

EFEITO DA SOLDAGEM COM DUPLA CAMADA NA MICROESTRUTURA E
DUREZA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO 9%Ni

Elisa Kimus Dias Passos

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
Abril de 2017

EFEITO DA SOLDAGEM COM DUPLA CAMADA NA MICROESTRUTURA E
DUREZA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO 9%Ni

Elisa Kimus Dias Passos

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA DA (COPPE)
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. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.

Prof. Sérgio Souto Maior Tavares, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
ABRIL DE 2017

Passos, Elisa Kimus Dias

Efeito da Soldagem com Dupla Camada na Microestrutura e Dureza da Zona Termicamente Afetada do Aço 9%Ni / Elisa Kimus Dias Passos. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2017.

XVII, 117 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2017.

Referências Bibliográficas: p. 115-117.

1. Aço 9Ni. 2. ZTA. 3. Dureza. I. Payão Filho, João da Cruz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

III. Título.

AGRADECIMENTOS

Ao meu marido, Diego Felix, pelo apoio e amor ao longo desses anos.

Aos meus pais, que onde quer que estejam, sei que protegem e iluminam a minha vida.

Às minhas queridas amiga e colegas de profissão, Melanea Medeiros, Mariana Georges e Rosa Silveira.

Aos colegas do Laboratório Nacional de Soldagem, em especial ao Eng. Augusto Veríssimo Passos pela dedicação em auxiliar a elaboração desse trabalho e ao Eng. Victor Hugo Pereira Oliveira pela execução das simulações computacionais.

Aos professores Sérgio Souto Maior Tavares e Leonardo Sales Araújo pela disponibilidade e contribuição com a minha dissertação de mestrado.

Ao meu orientador João da Cruz Payão Filho pela oportunidade.

À Shell Brasil, à Vallourec e ao SENAI-RJ por apoiar e viabilizar o desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço, ainda, a todos que de alguma forma me ensinaram a ser uma pessoa melhor.

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

EFEITO DA SOLDAGEM COM DUPLA CAMADA NA MICROESTRUTURA E
DUREZA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO 9%Ni

Elisa Kimus Dias Passos

Abril/2017

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Esse trabalho avaliou a ZTA do aço 9%Ni através da Técnica Higuchi Modificada, que define critérios de seleção de parâmetros de soldagem para dupla camada a partir dos resultados microestruturais da ZTA de uma soldagem por simples deposição. O objetivo da técnica é encontrar uma combinação de parâmetros que permita obter uma ZTA de granulação fina e de baixa dureza. Com base nos resultados obtidos na Técnica Higuchi Modificada, o amanteigamento de um tubo de aço 9%Ni foi realizado visando aplicar esses resultados em uma junta dissimilar. Todas as amostras obtidas nesse trabalho foram analisadas através de ensaios de microdureza, macrografia e microscopia ótica. As amostras que apresentaram os melhores resultados foram investigadas por difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) e por simulação computacional de ciclos térmicos de soldagem com o software Sysweld®. Como resultado do trabalho, verificou-se que a ZTA do aço 9%Ni apresenta-se predominantemente martensítica e que a soldagem multipasse promove a formação de fase bainítica de baixa dureza, principalmente nas regiões de sobreposição de passes. O amanteigamento do aço 9%Ni, apesar de formar fase bainítica de baixa dureza, resulta em uma ZTA heterogênea, com picos de dureza da ordem de 350 HV. Portanto, a técnica de amanteigamento do aço 9%Ni desenvolvida nesse trabalho não se mostra adequada para aplicação em poços de reinjeção de CO₂, contendo H₂S, que requer estrutura com dureza máxima de 250 HV.

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

EFFECT OF DOUBLE LAYER WELDING IN THE MICROSTRUCTURE AND
HARDNESS OF THE HEAT AFFECTED ZONE OF THE 9% Ni STEEL

Elisa Kimus Dias Passos

April/2017

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

This work evaluated the HAZ of the 9%Ni steel through the Higuchi Modified Technique, which defines selection criteria for welding parameters for double layer from the microstructural results of HAZ of a welding by simple deposition. The aim of the technique is to find a combination of parameters that allows to obtain a fine grain and low hardness HAZ. Based on the results obtained via the Modified Higuchi Technique, the buttering of a 9%Ni steel pipe was performed in order to apply those results to a dissimilar joint. All samples obtained in this work were analyzed by micro hardness, macrography and optical microscopy. The samples that presented the best results were investigated by Electron Backscatter Diffraction (EBSD) and by computer simulation of welding thermal cycles with the Sysweld® software. As a result of the work, it was verified that the HAZ of the 9%Ni steel is predominantly martensitic and that multipass welding promotes the formation of bainitic phase of low hardness, mainly in regions of overlapping passes. The buttering of the 9%Ni steel, although forming a bainitic phase of low hardness, results in a heterogeneous HAZ, with peaks of hardness of the order of 350 HV. Therefore, the 9%Ni buttering technique developed in this work is not suitable for application in CO₂ reinjection wells, containing H₂S, which requires a structure with a maximum hardness of 250 HV.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1. Metalurgia do aço 9%Ni	2
2.2. Propriedades do aço 9%Ni	9
2.3. Soldabilidade do Aço 9%Ni	12
2.4. Consumíveis de ligas de Ni	13
2.5. Zona Termicamente Afetada	16
2.6. Austenita Revertida	30
2.7. Previsão da Dureza	35
2.8. Fragilização ao Revenido	38
2.9. Teste Higuchi	39
3. MATERIAIS E MÉTODOS	47
3.1. Metal de Base	47
3.2. Metal de Adição.....	47
3.3. Soldagem de Simples Deposição – Técnica Higuchi: Primeira Etapa.....	47
3.3.1. Análise Macrográfica.....	50
3.3.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos.....	50
3.4. Aplicação dos Critérios de Decisão	51
3.5. Soldagem de Dupla Camada – Técnica Higuchi: Segunda Etapa	51
3.5.1. Análise Macrográfica.....	54
3.5.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos.....	54
3.6. Teste Pré-Amanteigamento.....	55
3.7. Amanteigamento	57
3.8. Soldagem da Junta Amanteigada.....	58
3.8.1. Análise Macrográfica.....	60
3.8.2. Ensaios de Microdureza e Dureza.....	60
3.9. Simulações Computacionais.....	62
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
4.1. Soldagem de Simples Deposição – Técnica Higuchi: Primeira Etapa.....	63
4.1.1. Análise Macroscópica.....	64
4.1.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos.....	65
4.2. Critério de Decisão	73
4.3. Soldagem de Dupla Camada – Técnica Higuchi: Segunda Etapa	75
4.3.1. Análise Macrográfica.....	77
4.3.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos.....	77

4.4. Teste Pré-Amanteigamento.....	90
4.5. Amanteigamento e Soldagem da Junta Amanteigada	92
4.5.1. Análise Macrográfica.....	93
4.5.2. Ensaios de Microdureza e Dureza.....	94
4.6. Simulações Computacionais.....	103
5. CONCLUSÕES.....	112
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	114
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	115

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de Fases Fe-Ni adaptado de [11].....	4
Figura 2. Curvas dilatométricas para a condição temperado e revenido a 600°C com as temperaturas de transformação do 9%Ni (a) aquecimento e (b) resfriamento [39].....	5
Figura 3. Diagrama CCT para o aço 0,08C-8,51Ni-0,26Si-0,54Mn-0,040Cu-0,085Cr-0,012Mo-0,005P-0,005S. A – austenita, M – martensita e Zw – bainita. Medidas de dureza em Vickers [12].	6
Figura 4. Diagrama CCT para o aço 0,09C-9,02Ni-0,22Si-0,68Mn-0,03Al-0,012Mo-0,008P-0,009S adaptado de [6]	7
Figura 5. Valores de temperaturas AC1 e AC3 do aço 9%Ni para diversos autores [3]	7
Figura 6. Bandas de segregação do aço 9%Ni [15]	9
Figura 7. Limite de escoamento versus temperatura para metais de base e metais de solda para fins criogênicos adaptado de [16].	10
Figura 8. Efeito da temperatura na dureza, no limite de escoamento, no limite de resistência e no alongamento no aço 9%Ni na condição de témpera e revenimento adaptado de [17].	10
Figura 9. Curvas de transição dútil-frágil para 3 tipos de aço ao Ni adaptado de [6]..	11
Figura 10. Propriedades mecânicas da solda do aço 9%Ni temperado e revenido adaptado de [17].	12
Figura 11. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGG [3].	19
Figura 12. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGF [3].	20
Figura 13. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de piso de 500°C (500X) [15].....	20
Figura 14. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 1000°C (500X) [15].....	21
Figura 15. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 1300°C (500X) [15].....	21
Figura 16. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 600°C (RIC). a) microscópio ótico, b) microscópio eletrônico de varredura [3].....	22
Figura 17. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 900°C (RGF). a) microscópio ótico, b) microscópio eletrônico de varredura [3].....	23
Figura 18. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 1200°C	

(RGG). a) e b) microscópio ótico, c) microscópio eletrônico de varredura e d) bainita coalescida [3].....	25
Figura 19. Ciclos térmicos de simulação de soldagem a) dois passes soldados e b) um detalhamento do segundo ciclo térmico [3]	26
Figura 20. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGGI [3].	27
Figura 21. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGGGF [3].	27
Figura 22. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGGIC [3].	28
Figura 23. Microestrutura das condições a) RGGI, b) RGGGF e c) RGGIC da ZTA do aço 9%Ni [28].	29
Figura 24. Energia de impacto a -196°C para amostras revenidas em diferentes temperaturas adaptado de [3].	31
Figura 25. O tratamento de refino de grão por ciclagem térmica adaptado de [31].	32
Figura 26. Aço 9%Ni em imagens de MET onde a austenita com formato alongado se distribui nos contornos de ripas da martensita [3].	33
Figura 27. Análise em microscópio eletrônico de varredura para as amostras com dupla normalização (c) e (d) e amostras refinadas (a) e (b). As figuras (b) e (d) são imagens de campo escuro da austenita retida correspondendo às imagens claras (a) e (b) respectivamente.	34
Figura 28. Região de grãos grosseiros da ZTA do aço 9%Ni através de MET com campo escuro.....	35
Figura 29. Distribuição de dureza e uma junta soldada de aço 9%Ni, a) 2mm da superfície superior da junta, b) no centro da junta no sentido da espessura e c) 2mm da superfície inferior da junta adaptado de [6].	37
Figura 30. Perfil de dureza típico da ZTA de um aço 9%Ni adaptado de [35].	38
Figura 31. Perfil de dureza típico da ZTA de um aço 9%Ni adaptado de [36].	38
Figura 32. Nomenclatura das diferentes regiões da ZTA de um passe único, e da ZTA reaquecida numa soldagem multipasses [20].	40
Figura 33. Diagrama Higuchi para um aço baixo carbono [41].....	41
Figura 34. Teste Higuchi Dupla Camada Convencional adaptado de [41].....	42
Figura 35. Teste Higuchi Dupla Camada Modificado adaptado de [42].....	43
Figura 36. Ilustração dos locais de execução dos perfis de microdureza na ZTA adaptado de [40].....	44

Figura 37. Método de definição das regiões duras e macias da ZTA adaptado de [40].	44
Figura 38. Percentuais de ZTA-GG refinada em função da relação de energias E2 / E1, sendo E2 a energia utilizada na segunda camada, E1 a energia utilizada na primeira camada, V a posição de soldagem vertical e SC a posição de soldagem sobre a cabeça [20].	45
Figura 39. Esquema de posicionamento do passe de revenimento [20].....	46
Figura 40. Soldagem GMAW com robô FANUC ARC Mate 120iC da empresa Lincoln Electric.....	49
Figura 41. Soldagem com processo GTAW manual.....	49
Figura 42. Pontos de medição de perfil de microdureza para camada simples adaptado de [14].	50
Figura 43. Equipamento de soldagem robotizada (Kuka).....	52
Figura 44. Pontos de medição de perfil de microdureza na solda de dupla camada adaptado de [14].....	55
Figura 45. Teste Pré-Amanteigamento no chanfro em V.	56
Figura 46. Identificação do local de ensaio de microdureza nas amostras de dupla e tripla camada.	56
Figura 47. Ilustração das 4 camadas de amanteigamento em um bisel.	58
Figura 48. Ilustração da chanfro amanteigado adaptado de [46].....	58
Figura 49. Pontos de Microdureza para as Juntas Amanteigada e Convencional	61
Figura 50. Pontos de Dureza para as Juntas Amanteigada e Convencional	61
Figura 51. a) Macrografia da amostra DGM3, soldagem dupla camada por processo GMAW com aporte térmico de 0,9 kJ/mm. b) Desenho computacional da amostra DGM3.	62
Figura 52. a) Macrografia da amostra pré-teste do amanteigamento, soldagem tripla camada por processo GMAW com aporte térmico de 0,9 kJ/mm. b) Desenho computacional da amostra pré-teste amanteigamento.....	62
Figura 53. Cordões de simples deposição soldados por processo GMAW	63
Figura 54. Cordões de simples deposição soldados por processo FCAW.	63
Figura 55. Cordões de simples deposição soldados por processo GTAW.	64
Figura 56. Cordões de simples deposição soldados por processo SMAW.....	64
Figura 57. A) Macrografia GM1; B) Macrografia GM2; C) Macrografia GM3; D) Macrografia FC1; E) Macrografia FC2; F) Macrografia FC3; G) Macrografia GT1; H) Macrografia GT2; I) Macrografia GT3; J) Macrografia SM1; L) Macrografia SM2; M)	

Macrografia SM3.....	65
Figura 58. Perfil de microdureza da amostra GM1 – Aporte térmico de 0,9 kJ/mm (500x).	66
Figura 59. Perfil de microdureza da amostra GM2 - Aporte térmico de 0,7 kJ/mm (500x).	66
Figura 60. Perfil de microdureza da amostra GM3 - Aporte térmico de 0,5 kJ/mm (500x).	67
Figura 61. Perfil de microdureza da amostra FC1 - Aporte térmico de 1,0 kJ/mm (550x).	67
Figura 62. Perfil de microdureza da amostra FC2 - Aporte térmico de 0,7 kJ/mm (500x).	68
Figura 63. Perfil de microdureza da amostra FC3 - Aporte térmico de 0,5 kJ/mm (500x).	68
Figura 64. Perfil de microdureza da amostra GT1 - Aporte térmico de 0,8 kJ/mm (500x).	69
Figura 65. Perfil de microdureza da amostra GT2 - Aporte térmico de 0,6 kJ/mm (500x).	69
Figura 66. Perfil de microdureza da amostra GT3 - Aporte térmico de 0,3 kJ/mm (500x).	70
Figura 67. Perfil de microdureza da amostra SM1 - Aporte térmico de 0,5 kJ/mm (500x).	70
Figura 68. Perfil de microdureza da amostra SM2 - Aporte térmico de 0,6 kJ/mm (500x).	71
Figura 69. Perfil de microdureza da amostra SM3 - Aporte térmico de 1,0 kJ/mm (500x).	71
Figura 70. Extensão da ZTA, Zona de Grãos Grosseiros e Zona de Grãos Finos, Intercrítica e Subcrítica para cada aporte térmico.....	72
Figura 71. Cordões de dupla camada soldados por processo FCAW. O cordão identificado com X foi descartado.....	75
Figura 72. Cordões de dupla camada soldados por processo GMAW.....	76
Figura 73. Cordões de dupla camada soldados por processo GTAW. O cordão identificado com X foi descartado.....	76
Figura 74. Cordões de dupla camada soldados por processo SMAW.....	76
Figura 75. A) Macrografia DFC1; B) Macrografia DFC2; C) Macrografia DFC3; D) Macrografia DGM1; E) Macrografia DGM2; F) Macrografia DGM3; G) Macrografia	

DGT1; H) Macrografia DGT2; I) Macrografia DGT3; J) Macrografia DSM1; L) Macrografia DSM2; M) Macrografia DSM3.	77
Figura 76. Perfil de microdureza da amostra DFC1, correspondente a combinação de aportes FC1 (1,0 kJ/mm) na primeira camada e FC1 (1,0 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).	78
Figura 77. a) ZTAGG – primeira camada (FC1) e b) ZTAGG – dupla camada (DFC1)....	78
Figura 78. Perfil de microdureza da amostra DFC2, correspondente a combinação de aportes FC3 (0,6 kJ/mm) na primeira camada e FC1 (1,1 kJ/m) na segunda camada. (Aumento 500x).	79
Figura 79. a) ZTAGG – primeira camada (FC3) e b) ZTAGG – dupla camada (DFC2)....	79
Figura 80. Perfil de microdureza da amostra DFC3, correspondente a combinação de aportes FC2 (0,8 kJ/mm) na primeira camada e FC1 (1,1 kJ/m) na segunda camada. (Aumento 500x).	80
Figura 81. a) ZTAGG – primeira camada (FC2) e b) ZTA-GG – dupla camada (DFC3)	80
Figura 82. Perfil de microdureza da amostra DGT1, correspondente a combinação de aportes GT3 (0,4 kJ/mm) na primeira camada e GT3 (0,3 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).	81
Figura 83. a) ZTAGG – primeira camada (GT3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGT1)	81
Figura 84. Perfil de microdureza da amostra DGT2, correspondente a combinação de aportes GT2 (0,6 kJ/mm) na primeira camada e GT3 (0,3 kJ/mm) na segunda camada (Aumento 500x).	82
Figura 85. a) ZTAGG – primeira camada (GT2) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGT2)	82
Figura 86. Perfil de microdureza da amostra DGT3, correspondente a combinação de aportes GT1 (0,8 kJ/mm) na primeira camada e GT3 (0,3 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).	83
Figura 87. a) ZTAGG – primeira camada (GT1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGT3)	83
Figura 88. Perfil de microdureza da amostra DSM1, correspondente a combinação de aportes SM1 (0,5 kJ/mm) na primeira camada e SM2 (0,8 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).	84
Figura 89. a) ZTAGG – primeira camada (SM1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DSM1)	84

Figura 90. Perfil de microdureza da amostra DSM2, correspondente a combinação de aportes SM1 (0,5 kJ/mm) na primeira camada e SM3 (1,3 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).....	85
Figura 91. a) ZTAGG – primeira camada (SM1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DSM2)	85
Figura 92. Perfil de microdureza da amostra DSM3, correspondente a combinação de aportes SM3 (1,0 kJ/mm) na primeira camada e SM3 (1,0 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).....	86
Figura 93. a) ZTAGG – primeira camada (SM3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DSM3)	86
Figura 94. Perfil de microdureza da amostra DGM1, correspondente a combinação de aportes GM3 (0,5 kJ/mm) na primeira camada e (0,7 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).....	87
Figura 95. a) ZTAGG – primeira camada (GM3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGM1)	87
Figura 96. Perfil de microdureza da amostra DGM2, correspondente a combinação de aportes GM3 (0,5kJ/mm) na primeira camada e GM1 (0,9kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).....	88
Figura 97. a) ZTAGG – primeira camada (GM3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGM2)	88
Figura 98. Perfil de microdureza da amostra DGM3, correspondente a combinação de aportes GM1 (0,9 kJ/mm) na primeira camada e GM1 (0,9 kJ/m) na segunda camada (Aumento 500x).....	89
Figura 99. a) ZTAGG – primeira camada (GM1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGM3)	89
Figura 100. Perfil de dureza ao longo da ZTA para soldagem com processo GMAW e aporte térmico de 0,9kJ/mm com 1 camada, 2 camadas e 3 camadas.	91
Figura 101. Bisel amanteigado antes e depois da usinagem.	92
Figura 102. Passe de raiz da junta amanteigada.	93
Figura 103. Junta amanteigada soldada.	93
Figura 104. Macrografia da junta amanteigada.	94
Figura 105. Macrografia da junta convencional....	94
Figura 106. Perfil de microdureza da junta amanteigada.	95
Figura 107. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA - região referente aos passes de acabamento da junta (Aumento de 500X).....	96

Figura 108. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA - região referente aos passes de enchimento da junta (Aumento de 500X)	97
Figura 109. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA - região referente aos passes de raiz da junta (Aumento de 500X)	97
Figura 110. Perfil de microdureza da junta convencional	98
Figura 111. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA da junta convencional - região referente aos passes de acabamento da junta (Aumento de 500X).	99
Figura 112. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA da junta convencional - região referente aos passes de enchimento da junta (Aumento de 500X).	100
Figura 113. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA da junta convencional - região referente aos passes de raiz da junta (Aumento de 500X)	100
Figura 114. Perfil de dureza superior das juntas amanteigada e convencional.	101
Figura 115. Perfil de dureza central das juntas amanteigada e convencional.	101
Figura 116. Perfil de dureza inferior das juntas amanteigada e convencional.	102
Figura 117. Simulação das temperaturas máximas atingidas pelo cordão de solda e pela ZTA durante a soldagem dupla camada do aço 9%Ni.	103
Figura 118. Simulação da distribuição de martensita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.	104
Figura 119. Simulação da distribuição de austenita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.	104
Figura 120. Simulação da distribuição de bainita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.	105
Figura 121. Simulação da distribuição de ferrita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.	105
Figura 122. Simulação das temperaturas máximas atingidas pelo cordão de solda e pela ZTA durante a soldagem tripla camada do aço 9%Ni.	106
Figura 123. Simulação da distribuição de martensita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.	107
Figura 124. Simulação da distribuição de austenita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.	107
Figura 125. Simulação da distribuição de bainita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.	108
Figura 126. Simulação da distribuição de ferrita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.	108
Figura 127. Perfil de microdureza paralelo à linha de fusão da amostra com dupla	

camada.....	109
Figura 128. Perfil de microdureza paralelo à linha de fusão da amostra com tripla camada.....	110
Figura 129. Perfil de microdureza paralelo à linha de fusão da junta amanteigada... 111	

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Composição química do aço ASTM A 333 Gr.8 [5].	3
Tabela 2. Propriedades do aço ASTM A 333 Gr.8 [5].	9
Tabela 3. Especificação e composição química dos consumíveis de soldagem a base de Ni [22].	15
Tabela 4. Especificação e propriedades mecânicas dos consumíveis de soldagem a base de Ni [22].	15
Tabela 5. Propriedades mecânicas do metal de solda com utilização do eletrodo ERNiCrMo-3 [23].	16
Tabela 6. Propriedades mecânicas do metal de solda com utilização do eletrodo ERNiCrMo-4 [23].	16
Tabela 7. Efeito da temperatura de pico na microestrutura e nas propriedades do aço 9%Ni [24].	17
Tabela 8. Efeito da temperatura de pico na microestrutura e nas propriedades do aço 9%Ni [3].	17
Tabela 9. Resultados de dureza teórico e experimental para o aço 9%Ni e parâmetros de soldagem utilizados [33].	36
Tabela 10. Especificação do metal de adição utilizado em cada processo de soldagem.	47
Tabela 11. Parâmetros utilizados na soldagem de simples deposição pelos processos GMAW, FCAW, GTAW e SMAW.	48
Tabela 12. Parâmetros utilizados na soldagem de dupla camada.	53
Tabela 13. Parâmetros de soldagem utilizados no procedimento de amanteigamento.	57
Tabela 14. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem de raiz da junta amanteigada.	59
Tabela 15. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos passes de enchimento e acabamento da junta amanteigada.	59
Tabela 16. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem da raiz da junta convencional.	60
Tabela 17. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos passes de enchimento e acabamento da junta convencional.	60
Tabela 18. Resultados do Critério de Decisão, com base nos resultados da primeira etapa.	74
Tabela 19. Combinação de aportes térmicos escolhidos para a etapa de Higuchi Dupla Camada.	75

1. INTRODUÇÃO

O aço 9%Ni foi desenvolvido pela INCO Limited na década de 40 e vem sendo usado desde então em tanques de estocagem de gás liquefeito de petróleo (GLP), nitrogênio líquido e oxigênio líquido. Essa aplicação se deve principalmente à alta tenacidade deste aço em uma ampla faixa de temperaturas, incluindo desde temperaturas criogênicas até temperaturas próximas de 1200°C.

A liquefação dos gases facilita a armazenagem e o transporte destes materiais por meio da redução do volume. Esse processo é realizado a partir de uma forte redução de pressão pela expansão em uma válvula adiabática, conhecida como Expansão Joule-Thompson [1], que tem como consequência o abaixamento da temperatura. Para que a condensação do GLP seja realizada, temperaturas na ordem de -163°C devem ser atingidas. O transporte e o armazenamento do gás liquefeito se dão em temperaturas ainda mais baixas, próximas de -170°C. Assim, os tanques de armazenamento e transporte devem ser confeccionados com materiais que apresentem boa tenacidade em baixas temperaturas, o que justifica a utilização do aço 9%Ni [2].

Apesar de ser um material consolidado para aplicações criogênicas, o aço 9%Ni tem se tornando interessante em outros campos da engenharia, como o setor de óleo e gás, onde este material é aplicado em tubulações no sistema de reinjeção de CO₂ em poços de petróleo do Pré-Sal brasileiro. O CO₂ é um subproduto da queima do petróleo e sua emissão na atmosfera é controlada pela legislação brasileira. Por esse motivo, ele é reinjetado nos poços de forma a atender a legislação ambiental brasileira, mas também atua no sentido de aumentar o fator de recuperação dos reservatórios com técnicas de reinjeção simultâneas de CO₂ e água.

No sistema de reinjeção de CO₂ podem ocorrer grandes variações de pressão, como a descompressão desde 550 bar até a pressão atmosférica em apenas 15 minutos. Nesse caso, ocorre um resfriamento brusco em toda a estrutura, podendo comprometer a integridade da tubulação. Portanto, para essa aplicação é indicado um aço com alta tenacidade em baixas temperaturas, assim como alta resistência mecânica para suportar as pressões atingidas. O aço 9%Ni se mostra vantajoso em relação ao aço inoxidável, consagrado para aplicações criogênicas, pois possui resistência mecânica superior, permitindo a utilização de tubulações com menores espessuras para suportar

uma pressão de 550 bar [3].

A presença de CO₂ em meio úmido e submetido a altas pressões pode promover a formação de trincas por hidrogênio. Além disso, ambientes ricos em H₂S são classificados como ácidos e, portanto, os materiais aplicados nesses ambientes requerem qualificação. Uma das normas internacionais que determinam os requisitos e recomendações para seleção de materiais para ambientes contendo H₂S é a NACE MR0175. No entanto, essa norma não pré-qualifica o aço 9%Ni para utilização em ambientes com H₂S. A NACE MR0175 define que aços carbono e baixa liga devem apresentar dureza menor que 22 HRC e se forem submetidos a processo de soldagem ou trabalho a frio, tratamento de alívio de tensões posterior deve ser realizado. Para outros materiais não listados na NACE MR0175, como o aço 9%Ni, a norma prevê a possibilidade de utilizar testes laboratoriais a partir da norma NACE TM0177 (*Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments*) [4].

Apesar da indicação do aço 9%Ni ser interessante para aplicação em sistemas de reinjeção de CO₂ devido a sua alta tenacidade e resistência mecânica, a resistência à corrosão desse material em meios ricos em H₂S e CO₂, como nos poços de petróleo, ainda se encontra em estudo. No entanto, sabe-se que presença de H₂S limita os valores de dureza do aço em 250 HV, tanto no metal de base quanto no metal de solda, de forma a prevenir o trincamento sob tensão [3].

O objetivo do presente trabalho é estudar a microestrutura da ZTA do aço 9%Ni através da Técnica Higuchi Dupla Camada, visando à redução da dureza, de forma a permitir a aplicação desse material em meios contendo H₂S.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Metalurgia do aço 9%Ni

O 9%Ni é classificado como um aço alta liga e sua composição química pode ser verificada na tabela 1:

Tabela 1. Composição química do aço ASTM A 333 Gr.8 [5].

Composição Química (% em peso)						
Grau	C (máx.)	Si	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Ni
8	0,13	0,13/0,32	0,90	0,025	0,025	8,40/9,60

Além dos elementos citados na tabela 1, os aços ao níquel podem ter em sua composição elementos refinadores de grão, como alumínio e titânio, que ancoram o crescimento de grão da austenita, favorecendo o aumento da tenacidade e resistência mecânica desses aços [6].

Os tubos de aço 9%Ni são referenciados pela norma ASTM A 333 grau 8 e podem ser comercializados com dois tipos de tratamentos térmicos distintos: dupla normalização seguida de revenimento ou têmpera seguida de revenimento. Ambos os tratamentos térmicos resultam em uma microestrutura formada por uma matriz ferrítica, com presença de carbetas e 5-15% de austenita revertida, também denominada reformada ou reversa, que é uma das grandes responsáveis pela alta tenacidade desse aço, inclusive em baixas temperaturas. Por esse motivo, o revenimento intercrítico deve ser controlado numa estreita faixa de temperatura de forma a garantir a presença da austenita revertida [7].

De acordo com Passoja *et al.* [8], testes de tenacidade à fratura mostraram que, para o aço 9%Ni, os maiores valores de energia absorvida foram obtidos nas amostras com presença de austenita revertida. Em suas conclusões fica claro que a estabilidade desta fase é determinante para a alta tenacidade à fratura de aços ao Ni em temperaturas criogênicas. Além da presença de austenita revertida, outros fatores, como alto teor de níquel, baixo teor de carbono e nitrogênio, também contribuem para alta tenacidade do aço 9%Ni [9]. É conhecido que aços com microestrutura ferrítica apresentam baixa tenacidade em temperaturas criogênicas, e que a adição de Ni na liga permite um aumento dessa propriedade devido a formação de uma microestrutura refinada e livre de rede de carbetas fragilizantes. O Ni quando usado como elemento de liga nos aços atua como endurecedor da ferrita e, como não forma carbetas, permanece em solução, aumentando a resistência e tenacidade decorrente do refino de grãos ferríticos [3].

Com o intuito de estudar a microestrutura do 9%Ni, uma tentativa de utilizar o

diagrama ternário Fe-Ni-C foi realizada, porém o resultado não foi conclusivo visto que a porcentagem de carbono desse aço é muito baixa (0,06% em peso), posicionando-o no vértice do diagrama ternário, o que não contribui para a avaliação das transformações de fase. Conforme guia publicado pelo *International Institute of Welding* [10], para aços com mais de 8% de Ni, as transformações de fase podem ser avaliadas através do diagrama binário Fe-Ni (Figura 1), pois estes elementos estão presentes em porcentagens mais significativas.

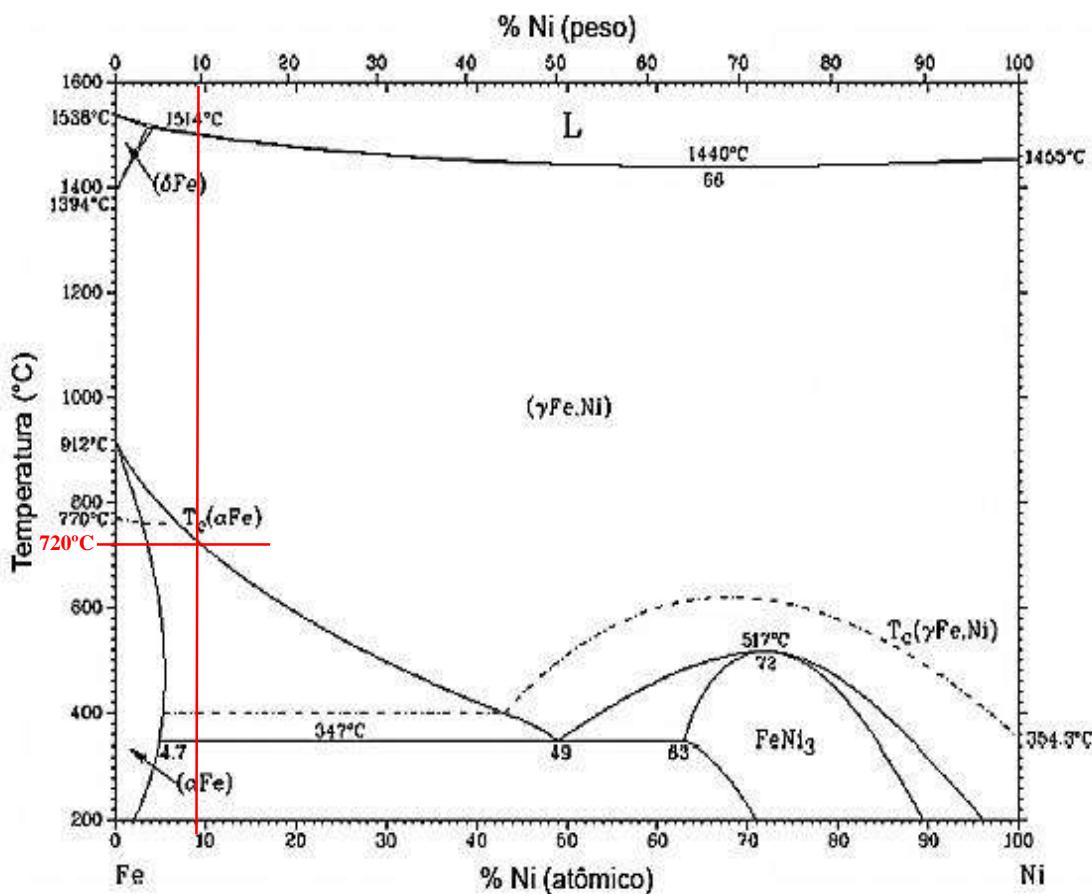


Figura 1. Diagrama de Fases Fe-Ni adaptado de [11]

A partir do diagrama Fe-Ni pode-se perceber que para uma liga com 9% de níquel em peso, a temperatura de transformação da fase ferrítica é aproximadamente 720°C. E o final dessa transformação se dá na temperatura de 347°C. Como o aço 9%Ni possui outros elementos de liga presentes na sua composição, o diagrama Fe-Ni não oferece informações precisas no que diz respeito a transformações de fases desse material.

No trabalho de Rodrigues [3], curvas dilatométricas do aço 9%Ni na condição temperado e revenido a 600°C foram traçadas e portanto, foi possível detectar as temperaturas de transformação de fase AC1, AC3, Ms e Mf, durante o aquecimento e resfriamento, uma vez que a transformação da martensita em austenita e austenita em martensita implicam em contração e expansão, respectivamente. Na figura 2 estão apresentadas as curvas dilatométricas de aquecimento e resfriamento do aço 9%Ni.

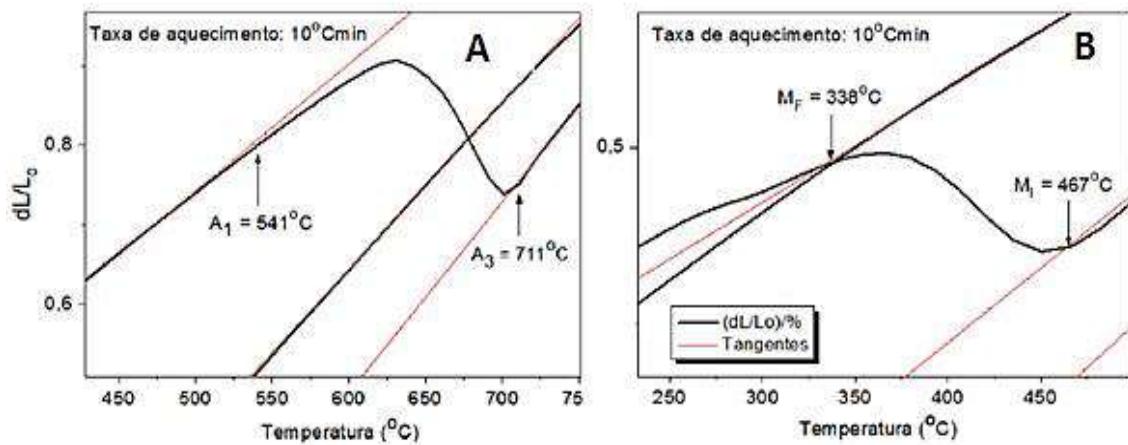


Figura 2. Curvas dilatométricas para a condição temperado e revenido a 600°C com as temperaturas de transformação do 9%Ni (a) aquecimento e (b) resfriamento [39].

Nas curvas dilatométricas é possível identificar as temperaturas de transformação AC1 (541°C), AC3 (711°C), Ms (467°C) e Mf (338°C). A temperatura AC3 se aproxima do valor indicado no diagrama Fe-Ni (720°C), no entanto a temperatura AC1 apresenta valor significativamente diferente (347°C). Portanto, pode-se assumir que o diagrama binário Fe-Ni não é a referência mais adequada para avaliar as transformações de fases presentes no aço 9%Ni. Para aplicação em procedimentos de soldagem, onde a taxa de aquecimento é muito mais rápida que $10^\circ\text{C}/\text{min}$, as temperaturas A1 e A3 podem variar significativamente devido às mudanças na cinética de reação.

O diagrama de resfriamento contínuo apresentado na figura 3, apresenta as curvas de resfriamento para um aço 9%Ni de composição similar ao estudado nesse trabalho. A temperatura AC3 é 993K (719°C), similar àquela encontrada na curva dilatométrica, ao contrário do que ocorre com a temperatura Ms de 600K (326°C) indicada no CCT, que é 141°C menor do que a encontra na dilatometria. Esse fato pode ser explicado pela pequena diferença de composição química, pois o aço representado na figura 3 possui pequenas porcentagens de cobre, cromo e molibdênio, elementos que contribuem para

o aumento do carbono equivalente além de aumentar a temperabilidade do aço em questão.

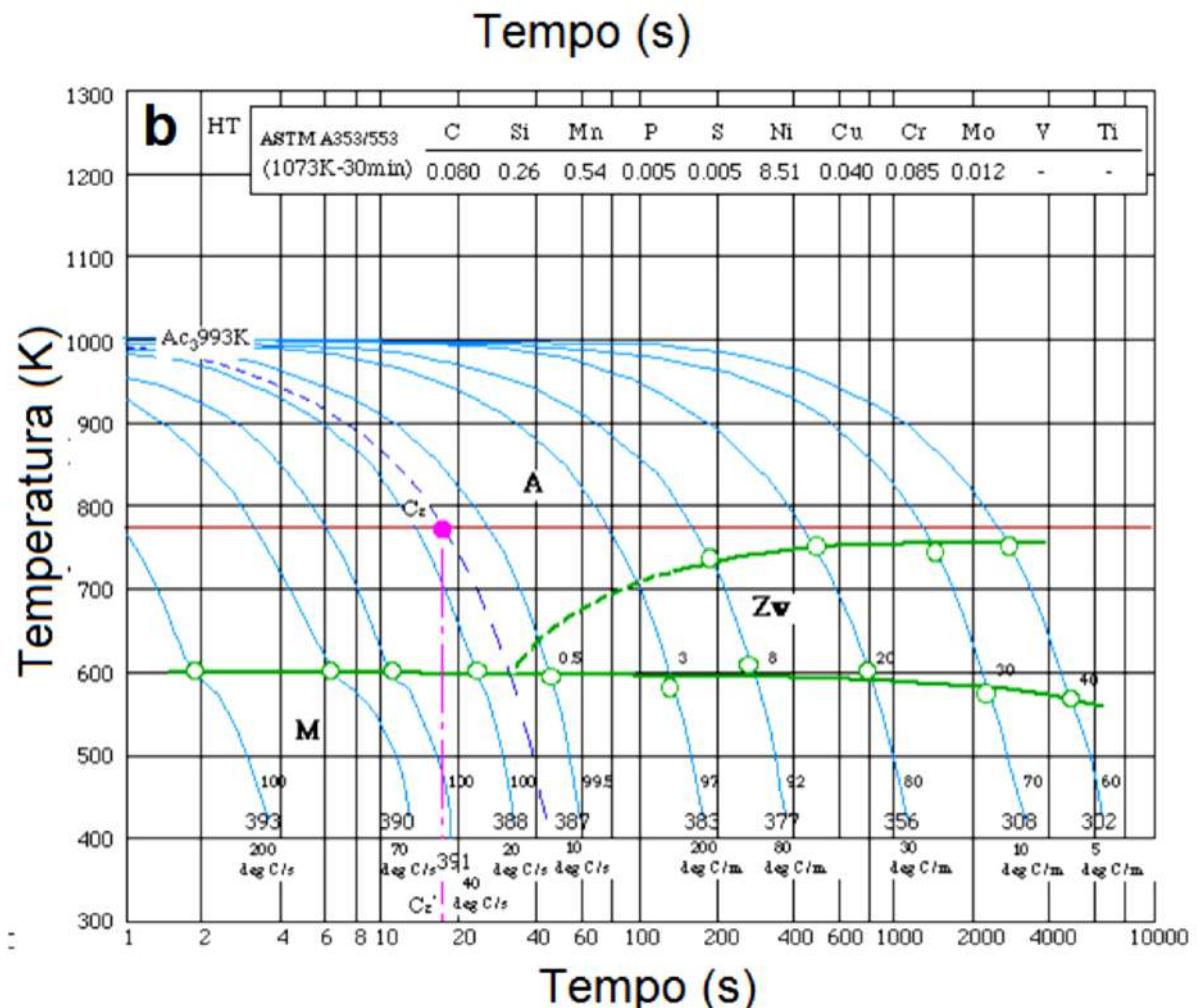


Figura 3. Diagrama CCT para o aço 0,08C-8,51Ni-0,26Si-0,54Mn-0,040Cu-0,085Cr-0,012Mo-0,005P-0,005S. A – austenita, M – martensita e Zw – bainita. Medidas de dureza em Vickers [12].

Na figura 4 o diagrama CCT para o aço de composição química 0,09C-9,02Ni-0,22Si-0,68Mn-0,03Al-0,008P-0,009S está apresentado. Percebe-se que as temperaturas AC1, AC3, Ms e Mf mudam consideravelmente, deixando claro a grande sensibilidade desse material a pequenas variações de composição química. Reforçando ainda mais este fato, Rodrigues [3] apresenta em seu trabalho uma tabela compilada das temperaturas AC1 e AC3 para aço 9%Ni para diferentes composições químicas (Figura 5).

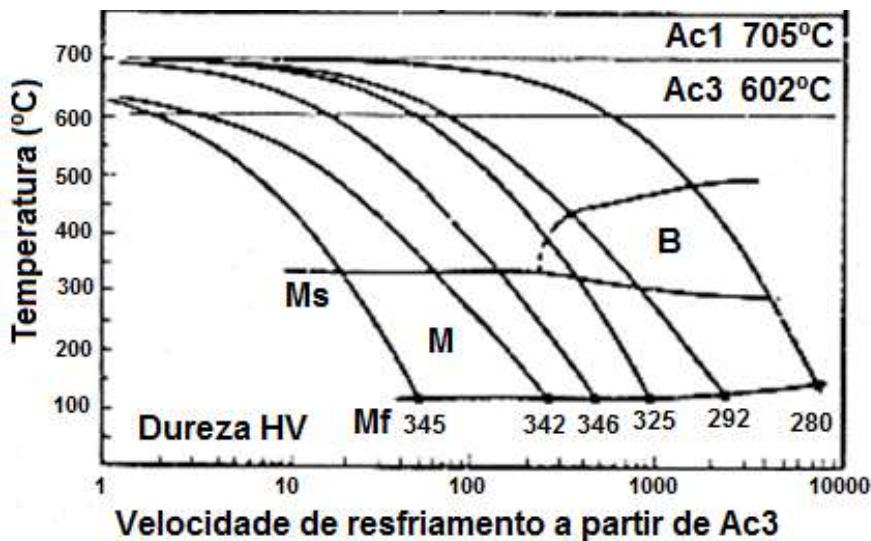


Figura 4. Diagrama CCT para o aço 0,09C-9,02Ni-0,22Si-0,68Mn-0,03Al-0,012Mo-0,008P-0,009S adaptado de [6]

Composição	AC1	AC3	Autor
0,10C-9,11Ni	560	709	(NIMS Materials Database, 2014)
0,08C-8,51Ni-0,54Mn	-	719	(NIMS Materials Database, 2014)
0,1C-8,6Ni-0,75Mn	552	643	(Brophy; Miller, 1948)
0,001C-8,95Ni-0,85Mn	590	725	(Ôoka; Sugino, 1960)
0,1C-8,95Ni-0,85Mn	540	720	(Ôoka; Sugino, 1960)
0,066C-9,28Ni-0,65Mn	664	694	(Jang; Ju et al., 2003)
0,09C-9,02Ni-0,68Mn	602	705	IIW-844-87 apud (Ahsan et al., 2014)
0,043C-9,35Ni-0,64Mn	577	703	(X. Q. Zhao et al., 2007)
0,036C- 9,02 Ni-0,70Mn	640	725	(Y. H. Yang et al., 2014)

Figura 5. Valores de temperaturas AC1 e AC3 do aço 9%Ni para diversos autores [3]

Apesar das diferenças entre os diagramas CCT apresentados nas figuras 3 e 4, fica evidente que, para todas as taxas de resfriamento aplicadas, a microestrutura final será composta por martensita e bainita, sendo esta última em maiores concentrações a medida que a velocidade de resfriamento é reduzida. Não há formação de ferrita para as taxas de resfriamento usuais. Ela se forma apenas em tratamentos de térmicos de revenimento ou alívio de tensões. Outra informação relevante que podemos obter dos diagramas CCT é a diferença de dureza da microestrutura final quando a bainita é

formada. A figura 3 mostra que para uma velocidade de resfriamento igual ou superior a 10°C/s, a microestrutura formada é 100% martensítica e sua dureza varia de 387 a 393 HV. A medida que a velocidade de resfriamento cai, a dureza final diminui até 302 HV para uma porcentagem de 40% de bainita. No diagrama da figura 4, a martensita apresenta dureza variando entre 340 e 345 HV e a formação de bainita reduz a dureza até patamares de 280 HV.

O aumento do teor de elementos gamagêneos, principalmente o Ni, amplia o campo austenítico, atuando no sentido de suprimir a formação de ferrita e perlita como produtos de transformação de fase em altas temperaturas [13]. Dependendo do teor de elementos gamagêneos, a temperatura M_f pode encontrar-se abaixo da temperatura ambiente, o que permite que alguma austenita retida se forme nos contornos de grão mesmo com taxas altas de resfriamento. De acordo com Khodir *et al.* [14] é muito claro que quanto maior o teor de Ni, maior o volume de austenita retida formada. A presença dessa fase promove um aumento na tenacidade e resistência a formação de trincas de hidrogênio. Um outro tipo de austenita, chamada de reversa ou revertida, se forma durante tratamentos térmicos de revenimento na faixa de temperatura intercrítica (entre AC1 e AC3). Nesse caso, o revenimento é realizado no campo bifásico $\alpha + \gamma$, com temperatura de 580°C aproximadamente, resultando em cerca de 5-10% de austenita revertida de alto teor de Ni. Jang [13] afirma que a presença da austenita resultante do revenimento evita a formação de trincas frágeis na martensita. E alguns dos mecanismos propostos por Khodir [14] para explicar o aumento da tenacidade pela presença de austenita são: redução de carbono e outros elementos deletérios da matriz ferrítica, redução da precipitação de cementita e aumento do volume de fase CFC que possui maior resistência a fratura por clivagem.

Uma outra característica do aço 9%Ni é a presença de bandas de segregação no material como recebido. Esse efeito se origina do processo de laminação e é mais evidente quando a amostra é cortada no sentido perpendicular à superfície da chapa de aço 9%Ni. Na figura 6 está ilustrada uma micrografia apresentada no trabalho de Nippes [15] indicando as linhas de segregação.

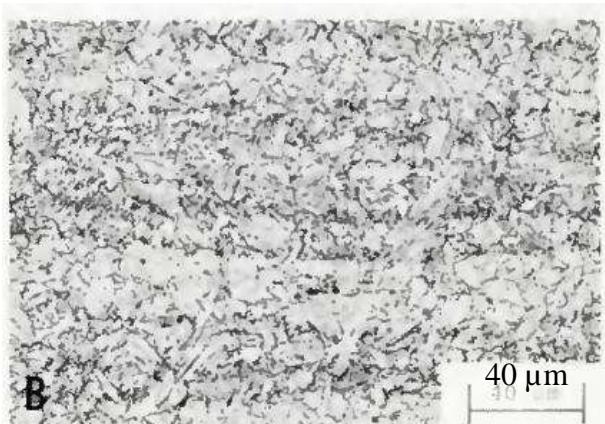


Figura 6. Bandas de segregação do aço 9%Ni [15]

2.2. Propriedades do aço 9%Ni

A tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas do aço ASTM A 333 grau 8.

Tabela 2. Propriedades do aço ASTM A 333 Gr.8 [5].

Propriedades Mecânicas					
Grau	Limite de Escoamento – mín.		Limite de Resistência à Tração – mín.		Expansão Lateral a -195°C – mín.
8	psi	Mpa	Psi	MPa	mm
	75.000	515	100.000	690	0.38

A figura 7 apresenta uma relação entre o limite de escoamento e temperatura para metais utilizados em meios criogênicos. Percebe-se que o aço 9%Ni apresenta um limite de escoamento acima de 1400 Mpa na temperatura de 0°C, posicionando-se entre as melhores opções para essa aplicação. Já a figura 8 apresenta o efeito da temperatura na dureza, no limite de escoamento, no limite de resistência e no alongamento do aço 9%Ni temperado e revenido. O alongamento não apresenta variação significativa com a variação de temperatura. No entanto, o LE, o LR e a dureza aumentam consideravelmente com a redução da temperatura até -200°C.

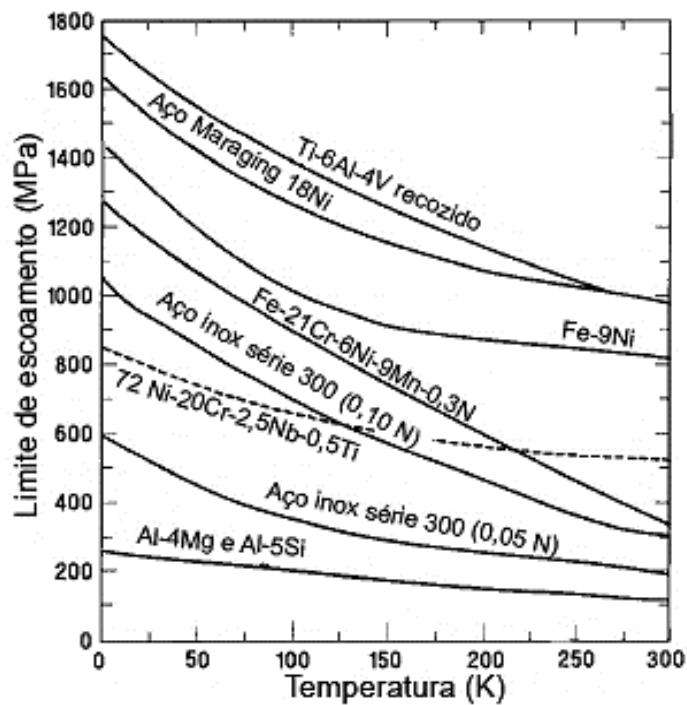


Figura 7. Limite de escoamento versus temperatura para metais de base e metais de solda para fins criogênicos adaptado de [16].

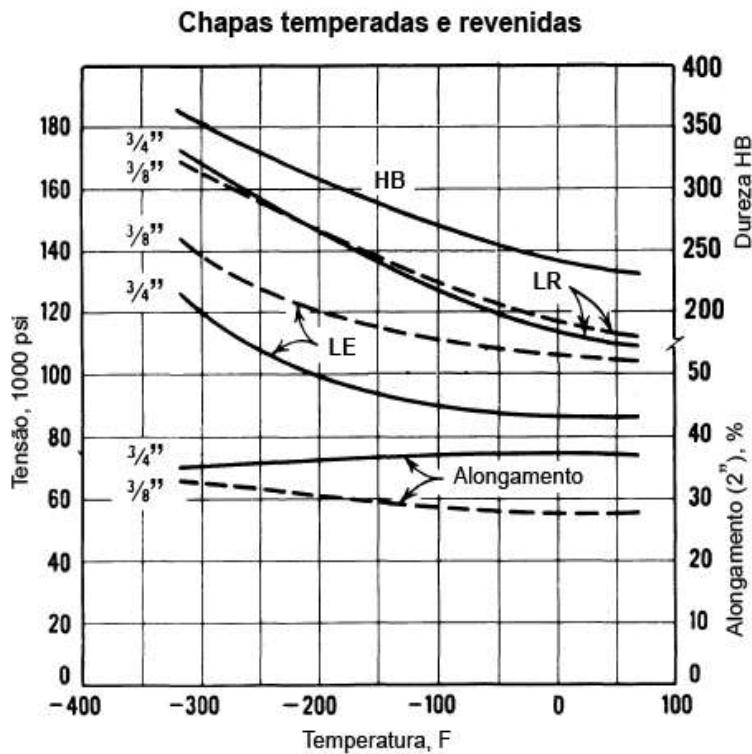


Figura 8. Efeito da temperatura na dureza, no limite de escoamento, no limite de resistência e no alongamento no aço 9%Ni na condição de têmpera e revenimento adaptado de [17].

A determinação da transição díutil-frágil do aço 9%Ni é complexa. Acredita-se que a energia de absorção mais baixa fica em torno de -196°C [15]. Essa informação pode ser verificada na figura 9:

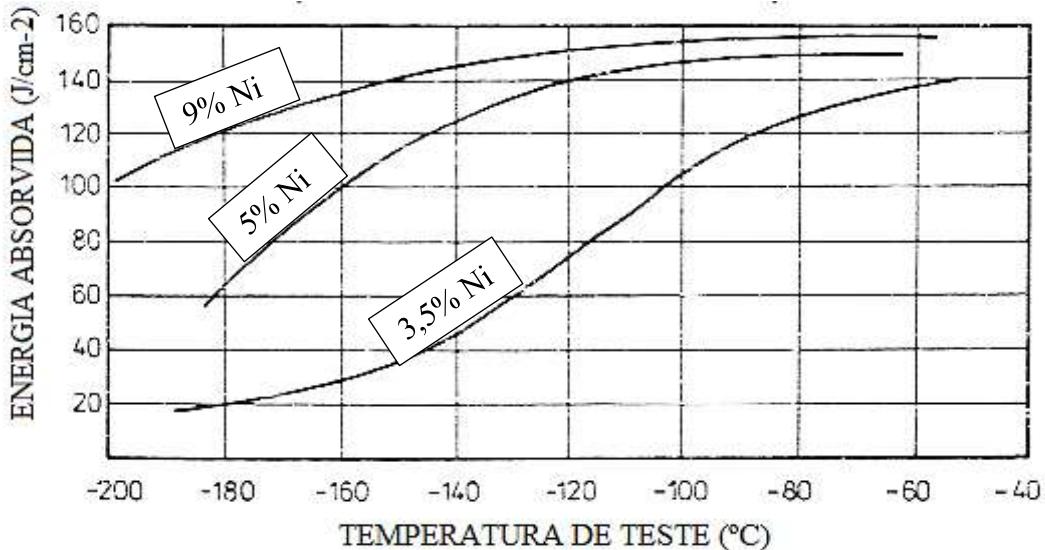


Figura 9. Curvas de transição díutil-frágil para 3 tipos de aço ao Ni adaptado de [6].

Khodir e at. [12] mostraram em seus estudos que a adição de Ni permite a redução da resistência de átomos intersticiais à movimentação das discordâncias, assim o material consegue apresentar uma deformação plástica considerável antes de fraturar. Na análise na superfície de fratura, a presença de *dimples* deixou claro a característica díutil do material. O aumento da tenacidade pela presença de alto teor de Ni pode se justificar também pela formação de martensita temperada e a presença de austenita retida contínua nos contornos da bainita coalescida e nos contornos com segregação, que dificultam a propagação de trincas. Além disso, o tamanho de grão da austenita prévia, a microestrutura no interior do grão e a tenacidade ao impacto variam significativamente com a porcentagem de Ni. Acima de 4% de Ni ocorre um forte enriquecimento da região interdendritica com Ni, Mo e Mn com consequente aumento do tamanho da austenita primária.

Os requisitos de tenacidade da ASTM para o metal de solda e para a ZTA com aplicação em baixa temperatura são os mesmos do metal de base [17]. Na figura 10 estão demonstradas as propriedades mecânicas do metal de solda do aço 9%Ni para a condição temperado e revenido.

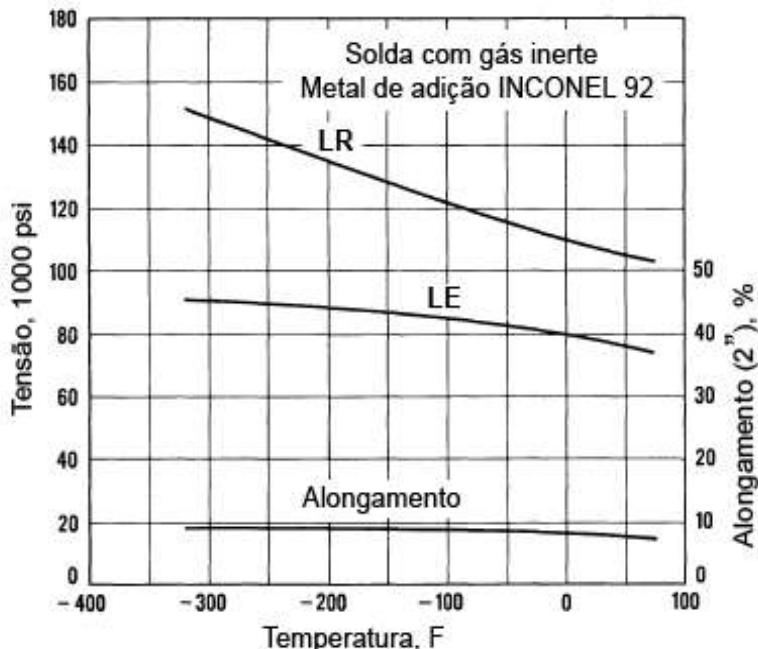


Figura 10. Propriedades mecânicas da solda do aço 9%Ni temperado e revenido adaptado de [17].

2.3. Soldabilidade do Aço 9%Ni

O aço 9%Ni possui boa soldabilidade no que diz respeito a trinca e deterioração das propriedades mecânicas pela aplicação de calor. Pode ser soldado por uma variedade de processos de soldagem, incluindo SMAW, GMAW, GTAW, FCAW e SAW. Não requer tratamento térmico pós soldagem acima de 51 mm de espessura. Quando o tratamento térmico pós soldagem é necessário, a faixa de temperatura recomendada é de 551-583°C, e a taxa de resfriamento não deve ser maior que 167°C/h [7]. A soldagem de aço 9%Ni pode causar sopro magnético devido ao alto teor de Ni do metal de base. Em caso de indução magnética, ela pode ser removida através de equipamentos desmagnetizadores ou tratamento de reaquecimento [7].

Estudos realizados em aços 9%Ni temperados e revenidos mostraram que a ZTA apresenta uma redução da tenacidade nas regiões de crescimento de grão causadas por ciclos térmicos de soldagem. No entanto, devido aos altos valores de tenacidade ao impacto apresentados por esse aço, a redução não compromete os limites mínimos exigidos por norma. É recomendado que o aporte térmico não ultrapasse 3 kJ/mm e a temperatura interpasses não ultrapasse a faixa de 100-150°C [2]. Zeeman [18]

recomenda que o aporte térmico seja entre 1,5 e 2,0 kJ/mm para um melhor controle do tamanho de grão e consequentemente da tenacidade do material. Já Hickmann *et al.* [19] reportaram que o aporte térmico entre 1 e 3 kJ/mm apresenta bons resultados na soldagem do aço 9%Ni com liga de níquel.

O aço 9%Ni é praticamente imune à trinca a frio e um dos motivos é o seu carbono equivalente baixo. No entanto, chapas com espessura acima de 25 mm devem ser preaquecidas a 35°C e chapas com espessura menor que 25 mm não deve ser soldada abaixo da temperatura de orvalho [2].

O metal de solda gerado a partir de depósito de liga a base de Ni sempre se solidificará como austenita, mesmo que a diluição seja alta. Ni e Mn apresentam baixa solubilidade na fase austenítica, de modo que quando um aço com teor de Ni acima de 9%, ou N_{eq} acima de 11%, se solidifica na forma austenítica, ocorre expulsão de Ni, Mn e Mo para o metal líquido da poça de fusão. No caso de utilização de superliga de níquel 625 como metal de adição do aço 9%Ni, ocorre a formação de líquido de composição eutética ao final da solidificação, podendo causar trinca de solidificação. Uma possibilidade de evitar esse tipo de trinca é por meio da redução das restrições da junta, que por consequência reduz o nível de tensões residuais [12].

A exposição térmica pode alterar a microestrutura de um material soldado no sentido de permitir um enriquecimento de Nb nas regiões interdendríticas, o que pode causar a precipitação de fases indesejáveis durante o resfriamento [20]. Em relação à dureza, estudos mostraram que na solda esse valor aumenta com o teor de Ni, variando de 259 a 380 HV. A microdureza máxima encontrada nas regiões de segregação foi de 430 HV. Os valores de dureza praticados atualmente para evitar trinca a frio e corrosão sob tensão são 350 e 248 HV, respectivamente [20].

2.4. Consumíveis de ligas de Ni

As superligas de níquel da família Ni-Cr-Mo são comumente utilizadas para soldar aço 9%Ni por apresentarem tenacidade compatível com o metal de base e resistência mecânica ligeiramente inferior, processo este chamado de *undermarching* [3]. Além disso, as ligas de níquel possuem coeficiente de expansão térmica próximo do aço

9%Ni, diferentemente do aço inoxidável austenítico, que possui esse coeficiente 50% mais elevado. Essa característica promove uma redução nas tensões residuais provenientes do processo de soldagem.

Da família Ni-Cr-Mo, a mais utilizada é a liga superliga de níquel 625, que pode ser empregada em uma diversa gama de condições, desde temperaturas criogênicas até temperaturas próximas de 1000°C. Possui alta resistência mecânica, excelente soldabilidade e resistência à oxidação em vários meios com grande variação de temperatura e pressão. Além disso, possui uma característica que a torna especialmente utilizada como metal de adição em soldas dissimilares: Permite diluição de uma grande variedade de metais sem alterar suas propriedades [21].

Outras famílias de liga de níquel também podem ser utilizadas, como NiCr e NiCrFe, além do inox austenítico com alto Mn e W. No entanto, as ligas NiCrMo apresentam maior margem de resistência mecânica em comparação com as outras famílias [9]. Os tipos de consumíveis mais utilizados para soldagem de 9%Ni são [22]:

- AWS A5.11 ENiCrMo-3
- AWS A5.11 ENiCrMo-4
- AWS A5.14 ERNiCrMo-3
- AWS A5.14 ERNiCrMo-4
- AWS A5.34 ERNiCrMo-3 T0-4
- AWS A5.34 ERNiCrMo-3 T1-4

As tabelas 3 e 4 apresentam a especificação, composição química e propriedades mecânicas dos diferentes consumíveis utilizados na soldagem do aço 9%Ni.

Tabela 3. Especificação e composição química dos consumíveis de soldagem a base de Ni [22].

Produto	Grau de especificação	Composição química % (em peso)					
		Ni	Cr	Mo	Nb	W	Fe
INCONEL® Eletrodo 112	ENiCrMo-3	55 min	20-23	8-10	3,15 - 4,15	-	7 max
INCO-WELD® Eletrodo C276	ENiCrMo-4	69 bal	14,5 - 16,5	15-17	-	3 - 4,5	4-7
INCONEL® Metal de adição 625	ERNiCrMo-3	58 min	20-23	8-10	3,14 - 4,15	-	5 max
INCO-WELD® Metal de adição C-276	ERNiCrMo-4	bal	14,5 - 16,5	15-17	-	3 - 4,5	4-7
INCO-CORED® 625	ENiCrMo3T0-4 ENiCrMo3T1-4	bal	20-23	8,75 - 9,75	3,15 - 5,15	-	5 max

Tabela 4. Especificação e propriedades mecânicas dos consumíveis de soldagem a base de Ni [22].

Produto	Grau de especificação	Propriedades mecânicas típicas					
		Ni	Cr	LE (Mpa)	LR (Mpa)	AI (%)	CVN 196°C (J)
INCONEL® Eletrodo 112	ENiCrMo-3	55 min	20-23	540	813	34	40-60
INCO-WELD® Eletrodo C276	ENiCrMo-4	69 bal	14,5-16,5	475	760	43	50-70
INCONEL® Metal de adição 625	ERNiCrMo-3	58 min	20-23	450	750	40	62
INCO-WELD® Metal de adição C-276	ERNiCrMo-4	bal	14,5-16,5	500	690	39	60-80
INCO-CORED® 625	ENiCrMo3T0-4 ENiCrMo3T1-4	bal	20-23	500	750	42	76

As tabelas 5 e 6 apresentam as propriedades mecânicas do metal se solda pela deposição dos eletrodos ERNiCrMo-3 e ERNiCrMo-4, respectivamente.

Tabela 5. Propriedades mecânicas do metal de solda com utilização do eletrodo ERNiCrMo-3 [23].

Propriedades mecânicas - Metal de solda		
Propriedades	Temperatura	
	20°C	-196°C
Limite de escoamento (MPa)	510	-
Limite de resistência (Mpa)	770	-
Alongamento (%)	42	-
Redução de área (%)	51	-
Tenacidade ao impacto, Charpy V (J)	150	70
Dureza, Vickers (HV)	220	-

Tabela 6. Propriedades mecânicas do metal de solda com utilização do eletrodo ERNiCrMo-4 [23].

Propriedades mecânicas - Metal de solda		
Propriedades	Temperatura	
	20°C	-196°C
Limite de escoamento (MPa)	470	-
Limite de resistência (Mpa)	750	-
Alongamento (%)	40	-
Redução de área (%)	45	-
Tenacidade ao impacto, Charpy V (J)	170	130
Dureza, Vickers (HV)	250	-

2.5. Zona Termicamente Afetada

A zona termicamente afetada de uma solda tem como uma de suas principais características uma microestrutura heterogênea. Esse fato se deve aos diferentes ciclos térmicos que cada ponto dessa região foi submetido. Dependendo das temperaturas de pico e velocidades de resfriamento impostas, microestruturas e granulações diferentes se formam. Na ZTA do aço 9%Ni é possível observar as primeiras transformações estruturais na faixa de 650-800°C. Acima de 900°C, a microestrutura se apresenta mais fina que o metal de base original e quando atinge temperaturas na ordem de 1200°C uma microestrutura com granulação grosseira pode ser encontrada. Para esse tipo de aço, a microestrutura da ZTA é martensítica, mesmo em taxas muito baixas de resfriamento, o que faz com que a dureza atinja valores acima de 380 HV [6].

Para estudar a ZTA do aço 9%Ni, Nippes *et al.* [15] realizaram simulações de ciclos térmicos na máquina Gleeble® utilizando temperaturas de 1300°C, 1000°C e 500°C, equivalentes às regiões de grãos grosseiros, região de grãos finos e região intercrítica, respectivamente. Assim como Nippes, Rodrigues [3] também realizou simulações no equipamento Gleeble® XTMS (DRXRT - Difração de raios-X síncrotron *in situ* resolvido no tempo). Os ciclos de soldagem simulados por Rodrigues tiveram temperaturas de pico de 1200°C, 900°C e 600°C, representando as regiões de grãos grosseiros, grãos finos e região intercrítica, respectivamente. Os resultados encontrados por Nippes e Rodrigues estão expostos nas tabelas 7 e 8.

Tabela 7. Efeito da temperatura de pico na microestrutura e nas propriedades do aço 9%Ni [24].

Condição	Tamanho de grão (ASTM)	Dureza (HV0,2)	Dureza (HRC)	Austenita retida (%)	Energia de impacto à -196°C (J)
Metal base	9	256	20	9,4 ± 0,3	112
ZTA 500°C	9	255	23	3,9 ± 0,6	104
ZTA 1000°C	11-12	367	37-38	< 1,0	59
ZTA 1300°C	4-5	353	36	2,9 ± 0,1	38

Tabela 8. Efeito da temperatura de pico na microestrutura e nas propriedades do aço 9%Ni [3].

Condição	Tamanho de grão (μm)	Dureza (HV10)	Dureza (HRC)	Austenita retida (%)	Energia de impacto à -196°C (J)
Metal base	4,72	240	23	6,35	176
ZTA 600°C	8,73	260	26	4,65	198
ZTA 900°C	3,61	275	28	4,96	73
ZTA 1200°C	30,00	275	29	2,94	65

Utilizando o metal de base ferrítico como referência, Nippes [15] demonstrou que o corpo de prova submetido a um pico de temperatura de 500°C não sofreu modificações significativas no que diz respeito a tamanho de grão, dureza e energia de impacto em relação ao metal de base. No entanto, houve uma redução no volume de austenita revertida de 9,4 para 3,9%. Um resultado similar é demonstrado por Rodrigues [3] para a amostra submetida a temperatura de pico de 600°C. Os resultados de dureza e energia de impacto foram similares ao do metal de base, porém o volume de austenita revertida reduziu de 6,35 para 4,65%. Diferente de Nippes, Rodrigues percebeu um aumento do tamanho de grão de aproximadamente 4 μm após o ciclo térmico a 600°C.

Para a amostra submetida a temperatura de pico de 1000°C, Nippes [15] indicou mudança significativas em todas as características da microestrutura. Houve transformação de fase da ferrita em austenita no aquecimento, o que promoveu um refino do grão. Ao ser resfriada a amostra apresentou dureza mais elevada devido a formação de martensita pela alta taxa de resfriamento proporcionada. O volume de austenita revertida foi drasticamente reduzido, o que contribui para a redução da energia de impacto. Para Rodrigues [3], a amostra submetida a temperatura de pico de 900°C também apresentou refino de grão e queda de energia absorvida, no entanto a dureza e o volume de austenita revertida não foram alterados significativamente. Estudos do aço 9%Ni para fins criogênicos realizado por Rush [25] mostraram uma grande redução no tamanho de grão desse material ao submetê-lo a ciclos de aquecimento e resfriamento, alternando entre a fase austenita γ e o campo bifásico $\gamma + \alpha$, com resfriamento rápido em seguida [25].

Na última simulação realizada por Nippes [15], com temperatura de pico de 1300°C, houve a formação de microestrutura martensítica com grãos grosseiros. Os valores de dureza não foram alterados significativamente em relação à simulação à 1000°C pois em ambos os casos a microestrutura resultante é formada por martensita. O tamanho de grão teve um aumento significativo devido ao atingimento de temperaturas mais altas, o que pode ter sido a causa da redução da energia de impacto se comparado com a simulação à 1000°C. Para Rodrigues [3] o resultado da simulação à 1200°C seguiu a mesma tendência de Nippes. O tamanho de grão atingiu valores na ordem de 30 μm , o que provocou uma queda na energia de impacto. Em relação à dureza, essa se manteve pois passou pela mesma transformação de fase da simulação à 900°C, resultando em microestrutura martensítica. Um fato que chama a atenção são os valores de dureza encontrados por Rodrigues para os ciclos a 900°C e 1200°C, pois não são compatíveis como uma microestrutura predominantemente martensítica encontrada nas regiões de grãos finos e grãos grosseiros, e sim com o metal de base, que possui microestrutura ferrítica. Em relação à austenita revertida, houve uma contradição, pois para Nippes a porcentagem foi aumentada quando comparado a região de grãos finos, já para Rodrigues essa porcentagem foi diminuída.

Em uma análise geral, os resultados obtidos por Nippes e Rodrigues seguem um mesmo comportamento, exceto no que diz respeito ao volume de austenita revertida. Esse fato pode ser explicado pela diferentes técnicas utilizadas para quantificar essa

fase. Nippes utilizou difração de raio X, já Rodrigues recorreu a técnica de EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*). Além disso, a quantificação da austenita tem se mostrado desafiante em várias técnicas o que pode contribuir para a dispersão dos resultados.

Rodrigues [3] estudou porcentagem de austenita na ZTA do aço 9%Ni através de mapas de difração de raio X e os resultados obtidos estão apresentados nas figuras 11 e 12. Os corpos de prova equivalentes à região de grãos grosseiros (RGG – 1200°C) e região de grãos finos (RGF – 900°C) não apresentaram austenita aparente e mensurável. Na condição inicial, como recebido (TR600), havia um pico de intensidade de austenita, no entanto esse pico vai perdendo intensidade com o tempo devido a presença de tensões residuais aplicadas que promovem a transformação de austenita em martensita. A diminuição é mais significativa na condição RGG pois a temperatura de pico é mais alta.

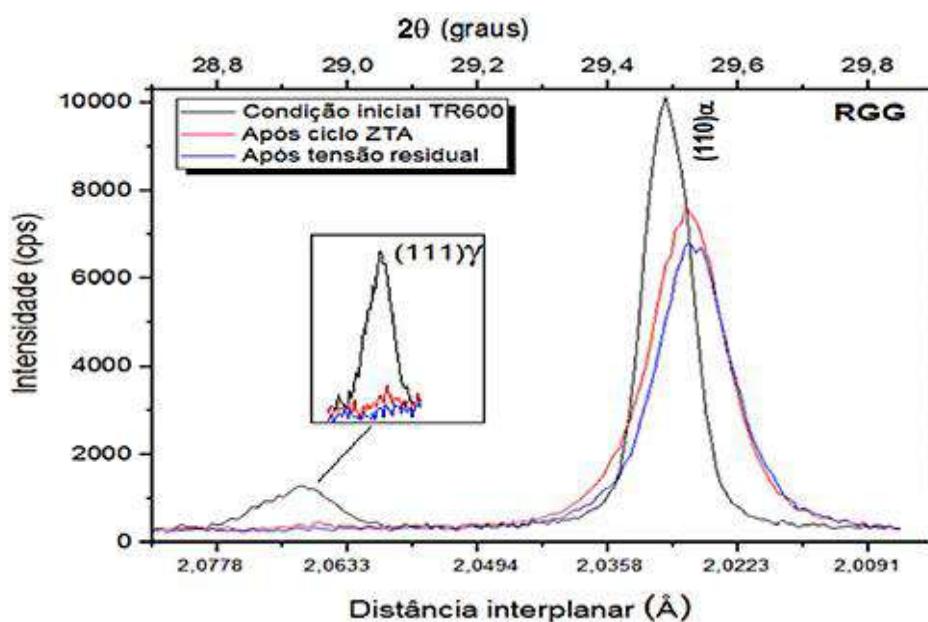


Figura 11. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGG [3].

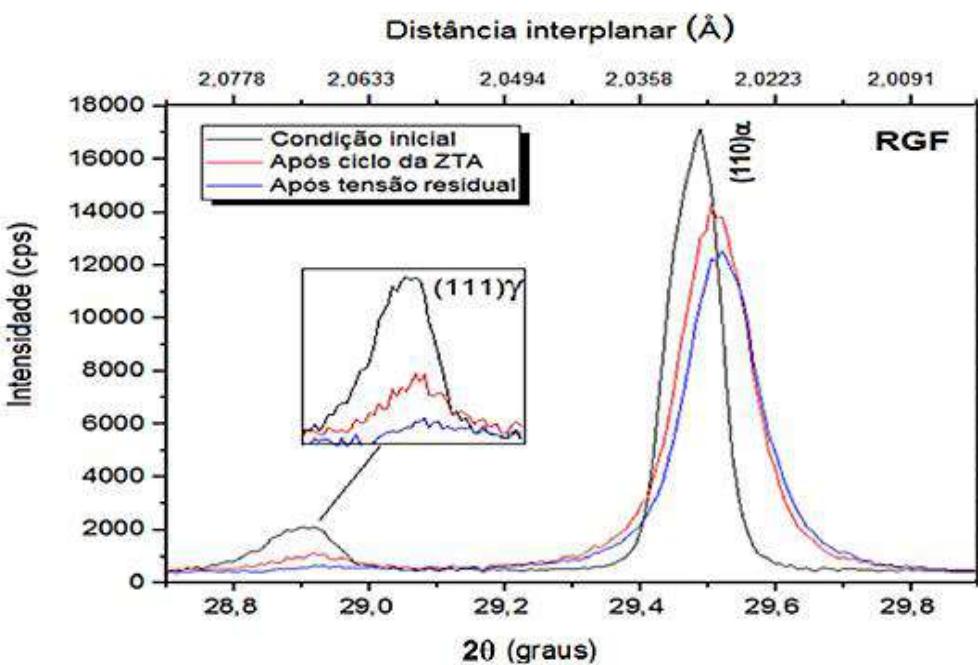


Figura 12. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGF [3].

As microestruturas encontradas por Nippes [15] para as simulações a 500°C, 1000°C e 1300°C estão apresentadas nas figuras 13, 14 e 15.

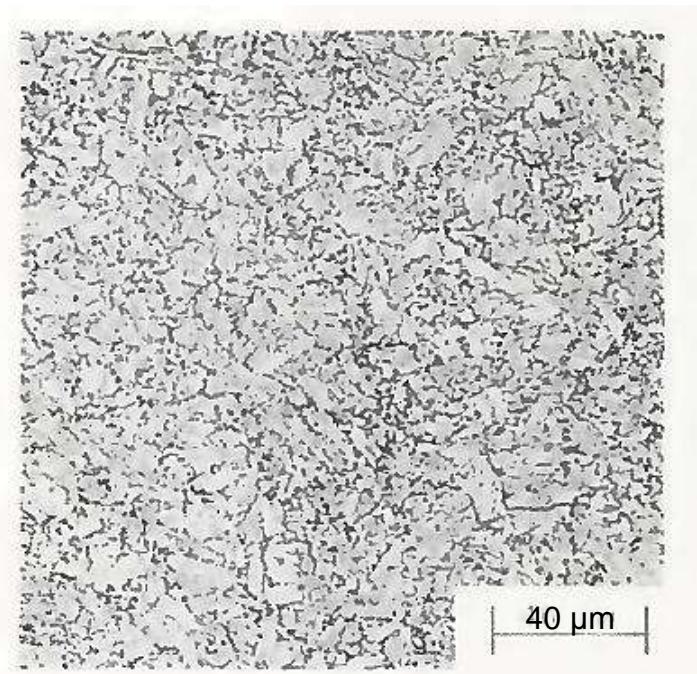


Figura 13. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de piso de 500°C (500X) [15].

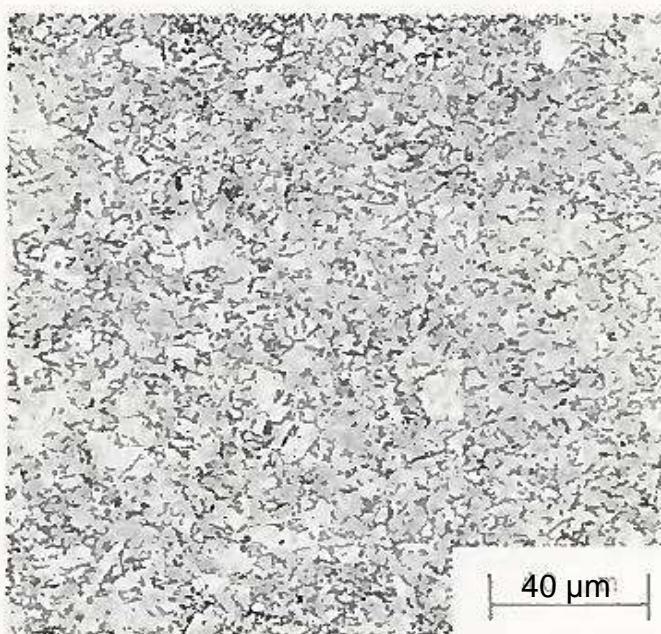


Figura 14. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 1000°C (500X) [15].

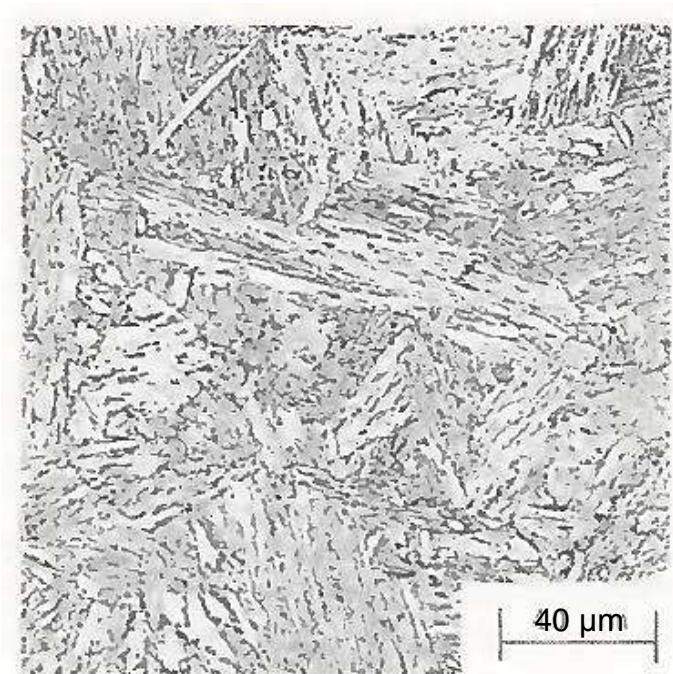


Figura 15. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 1300°C (500X) [15].

As amostras RGG, RGF e RIC referentes ao trabalho de Rodrigues [3] foram avaliadas através de microscopia ótica e eletrônica de varredura. A amostra RGG apresenta microestrutura inteiramente martensítica, com alguma bainita. Já a amostra RGF

apresenta uma microestrutura mais refinada com aspecto mais bainítico do que martensítico. A dureza dos corpos de prova RGG e RGF são praticamente iguais, o que pode corresponder a um baixo teor de bainita. A condição RIC não apresenta diferenças significativas da condição como recebido, apresentando valores de dureza inclusive, idênticos. As figuras 16, 17 e 18 apresentam as imagens de microscopia ótica e de varredura desses corpos de prova.

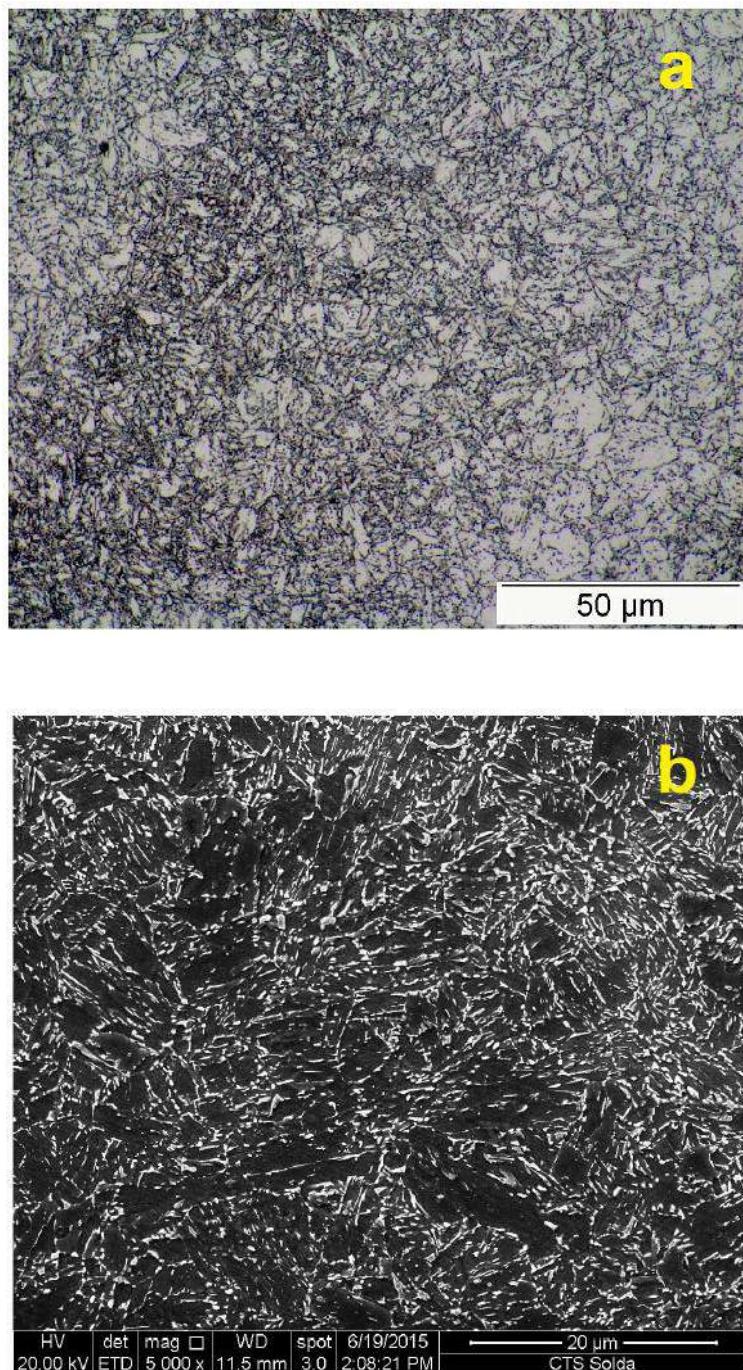


Figura 16. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 600°C (RIC). a) microscópio ótico, b) microscópio eletrônico de varredura [3].

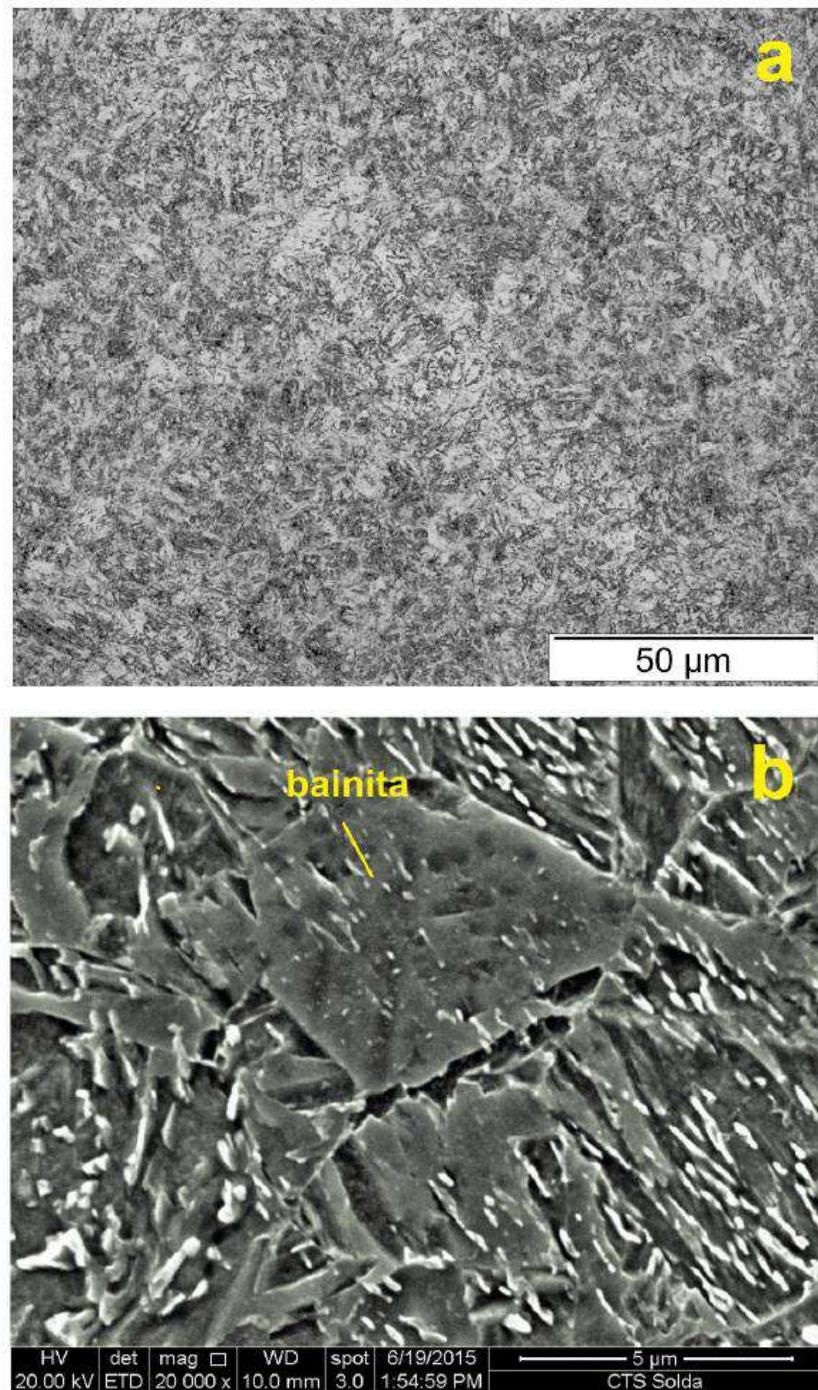
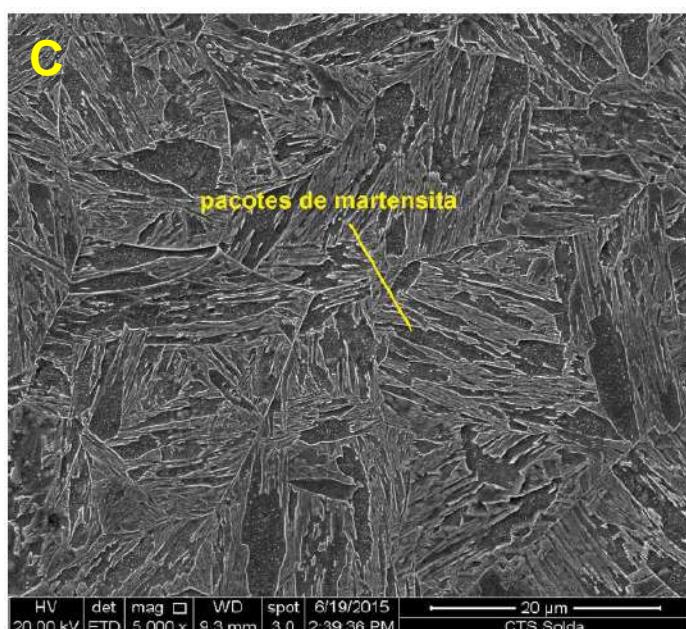
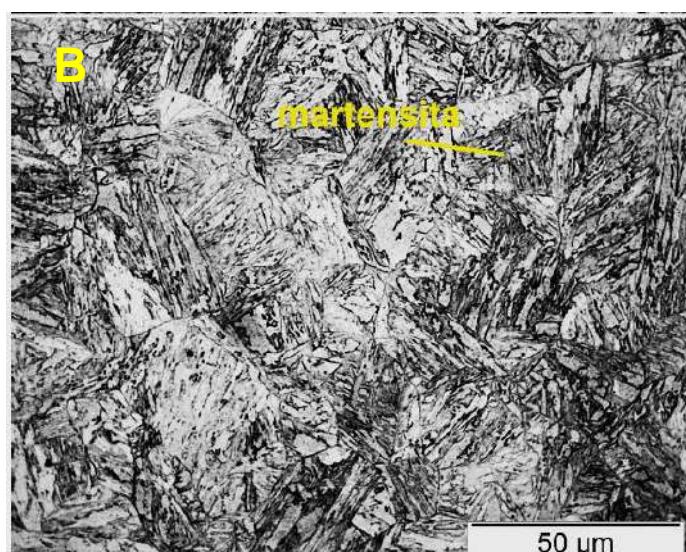
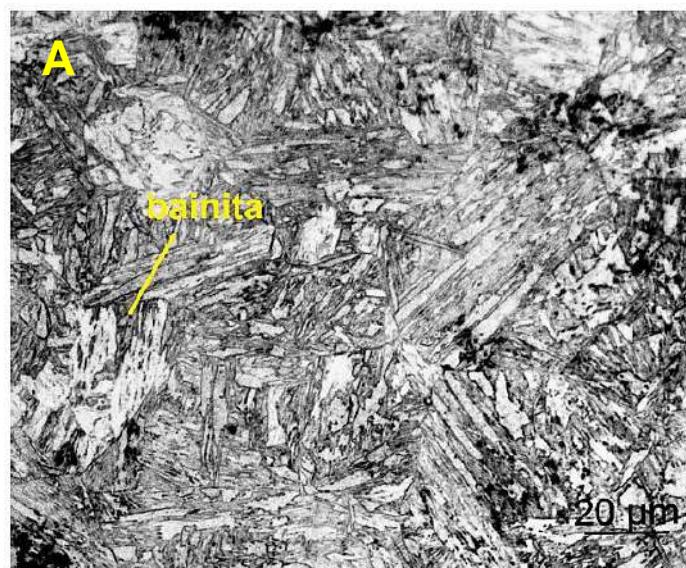


Figura 17. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 900°C (RGF). a) microscópio ótico, b) microscópio eletrônico de varredura [3].



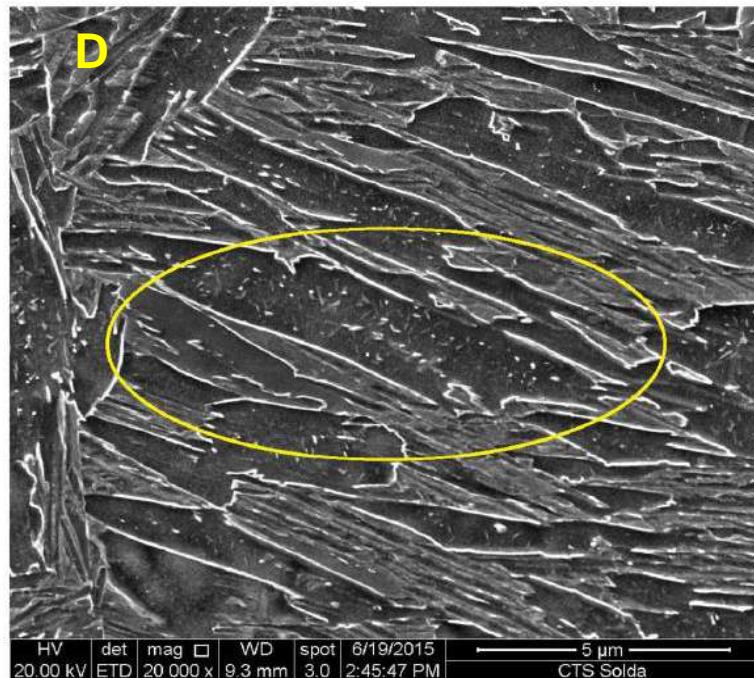


Figura 18. Microestrutura do aço 9%Ni submetido à temperatura de pico de 1200°C (RGG). a) e b) microscópio ótico, c) microscópio eletrônico de varredura e d) bainita coalescida [3].

A análise de um segundo ciclo de soldagem foi desenvolvida por Rodrigues [3]. Os corpos de prova submetidos a temperaturas de pico de 1200°C passaram por um segundo ciclo térmico correspondente às temperaturas de 1200°C (RGGI – região de grãos grosseiros inalterada), 900°C (RGGF – região de grãos grosseiros reaquecida na temperatura referente a região de grãos finos) e 600°C (RGGIC - região de grãos grosseiros reaquecida na temperatura referente a região intercrítica). A representação gráfica dos ciclos térmicos está apresentada na figura 19.

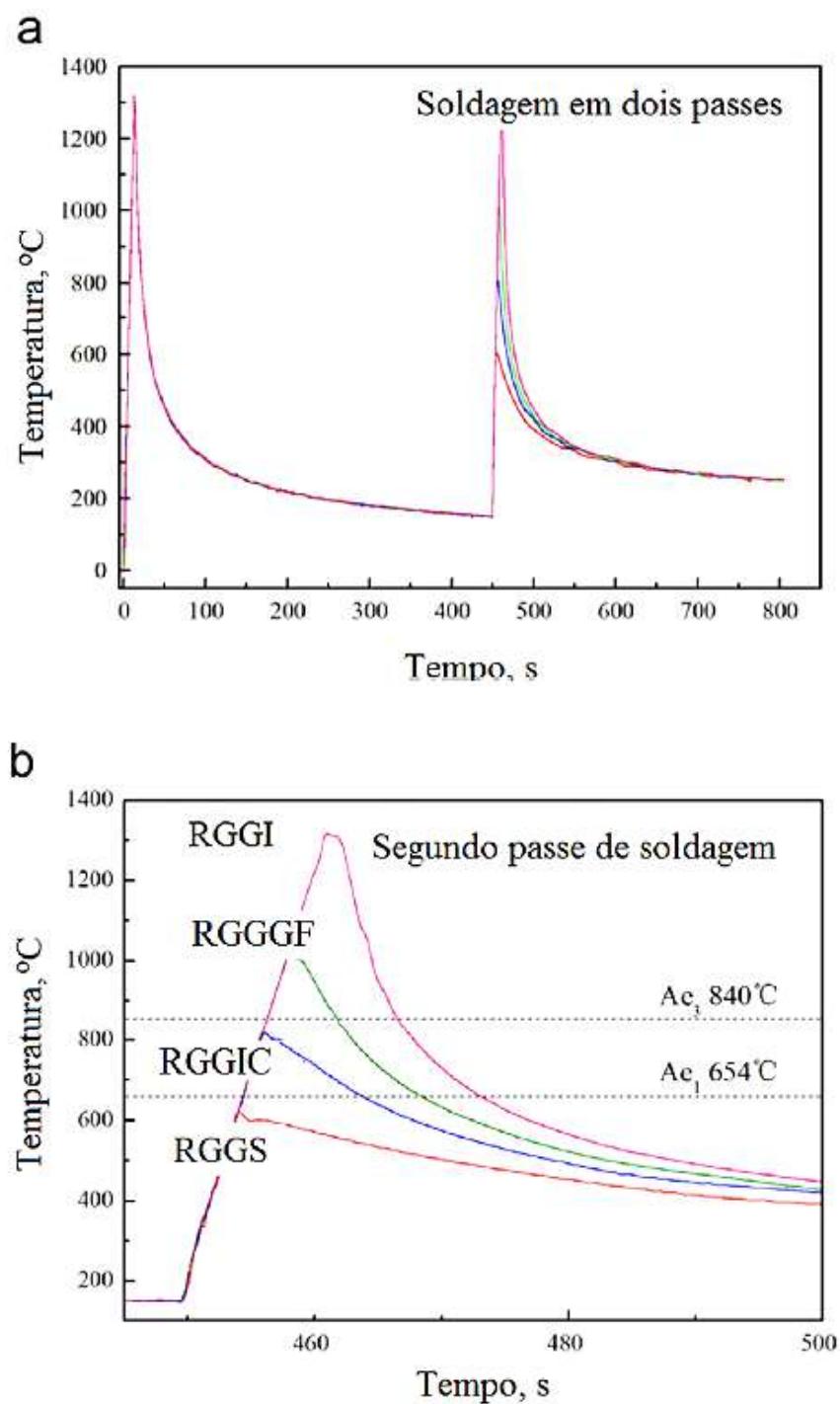


Figura 19. Ciclos térmicos de simulação de soldagem a) dois passes soldados e b) um detalhamento do segundo ciclo térmico [3].

Para as condições de simulação com duplo ciclo térmico, os resultados para as amostras RGGI e RGGGF não mostraram nenhum pico de intensidade de austenita, até mesmo durante o aquecimento do segundo ciclo a 900°C propiciou a formação de austenita reversa, evidenciando que toda a austenita se transforma em martensita no

resfriamento [3]. Os picos de difração da austenita e ferrita para a amostra RGGI, RGGGF e RGGIC estão representados nas figuras 20, 21 e 22.

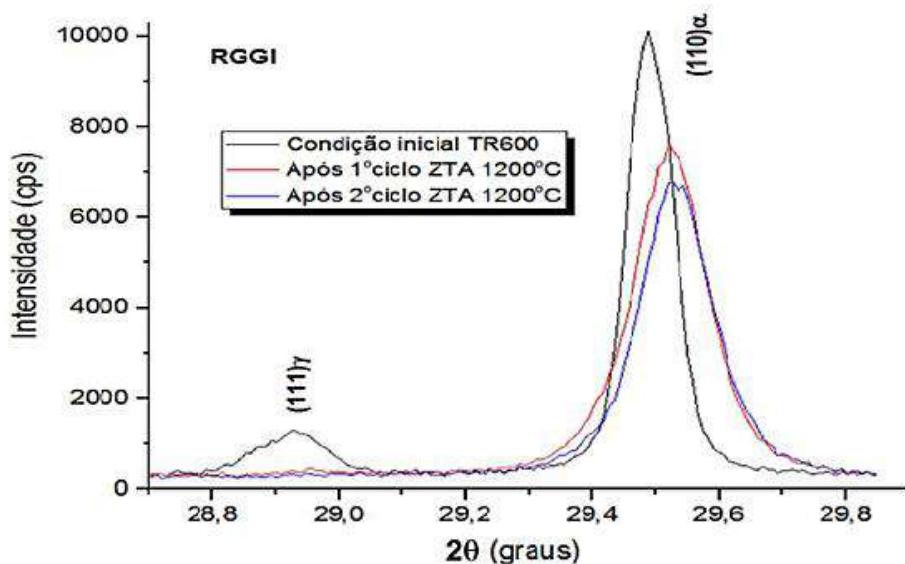


Figura 20. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGGI [3].

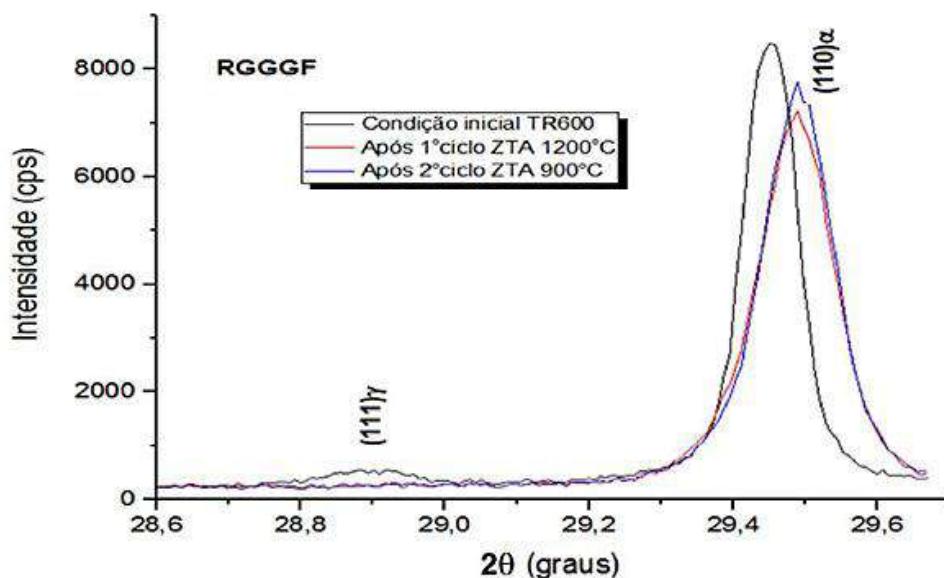


Figura 21. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGGGF [3].

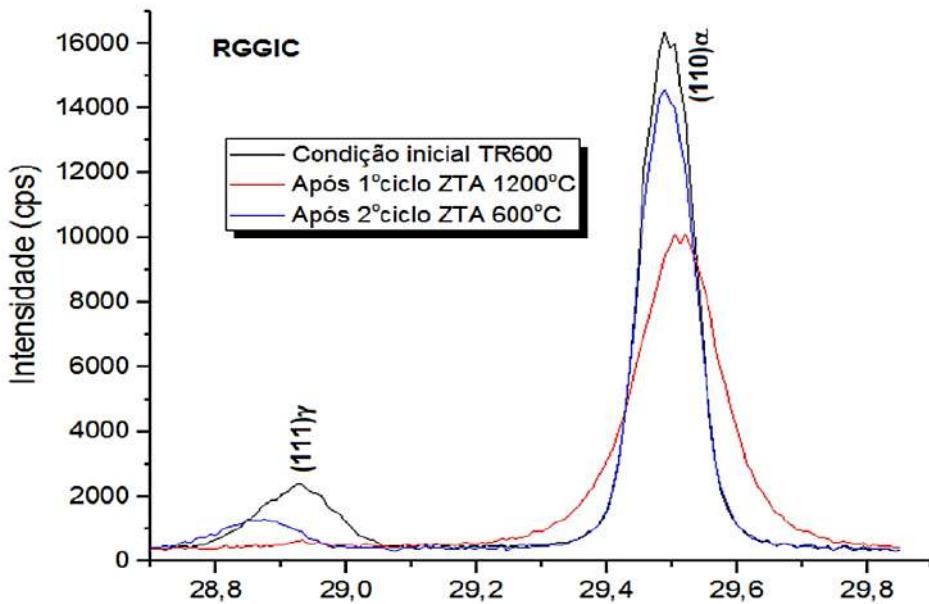


Figura 22. Picos de difração da austenita (111) e ferrita (110) α para a amostra RGGIC [3].

Na figura 20, fica evidente a supressão da austenita no primeiro ciclo térmico, resultado este que se manteve com a aplicação do segundo ciclo térmico tanto a 1200°C quanto a 900°C. Para a condição RGGIC, observa-se o processo de reversão da austenita durante o segundo ciclo térmico, quando há um aquecimento à 600°C. Em termos de dureza, os corpos de prova avaliados por difração de raio X apresentaram os seguintes resultados: RGGI – 300 HV10, RGGGF – 270 HV10 e RGGIC – 225 HV10.

A microestrutura típica para as condições RGGI, RGGGF e RGGIC foi estudada por Jang [26]. A condição RGGI apresenta microestrutura martensítica em ripas de grãos grosseiros, a condição RGGGF grãos muito refinados de martensita e bainita, podendo ter alguma ferrita acicular, e a condição RGGIC apresenta martensita e bainita na sua microestrutura. As microscopias óticas de cada condição estão apresentadas na figura 23.

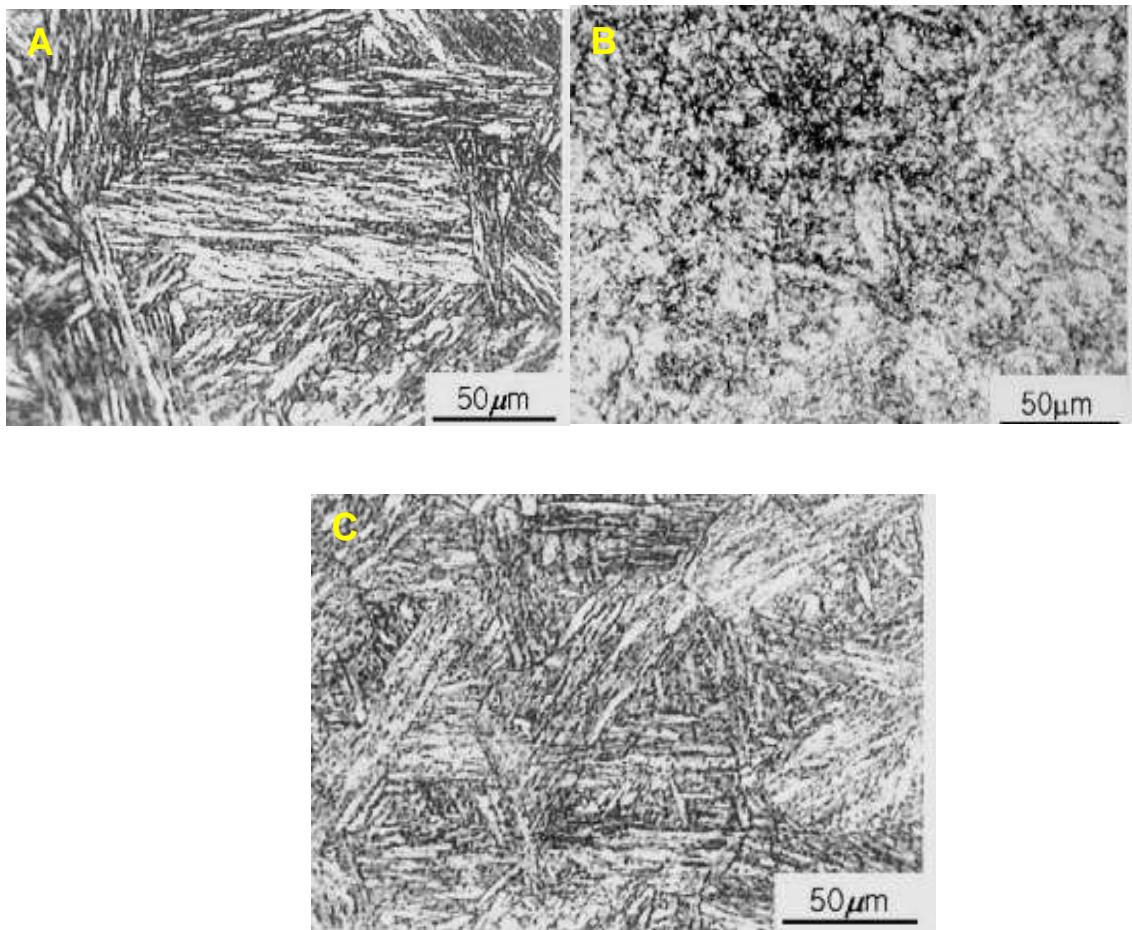


Figura 23. Microestrutura das condições a) RGGI, b) RGGF e c) RGGIC da ZTA do aço 9%Ni [28].

A microestrutura resultante da condição RGGI apresenta grãos grosseiros de austenita prévia e ripas de martensita, enquanto que para condição RGGF a microestrutura se mostra formada por grãos finos, produto da recristalização promovida pelo ciclo térmico na faixa de 900°C, acima de AC3. Jang [28] afirma que as análises feitas por difração de raio X nas amostras submetidas a temperatura de pico de 1200°C, equivalente à região de grãos grosseiros do primeiro passe, revelaram menos de 1% de austenita. No entanto, todas as amostras apresentaram presença de constituinte A-M com alto teor carbono e elevada dureza. O resfriamento rápido inerente ao processo de soldagem inibe a difusão de átomos substitucionais, desse modo a austenita se enriquece de carbono resultando em constituinte A-M na temperatura ambiente. Quando essa estrutura é reaquecida acima de AC1, a austenita nucleia e cresce preferencialmente nos contornos de grão da austenita prévia e das ripas de martensita. Nas amostras submetidas a ciclos duplos de soldagem, o valores de constituinte A-M encontrados foram 14% para a condição RGDI, 9% para a condição RGGF e 13%

para a condição RGGIC. O fato da martensita estar associada com a austenita, na forma de constituinte A-M, evita a formação de zona de fragilização local (ZFL), principalmente quando se tem uma martensita de baixo teor de carbono, como o material estudado por Rodrigues [3] com 0,055% de carbono em peso.

Alguns autores sugerem que a tenacidade ao impacto de uma ZTA pode ser reduzida em até 50% em relação ao metal de base durante um processo de soldagem. Tratamento térmico pós soldagem seguido de resfriamento rápido pode recuperar parte da tenacidade perdida na ZTA. Esse efeito também pode ser obtido em solda multipasse com aperto de calor controlado, pois os primeiros passes sofrem um revenimento causado pelo passe posterior [27].

2.6. Austenita Revertida

A microestrutura ao final da têmpera do aço 9%Ni é uma martensita na forma de ripas, típica morfologia de aços com baixo carbono ($M_s > 320^{\circ}\text{C}$). Durante o revenimento, as ripas de martensita enriquecidas com elementos de liga se transformam em austenita revertida, deixando a martensita prévia empobrecida em elementos de liga [28]. Assim, podemos dizer que austenita revertida se forma inicialmente rica em elementos de liga, às expensas da cementita ou outro carbeto finamente disperso na matriz. Com o aumento da temperatura de revenido, a austenita continua a crescer, porém com menos elementos de liga devido à redistribuição destes na matriz, o que a torna instável, transformando-se facilmente em martensita durante o resfriamento [3].

Rodrigues [3] mostrou em seu trabalho que não há nenhum processo de reversão da austenita em temperaturas inferiores à 300°C . Acima desta temperatura há um aumento gradativo no teor de austenita revertida, o que se reflete no aumento da energia de impacto a -196°C , conforme apresentado na figura 24. A partir de 600°C a austenita começa a perder estabilidade devido a difusão de carbono para a matriz ferrítica ou pela precipitação de carbetas. Zhang *et al.* [29] constataram que o carbono é distribuído de forma irregular entre a ferrita e a austenita, promovendo uma elevada densidade de átomos de carbono reunidos na interface entre essas fases durante o aquecimento. Essas regiões com maior concentração de carbono são mais susceptíveis a formação de martensita durante o resfriamento.

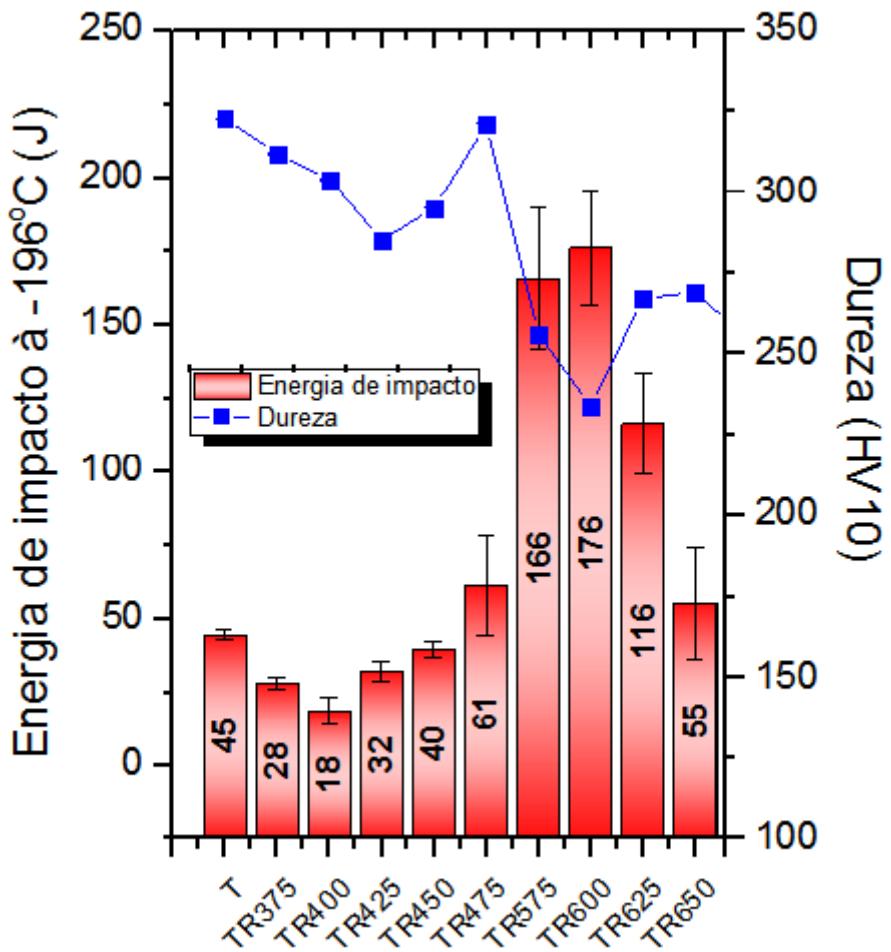


Figura 24. Energia de impacto a -196°C para amostras revenidas em diferentes temperaturas adaptado de [3].

Assim como Rodrigues, Yang *et al.* [28] percebeu que a quantidade de austenita reversa no aço temperado e revenido aumenta até 600°C, com 7,09% em volume, quando começa a perder estabilidade e se transformar em martensita no resfriamento. Fultz [30] afirma que a estabilidade da austenita é baseada na energia associada com a acomodação das deformações de transformação. Quando há transformação da austenita em martensita, um aumento dramático na densidade de discordâncias é promovido. Uma outra questão que deve ser levantada é presença de tensões residuais provenientes dos ciclos térmicos de soldagem, que promovem a transformação da austenita em martensita por deformação [3].

Morris *et al.* [31] estudaram o aço 9%Ni (com dupla normalização e têmpera), com e sem tratamento de refino de grão através de ciclagem térmica. Para ambas as condições, a austenita residual não foi identificada pelo ensaio de difração de raio X. No

entanto, após tratamento de revenimento entre 550° e 575°C por 1 hora os resultados foram diferentes. A amostra previamente refinada por ciclagem térmica mostrou porcentagens de austenita revertida entre 10 e 15%, enquanto que a amostra sem refino por ciclagem térmica apresentou aproximadamente 5% de austenita revertida. O que se pôde concluir desse trabalho é que a austenita revertida se forma durante o tratamento de revenimento e que a estrutura refinada promove sítios abundantes de nucleação e caminho preferencial para difusão e formação de austenita. A estrutura refinada também leva a uma distribuição mais uniforme de austenita e promove maior estabilidade contra a transformação em uma têmpora subsequente [31]. O tratamento de refino de grão por ciclagem térmica realizado por Morris *et al.* está apresentado na figura 25.

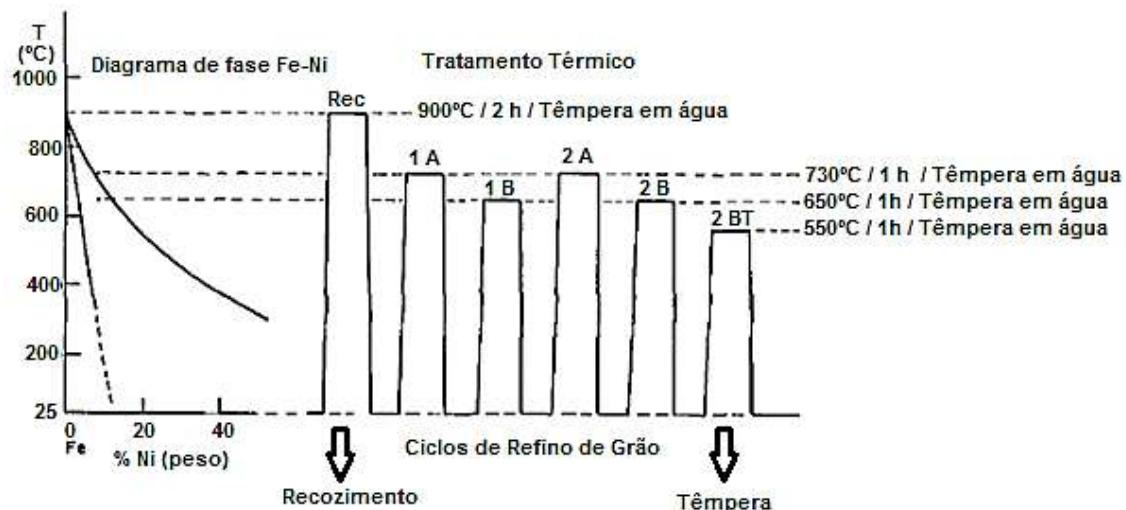


Figura 25. O tratamento de refino de grão por ciclagem térmica adaptado de [31].

Liu [32] evidenciou que a austenita se forma preferencialmente nas superfícies internas durante o revenimento, sendo a austenita residual não transformada durante a têmpora um substrato para transformação de reversão. Assim como Liu [32], Yang [28] afirma que a austenita reversa possui relação de orientação de Kurdjumov-Sachs com $\{111\}_{cfc} \parallel \{110\}_{ccc}$, e é formada a partir da austenita residual preexistente. Strife e Passoja [8] afirmaram que austenita aparece na forma de glóbulos entre ripas nos contornos dos pacotes de martensita, todavia, sua visualização é praticamente impossível.

No trabalho de Rodrigues [3], a austenita revertida foi investigada por uma série de técnicas como análise metalográfica quantitativa (EBSD), métodos magnéticos,

dilatometria, difração de raio X e análise metalográfica por Microscopia Eletrônica de Varredura (MET). As análises por EBSD apresentaram alguma dificuldade pois o contraste da austenita com a martensita/carbetos não foi suficiente. Para os ensaios magnéticos, são necessárias amostras padrão para obtenção de resultados confiáveis. Dentre os ensaios propostos, a dilatometria, difração de raio X e MET foram os que apresentaram melhores resultados. A figura 26 mostra imagens de MET onde a austenita com formato alongado se distribui nos contornos de ripas da martensita. A formação da austenita entre ripas dos pacotes de martensita se dá pelo fato do soluto ficar preso nas discordâncias (segregação) da martensita, próximo ao contorno.

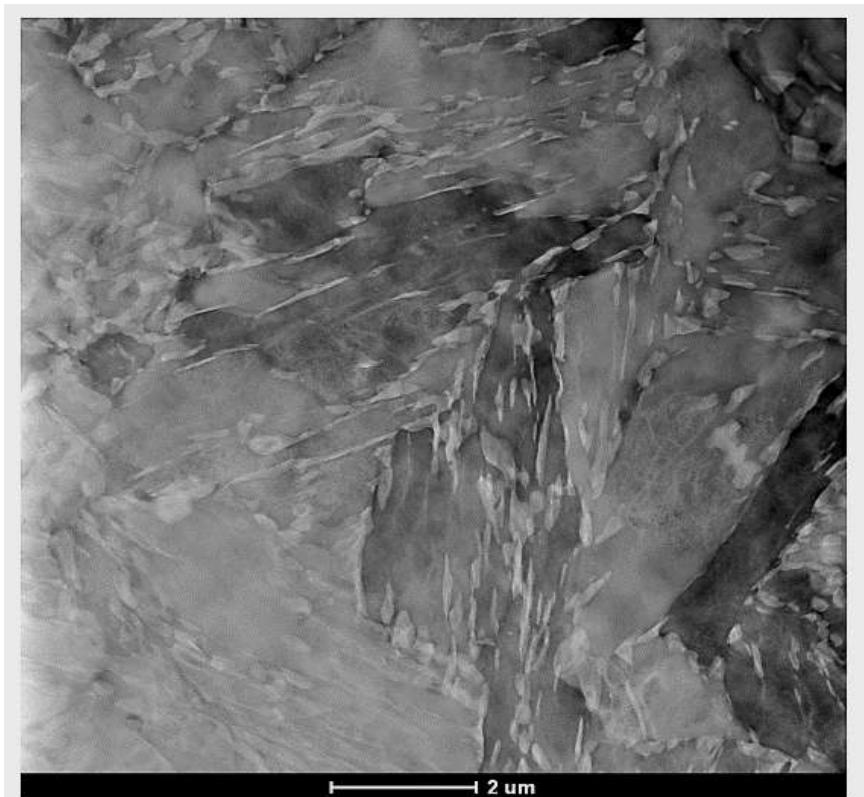


Figura 26. Aço 9%Ni em imagens de MET onde a austenita com formato alongado se distribui nos contornos de ripas da martensita [3].

Na figura 27 análises em microscópio eletrônico de varredura para as amostras com dupla normalização com e sem refino de grão podem ser vistas. O volume de austenita é maior nas amostras refinadas, assim como constatou Morris *et al.* [31]

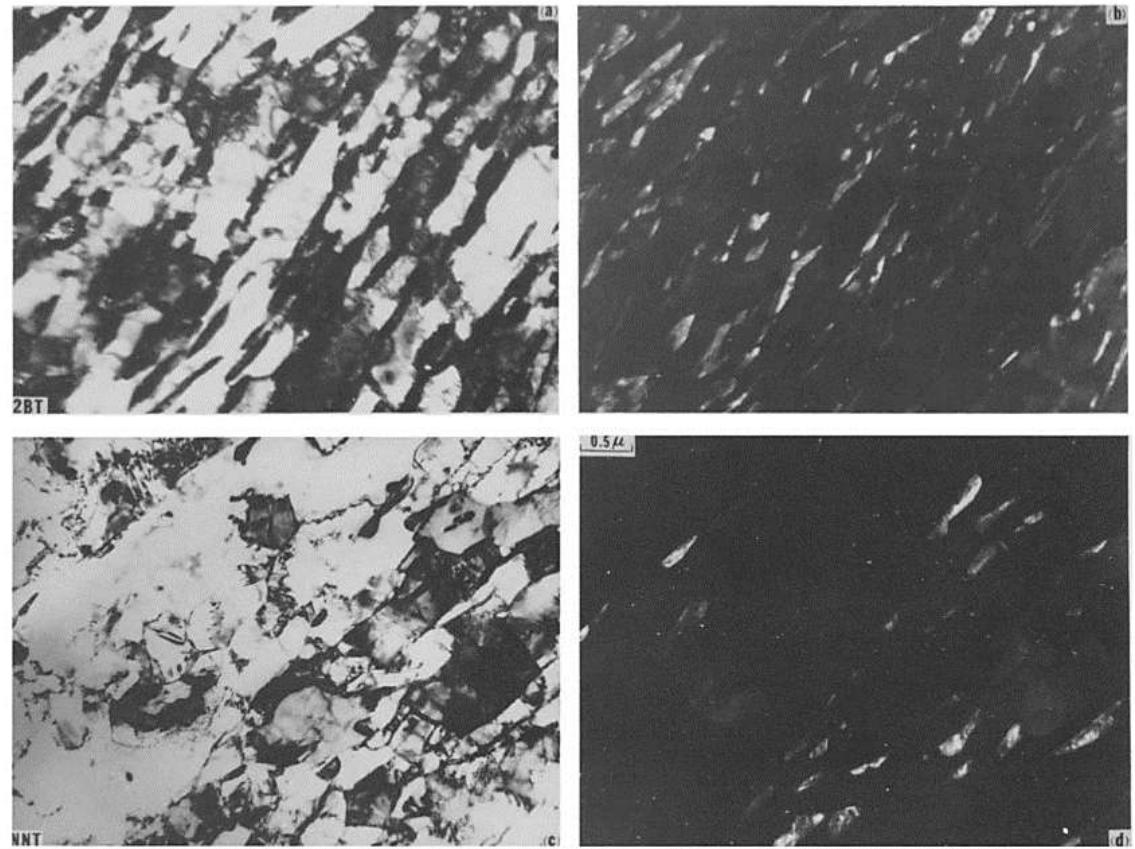


Figura 27. Análise em microscópio eletrônico de varredura para as amostras com dupla normalização (c) e (d) e amostras refinadas (a) e (b). As figuras (b) e (d) são imagens de campo escuro da austenita retida correspondendo às imagens claras (a) e (b) respectivamente.

A região de grãos grosseiros da ZTA do aço 9%Ni também foi mapeada por Rodrigues [3] através de microscopia eletrônica de varredura. Não foram encontrados veios de austenita revertida ou residual na análise feita com campo escuro. A figura 28 apresenta a imagem de MET realizada nessa região da ZTA.

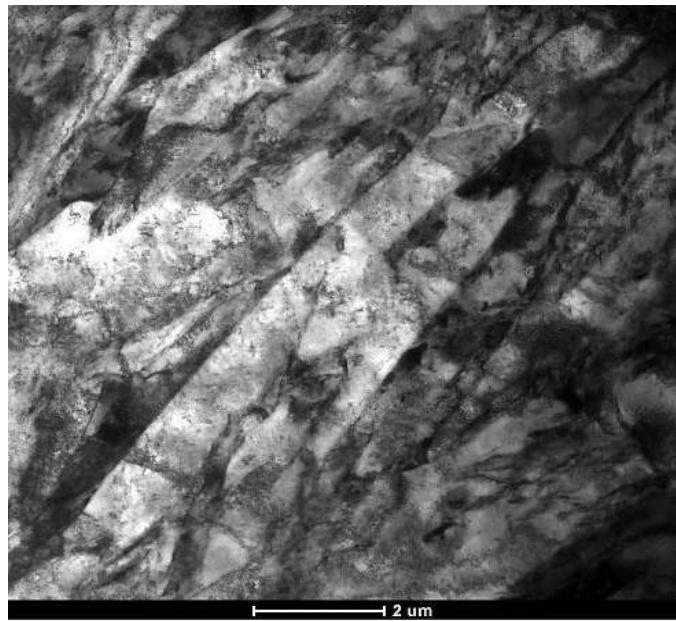


Figura 28. Região de grãos grosseiros da ZTA do aço 9%Ni através de MET com campo escuro.

2.7. Previsão da Dureza

Apesar do aço 9%Ni apresentar excelentes propriedades mecânicas, quando submetido a um processo de soldagem inadequado pode revelar uma ZTA com propriedades insatisfatórias. Particularmente a região de grãos grosseiros mostra-se crítica no que diz respeito a incidência de defeitos e fragilizações, o que faz com que essa região normalmente governe a performance e integridade da estrutura. Sabendo disso, é muito importante o controle da dureza da ZTA, pois ela é um parâmetro de avaliação da soldabilidade do aço. Alta dureza, em geral, relaciona-se com a presença de trinca a frio e baixa tenacidade. Yan *et al.* [33] apresenta uma série de formulas que pretendem definir a dureza do aço através da sua composição e da taxa de resfriamento. A fórmula que mais se aproximou dos valores experimentais é dada por:

$$\text{Equação 1. } H_M = 125 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \times 1gT' - 0,479 \times t$$

Onde: Sendo H_M a dureza da martensita (também considerada a dureza da ZTA para um processo de soldagem), T' a velocidade de resfriamento a 600°C (abaixo de AC1) e t o tempo de resfriamento entre 400°C e 200°C .

Uma outra equação de regressão relaciona a dureza com os parâmetros de soldagem, o aporte térmico e a temperatura interpasso, que é dada por:

$$\text{Equação 2. } \text{HV10} = 373.7 - 0,21 \times T_c - 4.25 \times E$$

Onde: E é o aporte térmico do processo de soldagem (kJ/mm) e Tc a temperatura interpasso ($^{\circ}\text{C}$).

Os valores obtidos por Yan *et al.* [33] estão apresentados na tabela 9. A utilização da equação 2 nos dá uma dispersão entre os valores teóricos e práticos, visto que a fórmula não considera alguns fatores como a composição química do material, diferentes ciclos térmicos, eficiência do processo de soldagem e etc.

Tabela 9. Resultados de dureza teórico e experimental para o aço 9%Ni e parâmetros de soldagem utilizados [33].

Teste	Dureza Teórico	Dureza Experimental	Temp. interpasso	Aporte (kJ/mm)	Tensão (V)	Corrente (A)	Vel. (mm/s)
1	331	237	150 $^{\circ}\text{C}$	2,6	23	170	1,5
2	338	300	150 $^{\circ}\text{C}$	1,0	23	100	2,3
3	352	253	50 $^{\circ}\text{C}$	2,6	23	170	1,5
4	359	326	50 $^{\circ}\text{C}$	1,0	23	100	2,3
5	345	265	100 $^{\circ}\text{C}$	1,8	23	110	1,4

Pelos resultados encontrados para o aço 9%Ni, a microestrutura na região de grãos grosseiros pode ser considerada totalmente martensítica, podendo atingir níveis de dureza em torno de 300 HV10 ou mais [33]. Rodrigues [3] avaliou a dureza da ZTA de uma amostra do aço 9%Ni temperado e revenido a 600 $^{\circ}\text{C}$ e obteve valores de dureza de 275 HV10 tanto na região de grãos grosseiros quanto na região de grãos finos e 260 HV10 na região intercritica.

Nippes [15] avaliou a dureza do aço 9%Ni como recebido e encontrou valores em torno de 256 HV0,2 para microdureza e 20HRC para macrodureza. O material submetido a temperaturas de pico de 500 $^{\circ}\text{C}$, 1000 $^{\circ}\text{C}$ e 1300 $^{\circ}\text{C}$ apresentou dureza HRC / microdureza HV0,2 de 23 / 255, 37 / 367, 36 / 353, respectivamente.

Em relação à dureza da ZTA de uma junta soldada, os perfis usualmente encontrados se aproximam dos gráficos apresentados nas figuras 29, 30 e 31.

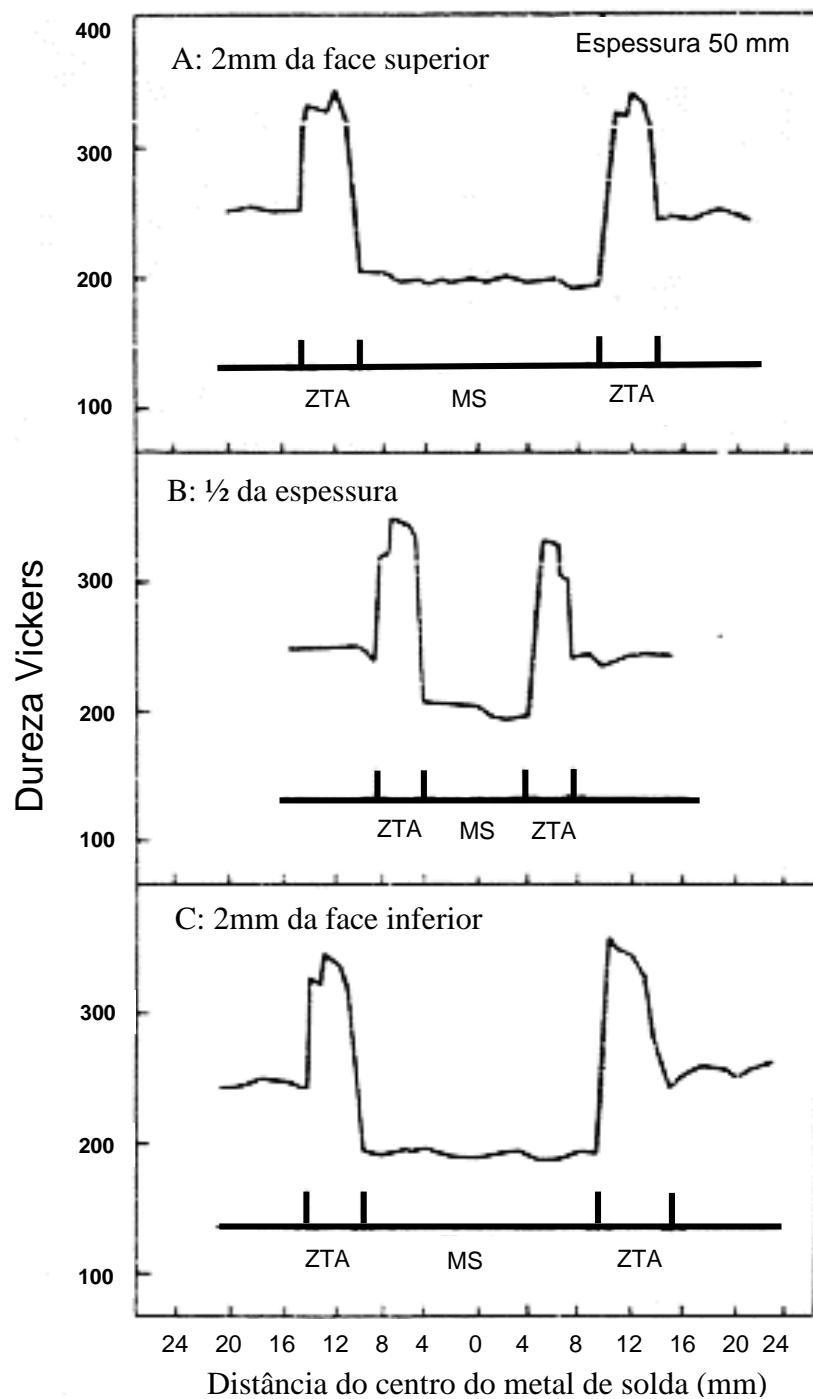


Figura 29. Distribuição de dureza em uma junta soldada de aço 9%Ni, a) 2mm da superfície superior da junta, b) no centro da junta no sentido da espessura e c) 2mm da superfície inferior da junta adaptado de [6].

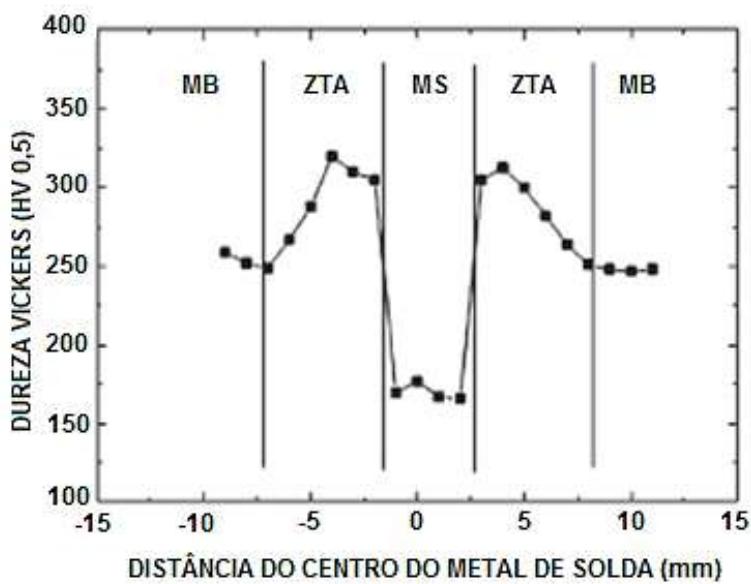


Figura 30. Perfil de dureza típico da ZTA de um aço 9%Ni adaptado de [35].

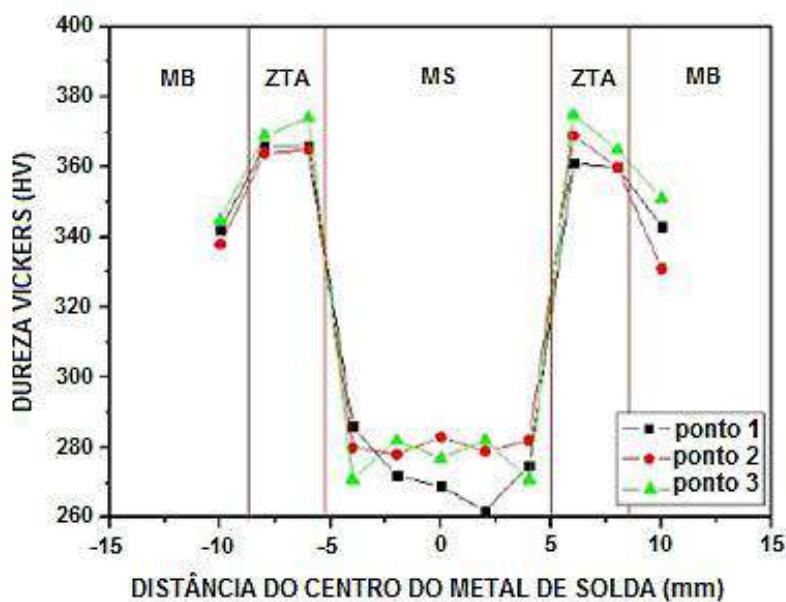


Figura 31. Perfil de dureza típico da ZTA de um aço 9%Ni adaptado de [36].

2.8. Fragilização ao Revenido

A fragilização ao revenido pode ocorrer no aço 9%Ni e ela se deve principalmente à precipitação de carbetos ϵ na matriz martensítica. A adição de pequenas quantidades de Mo e W melhora a resistência do material à essa fragilização, no entanto o fator que

mais decisivo para ocorrência desse fenômeno é a taxa de resfriamento lenta a partir da temperatura de revenimento. É importante que se garanta que a taxa de resfriamento seja alta o suficiente para evitar a precipitação dos carbetos ϵ [6]. De acordo com Paguta [37] resfriamentos mais lentos que $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ já podem causar fragilização. Krauss [38] afirmou que a fragilização ao revenido ocorre na faixa entre 220°C e 375°C e quanto maior o tempo de exposição, pior é o seu efeito. Por esse motivo a norma ASTM A333 recomenda tratamento térmico de revenimento e alívio de tensões acima dessa faixa crítica. Alguns autores acreditam que o processo de fragilização ao revenido é irreversível.

Apesar de alguns autores, como Chiaverini [39], afirmarem que a fragilização ao revenido se dá pela segregação de impurezas como S e P nos contornos de grão, no aço 9%Ni esse processo é ocasionado por segregação de carbono. Rodrigues [3] afirmou em seu trabalho que a fragilização ocorre pela formação de trincas formadas pela presença de carbetos sob influência de empilhamento de discordâncias em um grão ferrítico. Nas análises realizadas por EBSD em um aço temperado e revenido a 400°C foram encontrados 4,13% de cementita, porcentagem acima da média do material como recebido que é de cerca de 2,31%. Ao realizar ensaios de tenacidade à fratura nessas amostras, os valores de energia absorvida a -196°C foram muito baixos, cerca de 18J, inclusive mais baixos que os valores encontrados para o material apenas temperado (45J), o que corrobora a existência de fragilização ao revenido nesse material.

2.9. Teste Higuchi

O Teste Higuchi foi desenvolvido por Makoto Higuchi na década de 80, quando a ASME para reparo de vasos de pressão de aços ferríticos em usinas nucleares especificava tratamento térmico pós soldagem (TTPS) para soldas de aço carbono e baixa liga. O objetivo dessa especificação era revenir e aliviar tensões do cordão de solda e da ZTA [40].

O TTPS nem sempre é viável, pois além de apresentar um custo associado, pode ter limitações práticas, como no caso da soldagem de reparo. Para esse propósito específico a ASME indica o procedimento conhecido como Half Bead, que consiste em realizar um amanteigamento sobre a região a ser reparada com um passe de solda. Em

seguida retira-se 50% da camada depositada por esmerilhamento e um novo passe com eletrodo de maior diâmetro é realizado sobrepondo a região esmerilhada, sem exceder a região amanteigada anteriormente [40]. Esse procedimento é utilizado com a finalidade de produzir um efeito de refino de grão na ZTA de grãos grosseiros do metal de base, que teve sua tenacidade reduzida durante a soldagem do primeiro passe, agindo assim como um tratamento térmico pós soldagem localizado. No entanto, esse método foi questionado por Higuchi [40] no sentido de ser usado para aços carbono e baixa liga independente de espessura da primeira camada. Com o propósito de definir a quantidade de material a ser retirada da primeira camada depositada foi desenvolvido o Teste Higuchi.

O Teste Higuchi por si só não elimina a etapa de esmerilhamento, apenas prevê quanto material deverá ser retirado do cordão depositado no primeiro passe antes da deposição do segundo. No entanto, a aplicação da técnica em uma soldagem com dupla camada, combinando os aportes térmicos ideias na primeira e na segunda camada pode eliminar a etapa de esmerilhamento. A técnica da dupla camada foi desenvolvida pela Central Electricity Generating Board- CEGB do Reino Unido com o objetivo de evitar o problema de trincas de reaquecimento. A técnica não requer o esmerilhamento, necessário na técnica de Half Bead, mas exige que a segunda camada seja depositada com um aporte térmico maior que aquele usado na primeira camada. A figura 32 ilustra a soldagem dupla camada.

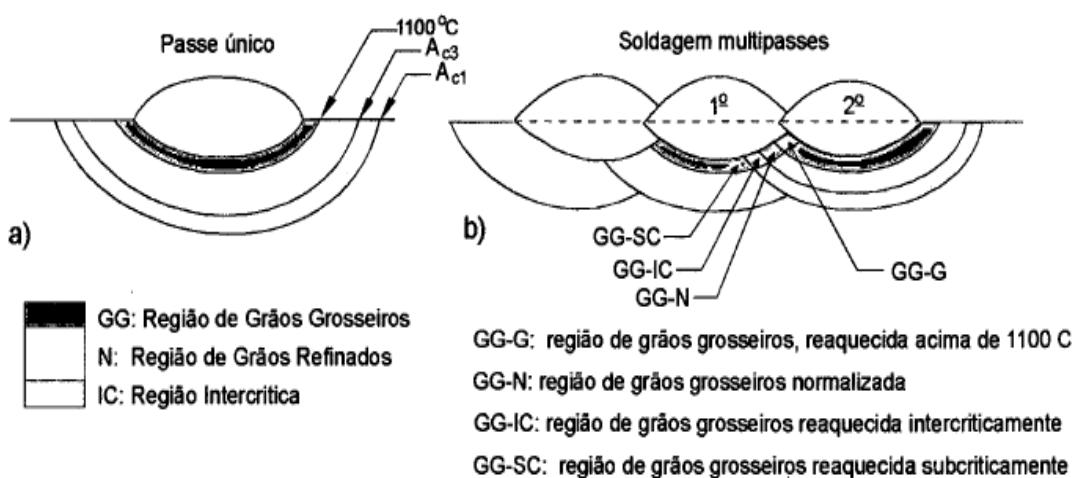


Figura 32. Nomenclatura das diferentes regiões da ZTA de um passe único, e da ZTA reaquecida numa soldagem multipasses [20].

A metodologia do Teste Higuchi Dupla Camada se baseia na soldagem de uma simples deposição de cordão sobre chapa, onde é possível, após ensaios de microdureza e microscopia, determinar a extensão das regiões macias (revenidas) e duras (retemperadas) da ZTA para diferentes aportes térmicos de soldagem. Os resultados dessa análise são inseridos no diagrama Higuchi ilustrado na figura 33.

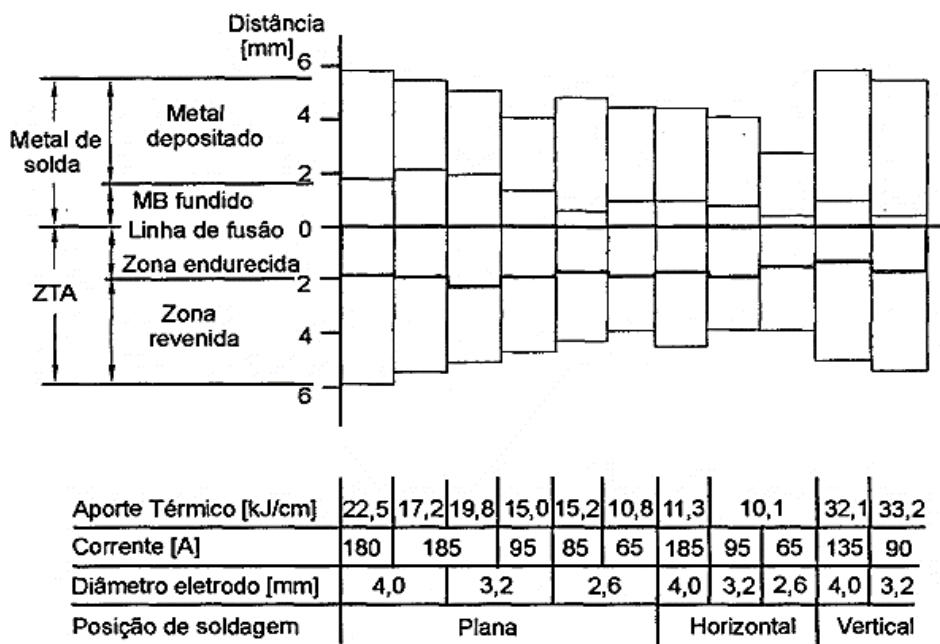


Figura 33. Diagrama Higuchi para um aço baixo carbono [41].

Com base nos resultados no diagrama Higuchi, escolhe-se a melhor combinação de parâmetros de soldagem que garantam que a sobreposição do segundo passe de soldagem promova o refino de grão e o revenimento da região de grãos grosseiros da ZTA do passe anterior. A escolha da combinação ideal é feita com base nos critérios estabelecidos no teste e descritos na figura 34.

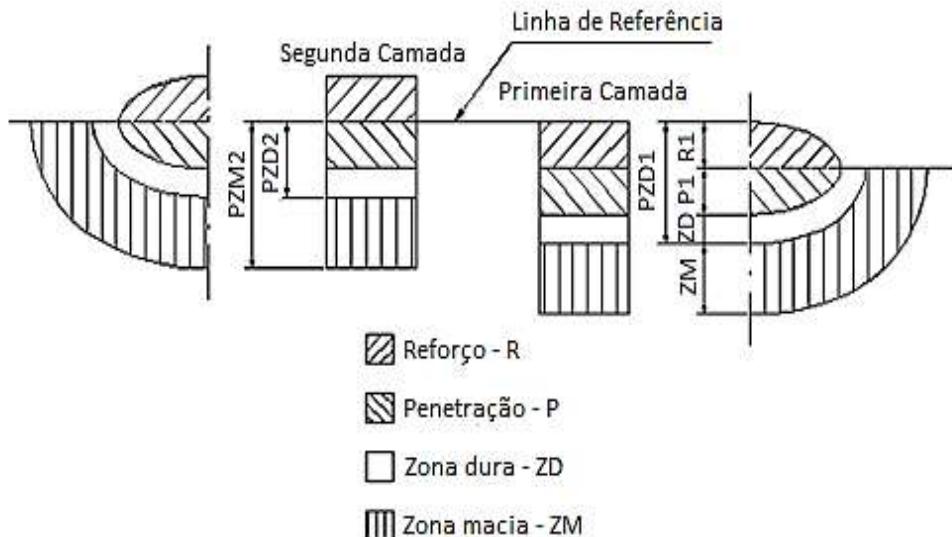


Figura 34. Teste Higuchi Dupla Camada Convencional adaptado de [41].

Onde: PZD1 – profundidade da zona dura da primeira camada.

PZM1 - profundidade da zona macia da primeira camada.

PZD2 – profundidade da zona dura da segunda camada.

PZM2 – profundidade da zona macia da segunda camada.

R1 – altura do reforço da primeira camada.

P1 – profundidade de penetração da primeira camada.

R2 – altura do reforço da segunda camada.

P2 – profundidade de penetração da segunda camada.

A seleção dos aportes térmicos a serem utilizados na primeira e na segunda camada são definidos de acordo com o seguinte critério:

$$\begin{array}{l} \rightarrow PZM2 > PZD1 \\ \rightarrow PZD2 < R1 + P1 \end{array}$$

O objetivo principal do teste é fazer com que a zona dura da ZTA do primeiro passe seja sobreposta pela zona macia da ZTA do segundo passe. Dessa forma, a deposição do passe subsequente submete a ZTA endurecida do passe anterior a um ciclo térmico que viabiliza a redução da dureza e o refino de grão. Existem duas técnicas para realização do Teste Higuchi. A primeira delas utiliza a medição do perfil de dureza da seção transversal do cordão para avaliar a ZTA, onde são identificadas as regiões macias (revenidas) e duras (retemperadas) para aportes de calor diferenciados. Essa

técnica é chamada Higuchi Convencional. A outra técnica foi desenvolvida pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem da Universidade Federal do Ceará (LPTS). Chamada de Técnica Higuchi Modificada, se baseia na caracterização microestrutural para definir as regiões de granulação fina e granulação grosseira (figura 35) [42].

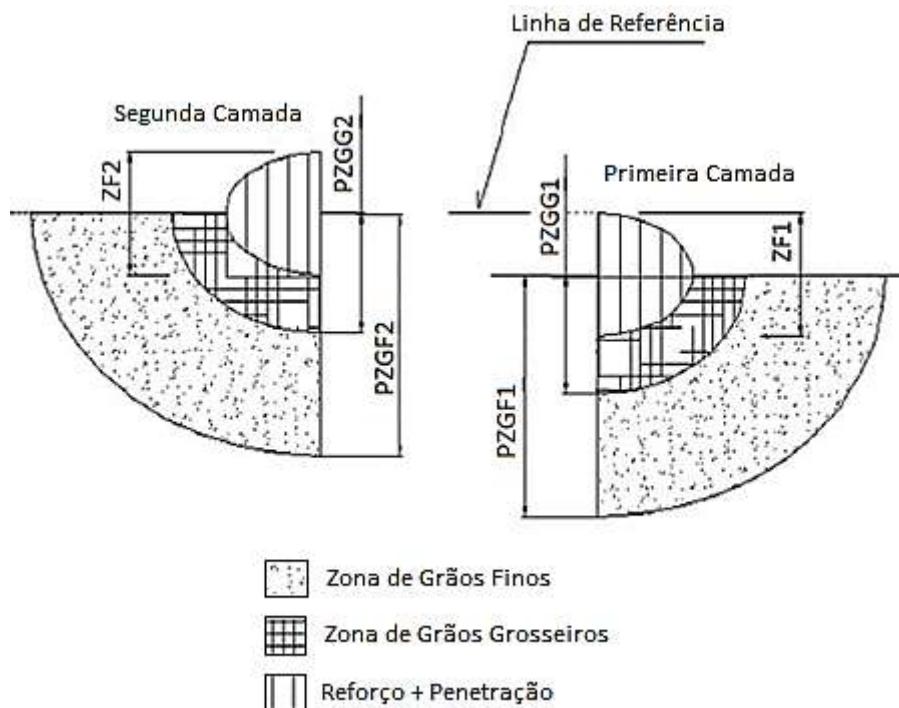


Figura 35. Teste Higuchi Dupla Camada Modificado adaptado de [42].

Onde:
 PZGG1 – profundidade da zona de grãos grosseiros da primeira camada.
 PZGF1 – profundidade da zona de grãos finos da primeira camada.
 PZGG2 – profundidade da zona de grãos grosseiros da segunda camada.
 PZGF2 – profundidade da zona de grãos finos da segunda camada.
 $ZF1 = R1$ (altura do reforço da primeira camada) + $P1$ (profundidade de penetração da primeira camada)
 $ZF2 = R2$ (altura do reforço da segunda camada) + $P2$ (profundidade de penetração da segunda camada)

A seleção dos aportes térmicos a serem utilizados na primeira e na segunda camada são definidos de acordo com o seguinte critério:

→	$PZGF2 > PZGG1$
→	$PZGG2 < ZF1$

Os perfis de microdureza necessários para esse estudo devem seguir as orientações ilustradas na figura 36. Na figura 37 está ilustrado o método de definição da região dura e macia da ZTA.

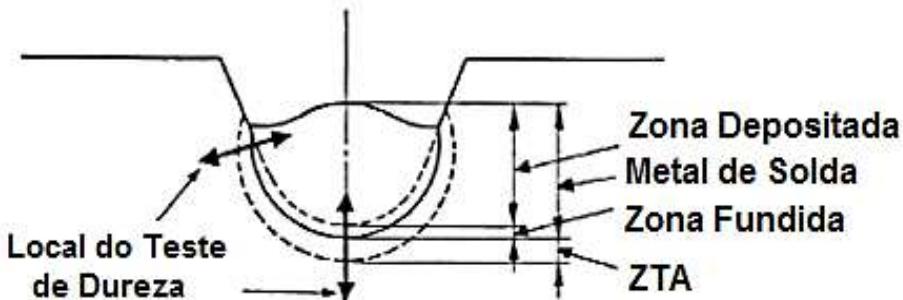


Figura 36. Ilustração dos locais de execução dos perfis de microdureza na ZTA adaptado de [40].

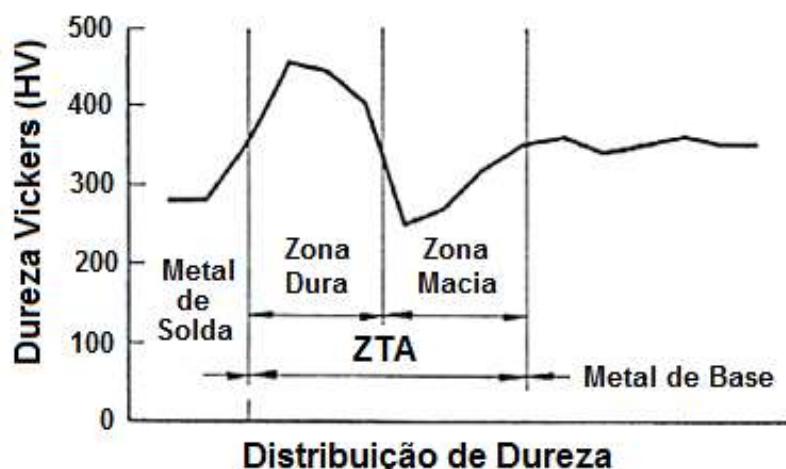


Figura 37. Método de definição das regiões duras e macias da ZTA adaptado de [40].

Muitos autores sugerem que a energia da segunda camada deve ser maior que a da primeira para garantir o refino na ZTA. Esta relação deve ser determinada em função da velocidade de soldagem, do tipo de eletrodo e dos parâmetros do processo de soldagem adotado [20]. Alguns autores sugerem que o aporte térmico utilizado para a soldagem da segunda camada seja entre 1,3 e 1,8 vezes maior que aquele utilizado para soldar a primeira camada. Borórquez [20] cita em seus estudos que o mais importante na técnica de dupla camada é a escolha de uma adequada relação entre as energias da segunda e primeira camadas, em geral da ordem de duas vezes. Segundo o autor, estudos anteriores mostraram que na soldagem de aços 1,25Cr e 2,25Cr uma relação de

energias de soldagem entre 2 e 2,5 garantiram 100% de refino da ZTA de grãos grosseiros, e a relação de 1,5 foi suficiente para produzir o revenimento.

O gráfico apresentado na figura 38 mostra a porcentagem de refino da ZTAGG (região de grãos grosseiros) em função da relação de energias de soldagem aplicadas na primeira camada e na da segunda camada (E_2 / E_1).

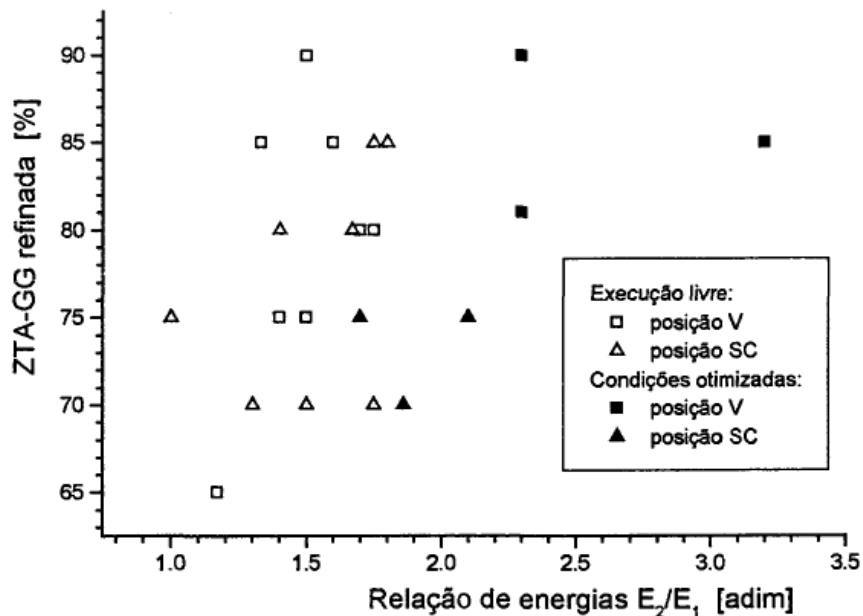


Figura 38. Percentuais de ZTA-GG refinada em função da relação de energias E_2 / E_1 , sendo E_2 a energia utilizada na segunda camada, E_1 a energia utilizada na primeira camada, V a posição de soldagem vertical e SC a posição de soldagem sobre a cabeça [20].

Quando a energia da primeira camada é menor que a energia da segunda, melhores relações são obtidas, isso porque quanto maior a energia da primeira camada, maior será a extensão da ZTA de grãos grosseiros, fazendo com que seja mais difícil sobrepor essa região [43].

Alguns autores utilizam o termo passe de revenimento para se referir a técnica de dupla camada. No entanto o passe de revenimento não tem como objetivo refinamento de grão e sim apenas o revenimento da região de grãos grosseiros da ZTA [20]. Sabe-se, no entanto, que para uma soldagem multipasse, as primeiras camadas promovem o refino e as últimas o revenimento da ZTA. A figura 39 apresenta o esquema de posicionamento do passe de revenimento.

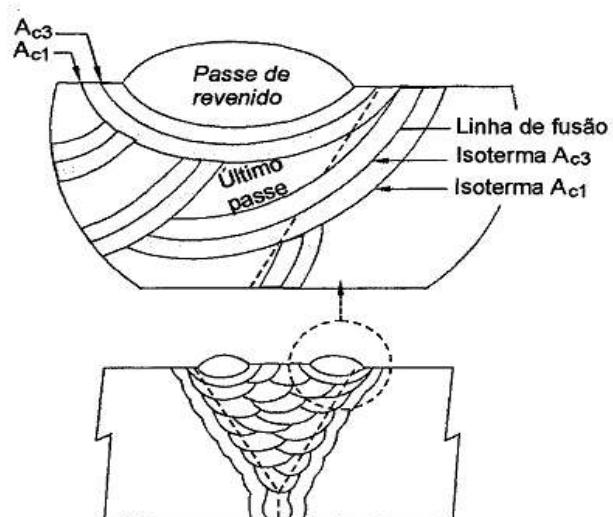


Figura 39. Esquema de posicionamento do passe de revêrimento [20].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Metal de Base

Para o desenvolvimento deste trabalho foram utilizados tubos de aço ASTM A333 Gr.8 com 8" (219,1mm) de diâmetro, 1 1/4" (31,75mm) de espessura e 130mm de comprimento, na condição temperado e revenido.

3.2. Metal de Adição

O metal de adição utilizado nesse estudo é a superliga de níquel 625, que se apresenta em diferentes especificações dependendo do processo de soldagem utilizado. Na tabela 10 estão apresentadas as especificações, marcas e diâmetros dos consumíveis usados nesse desenvolvimento.

Tabela 10. Especificação do metal de adição utilizado em cada processo de soldagem.

Metais de Adição Utilizados			
Processo	Marca	Especificação	Diâmetro
GMAW	Sandvik SNC-60	AWS A5.14 ER NiCrMo-3	1,2 mm
FCAW	FABCO 625	AWS A5.34 ENiCrMo3T1-4	1,2 mm
GTAW	Sandvik SNC-60	AWS A5.14 ER NiCrMo-3	2,4 mm
SMAW	Sandvik SANICRO 60	AWS A5.11 ENiCrMo-3	3,2 mm

3.3. Soldagem de Simples Deposição – Técnica Higuchi: Primeira Etapa

Na primeira etapa do plano de trabalho foram realizadas soldagem de simples deposição com superliga de níquel 625 sobre a superfície externa do tubo de aço 9%Ni na direção longitudinal. Os processos de soldagem utilizados foram SMAW, GTAW, FCAW e GMAW e para cada um deles 3 aportes térmicos distintos foram empregados, totalizando assim 12 (doze) soldagens de simples deposição sobre a superfície do tubo.

Os valores de aporte térmico foram definidos com base no trabalho de Oliveira [42], que aplicou a técnica Higuchi em um aço baixa liga e afirmou que a utilização de um aporte térmico superior a 1,2 kJ/mm na primeira camada de deposição promove um crescimento de grão excessivo na ZTA, não sendo possível o refino através da deposição da segunda camada. Em relação ao 9%Ni, Khourshid e Ghanen [44]

concluíram que esse aço não sofre degradação significativa das suas propriedades ao ser soldado com aportes térmicos abaixo de 3kJ/mm e temperatura interpasso máxima de 150°C. Portanto, foram selecionados 3 (três) aportes térmicos menores que 1,2kJ/mm, considerando eficiência térmica de 0,8 para os processos GMAW, FCAW e SMAW e 0,6 para o processo GTAW, conforme orientação do TWI [45]. Os parâmetros de soldagem utilizados estão apresentados na tabela 11.

Tabela 11. Parâmetros utilizados na soldagem de simples deposição pelos processos GMAW, FCAW, GTAW e SMAW (Eficiência térmica de 0,8 para os processos GMAW, FCAW e SMAW e 0,6 para o processo GTAW)

Cordão	Aporte (kJ/mm)	Tensão (V)	Corrente Média (A)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Gás de Proteção
GM1	0,9	24	142	3,0	75% Argônio + 25% Hélio
GM2	0,7	24	142	4,0	
GM3	0,5	24	142	6,0	
FC1	1,0	22	162	3,0	80% Argônio + 20% CO ₂
FC2	0,7	22	162	4,0	
FC3	0,5	22	162	6,0	
GT1	0,8	10	118	0,9	99,99% Argônio
GT2	0,6	10	118	1,2	
GT3	0,3	10	118	2,2	
SM1	0,5	26	80	3,7	
SM2	0,6	23	80	2,5	NA
SM3	1,0	25	80	1,5	

Os processos de soldagem GMAW e FCAW foram utilizados com transferência por curto-circuito, polaridade CC+, vazão de gás de 12l/min e velocidade de alimentação de arame de 80mm/s. O processo de soldagem GTAW foi empregado utilizando polaridade CC- e vazão de gás de 12l/min. Todos os procedimentos de soldagem de simples deposição foram realizados na posição plana.

As fontes de soldagem utilizadas nesse trabalho possuem classificações distintas de acordo com o processo de soldagem utilizado, sendo as fontes de corrente constante empregadas para os processos GTAW e SMAW, e as fontes de tensão constante empregadas para os processos GMAW e FCAW. Devido às diferenças entre as fontes, escolheu-se variar o aporte térmico alterando somente o parâmetro velocidade de

soldagem, mantendo assim a tensão e corrente constante para um mesmo processo. Os procedimentos de deposição de camada simples com os processos GMAW e FCAW foram realizados pelo robô FANUC ARC Mate 120iC e fonte Lincoln Electric, conforme figura 40. Os procedimentos de deposição com os processos GTAW e SMAW foram realizados por processo manual, conforme figura 41.

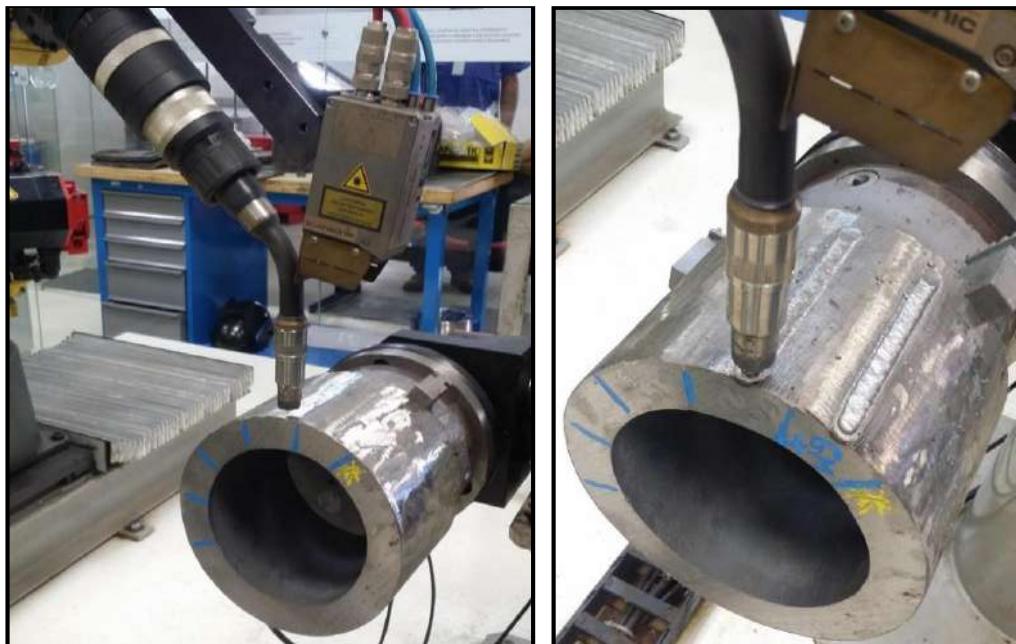


Figura 40. Soldagem GMAW com robô FANUC ARC Mate 120iC da empresa Lincoln Electric.



Figura 41. Soldagem com processo GTAW manual.

3.3.1. Análise Macrográfica

Após a realização das soldagens de deposição simples, o tubo foi cortado no sentido transversal, de forma a revelar o perfil das soldas através de análises macrográficas. As amostras foram preparadas com lixamento (lixas 100, 220, 320, 400 e 600 mesh), polimento ($6\text{ }\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$) e ataque químico com nital 5%.

3.3.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos

Todos os corpos de prova analisados por macrografia foram submetidos à análise de microdureza com carga de 100g (HV_{0,1}) ao longo da ZTA. Para cada corpo de prova 3 perfis (P1, P2 e P3) de microdureza foram medidos, sendo o ângulo entre eles de aproximadamente 30° , conforme ilustrado na figura 42. As indentações iniciaram no metal de solda, a 1mm de distância da linha de fusão e terminaram no metal de base onde as medidas de dureza se igualam aos valores de dureza do metal de base não afetado pelo calor. Os pontos de medição são distantes entre si de 0,3mm.

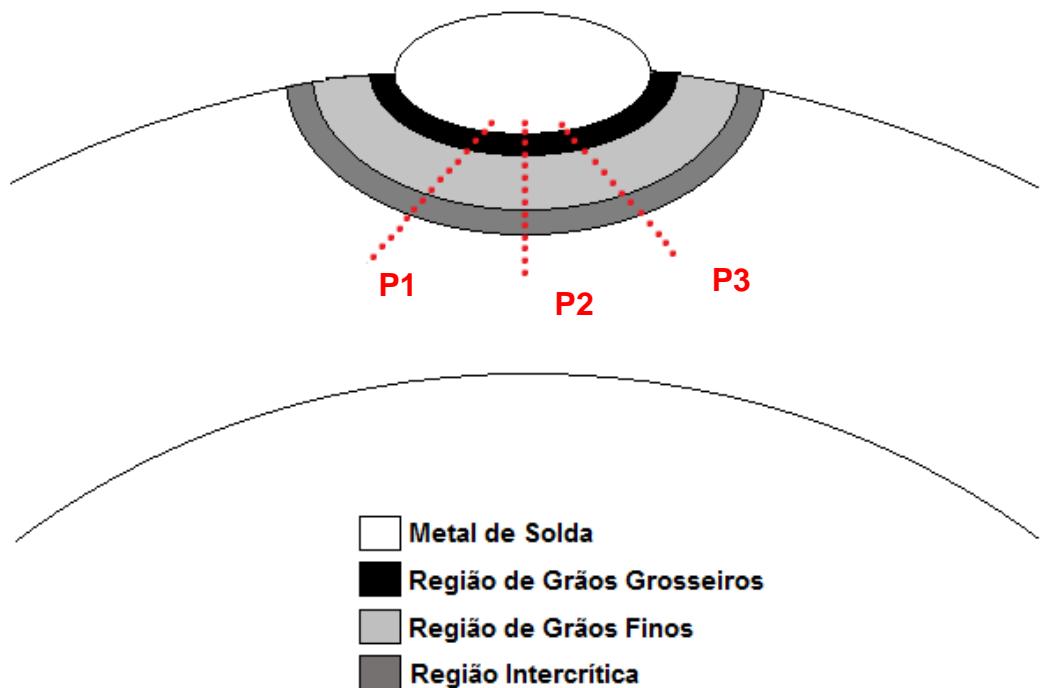


Figura 42. Pontos de medição de perfil de microdureza para camada simples adaptado de [14].

Após os ensaios de microdureza, as amostras foram analisadas via microscópio ótico Zeiss, com objetivo de verificar as fases, assim como a granulação das sub-regiões da ZTA. As amostras foram preparadas com lixamento (lixas 100, 220, 320, 400, 500 e 1200 mesh), polimento ($6\text{ }\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$) e ataque químico com nital 2%.

3.4. Aplicação dos Critérios de Decisão

A segunda etapa do plano de trabalho foi desenvolvida com base nos dados obtidos na primeira etapa. A partir das dimensões de penetração, reforço, região de grãos grosseiros e região de grãos finos resultantes de cada aporte térmico empregado, foi possível prever combinações ótimas de aportes térmicos para a etapa de soldagem de dupla camada. Para tal, diagramas de decisão foram desenvolvidos com o intuito de facilitar a escolha das melhores combinações.

Conforme discutido no capítulo 2.9, os critérios $\text{PZM2} - \text{PZD1} > 0$ e $\text{ZF1} - \text{PZGG2} > 0$ devem ser atendidos pelas combinações de aporte selecionadas para a etapa seguinte do Teste Higuchi Modificado. Considera-se que as melhores relações de energia apresentam afastamentos positivos e quanto mais positivos, melhor [42].

3.5. Soldagem de Dupla Camada – Técnica Higuchi: Segunda Etapa

Nessa etapa foram aplicados os aportes térmicos definidos no item 4.2 para soldar cordões de solda com dupla camada na superfície externa de um tubo 9%Ni. Foram realizados 12 procedimentos de soldagem, 3 para cada processo, sendo a primeira camada de soldagem com 2 passes e a segunda com 1 passe. A sobreposição entre passes foi entre 30 e 50%, conforme recomenda o *The Welding Institute* [10].

Para essa etapa, assim como para a anterior, os procedimentos de soldagem por processos GTAW e SMAW foram manuais e por processos FCAW e GMAW foram robotizados. No entanto, devido a indisponibilidade do robô FANUC, os processos FCAW e GMAW foram empregados utilizando o robô Kuka, figura 43.



Figura 43. Equipamento de soldagem robotizada (Kuka)

Os parâmetros de soldagem utilizados nessa etapa estão descritos na tabela 12. Os cordões DFC1, DFC2 e DFC3 são referentes ao processo FCAW, os cordões DGM1, DGM2 e DGM3 são referentes ao processo GMAW, os cordões DGT1, DGT2 e DGT3 referentes ao processo GTAW e finalmente os cordões DSM1, DSM2 e DSM3 referentes ao processo SMAW. A composição dos gases de proteção utilizados nos processos FCAW, GMAW e GTAW são 80% Argônio + 20% CO₂, 75% Argônio + 25% Hélio e 99,99% Argônio, respectivamente.

Tabela 12. Parâmetros utilizados na soldagem de dupla camada (Eficiência térmica de 0,8 para os processos GMAW, FCAW e SMAW e 0,6 para o processo GTAW)

Cordão	Camada	Passe	Aporte Térmico (kJ/mm)	Tensão (V)	Corrente Média (A)	Velocidade de Soldagem (mm/s)
DFC1	1	1	1.0	22	147	3.1
	1	2	1.0	22	150	3.1
	2	1	1.0	22	158	3.2
DFC2	1	1	0.6	22	169	6.0
	1	2	0.6	22	173	6.0
	2	1	1.1	22	176	3.2
DFC3	1	1	0.8	22	174	4.1
	1	2	0.8	22	175	4.2
	2	1	1.1	22	174	3.2
DGM1	1	1	0.5	24	138	6.0
	1	2	0.5	24	135	6.0
	2	1	0.7	24	138	4.0
DGM2	1	1	0.5	24	139	6.0
	1	2	0.5	24	130	6.0
	2	1	0.9	24	127	3.0
DGM3	1	1	0.9	24	128	3.0
	1	2	1.0	24	135	3.0
	2	1	0.9	25	126	3.0
DGT1	1	1	0.4	11	118	2.2
	1	2	0.3	11	118	2.4
	2	1	0.3	12	118	2.5
DGT2	1	1	0.7	11	118	1.2
	1	2	0.7	11	118	1.2
	2	1	0.4	12	118	2.1
DGT3	1	1	0.8	11	118	1.0
	1	2	0.8	11	118	1.0
	2	1	0.4	11	118	2.1
DSM1	1	1	0.5	25	80	3.5
	1	2	0.6	25	80	3.2
	2	1	0.8	26	80	2.4
DSM2	1	1	0.5	26	80	3.4
	1	2	0.5	26	80	3.4
	2	1	1.3	27	80	1.6
DSM3	1	1	1.3	26	80	1.5
	1	2	1.3	26	80	1.5
	2	1	1.2	26	80	1.6

A reproduzibilidade exata de parâmetros de soldagem se mostrou um desafio durante todo o estudo. A soldagem robotizada com processos FCAW e GMAW tem como características tensão constante e corrente variável, e para fins de cálculo de aporte térmico usa-se a média das correntes. Além disso, o modo de transferência por curto-círcuito utilizado para ambos os processos promove uma variação da corrente. Essa variação de parâmetros se mostra ainda mais evidente quando se trata de processos manuais de corrente constante e tensão variável, como o GTAW e SMAW. Nesses processos, diferente dos anteriores, a velocidade de soldagem e tensão variam de acordo com a movimentação da mão do soldador, o que dificulta a reproduzibilidade.

3.5.1. Análise Macrográfica

Após a realização das soldagens de dupla camada, o tubo foi cortado no sentido transversal de forma a revelar o perfil das soldas através de análises macrográficas. As amostras foram preparadas com lixamento (lixas 100, 220, 320, 400, 500 e 1200 mesh), polimento ($6\text{ }\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$) e ataque químico com nital 5%.

3.5.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos

Todos os corpos de prova analisados por macrografia foram submetidos à análise de microdureza com carga de 100g (HV0,1) ao longo da ZTA. Para cada corpo de prova 3 perfis (P1, P2 e P3) de microdureza foram medidos, sendo o ângulo entre eles de aproximadamente 30° , conforme ilustrado na figura 44. As indentações iniciaram na ZTA da segunda camada e terminaram no metal de base onde as medidas de dureza se igualam aos valores de dureza do metal de base não afetado pelo calor. As medidas de microdureza tem como objetivo identificar as regiões de grãos grosseiros e grãos finos da ZTA da segunda camada, de acordo com o critério definido no item 2.9.

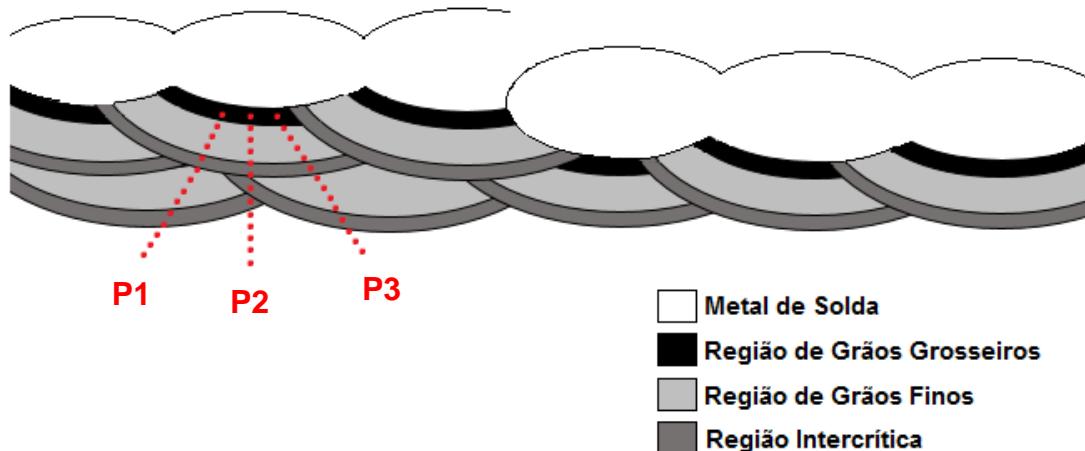


Figura 44. Pontos de medição de perfil de microdureza na solda de dupla camada adaptado de [14].

A preparação metalográfica das amostras para análises de microscopia ótica foi realizada por meio de lixamento mecânico com lixa de até 1200 mesh e polimento com pasta de diamante (granulometrias de 6 µm, 3 µm e 1 µm). Todas as amostras preparadas durante esse trabalho foram atacadas quimicamente com reagente nital 2%, de forma a revelar as regiões da ZTA e microestrutura presente. O microscópio ótico da marca Zeiss foi utilizado para identificar as regiões da ZTA de grãos grosseiros, ZTA de grãos finos e ZTA intercrítica do primeiro passe modificadas pela deposição do segundo passe.

3.6. Teste Pré-Amanteigamento

A partir dos resultados obtidos no Teste Higuchi Modificado, a combinação de parâmetros DGM1 foi escolhida para ser aplicada em um teste pré-amanteigamento de forma a avaliar se uma terceira camada de soldagem teria influência nos resultados de dureza e microestrutura da ZTA. A combinação DGM1, ou seja, aplicação de aporte térmico de 0,9kJ/mm em todos os passes, foi a que apresentou a maior queda de dureza em relação aos outros processos. Como nesse trabalho, a redução da dureza na ZTA é de fundamental importância devido à sua aplicação em ambientes ricos em H₂S, o critério de menor dureza foi utilizado para selecionar a condição que seria avaliada na etapa seguinte.

Seguindo esse raciocínio, um teste com tripla camada de soldagem aplicada a um

chanfro em V com ângulo de 37º foi desenvolvido, conforme mostrado na figura 45.



Figura 45. Teste Pré-Amanteigamento no chanfro em V.

Os parâmetros utilizados foram ligeiramente modificados em relação àqueles utilizados na etapa de dupla camada, no entanto o aporte térmico foi mantido. Essa alteração foi necessária, pois a tocha foi posicionada de forma angulada para se adequar ao ângulo do bisel. Essa configuração promoveu um volume considerável de respingos durante testes prévios, como pode ser visto na figura 45. Assim, houve uma redução de tensão de 24V para 22V e a corrente média variou de 130A para 135A, mantendo o aporte de 0,9kJ/mm.

A amostra tripla camada obtida no Pré-Teste foi submetida à ensaio de microdureza, e o resultado foi comparado com a amostra com dupla camada. Os perfis de microdureza (P2) foram realizados na região central dos corpos de prova, o que coincide com a região de sobreposição das ZTAs, conforme figura 46.



Figura 46. Identificação do local de ensaio de microdureza nas amostras de dupla e tripla camada.

3.7. Amanteigamento

As etapas anteriores foram desenvolvidas por meio de soldagem sobre chapa, no entanto, um dos objetivos desse trabalho é avaliar a aplicação do Teste Higuchi na soldagem de juntas tubulares. Por esse motivo, se fez necessário estudar os parâmetros selecionados nas etapas anteriores em um chanfro convencional. Esse estudo foi feito através do procedimento de amanteigamento robotizado.

Nessa etapa foi utilizado o robô FANUC ARC Mate 120iC e fonte Lincoln Electric. O amanteigamento foi realizado na superfície de dois biseis de 37º de angulação. Foram depositados nos biseis 4 camadas de amanteigamento através de processo robotizado com arame sólido de superliga de níquel 625. Os parâmetros utilizados estão apresentados na tabela 13. A preparação superficial do bisel antes do amanteigamento foi feita com disco de desbaste (Acabamento Master Tramontina “Flap” grão 60) seguido de retifica manual.

Tabela 13. Parâmetros de soldagem utilizados no procedimento de amanteigamento (Eficiência térmica de 0,8 para o processo GMAW).

Parâmetros de soldagem utilizados na etapa de amanteigamento						
Aporte Térmico	Tensão	Corrente Média	Vel. de Soldagem	Vel. de Alimentação	Vazão de Gás	Stick out
0,9 kJ/mm	22 V	135 A	3 mm/s	80 mm/s	14 l/min	9 mm

A figura 47 ilustra a deposição das quatro camadas de solda sobre o bisel.

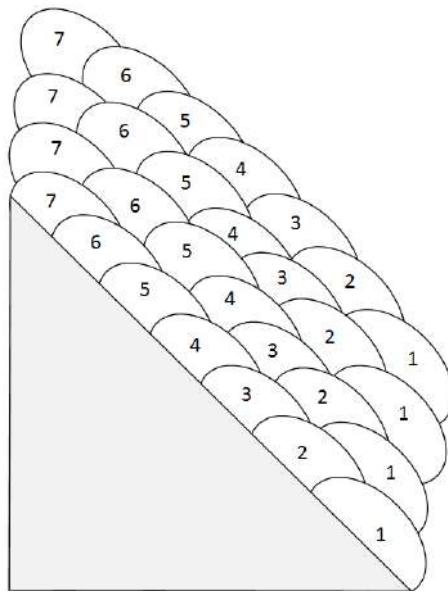


Figura 47. Ilustração das 4 camadas de amanteigamento em um bisel.

Após o procedimento de amanteigamento em dois biseis, estes foram usinados de forma a obter novos biseis que compõem juntos o chanfro de uma junta. Durante a usinagem, parte da quarta camada depositada foi perdida, porém garantindo as 3 camadas mínimas de amanteigamento.

3.8. Soldagem da Junta Amanteigada

A junta amanteigada foi soldada com processo GTAW na raiz e GMAW para os passes de enchimento e acabamento. Tanto o procedimento de soldagem de raiz quanto enchimento e acabamento foram realizados na posição 5G com progressão ascendente. A figura 48 apresenta a ilustração do chanfro amanteigado.

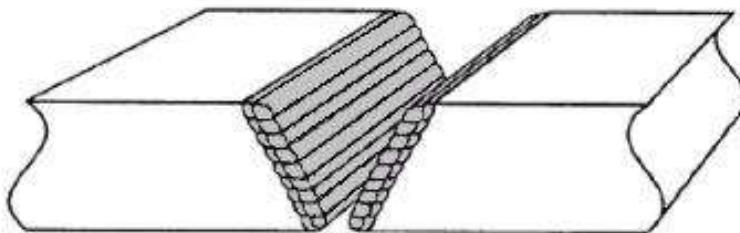


Figura 48. Ilustração da chanfro amanteigado adaptado de [46].

Para o passe de raiz foi utilizado eletrodo de 2,4 mm de diâmetro, polaridade CC-, gás de proteção e o gás de purga compostos por argônio (99,9%). A vazão do gás de purga de 25 litros/minuto e do gás de proteção de 12-15 litros/minuto. Para confecção da raiz foram depositados 4 passes de solda seguindo os parâmetros de soldagem listados na tabela 14.

Tabela 14. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem de raiz da junta amanteigada.
(Eficiência térmica de 0,6 para o processo GTAW)

Parâmetros de Soldagem – Passes de Raiz – Junta Amanteigada				
Aporte Térmico Médio	Energia de Soldagem Média	Tensão Média	Corrente Média	Velocidade de Soldagem Média
0,57	0,94	10,7	120	1,46

Nos passes de enchimento e acabamento foi utilizado arame sólido com 1,2 mm de diâmetro, polaridade CC+ e gás de proteção composto de 75% Ar e 25% He. A vazão de gás variou entre 12 e 15 litros/minuto. Para confecção do enchimento e acabamento foram utilizados os parâmetros de soldagem listados na tabela 15. Tanto para a soldagem dos passes de raiz quanto para os passes de enchimento e acabamento foi utilizado escovamento/esmerilhamento para limpeza e temperatura interpasse máxima de 100°C.

Tabela 15. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos passes de enchimento e acabamento da junta amanteigada (Eficiência térmica de 0,8 para o processo GMAW)..

Parâmetros de Soldagem – Passes de Enchimento e Acabamento – Junta Amanteigada				
Aporte Térmico Médio	Energia de Soldagem Média	Tensão Média	Corrente Média	Velocidade de Soldagem Média
0,68	0,76	19	138	3,50

Essa etapa teve como objetivo principal verificar se, após o amanteigamento, a ZTA do metal de base foi afetada pelo aporte de calor imposto pelos passes de enchimento e acabamento da junta. Nesse sentido, uma junta convencional, sem amanteigamento, foi soldada com processo GMAW de forma a comparar com os resultados da junta amanteigada. Para a soldagem com convencional foram utilizados os parâmetros

apresentados na tabela 16 e 17.

Tabela 16. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem da raiz da junta convencional (Eficiência térmica de 0,6 para o processo GTAW).

Parâmetros de Soldagem – Passes de Raiz – Junta Convencional				
Aporte Térmico Médio	Energia de Soldagem Média	Tensão Média	Corrente Média	Velocidade de Soldagem Média
0.70 kJ/mm	1,16 kJ/mm	10,6 V	120 A	1,15 mm/s

Tabela 17. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos passes de enchimento e acabamento da junta convencional (Eficiência térmica de 0,8 para o processo GMAW).

Parâmetros de Soldagem – Passes de Enchimento e Acabamento – Junta Convencional				
Aporte Térmico Médio	Energia de Soldagem Média	Tensão Média	Corrente Média	Velocidade de Soldagem Média
0.61 kJ/mm	0.68 kJ/mm	18,7 V	119 A	3.3 mm/s

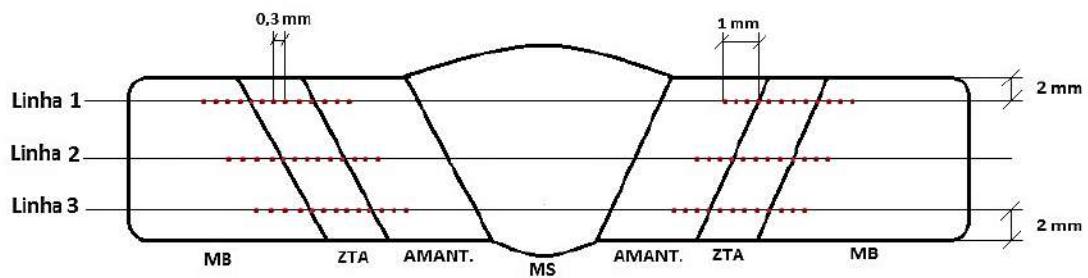
3.8.1. Análise Macrográfica

Após a realização das soldagens de junta amanteigada e da junta convencional, amostras para ensaio macrográfico foram retiradas. As amostras foram preparadas com lixamento (lixas 100, 220, 320, 400, 500 e 1200 mesh), polimento (6 µm, 3µm e 1µm) e ataque químico com nital 5%.

3.8.2. Ensaios de Microdureza e Dureza

Os ensaios de microdureza e dureza das juntas amanteigada e convencional seguiram as orientações indicadas nas figuras 49 e 50.

Pontos de Medida de Microdureza - Junta Amanteigada



Pontos de Medida de Microdureza - Junta Convencional

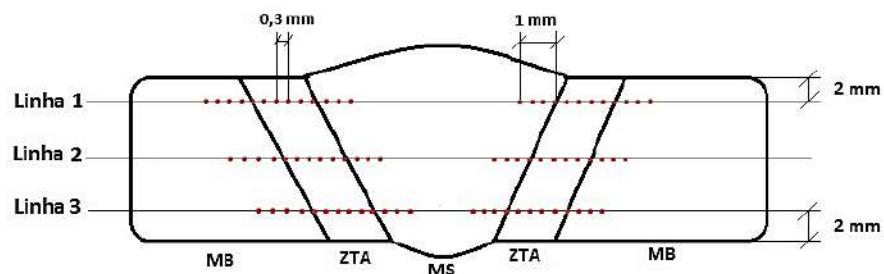
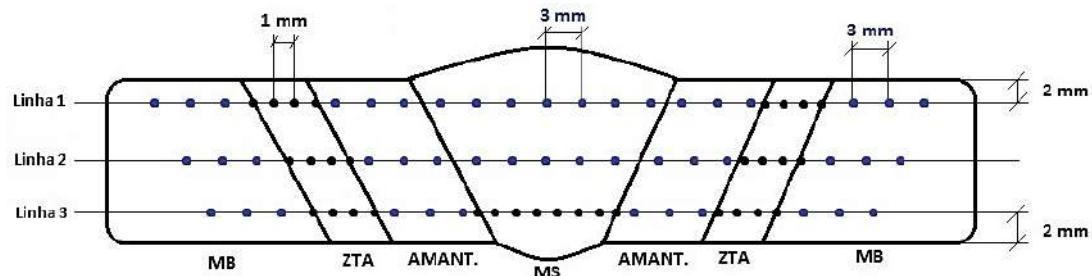


Figura 49. Pontos de Microdureza para as Juntas Amanteigada e Convencional

Pontos de Medida de Dureza - Junta Amanteigada



Pontos de Medida de Dureza - Junta Convencional

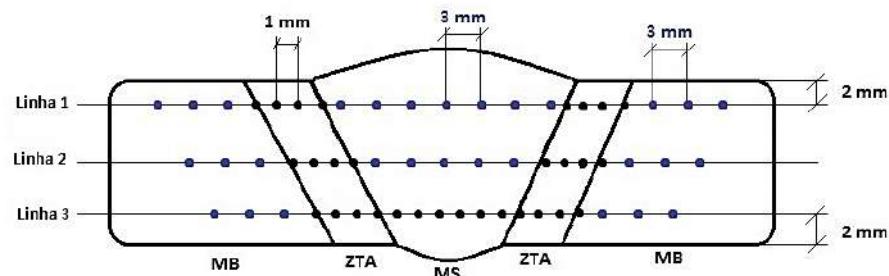


Figura 50. Pontos de Dureza para as Juntas Amanteigada e Convencional

3.9. Simulações Computacionais

Com o intuito de investigar as transformações de fases ocorridas a medida que camadas de soldagem são depositadas, simulações com o software Sysweld® foram desenvolvidas. Para essa análise, foram consideradas 2 condições diferentes, sendo a primeira delas referente a soldagem com 2 camadas de solda, e a segunda condição referente a soldagem com 3 camadas de solda. Para simular as transformações de fases em um material de base afetado pelo calor, foi necessário reproduzir a macrografia do cordão de solda e da ZTA em um desenho computacional. O desenho e os parâmetros de soldagem foram os “inputs” necessários para esse desenvolvimento. Nas figuras 51 e 52 estão apresentadas as macrografias dos cordões com dupla camada e tripla camada, assim como a reprodução em desenho computacional. No desenho foram restaurados os passes iniciais em detrimento da disposição final apresentada nas macrografias. Essa adaptação foi necessária para realizar uma simulação mais fidedigna.

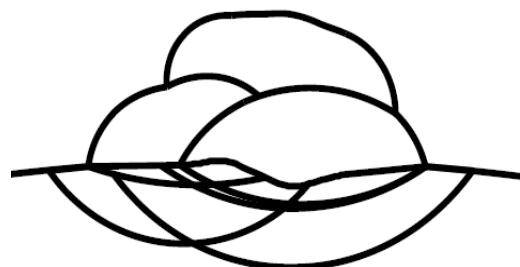


Figura 51. a) Macrografia da amostra DGM3, soldagem dupla camada por processo GMAW com aporte térmico de 0,9 kJ/mm. b) Desenho computacional da amostra DGM3.

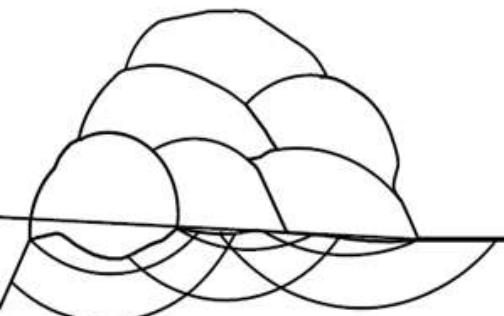


Figura 52. a) Macrografia da amostra pré-teste do amanteigamento, soldagem tripla camada por processo GMAW com aporte térmico de 0,9 kJ/mm. b) Desenho computacional da amostra pré-teste amanteigamento.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Soldagem de Simples Deposição – Técnica Higuchi: Primeira Etapa

As figuras 53, 54, 55 e 56 mostram os cordões depositados pelo processo GMAW, FCAW, GTAW e SMAW, respectivamente. Os locais onde houve abertura e fechamento do arco elétrico foram descartados devido ao alto índice de defeitos de soldagem nessas regiões.



Figura 53. Cordões de simples deposição soldados por processo GMAW

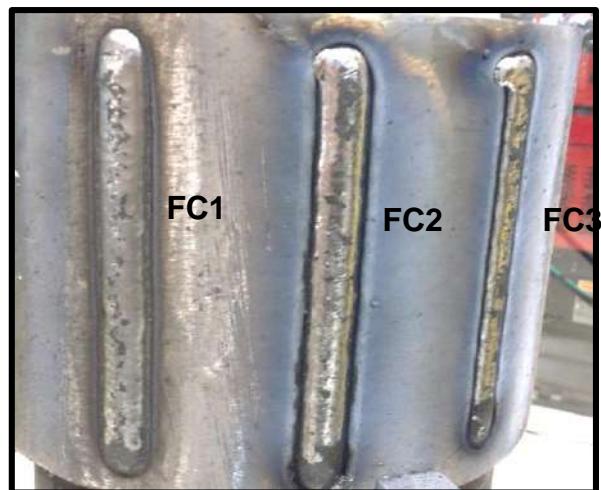


Figura 54. Cordões de simples deposição soldados por processo FCAW.



Figura 55. Cordões de simples deposição soldados por processo GTAW.



Figura 56. Cordões de simples deposição soldados por processo SMAW.

4.1.1. Análise Macroscópica

Na figura 57 estão apresentadas as imagens macrográficas dos perfis dos cordões de simples deposição, realizados através do equipamento estereoscópio com aumento de 8 vezes.

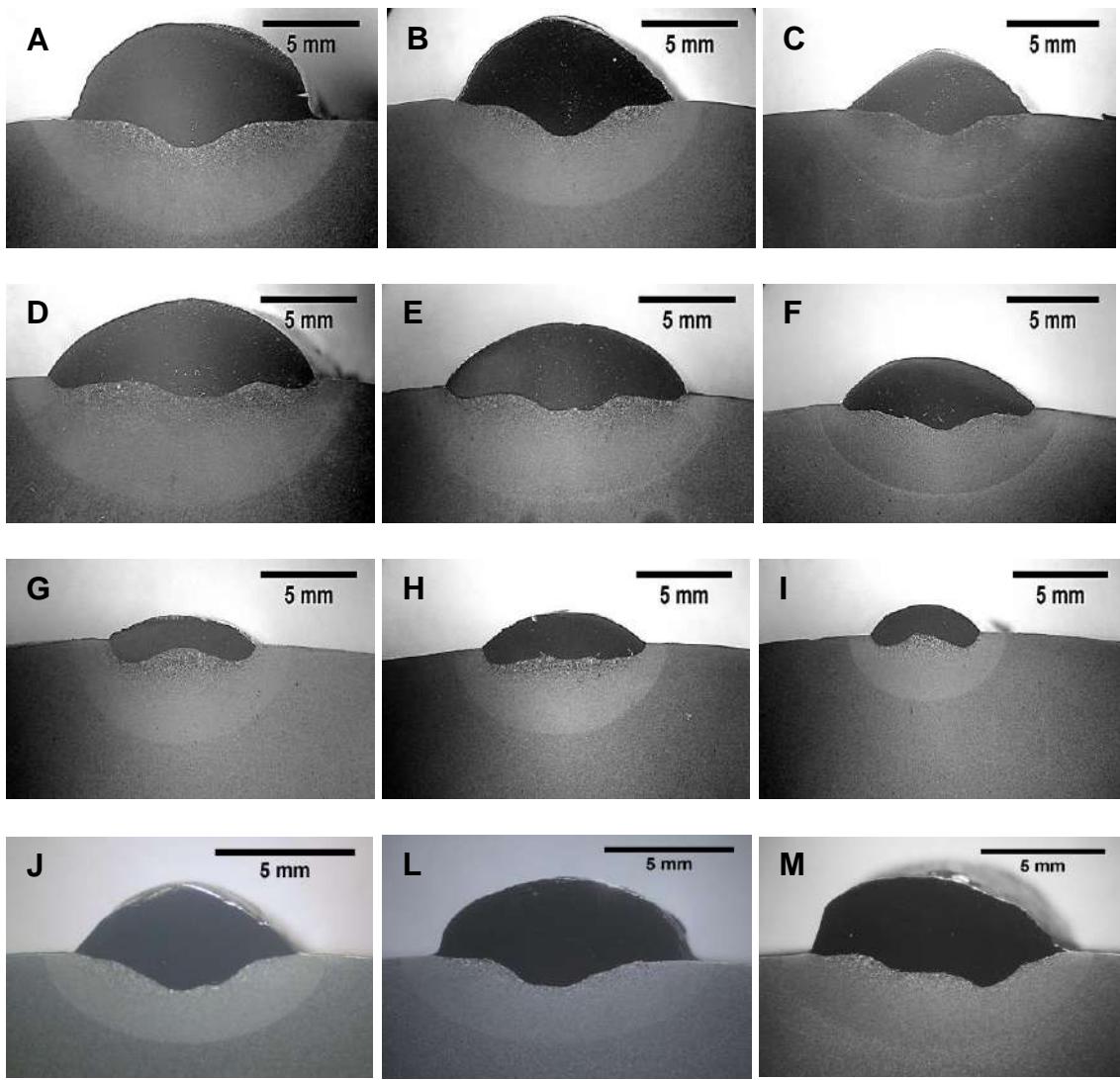


Figura 57. A) Macrografia GM1; B) Macrografia GM2; C) Macrografia GM3; D) Macrografia FC1; E) Macrografia FC2; F) Macrografia FC3; G) Macrografia GT1; H) Macrografia GT2; I) Macrografia GT3; J) Macrografia SM1; L) Macrografia SM2; M) Macrografia SM3.

A partir das macrografias foram realizadas medições de altura e largura do reforço, assim como a extensão da ZTA. As sub-regiões da ZTA foram mapeadas por micrografias em mosaico, conforme apresentado nas figuras 58 a 69 do item 4.1.2.

4.1.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos

As figuras 58 a 69 apresentam os gráficos dos perfis de microdureza P2 e sua relação com as micrografias em mosaico da ZTA para todos os processos de soldagem e todos os aportes térmicos avaliados.

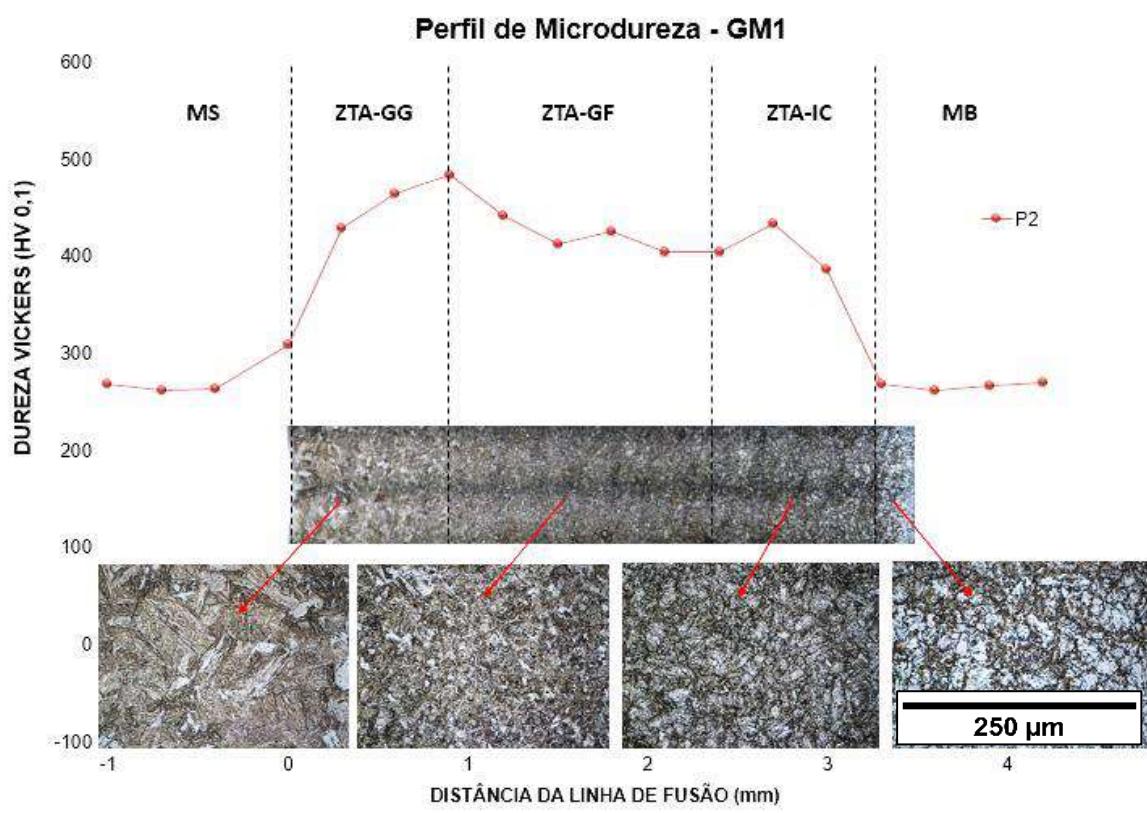


Figura 58. Perfil de microdureza da amostra GM1 – Aporte térmico de 0,9 kJ/mm.

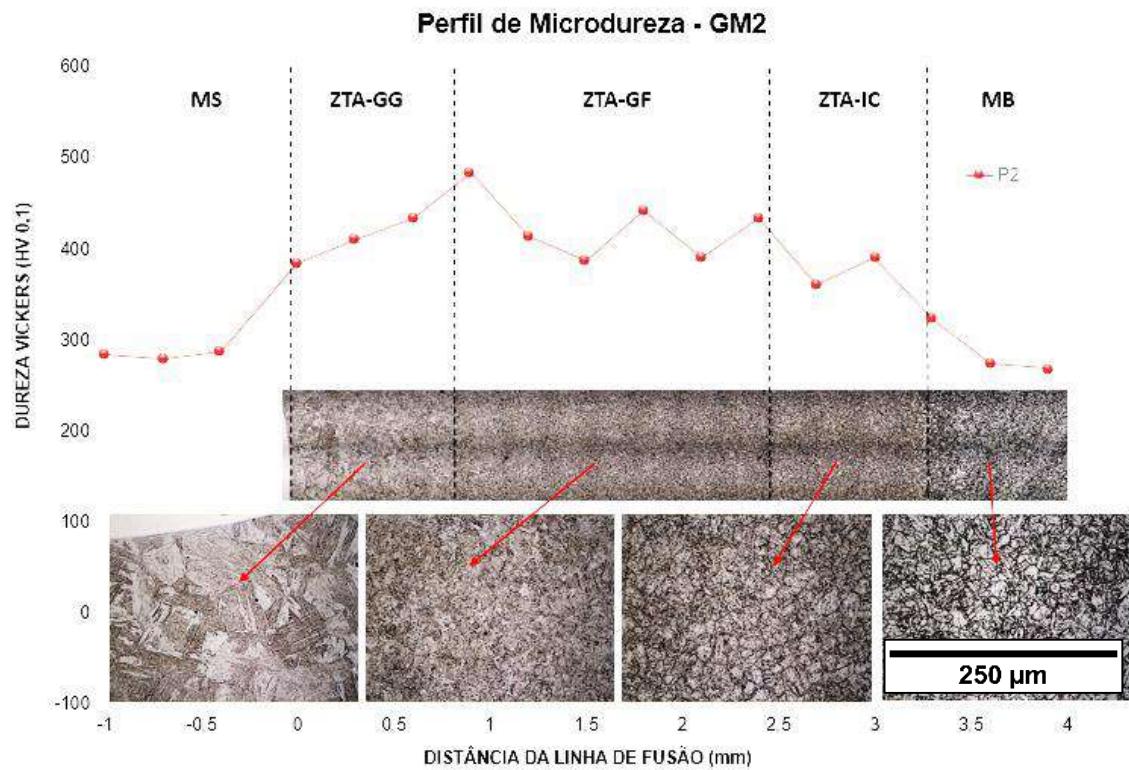


Figura 59. Perfil de microdureza da amostra GM2 - Aporte térmico de 0,7 kJ/mm.

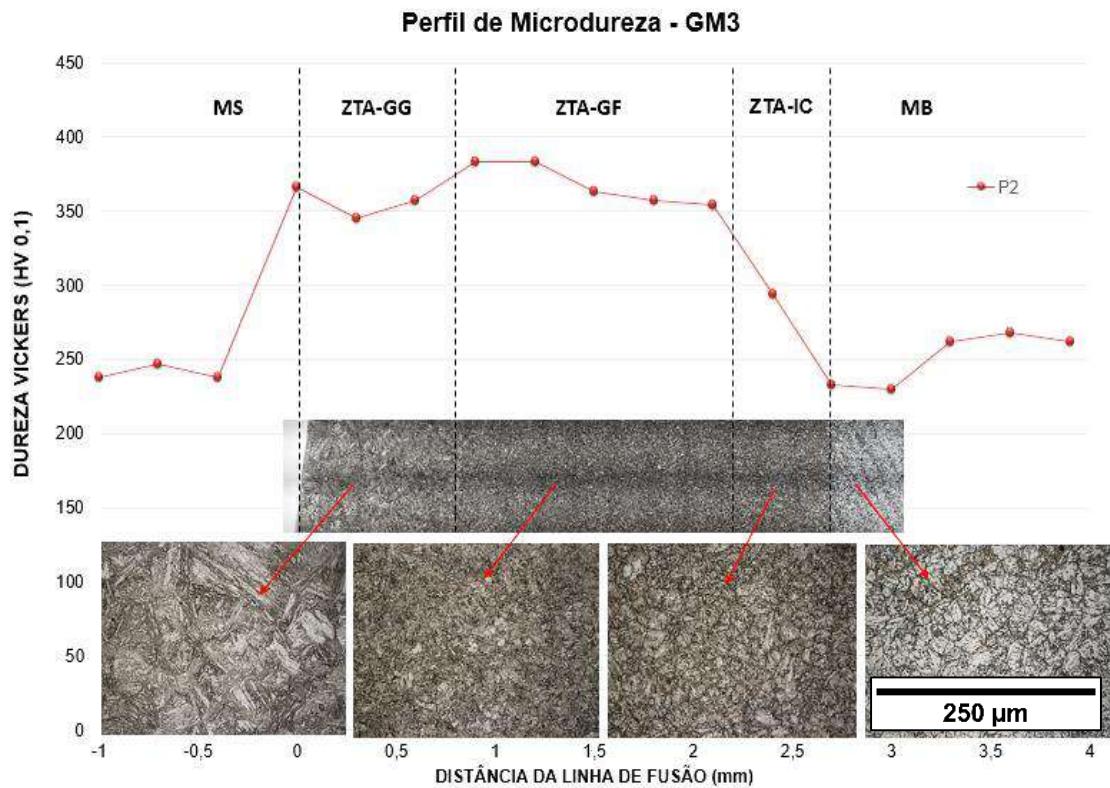


Figura 60. Perfil de microdureza da amostra GM3 - Aporte térmico de 0,5 kJ/mm.

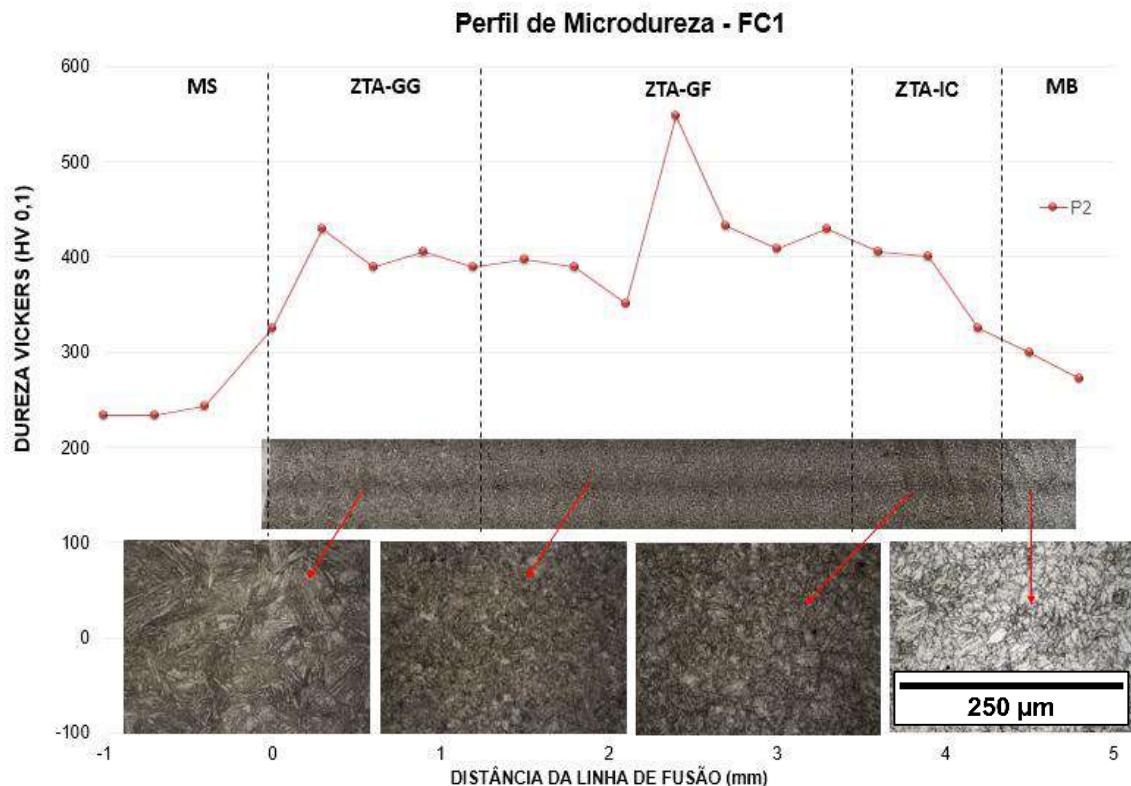


Figura 61. Perfil de microdureza da amostra FC1 - Aporte térmico de 1,0 kJ/mm.

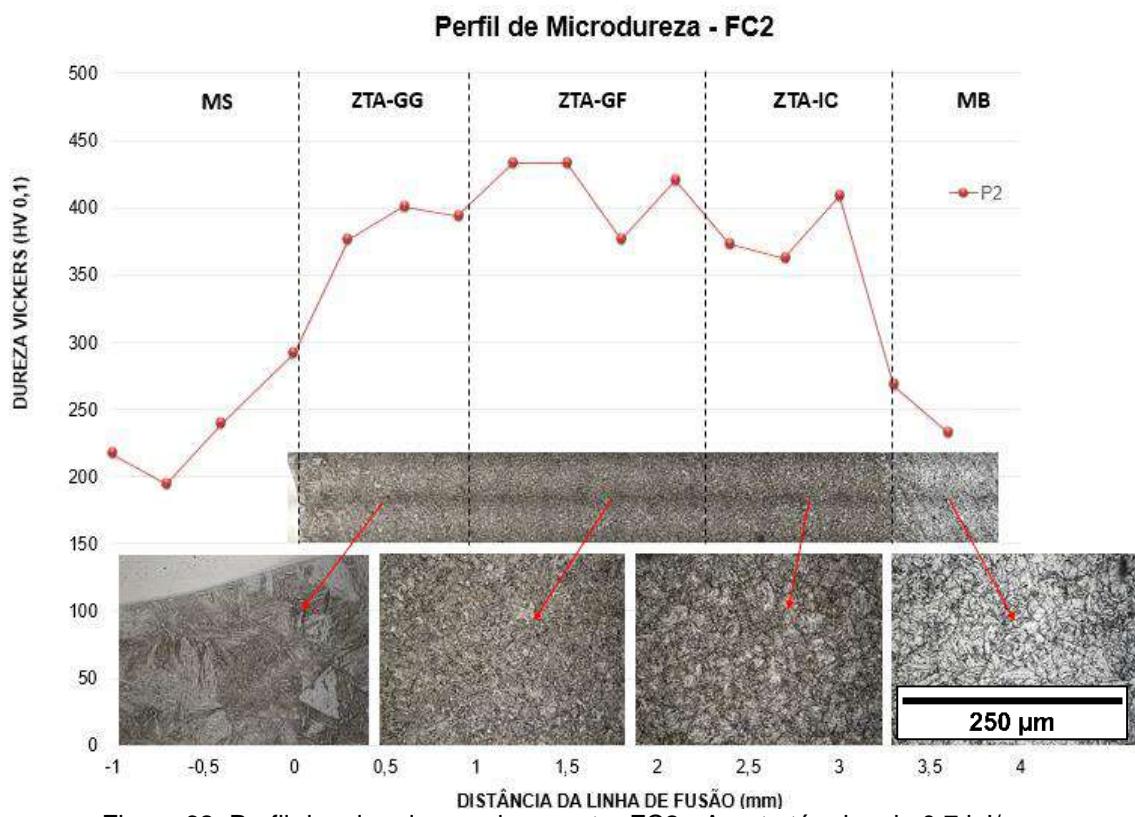


Figura 62. Perfil de microdureza da amostra FC2 - Aperte térmico de 0,7 kJ/mm.

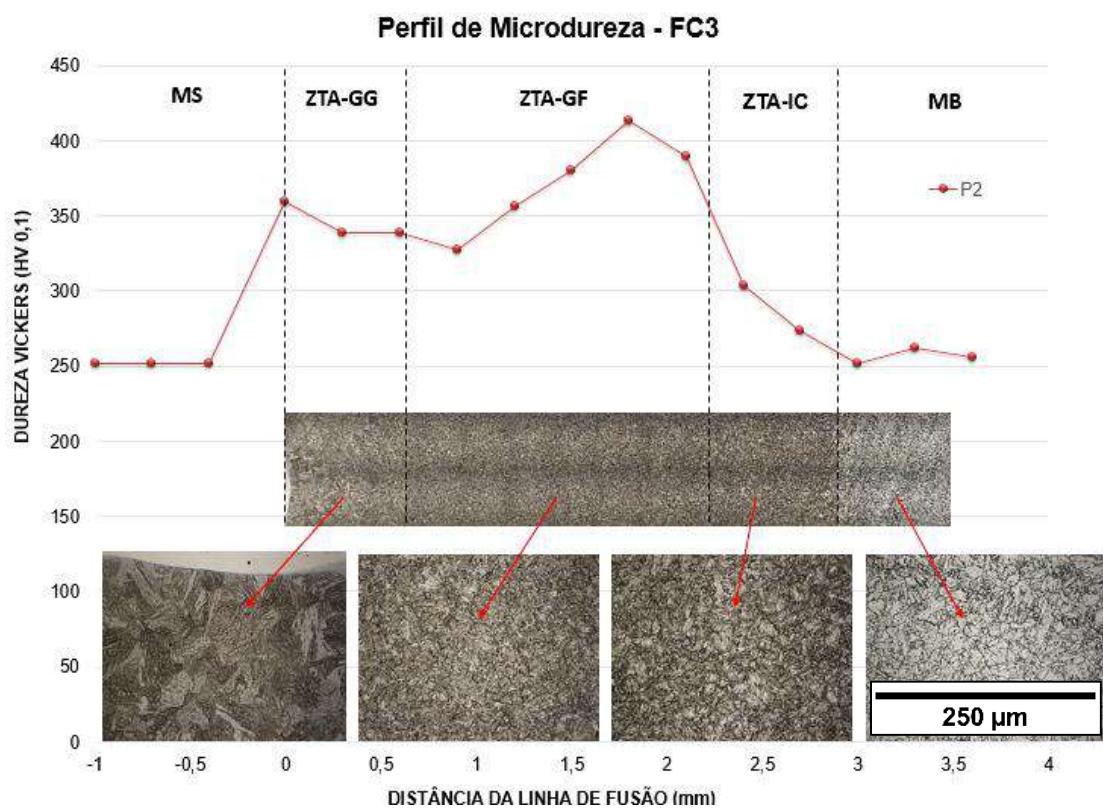


Figura 63. Perfil de microdureza da amostra FC3 - Aperte térmico de 0,5 kJ/mm.

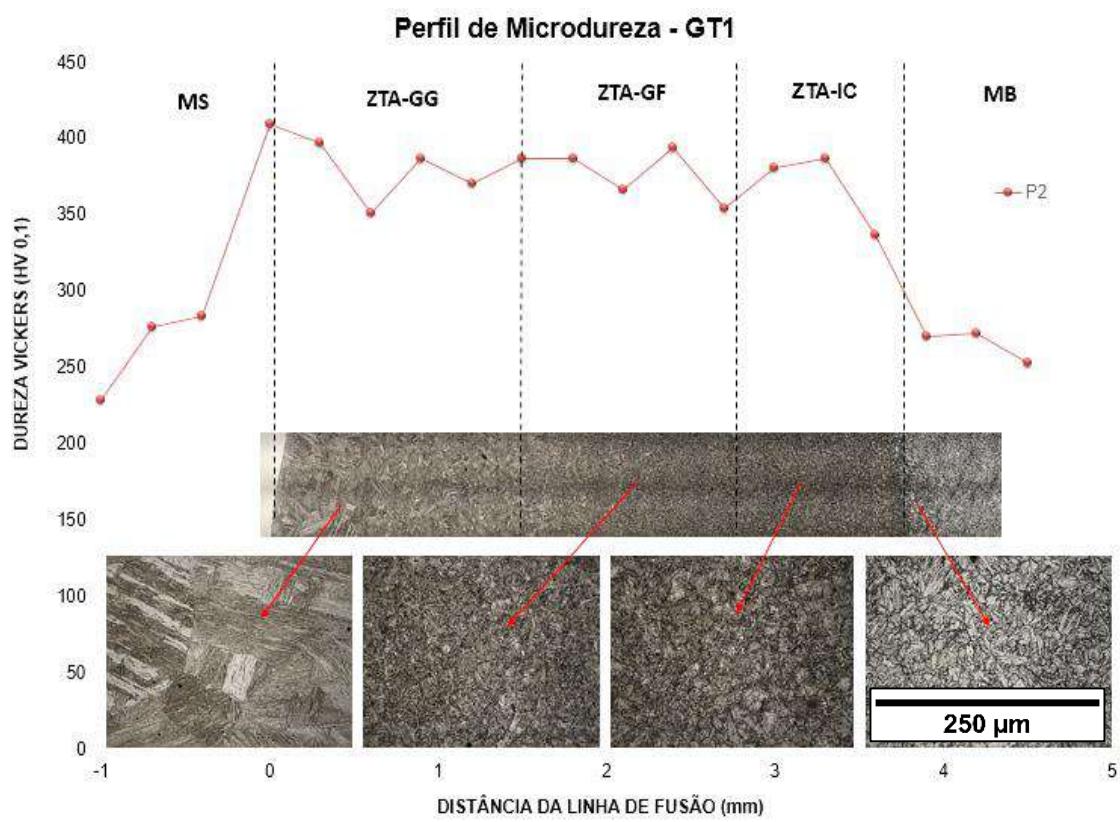


Figura 64. Perfil de microdureza da amostra GT1 - Aporte térmico de 0,8 kJ/mm.

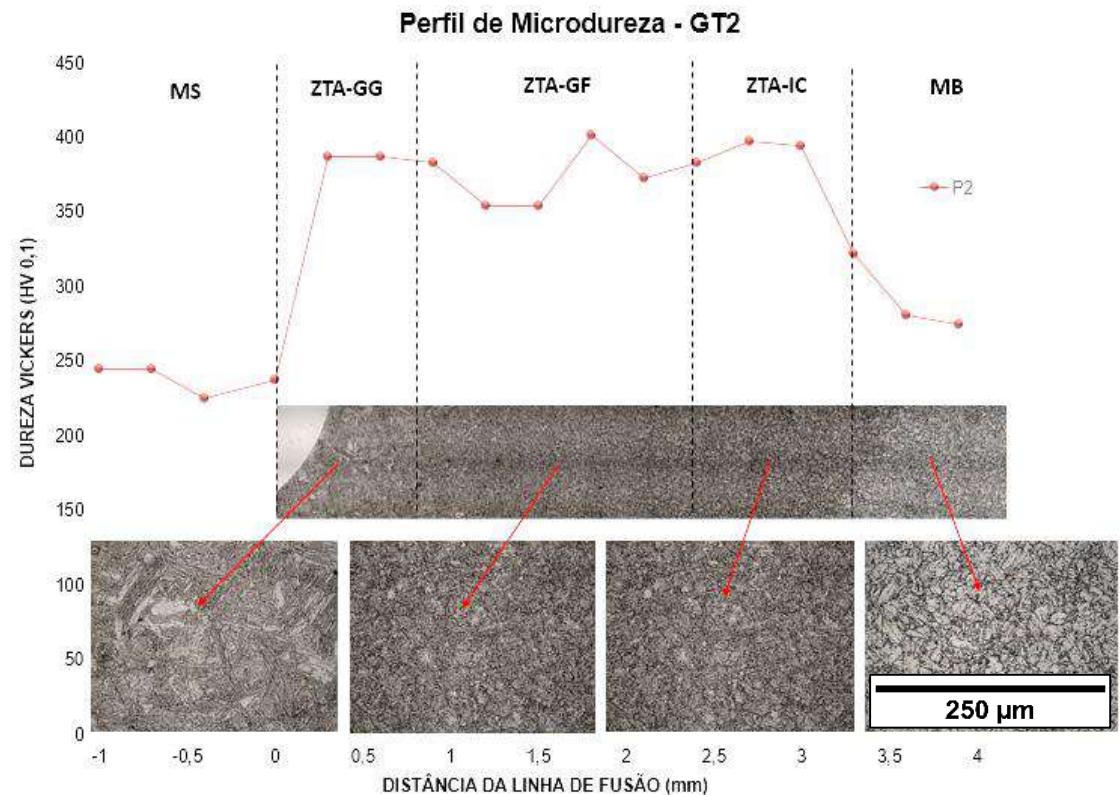


Figura 65. Perfil de microdureza da amostra GT2 - Aporte térmico de 0,6 kJ/mm.

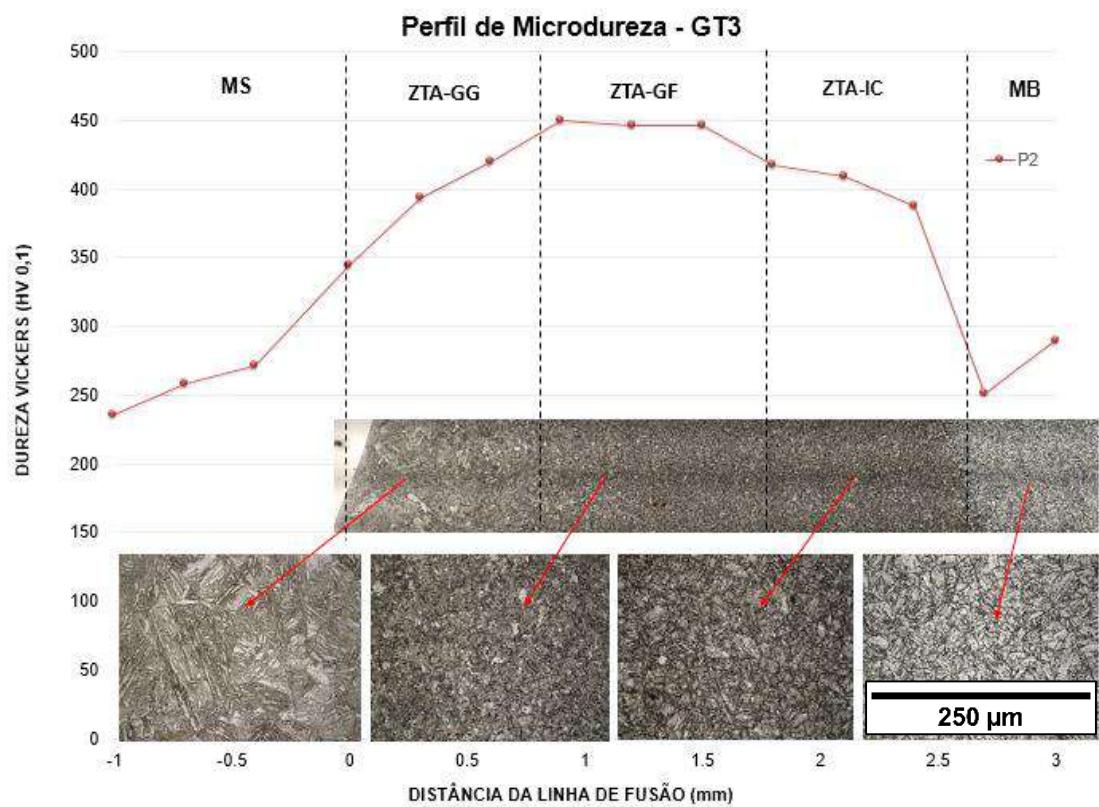


Figura 66. Perfil de microdureza da amostra GT3 - Aporte térmico de 0,3 kJ/mm.

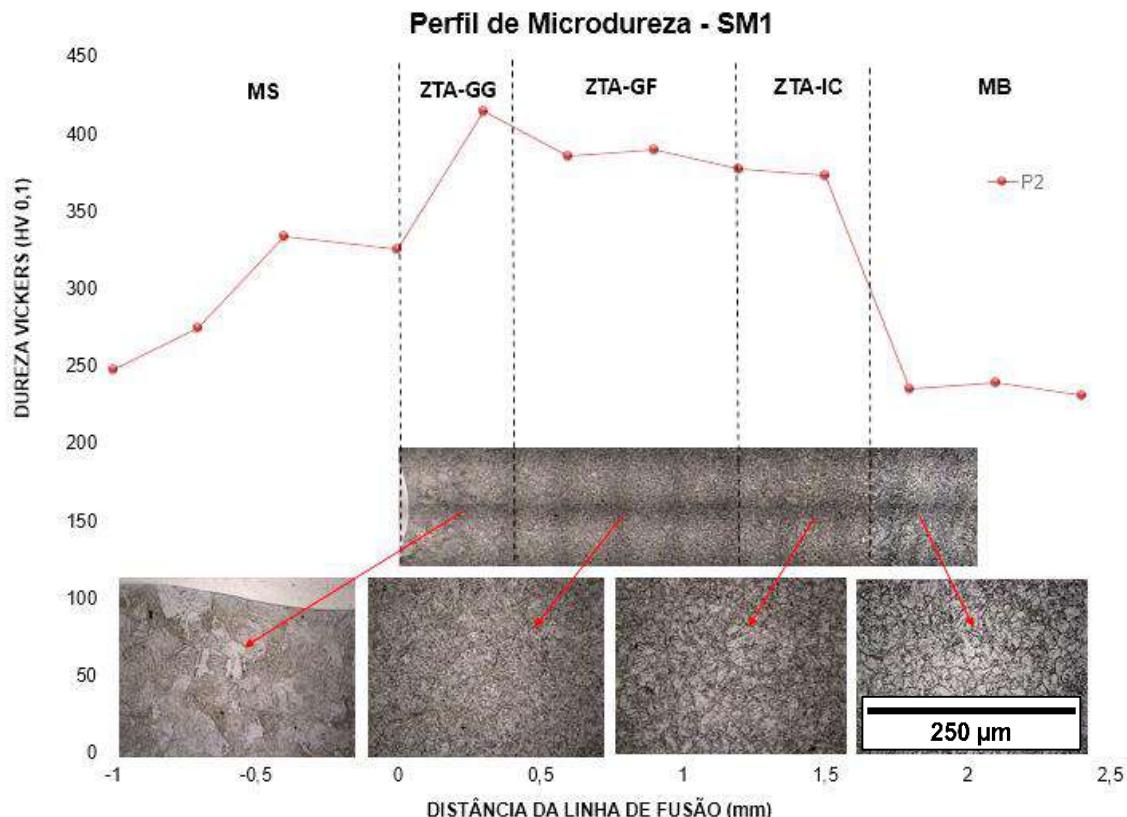


Figura 67. Perfil de microdureza da amostra SM1 - Aporte térmico de 0,5 kJ/mm.

Perfil de Microdureza - SM2

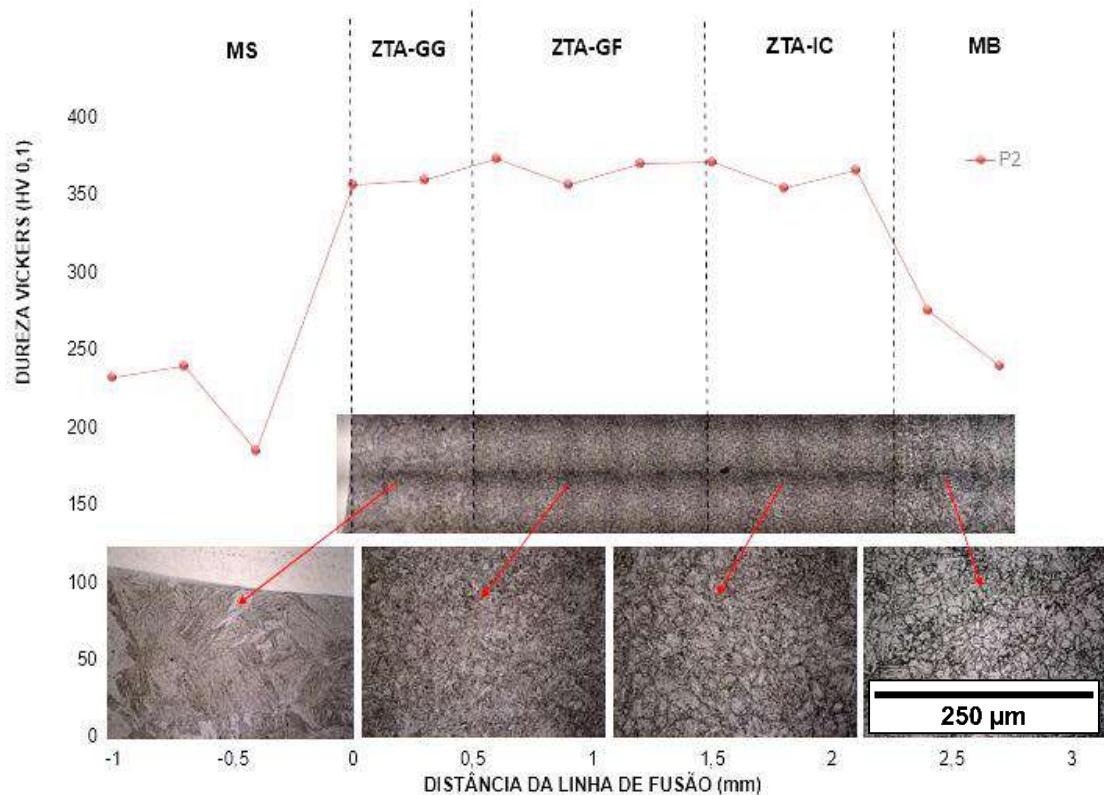


Figura 68. Perfil de microdureza da amostra SM2 - Aporte térmico de 0,6 kJ/mm.

Perfil de Microdureza – SM3

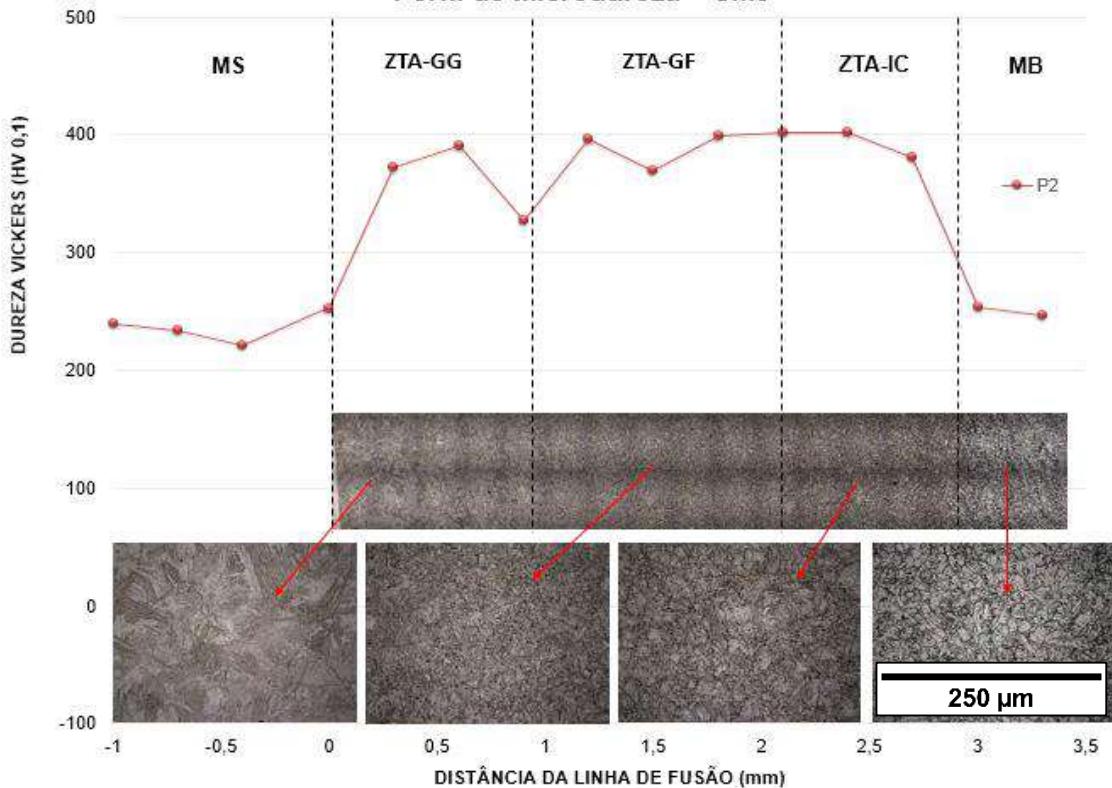


Figura 69. Perfil de microdureza da amostra SM3 - Aporte térmico de 1,0 kJ/mm.

A partir dos dados apresentados na sequência de figuras 58 a 69, podemos perceber que há uma variação na extensão da ZTA e nas suas sub-regiões (ZGG, ZGF, ZIC). Os gráficos apresentados na figura 70 deixam claro que a extensão da ZTA, assim como a extensão das suas sub-regiões tendem a apresentar dimensões maiores à medida que o aporte térmico é aumentado.

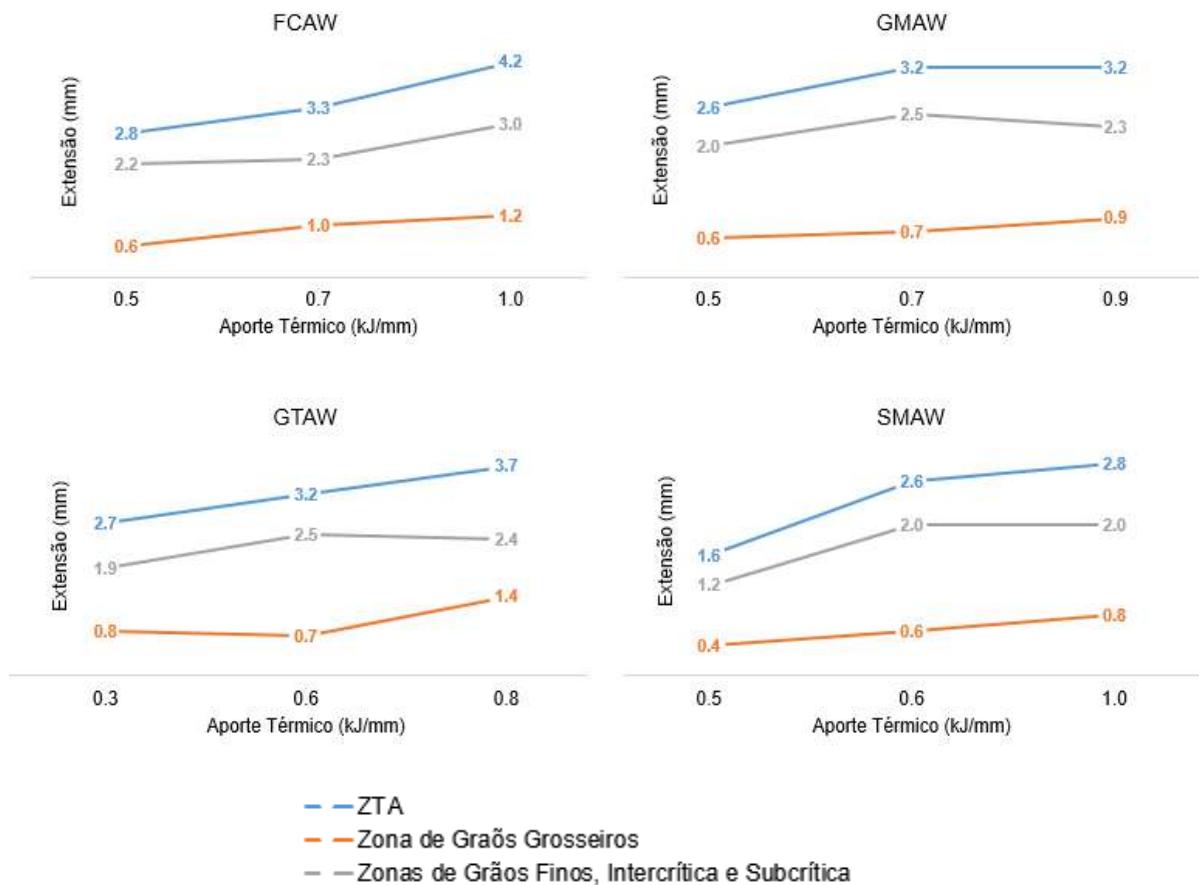


Figura 70. Extensão da ZTA, Zona de Grãos Grosseiros e Zona de Grãos Finos, Intercrítica e Subcrítica para cada aporte térmico.

As regiões de grãos finos, intercrítica e subcrítica possuem características similares e por isso a sua diferenciação pode apresentar pouca precisão. Dessa forma, nos gráficos da figura 70 essas regiões foram agrupadas de forma a facilitar a percepção de como evolui a ZTA com a variação do aporte térmico.

Para o processo FCAW todas as sub-regiões crescem com o aporte térmico. Já para

o processo GMAW, a região de grãos grosseiros não apresenta diferença na sua extensão quando o aporte térmico é alterado de 0,7 para 0,9 kJ/mm. Para a região (GF + IC + SC) ocorre uma redução de tamanho com o aumento do aporte de 0,7 para 0,9 kJ/mm. Em relação ao processo GTAW, há uma pequena queda do tamanho da região (GF + IC + SC) com o aumento do aporte de 0,6 para 0,8 kJ/mm. Uma pequena queda também ocorre na região de grãos finos aumentando o aporte de 0,3 para 0,6 kJ/mm. Para o processo SMAW a tendência de todas regiões é aumentar de tamanho com o aumento do aporte térmico. Apenas a região GF + IC + SC apresentam uma pequena queda com o aumento do aporte de 0,6 para 1,0 kJ/mm.

No que diz respeito aos resultados obtidos no ensaio de microdureza, esperava-se que a ZTA apresentasse uma dureza elevada na região próxima à linha de fusão, que corresponde a região de grãos grosseiros, e em seguida uma região de dureza mais baixa, que corresponde a região de grãos finos. No entanto, percebeu-se que para a maior parte dos perfis de dureza desenvolvidos a identificação de 2 patamares nítidos ao longo da ZTA se mostrou muito pouco precisa. Além disso, as curvas apresentaram uma intensa variação nos pontos medidos, o que já era esperado pela baixa carga utilizada no ensaio (HV 0,1).

Pelo fato de não terem sido observados patamares nítidos de dureza na ZTA, que permitissem distinguir uma zona dura de uma zona macia, não foi possível utilizar a Técnica Higuchi Convencional. Por esse motivo, nesse trabalho a Técnica Higuchi Modificada foi utilizada, baseada na microestrutura e não na dureza.

4.2. Critério de Decisão

A partir dos resultados da primeira etapa da Técnica Higuchi, foram aplicados os critérios de avaliação apresentados no item 2.9 desse trabalho, onde a profundidade da zona de grãos finos da segunda camada deve ser maior que profundidade da zona de grãos grosseiros da primeira camada ($PZGF2 > PZGG1$); e a profundidade da zona de grãos grosseiros da segunda camada deve ser menor que a zona fundida da primeira camada ($PZGG2 < ZF1$). Ambos os critérios devem ser obedecidos. O descumprimento do primeiro critério promove um refinamento incompleto da zona de grãos grosseiros do primeiro passe, e o descumprimento do segundo critério promove uma retêmpera da zona de grãos grosseiros do primeiro passe. Os resultados da aplicação do critério Higuchi estão apresentados na tabela 18.

Tabela 18. Resultados do Critério de Decisão, com base nos resultados da primeira etapa.

Critério de Decisão								
Aporte Térmico		ZGG1	PZGF2	PZGG1	ZF1	PZGG2	PZGF2-PZGG1	ZF1 - PZGG2
1 ^a Camada	2 ^a Camada							
FCAW								
0.5	0.5	0.6	3.8	1.6	2.8	1.6	2.2	1.2
0.5	0.7	0.6	4.3	1.6	2.8	2.0	2.6	0.9
0.5	1.0	0.6	5.0	1.6	2.8	2.0	3.3	0.9
0.7	0.5	1.0	3.8	2.0	3.4	1.6	1.9	1.8
0.7	0.7	1.0	4.3	2.0	3.4	2.0	2.3	1.5
0.7	1.0	1.0	5.0	2.0	3.4	2.0	3.0	1.4
1.0	0.5	1.2	3.8	2.0	3.8	1.6	1.9	2.2
1.0	0.7	1.2	4.3	2.0	3.8	2.0	2.3	1.9
1.0	1.0	1.2	5.0	2.0	3.8	2.0	3.0	1.8
GMAW								
0.5	0.5	0.6	3.6	1.6	3.6	1.6	2.0	2.0
0.5	0.7	0.6	4.5	1.6	3.6	2.0	2.9	1.6
0.5	0.9	0.6	4.6	1.6	3.6	2.3	3.0	1.3
0.7	0.5	0.7	3.6	2.0	4.8	1.6	1.6	3.2
0.7	0.7	0.7	4.5	2.0	4.8	2.0	2.5	2.8
0.7	0.9	0.7	4.6	2.0	4.8	2.3	2.6	2.5
0.9	0.5	0.9	3.6	2.3	4.9	1.6	1.3	3.3
0.9	0.7	0.9	4.5	2.3	4.9	2.0	2.2	2.9
0.9	0.9	0.9	4.6	2.3	4.9	2.3	2.3	2.7
GTAW								
0.3	0.3	0.8	2.7	0.8	1.2	0.8	1.9	0.4
0.3	0.6	0.8	3.5	0.8	1.2	1.0	2.7	0.2
0.3	0.8	0.8	4.1	0.8	1.2	1.7	3.3	-0.5
0.6	0.3	0.7	2.7	1.0	1.5	0.8	1.7	0.7
0.6	0.6	0.7	3.5	1.0	1.5	1.0	2.5	0.5
0.6	0.8	0.7	4.1	1.0	1.5	1.7	3.1	-0.3
0.8	0.3	1.4	2.7	1.7	1.3	0.8	1.0	0.5
0.8	0.6	1.4	3.5	1.7	1.3	1.0	1.8	0.3
0.8	0.8	1.4	4.1	1.7	1.3	1.7	2.4	-0.4
SMAW								
0.5	0.5	0.4	2.6	1.4	3.1	1.4	1.2	1.7
0.5	0.6	0.4	3.5	1.4	3.1	1.8	2.1	1.3
0.5	1.0	0.4	3.7	1.4	3.1	1.7	2.3	1.4
0.6	0.5	0.6	2.6	1.8	4.2	1.4	0.8	2.8
0.6	0.6	0.6	3.5	1.8	4.2	1.8	1.7	2.4
0.6	1.0	0.6	3.7	1.8	4.2	1.7	2.0	2.5
1.0	0.5	0.8	2.6	1.7	3.9	1.4	0.9	2.5
1.0	0.6	0.8	3.5	1.7	3.9	1.8	1.8	2.1
1.0	1.0	0.8	3.7	1.7	3.9	1.7	2.0	2.2

Dentre as combinações aprovadas no critério de decisão, 3 combinações de aportes térmicos por processo de soldagem foram escolhidas para o desenvolvimento da segunda etapa, referente à soldagem com dupla camada. As combinações selecionadas estão indicadas na tabela 19.

Tabela 19. Combinação de aportes térmicos escolhidos para a etapa de Higuchi Dupla Camada.

Processo	Aporte Térmico		PZGF2-PZGG1	ZF1 - PZGG2
	1 ^a Camada	2 ^a Camada		
FCAW	1.0	1.0	3.0	1.8
	0.5	1.0	3.3	0.9
	0.7	1.0	3.0	1.4
GMAW	0.5	0.7	2.9	1.6
	0.5	0.9	3.0	1.3
	0.9	0.9	2.3	2.7
GTAW	0.3	0.3	1.9	0.4
	0.6	0.3	1.7	0.7
	0.8	0.3	1.0	0.5
SMAW	0.5	0.6	2.1	1.3
	0.5	1.0	2.3	1.4
	1.0	1.0	2.0	2.2

4.3. Soldagem de Dupla Camada – Técnica Higuchi: Segunda Etapa

As figuras 71, 72, 73 e 74 apresentam as imagens da soldagem com dupla camada.



Figura 71. Cordões de dupla camada soldados por processo FCAW. O cordão identificado com X foi descartado.



Figura 72. Cordões de dupla camada soldados por processo GMAW

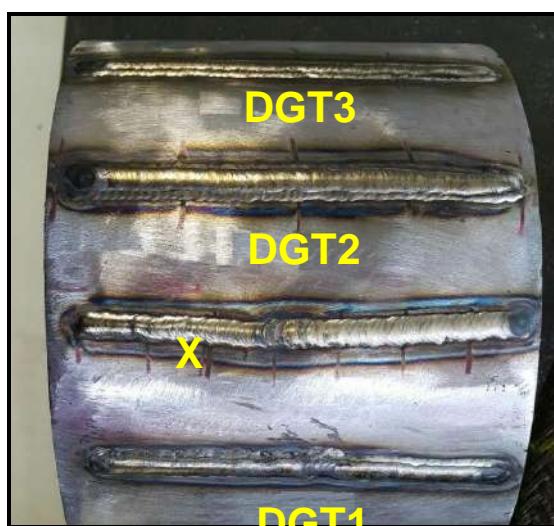


Figura 73. Cordões de dupla camada soldados por processo GTAW. O cordão identificado com X foi descartado.

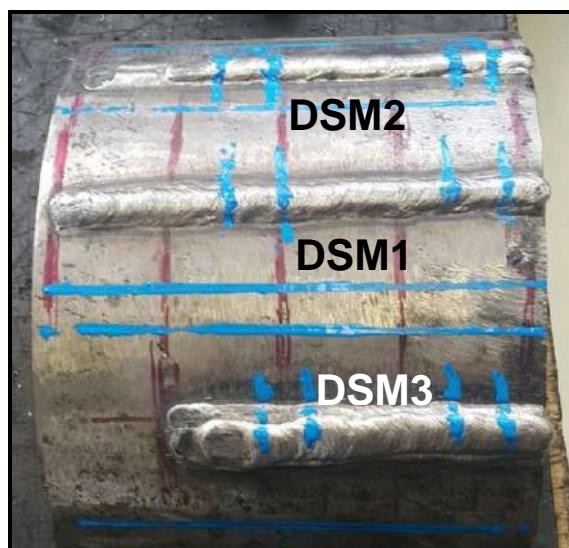


Figura 74. Cordões de dupla camada soldados por processo SMAW.

4.3.1. Análise Macrográfica

Na figura 75 estão apresentadas as imagens macrográficas dos perfis dos cordões, realizados através do equipamento estereoscópio com aumento de 8 vezes.

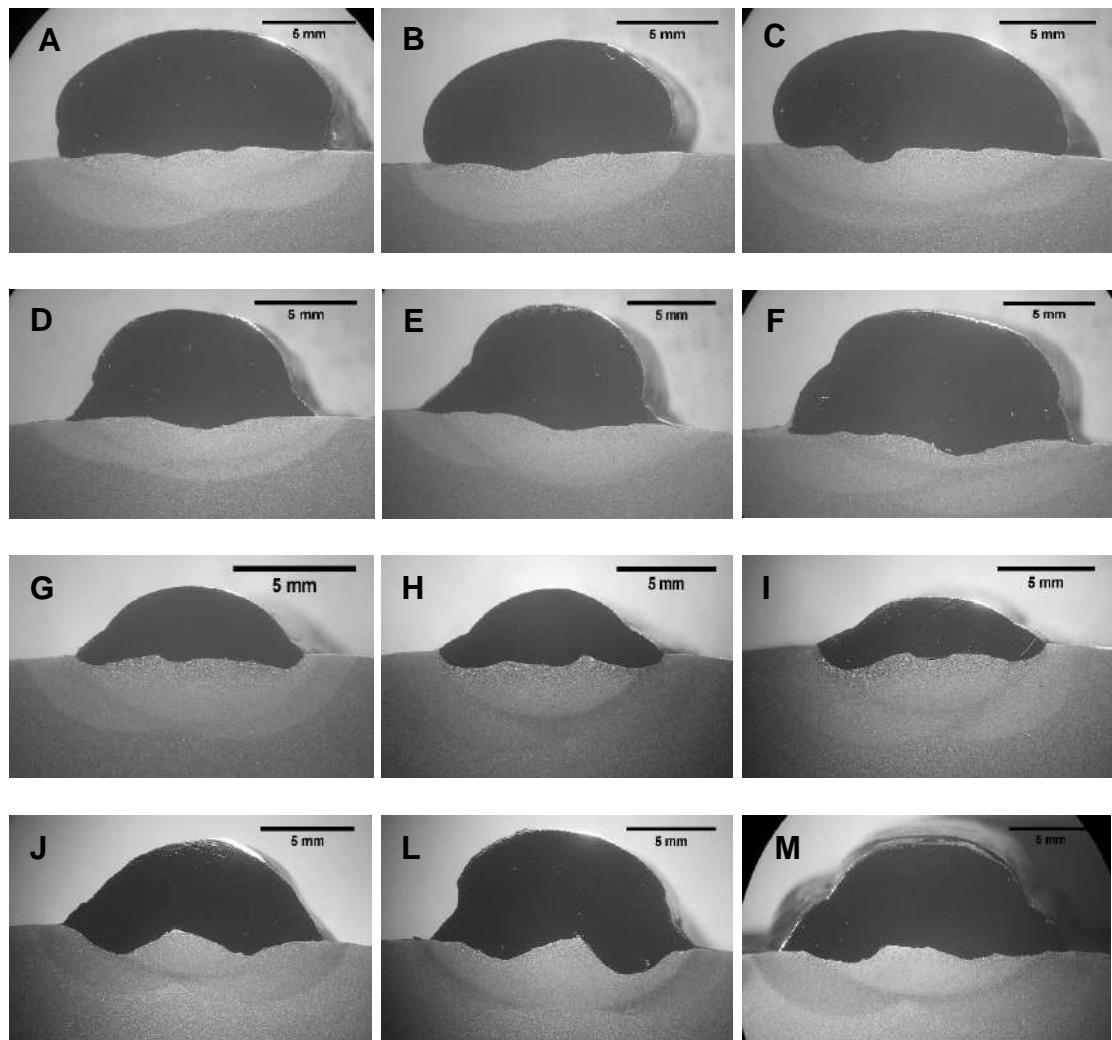


Figura 75. A) Macrografia DFC1; B) Macrografia DFC2; C) Macrografia DFC3; D) Macrografia DGM1; E) Macrografia DGM2; F) Macrografia DGM3; G) Macrografia DGT1; H) Macrografia DGT2; I) Macrografia DGT3; J) Macrografia DSM1; L) Macrografia DSM2; M) Macrografia DSM3.

4.3.2. Ensaios de Microdureza e Metalográficos

As figuras 76 a 99 apresentam os perfis de microdureza (perfil central - P2) e sua relação com as micrografias em mosaico da ZTA dupla camada para todos os processos de soldagem e todos os aportes térmicos avaliados. Para cada um dos perfis estão apresentadas micrografias da região de grãos grosseiros antes e depois da dupla camada.

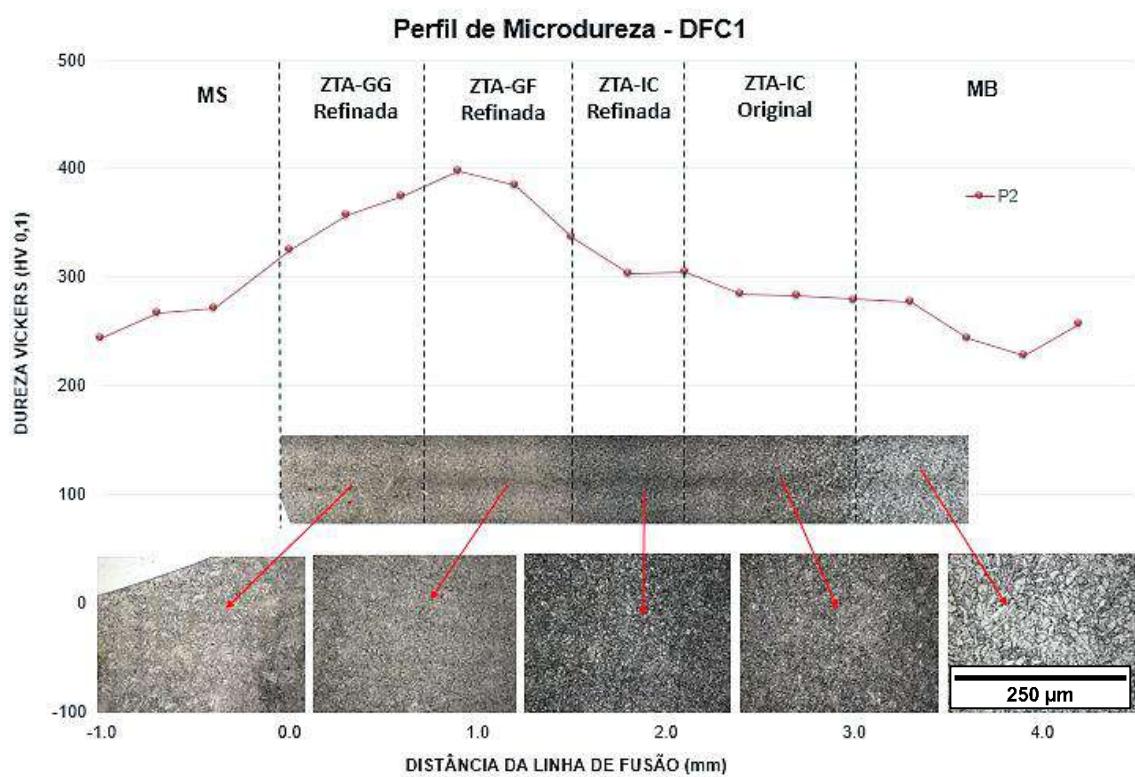


Figura 76. Perfil de microdureza da amostra DFC1, correspondente a combinação de aportes FC1 (1,0 kJ/mm) na primeira camada e FC1 (1,0 kJ/m) na segunda camada.

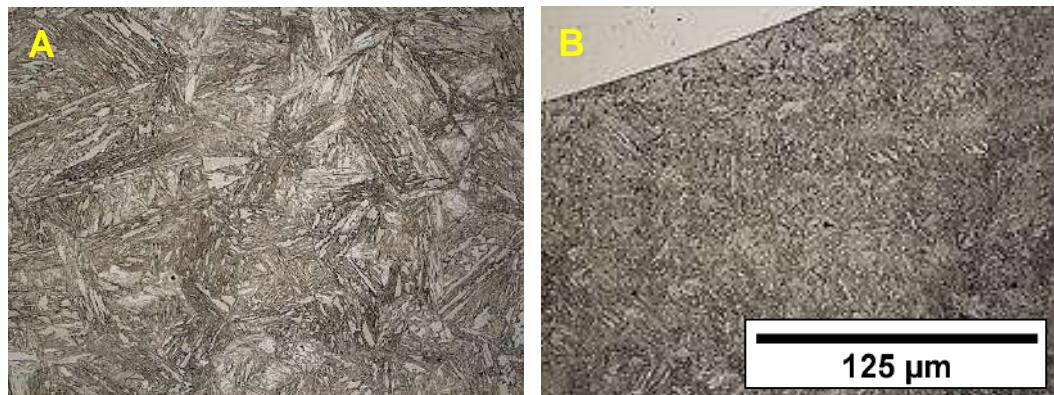


Figura 77. a) ZTAGG – primeira camada (FC1) e b) ZTAGG – dupla camada (DFC1)

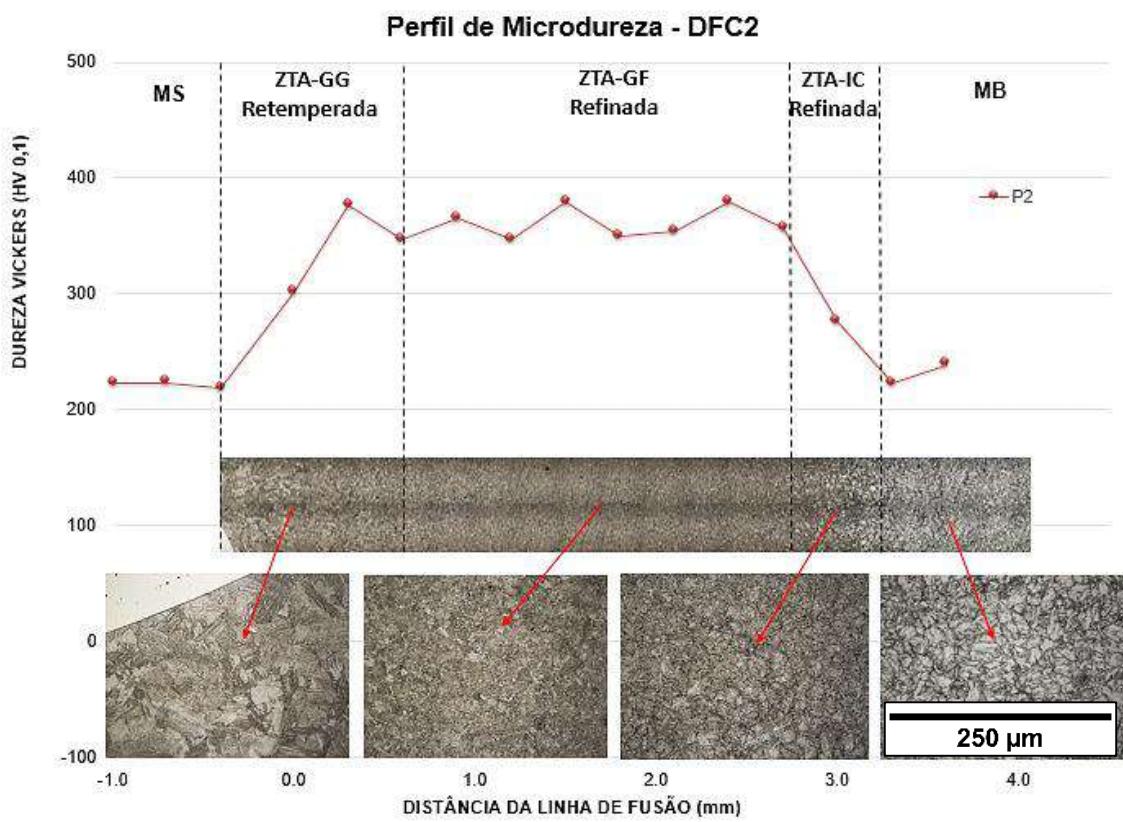


Figura 78. Perfil de microdureza da amostra DFC2, correspondente a combinação de aportes FC3 (0,6 kJ/mm) na primeira camada e FC1 (1,1 kJ/m) na segunda camada.

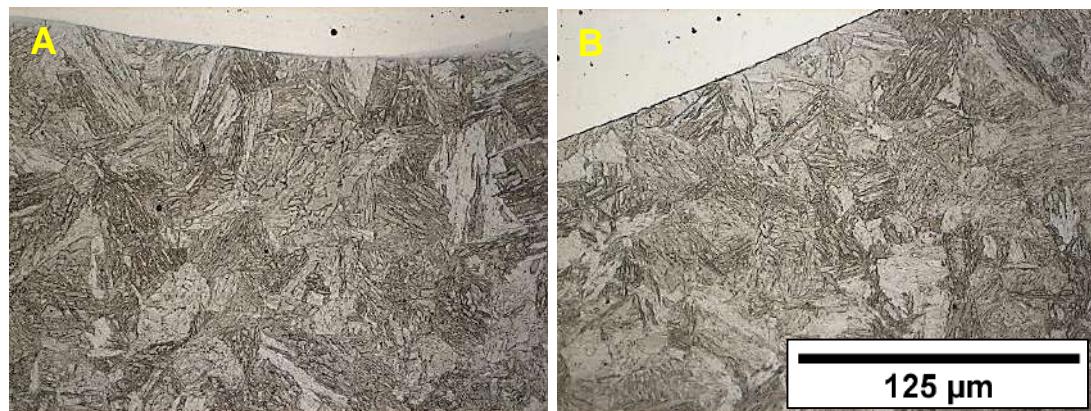


Figura 79. a) ZTAGG – primeira camada (FC3) e b) ZTAGG – dupla camada (DFC2)

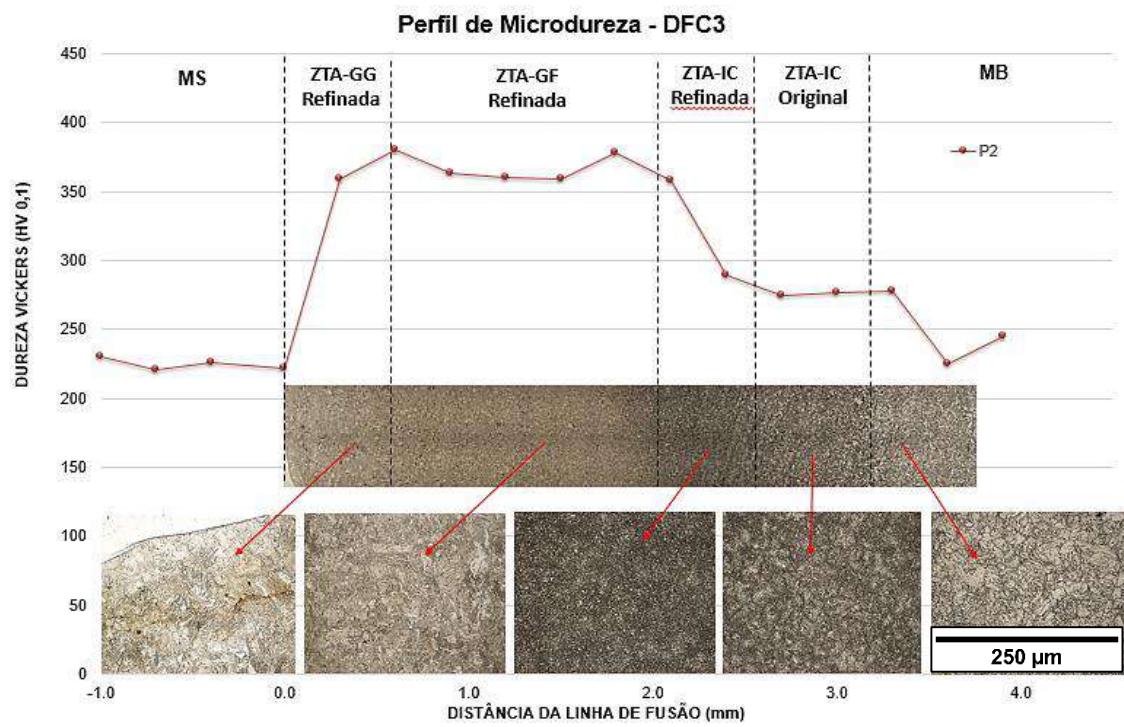


Figura 80. Perfil de microdureza da amostra DFC3, correspondente a combinação de aportes FC2 (0,8 kJ/mm) na primeira camada e FC1 (1,1 kJ/m) na segunda camada.

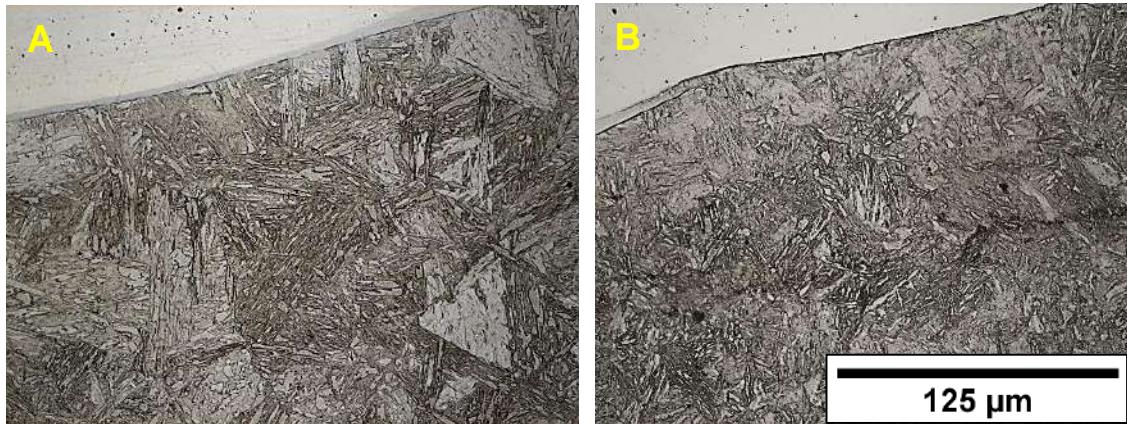


Figura 81. a) ZTAGG – primeira camada (FC2) e b) ZTA-GG – dupla camada (DFC3)

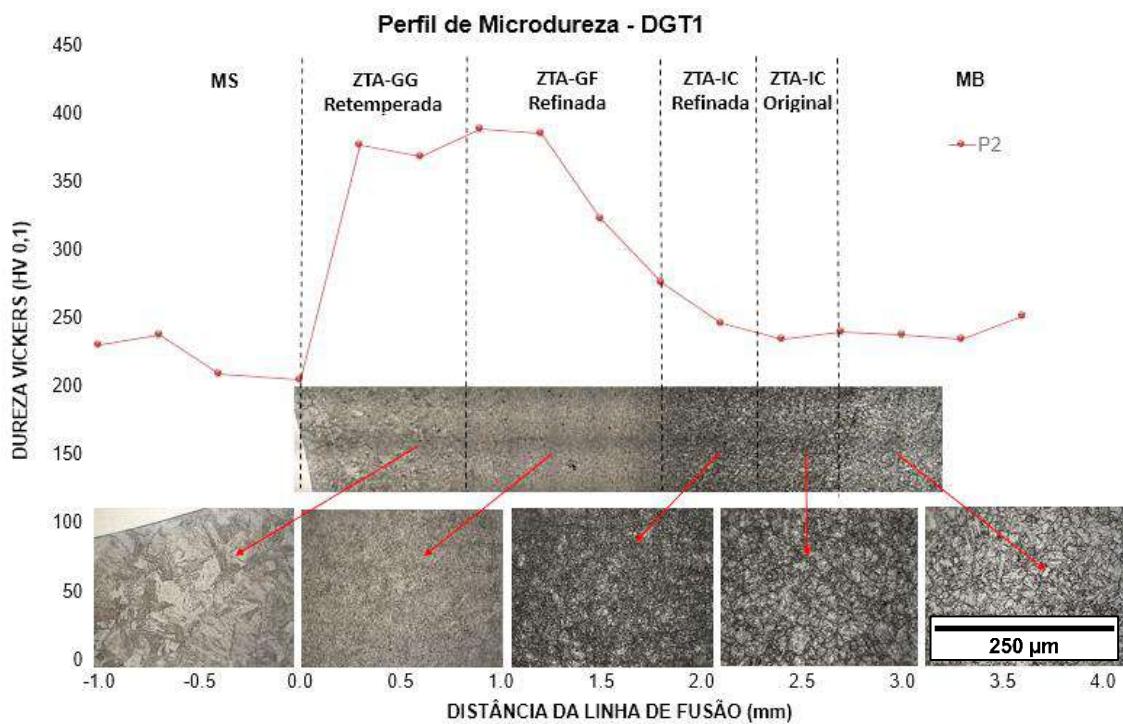


Figura 82. Perfil de microdureza da amostra DGT1, correspondente a combinação de aportes GT3 (0,4 kJ/mm) na primeira camada e GT3 (0,3 kJ/m) na segunda camada.

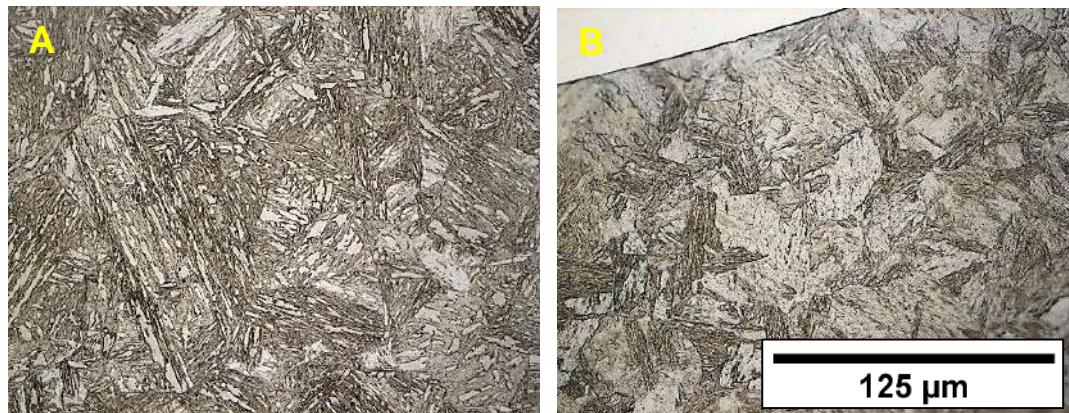


Figura 83. a) ZTAGG – primeira camada (GT3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGT1)

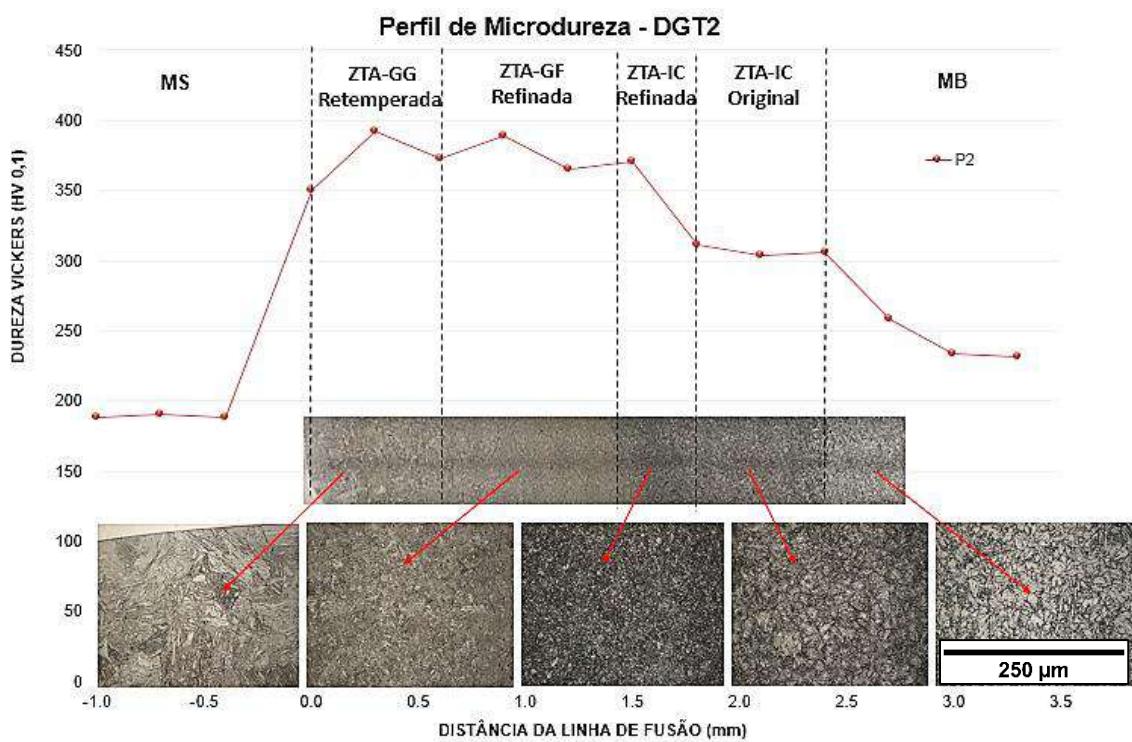


Figura 84. Perfil de microdureza da amostra DGT2, correspondente a combinação de aportes GT2 (0,6 kJ/mm) na primeira camada e GT3 (0,3 kJ/mm) na segunda camada.



Figura 85. a) ZTAGG – primeira camada (GT2) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGT2)

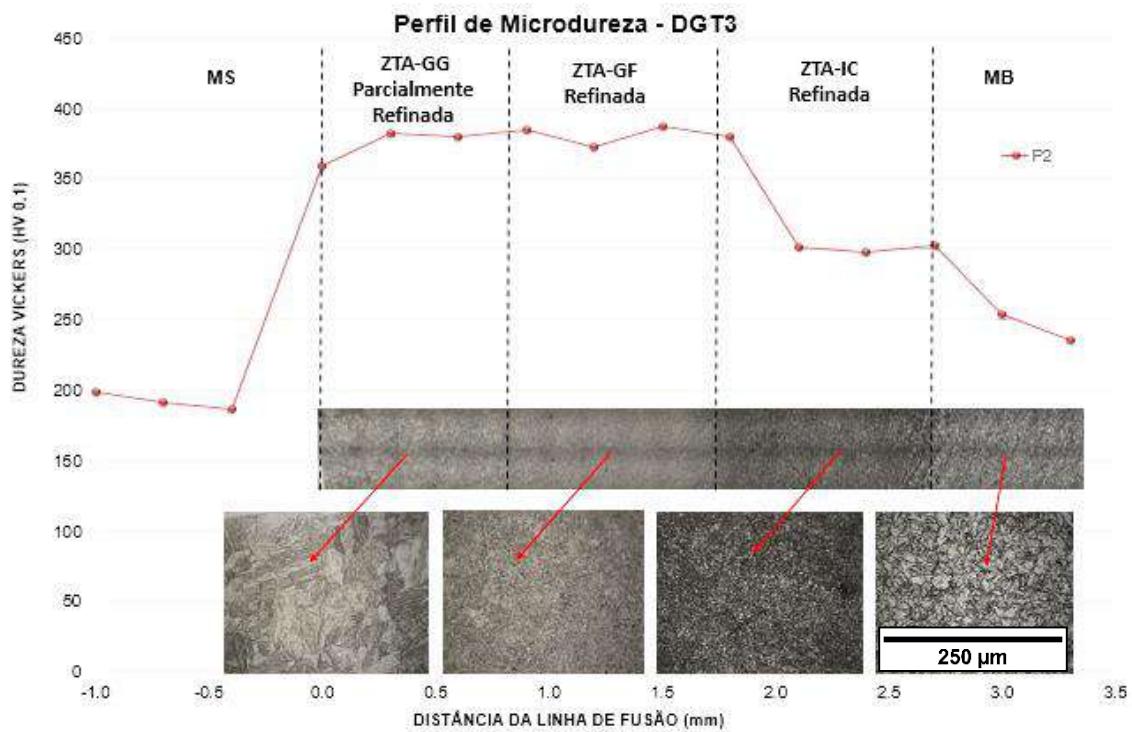


Figura 86. Perfil de microdureza da amostra DGT3, correspondente a combinação de aportes GT1 (0,8 kJ/mm) na primeira camada e GT3 (0,3 kJ/m) na segunda camada.

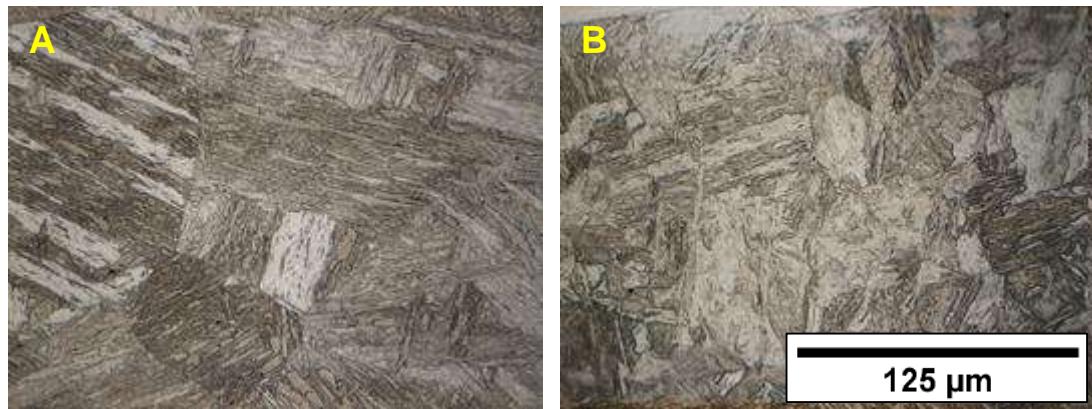


Figura 87. a) ZTAGG – primeira camada (GT1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGT3)

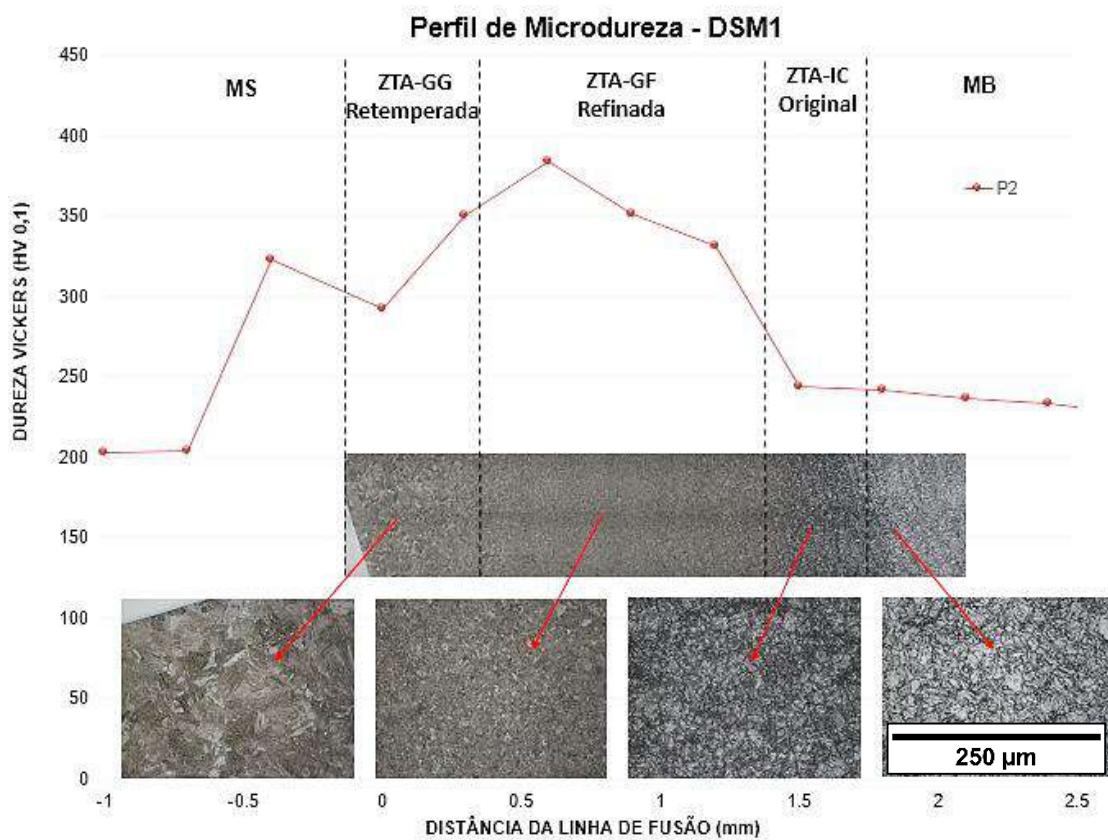


Figura 88. Perfil de microdureza da amostra DSM1, correspondente a combinação de aportes SM1 (0,5 kJ/mm) na primeira camada e SM2 (0,8 kJ/m) na segunda camada.

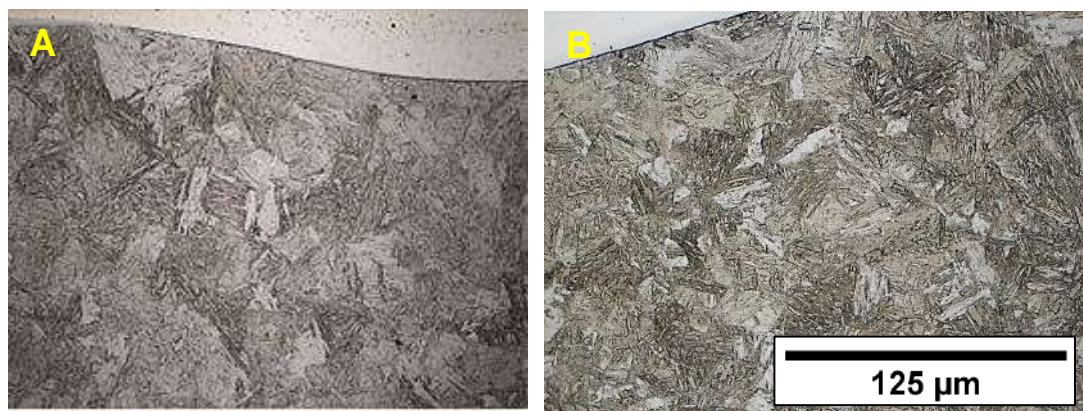


Figura 89. a) ZTAGG – primeira camada (SM1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DSM1)

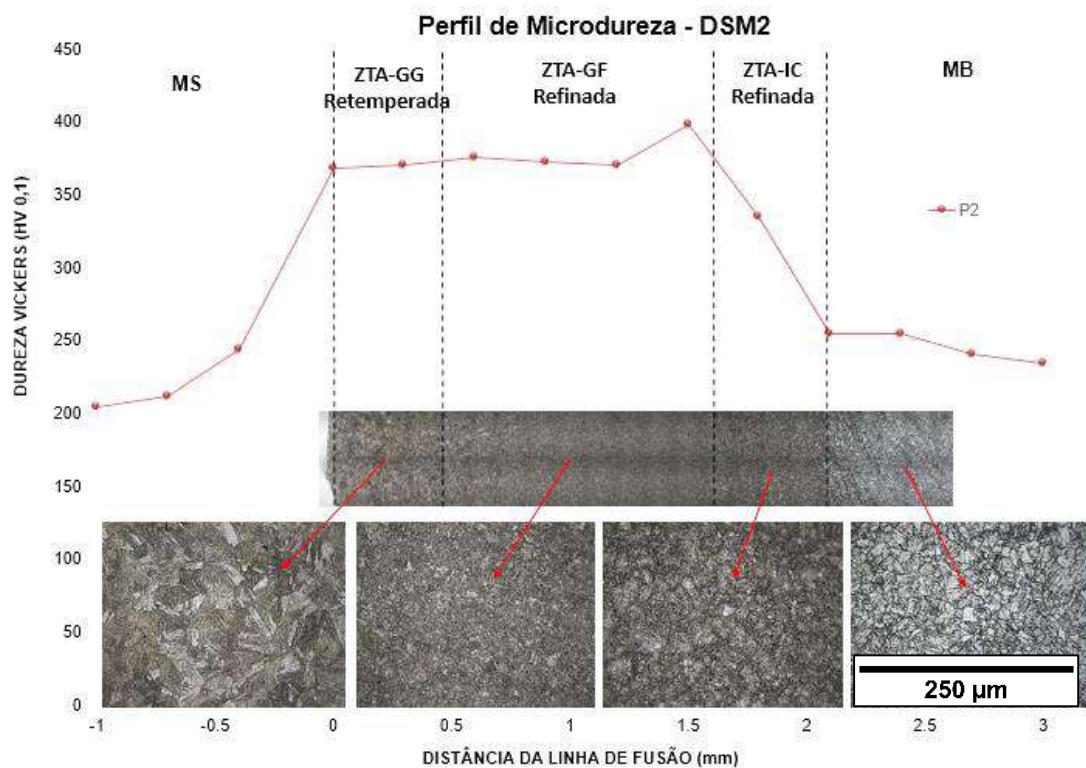


Figura 90. Perfil de microdureza da amostra DSM2, correspondente a combinação de aportes SM1 (0,5 kJ/mm) na primeira camada e SM3 (1,3 kJ/m) na segunda camada.

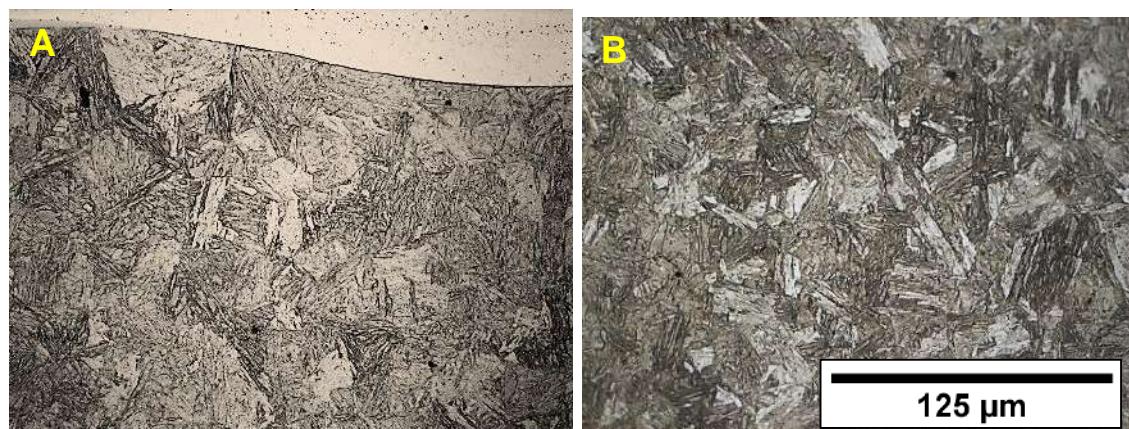


Figura 91. a) ZTAGG – primeira camada (SM1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DSM2)

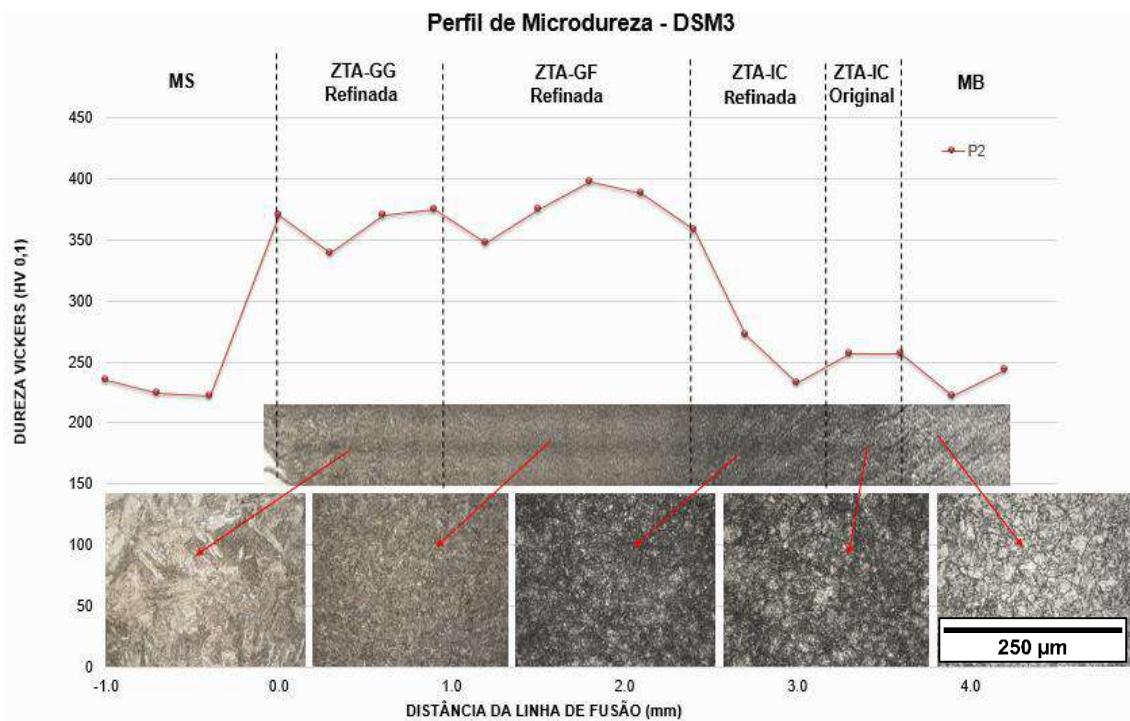


Figura 92. Perfil de microdureza da amostra DSM3, correspondente a combinação de aportes SM3 (1,0 kJ/mm) na primeira camada e SM3 (1,0 kJ/m) na segunda camada.

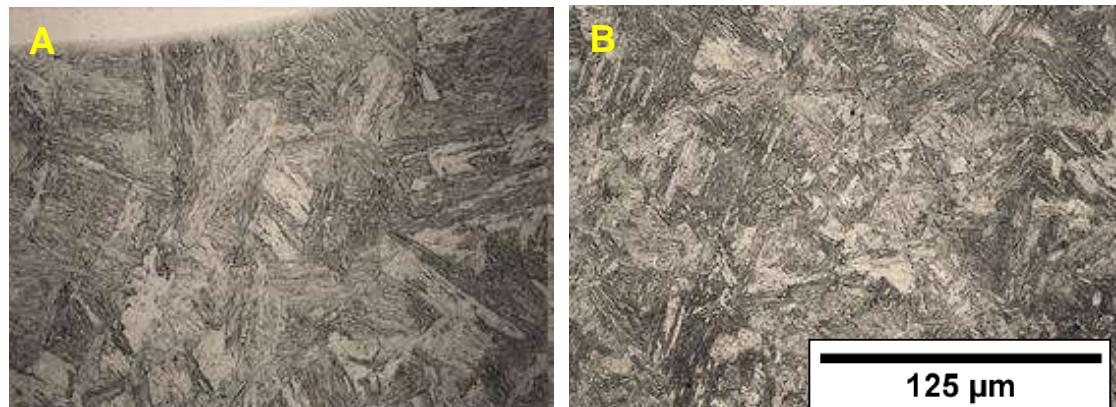


Figura 93. a) ZTAGG – primeira camada (SM3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DSM3)

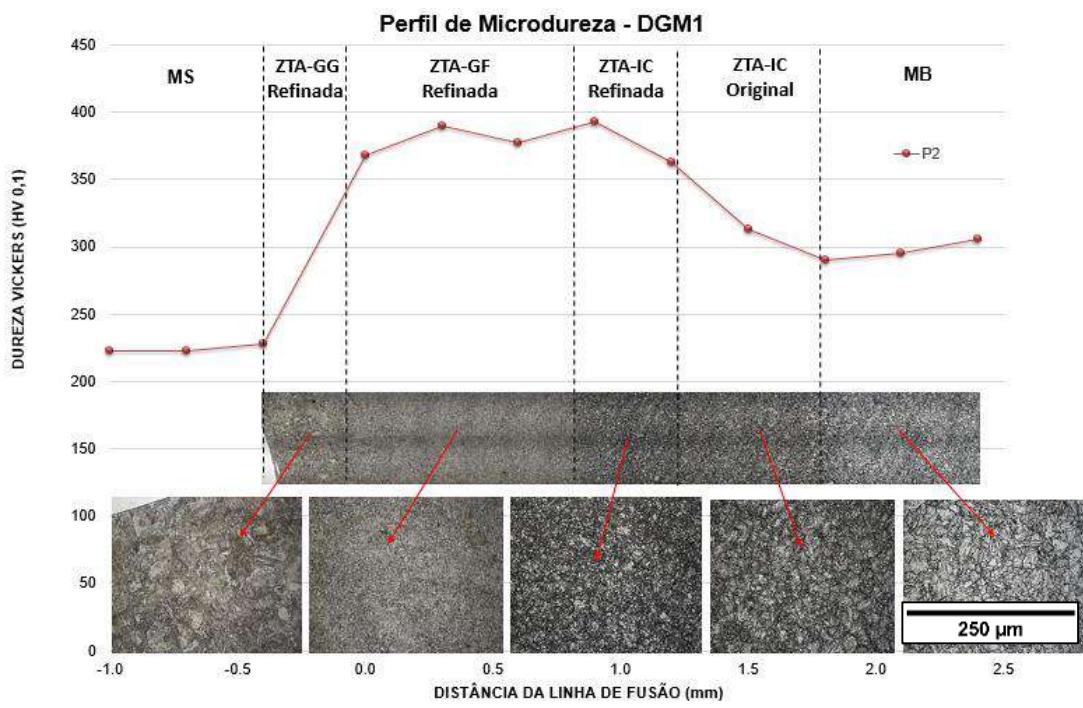


Figura 94. Perfil de microdureza da amostra DGM1, correspondente a combinação de aportes GM3 (0,5 kJ/mm) na primeira camada e (0,7 kJ/m) na segunda camada.



Figura 95. a) ZTAGG – primeira camada (GM3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGM1)

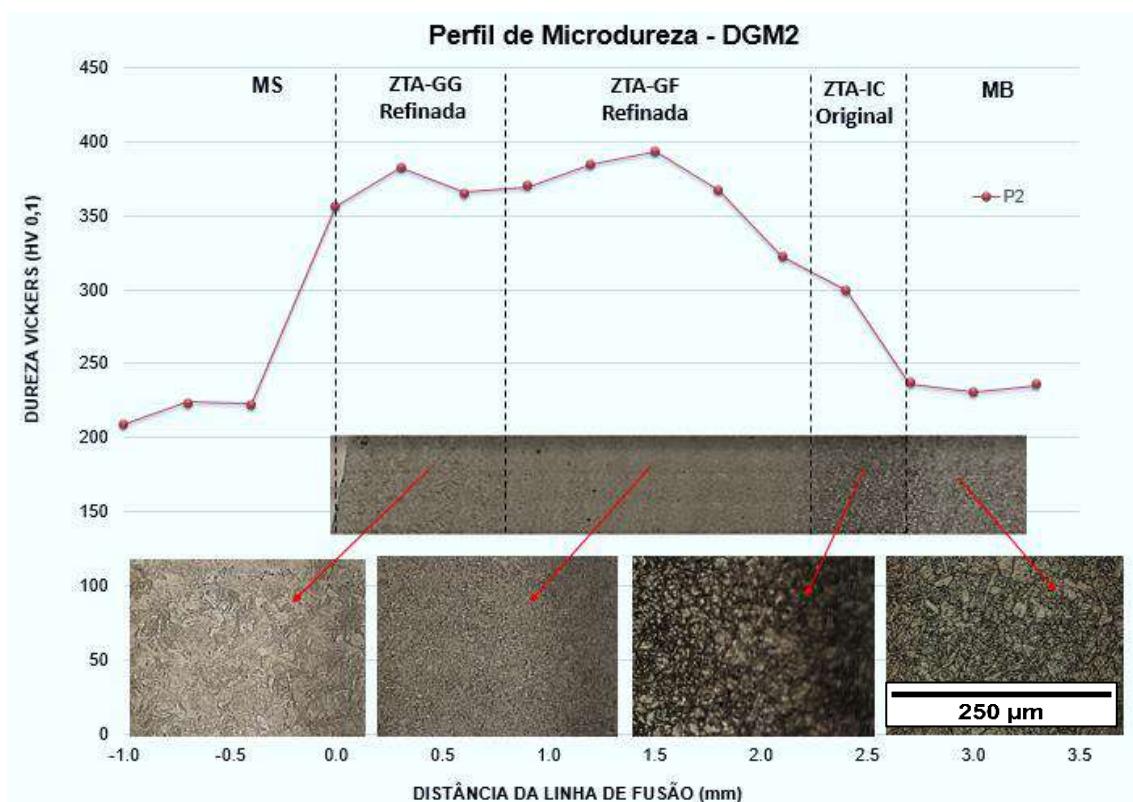


Figura 96. Perfil de microdureza da amostra DGM2, correspondente a combinação de aportes GM3 (0,5kJ/mm) na primeira camada e GM1 (0,9kJ/m) na segunda camada.

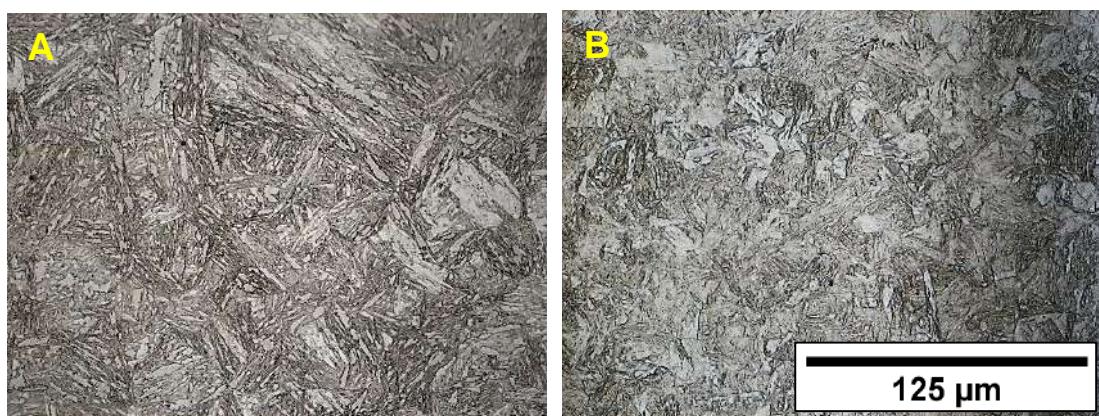


Figura 97. a) ZTAGG – primeira camada (GM3) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGM2)

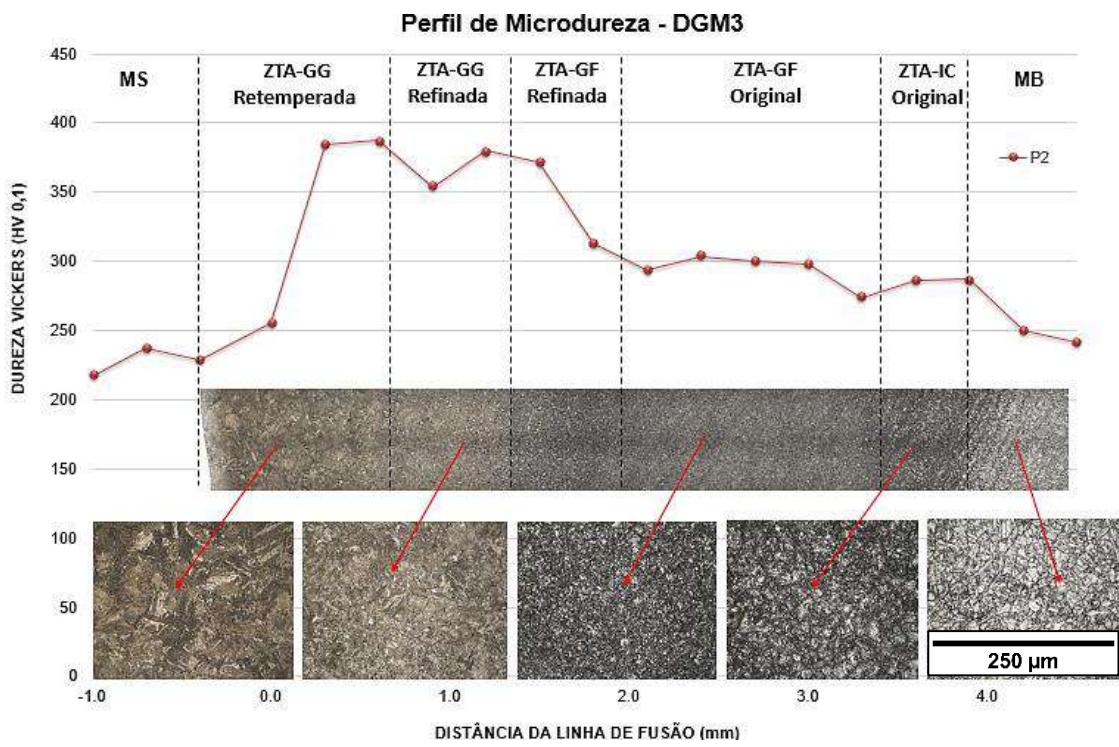


Figura 98. Perfil de microdureza da amostra DGM3, correspondente a combinação de aportes GM1 (0,9 kJ/mm) na primeira camada e GM1 (0,9 kJ/m) na segunda camada.

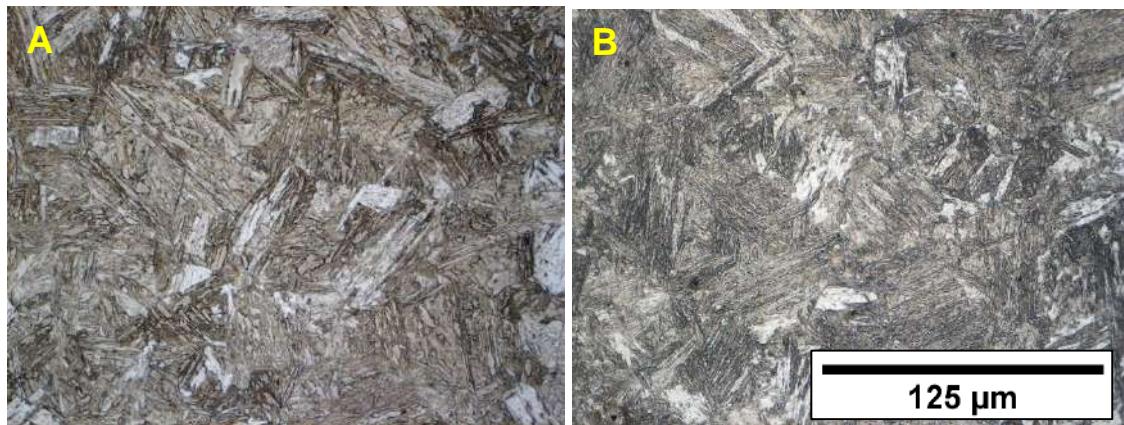


Figura 99. a) ZTAGG – primeira camada (GM1) e b) ZTA-GG – dupla camada (DGM3)

A partir das figuras 76 a 99 é possível perceber que houve refino na região de grãos grosseiro mais evidente nas amostras DFC1 (1,0 kJ/mm na primeira e 1,0 kJ/mm na

segunda camada), DFC3 (0,8 kJ/mm na primeira camada e 1,1 kJ/mm na segunda camada), DGT3 (0,8 kJ/mm na primeira camada e 0,3 kJ/mm na segunda camada), DSM3 (1,0 kJ/mm na primeira camada e 1,0 kJ/mm na segunda camada), DGM1 (0,5 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada) e DGM2 (0,5 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada). Para as demais amostras avaliadas não foi possível perceber um refino de grão significativo. Uma possível explicação para ocorrido se deve a uma diferença de conceito entre o Teste Higuchi Convencional e o Teste Higuchi Modificado. A princípio ambas as técnicas seriam equivalentes, diferenciando-se apenas pelas metodologias de definição das regiões dura e macia, e grosseira e fina. No entanto, percebe-se que as referências citadas na literatura apresentam uma pequena diferença em seus conceitos. No trabalho de Aguiar [40], a profundidade da zona dura da primeira camada é composta pela penetração, zona dura e reforço da primeira camada de solda. Já para Oliveira [42], o conceito de profundidade da zona grosseira da primeira camada é composto por apenas penetração e zona de grãos grosseiros da primeira camada. Essa incoerência afeta consideravelmente os cálculos e os diagramas de decisão, podendo afetar os resultados obtidos no trabalho.

Em relação aos resultados dos ensaios de microdureza, as amostras que apresentaram a redução mais significativa foram DGT1 (0,4 kJ/mm na primeira camada e 0,3 kJ/mm na segunda camada) e DGM3 (0,9 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada).

4.4. Teste Pré-Amanteigamento

A partir dos resultados obtidos no Teste Higuchi Modificado, um teste pré-amanteigamento foi desenvolvido com o objetivo de avaliar se uma terceira camada de soldagem teria influência nos resultados de dureza e microestrutura da ZTA. A escolha dos parâmetros de soldagem foi baseada nos resultados dos ensaios de microdureza da etapa anterior, no qual as combinações DGT1 e DGM3 foram as que apresentaram a redução mais significativa. Entre as duas opções, a combinação DGM3 foi escolhida por possibilitar a soldagem GMAW robotizada, o que confere maior precisão no controle de parâmetros de soldagem. A figura 100 apresenta a variação da microdureza à medida que novas camadas são depositadas.

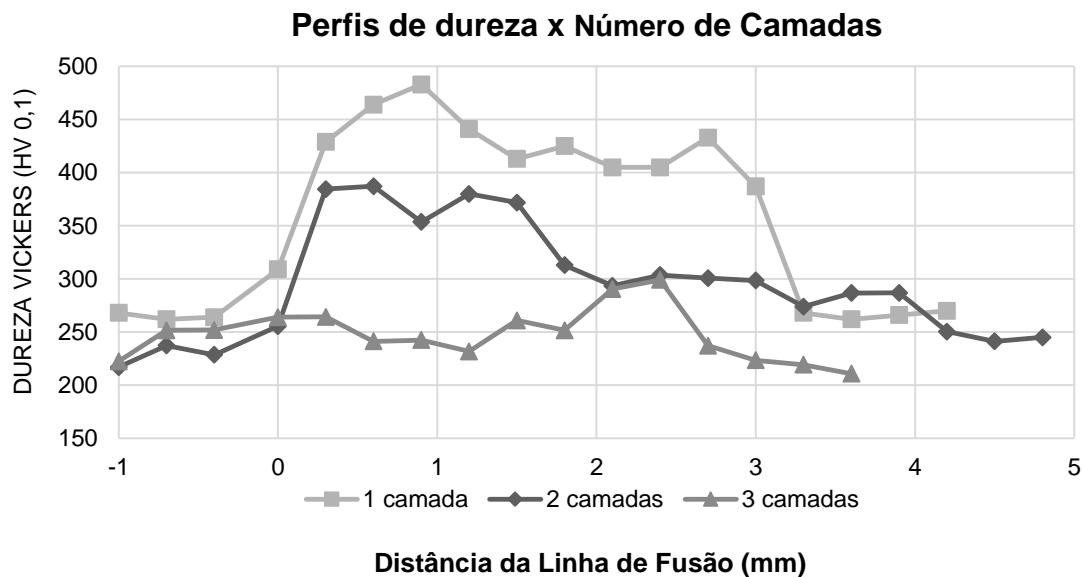


Figura 100. Perfil de dureza ao longo da ZTA para soldagem com processo GMAW e aporte térmico de 0,9kJ/mm com 1 camada, 2 camadas e 3 camadas.

A partir do gráfico apresentado na figura 100 podemos perceber que quando a primeira camada de solda é depositada sobre o metal de base, a dureza da ZTA apresenta um pico inicial de 480 HV e em seguida se mantém na faixa de 400 HV até o final da ZTA. Quando uma segunda camada de solda é depositada sobre o primeiro passe, ocorre uma redução de dureza ao longo de todo o perfil, se tornando ainda mais evidente a partir de 1,8 mm de distância da ZTA, atingindo um patamar de 300 HV até o final da ZTA. Ou seja, podemos perceber que com a soldagem dupla camada, parte da ZTA, principalmente a região equivalente a zona de grãos finos apresenta uma queda de aproximadamente 100 HV. Quando a terceira camada de solda é depositada, a queda de dureza se mostra ainda mais significativa. Ocorre uma queda generalizada de dureza ao longo de toda a ZTA, atingindo um patamar próximo de 250 HV. Um pico de dureza suave se apresenta na região próxima de 2,3 mm da linha de fusão, no entanto praticamente toda a ZTA de encontra na faixa de 250 HV. Percebe-se então que a deposição da terceira camada de solda afeta significativamente as propriedades mecânicas da ZTA do metal de base do aço 9%Ni.

O resultado obtido neste teste revela-se acima do esperado, pois um abaixamento de dureza significativo como esse só foi atingido por meio de tratamento térmico pós soldagem. Além disso o atingimento do valor de 250 HV se mostra interessante pois é

o valor limite de dureza para aços com até 1% de Ni com aplicação em meio de ácido sulfídrico, previsto na NACE 0175 [4]. Rodrigues [3] afirma no seu trabalho que em aplicações em que há presença de H₂S, os valores de dureza após soldagem do metal de base e do metal de solda são limitados a 250 HV, de forma evitar a formação de trincamento sob tensão por sulfeto.

Uma consideração importante sobre o valor limite praticado pela NACE é o método de ensaio de dureza utilizado. A NACE, assim como o fabricante de tubos de aço 9%Ni, utiliza carga de 10 kgf para qualificar o material. Para esse trabalho foi utilizada uma carga de 0,1 kgf, com o intuito de obter uma maior precisão no ensaio e assim avaliar pequenas variações na microestrutura.

4.5. Amanteigamento e Soldagem da Junta Amanteigada

Os biseis amanteigados foram revestidos com 4 camadas de solda e em seguida usinados, conforme ilustrado na figura 111. A junta formada pelos biseis amanteigados foi então submetida à soldagem dos passes de raiz, enchimento e acabamento, conforme apresentado nas figuras 112 e 113.



Figura 101. Bisel amanteigado antes e depois da usinagem.



Figura 102. Passe de raiz da junta amanteigada.



Figura 103. Junta amanteigada soldada.

4.5.1. Análise Macrográfica

As macrografias das juntas amanteigada e convencional estão apresentadas nas figuras 114 e 115. Percebe-se que a ZTA da junta amanteigada é nitidamente maior que a ZTA da junta convencional, o que era esperado visto que o amanteigamento foi realizado com aporte térmico de 0,9 kJ/mm e a junta convencional com 0,61 kJ/mm. A ZTA formada pelos passes de raiz da junta convencional se mostra extensa devido ao menor escoamento de calor nesse local.



Figura 104. Macrografia da junta amanteigada.

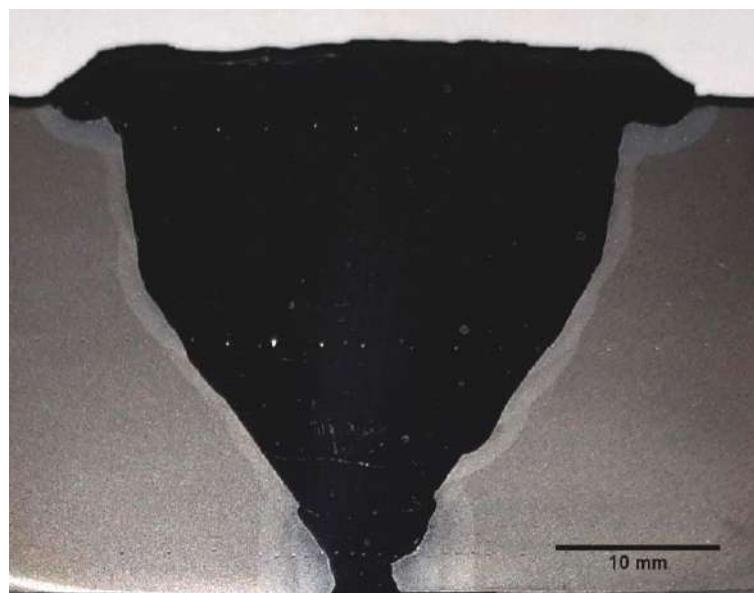


Figura 105. Macrografia da junta convencional

4.5.2. Ensaios de Microdureza e Dureza

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza para as juntas amanteigada estão apresentados na figura 116. O ponto zero do gráfico corresponde ao encontro das duas linhas de fusão da junta, sendo as distâncias de valor negativo referentes à ZTA formada do lado esquerdo da junta e as distâncias de valor positivo referentes à ZTA do lado direito da junta.

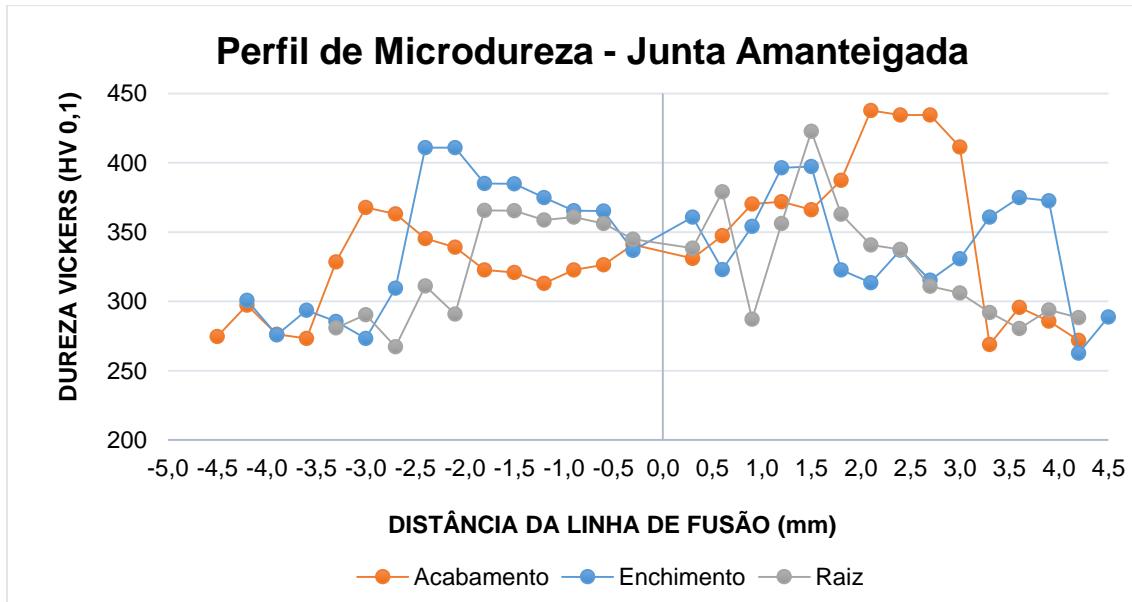


Figura 106. Perfil de microdureza da junta amanteigada.

Os resultados do ensaio de microdureza da junta amanteigada são significativamente diferentes daqueles encontrados no teste pré-amanteigamento (página 91), onde a ZTA apresentava um patamar de dureza em torno de 250 HV. Pensou-se na hipótese de que a soldagem de união da junta poderia ter afetado a ZTA do metal de base, fato este que foi descartado, visto que o chanfro possuía 17 mm de camada amanteigada e segundo Oliveira [42] uma altura mínima de 9,5 mm deve ser garantida para isolar o metal de base de possíveis efeitos de procedimentos de soldagem posteriores ao amanteigamento. Uma outra hipótese seria o fato do aumento do número de passes promover um aquecimento excessivo da peça, elevando as temperaturas de pico acima dos valores esperados. No entanto, a temperatura interpassa foi controlada durante todo o procedimento de amanteigamento, se mantendo abaixo de 100°C. Por fim, considerou-se que o fato do bisel possuir um ângulo de 37° fez com que a tocha se posicionasse também a 37° em relação ao eixo vertical, de forma a se manter perpendicular à superfície do chanfro. Essa angulação da tocha de soldagem, apesar de ser considerada posição plana pela norma AWS A3.0, promove diferenças no resultado da sobreposição de passes de soldagem, visto que os perfis das ZTAs formadas não reproduzem totalmente os estudos prévios de aplicação da Técnica Higuchi.

O que se vê no gráfico da figura 116 é que há uma variação de dureza ao longo da ZTA em ambos os lados da junta. No perfil de dureza referente aos passes de

acabamento, percebe-se a região de grãos grosseiros possui dureza próxima de 340 HV, valor que tende a cair até valores de 310 HV, a medida que avança para a ZTA do lado esquerdo e tende a aumentar no sentido do metal da base à direita até valores de 370 HV. Na figura 117 é possível ver uma martensita de granulação grosseira nessa região, o que justifica os altos valores de dureza encontrados. No mesmo perfil, existem picos de dureza presentes ao final da ZTA, em ambos os lados, distantes entre 2,5 e 3mm da linha de fusão. Esse efeito já foi visto em outros corpos de prova soldados do Teste Higuchi. No perfil referente aos passes de enchimento a ZTA apresenta uma dureza bastante irregular, ao final dela picos de dureza, assim como o perfil anterior. Na figura 118 está apresentada a microestrutura dessa região equivalente aos passes de enchimento, com granulação grosseira perceptível e ripas de martensita. Já no perfil referente aos passes de raiz, o lado esquerdo apresenta um patamar estável de 350 HV, seguido de queda até atingir o metal de base. Do lado direito, os primeiros pontos apresentam grande variação, porém a medida que se avança em direção ao metal de base, os valores vão caindo. A figura 119 mostra uma microestrutura com granulação mais fina em relação ao perfil anterior, o que pode contribuir para a formação de menor quantidade de martensita, proporcionando menores valores de dureza.

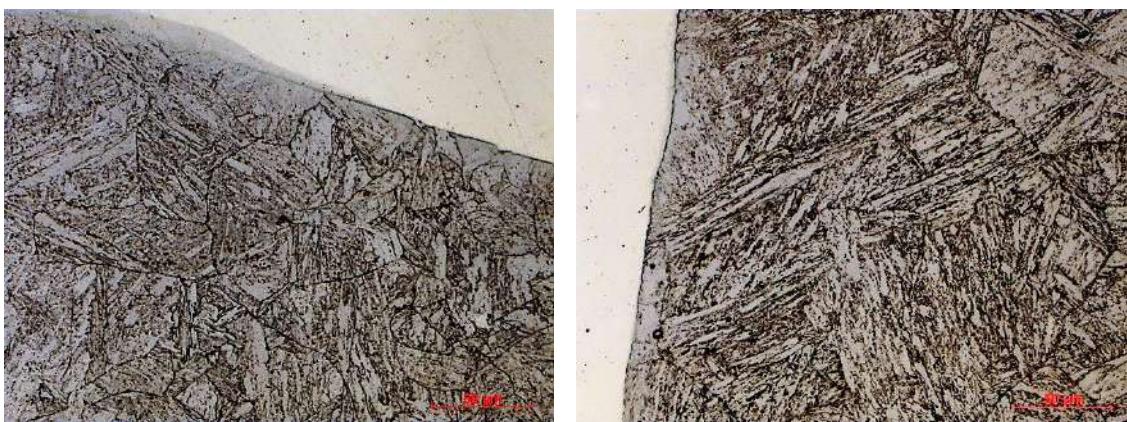


Figura 107. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA - região referente aos passes de acabamento da junta (Aumento de 500X)

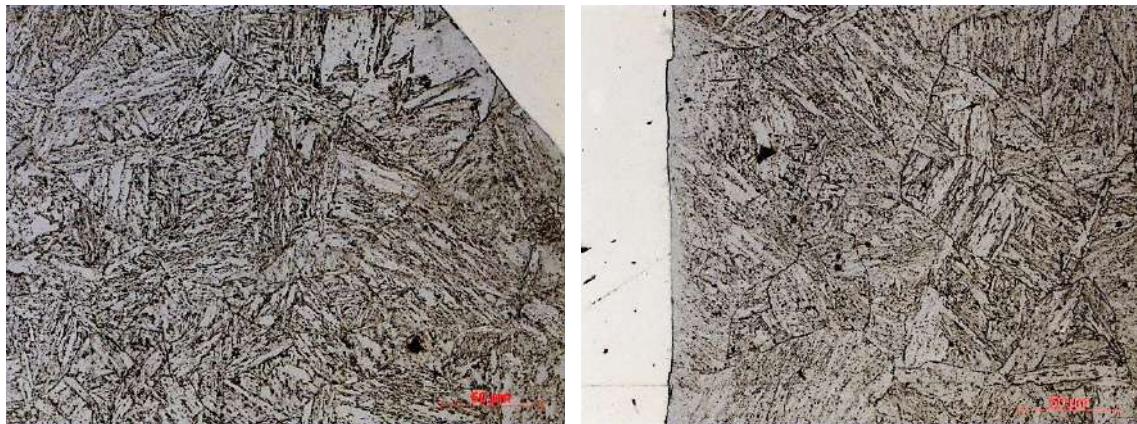


Figura 108. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA - região referente aos passes de enchimento da junta (Aumento de 500X)



Figura 109. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA - região referente aos passes de raiz da junta (Aumento de 500X)

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza para a junta convencional estão apresentados na figura 120. O ponto zero do gráfico corresponde ao encontro das duas linhas de fusão da junta. O ponto zero do gráfico corresponde ao encontro das duas linhas de fusão da junta, sendo as distâncias de valor negativo referentes à ZTA formada do lado esquerdo da junta e as distâncias de valor positivo referentes à ZTA do lado direito da junta.

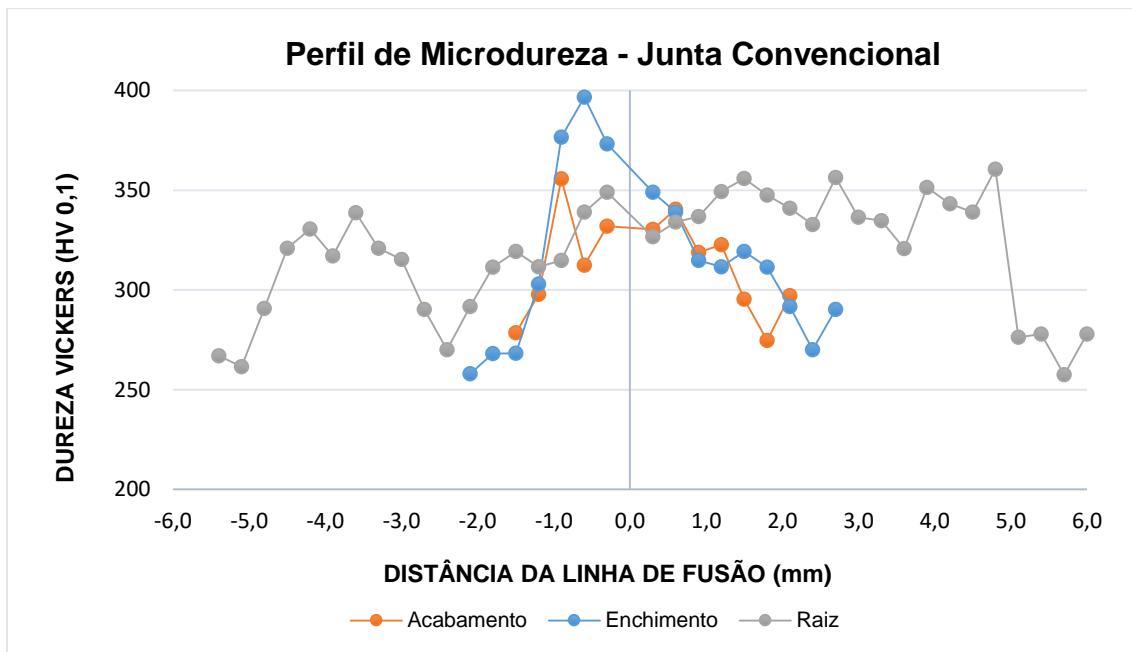


Figura 110. Perfil de microdureza da junta convencional

A junta convencional apresentou resultados distintos entre a ZTA formada do lado esquerdo e direito da junta, o que era de se esperar pois a soldagem é foi realizada integralmente de forma manual, o que reduz o grau de precisão do resultado. Além disso, percebe-se que a extensão da ZTA formada pelos passes de raiz é significativamente maior que a dos passes de enchimento e acabamento, o que não era de se esperar pois o processo de soldagem utilizado na soldagem da raiz foi GTAW, conecidamente um processo de baixo aporte térmico. No entanto, como pôde ser visto nas tabelas 16 e 17, um aporte térmico de 0,61 kJ/mm, em média, foi utilizado nos passes de enchimento e acabamento com processo GMAW, enquanto que os passes de raiz foram realizados com aporte térmico de 0,7 kJ/mm, em média, com processo GTAW.

Para o perfil de microdureza realizado na ZTA formada pelos passes de acabamento, os lados esquerdo e direito não se mostram muito diferentes, exceto pelo pico de microdureza a 1,0 mm da linha de fusão, com valores próximos de 350 HV. Os pontos mais próximos da linha de fusão, equivalentes à região de grãos grosseiros mostra valores próximos, em torno de 320 HV. Esse resultado também pode ser evidenciado na figura 121, em que as microestruturas na região de grãos grosseiros, tanto do lado esquerdo quanto do lado direito são similares. Nessas imagens é possível perceber que os grãos foram refinados pelos passes subsequentes, apresentando grãos

com tamanho próximo ao do metal de base.

Em relação ao perfil de microdureza formado pelos passes de enchimento, uma diferença significativa pode ser percebida quando se compara a ZTA do lado esquerdo e do lado direito. Do lado esquerdo há um pico à 0,6 mm da linha de fusão, correspondente à região de grãos grosseiros, diferentemente do lado direito onde valores decrescentes de dureza a partir da linha de fusão são percebidos, formando um patamar próximo de 310 HV. Na figura 122 as microestruturas de ambos os lados estão apresentadas e podemos perceber que a ZTA de grãos grosseiros do lado esquerdo é formada por uma microestrutura predominantemente martensítica e de granulação relativamente fina, o que pode ter contribuído para o resultado de microdureza próximo de 400 HV. Já a ZTA de grãos grosseiros do lado direito mostra uma microestrutura similar ao metal de base, incluindo bandas de segregação, típicas do material como recebido. Apesar de não se ter relatos de presença de ferrita na ZTA do aço 9%Ni, essa microestrutura mais próxima do metal de base pode justificar a queda de dureza até o patamar de 310 HV. No que diz respeito ao perfil referente aos passes de raiz, a ZTA de grãos grosseiros do lado esquerdo apresenta valores de dureza maior que os apresentados na ZTA do lado direito. Esse fator pode ser causado pela diferença de tamanho de grão de uma região para outra, o que pode ser evidenciado na figura 123.

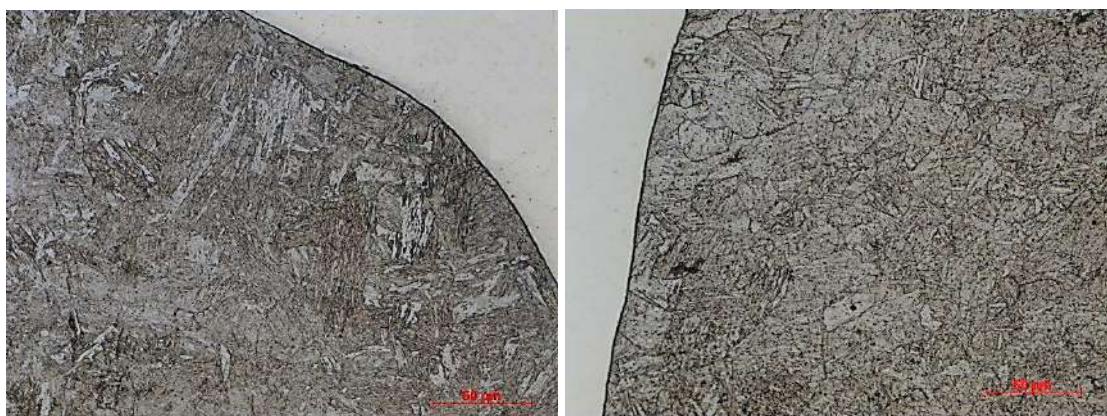


Figura 111. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA da junta convencional - região referente aos passes de acabamento da junta (Aumento de 500X).

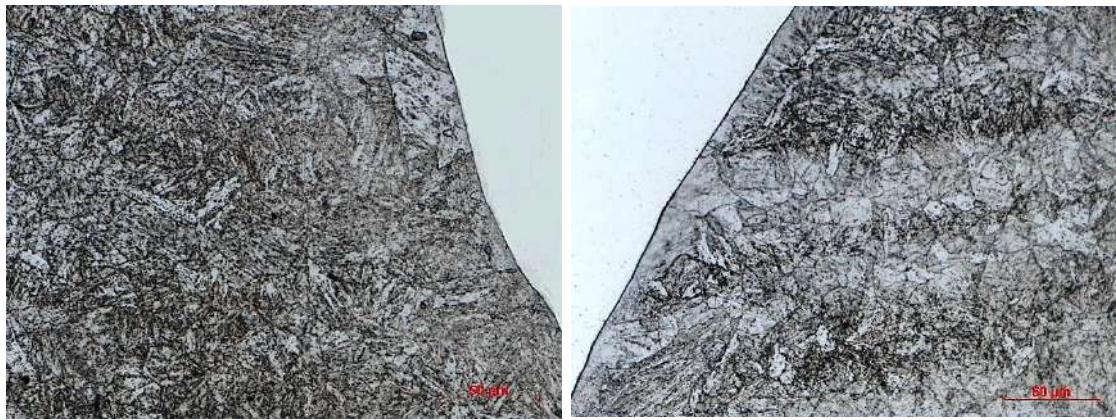


Figura 112. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA da junta convencional - região referente aos passes de enchimento da junta (Aumento de 500X).

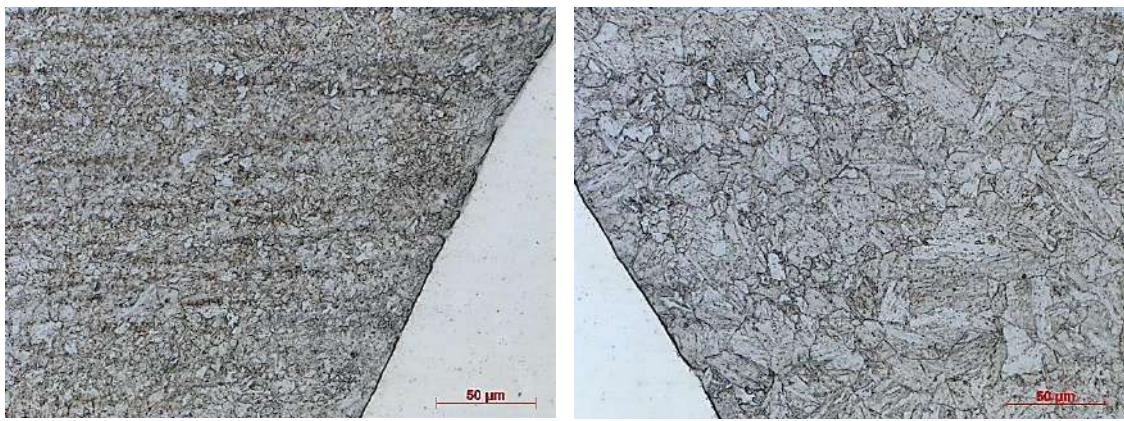


Figura 113. Micrografia da região de grãos grosseiros da ZTA da junta convencional - região referente aos passes de raiz da junta (Aumento de 500X)

A análise micrográfica tanto da junta amanteigada como da junta convencional teve como foco a região de grãos grosseiros, pois é aquela que possui maiores chances de atingir valores altos de dureza. Além disso, a análise das regiões de grãos finos no microscópio ótico apresenta limitações, devido ao tamanho extremamente fino dos grãos nessa região. Apesar de ocorrerem regiões de estabilidade de microdureza na ZTA da junta amanteigada, os valores encontrados foram muito acima do esperado, sendo a maior parte deles entre 300 e 400 HV. Já a junta convencional apresentou muitas variações de dureza ao longo da ZTA, e a maioria dos seus pontos encontrados entre 300 e 350HV. De qualquer forma, nenhuma das duas juntas atende os requisitos dureza máxima de 250 HV.

Para complementar a análise das juntas, foram realizados ensaios de dureza Vickers com carga de 10kg (HV10), que é o procedimento usado pelo fabricante do aço 9%Ni. Os resultados obtidos para as juntas amanteigada e convencional estão apresentados

nas figuras 124, 125 e 126.

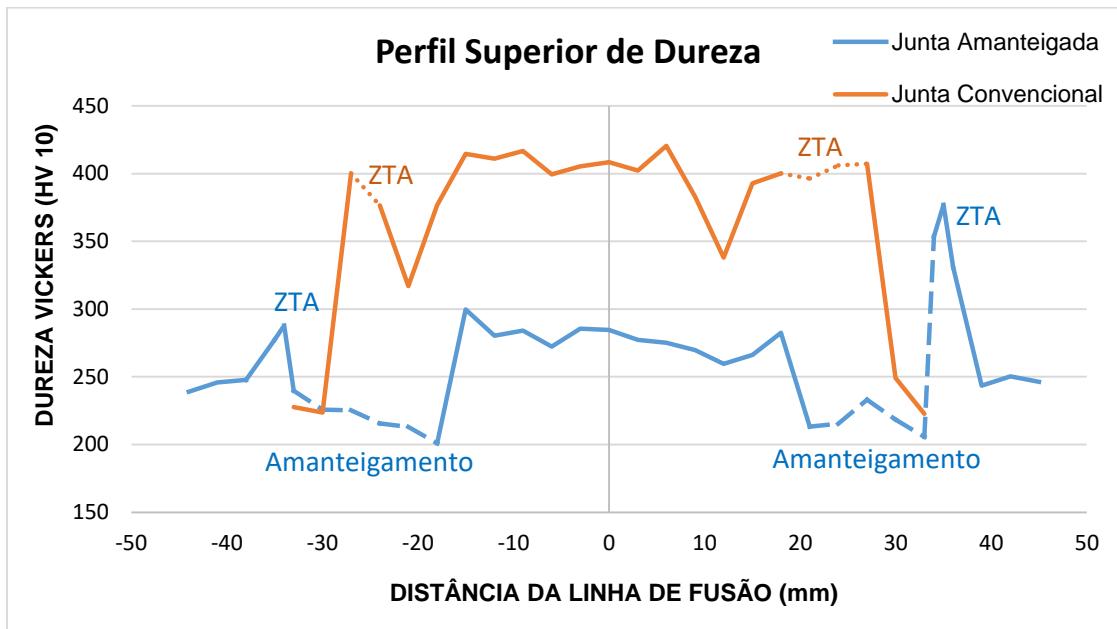


Figura 114. Perfil de dureza superior das juntas amanteigada e convencional.

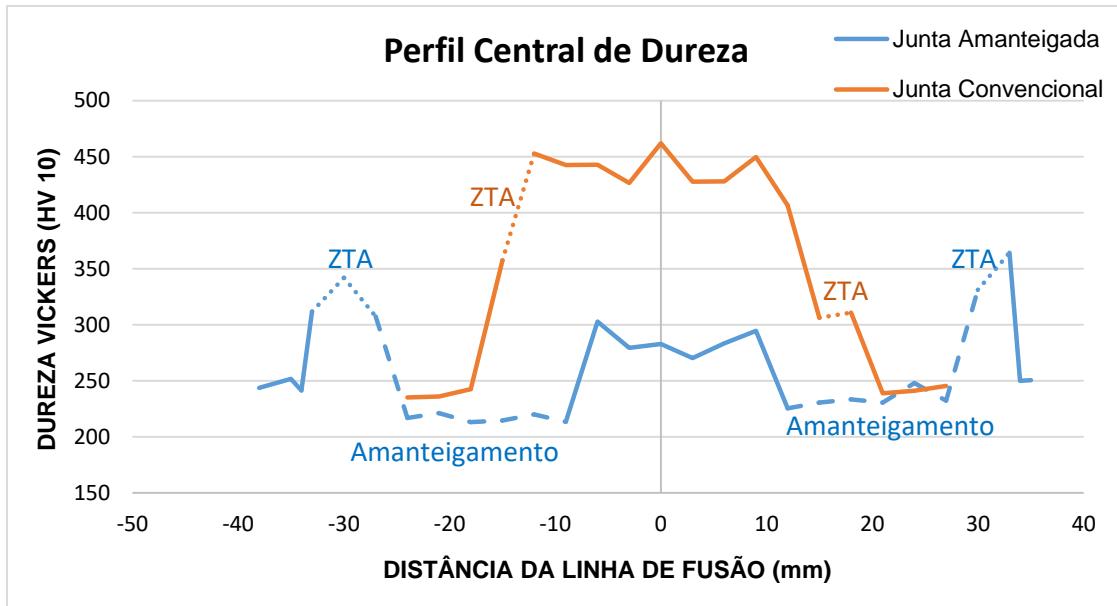


Figura 115. Perfil de dureza central das juntas amanteigada e convencional.

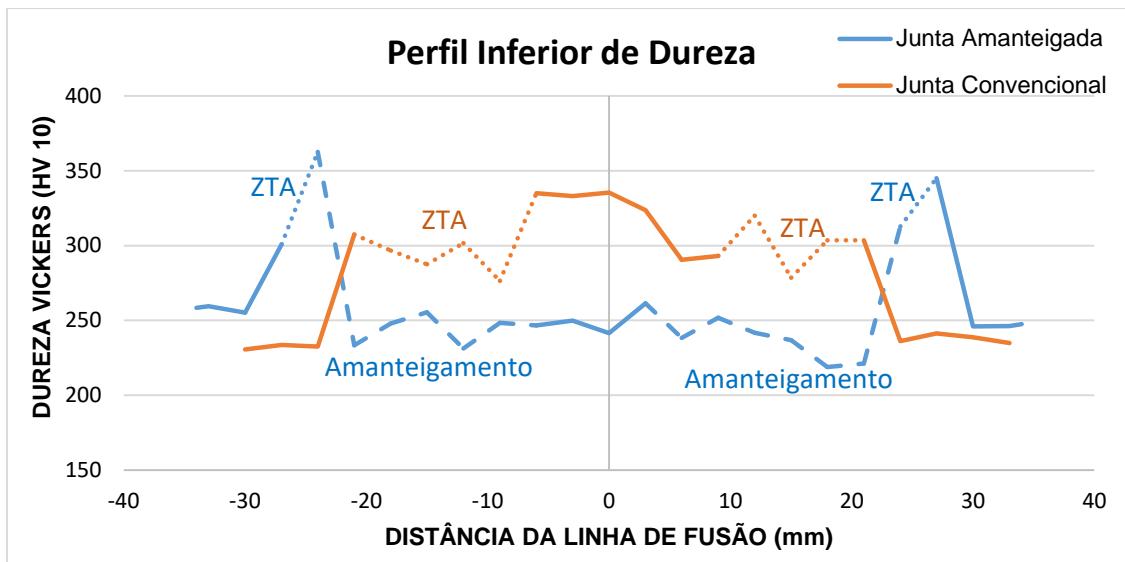


Figura 116. Perfil de dureza inferior das juntas amanteigada e convencional.

Apesar dos ensaios de microdureza não revelarem diferenças significativas que permitam escolher entre uma junta e outra, no ensaio de dureza percebe-se que, para todos os perfis, a junta amanteigada apresenta patamares consideravelmente inferiores na região do metal de solda. Para o perfil superior, referente aos passes de acabamento, o patamar de dureza da ZTA, apesar de alto, ainda se mostra menor que da junta convencional. Para o perfil central, referente aos passes de enchimento, a junta amanteigada se mostra ainda ligeiramente mais vantajosa que a junta convencional. E por fim, o perfil inferior, referente aos passes de raiz, apresenta pontos de dureza mais elevados que a junta convencional, o que pode ser justificado pelo tipo de soldagem aplicado nessa região.

A avaliação metalúrgica e mecânica do metal de solda e do amanteigamento não estão incluídas nesse estudo. No entanto, visto que existem diferenças consideráveis entre os perfis de dureza de uma junta convencional e uma junta amanteigada, cabe a indicação para trabalhos futuros o estudo desse efeito.

4.6. Simulações Computacionais

Os resultados da simulação para a soldagem dupla camada estão apresentados nas figuras 127 a 131. A figura 127 apresenta as temperaturas máximas atingidas por cada ponto do cordão de solda e da ZTA. Nas figuras 128, 129, 130 e 131 estão apresentados os percentuais das fases martensita, austenita, bainita e ferrita na ZTA, respectivamente. O que podemos concluir dessas imagens é que a ZTA formada durante uma soldagem dupla camada se mostra predominantemente martensítica, com percentual próximo de 94%. A fase austenita também se mostra distribuída uniformemente ao longo da ZTA com uma porcentagem máxima de 6%. Já a bainita se revela predominantemente na região de sobreposição de passes laterais, chegando a valores de 88%. Na figura 131 percebemos que não há formação de ferrita na ZTA, o que já era esperado visto que o diagrama de resfriamento contínuo utilizado na simulação não prevê a formação de ferrita para taxas de resfriamento usuais.

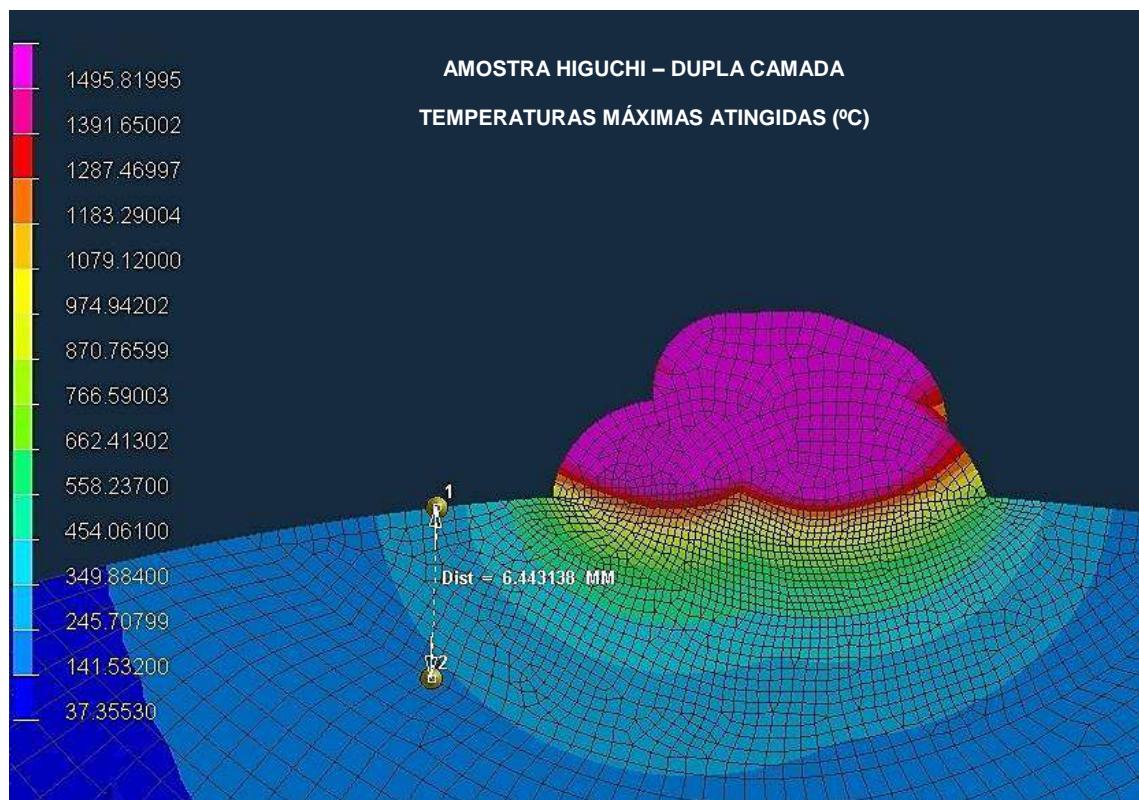


Figura 117. Simulação das temperaturas máximas atingidas pelo cordão de solda e pela ZTA durante a soldagem dupla camada do aço 9%Ni.

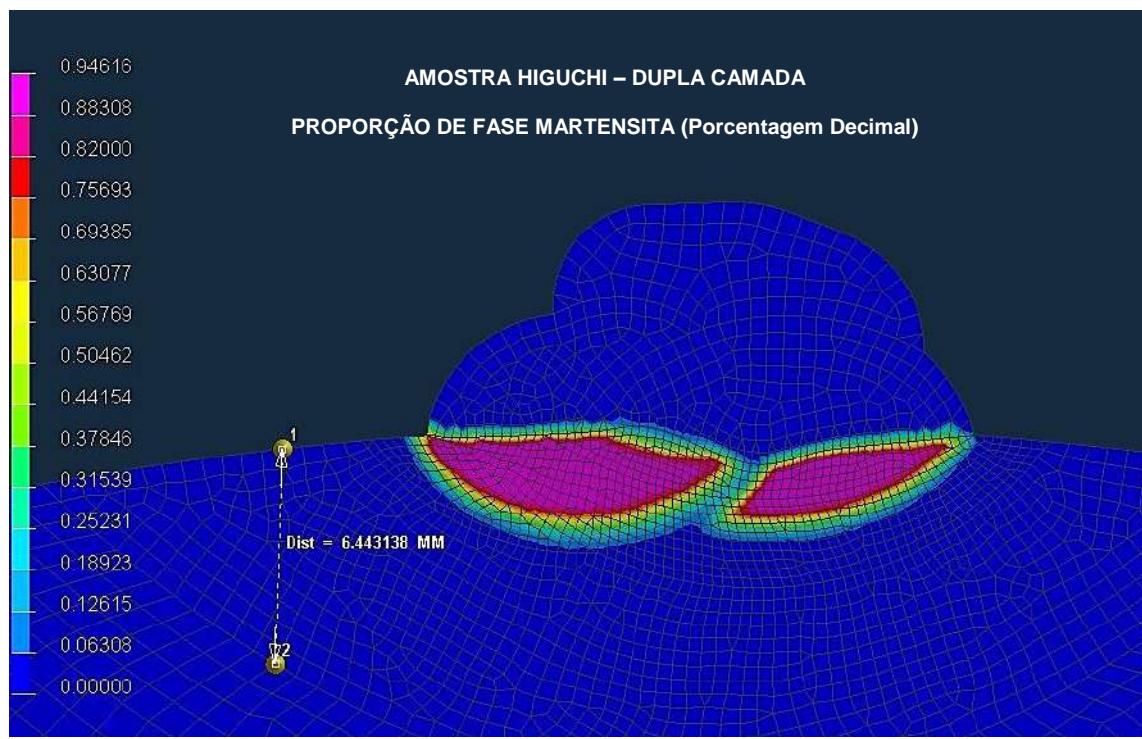


Figura 118. Simulação da distribuição de martensita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.

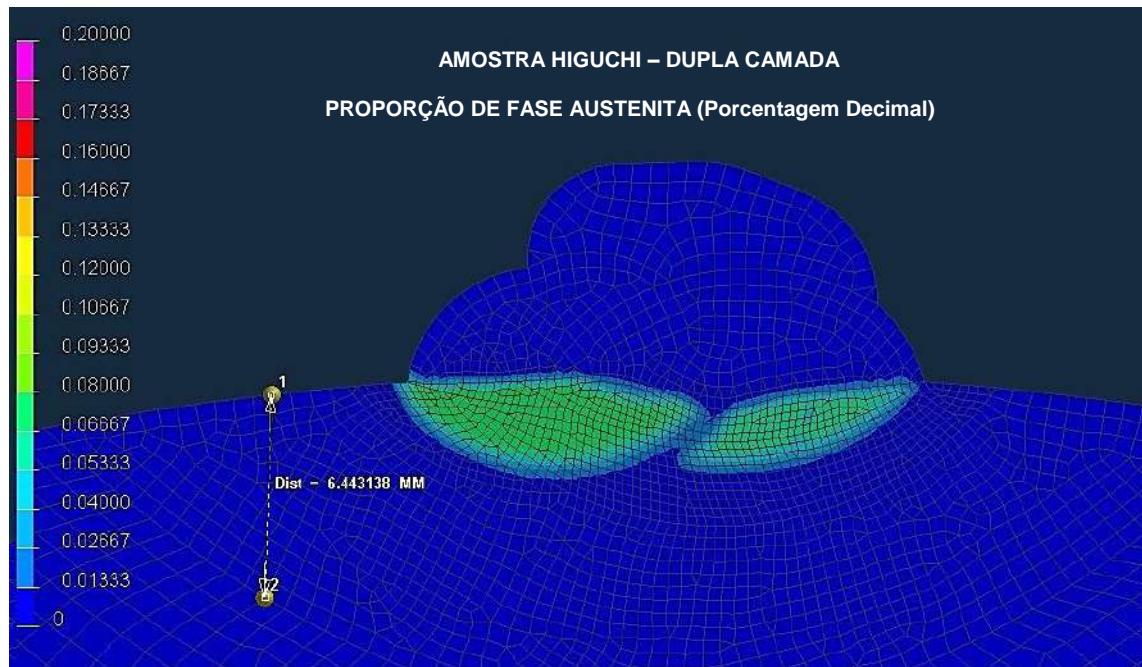


Figura 119. Simulação da distribuição de austenita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.

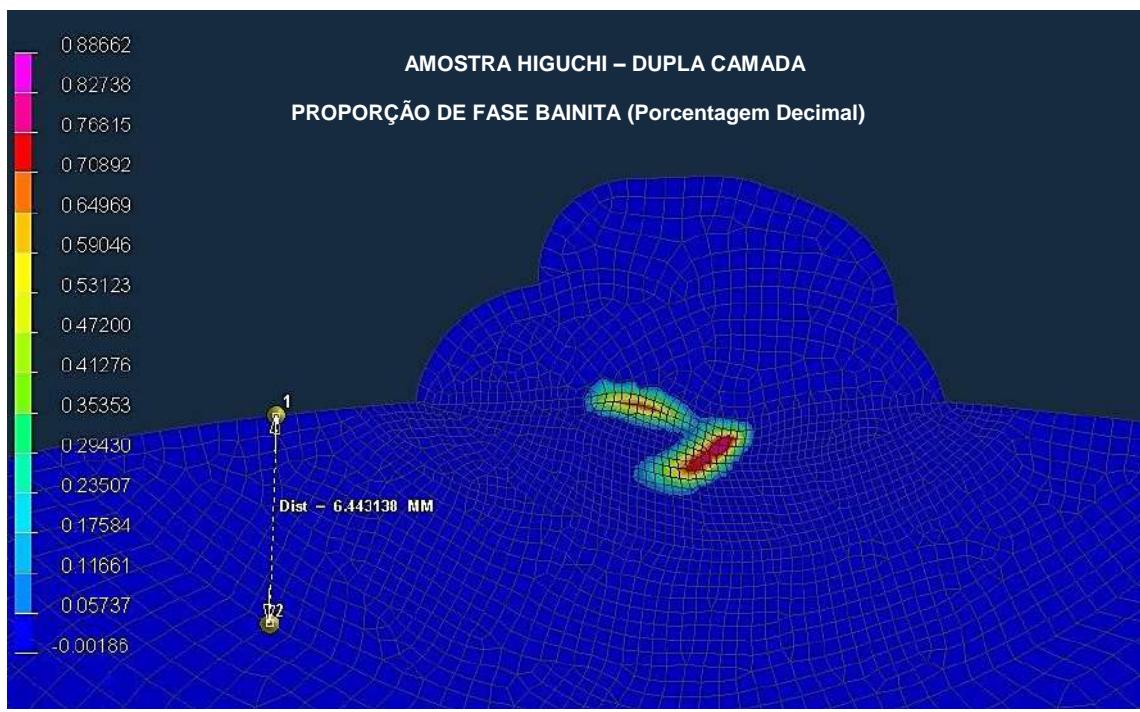


Figura 120. Simulação da distribuição de bainita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.

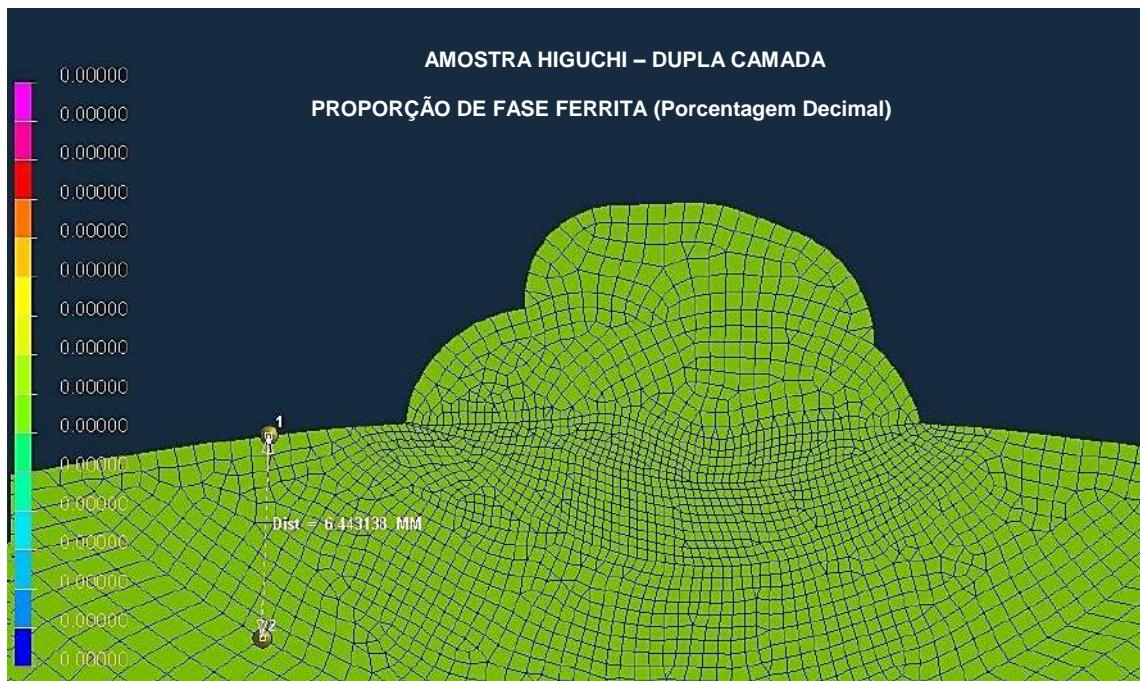


Figura 121. Simulação da distribuição de ferrita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem dupla camada.

Os resultados da simulação para a soldagem tripla camada estão apresentados nas figuras 132 a 136. A figura 132 apresenta as temperaturas máximas atingidas por cada ponto do cordão de solda e da ZTA. Nas figuras 133, 134, 135 e 136 estão apresentados

os percentuais das fases martensita, austenita, bainita e ferrita na ZTA, respectivamente. O que podemos concluir dessas imagens é que a ZTA formada durante uma soldagem tripla camada ainda se mantém predominantemente martensítica, com regiões com 100% desta fase. A austenita, que se apresentava uniformemente distribuída na ZTA com dupla camada, com valores médios de 6%, na ZTA com tripla camada apresenta apenas uma pequena região com 6% dessa fase. As demais regiões têm porcentagens variando entre 3 e 5%, principalmente. Já a fase bainita manteve o seu comportamento do caso anterior, formando-se principalmente nas regiões de sobreposição de passes, como valores de até 100%. Comparando-se as figuras 130 e 135, podemos ter a impressão de que a quantidade de bainita aumentou quando a terceira camada de solda foi depositada. No entanto, a condição apresentada na figura 136 foi formada ao final da soldagem da segunda camada, se mantendo até o final da deposição da terceira camada. Em relação a fase ferrita, assim como na amostra com dupla camada, nenhum valor foi encontrado.

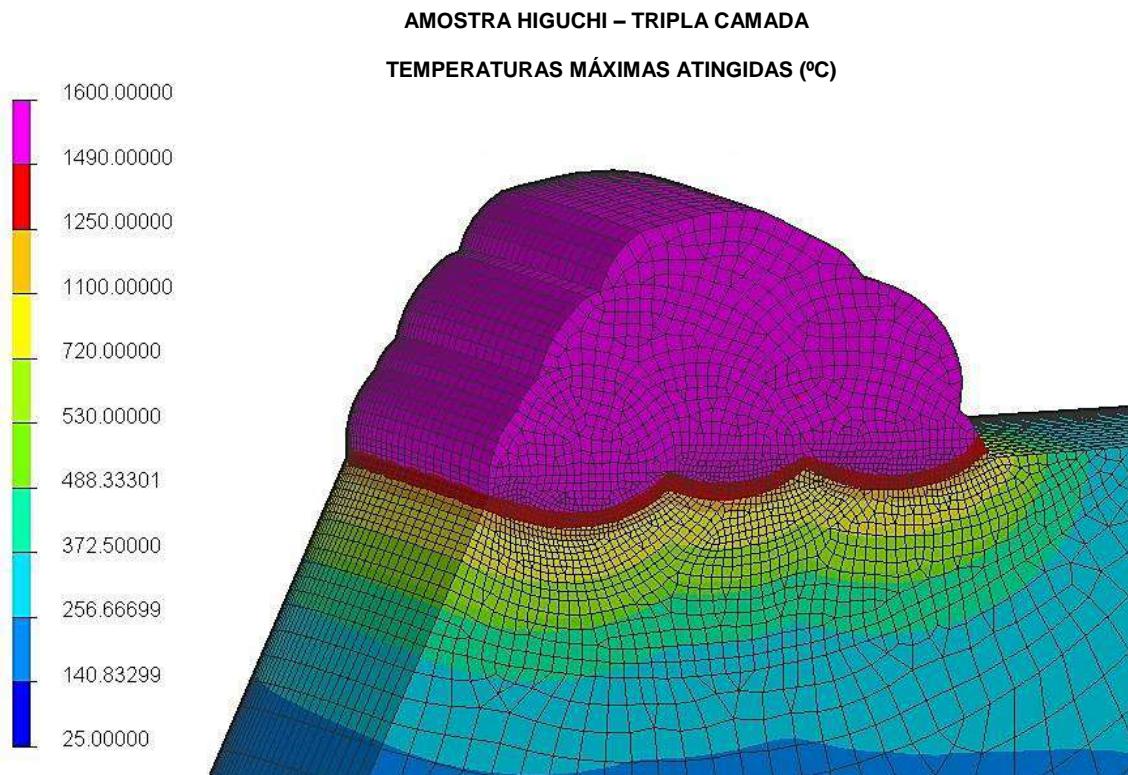


Figura 122. Simulação das temperaturas máximas atingidas pelo cordão de solda e pela ZTA durante a soldagem tripla camada do aço 9%Ni.

AMOSTRA HIGUCHI – TRIPLO CAMADA

PROPORÇÃO DE FASE MARTENSITA (Porcentagem Decimal)

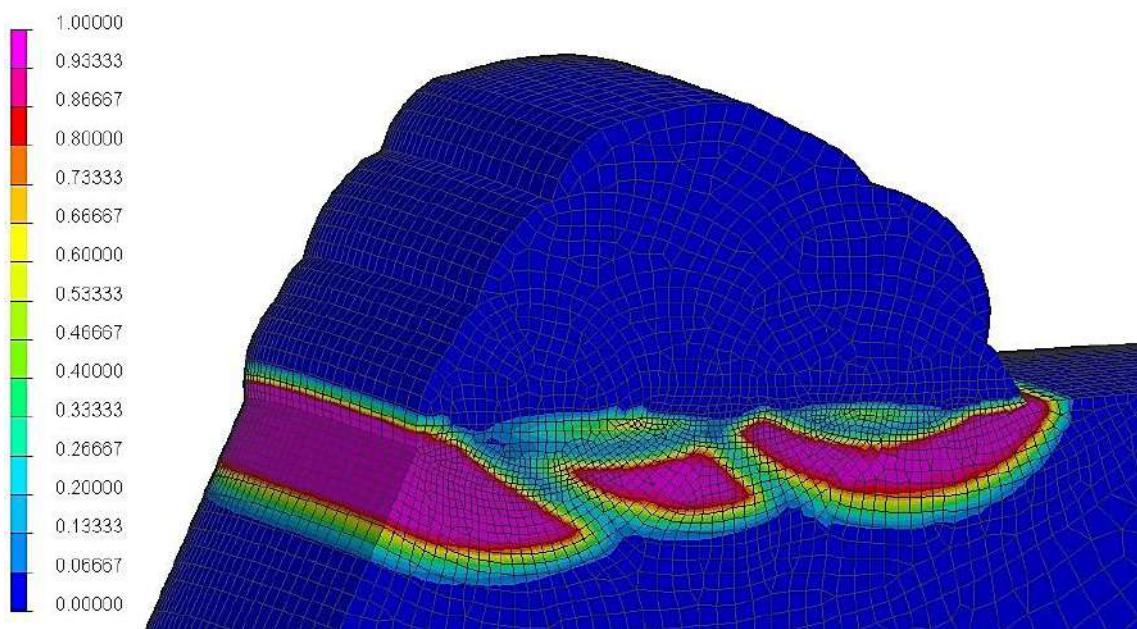


Figura 123. Simulação da distribuição de martensita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.

AMOSTRA HIGUCHI – TRIPLO CAMADA

PROPORÇÃO DE FASE AUSTENITA (Porcentagem Decimal)

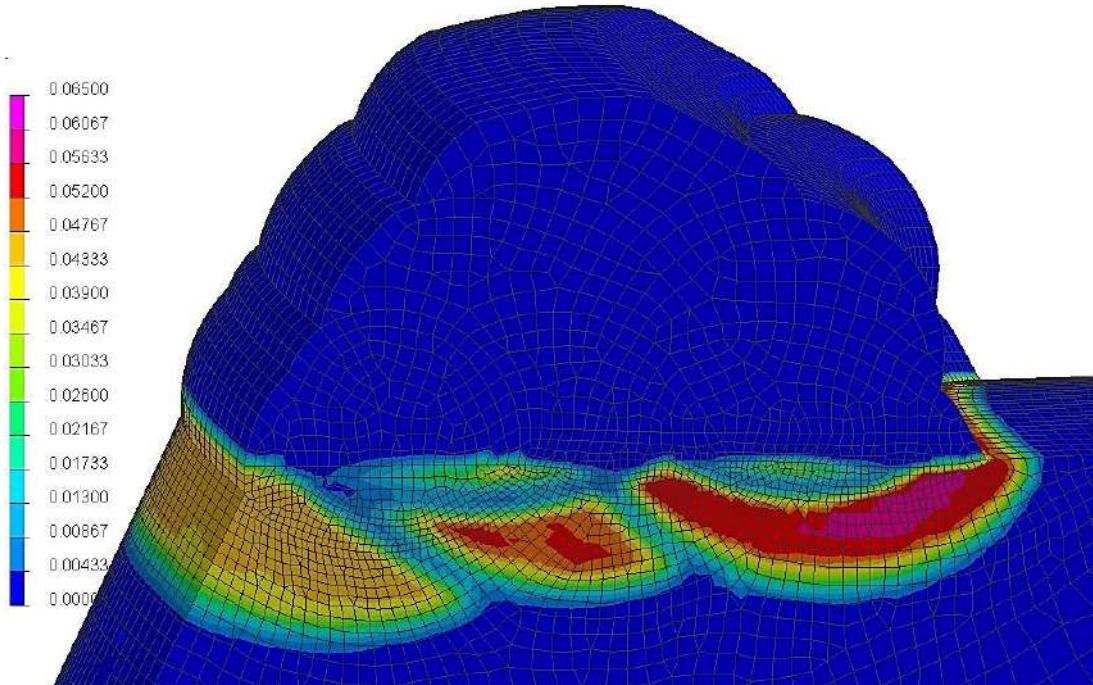


Figura 124. Simulação da distribuição de austenita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.

AMOSTRA HIGUCHI – TRIPLO CAMADA
PROPORÇÃO DE FASE BAINITA (Porcentagem Decimal)

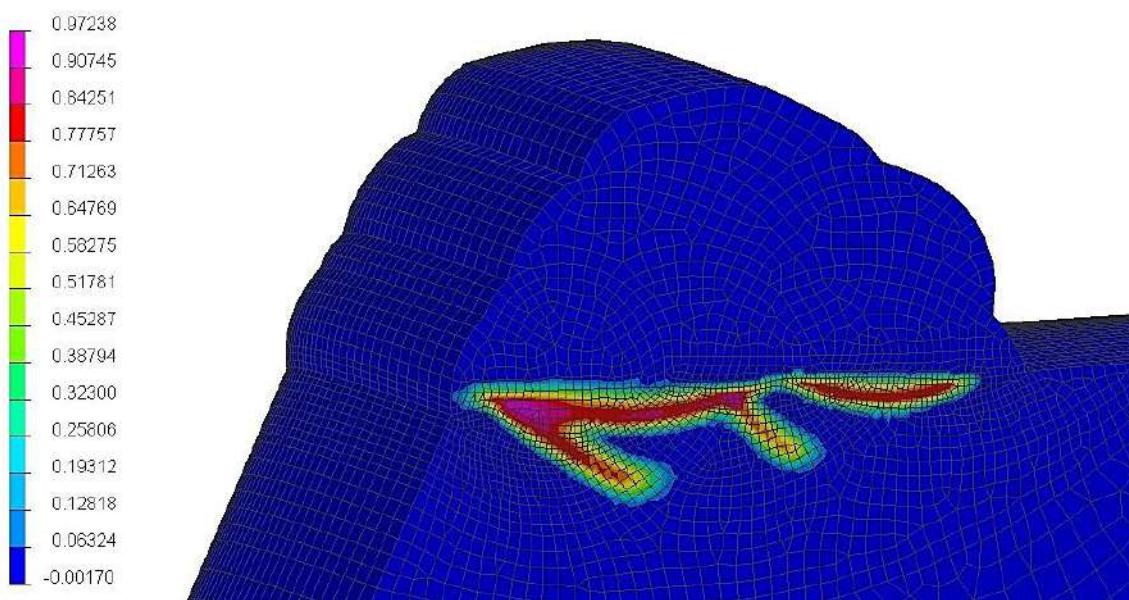


Figura 125. Simulação da distribuição de bainita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.

AMOSTRA HIGUCHI – TRIPLO CAMADA
PROPORÇÃO DE FASE FERRITA (Porcentagem Decimal)

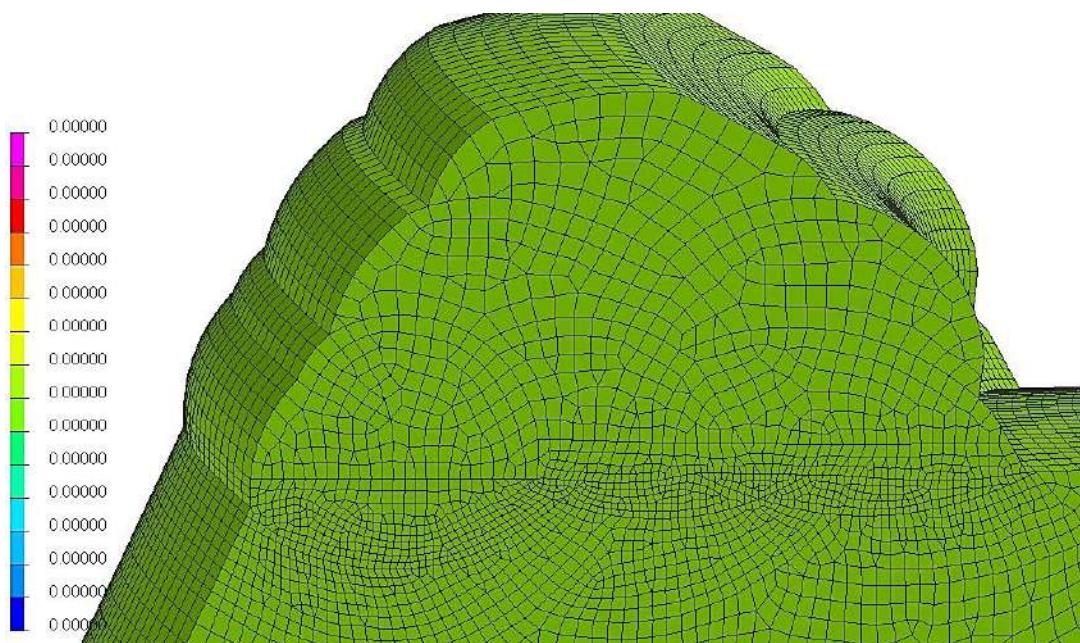


Figura 126. Simulação da distribuição de ferrita formada na ZTA do aço 9%Ni durante a soldagem tripla camada.

Nas simulações computacionais ficou claro que a ZTA formada durante a soldagem com múltiplas camadas não se apresenta homogênea, formando grande regiões compostas por martensita e regiões predominantemente bainíticas, principalmente nos locais de sobreposição lateral de passes. Esse resultado nos leva a entender a causa da diferença de resultados entre a amostra com dupla camada e tripla camada, evidenciadas no gráfico de ensaio de dureza da figura 100. Em ambas os casos, o perfil de microdureza foi realizado na região central da peça, equivalente ao perfil P2. Esse local coincide com a região de sobreposição lateral de passes, o que justifica o patamar de 250HV encontrado, pois forma-se mais bainita nessa região.

Como objetivo de validar essa hipótese um perfil de microdureza paralelo à linha de fusão foi realizado nas amostras com dupla camada e tripla camada, as mesmas que foram replicadas na simulação computacional. As indentações iniciaram a 1mm de distância da superfície inferior, com uma distância de 1,2mm da linha de fusão. A distância entre pontos é de 1mm. As figuras 137 e 138 mostram os resultados obtidos nessa análise.

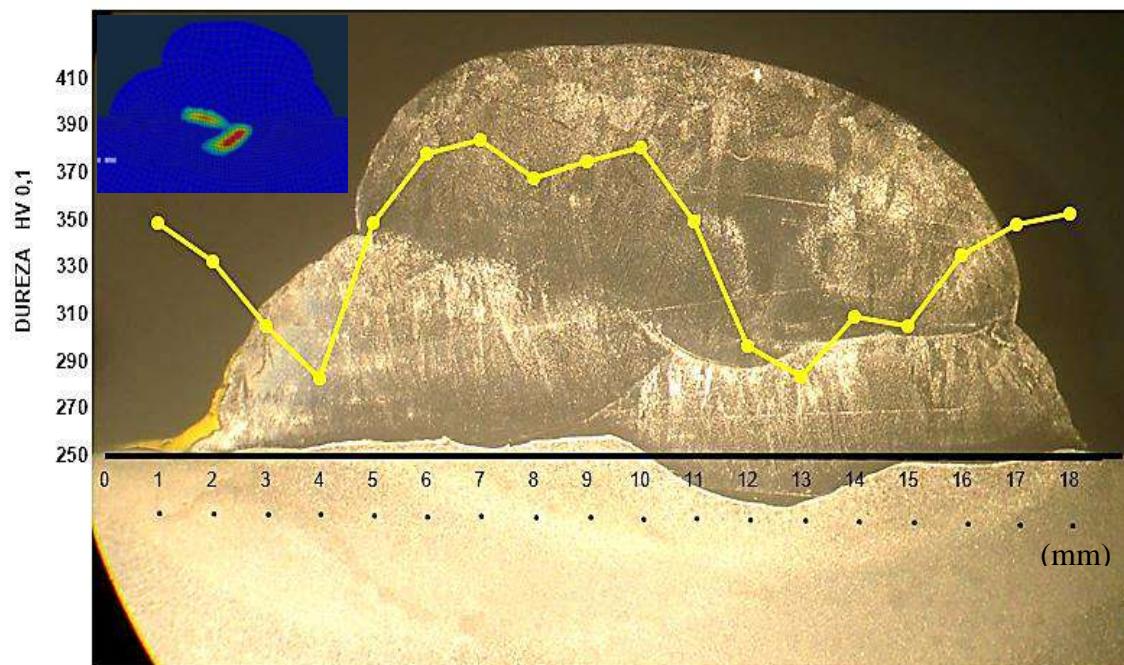


Figura 127. Perfil de microdureza paralelo à linha de fusão da amostra com dupla camada.

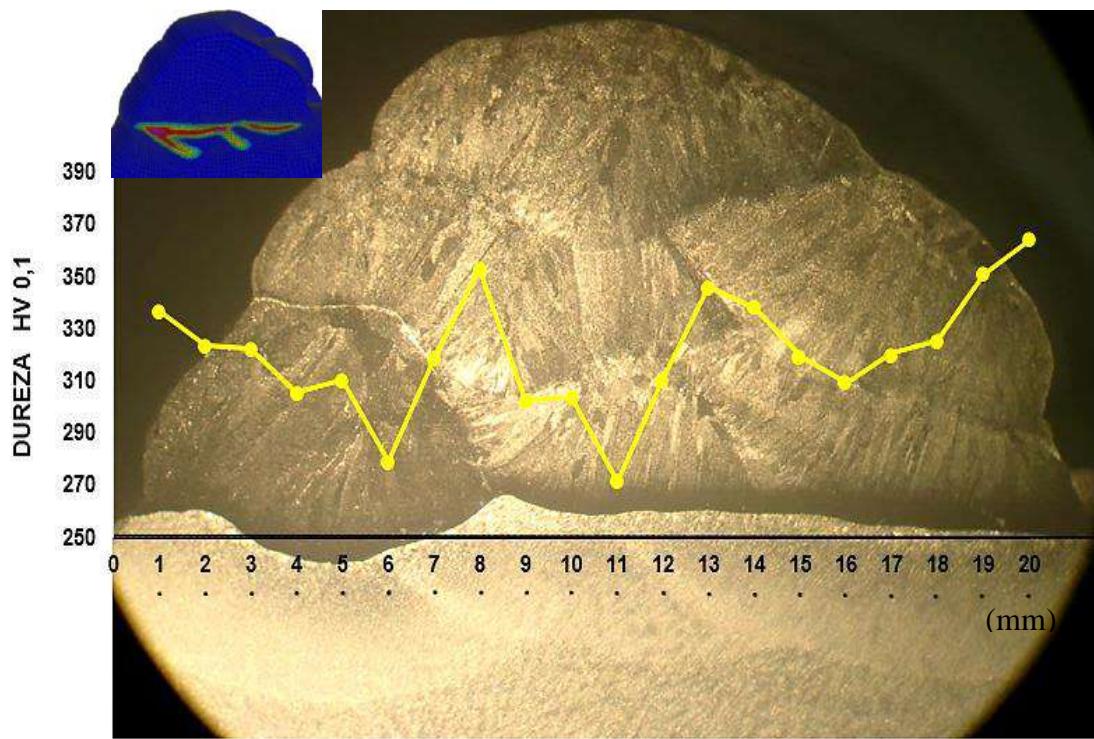


Figura 128. Perfil de microdureza paralelo à linha de fusão da amostra com tripla camada.

Os gráficos apresentados permitem validar as informações obtidas na simulação computacional, onde as regiões de sobreposição lateral de passes apresenta formação predominantemente bainítica, o que permite que valores de dureza próximos ao patamar de 250HV sejam encontrados. Apesar do efeito da sobreposição lateral de passes da mesma camada se mostrar o principal fator de contribuição da redução de dureza, a deposição de uma segunda camada de soldagem permitiu que a quantidade de bainita formada atingisse valores próximos de 100%. Em relação a terceira camada de soldagem, não foi evidenciado o seu efeito durante a simulação da microestrutura da ZTA, o que contradiz a hipótese apresentada nas etapas anteriores desse trabalho. Assim, podemos afirmar que as diferenças de resultados de microdureza encontrados entre a amostra com dupla camada e com tripla camada foi causada pela grande variação de microestrutura da ZTA, considerando regiões com maiores e menores quantidades de bainita.

A mesma análise foi então realizada para a junta amanteigada com o objetivo de entender a grande variação de resultados entre o teste Pré-Amanteigamento e o Amanteigamento. As indentações iniciaram a 1 mm de distância da superfície inferior, com uma distância de 1,2 mm da linha de fusão. Na figura 139 está apresentado o

resultado da análise. Pode-se perceber que, assim como nas amostras de dupla e tripla camada, a ZTA da junta amanteigada também apresenta valores baixos de dureza, entre 250 e 300 HV, na região onde houve sobreposição de passes.

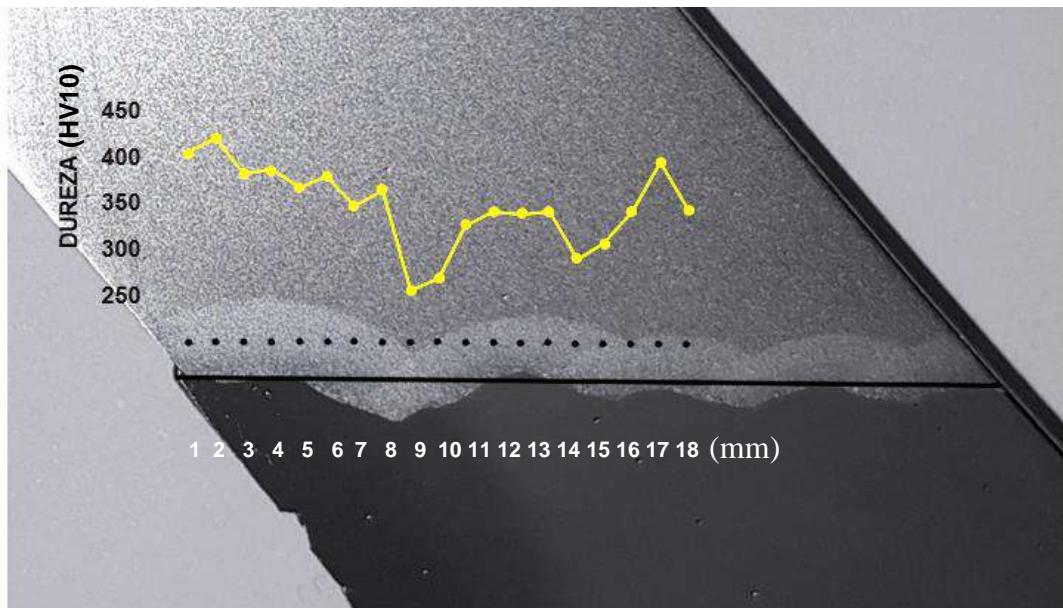


Figura 129. Perfil de microdureza paralelo à linha de fusão da junta amanteigada.

Podemos concluir assim que, apesar da formação de fases de baixa dureza na ZTA do aço 9%Ni, a ZTA se mostra bastante heterogênea, não garantindo assim um limite máximo de dureza da junta soldada.

5. CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas neste trabalho estão descritas a seguir:

1 – A aço 9%Ni, diferente dos aços comuns, não apresenta patamares de dureza distintos na ZTA, ao ser submetido a um único passe de soldagem. Essa característica deve a formação de uma ZTA completamente martensítica, podendo, em alguns casos, formar pequenas quantidades de austenita e bainita.

2 – Não foram evidenciadas diferenças significativas na dureza da ZTA variando-se o processo de soldagem entre GTAW, GMAW, FCAW e SMAW.

3 – Em relação ao Teste Higuchi, foi percebido ao longo do trabalho que existe uma diferença conceitual entre o Teste Higuchi Convencional e o Teste Higuchi Modificado, indicados na literatura. A princípio ambas as técnicas seriam equivalentes, diferenciando-se apenas pelas metodologias de definição das regiões dura e macia, e grosseira e fina. No entanto, no trabalho de Aguiar [40], a profundidade da zona dura da primeira camada é composta pela penetração, zona dura e reforço da primeira camada de solda. Já para Oliveira [42], o conceito de profundidade da zona grosseira da primeira camada é composto por apenas penetração e zona de grãos grosseiros da primeira camada.

4 – As simulações computacionais através do software Sysweld® se mostraram de grande relevância para o trabalho, visto que prevê as fases que irão se formar na ZTA, além de quantificá-las. Nas simulações computacionais ficou claro que a ZTA formada durante a soldagem com múltiplas camadas não se apresenta homogênea, formando grande regiões compostas por martensita e regiões predominantemente bainíticas, principalmente nos locais de sobreposição lateral de passes.

5 – Diferente do que tinha sido afirmado ao longo do trabalho de que a terceira camada de soldagem seria fundamental para a redução da dureza da ZTA, as simulações computacionais não evidenciaram influência significativa dessa última camada na microestrutura da ZTA. Esse fato permitiu entender que a causa da diferença de resultados de microdureza entre a amostra com dupla camada e tripla camada, se deve às diferentes concentrações de fase bainita na ZTA, além do posicionamento dos eixos

de medição.

6 – O resultados do amanteigamento foram diferentes do esperado, pois imaginava-se que iria replicar os resultados do Pré-Teste. O ensaio de microdureza revelou picos de dureza bastante elevados, com valores comparados aos encontrados nas amostras de simples deposição, onde a ZTA se mostrava completamente martensítica. No entanto, ao realizar ensaios de microdureza paralelos à linha de fusão, percebeu-se que a ZTA formada durante o amanteigamento não era homogênea, fato este que vai ao encontro dos resultados da simulação computacional. A amostra da junta amanteigada apresentou valores baixos de dureza, entre 250 e 300 HV, na região da ZTA onde houve sobreposição de passes, enquanto nas demais regiões chegavam a valores de até 440 HV.

7 – Considerando a aplicação do aço 9%Ni nos sistemas de reinjeção de CO₂, em presença de H₂S, considera-se que o controle da dureza, tanto no metal de base quanto na ZTA, é fundamental para evitar a formação de trincamento sob tensão por sulfeto. Apesar desse aço não ser qualificado pela norma NACE, que limita a dureza do aço para meios em H₂S a 250 HV, as boas práticas do mercado usam esse valor como referência. A ZTA formada durante o amanteigamento do aço 9%Ni apresentou fases de baixa dureza, com dureza de 250 HV. No entanto, mesmo com controle de aporte térmico, a ZTA mostra uma microestrutura heterogênea, composta por fase martensita de alta dureza. o que faz com que a técnica não seja adequada para a aplicação industrial em questão.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como recomendação para trabalhos futuros as sugestões a seguir:

- 1- Utilizar técnicas de quantificação de fases de forma a validar os resultados obtidos na simulação computacional.
- 2- Utilizar a Técnica Higuchi Modificada considerando o reforço da solda, permitindo assim atingir melhores resultados de refino de grão e redução de dureza com a deposição da segunda camada.
- 3- Realizar procedimento de amanteigamento do aço 9%Ni utilizando outras combinações de aportes térmicos.
- 4- Realizar simulação computacional em juntas amanteigadas do aço 9%Ni e comparar os resultados com ensaios de microdureza.
- 5- Avaliar a possibilidade de formação de ferrita na ZTA durante a soldagem no aço 9%Ni.
- 6- Estudar a influência das fases ferrita e austenita na redução da dureza da ZTA.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SANT'ANNA, A.A., Simulação de Processamento de Gás Natural em Plataforma Off-shore. Projeto de Final de Curso de Graduação, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Brasil, 2005.
2. KHOURSHID, A. F. M., GHANEM, M. A.A. "The Effects of Heat Input on the Mechanical Properties of Liquefied Natural Gas Storage Tank Welded Joint", **The International Journal of Engineering And Science** (IJES), v.2, nº 2, pp. 179-185, 2013.
3. RODRIGUES, R. C., Avaliação das Transformações de Fase do Aço com 9% de Níquel e das Zonas Termicamente Afetadas Simuladas *in situ* com Difração de raios-X Síncrotron. Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, Brasil, 2016.
4. NACE MR0175 / ISO 15156 "Sulfide Stress Corrosion Cracking Resistant Metallic Materials for Oil Field Equipment", 2002.
5. Disponível em: <www.vallourec.com> Acesso em: 27/03/2016.
6. Guide to the Welding and Weldability of Cryogenic Steels, International Institute of Welding, Welding Research Institute, Bratislava, 1984.
7. Plate, 9% Nickel Steel: For use at cryogenic temperatures, Catálogo de Produtos, Arcelor Mittal, 2013.
8. PASSOJA, D.E., STRIFE, J.R., "The Effect of Heat Treatment on Microstructure and Cryogenic Fracture Properties in 5Ni and 9Ni Steel", **Metallurgical Transactions A**, v.11 A, pp. 1341-1350, 1980.
9. AVERY, E. R., PARSONS, D. Welding Stainless and 9% Nickel Steel Cryogenic Vessels. In: Nickel Development Institute (NiDI) Reprint Series nº 14037, 1995.
10. Welder Training and Qualification Procedure for Controlled - Deposition Repair Welds to Chrome-Moly Steels, Welding Institute, 1991.
11. The Materials Information Society, Binary Alloys Phase Diagrams, 2^a Edição, ASM International, USA, 1996.
12. NIMS Materials Database, CCT Diagram 0,1C-9Ni, 2014.
13. JANG, J., JU, G.B., LEE, B.W. et al. "Micromechanism of local brittle zone phenomenon in weld HAZs of advanced 9Ni steel", **Journal of Materials Science Letters**, pp. 2149 – 2152, 2001.
14. KHODIR, S., SHIBAYANAGI, T., TAKAHASHI, M. et al."Microstructural evolution and mechanical properties of high strength 3-9% Ni-steel alloys weld metals produced by electron beam welding", Elsevier, 2014.
15. NIPPES, E.F., BALAGUER, P.J., "A study of the weld HAZ Toughness of 9Ni Steel" **Welding Research Supplement**, Based on a paper presented at the 66th AWS Annual Meeting, held April 28 to May 3, pp. 237-243, 1985.

16. OLSON, D.L., SIEWERT, T.A., LIU, S. et al. "Welding for Cryogenic Service", National Institute of Standard and Technology, **ASM Handbook**, v.6: Welding, Brazing, and Soldering, pp. 1016-1019, 1993.
17. Low Temperature Properties of Nickel Alloy Steels, The International Nickel Company (INCO), New York, USA, 1975.
18. ZEEMAN, G. E., "9% Ni alloy steel for H2S Service", NACE International, 2014.
19. HICKMANN, K., KERN, A., SCHRIEVER, U., E STUMPFE, J., "Production and Properties of 9 % Nickel Steel for LNG Applications", v.4, pp. 248–252, 2006.
20. BORÓRQUEZ, C.E.N., Especificação de Procedimentos de Reparo por Soldagem sem Tratamento Térmico Posterior – Efeito de Revenimento Produzido pelos Ciclos Térmicos.Tese de Doutorado, Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil, 2011.
21. PÉREZ, G.J.A., Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ERNiCrMo-3 em tubos de aço 9Cr1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Brasil, 2005.
22. High Ni alloy welding consumables for the fabrication of 9Ni steels LNG containment and transportation applications, Catálogo de Produtos, Special Metals, 2009.
23. Disponível em: <www.sandvik.com> Acesso em: 19/03/2016
24. SILVA, C.C. C.R., RAMIREZ A.J., et al. "Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625", **Soldagem e Inspeção São Paulo**, v.17, nº. 3, pp. 251-263, 2012.
25. RUSH, H.F., "Grain-Refining Heat Treatments to Improve Cryogenic Toughness of High-Strength Steels" – **NASA Technical Memorandum** 85816, 1984.
26. JANG, J., JU, J.B., LEE, B. W. et al., "Effects of microstructural change on fracture characteristics in coarsegrained heat-affected zones of QLT-processed 9% Ni steel", **Materials Science and Engineering A**340, pp. 68-79, 2003.
27. DUPONT, J.N., LIPPOLD, J.C., KISER, S.D., Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys, Editora John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, Estados Unidos, 2009.
28. J.M. ZHANG, YANG, H. LI. F., CHI, Q. et al., "Effect of Heat Treatment Process on Mechanical Properties and Microstructure of a 9% Ni Steel for Large LNG Storage Tanks", **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.22, pp. 3867-3871, 2013.
29. ZHANG, K., TANG, D., WU, H.B., "Effect of Heating Rate Before Tempering on Reversed Austenite in Fe-9Ni-C Alloy", **Journal of Iron and Steel Research**, pp. 73-78, 2012.
30. FULTZ, B., KIM, J. I., KIM, Y. H., & MORRIS, J. W., "The chemical composition of precipitated austenite in 9Ni steel", **Metallurgical Transactions A**, pp. 967–972, 1986.

31. SYN,C.K., JIN, S., MORRIS, J.W., "Cryogenic Fracture Toughness of 9Ni Steel Enhanced Through Grain Refinement", **Metallurgical Transactions A**, v.7A, pp. 1827-1832, 1976.
32. LIU, S., E LIAO, F.C., "Precipitate stability in heat affect zone of nitrogen-enhanced high strength low alloy steels", **Metallurgical Transactions A**, v. 6, pp. 1–3, 2012.
33. YAN, C.Y., YANG, S.Z., ZHAO, J.H., LI, W.S., "Prediction of Hardness in Heat Affected Zone of 9%Ni Steel", **Advanced Materials Research**, v. 455-456, pp. 406-412, 2012.
34. American Society for Testing and Materials, E92 - Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, 2016.
35. AHSAN, Q., HASEEB, A., SYAHRIAH BINTI HUSSEIN, N. S. B., *et al.*, "9% Nickel Steels and Their Welding Behavior", Elsevier, pp.135 – 149, 2014.
36. YOON, Y.K., KIM, J.H., SHIM, K.T., "Mechanical Characteristics of 9% Ni Steel Welded Joint for LNG Storage Tank at Cryogenic", v. 6, pp. 355-360, 2012.
37. PAGUTA, P.TOTEVOVA, A., GISPETSKA, L., MAZANETS, K., "Heat treatment of steels containing 9%Ni", Metallovednie I Termicheskaya Obrabotka Metallov, v.2, pp. 36–37, 1980.
38. KRAUSS, G., "Martensite in steel: strength and structure", **Materials Science and Engineering**: A273-275, pp. 40-57, 1999.
39. CHIAVERINI, V., Aços e Ferros Fundidos, 7^a edição, São Paulo, Brasil, ABM, 2008.
40. HIGUCHI, M., SAKAMOTO, H., TANIOKA, S., "A Study on Weld Repair through Half Bead Method", Weld Fabrication Department, Special, **Welding Research Institute**, v.13, nº 2, pp. 14-19, 1980.
41. AZEVEDO, A.G.L., Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ABNT 1045. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Brasil, 2002.
42. OLIVEIRA, G.L.G., Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas. Tese de Doutorado, Universidade Federal do Ceará, Brasil, 2013.
43. MIRANDA, H.C., Estudo de Procedimentos de Soldagem MIG/MAG para Aplicação de Revestimentos de Liga de Níquel Inconel 625 em Aço Estrutural ASTM A387 Gr.11, Soldagem e Inspeção, 2015.
44. KHOURSHID, A. E. F. M., & GHANEN, M. A., "The Influence of Welding Parameters on Brittle Fracture of Liquefied Natural Gas Storage Tank Welded Joint", **Materials Sciences and Applications**, v.4, pp. 198–204, 2013.
45. Disponível em: <www.twi-global.com> Acesso em: 08/03/2017
46. Welded Joint Design and Production - Access Engineering, Handbook of Structural Steel Connection Design and Details, 2^a edição, The McGraw-Hill Companies, Inc., 2010.