



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

ADROALDO JOSÉ SILVA DE MOURA FILHO

**AVALIAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS DOS AÇOS AISI 8630M E ASTM A182 F22
AMANTEIGADAS PELO PROCESSO PTA COM A LIGA DE NÍQUEL UNS N06625**

FORTALEZA

2014

ADROALDO JOSÉ SILVA DE MOURA FILHO

**AVALIAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS DOS AÇOS AISI 8630M E ASTM A182 F22
AMANTEIGADAS PELO PROCESSO PTA COM A LIGA DE NÍQUEL UNS N06625**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

FORTALEZA

2014

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Pós-Graduação em Engenharia - BPGE

M886a Moura Filho, Adroaldo José Silva de.
Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 amanteigadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625 / Adroaldo José Silva de Moura Filho. – 2014.
111 f. : il. color. , enc. ; 30 cm.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2014.

Área de Concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.
Orientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

1. Ciência dos materiais. 2. Aço. 3. Soldagem. 4. Ligas de níquel. I. Título.



Universidade Federal do Ceará
Centro de Tecnologia
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ADROALDO JOSÉ SILVA DE MOURA FILHO

**Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22
amanteigadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625**

A Comissão de Dissertação de Mestrado composta pelos professores **Marcelo Ferreira Motta**, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; **Hélio Cordeiro de Miranda**, da Universidade Federal do Ceará e **Temístocles de Sousa Luz**, da Universidade Federal do Espírito Santo, considera o candidato:

APROVADO

NÃO APROVADO

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 26 de setembro de 2014.



Prof. Marcelo Ferreira Motta
Presidente e Orientador



Prof. Hélio Cordeiro de Miranda
Membro



Prof. Temístocles de Sousa Luz
Membro

Aos meus pais, Adroaldo e Francilucia.

Ao meu irmão, Pedro.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, pelo dom da vida.

Aos meus pais Adroaldo José Silva de Moura e Francilucia Monteiro da Silva Moura, pela dedicação e empenho na minha formação pessoal e profissional. Serei eternamente grato por todos os sacrifícios.

Ao meu irmão Pedro Augusto Silva de Moura, pelo qual tenho grande admiração devido ao seu companheirismo, determinação e integridade.

A minha namorada Ana Paula Moura de Lima, pelo carinho e momentos de compreensão.

A minha avó Francisca Monteiro, exemplo de mulher de fibra para enfrentar as intemperes da vida e seu enorme carinho pelo meu pai, meu irmão e por mim.

As minhas tias: Franci, Francileide, Franceliza e Socorro pelo apoio e incentivo durante a realização da pós-graduação.

Aos professores Dr. Willys Machado Aguiar, Dr. Hélio Cordeiro de Miranda e Dr. Cleiton Carvalho Silva, pelas valorosas contribuições ao longo desse trabalho e ensinamentos durante minha formação profissional no ENGESOLDA.

Ao professor Dr. Marcelo Ferreira Motta, por suas orientações, apoio e sua incansável disponibilidade para ensinar.

A todos os meus amigos que juntos trilhamos o caminho até a Pós-Graduação, em especial: Francisco Felipe, Pedro Helton, Rafaella Silva, Alexandre Barreto, Thiago Ferreira, Everton Nunes e Marcela Rocha.

Aos bolsistas do ENGESOLDA, em especial: Josafá Júnior e Evelyn, pela dedicação na realização das atividades associadas ao trabalho.

A todos os professores que compõem o programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais.

A FUNCAB pelo suporte financeiro da bolsa de pesquisa.

RESUMO

Grande parte do petróleo nacional encontra-se em ambiente *offshore*, onde suas condições de extração apresentam níveis críticos de tensão e um alto potencial corrosivo. Um dos grandes desafios do setor é assegurar as propriedades de juntas submarinas de aços soldadas quanto à resistência mecânica, tenacidade e dureza, onde as mesmas, expostas a proteção catódica, podem sofrer fragilização por hidrogênio. Com o objetivo de evitar a necessidade de tratamento térmico pós-soldagem no amanteigamento das juntas, uma alternativa é o emprego da técnica dupla camada, a qual por meio da relação adequada de energia de soldagem da primeira e segunda camada, visa-se obter o revenimento e o refino da estrutura com a sobreposição de ciclos térmicos. Para selecionar os parâmetros utilizados nas camadas foram realizados os Testes Higuchi, depositando a liga de níquel UNS N06625 no aço baixa liga alta resistência AISI 8630M com o processo de soldagem plasma com arco transferido, empregando material de adição na forma de pó (PTA). As soldagens foram realizadas variando-se a energia de soldagem, a técnica de soldagem e o gás de proteção. A partir das extensões de zona dura (ZD), zona macia (ZM), região grão grosso (ZACGG) e região grão fino (ZACGF) da zona afetada pelo calor obtidas com realização de perfis de microdureza e microscopia ótica, foi encontrada uma melhor relação de energia, que promovesse o revenimento e o refino da microestrutura da ZAC. Juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 foram amanteigadas com as relações de energia obtidas utilizando o processo PTA e enchidas utilizando o processo MIG. Nas interfaces dissimilares geradas entre os aços baixa liga alta resistência e a liga de níquel UNS N06625 do amanteigamento foi realizada caracterização microestrutural e suas propriedades mecânicas foram medidas com a realização de microdureza, dureza e ensaio de fratura, visando avaliar a eficiência dos Testes Higuchi. Também foram analisadas a interface gerada entre a liga de níquel na forma de pó (amanteigamento) e na forma de arame (enchimento da junta) com microscopia ótica e dureza. As juntas amanteigadas na condição indicada pelos testes Higuchi apresentaram um intenso refino na ZAC do aço baixa liga. A interface dissimilar apresentou uma composição química intermediária entre os aços utilizados e a liga de níquel. A zona afetada pelo calor (ZAC) das amostras amanteigadas apresentaram uma diminuição nos valores de dureza, no entanto para ambos os aços esses valores foram superiores aos estabelecidos pelas normas que regem a sua aplicação. Os ensaios de fratura indicam que o fator de intensidade de tensão (K) encontrado para as amostras amanteigadas foram condizentes com a literatura.

Palavras-chave: PTA, ligas de níquel, testes Higuchi e Higuchi modificado, interface dissimilar.

ABSTRACT

Much of the domestic oil is located offshore environment where their extraction conditions have critical levels of strain and a high corrosion potential. One of the major challenges the sector is to ensure the properties of underwater joints welded steel as the mechanical strength, toughness and hardness, where the same exposed to cathodic protection can suffer hydrogen embrittlement. With the aim of avoiding the need for post-welding heat treatment of the buttering joints, an alternative is the use of double layer technique, which by means of suitable welding power ratio of the first and second layer, the aim is to obtain the tempering and refining structure with overlapping thermal cycles. To select the parameters used in the tests Higuchi layers were carried out by depositing nickel alloy UNS N06625 in high strength low alloy steel AISI 8630M with the process of welding plasma transferred arc, employing filler metal in powder form (PTA). The weldments were performed varying the welding energy, the welding technique and the shielding gas. From extensions harsh zone (HZ), soft zone (SZ), rough grain region (HAZRG) and fine grain region (HAZFG) of the heat affected zone obtained by performing microhardness and optical microscopy, better energy ratio was found, which promotes tempering and refining the microstructure of HAZ. Joints of AISI 8630M and ASTM A182 F22 were buttery with energy ratios obtained using the PTA process and filled using the MIG process. In the dissimilar interfaces generated between the low alloy high strength steels and nickel alloy UNS N06625 buttering the microstructural characterization was performed, and their mechanical properties were measured by carrying out hardness, hardness and fracture test, to evaluate the efficiency of tests Higuchi. The generated interface between the nickel alloy in powder form (buttering) and in the form of wire (joint filler) were analyzed using optical microscopy and hardness tests. The buttery joints in the condition indicated by Higuchi tests showed an intense refining HAZ of the low alloy steel. The dissimilar interface had a chemical composition intermediate between the steel used and nickel alloy. The heat affected zone (HAZ) of buttery showed a decrease in hardness, however for both steels these values of hardness test were higher than those established by the rules governing its application. The fracture test indicate that the fracture stress intensity factor (K) found for the buttery samples were consistent with the literature.

Key-words: PTA, Nickel alloys, Higuch Test, Dissimilar Interface

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. (a) Aspecto macrográfico de uma trinca por hidrogênio. (b) Aspecto micrográfico de uma trinca por hidrogênio.	17
Figura 2. Diagrama de Graville.	19
Figura 3. Profundidade da têmpera: (a) AISI 8630 (b) AISI 8630M.	21
Figura 4. Localização dos átomos em torno das discordâncias: (a) átomo intersticial; (b) átomo substitucional menor; (c) átomo substitucional maior.	24
Figura 5. Tratamento térmico genérico de endurecimento por precipitação.	25
Figura 6. Diagrama de fases hipotéticas de uma liga endurecível por precipitação.	25
Figura 7. Tempo ótimo de tratamento de envelhecimento.	26
Figura 8. Comparação entre os processos PTA e PAW.	27
Figura 9. Representação do arco piloto e do arco transferido.	28
Figura 10. Representação dos parâmetros distância bico-peça (DBP) e recuo do eletrodo.	28
Figura 11. Microestruturas de depósitos realizados com: (a) PAW com adição de metal na forma de arame; (b) PTA.	29
Figura 12. Sub-regiões da ZAC em uma soldagem multipasse (AGUIAR, 2001).	31
Figura 13. Representação esquemática da técnica da dupla camada. Parâmetros do Teste de Higuchi.	32
Figura 14. Representação esquemática da técnica da dupla camada. Parâmetros do Teste Higuchi modificado.	33
Figura 15. Regiões da soldagem dissimilar.	34
Figura 16. Regiões da ZAC correlacionada com o seu respectivo ciclo térmico.	35
Figura 17. Distribuição da zona fundida não misturada ao longo da interface entre AL-6XN BOP soldado com C-22.	36
Figura 18. a) Interface do F22 com Inconel 625; b) Interface dissimilar entre 8630 e Inconel 625.	37
Figura 19. Perfil de composição química em uma interface dissimilar.	37
Figura 20. Micrografia da interface dissimilar. a) centro do cordão. b) entre passes.	38
Figura 21. Esquema do ensaio de fratura.	39
Figura 22. Equipamentos utilizados na soldagem do amanteigamento: (1) fonte de soldagem SQUARE TIG/PLASMA; (2) cilindros de gás; (3) tocha de soldagem PTA e mesa XY; (4) painel de controle; (5) alimentador de pó.	41
Figura 23. Equipamentos utilizados no enchimento das juntas: (1) robô industrial com tocha e alimentador arame-eletrodo; (2) fonte eletrônica multiprocesso; (3) sistema de aquisição; (4) medidor de Valim; (5) mesa de trabalho.	42
Figura 24. Fluxograma das etapas do trabalho.	45
Figura 25. Identificação das posições de corte.	48
Figura 26. Representação da direção do perfil de microdureza realização dos testes Higuchi.	49
Figura 27. Macrografia da ZAC utilizada para medição da ZAC_GG e GF.	50
Figura 28. Dimensões dos corpos de prova amanteigados.	51
Figura 29. Desenho técnico da seção transversal das juntas.	52
Figura 30. Representação da bancada de trabalho para realizar o aquecimento e soldagem do amanteigamento.	52
Figura 31. (a) Passe de raiz (b) sistema de fixação da junta para o enchimento.	53
Figura 32. Esquema representativo das amostras retiradas da junta para avaliação microestrutural e de propriedades mecânicas.	54
Figura 33. Localização das impressões de dureza.	55
Figura 34. Localização das impressões de microdureza.	56
Figura 35. Desenho técnico do corpo de prova para fratura.	57

Figura 36. Macrografia das amostras soldadas utilizando a tecnica em V e o gás AR. a) e d) energia de 11 kJ/cm. b) e e) energia de 16 kJ/cm. c) e f) energia de 22 kJ/cm.....	58
Figura 37. Macrografia das amostras soldadas utilizando a energia de 22 kJ/cm e o gás AR. Empregando a a) técnica em I e b) a técnica em V.	59
Figura 38. Macrografia das amostras soldadas utilizando a energia de 16 kJ/cm. Empregando o a) gás Ar e b) Ar + 25%He.....	59
Figura 39. Representação do bandeamento transversal ao longo da ZAC.....	59
Figura 40. Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 22 kJ/cm, utilizando a técnica I e o gás Ar + 25%He.....	60
Figura 41. Perfil de microdureza da condição A11IAR.....	61
Figura 42. Perfil de microdureza da condição A11VAR.....	61
Figura 43. Influencia (a) da energia (b) da técnica e (c) do gás, sobre a extensão da ZD e ZM.....	63
Figura 44. Análise estatística dos efeitos (a) da energia (b) do gás utilizado sobre reforço e penetração.....	65
Figura 45. Análise estatística dos efeitos (a) da técnica utilizando alta energia (b) da técnica utilizando baixa energia sobre reforço e penetração.....	66
Figura 46. Exemplo de gráfico Higuchi.....	67
Figura 47. Exemplo 2 de gráfico Higuchi.....	67
Figura 48. Diagrama de decisão de uma possível relação de parâmetros aprovada.....	68
Figura 49. Macrografia da seção transversal do aço AISI 8630M revestido com as condições A11VAR/A11IAR.....	69
Figura 50. Aspecto superficial do aço AISI 8630M revestido com as condições A11VAR/A11IAR..	69
Figura 51. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 8630M amanteigado com a relação de energia indicada pelos Testes Higuchi.....	70
Figura 52. Microestrutura da interface dissimilar do cordão simples depositado sobre o aço AISI 8630M com a condição de soldagem A11VAR.....	70
Figura 53. Perfil de microdureza da interface dissimilar com aplicação da dupla camada depositada sobre o aço AISI 8630M com a relação de energia A11VAR/A11IAR.....	71
Figura 54. Desenho esquemático das juntas soldadas.....	72
Figura 55. Macrografia da junta soldada de AISI 8630M.....	72
Figura 56. Macrografia da junta soldada de ASTM A182 F22.....	72
Figura 57. Microestrutura da liga de níquel UNS N06625 (a) na forma de arame (b) na forma de pó.	73
Figura 58. Microestrutura da interface entre a liga de níquel que utilizou metal de adição na forma de pó e arame (a) aumento de 200x (b) aumento de 500x.....	74
Figura 59. Trincas ao longo do amanteigamento do metal de base AISI 8630M.....	74
Figura 60. Mapa de composição química em uma região de ocorrência de trincas no amanteigamento do aço ASTM A182 F22.....	74
Figura 61. ZAC predominante da junta soldada de ASTM 8630M.....	76
Figura 62. Representação da região descarbonetada no ASTM 8630M.....	77
Figura 63. Microestrutura do aço ASTM A182 F22 tratado termicamente por normalização e revenimento.....	78
Figura 64. ZAC da junta soldada do aço ASTM A182 F22.....	78
Figura 65. Interface entre o aço AISI 8630M e a liga de níquel, indicando a zona Φ e zona π	79
Figura 66. Interface entre o aço AISI 8630M e a liga de níquel, indicando a zona Δ e um dedo.....	80
Figura 67. Zonas da interface dissimilar entre 8630M e a liga de níquel (OLIVEIRA, 2013).....	81
Figura 68. Interface entre o aço ASTM A182 F22 e a liga de níquel.....	82
Figura 69. Perfil de composição química da interface entre o aço AISI 8630M e a liga de Ni.....	82
Figura 70. Análise de composição química da interface do aço ASTM A182 F22.....	83

Figura 71. Perfil de composição química da interface entre o aço ASTM A182 F22 e liga de níquel.	84
Figura 72. Perfil de dureza levantado na interface dissimilar do aço AISI 8630M amanteigadas pelo parâmetro indicada pelo Teste Higuchi.....	85
Figura 73. Perfil de dureza levantado na interface dissimilar do aço ASTM A182 F22 amanteigadas pelo parâmetro indicada pelo Teste Higuchi.....	85
Figura 74. Perfil de dureza levantado na interface entre a liga UNS N06625 na forma de arame e na forma de pó da junta do aço ASTM A182 F22.....	86
Figura 75. Perfis de microdureza nas juntas soldadas com aços AISI 8630M na região a) do acabamento e b) da raiz.....	87
Figura 76. Perfis de microdureza nas juntas soldadas com aços ASTM A182 F22 na região a) do acabamento e b) da raiz.....	88
Figura 77. Gráfico de carga x abertura obtido no ensaio de fratura a) sem "pop-in" significativo e b) com "pop-in" significativo.....	90
Figura 78. Gráfico de carga x abertura obtido com o ensaio de fratura para as amostras M1 e F1.....	91
Figura 79. Resultados de K encontrados por BEAUGRAND (BEAUGRAND et al., 2009a).....	92
Figura 80. Trinca nos corpos de prova do aço 8630M, a) M1, b) M2 e c) M3.....	93
Figura 81. Trinca nos corpos de prova do aço F22, a) F1, b) F2 e c) F3.....	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Comparação entre a composição química do AISI 8630 e AISI 8630M.	20
Tabela 2. Parâmetros de tratamento exigidos para o aço ASTM A182 F22.	22
Tabela 3. Propriedades físicas e mecânicas do níquel.....	23
Tabela 4. Faixa de composição química do aço AISI 8630M e do aço ASTM A182 F22 fornecidas pelo fabricante.....	43
Tabela 5. Composição química do metal de adição UNS N06625 na forma de pó.	44
Tabela 6. Composição química do arame-eletrodo de ligas de níquel com 1,12 mm de diâmetro fornecido pelo fabricante.....	44
Tabela 7. Tratamento térmico realizado no aço 8630M.....	46
Tabela 8. Parâmetros para os testes Higuchi e Higuchi modificado.	46
Tabela 9. Fatorial completo dos parâmetros analisados pelos testes Higuchi.....	47
Tabela 10. Tratamento térmico utilizado nas amostras amanteigadas.	51
Tabela 11. Condição de soldagem aplicada nos dois amanteigamentos realizados.	51
Tabela 12. Parâmetros utilizados no enchimento das juntas (OLIVEIRA, 2013).....	53
Tabela 13. Valores de extensão do zona dura (ZD) e zona macia (ZM) para as condições soldadas no Teste Higuchi.	62
Tabela 14. Valores de extensão de reforço (R) e penetração (P) para as condições soldadas no Teste Higuchi.....	64
Tabela 15. Relação de parâmetros adotada como possível condição aprovada.	68
Tabela 16. Valores de carga (F) e de fator de intensidade (k) para os ensaios de fratura realizados. ...	90

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 Objetivo geral.....	16
1.2 Objetivos específicos	16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 Aços baixa liga.....	17
2.1.1 Aços alta resistência baixa liga AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	20
2.2 Ligas de níquel	22
2.2.1 Aumento de resistência por solução sólida.....	23
2.2.2 Precipitação	24
2.2.3 Dispersão de óxidos	26
2.2.4 Ligas Fundidas.....	26
2.3 Princípios de funcionamento do PTA	26
2.3.1 Efeito do bocal constritor.....	29
2.3.2 Gases utilizados.....	30
2.3.3 Influência dos parâmetros de soldagem.....	30
2.4 Técnicas de sobreposição de energia	31
2.4.1 Dupla camada	31
2.4.2 Higuchi e Higuchi modificado	31
2.5 Regiões da soldagem de materiais dissimilares	34
2.6 Mecânica da fratura - Ensaio de CTOD	38
3 MATERIAIS E METODOLOGIA	41
3.1 Equipamentos.....	41
3.1.1 Equipamentos utilizados na soldagem dos Testes Higuchi e do amanteigamento.....	41
3.1.2 Equipamentos utilizados no enchimento da junta	42
3.1.3 Equipamentos para ensaios metalográficos.....	42
3.1.4 Equipamentos para ensaios mecânicos.....	43
3.2 Materiais de consumo	43
3.2.1 Metal de base	43
3.2.2 Metal de adição e gases	43
3.3 Metodologia	44
3.3.1 Etapa 1 – Tratamento térmico do aço AISI 8630M	46
3.3.2 Etapa 2 e 3 – Teste Higuchi e Higuchi modificado e ensaio de confirmação.....	46
3.3.3 Etapa 4 e 5 – Amanteigamento e enchimento das juntas	51
3.3.4 Etapa 6 – Avaliação macroestrutural e microestrutural das juntas soldadas	54

3.3.5 Etapa 7 – Determinação das propriedades mecânicas das juntas soldadas	55
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
4.1 Testes Higuchi e Higuchi modificado.....	58
4.1.1 Análise macrográfica dos cordões soldados.....	58
4.1.2 Análise dos perfis de microdureza	60
4.1.3 Testes Higuchi.....	64
4.1.4 Ensaio de confirmação.....	68
4.2 Juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	71
4.2.1 Macrografia das juntas soldadas.....	71
4.2.1 Micrografia das juntas soldadas.....	73
4.2.2 ZAC nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	75
4.2.3 Caracterização microestrutural da interface dissimilar.....	79
4.2.5 Ensaio de dureza.....	84
4.2.5 Ensaio de microdureza	86
4.2.6 Ensaio de fratura.....	89
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	95
6 CONCLUSÕES.....	97
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	98
REFERÊNCIAS	99
APÊNDICE A – DIAGRAMAS DE DECISÃO CONFECCIONADOS A PARTIR DOS TESTES DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.	102

1 INTRODUÇÃO

A partir dos anos 70, com o aumento do consumo de derivados do petróleo e de gás natural, a demanda na produção de equipamentos destinados a extração, processamento e escoamento destes produtos sofreu um aumento significativo. Atualmente, o petróleo é a principal fonte de energia no mundo e uma importante fonte de matéria-prima para indústrias química e petroquímica, sendo o petróleo e o gás natural correspondentes a 60% da matriz energética mundial, aproximadamente.

A Petrobras se destaca como a maior produtora de petróleo em águas profundas do mundo, sendo cerca de 65 % da área de seus blocos exploratórios *offshore* a mais de 400 m de profundidade. Nos últimos anos, o volume de óleo pesado e viscoso descobertos ultrapassam 15 bilhões de barris, sendo a maior parte desse óleo localizado em lâmina d'água acima de 1.000 m, onde as condições encontradas para extração desse óleo são bastante agressivas, apresentando níveis críticos de tensão e um alto potencial corrosivo.

Em razão dessas dificuldades, a expansão das fronteiras na extração vem exigindo um crescente avanço tecnológico na área, sendo estudado o emprego de novos materiais e processos de fabricação mais complexos, em especial aqueles relacionados à soldagem dos componentes utilizados nessa atividade, o que exige o emprego de tecnologias sofisticadas agregando um elevado custo para a extração do óleo.

Dessa forma, o emprego de aços com mais alta resistência baixa liga (ARBL) passou a ser uma alternativa cada vez mais utilizada em projetos estruturais ou equipamentos submetidos às altas pressões, de forma economicamente viável.

Além do desafio na obtenção de aços com características especiais, essas obtidas a partir de uma perfeita combinação entre o teor dos elementos de liga e teor de carbono, e processamento de fabricação (conformação e tratamento térmico), outro desafio seria assegurar as propriedades da junta soldada quanto à resistência mecânica, tenacidade e dureza.

Nesse sentido, o enchimento de juntas soldadas de ARBL tornou-se um grande desafio, uma vez que estas apresentam regiões muito distintas que não podem ser avaliadas separadamente. Regiões essas como o metal de base, que pode sofrer possíveis tratamentos térmicos devido ao ciclo térmico ao qual é submetido durante os passes, criando-se assim uma região com microestrutura e propriedades mecânicas diferentes do material como recebido e o próprio metal fundido que pode ter sua composição química bastante diferente da do metal base, gerando assim um elevado gradiente químico nessa região e ocasionado uma composição

intermediária entre o metal de base e o metal de adição, conhecida como ZPD (Zona Parcialmente Diluída).

Essas regiões apresentam variações de suas propriedades mecânicas em virtude da presença de fases deletérias, podendo ocasionar aumento de dureza e queda de tenacidade. Estas estruturas frágeis, associadas a tensões internas devido a restrição da junta e a contrações devido a solidificação, podem trincar e ocasionar a fratura da peça, resultando em prejuízos irreparáveis.

Essas juntas serão utilizadas em aplicações submarinas, combinando alta pressão com um meio corrosivo, necessitando dessa forma de proteção catódica. Essas condições exigem um controle rígido das propriedades da junta soldada, como por exemplo, o limite de dureza para evitar a fragilização pelo hidrogênio, uma vez que a proteção catódica libera íons de hidrogênio, que são adsorvidos pela superfície do material tendendo a se concentrar em regiões susceptíveis a falha. Esse hidrogênio gerado pela proteção catódica, associado a algum possível hidrogênio oriundo do processo de soldagem, pode levar o material a um nível crítico de tensões e ocasionar a falha.

Em 2001, ocorreu uma falha no conector da Árvore de Natal Molhada (ANM) e na linha de fluxo localizada no Mar do Norte. Outro acidente mais recente (2005) foi provocado por uma falha envolvendo a soldagem de materiais dissimilares no Golfo do México. As causas principais a que foram atribuídos esses acidentes, que envolve a soldagem de aços alta resistência baixa liga e ligas de níquel, estão relacionadas a fraturas decorrentes da presença de fases de alta dureza, a precipitação de fases secundárias e a fragilização por hidrogênio.

Em virtude das tensões, já citadas, a qual a junta soldada é submetida, a mesma deve passar por um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), chamado de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Este tratamento térmico pós-soldagem deve ter seus parâmetros definidos de forma a assegurar que as propriedades da zona afetada pelo calor (ZAC) e das regiões vizinhas a junta sejam mantidas de acordo com o estabelecido pelas normas que regem a utilização desses materiais na soldagem de juntas dissimilares empregadas no setor petrolífero, uma dessas normas a NACE MR0175, que estabelece o limite de dureza máxima para a junta soldada. No entanto, o TTPS muitas vezes torna-se inviável, seja pela dificuldade associada a realização do tratamento, seja pelo custo agregado ao processo ou ainda pelas propriedades do material que podem ser perdidas, danificando componentes vizinhos a região soldada.

Com o objetivo de evitar a realização de TTPS, alternativas mais atrativas têm sido estudadas. Uma delas a técnica dupla camada, onde através da relação adequada de energia de

soldagem da primeira e segunda camada, procura-se obter a sobreposição de ciclos térmicos. Para selecionar as energias aplicadas nas camadas são realizados os Testes Higuchi e Higuchi modificado.

As ligas de níquel constituem uma das principais classes das superligas, apresentando excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Sua estrutura composta basicamente por austenita é capaz de deformar-se e suportar tensões, além de acomodar em sua matriz relativa quantidade de hidrogênio.

O processo de deposição por plasma com arco transferido, utilizando material de adição na forma de pó (PTA), apresenta uma série de vantagens quando comparado aos demais processos, entre elas vale salientar a sua maior eficiência de fusão, boa homogeneidade, estruturas mais refinadas e a sua maior liberdade na composição química do metal de adição, uma vez que o mesmo está na forma de pó, tornando esse processo bastante atrativo no emprego de técnicas de dupla camada. No entanto, é um processo ainda pouco aplicado, necessitando de estudos para explorar o seu potencial de aplicação no setor de petróleo e gás natural, visando principalmente a manutenção das propriedades da junta soldada e redução dos custos da atividade.

Baseado nas informações anteriormente apresentadas torna-se clara a importância de um estudo sistemático visando o desenvolvimento e otimização de processos de soldagem que visem a união de juntas de ARBL, bem como avaliar a compatibilidade metalúrgica e o desempenho do metal de adição depositado. Neste contexto, o Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) da Universidade Federal do Ceará (UFC) tem se destacado no estudo e desenvolvimento de técnicas e procedimentos para o amanteigamento de juntas em que tais problemáticas estejam inseridas.

Dessa forma encontra-se inserida a Dissertação, que será dividida em dois pilares, o operacional e o metalúrgico. Quanto ao aspecto operacional, busca-se desenvolver parâmetros de soldagem para o processo PTA que garantam uma boa aplicação da técnica dupla camada, de forma a manter as propriedades da junta soldada e eliminar a necessidade de um TTPS. Do ponto de vista metalúrgico, busca-se o entendimento dos fenômenos físico-químicos e metalúrgicos relacionados com a interface formada entre o ARBL e as ligas de níquel, uma vez que tal compreensão é de fundamental importância para a avaliação do desempenho da junta.

1.1 Objetivo geral

Esse trabalho tem como objetivo geral realizar um estudo sistematizado que vise a aplicação do processo de soldagem PTA de forma a produzir o amanteigamento de juntas soldadas de aços alta resistência baixa liga com adição de ligas de níquel, com a finalidade de evitar o tratamento térmico pós soldagem, garantindo a integridade e as propriedades mecânicas adequadas ao setor de petróleo e gás natural.

1.2 Objetivos específicos

Como objetivos específicos deste trabalho, temos:

- determinar os parâmetros operacionais do processo PTA e aplicá-los na técnica dupla camada;
- determinar por meio do Higuchi e Higuchi modificado os níveis de energia a serem aplicados no amanteigamento das juntas;
- realizar caracterização microestrutural da interface dissimilar entre o metal base e o amanteigamento;
- avaliar a tenacidade a fratura da junta soldada com ensaio derivado do CTOD.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços baixa liga

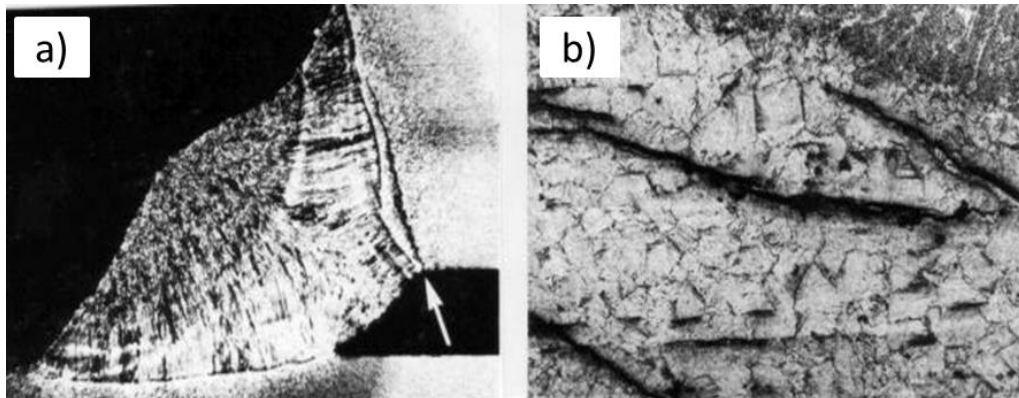
Os aços médio carbono baixa liga são aços estruturais com teor de carbono que geralmente varia entre 0,25 e 0,50 % e que não possuem mais de 5 % de elemento de liga em sua composição (ASM, 1993a).

Com o intuito de se obter resistência e tenacidade, são adicionados a esses aços elementos de liga que propiciam o alcance dessas propriedades através de tratamentos térmicos de têmpera, onde é obtida uma microestrutura martensítica, e de revenimento para alívio de tensões internas geradas na têmpera e ajuste fino de propriedades mecânicas desejadas.

Devido à elevada quantidade de elementos de liga presentes nesses materiais, os mesmos têm alta temperabilidade e, conseqüentemente, baixa soldabilidade, muitas vezes exigindo procedimento de soldagem criteriosos, com tratamentos térmicos posteriores, pré-aquecimento e controle adequando das temperaturas de interpasse.

O principal problema desses aços são as trincas a frio ou fissuração por hidrogênio, tendo sido associado a falha prematura de componentes soldados, ajudando a iniciação de fratura frágil ou por fadiga. Essa falha é muitas vezes citada na literatura técnica com diferentes nomes, como: “delayer cracking” (fissuração retardada), “underbead cracking” (fissuração sob o cordão). São trincas que ocorrem abaixo de 200 °C, mais comumente localizadas próximo a zona afetada pelo calor (ZAC), próximo a linha de fusão. Essas trincas podem ser tanto intergranular quanto transgranular, se nucleando em pontos de altos níveis de tensão.

Figura 1. (a) Aspecto macrográfico de uma trinca por hidrogênio. (b) Aspecto micrográfico de uma trinca por hidrogênio.



Fonte: (MONDENESI, 2011).

Para a ocorrência de trincas a frio há a necessidade da ocorrência de três fatores simultaneamente: presença de hidrogênio na região da solda; formação de microestrutura de elevada dureza, a ponto de ser fragilizada pelo hidrogênio e tensões, seja elas devido a solicitações de trabalho ou até mesmo residuais. Dessa forma, para minimizar as chances de trincas por hidrogênio, deve-se atuar nos fatores acima.

As tensões podem ser tanto externas, quanto serem oriundas de contrações térmicas durante o aquecimento e o resfriamento na soldagem, são as tensões residuais.

O hidrogênio que vem a tornar crítico as tensões na peça pode advir de diferentes maneiras. O hidrogênio difusível (H^+) é oriundo de moléculas dissociadas de gás hidrogênio (H_2) introduzidas na região de soldagem a partir do ar atmosférico ou demais fontes de contaminação tais como fluxos de soldagem mal acondicionados, hidrocarbonetos (óleos graxas e similares), fluxos celulósicos. Como a solubilidade gasosa do aço no estado líquido é elevada, o hidrogênio absorvida na poça de fusão durante a soldagem, fica retido no material após o processo de solidificação. Um mecanismo que explica essa relação do hidrogênio com tensões responsáveis pela propagação de trincas, indica que esses íons difundem para descontinuidades presentes no material, onde se combinam para a formação da molécula de hidrogênio. Essa molécula perde então sua difusibilidade ficando assim aprisionadas, elevando assim as tensões no material a um estado crítico provocando o início da trinca (MISHLER, 1976).

No caso de juntas submarinas os íons de H^+ adsorvidos são oriundos de eletrólise da água em função do potencial gerado pela proteção catódica presente na estrutura. Dessa forma, os mesmos se difundem pelo metal, ficando retido sem regiões de boa solubilidade e menor difusibilidade, muitas vezes regiões austeníticas com intensa precipitação de carbonetos.

Uma microestrutura de elevada dureza na região soldada reduz a capacidade do material em acomodar tensões. Por exemplo, a martensita, que é uma microestrutura de baixa tenacidade e mais suscetível a trincas por hidrogênio, sendo formada muitas vezes, oriunda de resfriamento rápido em aços com teor de carbono acima de 0,3%, a partir da estrutura austenítica, é uma estrutura típica de aços temperados e tem como propriedade a elevada dureza e fragilidade.

Tendo em vista a formação de microestruturas duras, particularmente a martensita, uma das formas de se avaliar susceptibilidade do material a fissuração pelo hidrogênio é com base no efeito dos elementos de liga, na sua temperabilidade, determinada pelo seu carbono-equivalente. Uma das formulas mais utilizadas é a desenvolvida pelo Instituto Internacionla de Soldagem (IIW), onde observa-se que a influência relativa desses elementos é colocada em

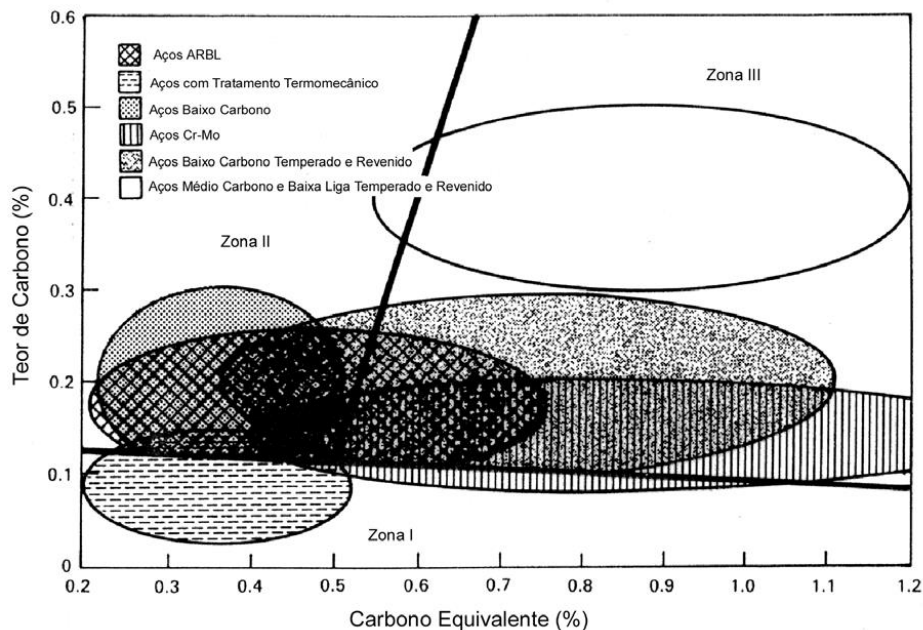
termos de percentual carbono, onde quanto maior o valor do carbono-equivalente (CE) de um aço, maior a sua sensibilidade à fissuração.

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

Um critério simples, baseado nesta fórmula, considera que caso o $CE < 0,4$ o aço tem uma tendência menor a fissuração e, se caso $CE > 0,6$, o material é fortemente a sensível, necessitando de técnicas de soldagem que venham a minimizar os efeitos da microestrutura, tais como, dupla-camada que será explanada posteriormente e a aplicação de pré-aquecimento.

Outra forma de avaliar a soldabilidade dos aços é com a relação entre o seu teor de carbono e o seu carbono equivalente por meio do diagrama de Graville. Com a relação desses parâmetros é possível identificar em qual zona o material se enquadra de acordo com a sua susceptibilidade a fissuração por hidrogênio.

Figura 2. Diagrama de Graville.



Fonte: (AZEVEDO, 2002).

Pode ser observada na Figura 2 que na Zona I encontram-se aços com baixo teor de carbono, inferior a 0,1%, estes não possuem restrição quanto ao seu CE, sua dureza não é alta e o risco a ocorrência de trincas é considerado improvável, aceitando a presença de uma certa porcentagem de hidrogênio no cordão de solda.

Os aços baixa liga se encontram na Zona II, com um percentual de carbono superior a 0,1%, estes aços irão requerer cuidados quanto a sua temperatura de pré-aquecimento, bem como, de tratamentos térmicos pós-soldagem apropriados, afim de diminuir a velocidade de resfriamento e evitar a formação de fases duras.

Na Zona III estão os aços mais problemáticos para a realização de soldagem, possuindo uma alta tendência ao aparecimento de tricas a frio.

2.1.1 Aços alta resistência baixa liga AISI 8630M e ASTM A182 F22

Os aços alta resistência baixa liga (ARBL) conhecidos como High-Strength Low-Alloy (HSLA) são assim denominados devido ao seu elevado limite de resistência combinada com a tenacidade. Esses aços foram desenvolvidos no final dos anos 60 como produtos planos para área de petróleo.

Os aços AISI 8630 modificado (8630M) é um aço baixa liga que possui como elementos principais em maior quantidade níquel-cromo-molibdênio, quando comparado ao AISI 8630 comum.

Na Tabela 1 são apresentadas as composições químicas dos aços AISI 8630 e do AISI 8630M. O titânio, o nióbio e o vanádio são elementos de liga considerados fortes formadores de precipitado na forma de carbonetos e nitretos, são partículas estáveis que inibem o movimento dos contornos de grãos durante o tratamento térmico, caso precipitem nos contornos da matriz, dificultando o crescimento de grãos e gerando um maior refino da microestrutura e possibilitando uma relação entre a resistência mecânica e tenacidade.

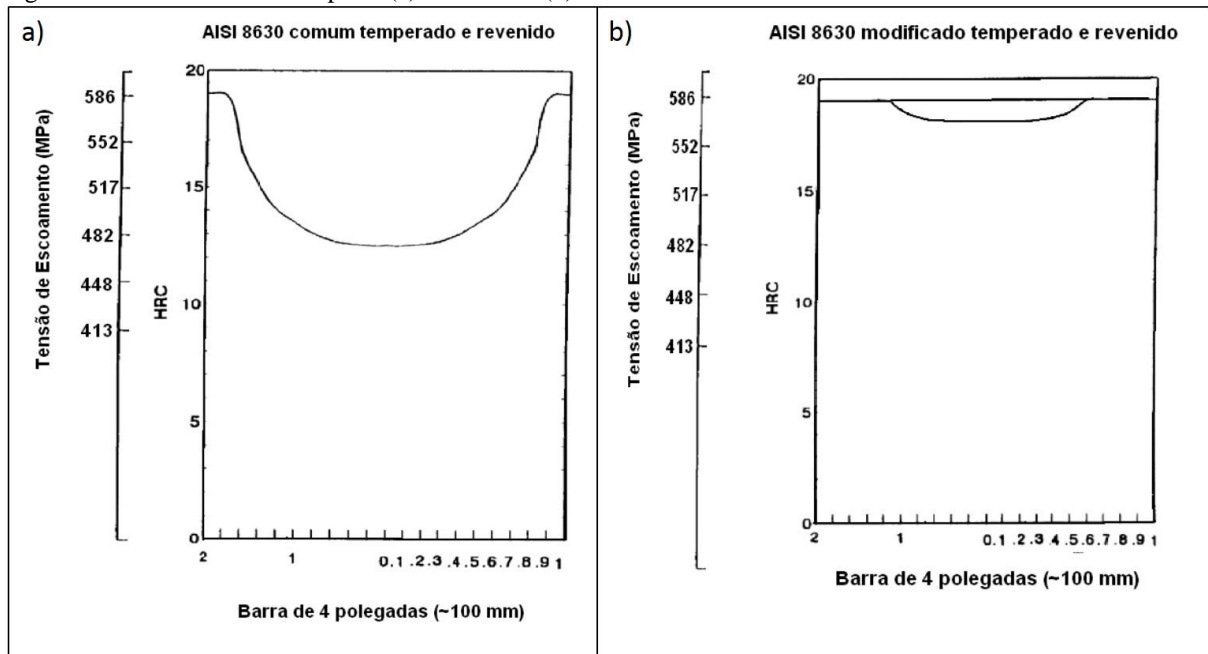
Tabela 1. Comparação entre a composição química do AISI 8630 e AISI 8630M.

Composição Química		
	AISI 8630	AISI 8630M
%C	0,280 – 0,330	0,280 – 0,430
%Mn	0,700 – 0,900	0,750 – 0,950
%Si	0,150 – 0,300	0,150 – 0,350
%Ni	0,400 – 0,700	0,700 – 0,900
%Cr	0,400 – 0,600	0,800 – 1,000
%Mo	0,150 – 0,250	0,35 – 0,450
%P	0,035 máx	0,025 máx
%S	0,040 máx	0,025 máx
%Nb	-	0,005 máx
%V	-	0,005 máx
%Ti	-	0,005 máx

Fonte: (CANTARIN, 2011).

Na Figura 3 são apresentados os resultados observados para a variação de temperabilidade obtidos para um aço AISI 8630 comum e em modificado em uma barra de 4,8 polegadas. É visível na Figura 3 (a) a perda significativa do limite de escoamento e da dureza para o aço AISI 8630 comum na condição temperado e revenido para aplicações segundo a NACE MR 0175. O mesmo tratamento térmico foi realizado para o aço AISI 8630M, onde o mesmo apresentou uma redução mínima de dureza e limite de escoamento em relação a profundidade da barra. Tais perdas de propriedade se devem à substituição de martensita por ferrita a medida que a análise se aproxima do centro da barra, devido as menores velocidade de resfriamento no centro da peça (CANTARIN, 2011).

Figura 3. Profundidade da têmpera: (a) AISI 8630 (b) AISI 8630M.



Fonte: (CANTARIN, 2011).

O aço ASTM A182 F22 é um aço baixo carbono baixa liga do tipo 2,25Cr-1Mo desenvolvidos para aplicações em altas temperaturas devido a sua estabilidade propiciada pelos carbonetos estáveis presentes nos seus contorno de grão (OLIVEIRA, 2013).

A Tabela 2 apresenta os parâmetros de tratamento térmico exigidos pela ASTM 182 para o aço F22, onde para a condição recozida é esperado um limite de escoamento de no mínimo 205 MPa, um limite de resistência de 415 MPa e uma dureza de no máximo 170 HB. Na condição normalizado e revenido são esperados os valores de 310 MPa, 515 MPa e uma faixa de dureza de 156 à 256 HB.

Tabela 2. Parâmetros de tratamento exigidos para o aço ASTM A182 F22.

ASTM A182 F22	Grau 1	Grau 3
Tratamento	Recozimento	Normalização e revenimento
Austenitização (°C)	900 min	900 min
Resfriamento	forno	Ar
Revenimento (°C)	-	675

Fonte: (ASTM, 2005).

2.2 Ligas de níquel

Na engenharia existe uma classe especial de materiais que é classificada como superligas. SIMS (1987) define as superligas como “Ligas desenvolvidas para aplicações em altas temperaturas, geralmente baseadas em elementos do grupo VIIIA, na qual tensionamentos mecânicos relativamente severos são encontrados, e no qual alta estabilidade superficial é frequentemente requerida. Essas superligas são classificadas em três classes: superligas a base de níquel, as quais são o enfoque deste trabalho; superligas a base de cobalto e superligas a base de ferro.

As ligas de níquel começaram a ser desenvolvidas nos Estados Unidos, nos anos 30. Inicialmente foram aplicadas em turbinas a gás, plantas de conversão de carvão, equipamentos para processos químicos e equipamentos onde se exigia resistência ao calor e a oxidação. Em seguida, foram bastante utilizadas em turbinas de aviões a jato, os quais passaram a se desenvolver após a utilização destas ligas (COUTINHO, 1992).

Essas ligas oferecem uma boa resistência mecânica e a oxidação e corrosão. Algumas dessas ligas podem operar na temperatura de 85% do seu ponto de fusão por até 100.000 h (ASM, 1993a).

O níquel na sua forma pura apresenta uma densidade de 8,9 g/cm³ e ponto de fusão de 1455 °C. Dentre as ligas de níquel existentes as densidades variam entre 7,79 e 9,32 g/cm³. A condutividade térmica do níquel é de aproximadamente 0,089 (W/mm²)/(°C/mm) e em suas ligas é inferior de 10 %, devido a adição de elementos em altos teores (ASM, 1990). A Tabela 3 lista algumas das propriedades do níquel.

Tabela 3. Propriedades físicas e mecânicas do níquel.

Propriedade	Níquel
Densidade (g/cm ³)	8,89
Ponto de fusão (°C)	1.453
Coef. De expansão térmica (m/(m.°C))	13,3 x 10 ⁻⁶
Condutividade térmica (25°C) (W/m*K)	92
Resistividade elétrica (Ωm)	9,7 x 10 ⁻⁸
Módulo de elasticidade (kPa)	204 x10
Limite de resistência (MPa)	462
Limite de escoamento, 0,2% (MPa)	148
Alongamento em 51 mm (%)	47

Fonte: (ASM, 1990).

Como principal característica das ligas níquel, temos a sua matriz gama (γ) constituída pela estrutura cristalina altamente estável CFC que é capaz de absorver cerca de uma dúzia de elementos, e que é responsável pela sua versatilidade na elaboração de ligas.

As ligas de níquel podem ser classificadas segundo o seu mecanismo de aumento de resistência em quatro grupos (AWS, 1996):

- ligas com aumento de resistência por solução sólida;
- ligas endurecíveis por precipitação;
- ligas com aumento de resistência por dispersão de óxido;
- ligas fundidas.

2.2.1 Aumento de resistência por solução sólida

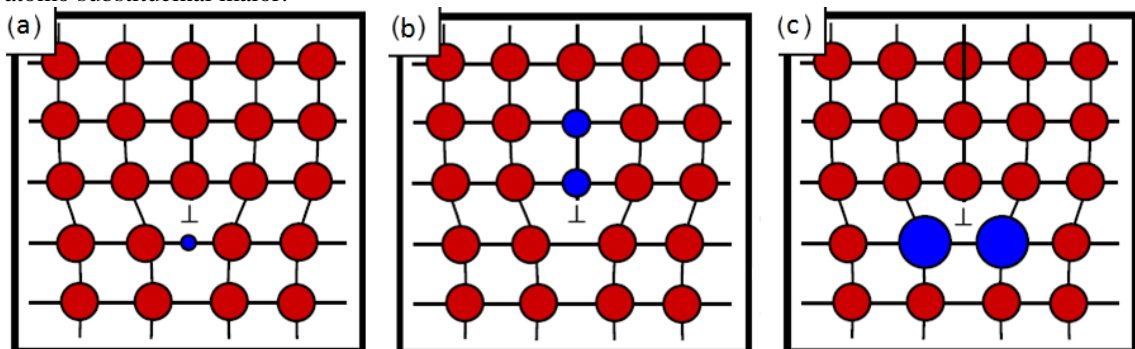
As ligas de níquel apresentam diversos recursos metalúrgicos para atingir uma elevada resistência mecânica. Entre esses princípios existe o aumento de resistência por solução sólida que está intimamente relacionado com a formação de uma solução sólida substitucional, onde haja átomos de soluto (menor quantidade) e átomos de solvente (maior quantidade), que apresentem entre outras características uma compatibilidade entre raios atômicos e estruturas eletrônicas, sendo ambos capazes de formar estruturas cristalinas próprias e com os mesmos números de coordenação (GRAF, 2004).

Essa característica faz com que ao adicionar soluto ao solvente, haja a substituição de átomos de solvente por átomos de soluto. A capacidade de solubilidade do soluto vai

dependem de qual elemento está sendo adicionado ao solvente. Para estudar a influência de cada elemento nos mecanismos de endurecimento, tem sido feito estudos com uma série de ligas binárias de Ni (SILVA, 2010).

Esse aumento da resistência mecânica com a adição de soluto ao solvente (Ni) se deve pelo fato dos elementos adicionados se concentrarem em torno das discordâncias. Os átomos intersticiais se alojam nos espaços vazios existentes no campo de tração das discordâncias (Figura 4a), enquanto os átomos substitucionais se localizam próximo ao centro das discordâncias, de tal forma a diminuir as distorções na rede cristalina. No caso de um soluto menor que o solvente (Figura 4b), os mesmos se localizam no campo de compressão das discordâncias, enquanto que um soluto maior que o solvente (Figura 4c) se localiza no campo de tração das discordâncias.

Figura 4. Localização dos átomos em torno das discordâncias: (a) átomo intersticial; (b) átomo substitucional menor; (c) átomo substitucional maior.



Fonte: (SILVA, 2010).

Os principais elementos que atuam no mecanismo de aumento de resistência por solução sólida são: o titânio, o tungstênio, o molibdênio, o cromo, o ferro, o cobre e o cobalto, sendo os três primeiros mais influentes.

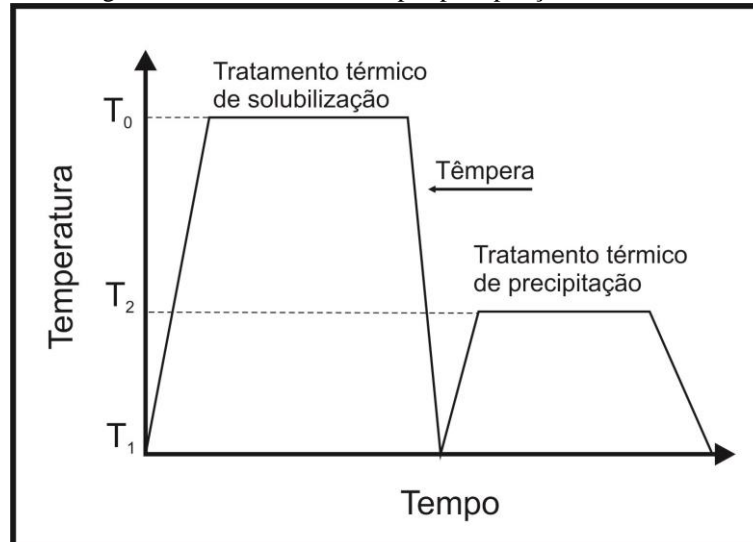
2.2.2 Precipitação

Outro mecanismo de endurecimento é a precipitação, onde com a diminuição da temperatura a solubilidade também é diminuída, tornando a solução sólida supersaturada. Assim, átomos de soluto irão precipitar com a diminuição da temperatura, dando origem a uma nova fase. Com isso, o aumento da resistência é atribuído ao bloqueio das discordâncias pelas fases precipitadas na matriz γ .

O tratamento térmico de endurecimento por precipitação está representado na Figura 5. Consiste de uma etapa de solubilização, seguida por uma fase de precipitação. Quando a liga se encontra na temperatura T_0 ela se encontra em um campo monofásico α , como mostra

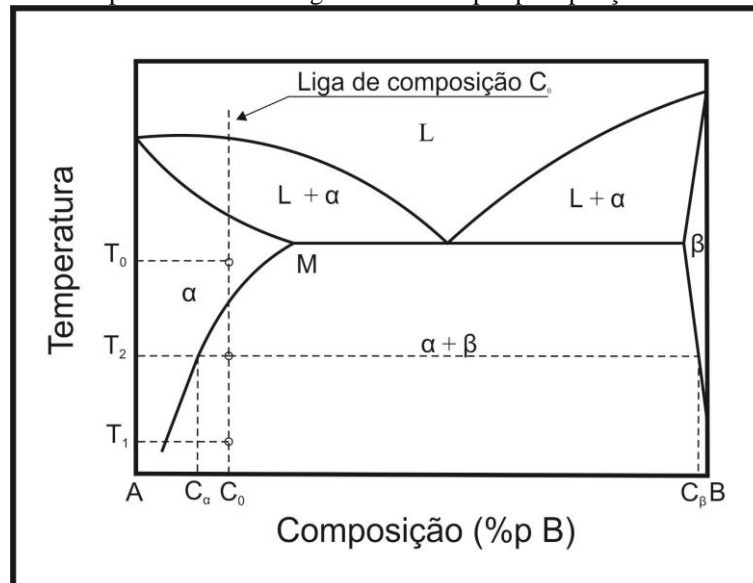
a Figura 6. A temperatura de precipitação T_2 é onde se consegue a maior resistência. Esse efeito também é chamado de envelhecimento por precipitação.

Figura 5. Tratamento térmico genérico de endurecimento por precipitação.



Fonte: (AGUIAR, 2010).

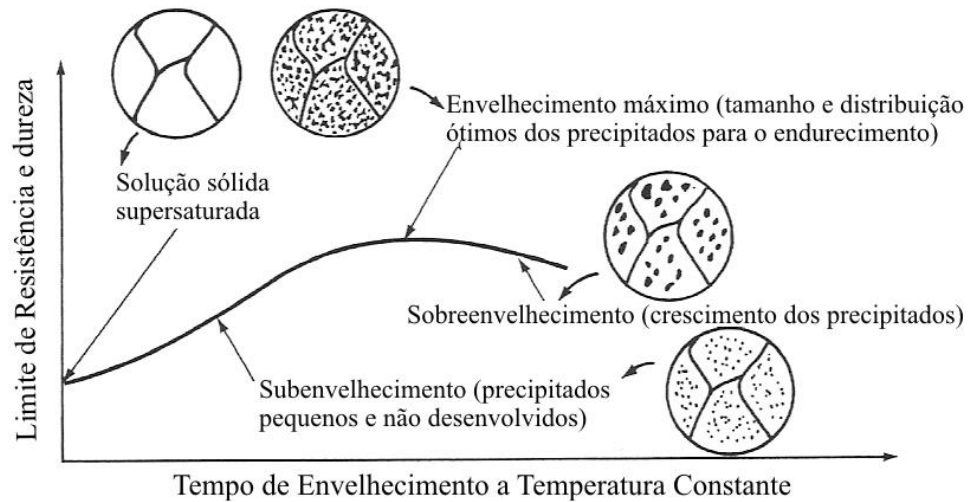
Figura 6. Diagrama de fases hipotéticas de uma liga endurecível por precipitação.



Fonte: (AGUIAR,2010).

Observa-se que a liga obtém máximo limite de resistência e dureza quando os precipitados atingem um tamanho e uma distribuição adequada, que ocorre quando os precipitados são coerentes a matriz e estão proporcionando um bom bloqueio das discordâncias. Se o tratamento continuar por mais tempo esses precipitados crescem e o limite de resistência e dureza tendem a diminuir (SMITH, 1998).

Figura 7. Tempo ótimo de tratamento de envelhecimento.



Fonte: (SMITH, 1998).

2.2.3 Dispersão de óxidos

O mecanismo de aumento de resistência por dispersão de óxidos é semelhante ao de precipitação da fase γ' . Essas ligas são compostas por uma matriz γ com precipitados de fase γ' combinada com partículas muito finas de óxido dispersas na matriz γ e na fase γ' . Essa dispersão de óxido causa uma melhora nas propriedades de resistência à fluência em altas temperaturas. Geralmente, os agentes “endurecedores” são partículas de óxido de yttrium (Y_2O_3) e óxido de titânio (Ti_2O_3).

2.2.4 Ligas Fundidas

Este último mecanismo de aumento de resistência é destinado a aplicações de fundição e podem ter sua resistência aumentada por solução sólida ou por precipitação.

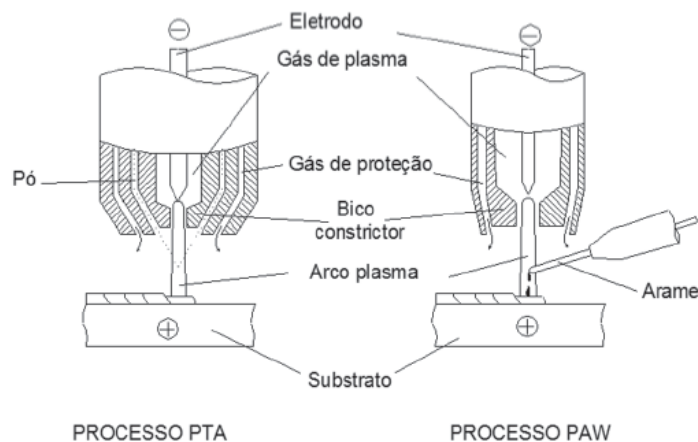
2.3 Princípios de funcionamento do PTA

O processo PTA (Plasma Transferred Arc) pode ser considerado uma derivação do processo PWA (Plasma Arc Welding). O processo de soldagem plasma de arco transferido utiliza metal de adição na forma de arame e é chamado de PAW, quando utilizando o metal de adição na forma de pó, sua nomenclatura mais disseminada no Brasil é PTA-P. Inicialmente essa tecnologia foi desenvolvida para a fabricação de revestimentos de qualidade elevada em componentes utilizados na indústria nuclear.

O processo de soldagem plasma pode ser considerado como uma variação do processo TIG. A diferença principal do processo plasma está na utilização de um bocal constritor que limita o diâmetro do arco elétrico e aumenta a sua densidade de energia. Além disso, no processo plasma são utilizados dois gases, iguais ou diferentes. O primeiro, geralmente o argônio é chamado de “gás de plasma”, circunda o eletrodo e sai por um orifício constritor na forma de um gás plasma. O segundo serve para proteção e passa por um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor, sendo esse gás inerte ou uma mistura de gases.

A Figura 8 auxiliará a explicação da similaridade entre o processo PTA e PWA. Ambos utilizam eletrodo de tungstênio não consumível, localizado no interior da tocha de soldagem, um bico constritor, gás de proteção para a poça fundida e o gás plasma, que será responsável pela passagem de corrente elétrica entre o eletrodo e a peça. A diferença básica entre esses processos está na forma do metal adicionado, que no caso do PTA, o mesmo é na forma de pó, como mencionado anteriormente, o qual requer um gás para o seu transporte até o arco (gás de arraste) (DÍAZ, 2010).

Figura 8. Comparação entre os processos PTA e PAW.



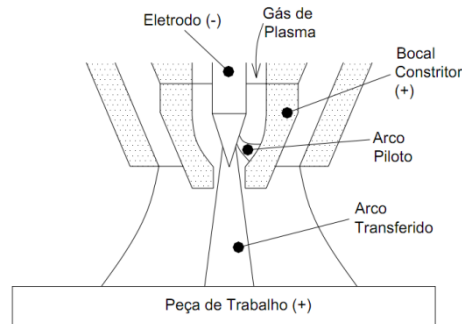
Fonte: (DÍAZ, 2010).

Na soldagem plasma o eletrodo de tungstênio encontra-se no interior do bocal constritor, a abertura do arco elétrico por contato como ocorre no TIG torna-se impossibilitada. Dessa forma, é necessária a utilização de um ignitor de alta frequência denominado modulo plasma, que irá gerar picos de alta tensão entre o eletrodo e o bocal constritor, propiciando o calor que possibilita a abertura de um arco de baixa intensidade entre o eletrodo e o bocal constritor, denominado arco piloto (não transferido). Esse arco irá gerar as condições necessárias para criar um condutor elétrico entre o substrato e eletrodo de tungstênio. Devido aos baixos valores de corrente no arco piloto o mesmo não pode ser utilizado para promover a fusão do material, que acontece quando a fonte de energia é acionada, gerando altos valores de

corrente e mais energia é liberada ao gás, promovendo o fluxo de plasma de alta energia. Esse arco capaz de fundir o material é chamado de arco transferido.

O processo pode utilizar corrente contínua constante ou a corrente contínua pulsada. A principal vantagem na utilização da corrente contínua pulsada está em um maior controle da poça de fusão.

Figura 9. Representação do arco piloto e do arco transferido.

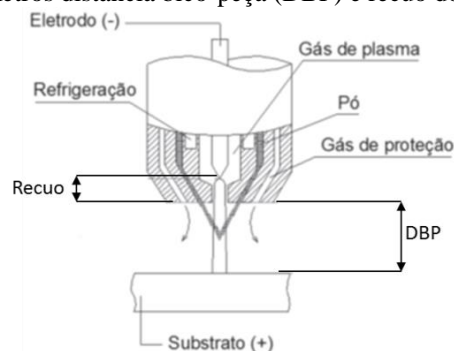


Fonte: (OLIVEIRA, 2001).

De uma forma geral, os principais parâmetros do processo PTA são: corrente de soldagem, velocidade de soldagem (V_s), taxa de vazão de pó, vazão de gás (gás de proteção, gás plasma e gás de arraste), distância bico-peça (DBP) e recuo do eletrodo. Sendo os dois últimos apresentados na Figura 10, onde o recuo do eletrodo é a distância entre o bico constritor e o eletrodo.

O recuo do eletrodo influencia de forma significativa as características do arco, definindo seu grau de constrição e a rigidez do jato plasma.

Figura 10. Representação dos parâmetros distância bico-peça (DBP) e recuo do eletrodo.

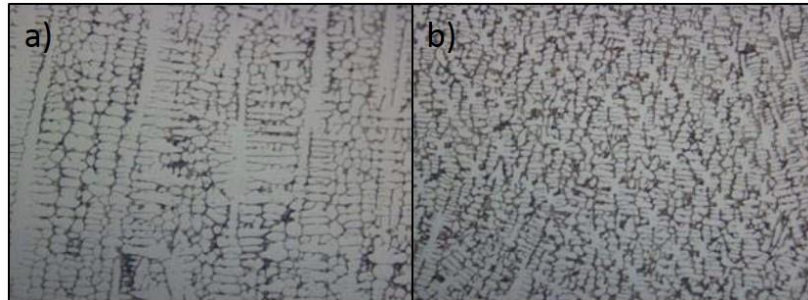


Fonte: (DÍAZ, 2010).

Entre as vantagens do processo PTA estão: a estabilidade do arco, mesmo para correntes baixas; coluna do arco rígida e de reduzido diâmetro, dando ao processo uma melhor eficiência de fusão, quando comparado ao TIG, por exemplo; baixas distorções; menor zona afetada pelo calor; estrutura mais refinada, quando comparada com a microestrutura obtida com processos como MIG, TIG e PAW com alimentação com arame. Figura 11 utilizado as mesmas

condições de soldagem; comprimento do arco exerce pequeno efeito sobre a tensão. O processo PTA produz uma diluição de 5%, que é muito inferior aos valores de 20 à 25% obtidos com processos MIG e TIG. Outra característica é que este processo é considerado livre de escória e/ou respingos. Além disto, é menos influenciado por campos magnéticos e correntes de ar do meio externo que podem eventualmente ocasionar porosidade no material depositado.

Figura 11. Microestruturas de depósitos realizados com: (a) PAW com adição de metal na forma de arame; (b) PTA.



Fonte: (DÍAZ, 2005).

O processo PTA permite hoje a deposição de algumas ligas metálicas, no entanto pode em um futuro próximo, aumentar essa gama de metais devido a sua capacidade de misturar as ligas e alterar a composição química do metal de adição, uma vez que pelo mesmo ser na forma de pó não ficaria restrito a disponibilidade de arames comerciais.

2.3.1 Efeito do bocal constritor

Como citado anteriormente, a principal diferença entre o processo TIG e o PAW é a utilização de um bocal constritor que irá limitar o diâmetro do arco elétrico. O bocal constritor influencia para que a seção transversal do arco não sofra uma variação muito grande ao longo da sua extensão, mesmo com variações na distância tocha-peça (OLIVEIRA, 2001).

Dentre as vantagens associadas a essa constrição do arco, podemos citar:

- Mesmo com correntes baixas, o arco é estável.
- A coluna do arco é rígida e de reduzido diâmetro, produzindo uma poça de fusão de tamanho reduzido e estreita ZAC.
- Menor tendência a distorções.
- A velocidade de soldagem pode ser mais elevada que no processo TIG.
- Comprimento do arco exerce pequeno efeito sobre a tensão.

2.3.2 Gases utilizados

Três fluxos de gases são utilizados no processo PTA. São utilizados o gás plasma, que passa através do orifício do bico constritor onde o eletrodo é fixado concentricamente, sendo utilizado um gás inerte. O gás de proteção, passa por um bocal externo concêntrico ao bico constritor, sendo responsável pela proteção do cordão soldado contra a contaminação pelo ar atmosférico, podendo esse ser inerte ou ativo. O gás de arraste ou de transporte, que tem a função de deslocar o metal consumível na forma de pó até o bico constritor. Geralmente é utilizado o gás argônio para realizar essas funções.

2.3.3 Influência dos parâmetros de soldagem

O recuo do eletrodo atua sobre o grau de constrição do arco, influenciando, portanto, a rigidez do arco e a penetração do cordão de solda. Os valores máximo e mínimo para ajuste de recuo do eletrodo variam conforme o modelo da tocha de soldagem.

À medida que se reduz o recuo de eletrodo, a largura do cordão aumento e a penetração do cordão de solda diminui. Essas variação nas características geométricas do cordão de solda se deve a redução do efeito de constrição, aumentando a área de incidência do arco sobre o substrato (DÍAZ, 2009).

Outro parâmetro que influencia a qualidade do revestimento é o diâmetro do orifício do bico constritor. No bico constritor, que é de cobre, o eletrodo fica confinado e possui um orifício central por onde o arco e o gás plasma passam. Uma vazão de gás plasma deficiente afeta a vida do bico constritor acelerando o seu desgaste. Além disso, a corrente de soldagem fica mais reduzida a medida quem que são utilizados menores diâmetros de orifício constritores, devido ao aumento da temperatura do arco (DÍAZ, 2009).

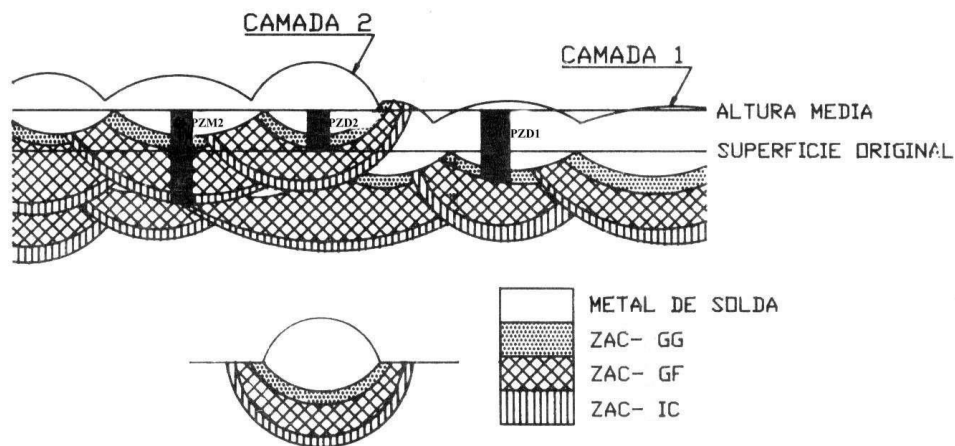
O grau de influência da distância bico-peça (DBP) irá depender muito do recuo de eletrodo em relação ao bico constritor e do diâmetro do orifício constritor. Da mesma maneira como ocorre para o TIG, quanto maior a DBP, menor a penetração e maior a largura do cordão de solda devido ao aumento da área de incidência do arco sobre o substrato. A medida que se aumenta a DBP o grau de diluição diminui (DÍAZ, 2009).

2.4 Técnicas de sobreposição de energia

2.4.1 Dupla camada

A técnica dupla camada consiste em promover uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos, sem necessidade de remoção de metade da primeira camada, de forma que a segunda camada promova o refino e o revenimento da ZAC de granulação grosseira (ZAC_GG) da primeira camada. Tal efeito pode ser visualizado na Figura 12 (NIÑO, BUCHINELI, 1995).

Figura 12. Sub-regiões da ZAC em uma soldagem multipasse (AGUIAR, 2001).



Fonte: (AGUIAR, 2001).

A técnica visa evitar TTPS, de forma que a relação de energia aplicada entre a primeira e a segunda camada, promova o revenimento de regiões duras e, quando possível, reduza as tensões residuais e evite o crescimento de grãos excessivo na ZAC. A seleção das relações de energia, que promovam os benefícios apresentados, entre a primeira e a segunda camada podem ser encontradas pelo Teste Higuchi e Higuchi modificado.

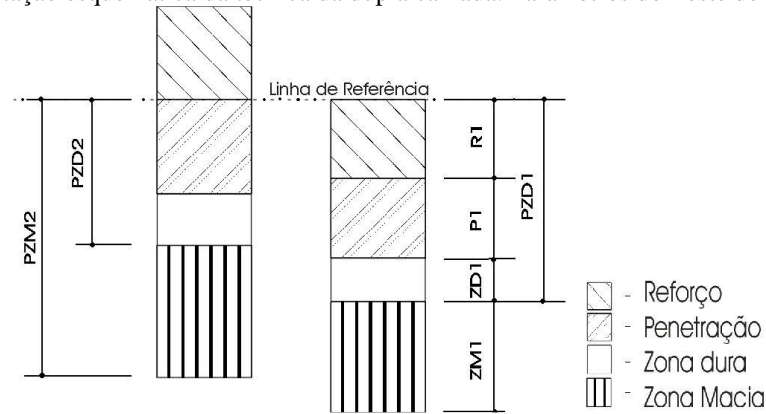
2.4.2 Higuchi e Higuchi modificado

O Teste Higuchi visa definir as melhores relações entre as energias da primeira e segunda camada, de tal forma que a região da ZAC_GG da primeira camada seja refinada e revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada, com o objetivo de se obterem resultados satisfatórios quanto a dureza, tenacidade e tensões residuais.

Consiste na realização de soldagem em simples deposição na posição plana de diferentes níveis de energia. Após a realização da soldagem os corpos de prova são preparados para caracterização geométrica e metalúrgica.

Para realização do Teste Higuchi são obtidos os perfis de microdureza na seção transversal da amostra, garantindo o valor de dureza máximo e relacionando-o com as energias de soldagem de acordo com a Figura 13 e as equações 2 e 3.

Figura 13. Representação esquemática da técnica da dupla camada. Parâmetros do Teste de Higuchi.



Fonte: (RELATÓRIO TÉCNICO, 2008).

$$PZM_2 > PZD_1$$

Equação 2

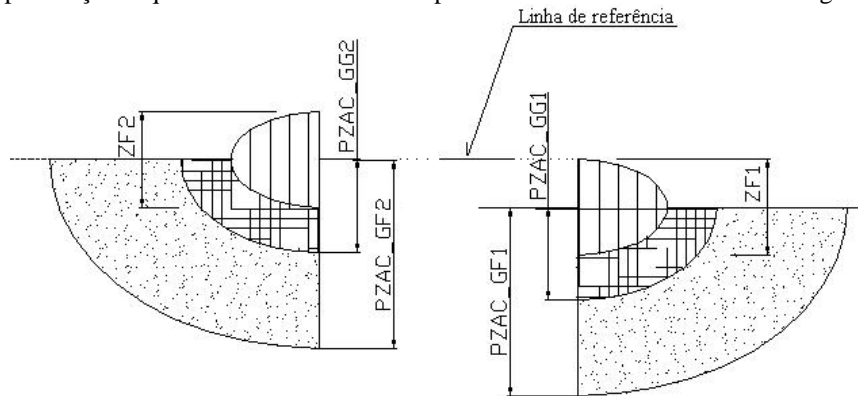
$$PZD_2 < R_1 + P_1$$

Equação 3

Onde, PZM_2 é a profundidade da zona macia do segundo camada, PZD_1 é a profundidade da zona dura da primeira camada, PZD_2 é a profundidade da zona dura da segunda camada, R_1 é a extensão do reforço da primeira camada e P_1 é a extensão da penetração da primeira camada.

O teste Higuchi modificado difere do convencional simplesmente pelo critério estabelecido. No teste Higuchi convencional é utilizado como critério às extensões das zonas duras e macias da ZAC, ou seja, um critério com base na dureza, no teste de Higuchi modificado se utiliza o critério baseado nas extensões das regiões microestruturais da solda, ou seja, um critério com base na microestrutura, como apresentado na Figura 14 e com as equações 4 e 5.

Figura 14. Representação esquemática da técnica da dupla camada. Parâmetros do Teste Higuchi modificado.



Fonte: (RELATÓRIO TÉCNICO, 2008).

$$PZACGF_2 > PZACGG_1$$

Equação 4

$$PZACGG_2 < ZF_1$$

Equação 5

Onde, $PZACGF_2$ é a profundidade da ZAC de granulação fina (ZAC_GF) da segunda camada, $PZACGG_1$ é a profundidade da ZAC_GG da primeira camada, $PZACGG_2$ é a profundidade da ZAC_GG da segunda camada e ZF_1 é a extensão da zona fundida da primeira camada.

Sendo alcançados os critérios estabelecidos pelos testes (Equações 2, 3, 4 e 5) e baseado nos perfis de microdureza e na análise microestrutural serão traçados os diagramas de decisão. Por meio das análises dos diagramas consegue-se estimar as relações de energia de primeira e segunda camada, através de um parâmetro denominado Afastamento (A_i , A_{ii} , A_{iii} e A_{iv}), conforme apresentado nas Equações 6, 7, 8 e 9.

$$A_i = PZM_2 - PZD_1 > 0$$

Equação 6

$$A_{ii} = R_1 + P_1 - PZD_2 > 0$$

Equação 7

$$A_{iii} = PZACGF_2 - PZACGG_1 > 0$$

Equação 8

$$A_{iv} = ZF_1 - PZACGG_2 > 0$$

Equação 9

Dessa forma, os diagramas apresentarão Afastamentos (Equação 6, 7, 8 e 9) positivos e negativos, onde Afastamentos positivos indicam aceitação do critério e os Afastamentos negativos indicam rejeição do critério. O atendimento do critério A_i (Equação 6) garante que o calor que alcança uma determinada profundidade definida por PZM_2 promoverá o revenimento da zona dura da primeira camada, enquanto que o critério A_{ii} (Equação 7)

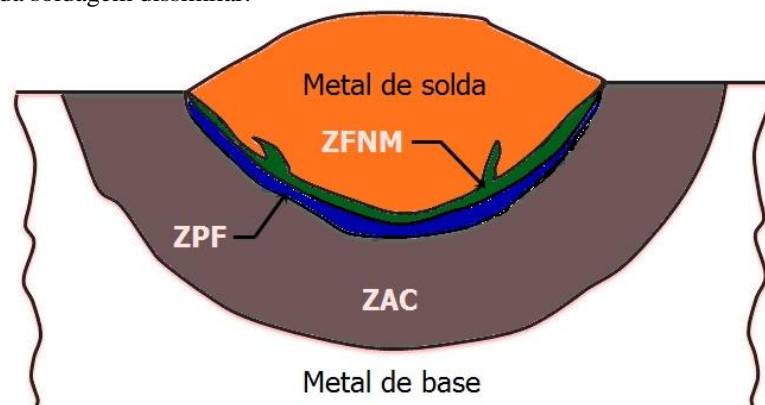
garante que a zona dura da primeira camada não será retemperada, sendo a zona fundida da primeira camada austenitizada.

Acredita-se que com esse procedimento é possível garantir as melhores propriedades mecânicas na zona afetada pelo calor, quando comparados com os enchimentos tradicionais sem aplicação da técnica dupla camada.

2.5 Regiões da soldagem de materiais dissimilares

Durante uma soldagem dissimilar entre os aços baixa liga com ligas de níquel é possível observar a formação de regiões com características específicas. Essas regiões podem ser divididas em Zona fundida, Zona Afetada pelo Calor e Metal Base. A Zona Fundida é formada pelo Metal de Solda e Zona Fundida não Misturada. A Zona Afetada pelo Calor é composta pela Zona Parcialmente Fundida e as subdivisões da ZAC. A Figura 15 representa essas regiões.

Figura 15. Regiões da soldagem dissimilar.



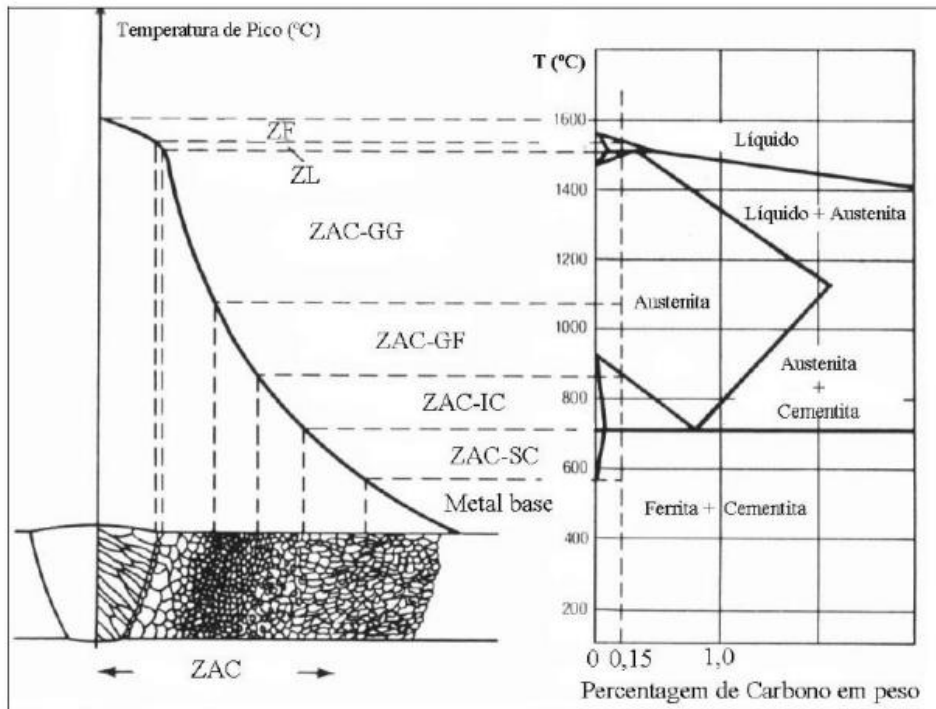
Adaptado: (BAESLACK, 1979)

A zona afetada pelo calor (ZAC) corresponde a região do metal base que sofreu alterações microestruturais causadas pelo calor dos ciclos térmicos da soldagem. A mesma é subdividida em ZAC grão grosso (ZAC-GG), ZAC grão fino (ZAC-GF), ZAC intercrítica (ZAC-IC) e ZAC subcrítica (ZAC-SC) (ASM, 1992). A composição química da ZAC permanece inalterada por uma larga faixa onde o pico de temperatura não atingiu o ponto de fusão do metal base, todavia, ocorrem mudanças consideráveis na microestrutura durante a soldagem devido ao ciclo térmico sofrido pelo material.

O metal vizinho à zona fundida é aquecido dentro do campo austenítico, dissolvendo os precipitados formados anteriormente. Desta forma, o papel de evitar o crescimento do grão da austenita em temperaturas elevadas (efeito cinturão), exercidos por eles,

deixa de existir e a austenita apresenta um crescimento substancial do grão, produzindo a ZAC-GGC. O tamanho médio do grão austenítico, que é função do pico de temperatura atingido, decresce com o aumento da distância da zona fundida. A Figura 16, mostra a relação entre as temperaturas atingidas pelo material soldado e as microestruturas produzidas para um aço-carbono com 0,15 % C.

Figura 16. Regiões da ZAC correlacionada com o seu respectivo ciclo térmico.



Fonte: (ASM,1992).

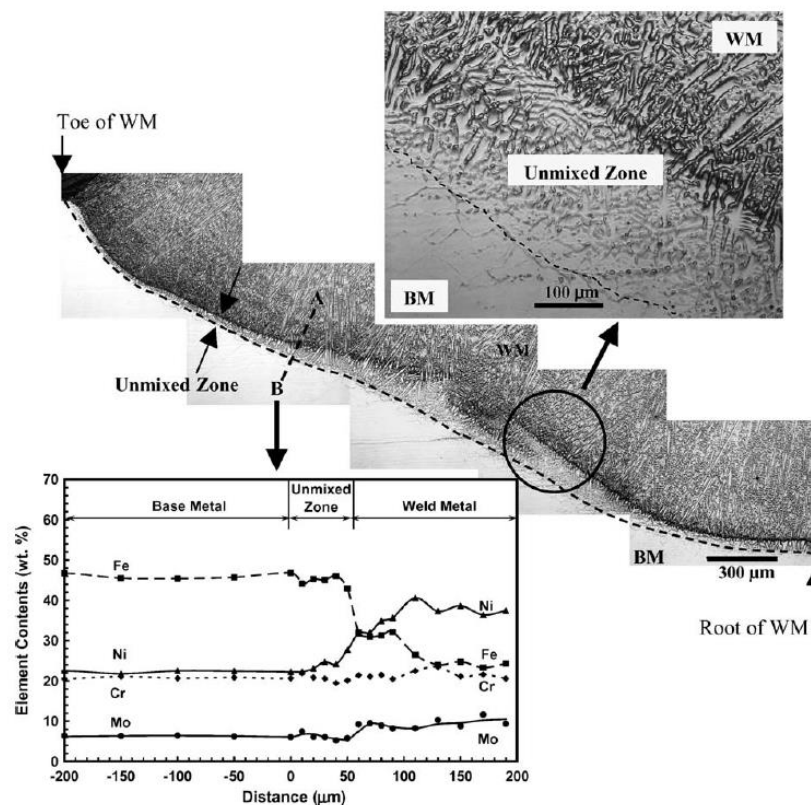
A zona parcialmente fundida está localizada próxima à linha de fusão (ao lado do metal de base) onde as temperaturas máximas de soldagem situam-se entre as temperaturas solidus e liquidus, resultando em uma fusão parcial do metal base. Devido a fusão incompleta do metal a zona parcialmente fundida é considerada parte do ZAC.

A zona fundida não misturada está localizada próxima à linha de fusão (ao lado do metal de solda) onde as temperaturas máximas de soldagem encontram-se acima da temperatura líquidos, resultando em uma completa fusão do metal base, mas sem uma mistura com o metal de solda. Essa região se forma como resultado do desenvolvimento de uma camada limite estagnada devido ao movimento da poça de metal líquida, próxima à linha de fusão. A existência de uma zona não misturada foi primeiramente identificada por SAVAGE em 1966 como “superheated-melt-back region”. Posteriormente, a mesma foi renomeada como “zona não misturada” pela AWS.

Naffakh (2008) observou nas interfaces da soldagem entre Inconel A e A310 SS que a média da dimensão da zona fundida não misturada tende a ser maior, quando comparada com a interface da soldagem do Inconel A e Inconel 657, devido a maior diferença na composição química entre o metal base e o metal de solda. Soldagens dissimilares são conhecidas por exibir maiores zonas não misturada, onde a microestrutura e a composição química são bastante diferentes das do metal de solda (SIREESHA, 2000).

Cui (2006) cita em seu trabalho que em aços alta liga apresentam uma tendência maior a formação da zona fundida não mistura, quando comparado a soldagem de aços baixa liga e aços inoxidáveis. Isso devido a uma maior viscosidade do aço alta liga, o que promove menores velocidades na poça fundida impedindo uma mistura completa do metal. Essa zona fundida não misturada inicia sua solidificação de forma epitaxial e migra para um crescimento similar a zona fundida e misturada

Figura 17. Distribuição da zona fundida não misturada ao longo da interface entre AL-6XN BOP soldado com C-22.

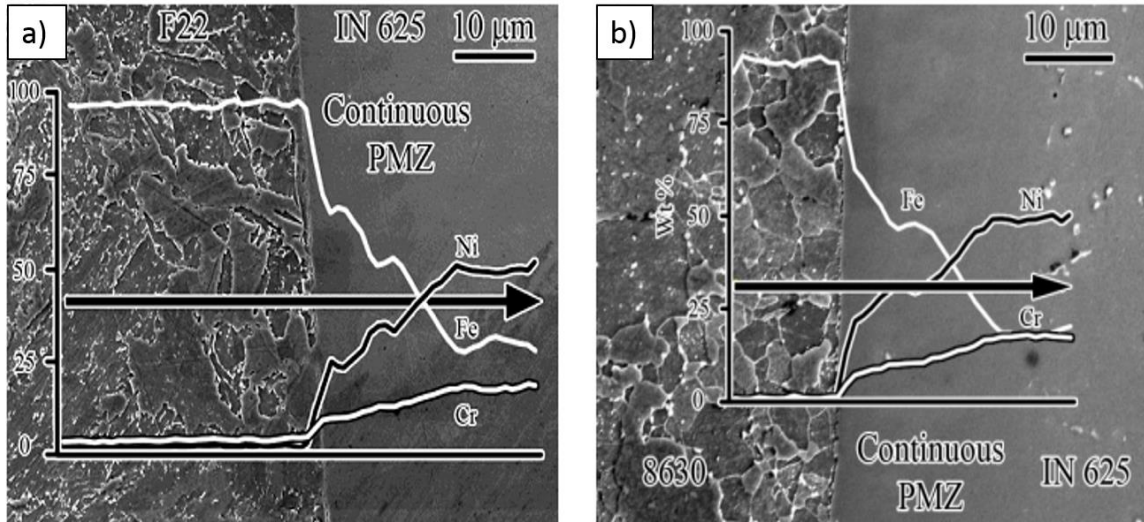


Fonte: (CUI, 2006).

Fenske (2010) realizou soldagens utilizando o aço ASTM A182 F22 e o aço AISI 8630M como metal de base e adicionou a liga Inconel 625 por meio do processo de soldagem TIG. Na Figura 18 observa-se tanto uma diferença de composição química na interface, como,

uma diferença na microestrutura do metal de base, caracterizando possivelmente uma região fundida não misturada, já que a composição química permanece igual ao F22.

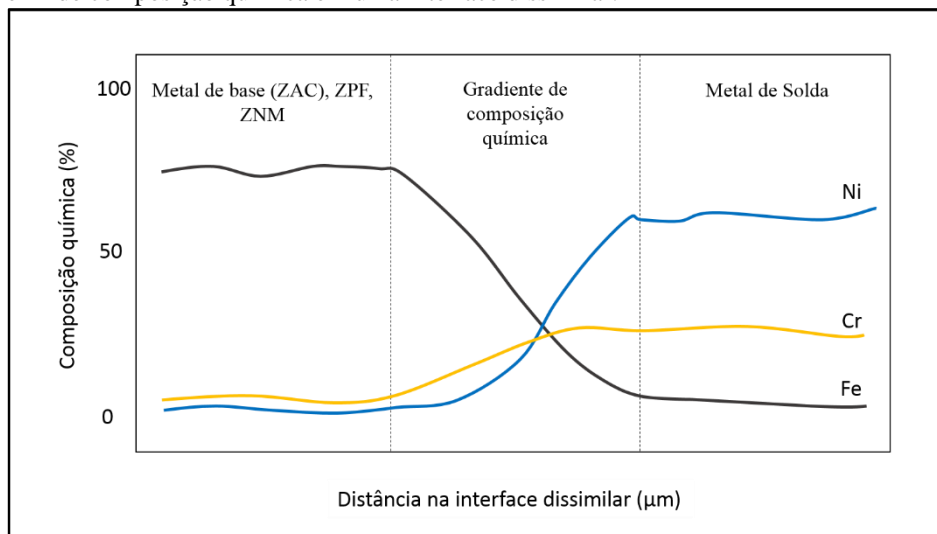
Figura 18. a) Interface do F22 com Inconel 625; b) Interface dissimilar entre 8630 e Inconel 625.



Fonte: (FENSKE, 2010).

Com base nos trabalhos analisados é possível concluir que para identificação das regiões que constituem a interface de uma soldagem dissimilar, é necessária a realização do perfil de composição química, onde é possível observar a presença de três regiões com composições químicas diferentes (Figura 19). Uma região com a composição química do metal de base, onde temos teor elevado de Fe e baixo de Cr e Ni; uma região com composição química variando do metal de solda ao metal de base (variação da diluição química); e uma região com composição química do metal de solda.

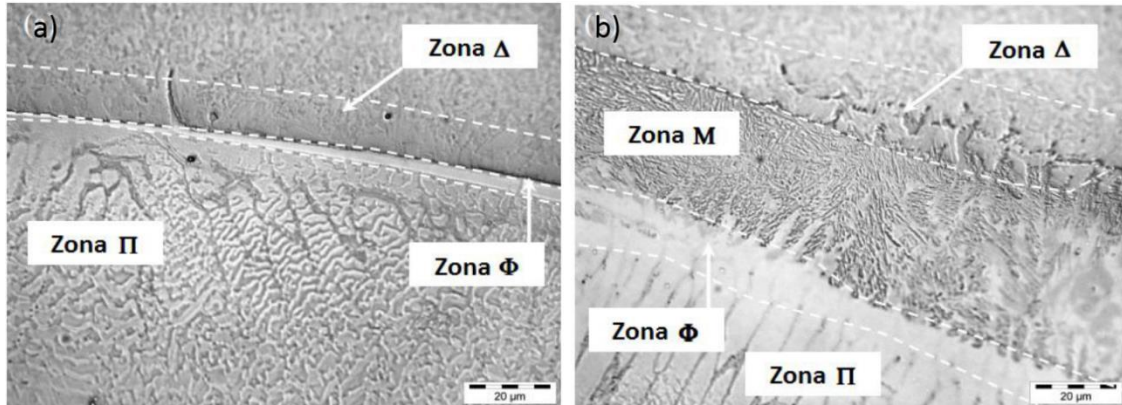
Figura 19. Perfil de composição química em uma interface dissimilar.



Fonte: Autoria própria.

BEUGRAND et al. (2009b) apresenta uma classificação para as regiões presentes na interface dissimilar conforme apresentado na Figura 20.

Figura 20. Micrografia da interface dissimilar. a) centro do cordão. b) entre passes.



Fonte: (BEAUGRAND et al., 2009b).

- Penetrações de metal de solda altamente diluído, alto teor de Fe, aparentemente através dos contornos de grão da austenita prévia, chamados “dedos”.
- Estreita zona descarbonetada na região do aço imediatamente adjacente a linha de fusão e contendo de forma esporádica partículas de número atômico elevado (Zona Δ).
- Zona rica em Fe e com estrutura martensítica em ripas, localizada na linha de fusão e estendendo-se em direção ao aço não fundido (Zona M).
- Região homogênea e monofásica em escala microscópica, localizada na região da zona fundida imediatamente adjacente a linha de fusão (Zona Φ).
- Região contendo uma grande quantidade de partículas de número atômico elevado com distribuição interdendrítica, associada com uma esperada segregação de Mo e Ni, durante a solidificação da liga (Zona Π).

2.6 Mecânica da fratura - Ensaio de CTOD

A tenacidade a fratura de um material é definida como a sua resistência a um valor de intensidade de tensão na ponta de uma trinca sem que ocorra fratura. O fator de intensidade de tensões “K” na ponta de uma trinca pode variar com o nível de carregamento aplicado e com o comprimento da trinca. O nível de intensidade em que ocorre a fratura corresponde ao nível crítico de intensidade de tensões e é denominado como tenacidade à fratura K_C (COLLINS, 2006). Dessa forma quando ocorre uma falha catastrófica em matérias frágeis, significa que o fator K atingiu o seu valor crítico K_C (DIETER, 1988).

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) é utilizada na análise de falhas que ocorram em materiais elásticos lineares, em geral, materiais com comportamento frágil, onde o escoamento é praticamente nulo (ANDERSON, 1995). A MFLE é válida quando a deformação de um material não linear é em uma pequena região plástica em volta da trinca. Porém quando essa região torna-se significativa em relação à espessura do material a falha deve ser estudada utilizando a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) (ANDERSON, 2004).

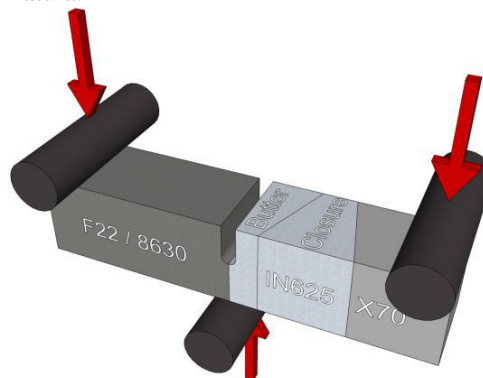
Dois parâmetros elasto-plásticos podem ser utilizados na MFEP, “Crack Tip Opening Displacement” (CTOD) e a Integral J.

No método CTOD é levado em consideração a existência de uma zona plástica na ponta da trinca, que impede o crescimento instável da trinca até que um valor crítico seja atingido, a partir daí a trinca se propaga de forma crítica. Esse valor crítico de CTOD pode ser interpretado com o início de propagação instável da trinca. A determinação do CTOD é um procedimento normalizado (ASTM, 1999, 2001; BSI, 1991) baseado na medição das curvas de carga em função da abertura do entalhe.

Devido algumas dificuldades na aplicação desse ensaio para avaliação de juntas soldadas, como: o posicionamento correto da pré-trinca e a diferença de resistência mecânica entre a zona fundida e a ZAC, estudos recentes de interfaces soldadas (BEAUGRAND et al., 2009b; FENSKE et al., 2012) sugerem a realização de ensaio de fratura derivado do CTOD.

Neste ensaio o entalhe é confeccionado com a menor espessura possível, sem abertura de pré trinca por fadiga. Dessa forma não é determinado um valor de CTOD, mas é possível estimar o fator de intensidade de tensões na ponta do entalhe, além de garanti-la em uma posição de interesse.

Figura 21. Esquema do ensaio de fratura.



Fonte: (FENSKE, 2010).

O fator de intensidade de tensões foi calculado segundo a norma BSI (1991).

$$K = \frac{F * S}{B * W^{1,5}} * f\left(\frac{a_0}{W}\right)$$

Equação 10

Onde os valores de afatamento entre pontos de apoio (S), da largura (B), da profundidade (W) e do fator de forma ($f(a_0/W)$) são fixos em função da geometria do corpo de prova.

3 MATERIAIS E METODOLOGIA

Nesta sessão serão apresentados os equipamentos utilizados, os materiais de consumo, bem como, a metodologia empregada para alcançar os objetivos deste trabalho.

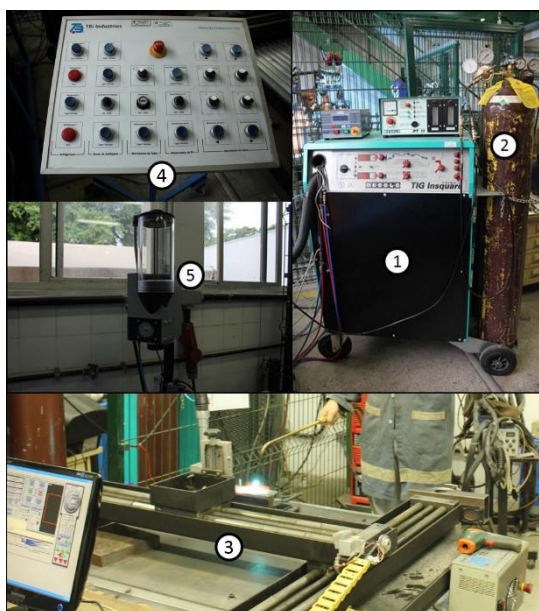
3.1 Equipamentos

Os equipamentos utilizados nesse trabalho foram divididos em quatro grupos: os equipamentos empregados na realização dos testes higuchi e higuchi modificado, no enchimento das juntas, nos ensaios metalográficos e mecânicos.

3.1.1 Equipamentos utilizados na soldagem dos Testes Higuchi e do amanteigamento

- Na soldagem dos Testes Higuchi e no amanteigamento foi utilizada uma fonte de soldagem do tipo SQUARE TIG/PLASMA 450 e uma mesa XY para realizar a movimentação da tocha de soldagem, com auxílio de um software (Mach 3) (Figura 22). Foi utilizado um sistema de aquisição de dados dos sinais de tensão e corrente, com tempo de aquisição de 5 segundos a uma frequência de 9,6 kHz. O eletrodo utilizado foi de tungstênio do tipo toriado com 4,0 mm de diâmetro, utilizando polaridade negativa para realizar as soldagens.

Figura 22. Equipamentos utilizados na soldagem do amanteigamento: (1) fonte de soldagem SQUARE TIG/PLASMA; (2) cilindros de gás; (3) tocha de soldagem PTA e mesa XY; (4) painel de controle; (5) alimentador de pó.



Fonte: Autoria própria.

3.1.2 Equipamentos utilizados no enchimento da junta

- Na soldagem de enchimento das juntas foram empregados: um sistema de soldagem composto por um robô industrial, uma mesa de trabalho interligado ao robô, uma tocha MIG/MAG com sistema de alimentação arame-eletrodo, uma fonte eletrônica de soldagem multiprocesso, um sistema de aquisição de dados e um medidor de velocidade de alimentação arame-eletrodo (Figura 23).

Figura 23. Equipamentos utilizados no enchimento das juntas: (1) robô industrial com tocha e alimentador arame-eletrodo; (2) fonte eletrônica multiprocesso; (3) sistema de aquisição; (4) medidor de Valim; (5) mesa de trabalho.



Fonte: Autoria própria.

3.1.3 Equipamentos para ensaios metalográficos

A seguir são listados os equipamentos que serão utilizados na preparação metalográfica das amostras e, conseqüentemente, no levantamento das características microestruturais e geométricas dos cordões de solda:

- Serra fita.
- Equipamento para corte metalográfico.
- Lixadeira rotativa.
- Politriz automática.
- Soprador térmico.
- Máquina fotográfica digital.
- Régua metálica.
- Paquímetro digital.
- Microscópio óptico Olympus LG-PS2.

- Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL 30.

3.1.4 Equipamentos para ensaios mecânicos

- Duromêtro.
- Microduromêtro.
- Máquina universal de ensaios mecânicos INSTRON 8802 com carga para 250 kN.

3.2 Materiais de consumo

Nesse trabalho, os materiais de consumo foram classificados em metais de adição, de base e gases.

3.2.1 Metal de base

Como metais de base foram utilizados os aços baixa liga AISI 8630M e o ASTM A182 F22. A Tabela 4 apresenta a composição química dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

Tabela 4. Faixa de composição química do aço AISI 8630M e do aço ASTM A182 F22 fornecidas pelo fabricante.

Material	Composição química, % em peso										
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Cu	V	Al
8630M	0,320	0,860	0,300	0,810	0,930	0,380	0,006	0,011	0,060	0,010	0,020
F22	0,120	0,400	0,170	0,060	2,250	0,930	0,012	-	0,040	-	0,024

Fonte: Autoria própria.

3.2.2 Metal de adição e gases

Nesse trabalho o material de adição foi separado em dois grupos. O primeiro grupo corresponde aos materiais utilizados no processo PTA para aplicação do método Higuchi e no amanteigamento e o segundo grupo corresponde aos materiais empregados no enchimento da junta por meio do processo MIG/MAG.

O metal de adição utilizado no processo PTA foi a liga UNS N06625 na forma de pó, cujo a composição química está apresentada na Tabela 5.

Tabela 5. Composição química do metal de adição UNS N06625 na forma de pó.

Material	Composição química, % em peso							
	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Cu	Al	Ti
UNS N06625 (INCONEL 625) na forma de pó	59,7	21,4	9,6	0,05	4,6	-	-	-
	Nb	Si	Mn	Co	P	S	-	-
	3,9	-	0,5	-	0,1	-	-	-

Fonte: (ASM, 1993a).

Os gases utilizados nas soldagens utilizando o processo de PTA foram o argônio puro (Ar) e a mistura argônio e hélio (Ar+25%He). Na soldagem PTA os gases utilizados são divididos em gás de arraste, plasma e proteção. Em uma condição o gás de proteção foi substituído e empregada a mistura de Ar e He.

Para realizar o enchimento da junta foi utilizado como metal de adição a liga AWS ERNiCrMo-3 (similar à liga UNS N06625 – Inconel 625, com diâmetro de 1,12 mm, cuja a composição química se encontra na Tabela 6.

Tabela 6. Composição química do arame-eletrodo de ligas de níquel com 1,12 mm de diâmetro fornecido pelo fabricante.

Material	Composição química, % em peso							
	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Cu	Al	Ti
ERNiCrMo – 3 (INCONEL 625)	64,43	22,2	9,13	0,011	0,19	0,01	0,09	0,23
	Nb	Si	Mn	Co	P	S	-	-
	3,53	0,05	0,01	0,03	0,002	0,002	-	-

Fonte: Aatoria própria.

O gás de proteção utilizado no processos MIG/MAG para o enchimento das juntas foi a mistura argônio e hélio (Ar + 25%He), uma vez que em trabalhos realizados anteriormente (AGUIAR, 2010), foi evidenciado que essa mistura promove um melhor molhamento da poça fundida e torna o enchimento da junta menos propenso ao aparecimento de defeitos, como a falta de fusão.

3.3 Metodologia

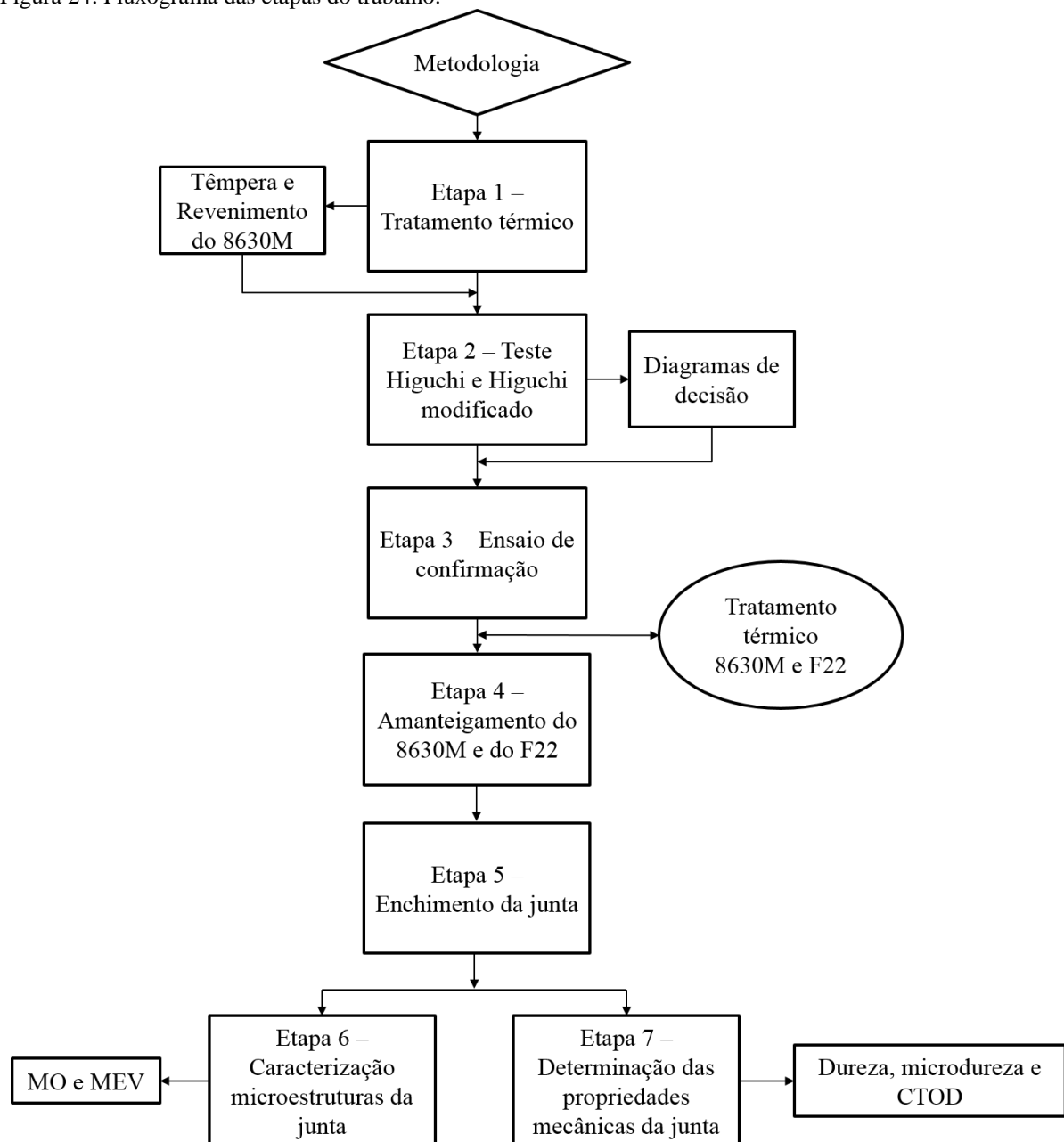
Esse trabalho foi dividido em sete etapas, conforme o fluxograma apresentado Figura 24.

- Etapa 1 – Tratamento térmico do aço AISI 8630M
- Etapa 2 – Realização do teste Higuchi e Higuchi modificado.

- Etapa 3 – Ensaio de confirmação.
- Etapa 4 – Amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.
- Etapa 5 – Enchimento das juntas soldadas.
- Etapa 6 – Caracterização microestrutural das juntas.
- Etapa 7 – Avaliação das propriedades mecânicas das juntas..

Cada etapa desse trabalho é subdividida em uma série de atividades, que serão explanadas de forma detalhada a seguir.

Figura 24. Fluxograma das etapas do trabalho.



Fonte: Autoria própria.

3.3.1 Etapa 1 – Tratamento térmico do aço AISI 8630M

Antes de iniciar a Etapa 2, o aço AISI 8630M foi submetido a um tratamento térmico com o objetivo de atender as normas (ASTM, 2005; NACE, 2005) que regem a aplicação dos aços carbono baixa liga em situações subaquáticas de utilização. Foi objetivada uma dureza máxima de 22 HRC para o 8630M após passar pelos tratamentos apresentados na Tabela 7.

Tabela 7. Tratamento térmico realizado no aço 8630M.

Materia	Tratamento	Temp. (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
AISI 8630M	Têmpera	860	30	Água com agitação moderada
	Revenimento	700	180	Ar calmo

Fonte: (OLIVEIRA, 2013).

3.3.2 Etapa 2 e 3 – Teste Higuchi e Higuchi modificado e ensaio de confirmação

Com o objetivo de identificar o alcance das zonas macias e duras ao longo da ZAC, foram utilizados os testes Higuchi e Higuchi modificado. Esses testes serviram para definir os melhores parâmetros de soldagem a serem utilizados no amanteigamento, que foi realizado nas juntas. A aplicação desses testes visa evitar a necessidade de tratamentos térmicos posteriores à realização das soldagens, devido aos ciclos de reaquecimento dos cordões soldados.

Para realização dos testes Higuchi, foram aplicados simples depósitos da liga 625 utilizando o processo PTA, com cordões de 120 mm de comprimento, combinando as condições apresentadas na Tabela 8, em chapas retangulares de 150x50x30 mm do aço AISI 8630M devidamente tratados na Etapa1.

Tabela 8. Parâmetros para os testes Higuchi e Higuchi modificado.

Energia (kJ/cm)	Técnica	Gás de Proteção
11	I	Ar puro
16	V	Ar + 25%He
22		

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 8 estão apresentados os parâmetros que foram abordados pelo método Higuchi. A energia foi avaliada em três níveis, cujos valores foram selecionados com base em trabalhos realizados anteriormente (MIRANDA, 2014). Para alterar a energia foram

empregadas as técnicas em I e V, que consistem nas variações da corrente e da velocidade de soldagem, respectivamente, visando estudar o efeito da técnica empregada nas extensões da ZAC.

Dois tipos de gases de proteção foram explorados nos testes, o primeiro argônio puro (Ar) e uma segunda condição uma mistura de argônio e hélio (Ar+25%He). Em todas as condições Ar puro foi utilizado como gás plasma e de arraste.

Na Tabela 9 estão apresentadas as combinações realizadas, com seus parâmetros de soldagem e a nomenclatura estabelecida para cada amostra.

Tabela 9. Fatorial completo dos parâmetros analisados pelos testes Higuchi.

Parâmetros					
Amostra	Energia (kJ/cm)	Técnica		Gás	Taxa de pó
		I (A)	V (mm/min)		
A11IAR	11	130	145	Ar	12%
A11IHE		130	145	Ar + 25%He	12%
A11VAR		170	210	Ar	12%
A11VHE		170	210	Ar + 25%He	12%
A16AR	16	170	145	Ar	17%
A16HE		170	145	Ar + 25%He	17%
A22IAR	22	230	145	Ar	22%
A22IHE		230	145	Ar + 25%He	22%
A22VAR		170	105	Ar	22%
A22VHE		170	105	Ar + 25%He	22%

Fonte: Autoria própria.

Os demais parâmetros do processo foram mantidos constantes. Vazão de gás plasma e vazão de gás de arraste foram utilizadas 3 e 4 l/min, respectivamente. A DBP e o recuo de eletrodo selecionados foram de 12 e 1 mm, respectivamente. Quando se utilizou o Ar puro a vazão de gás de proteção utilizada foi de 15 l/min, quando o mesmo foi substituído pela mistura Ar +25%He foi utilizada uma proteção de 18 l/min, essa correção foi realizada principalmente pelo fato de o gás He ser um gás menos denso, de forma que para o mesmo propiciar uma boa proteção foi necessária uma vazão maior.

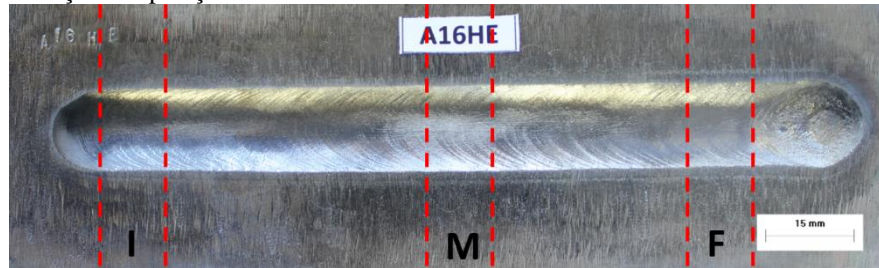
A taxa de pó também foi corrigida para cada nível de energia selecionado, de forma a propiciar um cordão com bom aspecto superficial e livre de defeitos, tais como: falta da fusão, mordeduras e baixo molhamento.

Nesses ensaios a tensão média de soldagem foi de 22,8 V.

A temperatura de pré-aquecimento foi mantida entre 290 e 310 °C.

Após a soldagem, os corpos de prova foram cortados no início, no meio e no fim do cordão de solda, sendo essas amostras identificadas com as letras I, M e F respectivamente, no fim da nomenclatura (Figura 25).

Figura 25. Identificação das posições de corte.

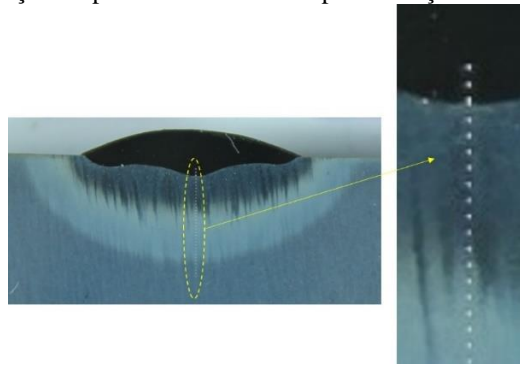


Fonte: Autoria própria.

Para realização das microdurezas e caracterização microestrutural, as amostras foram submetidas à preparação metalográfica, cujo processo corresponde ao lixamento de 100, 220, 400, 600 e 1200, polimento de 3µm e ataque com o reagente Nital 2%, o que possibilitou o levantamento dos perfis de microdureza ao longo da ZAC e a determinação das características geométricas e microestruturais para confecção dos diagramas de decisão com base nos critérios da dureza (Higuchi) (Equação 6 e 7) e da microestrutura (Higuchi modificado) (Equação 8 e 9).

Foram realizados três perfis microdureza para cada condição de soldagem, de forma a propiciar resultados estatisticamente significativos. Os perfis de microdureza foram realizadas na seção transversal das amostras aplicando-se uma carga de 100 gf por um período de 15 s, realizando-se um total de 40 pontos ao longo do perfil da amostra com um espaçamento de 0,2 mm entre os pontos. A Figura 26 representa uma amostra com a direção adotada para realização das microdurezas. Para medição da extensão da zona dura (ZD) e da zona macia (ZM) foi utilizado como referência a linha correspondente a 325 HV, como limite inferior para a ZD e, consequentemente, limite superior da ZM, e 250 HV, como limite inferior para a ZM.

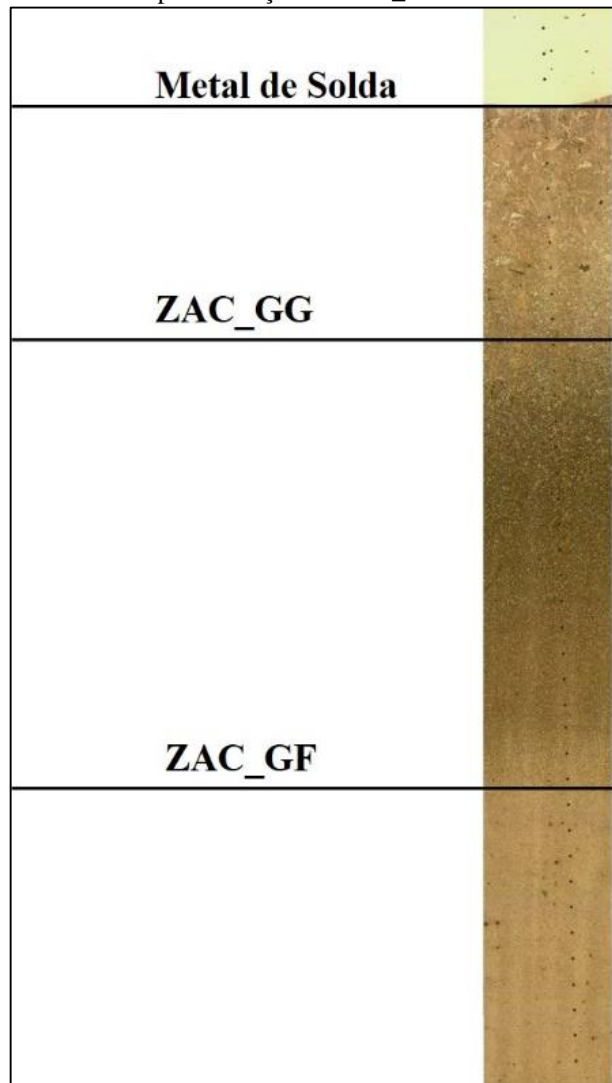
Figura 26. Representação da direção do perfil de microdureza para realização dos testes Híguchi.



Fonte: Autoria própria.

Para determinar as extensões de ZAC_GG e ZAC_GF foram realizadas medições analisando os perfis das regiões microestruturais (para garantir o refino). Essas medições foram realizadas com auxílio de um microscópio óptico. Para definição das regiões da ZAC_GG e ZAC_GF foi tomada como condição de referência o grão do metal base, regiões que apresentassem granulometria maior que a do metal base foram definidas como ZAC_GG e regiões em que a extensão do grão fossem menor que a do metal base foram definidas como ZAC_GF, de acordo com o apresentado na Figura 27.

Figura 27. Macrografia da ZAC utilizada para medição da ZAC_GG e GF.



Fonte: Autoria própria.

Após a realização dos testes Higuchi e Higuchi modificado, uma relação de energia foi selecionada com base nos diagramas de decisão, conforme proposto por MIRANDA (2009).

Para realização do ensaio de confirmação foram aplicadas duas camadas de soldagem, simulando uma condição de amanteigamento, sobre uma chapa de 8630M (150 x 70 x 30 mm) devidamente tratada termicamente (Tabela 7). As camadas sobrepostas foram soldadas conforme a relação de energia encontrada nos testes Higuchi, utilizando uma temperatura de pré-aquecimento e interpasse de 290 a 310 °C, com uma sobreposição entre os cordões de 1/3, visando garantir um bom acabamento superficial ao revestimento.

Após a soldagem os corpos de prova foram cortados em sua seção transversal, lixados, polidos e atacados. Foi feita uma análise superficial do corpo de prova, visando verificar a existência de defeitos, microestrutural da ZAC e foram levantados perfis de

microdureza, com o objetivo de evidenciar o refinamento e o revenimento esperado pelos testes Higuchi.

3.3.3 Etapa 4 e 5 – Amanteigamento e enchimento das juntas

A partir dos resultados obtidos com a realização dos testes Higuchi e Higuchi modificado, foi escolhida a melhor relação de parâmetros para o amanteigamento das juntas de aço AISI 8630M e ASTM A182 F22.

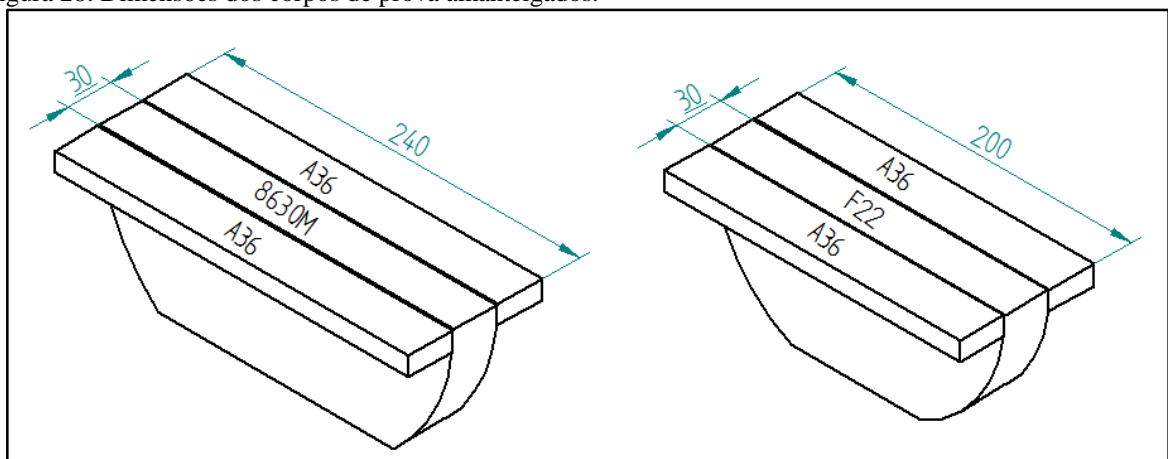
Foram soldadas uma chapa de AISI 8630M e uma de ASTM A182 F22, devidamente tratadas (Tabela 10), com dimensões explicitadas na Figura 28, onde o material foi depositado (amanteigamento) ao longo de sua espessura, com as condições de soldagem apresentadas na Tabela 11.

Tabela 10. Tratamento térmico utilizado nas amostras amanteigadas.

Material	Tratamento	Temp. (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
AISI 8630M	Têmpera	860	30	Água com agitação moderada
	Revenimento	700	180	Ar calmo
ASTM A182 F22	Normalização	900	30	Ar calmo
	Revenimento	675	60	Ar calmo

Fonte: Autoria própria.

Figura 28. Dimensões dos corpos de prova amanteigados.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 11. Condição de soldagem aplicada nos dois amanteigamentos realizados.

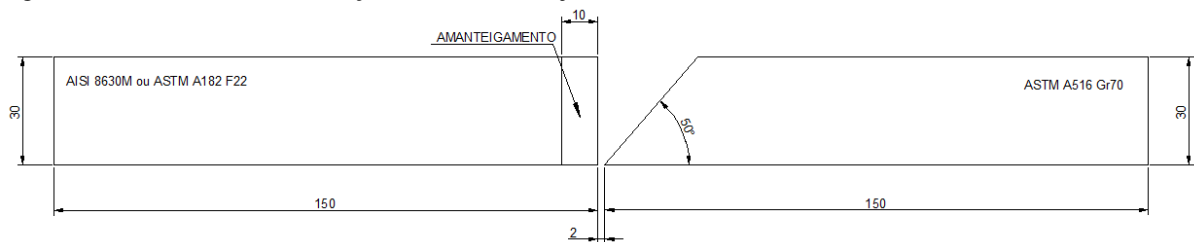
Amostra	1ª Camada	Demais camadas	Material
M	A11VAR	A11IAR	8630M
F	A11VAR	A11IAR	F22

Fonte: Autoria própria.

Os parâmetros de soldagem utilizados em cada camada do amanteigamento podem ser observado na Tabela 11. Esses parâmetros foram selecionados com base nos resultados obtidos na Etapa 1. Foi objetivada uma parede de 10 mm de amanteigamento, para garantir que a energia de soldagem empregada no enchimento da junta não interferisse na ZAC do metal base, sendo necessária a soldagem de 4 camadas de amanteigamento para garantir tal barreira. A Figura 30 representa a realização do aquecimento da peça para manutenção da temperatura de interpasse durante a soldagem do amanteigamento.

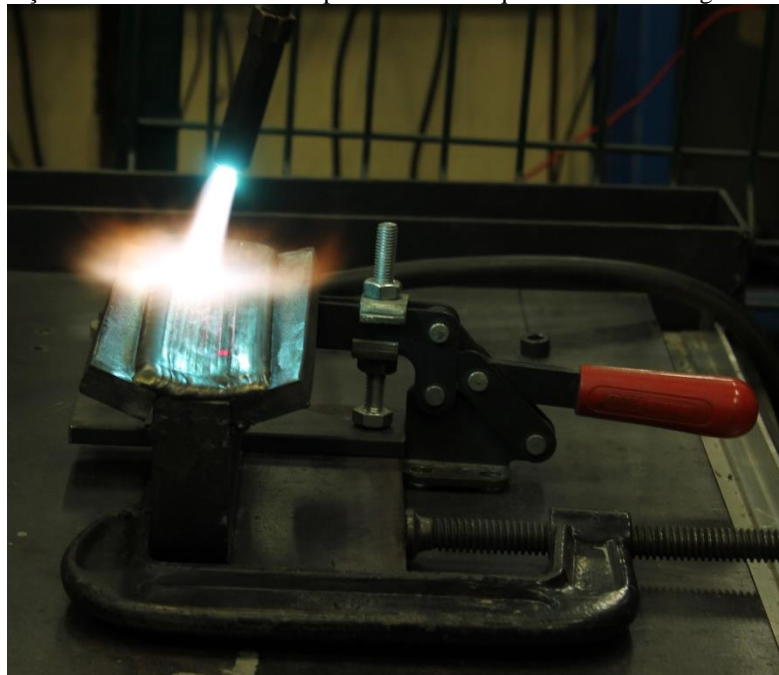
De posse das peças amanteigadas, como representado na Figura 30, foram usinadas juntas chanfradas em meio V. Na Figura 29 pode ser observado o desenho técnico da seção transversal das peças que formaram as juntas, onde na usinagem da face reta foi garantida uma parede de 10 mm de amanteigamento, como citado anteriormente. O aço ASTM A516 Gr70 foi utilizado apenas para compor a junta soldada.

Figura 29. Desenho técnico da seção transversal das juntas.



Fonte: Autoria própria.

Figura 30. Representação da bancada de trabalho para realizar o aquecimento e soldagem do amanteigamento.



Fonte: Autoria própria.

Após a usinagem das juntas o enchimento foi realizado com auxílio do processo MIG/MAG com o arame ERNiCrMo-3, seguindo as recomendações dos testes Higuchi (temperatura de preaquecimento e condições microestruturais iniciais do metal base). A temperatura de interpasse foi mantida entre 290 e 310 °C, visando diminuir as taxas de resfriamento e aumentar a molhabilidade do metal fundido sobre o metal solidificado.

Os parâmetros de soldagem empregados no enchimento das juntas foram os utilizados no trabalho de OLIVEIRA (2013), e estão representados na Tabela 12.

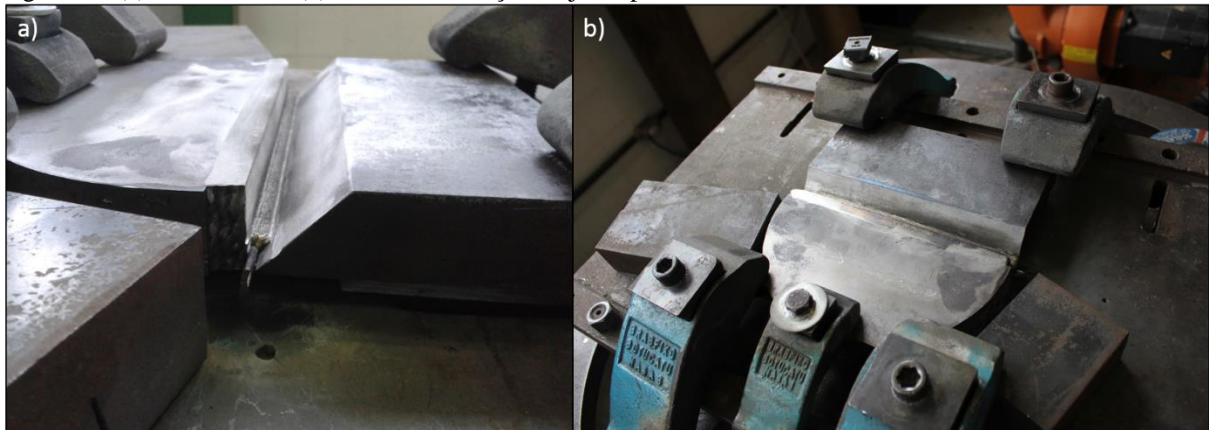
Tabela 12. Parâmetros utilizados no enchimento das juntas (OLIVEIRA, 2013).

Passes	I_{efz} (A)	U_{efz} (V)	V_s (cm/min)	E^* (kJ/mm)
1 – 2	161	20	22	0,7
3 – 4	198	25	40	0,6
5 - 21	199 - 200	25 – 27	33	0,7 – 0,8

Fonte: (OLIVEIRA, 2013).

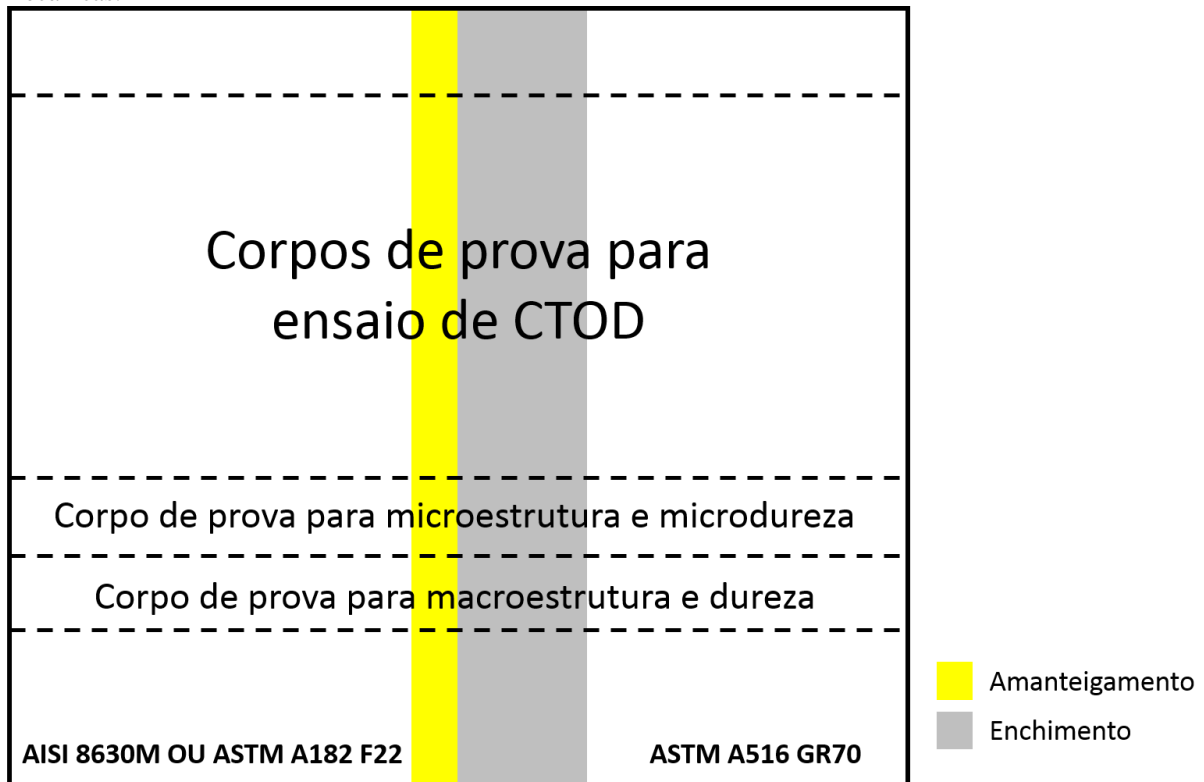
Na Figura 31 (a) e (b) estão representados o passe de raiz e a fixação da junta para o seu enchimento. As amostras para avaliação microestrutural e de propriedades mecânicas foram extraídas, como estão representadas na Figura 32.

Figura 31. (a) Passe de raiz (b) sistema de fixação da junta para o enchimento.



Fonte: Autoria própria.

Figura 32. Esquema representativo das amostras retiradas da junta para avaliação microestrutural e de propriedades mecânicas.



Fonte: Autoria própria.

3.3.4 Etapa 6 – Avaliação macroestrutural e microestrutural das juntas soldadas

O procedimento metalográfico adotado para caracterização microestrutural das juntas consistiu no lixamento com granulação de 80, 100, 220, 320, 400, 1200 e polimento com pasta de diamante de 6, 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm para avaliação microestrutural, no caso da análise macroestrutural o polimento realizado foi até a granulometria de 3 μm .

Para revelar microestrutura dos aços baixa liga as amostras foram atacadas com Nital 2% por aproximadamente 10 segundos e para as macrografias com Nital 5% por 15 segundos. A liga de níquel utilizada no enchimento foi utilizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 2,5 volts e tempo de ataque de 30 segundos.

O foco das caracterizações foi na interface entre os materiais dissimilares, nas chamadas ZPM (Zona Parcialmente Misturada), visando comparar o efeito do PTA em relação aos outros processos e buscando avaliar a eficiência da técnica de dupla camada no refino da ZACGG.

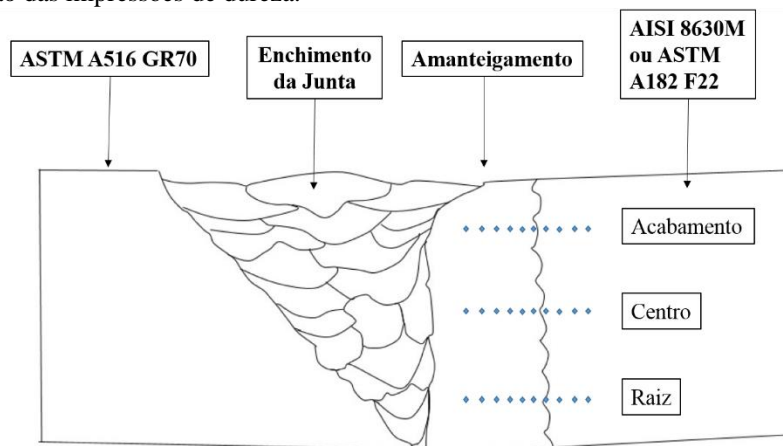
A caracterização microestrutural por microscopia ótica foi realizada com auxílio de microscópio metalográfico com sistema de aquisição de imagem. A microscopia eletrônica de

varredura foi feita utilizando microscópio Phillips XL30 acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raio-X.

3.3.5 Etapa 7 – Determinação das propriedades mecânicas das juntas soldadas

Para avaliação das propriedades mecânicas das juntas foram realizados três perfis de dureza ao longo da interface de amanteigamento, uma próxima ao passe de raiz, outra no centro do enchimento do cordão de solda e outra no acabamento. Os ensaios de dureza Vickers foram realizados segundo as normas ASTM (2003) e NACE (2005), onde foram realizadas impressões com carga de 10 kg e espaçadas 0,5 mm uma da outra. A Figura 33 representa a localização das impressões de dureza ao longo da junta soldada.

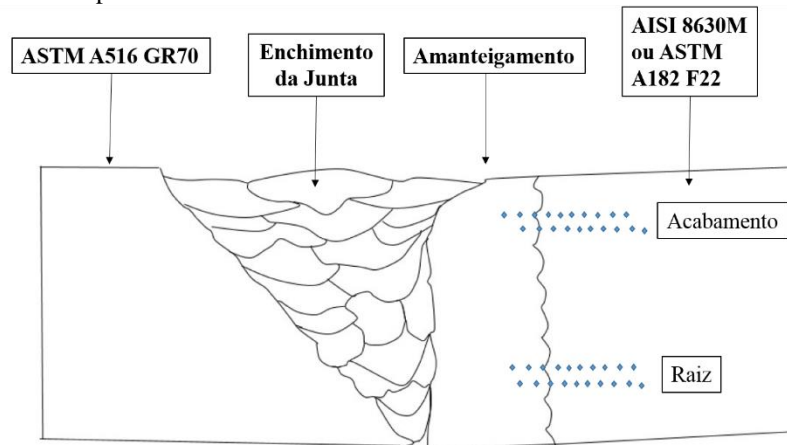
Figura 33. Localização das impressões de dureza.



Fonte: Autoria própria.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM (2002), visando levantar o perfil de microdureza ao longo da junta soldada. Foram realizadas 2 impressões com carga de 50 g (HV 0,05) por 15 segundos, onde os 6 primeiros pontos a partir da interface foram distanciados entre si 0,1 mm e os demais 0,2 mm. Em cada junta soldada foram realizados quatro perfis de microdureza, dois posicionados na região de acabamento e dois posicionados próximos ao passe de raiz, onde em cada uma dessas regiões foram avaliadas as regiões de entressoldas (vale) e interpassas (pico). A Figura 34 representa a localização das impressões de microdureza.

Figura 34. Localização das impressões de microdureza.

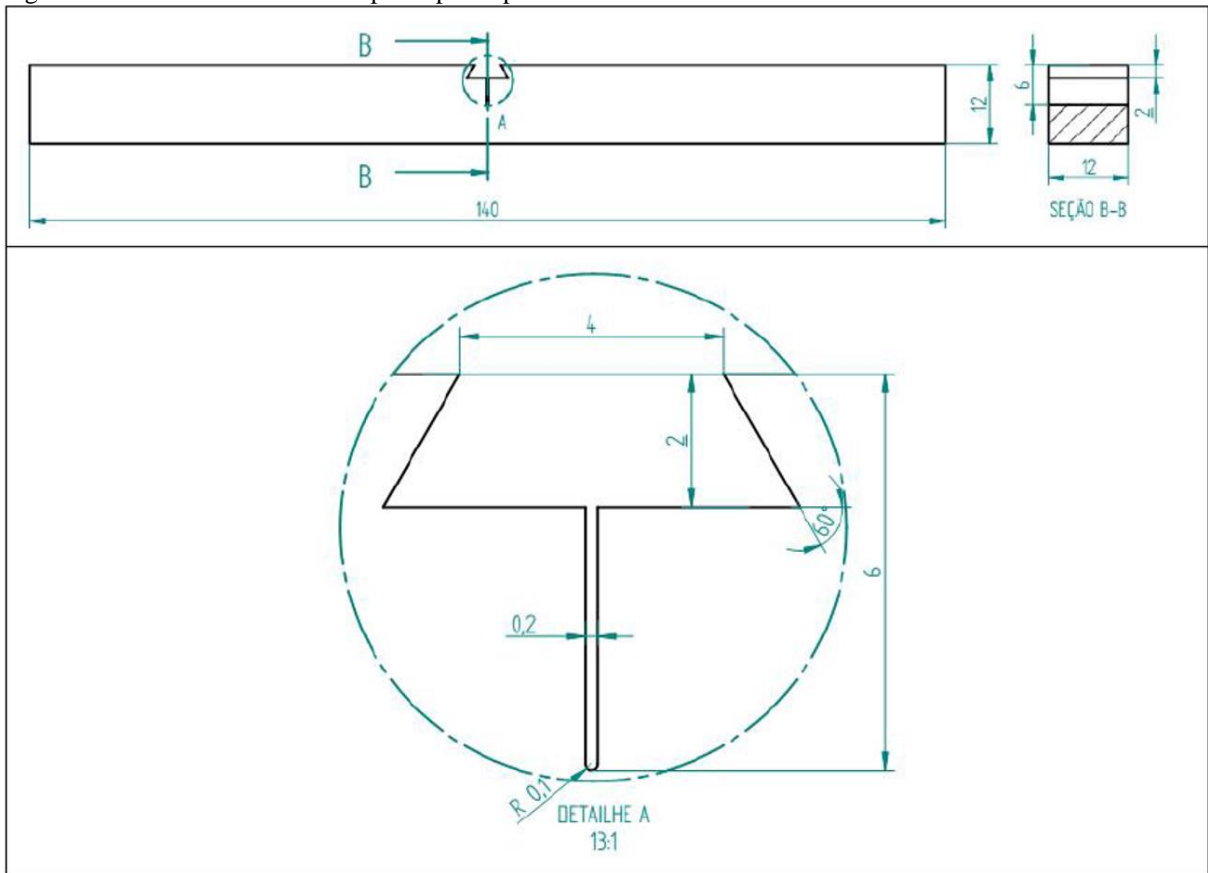


Fonte: Autoria própria.

Para a realização dos ensaios de fratura, foram retiradas três amostras de cada junta dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22. Foram usinados corpos de prova do tipo SE (B) na direção NQ com seção quadrada de 12 mm de lado e 200 mm de comprimento, seguindo as normas de fabricação da norma BS 7448-1 (BSI, 1991), foi seguida a Figura 35.

A região central dos corpos de prova foi usinado um entalhe por meio de eletroerosão a fio, com fio de 0,2 mm de diâmetro. Tal região central corresponde a interface do amanteigamento das juntas. Essa metodologia foi adotada devido a dificuldade de posicionar a ponta de uma pré trinca por fadiga na interface a ser analisada. Além disso, essa metodologia foi utilizada com sucesso por diversos autores (BEAUGRAND et al., 2009a; BEAUGRAND et al., 2009b; FENSKE, 2010; OLIVEIRA, 2013). A Figura 35 mostra o desenho técnico com o posicionamento do entalhe corpo de prova para fratura.

Figura 35. Desenho técnico do corpo de prova para fratura.



Fonte: (OLIVEIRA, 2013).

Os ensaios foram realizados por meio de flexão de três pontos a $3 \pm 1^\circ\text{C}$. Foi utilizada uma máquina universal de ensaios, Instron, com capacidade de 25 toneladas, equipada com “clip gauge” para acompanhar a abertura do entalhe. Com o valor de carga máxima obtida foi calculado o fator de intensidade de tensões (k) para cada condição. Após a realização dos ensaios as amostras foram lixadas e polidas para avaliar o caminho percorrido pela trinca durante o ensaio de fratura.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta sessão serão apresentados os resultados obtidos, bem como a discussão dos mesmos com base em trabalhos anteriormente realizados. Esses resultados serão divididos em dois grupos: os obtidos a partir dos testes Higuchi e Higuchi modificado, e os referentes ao enchimento das juntas.

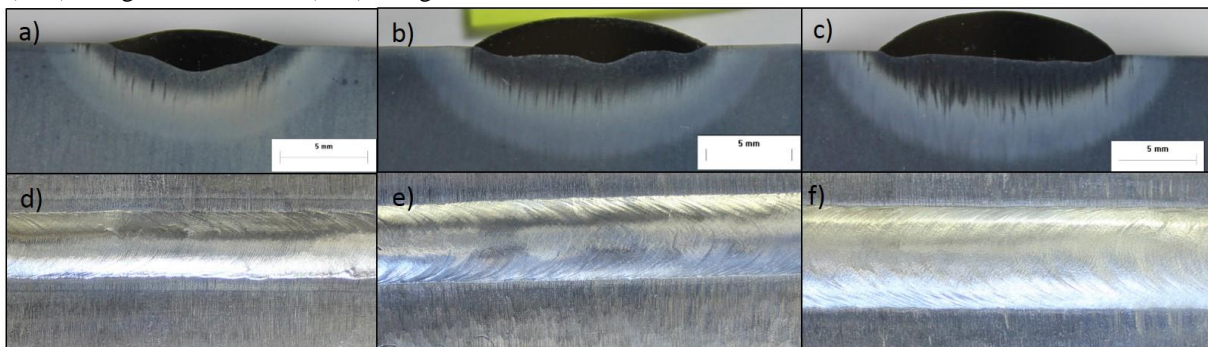
4.1 Testes Higuchi e Higuchi modificado

4.1.1 Análise macrográfica dos cordões soldados

A geometria e o aspecto superficial de alguns cordões de solda utilizados no Teste Higuchi com o aço AISI 8630M estão apresentado nas Figura 36 à Figura 38. Foram utilizados os parâmetros apresentados na Tabela 8.

De uma maneira geral a geometria e o aspecto superficial dos cordões de solda foram satisfatórios, mostrando-se uniformes e de qualidade. Tal resultado já havia sido esperado.

Figura 36. Macrografia das amostras soldadas utilizando a tecnica em V e o gás AR. a) e d) energia de 11 kJ/cm. b) e e) energia de 16 kJ/cm. c) e f) energia de 22 kJ/cm.

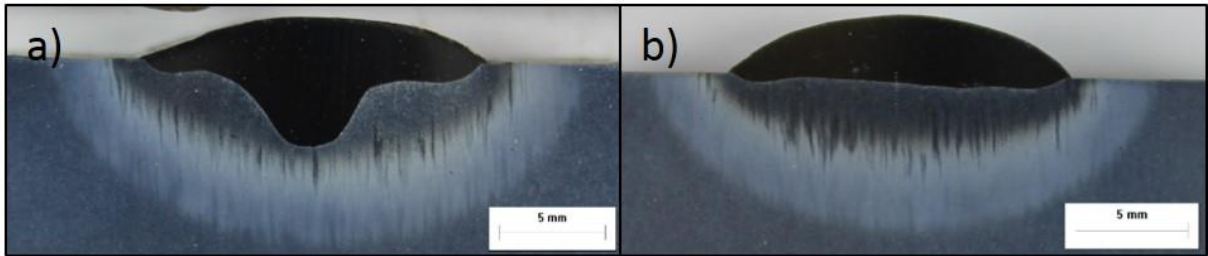


Fonte: Autoria própria.

Deve ser observado que na energia mais alta a utilização da variação da energia pela variação da corrente (técnica em I), resultou em perfis de penetração do tipo taça (Figura 37), onde o efeito da penetração foi bastante acentuado no centro do cordão de solda. Para energias mais baixas houve pouca variação no perfil de penetração, provavelmente devido a um maior efeito da pressão do arco, com o emprego da técnica em I, sobre a superfície da poça.

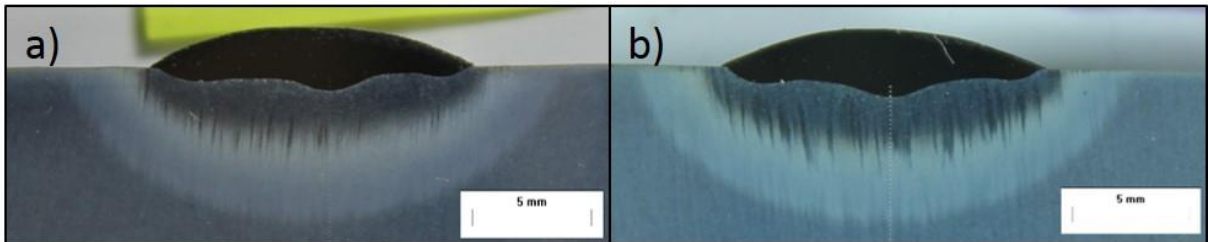
Na Figura 38 pode ser observado que a utilização da mistura Ar+25%He pouco influenciou no aspecto macroscópico dos cordões de solda.

Figura 37. Macrografia das amostras soldadas utilizando a energia de 22 kJ/cm e o gás AR. Empregando a a) técnica em I e b) a técnica em V.



Fonte: Autoria própria.

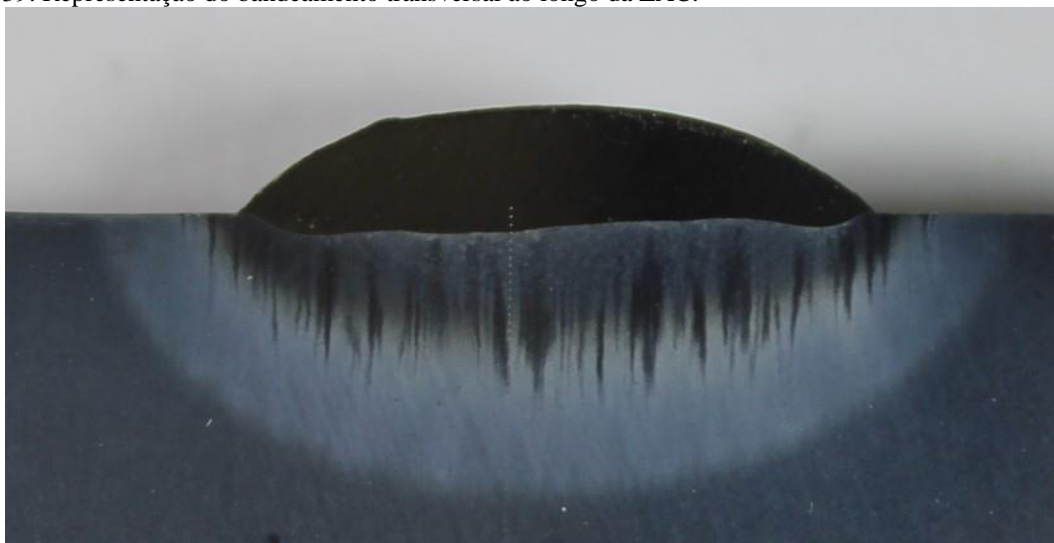
Figura 38. Macrografia das amostras soldadas utilizando a energia de 16 kJ/cm. Empregando o a) gás Ar e b) Ar + 25%He.



Fonte: Autoria própria.

A segregação de elementos de liga, tais como carbono, manganês, cromo e molibdênio, geram faixas de composição química variável ao longo do material, e consequentemente mudanças nas suas propriedades mecânicas, dentre elas a dureza. Esse fenômeno associado à segregação é denominado bandeamento, sendo seu efeito potencializado pelo calor imposto durante o processo de soldagem. A Figura 39 representa o bandeamento, o que levou a variações de dureza ao longo da ZAC, dificultando a aplicação da técnica Higuchi.

Figura 39. Representação do bandeamento transversal ao longo da ZAC.



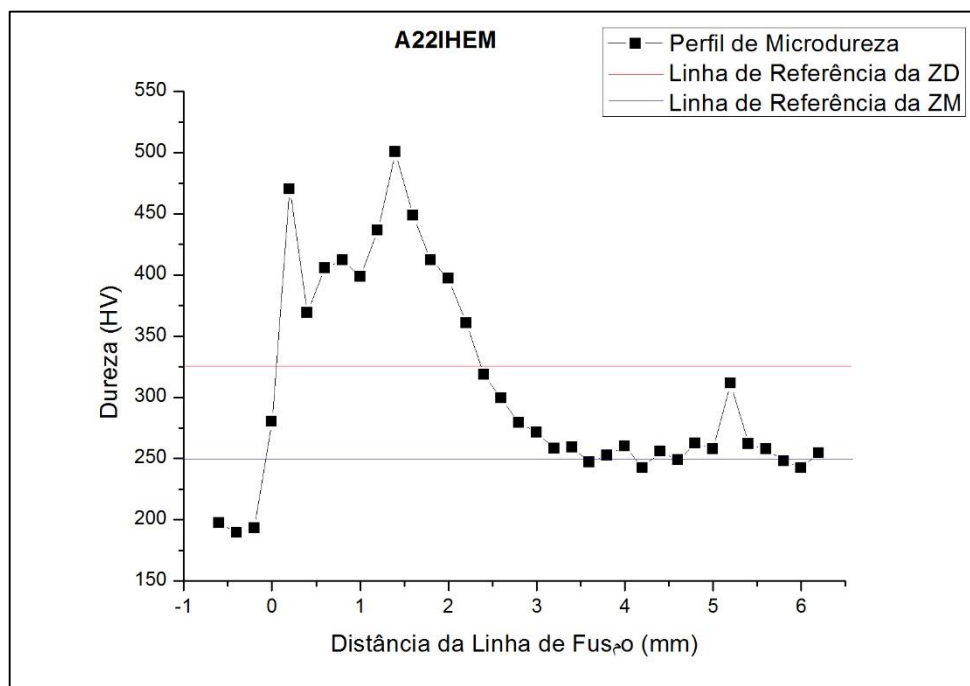
Fonte: Autoria própria.

4.1.2 Análise dos perfis de microdureza

Da Figura 40 à Figura 42 são apresentados os perfis de microdureza para o aço AISI 8630M, utilizando os parâmetros de soldagem da Tabela 9. Para medição da extensão de ZD e ZM foram tomadas como linhas de referência a dureza de 325 e 250 HV, representando o limite inferior da zona dura (limite superior de zona macia) e o limite inferior da zona macia, respectivamente.

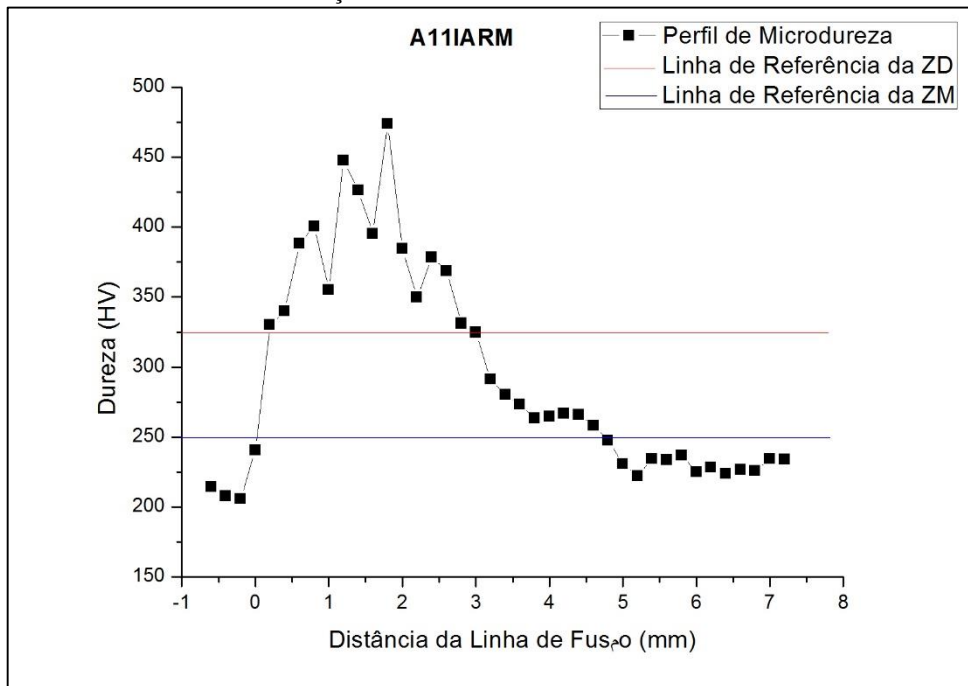
Como pode ser observada na Figura 40, a dureza na ZAC chegou na ordem de 500 HV, devido ao ciclo térmico imposto à peça na soldagem. Devido à elevada temperabilidade do AISI 8630M, atribuída ao seu teor de carbono e carbono equivalente, tais limites de dureza eram esperados para esse material. Quanto à variação de dureza ao longo da ZAC, a mesma era esperada devido ao efeito do bandeamento, como citado anteriormente.

Figura 40. Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 22 kJ/cm, utilizando a técnica I e o gás Ar + 25%He.



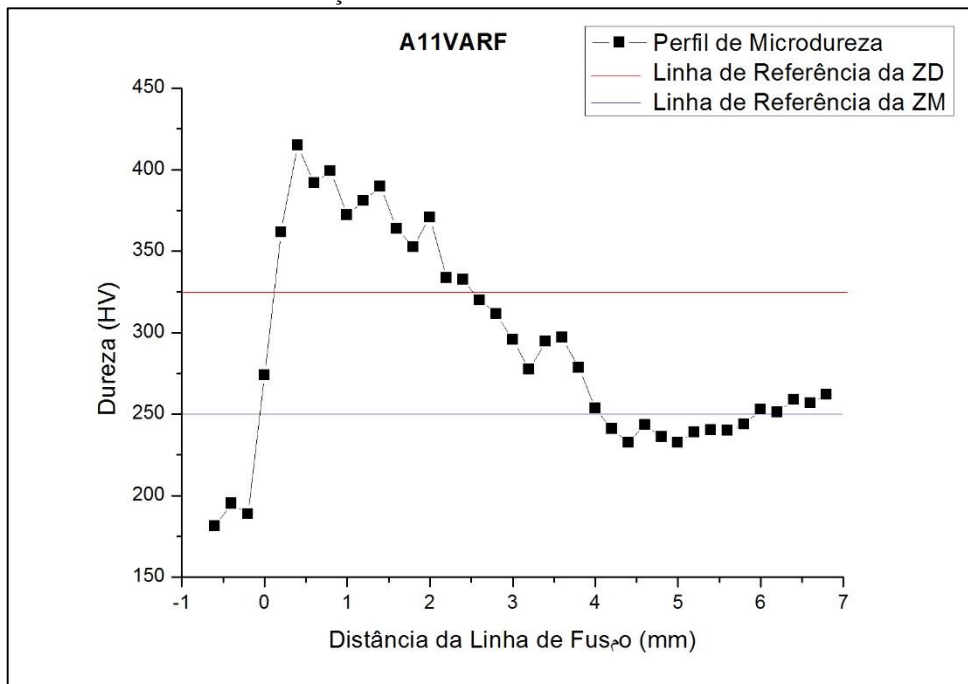
Fonte: Autoria própria.

Figura 41. Perfil de microdureza da condição A11IAR.



Fonte: Autoria própria.

Figura 42. Perfil de microdureza da condição A11VAR



Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 13 são apresentados os valores de ZD e ZM, obtidos a partir do perfil de microdureza medidos ao longo da ZAC para o aço AISI 8630M, soldados com as condições utilizadas para o Higuchi e medidos ao longo de três sessões transversais ao longo da extensão do cordão: início, meio e final.

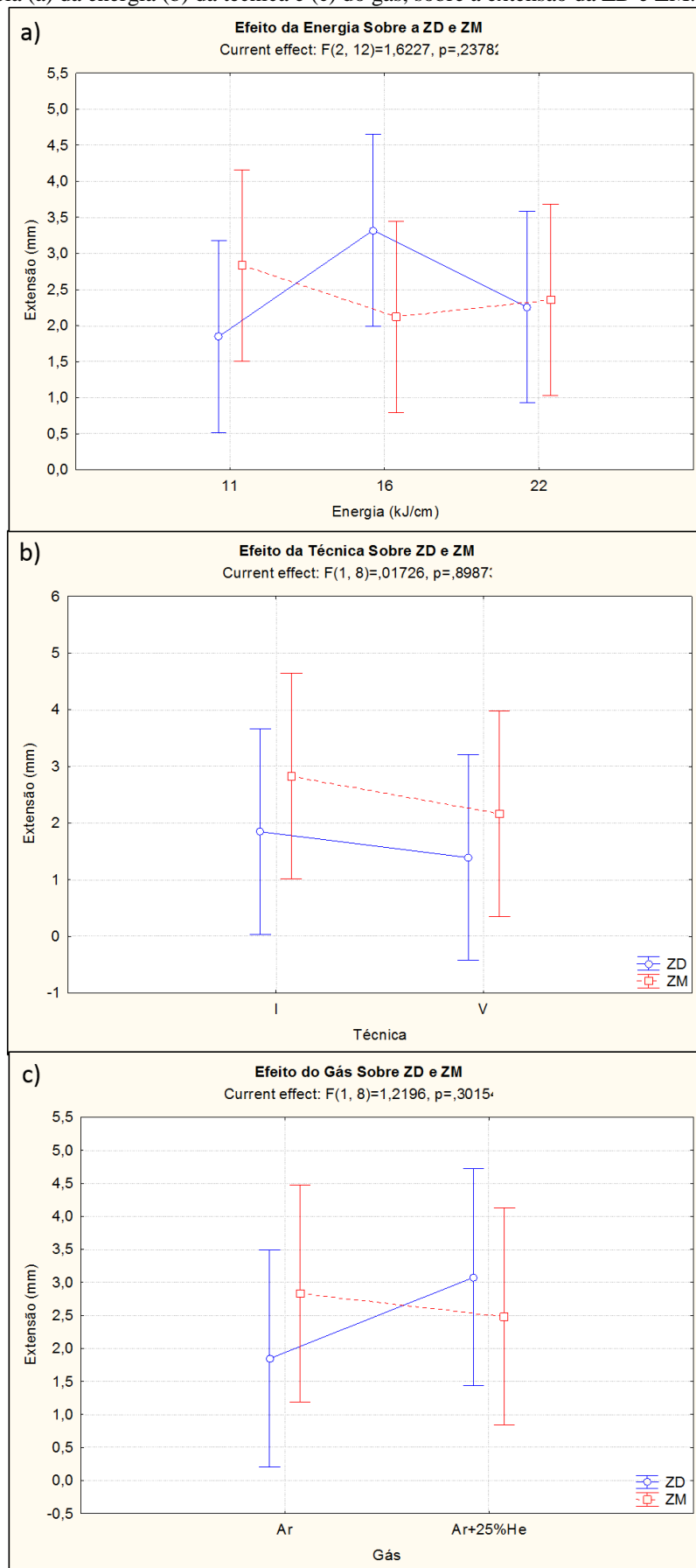
Tabela 13. Valores de extensão do zona dura (ZD) e zona macia (ZM) para as condições soldadas no Teste Higuchi.

Condição	Início		Meio		Final	
	ZD (mm)	ZM (mm)	ZD (mm)	ZM (mm)	ZD (mm)	ZM (mm)
A11IAR	0	4,772	3,004	1,77	2,541	1,951
A11IHE	2,516	2,525	2,981	1,962	3,736	2,975
A11VAR	0	2,612	1,639	2,362	2,537	1,53
A11VHE	2,492	1,647	2,907	1,402	2,504	2,932
A16AR	3,748	1,598	2,736	2,902	3,48	1,866
A16HE	1,507	4,055	2,679	1,54	3,612	1,962
A22IAR	2,408	1,669	1,915	2,902	2,446	2,496
A22IHE	0	0	2,357	3,434	1,584	2,846
A22VAR	3,459	2,548	4,423	1,777	4,459	1,75
A22VHE	4,314	3,544	5,292	2,289	4,906	2,072

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 13 e na Figura 43 pode ser observada a dificuldade em analisar o efeito dos parâmetros sobre a extensão da zona dura e zona macia, uma vez que os únicos resultados encontrados foram tendências sem significância estatística. O mesmo resultado foi observado por Oliveira (2013), que atribuiu à dificuldade em realizar as análises de extensão de ZD e ZM à presença de faixas de bandeamento no material e ao tratamento de têmpera e revenimento, que foi realizado no material antes de soldar.

Figura 43. Influência (a) da energia (b) da técnica e (c) do gás, sobre a extensão da ZD e ZM.



Fonte: Autoria própria.

4.1.3 Testes Higuchi

A Tabela 14 apresenta os valores de reforço (R) e penetração (P) medidos nas amostras soldadas para os Testes Higuchi. Os valores de ZD e ZM, R e P são fundamentais na elaboração dos gráficos Higuchi e diagramas de decisão.

Tabela 14. Valores de extensão de reforço (R) e penetração (P) para as condições soldadas no Teste Higuchi.

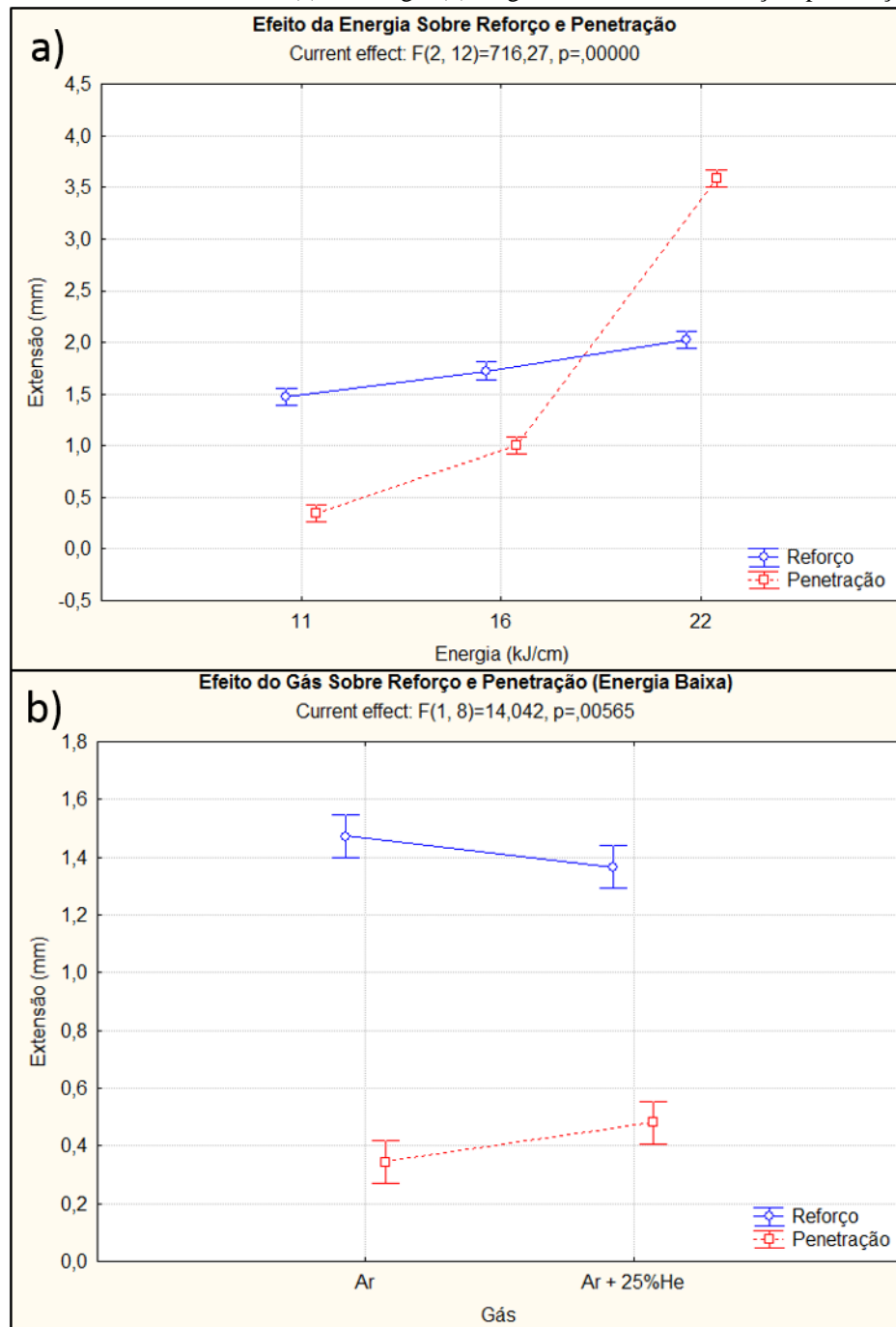
Condição	Início		Meio		Final	
	R (mm)	P (mm)	R (mm)	P (mm)	R (mm)	P (mm)
A11IAR	1,46	0,30	1,49	0,42	1,47	0,32
A11IHE	1,37	0,48	1,45	0,46	1,28	0,51
A11VAR	0,96	1,85	0,83	1,60	0,93	1,42
A11VHE	1,08	1,48	1,05	1,58	1,05	1,41
A16AR	1,72	1,02	1,68	1,00	1,77	1,00
A16HE	1,84	1,33	1,65	1,28	1,69	1,14
A22IAR	2,05	4,16	2,04	4,09	1,98	3,80
A22IHE	2,11	3,51	2,20	3,51	1,93	3,75
A22VAR	2,67	0,36	2,71	0,52	2,60	0,52
A22VHE	2,55	0,46	2,42	0,59	2,44	0,53

Fonte: Autoria própria.

Diferente das análises realizadas para as extensões de ZD e ZM, dimensionados pelos valores de microdureza, R e P apresentaram resultados estatisticamente significativos, quando tratados pelos efeitos da energia e da técnica. Como já era esperado, energias mais altas resultaram em maiores reforços e penetrações como pode ser observado na Figura 44(a). Isso devido o maior aporte térmico fornecido para formação da poça de fusão.

Quanto ao efeito do gás, pode ser observado na Figura 44(b) que não foram obtidos resultados significativos estatisticamente, apenas as tendências de diminuição do reforço e aumento da penetração com o uso do gás Ar + 25%He. Efeito relacionado a maior energia de ionização deste gás que irá fornecer mais calor a poça fundida, gerando assim uma maior molhabilidade a poça poça fundida diminuindo o reforço. Também associado a esse aporte térmico está o aumento da penetração.

Figura 44. Análise estatística dos efeitos (a) da energia (b) do gás utilizado sobre reforço e penetração.



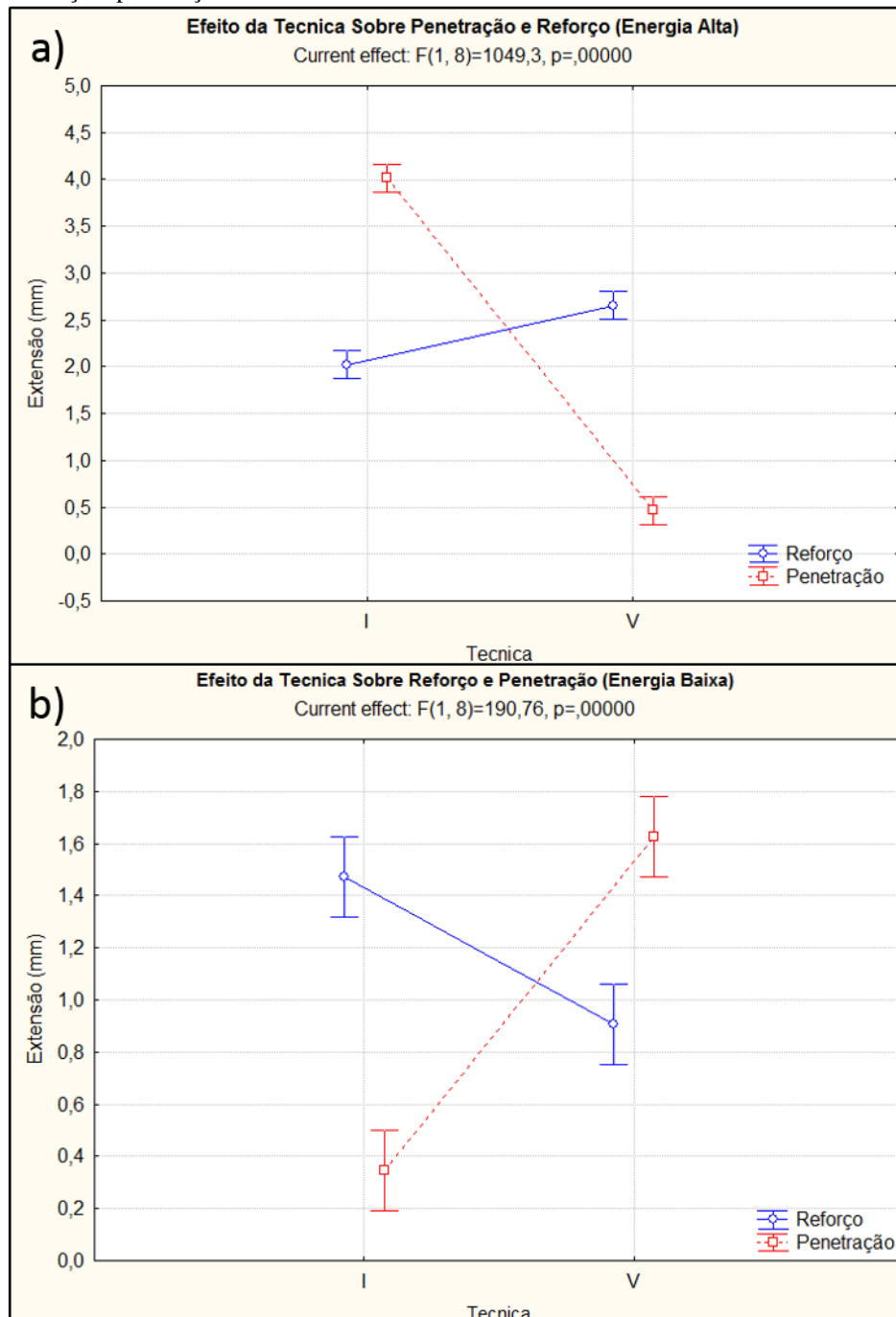
Fonte: Autoria própria.

Com relação à técnica empregada, foram associados dois efeitos para níveis diferentes de energia.

Na Figura 45(a) foi observada a diminuição da penetração e aumento do reforço, resultado baseado no efeito da influência da velocidade de soldagem sobre o aporte térmico empregado a peça por unidade de comprimento. Para um mesmo comprimento de cordão de solda, grandes velocidades de deslocamento implicam em menores tempos de aporte térmico em uma região, conseqüentemente, tem-se cordões com maiores reforços e menores

penetrações. A elevada corrente gera uma pressão de arco sobre a peça muito acentuada, fazendo com que o arco expulse a poça e exerça a sua pressão diretamente sobre o metal base, acarretando maiores penetrações no caso da utilização da técnica I.

Figura 45. Análise estatística dos efeitos (a) da técnica utilizando alta energia (b) da técnica utilizando baixa energia sobre reforço e penetração.

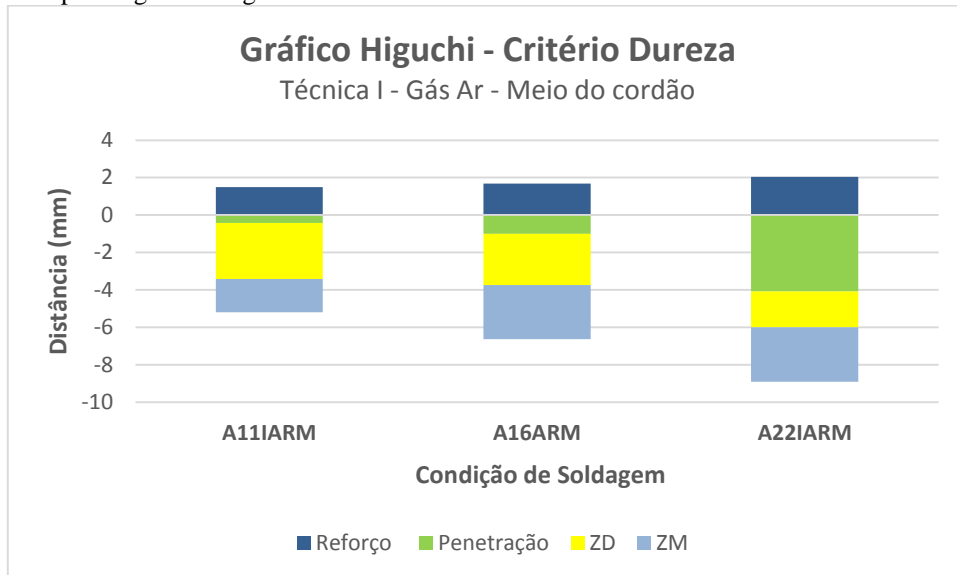


Fonte: Autoria própria.

Com os resultados obtidos de reforço (R), penetração (P), extensão de zona dura (ZD) e extensão de zona macia (ZM) foram construídos os gráficos Higuchi, sendo dois deles apresentados como exemplo na Figura 46 e na Figura 47.

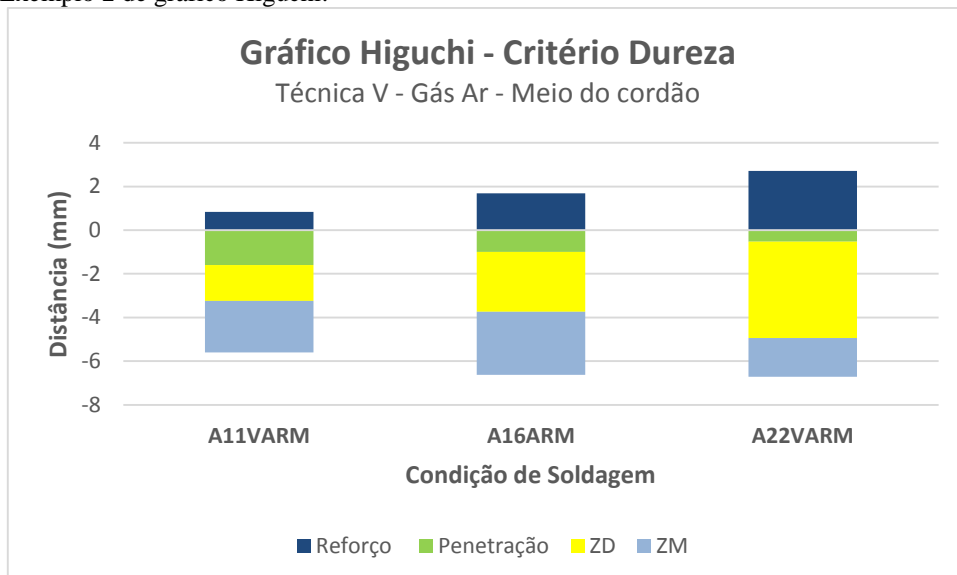
Embora esses gráficos Higuchi sejam utilizados como ferramenta de escolha das melhores relações de energia a serem empregadas posteriormente nesse trabalho, devido ao número elevado de variáveis optou-se pela utilização dos diagramas de decisão (Figura 48, elaborados conforme MIRANDA (2009)).

Figura 46. Exemplo de gráfico Higuchi.



Fonte: Autoria própria.

Figura 47. Exemplo 2 de gráfico Higuchi.

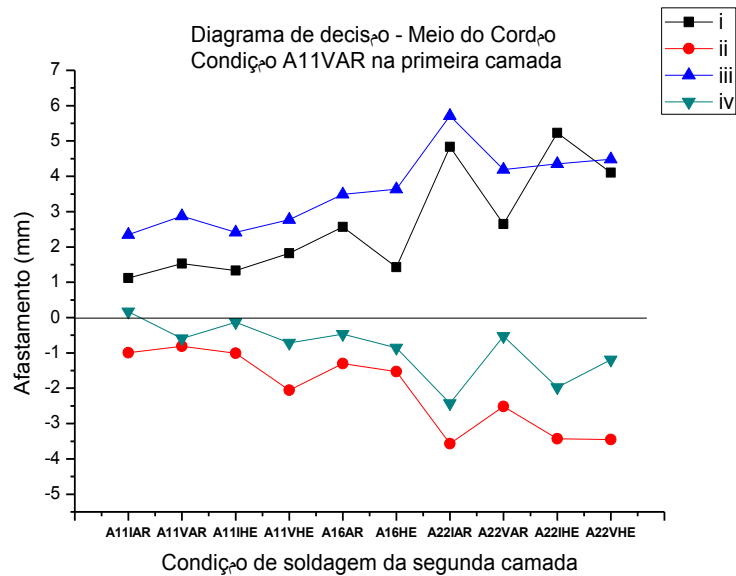


Fonte: Autoria própria.

Dentre todas as combinações possíveis somente uma apresentou afastamentos positivos em todos os quesitos, e em apenas uma sessão transversal (início do cordão de solda). Nas demais seções a mesma relação de energia apresentou resultados próximos de serem aprovados, tornando essa relação como uma possível condição aprovada por apresentar bons resultados nos critérios de refinamento e revenimento. Na Tabela 15 são apresentados os

afastamentos obtidos para essas condições, onde os critérios utilizados na sua elaboração estão apresentados nas Equações 6 à 9.

Figura 48. Diagrama de decisão de uma possível relação de parâmetros aprovada.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 15. Relação de parâmetros adotada como possível condição aprovada.

	1ª Camada	2ª Camada	i	ii	iii	iv
Início	A11VAR	A11IAR	2,267	2,505	2,222	0,795
Meio	A11VAR	A11IAR	1,122	-0,991	2,35	0,165
Final	A11VAR	A11IAR	-0,079	-0,507	2,215	0,074

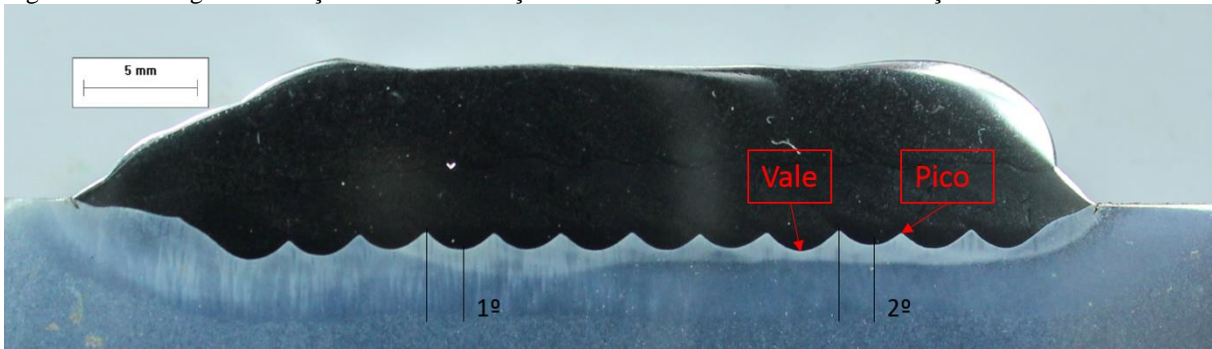
Fonte: Autoria própria.

Assim como em Oliveira (2013), uma quantidade reduzida de possíveis relações aprovadas foram obtidas. Esse fato está relacionado à alta temperabilidade do aço AISI 8630M e às faixas de bandeamento, que interferem na determinação das extensões de zonas duras e macias.

4.1.4 Ensaio de confirmação

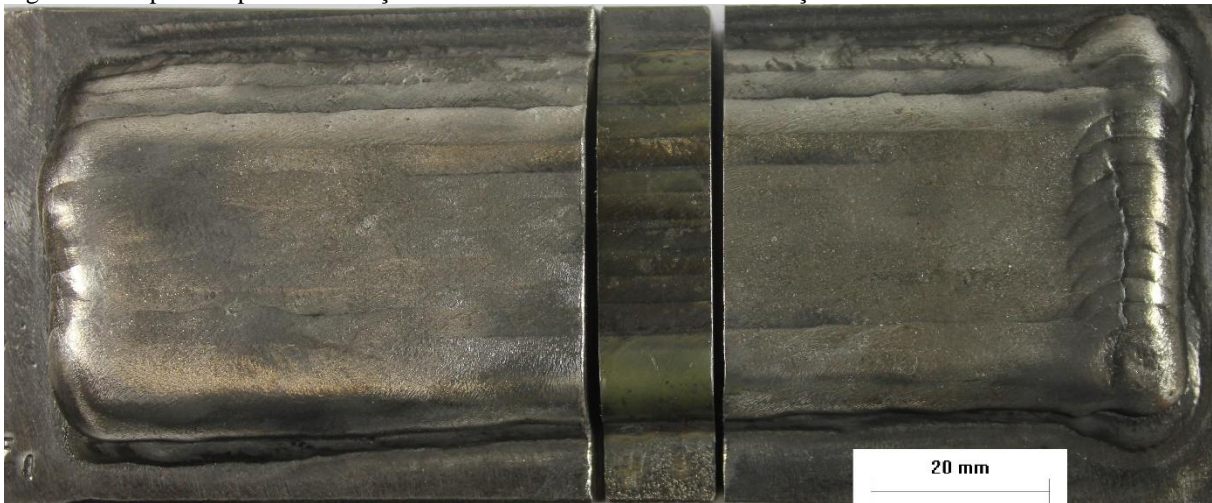
A Figura 49 e Figura 50 representam a seção transversal e o aspecto superficial, respectivamente, do aço AISI 8630M soldado utilizando a técnica dupla camada, aplicando a relação de energia de A11VAR para a primeira e A11IAR para a segunda camada, obtida com auxílio do Teste Higuchi convencional e modificado. Pode ser observada uma seção transversal livre de defeitos entre passes e um bom acabamento superficial.

Figura 49. Macrografia da seção transversal do aço AISI 8630M revestido com as condições A11VAR/A11IAR.



Fonte: Autoria própria.

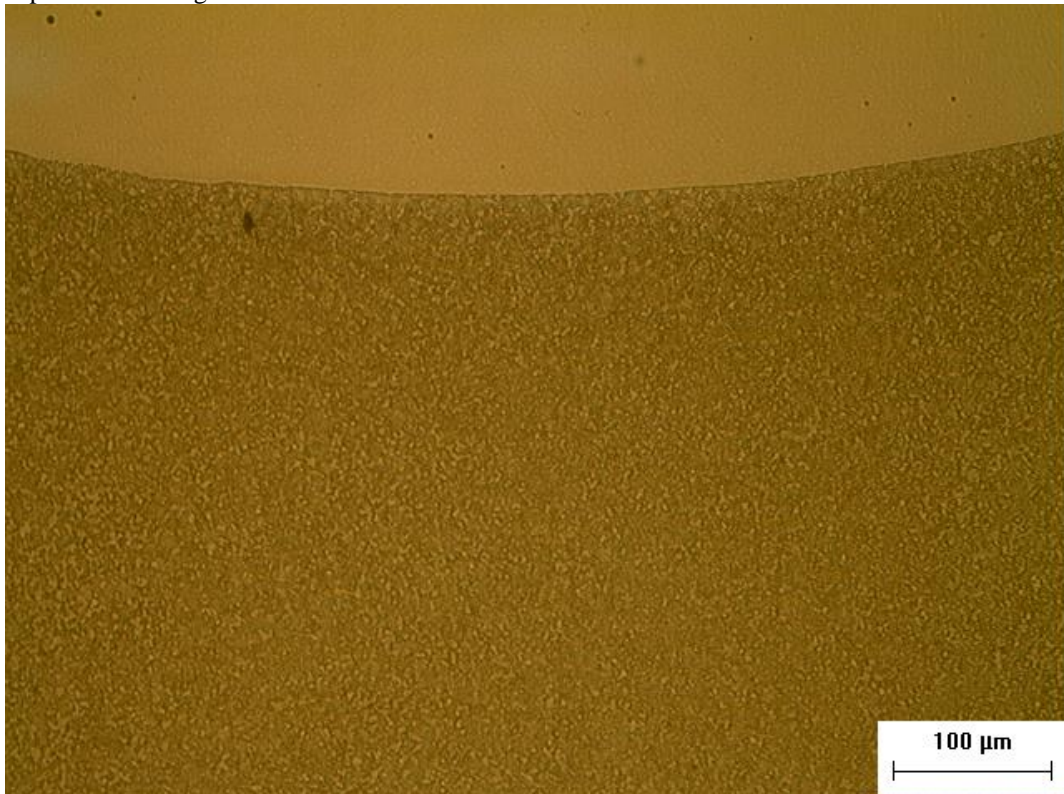
Figura 50. Aspecto superficial do aço AISI 8630M revestido com as condições A11VAR/A11IAR.



Fonte: Autoria própria.

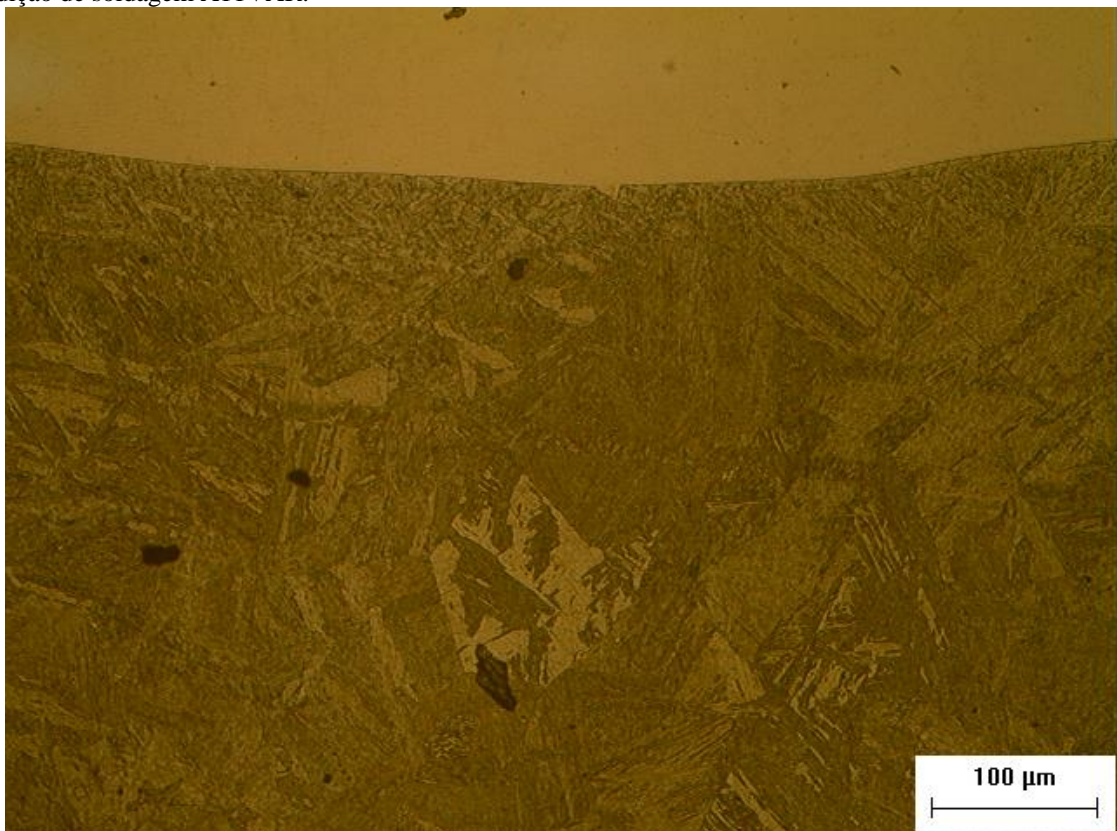
A microestrutura básica da ZAC das amostras de 8630M amanteigadas são compostas basicamente por martensita revenida, sendo observado um grande refino da microestrutura próxima a região da interface (Figura 51), quando comparado ao cordão simples (Figura 52), uma vez que esse não foi submetido ao ciclo térmico dos passes seguintes.

Figura 51. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 8630M amanteigado com a relação de energia indicada pelos Testes Higuchi.



Fonte: Autoria própria.

Figura 52. Microestrutura da interface dissimilar do cordão simples depositado sobre o aço AISI 8630M com a condição de soldagem A11VAR.

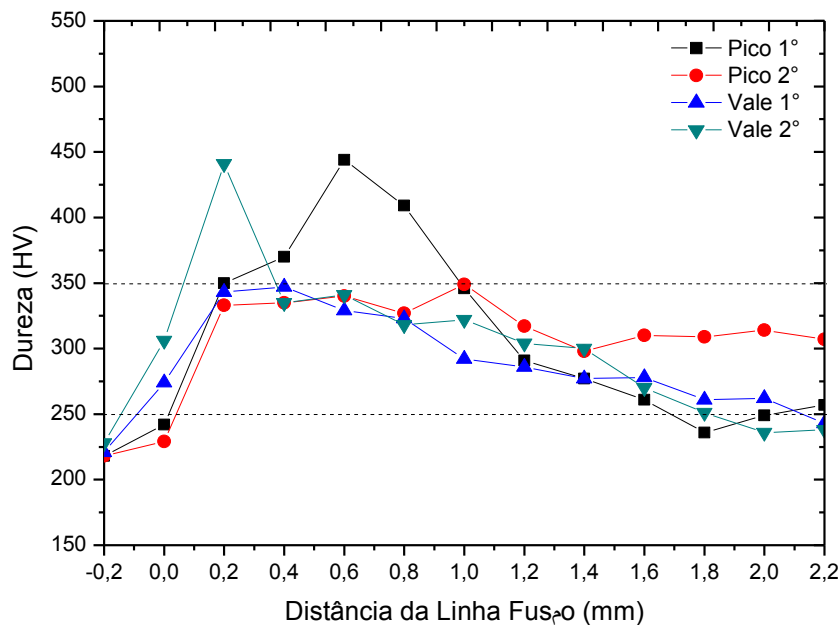


Fonte: Autoria própria.

A Figura 53 apresenta o perfil de microdureza ao longo da interface do material amanteigado. Como pode ser observado foram realizados quatro perfis de microdureza: dois em regiões de pico e dois em região de vale (Figura 49). Em dois perfis de microdureza os valores não ultrapassaram a dureza de 350 HV, o que mostrou que nessas regiões o teste Híguchi proporcionou o revenimento promovido pela sobreposição de ciclos térmicos.

O valor máximo de dureza atingido foi na ordem de 450 HV a uma distância máxima de 0,6 mm da linha de fusão, valor esse que foi bem menor ao encontrado para o cordão simples (2 mm) utilizado para elaboração do Híguchi (Figura 41). Tal fato, comprova o efeito da sobreposição de ciclos térmicos na relação de energia selecionada para elaboração do amanteigamento.

Figura 53. Perfil de microdureza da interface dissimilar com aplicação da dupla camada depositada sobre o aço AISI 8630M com a relação de energia A11VAR/A11IAR.



Fonte: Autoria própria.

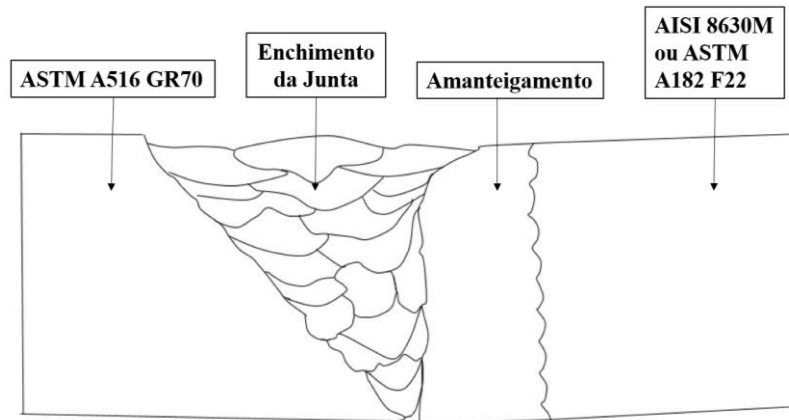
4.2 Juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22

4.2.1 Macrografia das juntas soldadas

Na Figura 54 pode ser observado um desenho esquemático com o detalhamento das regiões presentes nas juntas soldadas. Na Figura 55 e na Figura 56 podem ser observadas a macrografia das juntas soldadas nesse trabalho.

Em algumas seções foram observados problemas associados a falta de fusão no enchimento da junta, que se apresentaram de forma pontual e não influenciaram nos resultados obtidos, uma vez que as análises foram realizadas na interface entre o amanteigamento (UNS N06625) e o metal base (AISI 8630M e ASTM A182 F22).

Figura 54. Desenho esquemático das juntas soldadas.



Fonte: Autoria própria.

Figura 55. Macrografia da junta soldada de AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

Figura 56. Macrografia da junta soldada de ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

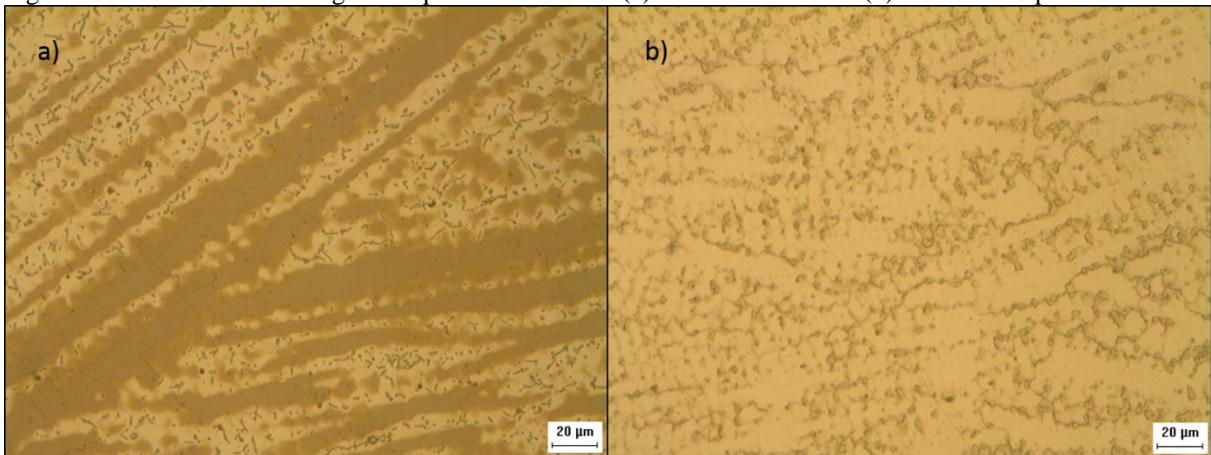
4.2.1 Micrografia das juntas soldadas

A caracterização microestrutural das juntas soldadas foi realizada principalmente em duas regiões de maior interesse: a zona afetada pelo calor e a interface dissimilar gerada pelo amanteigamento.

O material utilizado no amanteigamento e no enchimento foi a liga de níquel UNS N0625 na forma de pó e na forma de arame, respectivamente. Devido ao foco do trabalho não se concentrou na zona fundida, essa região das juntas soldadas com o processo MIG/MAG não foi explorada.

Pode ser observado na Figura 57 a presença de uma matriz de níquel (região escura) com fases precipitadas ao longo das regiões interdendríticas.

Figura 57. Microestrutura da liga de níquel UNS N06625 (a) na forma de arame (b) na forma de pó.

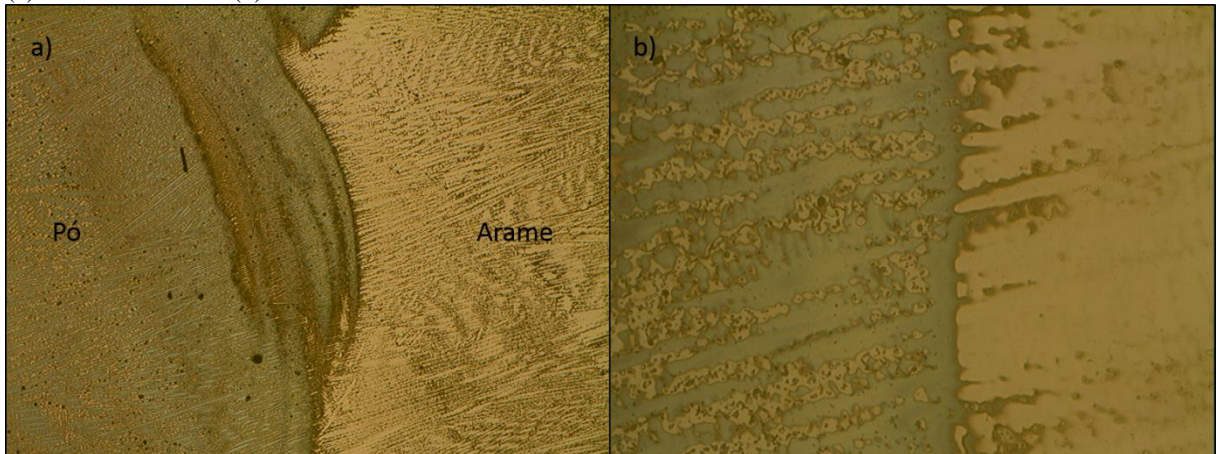


Fonte: Autoria própria.

DIAZ (2004) observou que a utilização das ligas na forma de pó pelo processo PTA favorece a formação de microestruturas mais refinadas quando comparada as que utilizam o metal de adição na forma de arame tais como os processos MIG, TIG. Tal fato pode ser evidenciado na Figura 58, onde as duas soldagem foram realizadas com a energia de aproximadamente 1 kJ/cm. Observa-se na Figura 58(b) a presença de uma microestrutura mais refinada na região correspondente a liga de níquel adicionada na forma de pó.

Esse maior refino na microestrutura da zona fundida gerada pelo processo PTA pode ser atribuído a característica do metal de adição. Uma vez que foi adicionado material na forma de pó, a fusão do material foi facilitada, e uma quantidade maior de nucleantes foi depositada na zona fundida. Isso promoveu uma maior quantidade de núcleos de solidificação e, conseqüentemente, um maior refino da microestrutura.

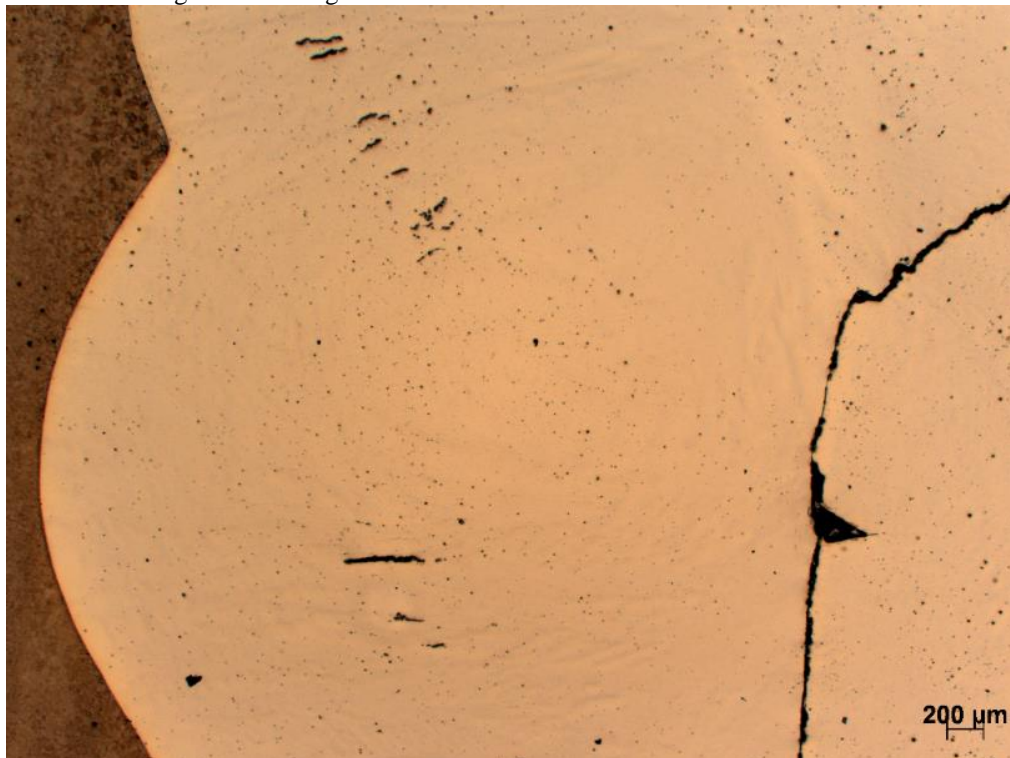
Figura 58. Microestrutura da interface entre a liga de níquel que utilizou metal de adição na forma de pó e arame (a) aumento de 200x (b) aumento de 500x.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 59 representa trincas que foram encontradas ao longo do enchimento do metal de base AISI 8630M. Tal fenômeno também foi observado no amanteigamento do aço ASTM A182 F22.

Figura 59. Trincas ao longo do amanteigamento do metal de base AISI 8630M.

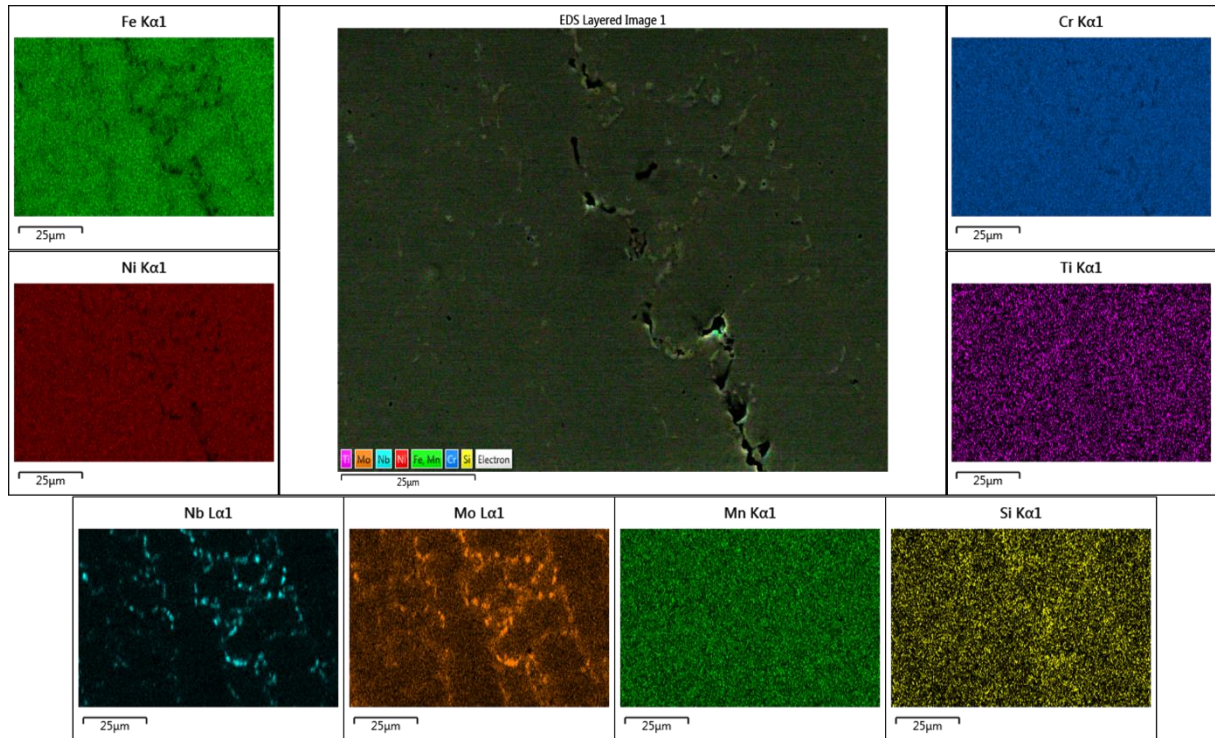


Fonte: Autoria própria.

Na **Erro! Autoreferência de indicador não válida.** é representado um mapa de composição química de uma região onde foram evidenciadas trincas no amanteigamento do aço ASTM A182 F22. Pode ser observada a presença de regiões com alta concentração de Nb e Mo, tais pontos de concentração podem estar associados a presença de precipitados, que

consequentemente podem favorecer a ocorrência de trincas de solidificação ou de reaquecimento, cuja ocorrência pode ter sido nas operações de aquecimento entre os passes de amanteigamento.

Figura 60. Mapa de composição química em uma região de ocorrência de trincas no amanteigamento do aço ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

4.2.2 ZAC nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22

Na Figura 61 pode ser observada a ZAC predominante em amostras de ASTM8630M amanteigadas com condição aprovada pelos Testes Higuchi e Higuchi modificado. A microestrutura básica predominante é a martensita revenida. Em geral pode ser observado um refino do tamanho de grão nessa região, apesar de na região próxima à linha de fusão exista a presença de grãos maiores.

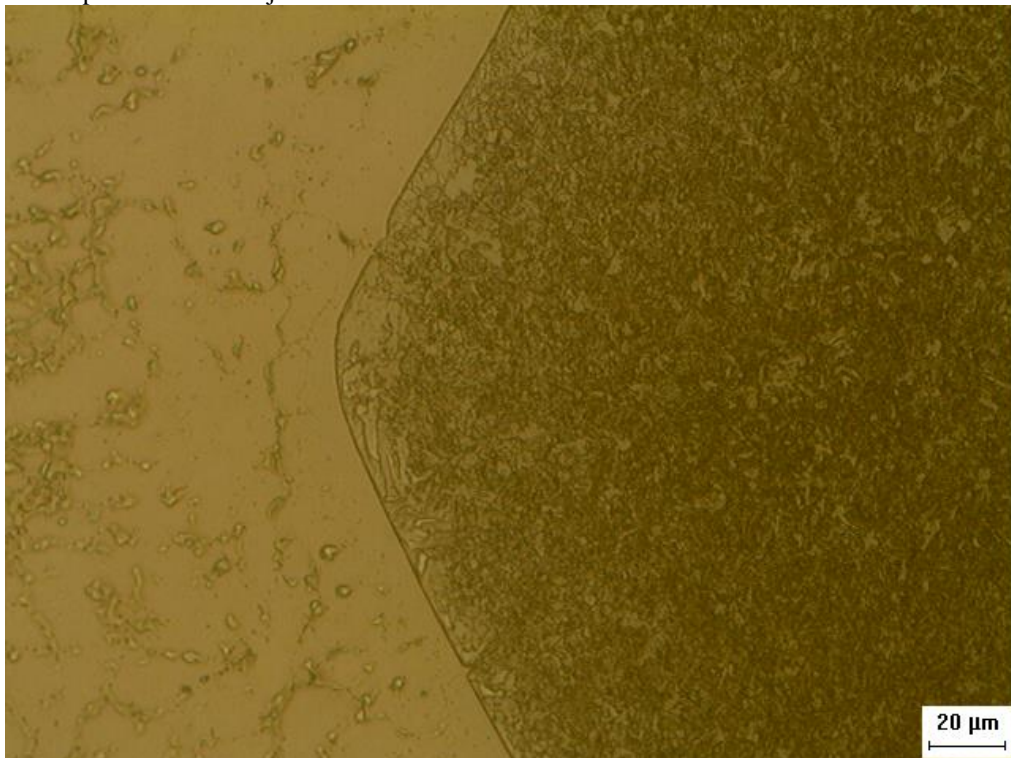
A presença dessa microestrutura mais refinada é um indicativo de que as relações de energia encontradas com os Testes Higuchi e Huguchi modificado foram satisfatórios do ponto de vista do refinamento. DIETER (1988) cita em seu trabalho que uma forma de aumentar a tenacidade de aços baixo e médio carbono é por meio do refinamento da microestrutura do material.

Foi observada a presença de uma pequena região próxima a interface dissimilar, onde são encontrados grãos de ferrita. Essa região está em destaque na Figura 62 e pode ser

identificada na Figura 61, a mesma apareceu ao longo de toda a interface e pode ser relacionada a um processo de descarbonetação devido aos sucessivos ciclos térmicos a que o metal base foi submetido e ao forte gradiente de carbono existente entre o aço AISI 8630M e a liga de níquel.

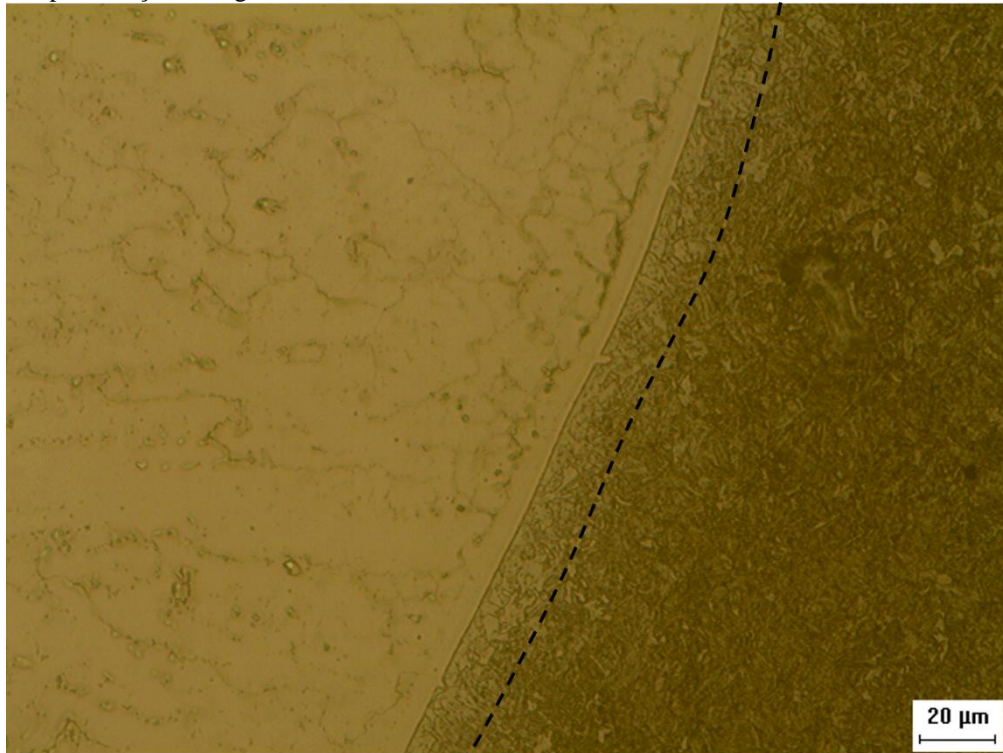
Na região descarbonetada apresentada nas Figura 61 e Figura 62 pode ser observado um maior crescimento dos grãos, que pode estar associado a falta de carbonetos que dificultem o crescimento do grão pós recristalização (FOLKHARD, 1988). GITTOS e GOOCH (1992) indicam essa região descarbonetada como responsável pelo baixo nível de energia absorvida durante o impacto em juntas dissimilares. OLIVEIRA (2013) cita que o carbono perdido nessa região se difunde para a interface dissimilar, ocasionando a saturação de carbono e/ou precipitados de carbonetos, levando ao endurecimento e posterior fragilização dessa região, o que pode ser a causa da dureza acima de 350 HV observada na Figura 53.

Figura 61. ZAC predominante da junta soldada de ASTM 8630M.



Fonte: Autoria própria.

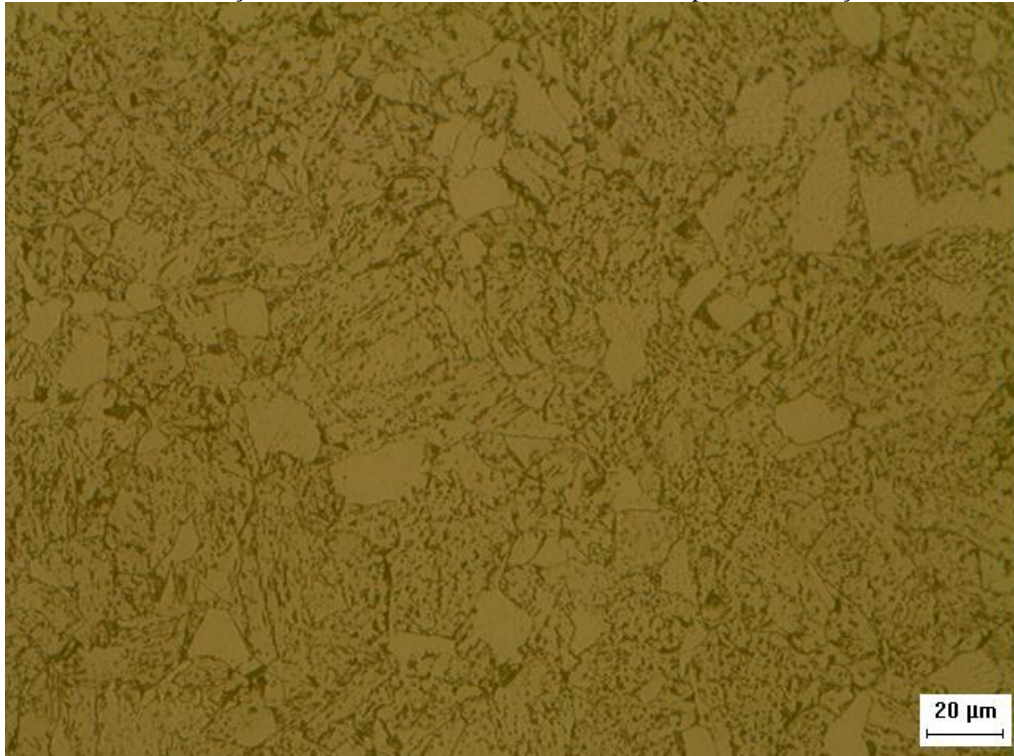
Figura 62. Representação da região descarbonetada no ASTM 8630M.



Fonte: Autoria própria.

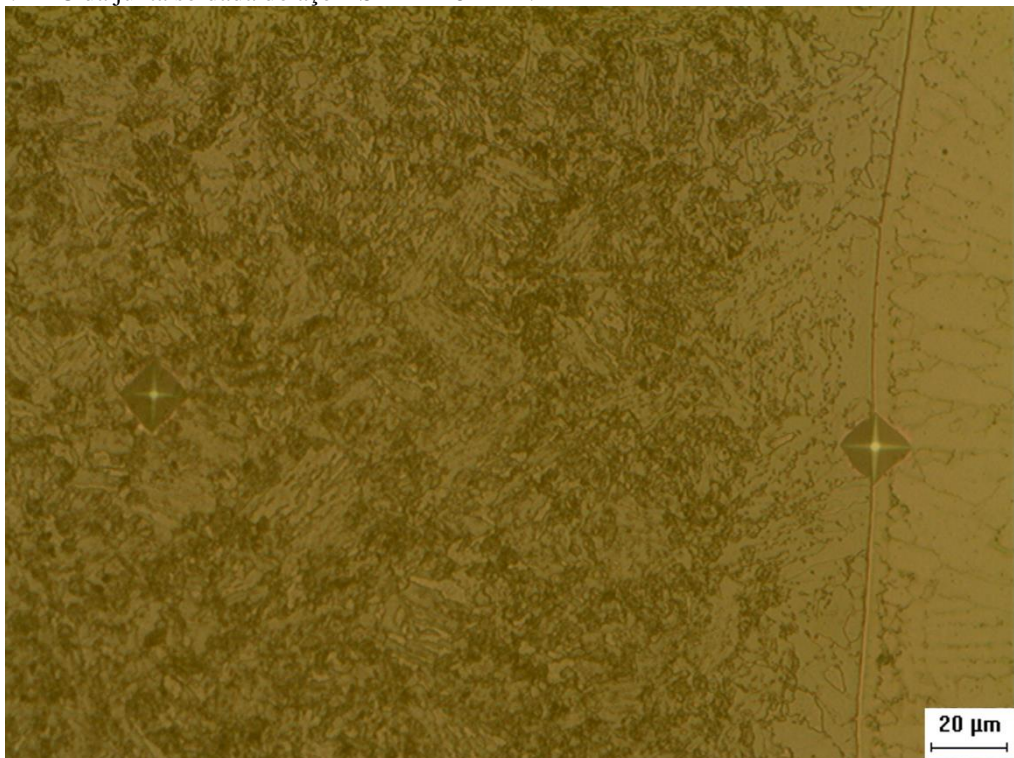
A mesma condição de soldagem aprovada no teste Higuchi que foi utilizada no AISI 8630M, foi aplicada no ASTM A182 F22. A Figura 64 mostra a microestrutura da ZAC do aço F22, onde observa-se uma microestrutura composta por martensita revenida e bainita. Assim, como encontrado para o ASTM 8630M, foi evidenciado refinamento na ZAC próxima a interface e a presença da região descarbonetada.

Figura 63. Microestrutura do aço ASTM A182 F22 tratado termicamente por normalização e revenimento.



Fonte: Autoria própria.

Figura 64. ZAC da junta soldada do aço ASTM A182 F22.



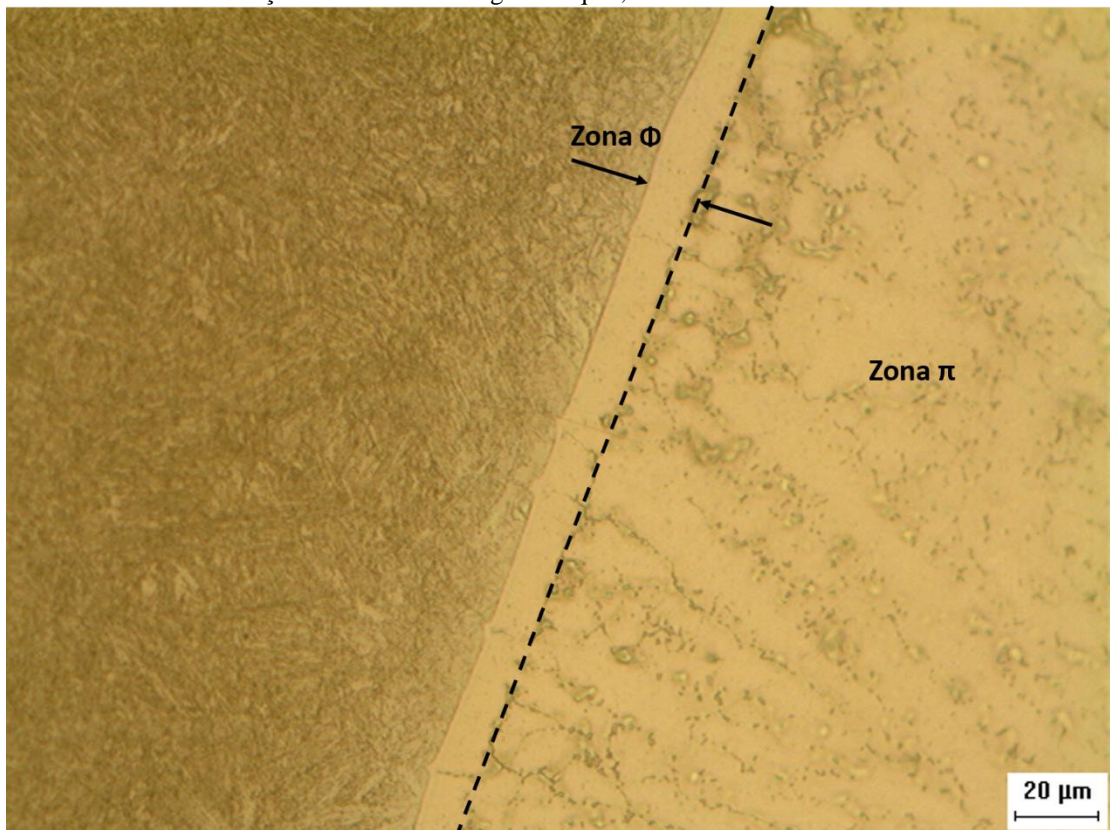
Fonte: Autoria própria.

4.2.3 Caracterização microestrutural da interface dissimilar

A região dissimilar é apontada por muitos autores como uma região crítica, responsável pela nucleação e propagação de trincas. Toda essa problemática está associada ao gradiente de composição química formado nessa região, que em níveis intermediários entre o aço baixa liga e a liga de níquel gera zonas frágeis. A classificação morfológica adotada nesse trabalho foi a mesma proposta por BEAUGRAND et al. (2009b), apresentada anteriormente.

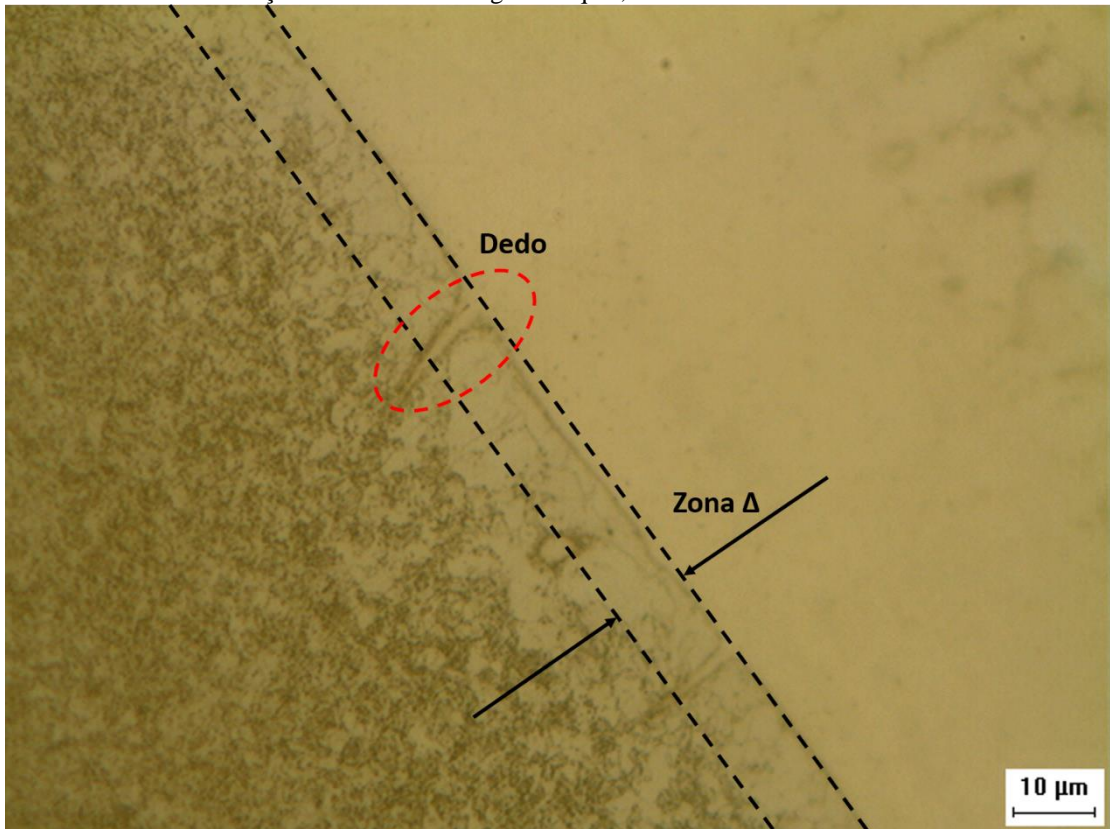
Nas Figura 65 e Figura 66 são apresentadas algumas das regiões encontradas nas interfaces geradas nesse trabalho.

Figura 65. Interface entre o aço AISI 8630M e a liga de níquel, indicando a zona Φ e zona π .



Fonte: Autoria própria.

Figura 66. Interface entre o aço AISI 8630M e a liga de níquel, indicando a zona Δ e um dedo.

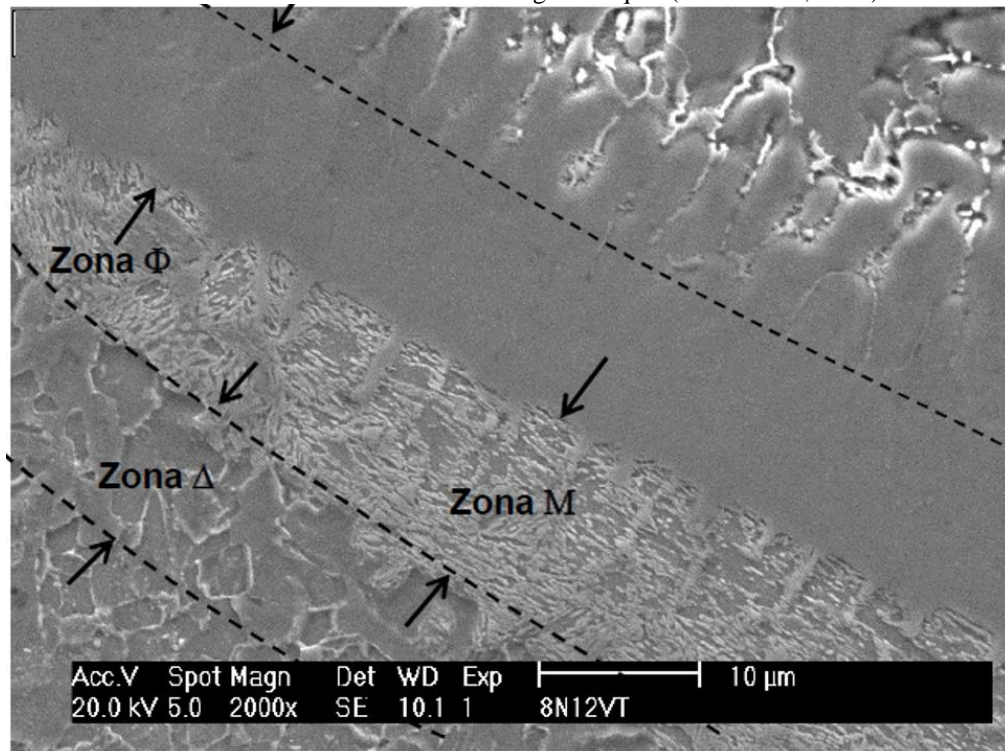


Fonte: Autoria própria.

Como pode ser observado a evolução microestrutural encontrada nas interfaces dissimilares foi similar a proposta por BEAUGRAND et al. (2009b). Inicia no metal base a partir da zona Δ , que representa uma estreita zona descarbonetada na região imediatamente adjacente a linha de fusão. Em seguida passa pela zona Φ , onde existe o modo de solidificação planar, devido a segregação de elementos de liga com o Cr, Nb e Mo inicia-se a zona π . A zona Φ apresenta uma variação significativa em sua extensão em função da posição de análise na interface, sendo esse mesmo resultado observado por OLIVEIRA (2013).

A principal diferença encontrada na morfologia gerada na interface dissimilar, quando comparada a outros trabalhos (OLIVEIRA, 2013; BEAUGRAND et al., 2009b) foi a não verificação da zona M (Figura 67). O mesmo resultado foi observado no trabalho de MIRANDA (2014), que utilizou o processo PTA na aplicação de revestimentos de ligas de níquel em tubulações API. Vale salientar a importância desse resultado, uma vez que a zona M é considerado uma região crítica da interface dissimilar devido a sua alta concentração de Fe. Tal zona é considerada uma região propícia a nucleação de trincas.

Figura 67. Zonas da interface dissimilar entre 8630M e a liga de níquel (OLIVEIRA, 2013).

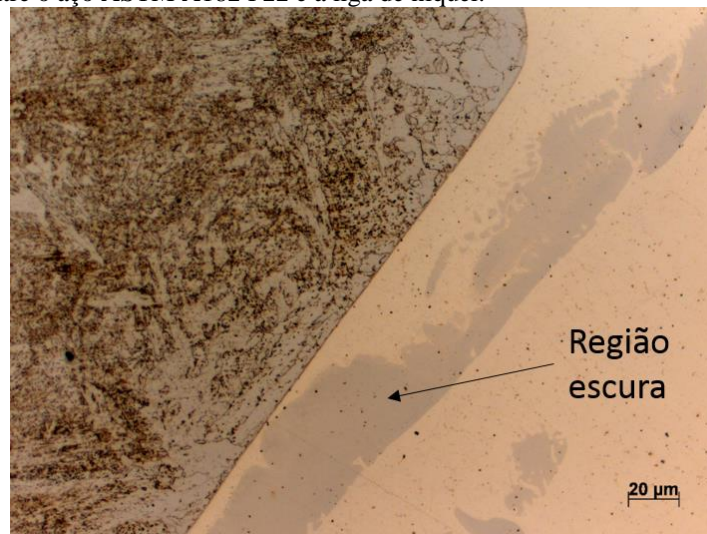


Fonte: (OLIVEIRA, 2013).

Na Figura 66 pode ser observada a presença dos chamados “dedos”, que são penetrações do metal de solda no metal de base. Analisando-se a interface do aço ASTM A182 F22 foi evidenciada a falta dos “dedos” (Figura 68). Segundo OLIVEIRA (2013) esse fenômeno se dá pelas características da fusão/solidificação de ambos os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 serem diferentes.

Em simulações realizadas por OLIVEIRA (2013) utilizando o programa Thermo-Calc[®] os dois materiais apresentaram temperaturas de início de fusão e frações de líquido formadas ao longo do aquecimento bem diferentes. Foi observado que a fusão do aço AISI 8630M inicia em temperaturas menores, logo para o mesmo ciclo de aquecimento aplicado a esses aços, o AISI 8630M apresentará 45% de líquido formado, enquanto o ASTM A182 F22 permanecerá sólido. Como no reaquecimento os contornos de grão são fundidos primeiramente, supõe-se que o AISI 8630M inicia o processo de fusão dos contornos na região próxima a interface em conjunto com uma forte convecção da poça, ocasionando o preenchimento dessa região com metal de solda.

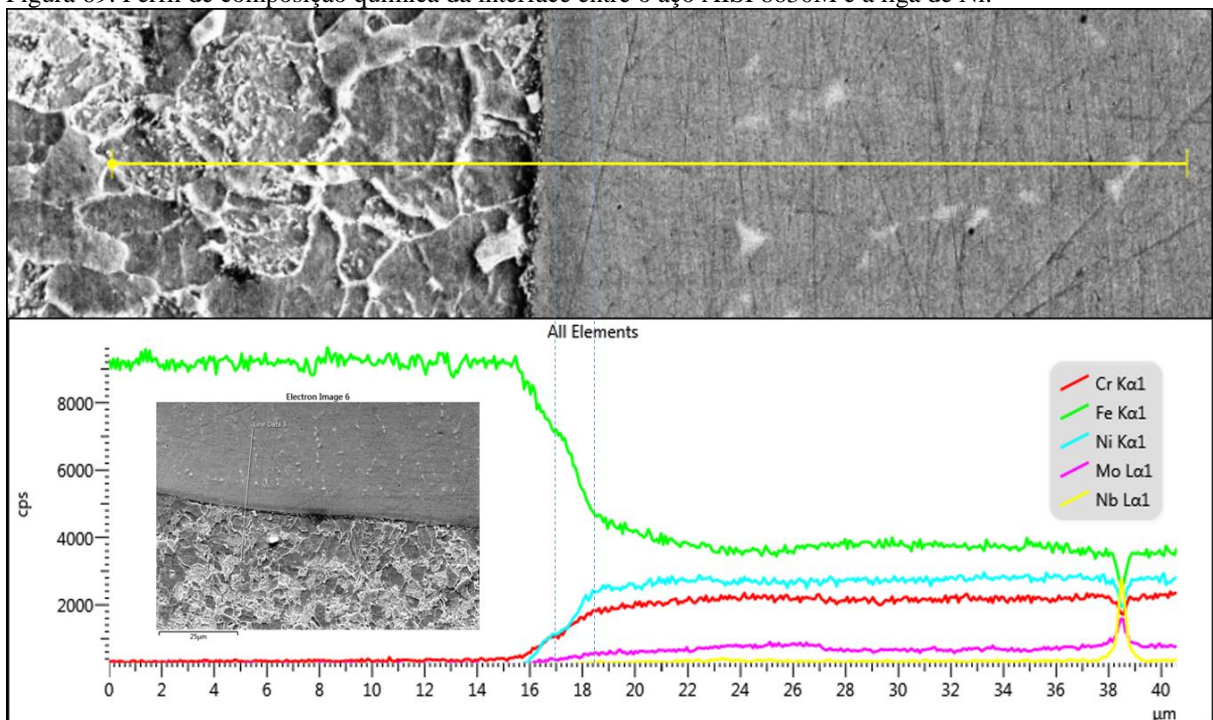
Figura 68. Interface entre o aço ASTM A182 F22 e a liga de níquel.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 69 apresenta um perfil de composição feita com EDS, onde pode ser observada a variação de composição química ao longo da interface no aço AISI 8630M.

Figura 69. Perfil de composição química da interface entre o aço AISI 8630M e a liga de Ni.

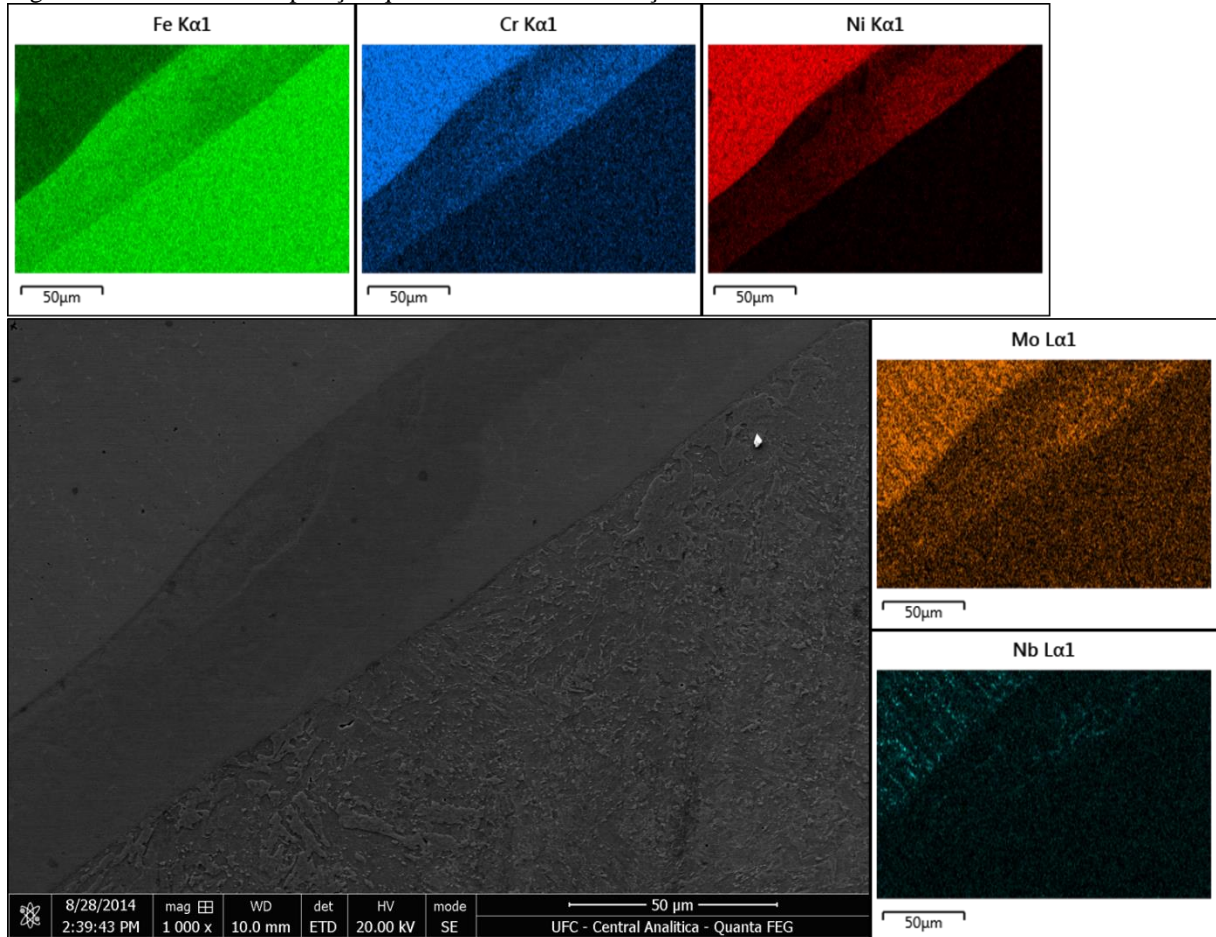


Fonte: Autoria própria.

Observa-se na interface dissimilar uma queda acentuada do Fe e um crescimento nos teores de Ni e Cr, principalmente. Ao longo da curva do Fe, podem ser observadas três regiões que apresentam variação composicional diferentes. A zona Φ é a região que tem a queda mais acentuada no teor de Fe, acompanhado por um crescimento maior nos teores de Ni e Cr, a mesma está em destaque na Figura 69.

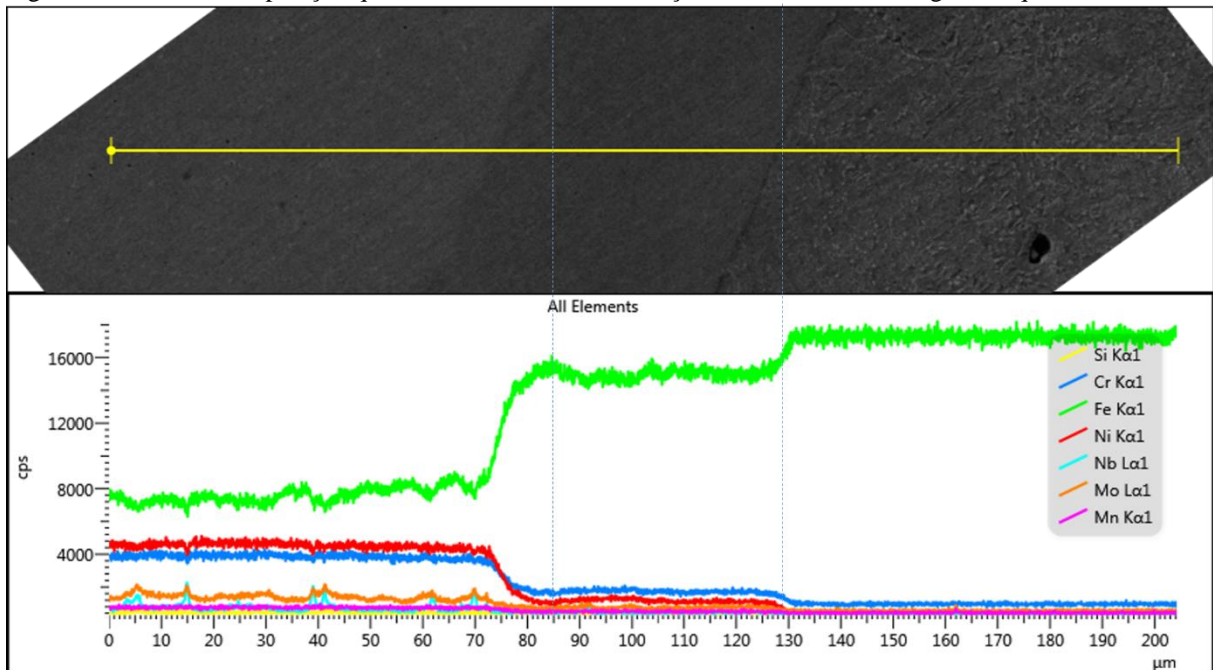
Pode ser observado nas interfaces geradas com o aço ASTM A182 F22 a presença de uma região escura próxima a linha de fusão (Figura 68), tal região não havia sido observada em outros trabalhos do ENGESOLDA. As Figura 70 e Figura 71 apresentam uma análise de composição química de uma região que apresenta esse fenômeno.

Figura 70. Análise de composição química da interface do aço ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

Figura 71. Perfil de composição química da interface entre o aço ASTM A182 F22 e liga de níquel.



Fonte: Autoria própria.

Pode ser observada que essa região é extensa e possui uma composição química similar à do metal base, com alto teor de Fe e uma baixo teor de Cr e Ni. A mesma se encontra em destaque na Figura 71. SILVA et. al. (2013) e OLIVEIRA (2013) encontraram estruturas semelhantes em seu trabalho e utilizaram uma nomenclatura realizando uma correlação entre a sua forma e conceitos de geografia. Existem quatro terminologias para essas regiões: praias, que seriam faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão; ilhas, regiões envolvidas pelo metal de solda; baías, regiões ligadas ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal base e península, que é uma região ligada ao metal base parcialmente circundada pelo metal de solda.

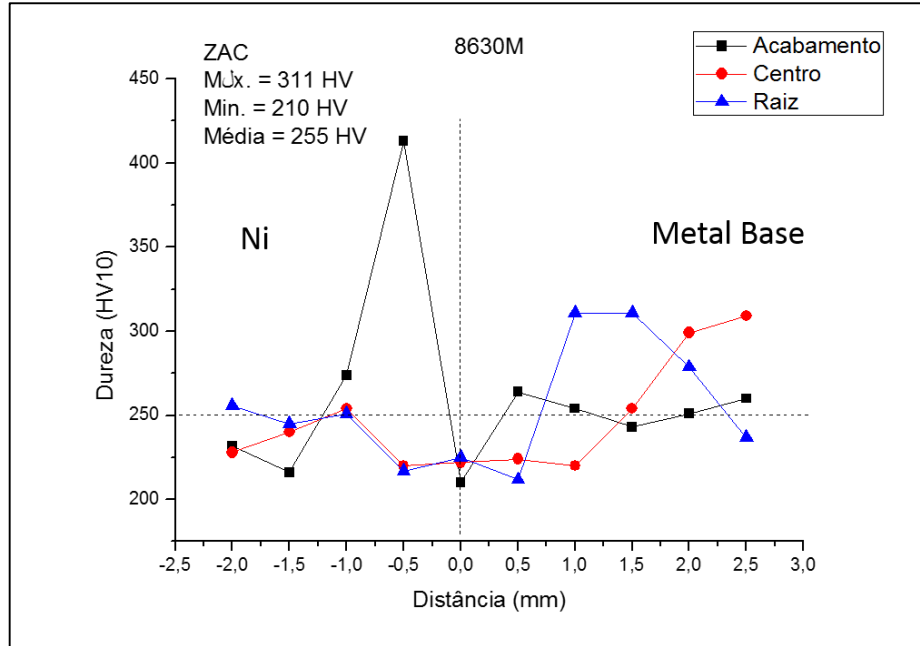
Utilizando essa terminologia apresentada pode-se considerar a região da Figura 70 como uma “península”.

4.2.5 Ensaio de dureza

Das Figura 72 à Figura 74 são apresentados os perfis de dureza ao longo de três regiões da junta soldada, acabamento, centro e raiz. A Figura 72 e a Figura 73 representam os perfis de dureza das juntas soldadas utilizando como metal base os aços AISI 8630M e o ASTM A182 F22, respectivamente. Além disso são representados os valores de dureza máxima, mínima e a média ao longo da ZAC. Na Figura 74 é representado o perfil de dureza ao longo da interface gerada entre o metal de adição na forma de arame e na forma de pó.

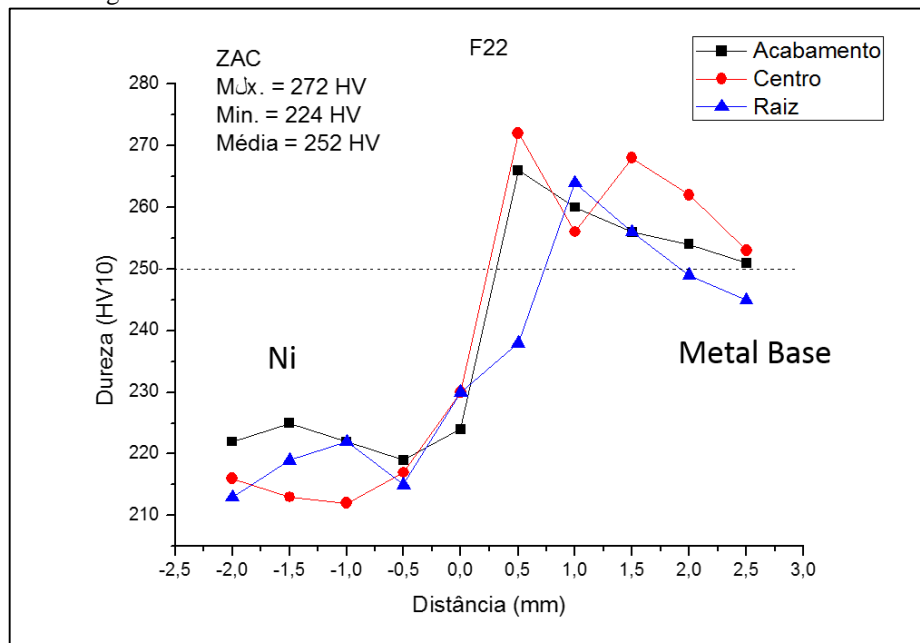
Pode ser observado que os valores de dureza encontrados nas Figura 72 e Figura 73 ao longo da ZAC gerada pela dupla-camada ultrapassaram o critério de dureza máximo estabelecido pela norma NACE (2005). Na Figura 72 pode ser observado um pico de dureza de aproximadamente 400 HV10, sendo esse valor atribuído a algum erro de medição, uma vez que a dureza média na zona fundida é de 220 HV10.

Figura 72. Perfil de dureza levantado na interface dissimilar do aço AISI 8630M amanteigadas pelo parâmetro indicada pelo Teste Híguchi.



Fonte: Autoria própria.

Figura 73. Perfil de dureza levantado na interface dissimilar do aço ASTM A182 F22 amanteigadas pelo parâmetro indicada pelo Teste Híguchi.

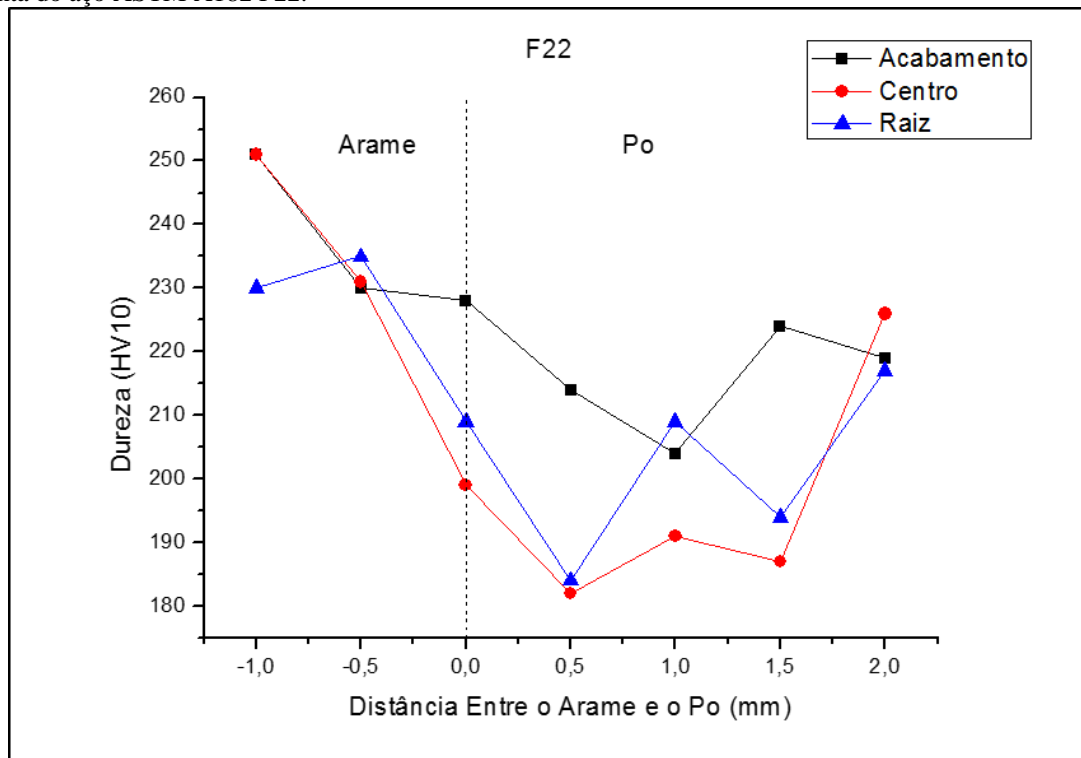


Fonte: Autoria própria.

Pode ser observado na Figura 72 que a junta soldada de AISI 8630M, com uma condição possivelmente aprovada pelo Teste Higuchi, apresentou picos de dureza próximos de 320 HV10 ao longo da ZAC. Na junta soldada em que foi utilizado o aço ASTM A182 F22 (Figura 73), foram encontrados picos de dureza na ordem de 270 HV10.

Na Figura 72 fica claro o nível de influência exercido pelo bandejamento sobre os valores de dureza obtidos. É evidenciada uma dispersão grande nos resultados, que oscilaram de aproximadamente 200 a 320 HV(10), onde esses valores mais elevados podem ter sido causados pelo nível de bandejamento do material de base.

Figura 74. Perfil de dureza levantado na interface entre a liga UNS N06625 na forma de arame e na forma de pó da junta do aço ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 74 pode ser evidenciada uma diminuição dos valores de dureza quando os mesmos são realizados na liga UNS N06625 depositado na forma de pó.

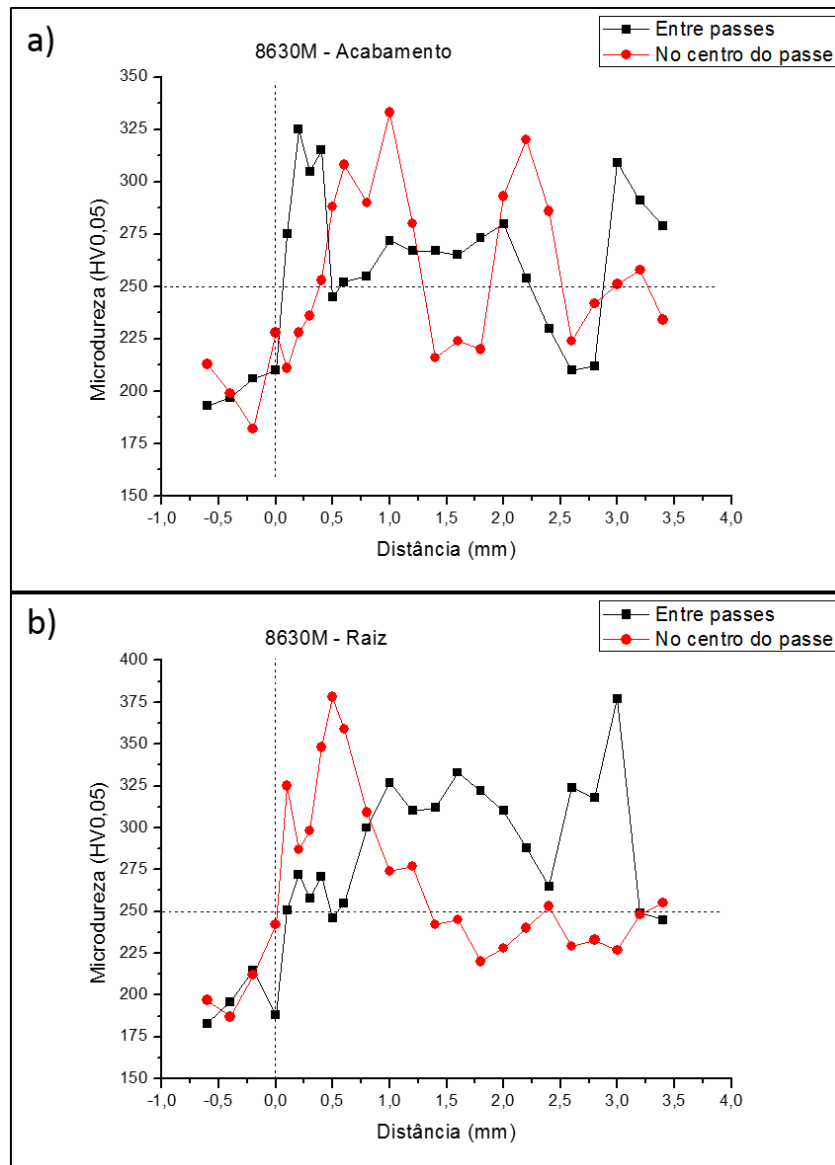
4.2.5 Ensaios de microdureza

Nas Figura 75 e Figura 76 são apresentados os perfis de microdureza ao longo da ZAC das juntas soldadas. Como pode ser observado, os ensaios foram realizados no acabamento e na região próxima ao passe de raiz, nas posição entre passes e no centro do passe.

Os resultados apresentados na Figura 75 e na Figura 76 foram similares aos obtidos nos ensaios de dureza. Para o aço AISI 8630M foram obtidos picos de dureza da ordem de 375 HV0,05, ficando mais evidentes questões relacionadas ao bandejamento existente no material. Com relação ao efeito do posicionamento dos perfis de microdureza ao longo da interface, não foi observada a presença de uma região mais crítica, apesar de na região de entre passes haver uma maior dificuldade na sobreposição dos ciclos térmicos.

Na Figura 75a pode ser observado que regiões de maiores e menores picos de microdureza se revezam ao longo da ZAC, indicando a presença de faixas de bandejamento. Além disso, precipitações de carbonetos, com a migração de carbono da interface, podem estar causando os picos de dureza.

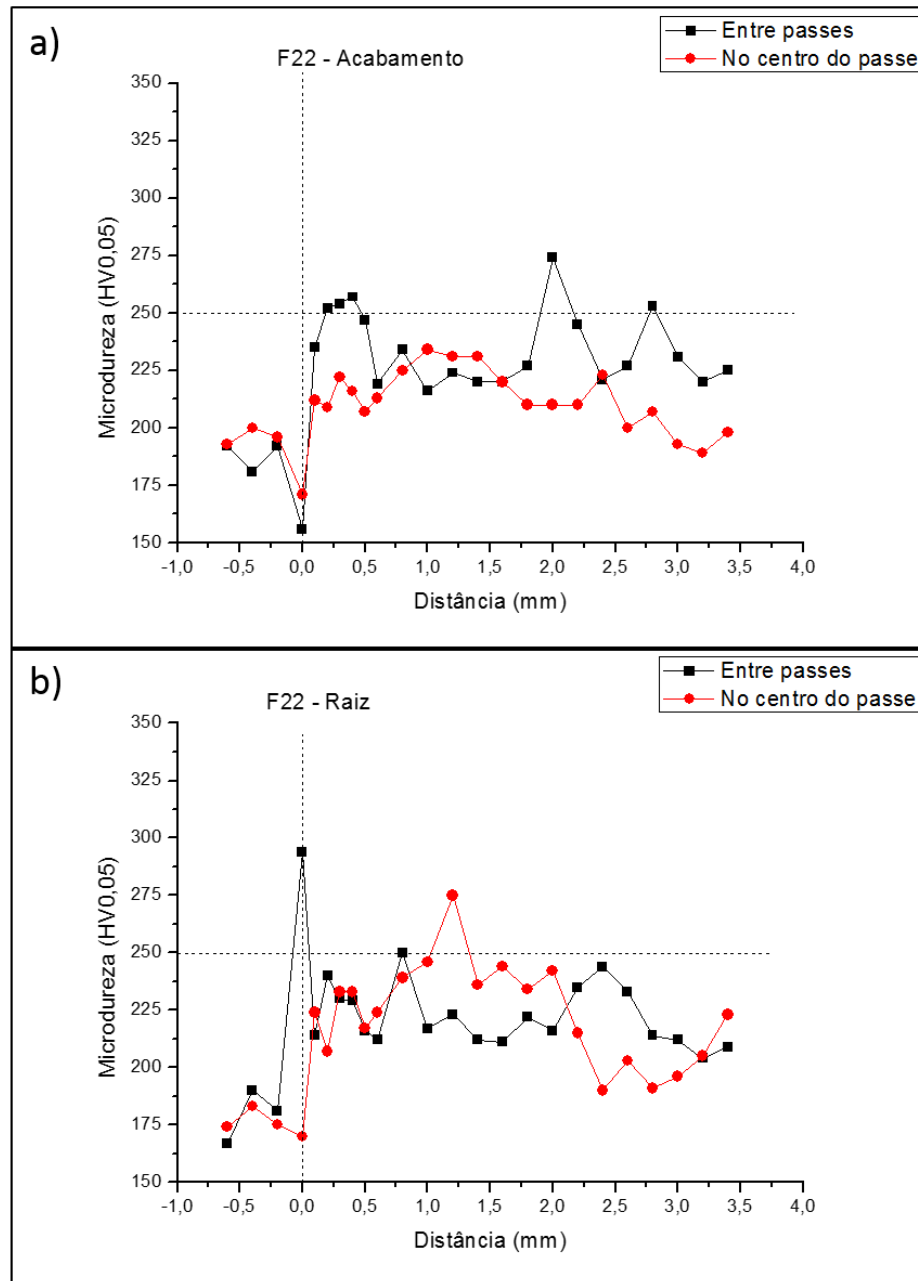
Figura 75. Perfis de microdureza nas juntas soldadas com aços AISI 8630M na região a) do acabamento e b) da raiz.



Fonte: Autoria própria.

Os resultados para o aço ASTM A182 F22 podem ser observados na Figura 76. Os valores de microdureza em sua grande maioria não ultrapassaram o valor limite de 250 HV0,05 estabelecido pela norma NACE (2005). Além disso, o efeito do bandejamento foi menor.

Figura 76. Perfis de microdureza nas juntas soldadas com aços ASTM A182 F22 na região a) do acabamento e b) da raiz.



Fonte: Autoria própria.

Pelo critério de dureza apenas o aço ASTM A182 F22 se aproximou da condição exigida em norma. Vale lembrar que o estudo de Higuchi foi realizado unicamente para o aço AISI 8630M e um estudo exploratório de relações de energia para o ASTM F22 poderia resultar em uma condição ou mais condições que atendessem 100% os critérios normatizados.

Quanto ao aço AISI 8630M, devido ao elevados valores de microdureza obtidos, o TTPS deverá ser realizado para atender os critérios estabelecidos na norma.

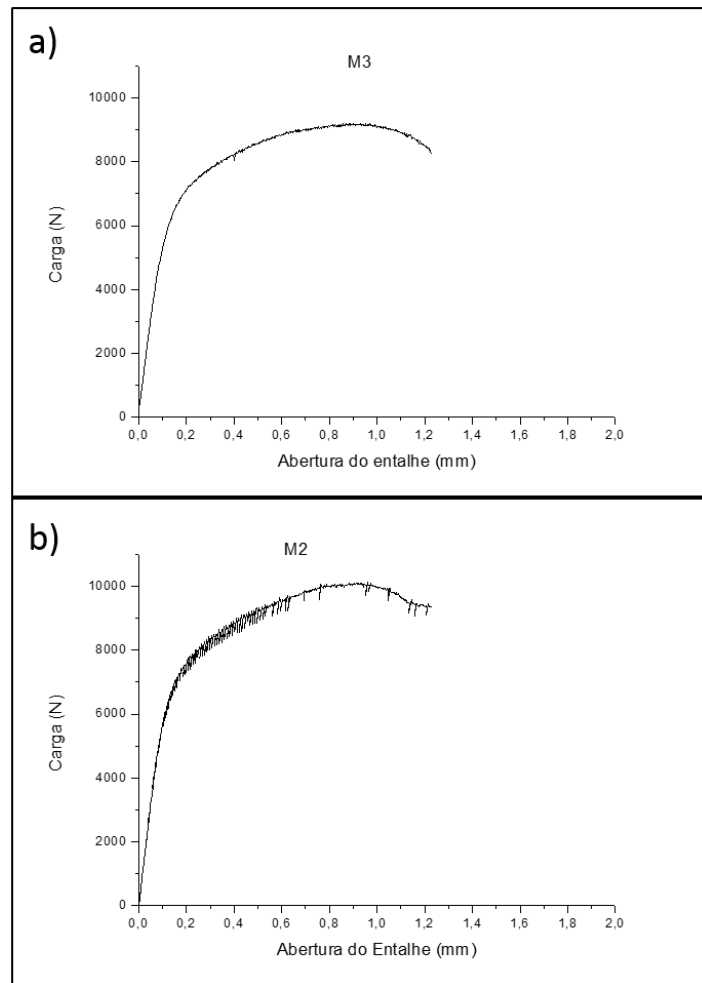
4.2.6 Ensaios de fratura

Nesse trabalho dois tipos diferentes de curva de carga x abertura do entalhe foram encontradas para os corpos de prova ensaiados.

Pode ser observado na Figura 77b a presença de quedas repentinas de cargas (pop-ins). Esse “pop-in” indica que a trinca gerada se propagou repentinamente, mas por algum motivo encontrou uma barreira a sua continuação.

Normas como a ASTM (1999) e a BSI (1991) indicam critérios para considerar o pop-in válido. A norma ASTM (1999) utiliza um fator que representa o aumento acumulado da flexibilidade e do tamanho da trinca devido a propagações estáveis da trinca ou “pop-ins” antes e incluindo o “pop-in” avaliado. Quando esse fator for superior a 0,05 o “pop-in” deve ser levado em consideração. A norma BSI (1991) estabelece que havendo uma queda de carga superior a 1% a carga anterior ao “pop-in” deve ser considerada.

Figura 77. Gráfico de carga x abertura obtido no ensaio de fratura a) sem "pop-in" significativo e b) com "pop-in" significativo.



Fonte: Autoria própria.

A Tabela 16 apresenta os valores e carga (F), carga máxima ($F_{\text{máx}}$) e fator de intensidade (k) para os ensaios de fratura realizados. Como pode ser observado na Tabela 16 foram utilizados valores de carga inferiores a carga máxima no cálculo do k (Equação 10), evidenciando a presença de “pop-in” durante o referido ensaio.

Tabela 16. Valores de carga (F) e de fator de intensidade (k) para os ensaios de fratura realizados.

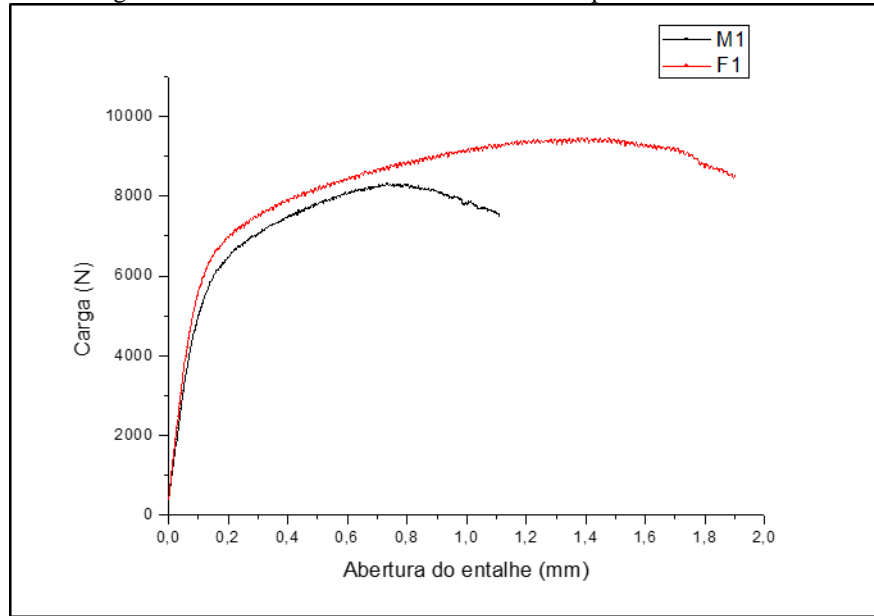
CP	Aço	Posição da trinca	F (kN)	$F_{\text{máx}}$ (kN)	K (MPam ^{0,5})
M1	8630M	ZF	8,34	8,34	68
M2	8630M	ZAC	5,04	10,15	41
M3	8630M	Interface	9,2	9,2	74
F1	F22	ZAC	7,73	9,46	63
F2	F22	Interface	6,74	8,61	55
F3	F22	ZAC	4,96	8,8	40

Fonte: Autoria própria.

Como pode ser observado os valores de k variaram de 40 a 74 $\text{MPam}^{0,5}$ para os corpos de prova ensaiados.

Pode ser observado na Figura 78 que o aço 8630M apresentou uma menor abertura de entalhe até o momento de propagação crítica da trinca.

Figura 78. Gráfico de carga x abertura obtido com o ensaio de fratura para as amostras M1 e F1.



Fonte: Autoria própria.

São apresentadas nas Figura 80 e na Figura 81 imagens obtidas por microscopia ótica, representando o caminho percorrido pela trinca durante o ensaio de fratura. Tais resultados auxiliaram na avaliação e confirmação dos resultados dos k obtidos. Deve ser observado que a região por onde a trinca se propaga é a que apresenta o menor valor de k na junta soldada.

Nesse contexto, BEUGRAND et al. (2009a) e OLIVEIRA (2013) determinaram o fator de intensidade de tensões em juntas, utilizando corpos de prova com a mesma geometria dos utilizados neste trabalho. BEAUGRAND et al. (2009a) estudou juntas do aço AISI 8630M amanteigadas com a liga Inconel 625 por meio do processo TIG e utilizando diversas condições de TTAT, encontrando os valores apresentados na Figura 79. OLIVEIRA (2013) analisou juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigadas com a liga de Inconel 625 e com uma liga baixo carbono (AWS ER80S-D2) por meio do processo MIG/MAG, também realizando diversas condições de TTPS, encontrando valores calculados de fator de intensidade de tensões variando de 62 a 83 $\text{MPam}^{0,5}$.

Na Figura 79 pode ser observada uma influência elevada do TTPS nos valores de K calculados por BEAUGRAND et al. (2009a). A medida que são utilizados TTPS com maior

duração mais elevada se torna a tenacidade a fratura do material. Como pode ser observado, os valores de fator de intensidade de tensões obtidos nesse trabalho foram próximos dos encontrados por BEUGRAND et al. (2009a) e OLIVEIRA (2013).

Figura 79. Resultados de K encontrados por BEAUGRAND (BEAUGRAND et al., 2009a).

<i>Fabrication</i>	<i>Environment</i>	$K_{failure}$ (MPam ^{0.5})	K_{IH} (MPam ^{0.5})
GTA - 2h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3°C	60	57.5
GTA - 2h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3°C	62	57
GTA - 2h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3C°	64	54
GTA - 2h @ 1250F	Air @ 3C°	74	69
GTA - 2h @ 1250F	Air @ 3C°	Conventional CTOD $K_Q=76$	
FW - as-welded	3.5%NaCl @ 3°C	47.5	45
FW - 2h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3°C	52.5	50
FW - 2h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3°C	65	55
FW - 10h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3°C	57.5	55
FW - 10h @ 1250F	3.5%NaCl @ 3°C	57.5	55
FW - 10h @ 1100F	3.5%NaCl @ 3°C	62.5	60
FW - 10h @ 1100F	3.5%NaCl @ 3°C	77.5	70

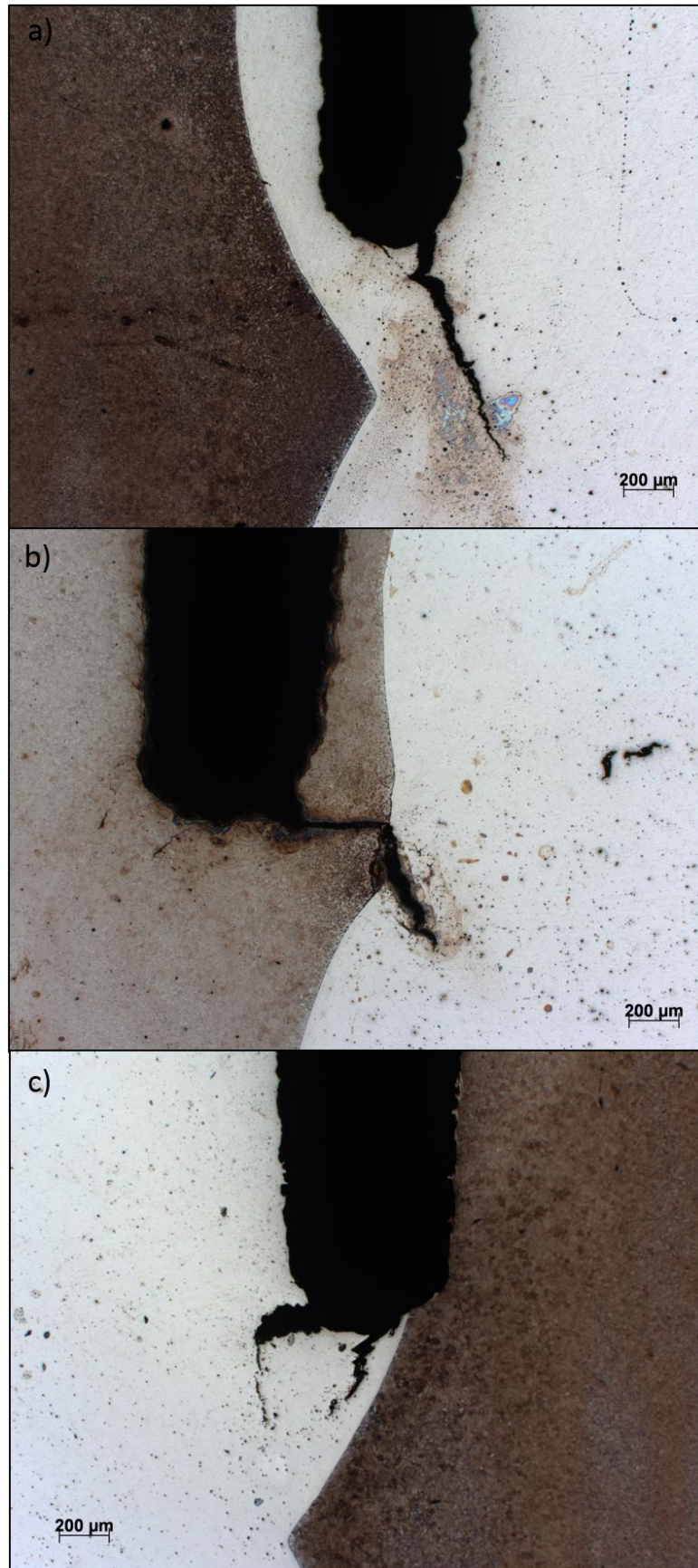
Fonte: (BEAUGRAND et al., 2009a).

Como dito anteriormente, as amostras ensaiadas foram submetidas a preparação metalográfica para avaliar o caminho percorrido pela trinca. Essa preparação foi realizada no centro do corpo de prova com o objetivo de avaliar a trinca no seu ponto mais crítico.

Os corpos de prova M1, M2 e M3 apresentados na Figura 80 foram amanteigados utilizando os mesmo parâmetros, obtidos pelo Teste Higuchi e indicado como a melhor relação de energia. Como pode ser observado, os seus entalhes foram posicionados na zona fundida (ZF), na ZAC e na interface e em todos os casos a trinca gerada pelo ensaio de fratura propagou-se em direção a ZF, mostrando a situação crítica dessa região.

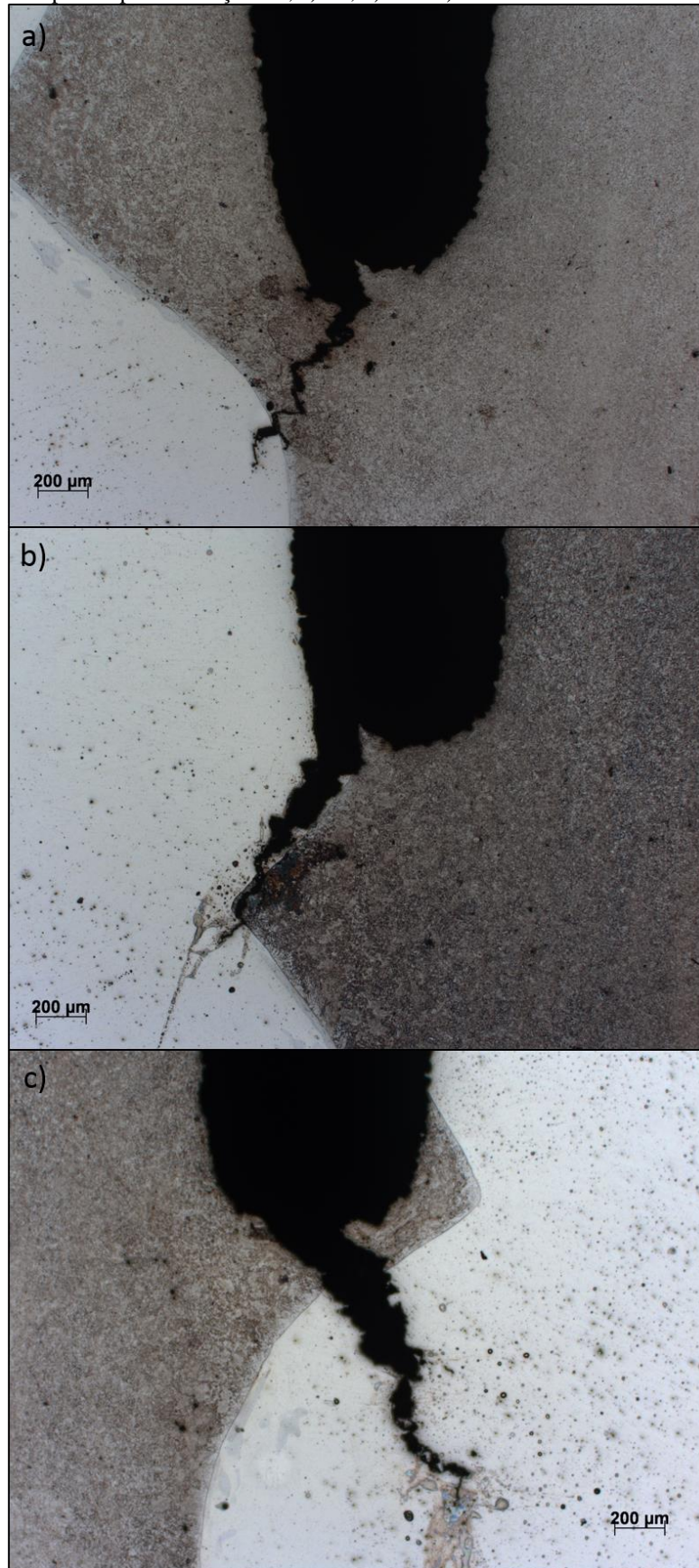
Um ponto importante ao se analisar os corpos de prova revela que todas as ZAC, de todas as amostras amanteigadas com a relação de energia indicada pelos teste Higuchi não ofereceram um caminho preferencial para a propagação da trinca gerada no ensaio de fratura, indicando que os parâmetros utilizados não resultaram em mudanças significativas de tenacidade nessa região.

Figura 80. Trinca nos corpos de prova do aço 8630M, a) M1, b) M2 e c) M3.



Fonte: Autoria própria.

Figura 81. Trinca nos corpos de prova do aço F22, a) F1, b) F2 e c) F3.



Fonte: Autoria própria.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados obtidos nesse trabalho mostraram que nas condições estudadas o processo PTA não atendeu plenamente as especificações da norma NACE MR0175 para as durezas máximas em juntas dissimilares, soldadas em operações de amanteigamento com ligas de níquel em aços baixa liga e alta resistência. Dentre os materiais estudados, a junta formada com ASTM A182 F22 foi a que mais se aproximou das exigências da norma. A realização de um estudo de Higuchi e Higuchi modificado especificamente para esse material poderia proporcionar relações de energia entre camadas que resultassem em durezas menores que às exigidas pela norma, além disso, uma segunda relação de energia poderia ter sido explorada com base nos critérios em que foi reprovada. Cabe ressaltar que o estudo de Higuchi foi feito apenas na junta formada entre a liga de Ni e o aço AISI 8630M. A descarbonetação observada em todas as juntas soldadas explica a limitação ao atendimento da norma no que diz respeito à dureza, conforme discutido anteriormente. Por outro lado, para ambos os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 obteve-se o refino microestrutural desejado com a realização dos testes de Higuchi no planejamento da operação de amanteigamento, o que torna interessante a utilização do processo PTA nessa operação, visando uma melhora de tenacidade. Os ensaios de tenacidade a fratura também reforçam esse resultado. A propagação da trinca preferencialmente em direção ao revestimento de níquel e não para a ZAC, também dão indícios da maior resistência da ZAC refinada pelos testes Higuchi. Apesar das durezas medidas na ZAC serem em alguns pontos superiores aos valores exigidos por norma, essas regiões mais duras não foram determinantes para a propagação das trincas em direção à ZAC. Aparentemente, outros concentradores de tensão presentes na região amanteigada com níquel foram determinantes no trajeto percorrido pelas trincas. Esses concentradores de tensão podem ter sido as trincas observadas na ZF após o amanteigamento e antes do enchimento das juntas, tanto no aço AISI 8630M, quanto no ASTM A182 F22. A análise de composição química nas extremidades dessas trincas mostrou a presença de regiões com altas concentrações de Nb e Mo, o que dá indícios de formação de fases Laves e de que essas trincas poderiam ter sido formadas durante a solidificação do metal líquido ou por liquação, nos reaquecimentos realizados para se atingir as temperaturas de interpasse, ou nos passes de amanteigamento subsequentes.

Outro efeito que pode ter sido causado pela presença dessas trincas na ZF do amanteigamento, foi a ocorrência de “pop-in” nos gráficos gerados nos ensaios de tenacidade à fratura. Como citado anteriormente, os “pop-in” representam trincas que se propagaram de forma repentina e foram bloqueadas, tais propagações podem ter sido causadas pelas trincas

pré-existentes no amanteigamento. Mesmo assim, os resultados obtidos para os fatores de intensidade de tensão são comparáveis com os de outros trabalhos encontrados na literatura.

6 CONCLUSÕES

Com base nos resultados e nas análises realizadas nesse trabalho, foi possível chegar as seguintes conclusões:

- O bandeamento encontrado nas amostras AISI 8630M dificultou a análise dos critérios dos testes Higuchi, o que contribuiu para a não aprovação das condições estudadas.
- Os níveis de revenimento e refinamento obtidos na ZAC nos ensaios de confirmação onde foi aplicada a técnica dupla-camada foram representativos, estando grande parte das impressões de microdureza apresentando valores de pico inferiores a 350 HV_{0,05}.
- Não foi possível por meio dos testes Higuchi e Higuchi modificado determinar para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 uma condição que apresentasse resultados de refinamento e revenimento satisfatórios, uma vez que os resultados de dureza foram superiores 250 HV_{0,05}.
- Os valores de dureza e microdureza do aço ASTM A182 F22 foram menores quando comparados com os valores obtidos no aço AISI 8630M, devido ao seu menor teor de carbono.
- A ZAC dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 foi formada por martensita revenida e martensita revenida com bainita, respectivamente. Foi observado o refino de grão nas juntas amanteigadas.
- Independente das condições de amanteigamento utilizadas em todas as amostras, foi observada a presença de uma região de crescimento planar na zona fundida (zona Φ) ao longo de toda a interface dissimilar.
- Não foram encontradas nas interfaces do amanteigamento a presença de zona M.
- Nas condições de amanteigamento empregadas, trincas na zona fundida foram formadas tanto para o aço AISI 8630M e ASTM A182 F22
- Os resultados do fator de intensidade de tensões (K) obtidos foram coerentes com os encontrados na literatura.
- A avaliação microscópica das trincas mostrou que todas propagaram em direção à zona fundida, independente do posicionamento inicial da pré-trinca.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aplicar os testes Higuchi e Higuchi modificado no aço ASTM A182 F22.
- Estudar o efeito do uso de TTAT em juntas amanteigadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 pelo processo PTA.
- Avaliar o efeito do uso de temperaturas de preaquecimento e interpasse na soldagem do amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 utilizando a técnica da dupla camada.
- Realizar os ensaios de fratura avaliando o efeito do hidrogênio sobre o fator de intensidade de tensões (K) dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigadas com o processo PTA.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará - CE., Fortaleza, 2001.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por Soldagem MIG/MAG Empregando Ligas de Níquel para Aplicações em Componentes do Setor de Petróleo e Gás Natural.** (Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010. 255 p

ASM. Nickel and nickel alloys. In: (Ed.). **Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials.** Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 1, 10th ed.p. 950-994, 1990.

ASM. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys.** Ohio: ASM International, v.1. 1993a.

ASTM. **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service.:** A182/A 182M – 05a. United States: ASTM International. 2005.

_____. **Standard Test Method for Crack-tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement.** West Conshohocken: 1999.

_____. **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.** West Conshohocken, PA: 2001.

AWS. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part 1.** Miami: American Welding Society, v.3. 1996.

AZEVEDO, A. G. L. D. **Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ABNT 1045.** (Mestrado). Departamento de Engenharia Mecânica e Produção, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2002.

BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. **Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments.** Welding Journal, v. V. 58, n. n. 6, p. p. 169-176, 1979.

BSI. **Fracture mechanics toughness tests – Part 1: Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials.** BRITISH STANDARD. 1991.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTO, M. F. Draft: hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance. In: 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 2009a, Honolulu, Hawaii, USA. OMAE.

BEUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTO, M. F. SUBSEA DISSIMILAR JOINTS: FAILURE MECHANISMS AND OPPORTUNITIES FOR MITIGATION. In: NACE Corrosion 2009, 2009b, Atlanta - Georgia - USA. NACE. p.Paper N°09305.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 por Soldagem “GTAW”**. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais), Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

COLLINS, J. A. **Projeto mecânico de elemento de máquina**. Ohio, USA: Editora LTC, 2006. p.

COUTINHO, C. B. **Materiais Metálicos para Engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni. 1992.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; JUNIOR, G. R. CT -27 **Estudo da Soldagem Plasma Pela Técnica Keyhole com Corrente Contínua Pulsada Concernente à Influência das Variáveis Sobre a Geometria da Solda**. XXVII Consolda – Congresso Nacional de Soldagem, Salvador - BA, 2002.

DÍAZ, V. V. DUTRA, J. C. ÁLVARES, T. V. S. JUNIOR, R. G. **Desempenho do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó na Posição Horizontal e Sobre-cabeça**. Universidade Federal do Paraná, Florianópolis – PA.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric Ed. Singapore: MacGraw-Hill Book 1988. p.

Exploração e Produção de Petróleo e Gás Natural. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/perfil/atividades/exploracao-producao-petroleo-gas/>> Acesso em 17 abril 2013.

FENSKE, J. A., **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments**. 2010. Dissertation. (Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering). University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, Illinois, 2010

FENSKE, J. A. et al. Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 9, p. 3011-3022, 2012/09/01 2012.

FOLKHARD, E. **Welding metallurgy os stainless steels**. New York: Springer-Verlag Wien, 1988. 672 p.

FONTES, C. H. M. **Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis – Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), UFRJ, Rio de Janeiro, 2008.

GRAF, K. **Estabilidade a Alta temperatura de Revestimentos de Hastelloy C Depositados por PTA**. (Dissertação de Mestrado). Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004. 85 p.

MIRANDA, E. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó para aplicações na indústria do petróleo e gás**. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de

Materiais)-Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, UFC, Fortaleza, 2014.

MIRANDA, H. C. **Aplicação da dupla camada na soldagem de aços ASTM A516 Gr. 70.** Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2009 p. 128p.

MONDENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais. UFMG. Belo Horizonte. 2011.

NACE. Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials: NACE MRO175/ISO 15156-1:2001/Cor. I:2005(E). U.S.A.: NACE. 2005.

NIÑO, C. E. B., BUSCHINELLI, A. J. A. **Análise de Alternativas de Reparo por Soldagem de Aços Cr – Mo.** XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Caxias do Sul, 1995.

NUNES, E. B. MIRANDA, E. C. CAVALCANTE, N. E. BARRETO, A. S. SILVA, A. I. N. MOTTA, M. F. **Avaliação do Efeito da Energia de Soldagem na Deposição de Aço Inoxidável Superduplex Pelo Processo PTA-P.** XXXVIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem. Ouro Preto – MG, 2012.

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas.** Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais)-Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, UFC, Fortaleza, 2013.

OLIVEIRA, M. A. **Estudo do Processo Plasma com Alimentação Automática de Arame.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)-Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2001, 78p.

Relatório Técnico – Aplicação da Dupla Camada na Soldagem de Aços ASTM A516 Gr. 70. ENGESOLDA – Laboratório de Engenharia de Soldagem, 2008.

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos.** Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010. 322 p.

SIMS, C. T., W. C. HAGEL, *et al.* **The Superalloys II.** New York: John Wiley & Sons. 1987.

SMITH, W. F. **Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais.** Lisboa: McGraw-Hill. 1998. 892 p.

SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços.** Ed. Edgard Bluncher. São Paulo 2006.

APÊNDICE A – DIAGRAMAS DE DECISÃO CONFECCIONADOS A PARTIR DOS TESTES DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.

