



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

GEORGE LUIZ GOMES DE OLIVEIRA

SOLDAGEM DISSIMILAR DOS AÇOS AISI 8630M E ASTM A182 F22 PARA
APLICAÇÕES SUBAQUÁTICAS.

FORTALEZA
2013

GEORGE LUIZ GOMES DE OLIVEIRA

SOLDAGEM DISSIMILAR DOS AÇOS AISI 8630M E ASTM A182 F22 PARA
APLICAÇÕES SUBAQUÁTICAS.

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciências dos Materiais. Área de concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA

2013



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 TESE DE DOUTORADO

GEORGE LUIZ GOMES DE OLIVEIRA

Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas

A Comissão de Tese composta pelos professores Hélio Cordeiro de Miranda, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Jesualdo Pereira Farias, da Universidade Federal do Ceará; Marcelo Ferreira Motta, da Universidade Federal do Ceará; Augusto José de Almeida Buschinelli, da Universidade Federal do Rio Grande do Norte e Carlos Alberto Mendes da Mota, da Universidade Federal do Pará; considera o candidato:

APROVADO

NÃO APROVADO

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 16 de dezembro de 2013.

Prof. Hélio Cordeiro de Miranda
Presidente e Orientador

Prof. Jesualdo Pereira Farias
Membro

Prof. Marcelo Ferreira Motta
Membro

Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli
Membro

Prof. Carlos Alberto Mendes da Mota
Membro

A Deus.

A meus pais, Francisco Edilson e Maria do Socorro.

A minha esposa, Dejane.

AGRADECIMENTOS

A Deus, meu Senhor e autor da minha fé.

A meus pais, que sempre acreditaram na educação como uma ferramenta de mudança de vida. Pai, mãe, nós conseguimos!!!

À minha esposa (meu amor), por sua compreensão e força. Sim, eu encontrei a mulher virtuosa (Pv 31: 10-31).

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, por sua orientação, confiança e amizade ao longo desses 10 anos, uma pessoa que sempre tive como exemplo de caráter e profissionalismo.

Ao Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva por suas valorosas contribuições durante a realização desse trabalho e por sua amizade ao longo desses anos.

Aos professores Dr. Marcelo Ferreira Motta e Dr. Jesualdo Pereira Farias pelos ensinamentos e contribuições dadas a esse trabalho e ao grupo Engesolda como um todo.

Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar, a própria essência do educador, pela convivência, ensinamentos e contribuições nesse trabalho.

Aos meus amigos e futuros engenheiros Wesley e João Vitor, pela dedicação e amizade no decorrer deste trabalho.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), em especial ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

Ao Instituto de Pesquisa, Desenvolvimento e inovação (IPDI) na pessoa do Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela disponibilização do microscópio eletrônico de varredura (MEV), em especial ao Prof. Paulo Naftali Casciano pela operação do mesmo.

Aos amigos que fiz ao longo desses últimos anos, em especial aqueles que trilharam o mesmo caminho que eu: Edson, Edvan, Everton, Rodolfo, Sitônio e Wellison.

A todos com quem convivi no Engesolda nesses anos, em especial a Marcela, quem eu sempre tirei a paciência, mas por quem eu tenho imenso apreço.

À Universidade Federal Rural do Semi Árido (UFERSA) e aos colegas do curso de Engenharia Mecânica, pela compreensão e liberação parcial para conclusão desse doutorado.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pela concessão da bolsa de pesquisa no início do doutorado.

À Petrobras / Cenpes pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi avaliar o efeito da técnica de soldagem de aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 aplicados em componentes estruturais subaquáticos do setor Petróleo e Gás Natural considerando os parâmetros operacionais, suas características metalúrgicas e suas propriedades mecânicas. Foram fabricadas juntas dos aços AISI 8630M ou ASTM A182 F22 previamente amanteigados com o eletrodo AWS ERNiCrMo-3 (similar a liga de níquel Inconel 625 ®) ou com uma liga de aço baixo carbono (eletrodo AWS ER80S-D2) comumente utilizada na soldagem do aço AISI 8630M. Foram aplicadas diferentes técnicas de amanteigamento com e sem o uso de tratamentos térmicos de alívio de tensões (TTAT). Para algumas das juntas amanteigadas sem TTAT foram depositadas camadas de amanteigamento de acordo com os parâmetros sugeridos pelos testes de Higuchi e Higuchi modificado. Foram realizados ensaios de dureza, microdureza e de fratura para caracterização mecânica das interfaces de amanteigamento e, além disso, foi realizada uma intensa caracterização microestrutural da mesma utilizando microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e análises de EDS e de EBSD. O teste de Higuchi mostrou-se uma boa opção para escolha dos parâmetros de amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22. As juntas amanteigadas com condições indicadas pelo teste de Higuchi apresentaram um intenso refino de grão na ZAC dos aços baixa liga, enquanto as juntas amanteigadas com condições reprovadas apresentaram granulação grosseira. A interface dissimilar apresentou composição química intermediária entre os aços utilizados e a liga de níquel, sendo essa interface chamada de zona de alta diluição (ZAD). As ZAD apresentaram pontos de microdureza elevada e, mesmo nas amostras submetidas a TTAT, não foi possível reaver essas regiões. A zona afetada pelo calor (ZAC) das amostras amanteigadas com parâmetros indicados pelo teste de Higuchi e sem TTAT apresentou valores de dureza similares aos das amostras soldadas com parâmetros reprovados no teste de Higuchi e com TTAT. Os ensaios de fratura indicaram que, de uma forma geral, o TTAT não trouxe às ZAC benefícios significativos relacionados à tenacidade dessas regiões e, além disso, os mesmos podem comprometer a tenacidade da interface dissimilar. A análise do caminho preferencial à propagação das trincas indicou que o uso de TTAT tende a fragilizar a interface dissimilar, acredita-se que esse efeito está associado a difusão de carbono e possível precipitação de carbonetos durante esse

tratamento. Acredita-se que essa possível precipitação pode ser ainda mais crítica quando é considerada uma fonte constante de hidrogênio para a junta (como em uma proteção catódica), essa hipótese traz à tona um questionamento a respeito da necessidade do uso de TTAT na fabricação desse tipo de junta.

Palavras-chave: soldagem MIG/MAG, teste de Higuchi, macrosegregações, fratura, TTAT.

ABSTRACT

The aim of this study was to evaluate the effect of welding technique in the AISI 8630M and ASTM A182 F22 steels applied in offshore structural components for Oil and Natural Gas sectors. Joints of AISI 8630M or ASTM A182 F22 were fabricated and previously buttered with nickel alloy Inconel 625 ® or an alloy of low carbon steel commonly used in welding of AISI 8630M. Different techniques of buttering were performed with and without post welding heat treatment (PWHT). For some of the joints buttered without PWHT, buttering layers were deposited in accordance with the welding parameters suggested by Higuchi and modified Higuchi tests previously performed. Mechanical tests (hardness, microhardness and fracture) were accomplished for buttering interfaces and an intense microstructural characterization (optical microscopy, scanning electron microscopy, EDS and EBSD) was realized. Higuchi test has been showed as a good option to select parameters for AISI 8630M and ASTM A182 F22 buttering. The joints that were buttered using the conditions indicated by Higuchi test showed an intense grain refinement in the HAZ of low alloy steels, while the ones that was buttered with the conditions disapproved showed a coarse granulation. The dissimilar interface showed off intermediate chemical composition between the steel and nickel alloy, and this interface was called high dilution zone (HDZ). The HDZ revealed points of high hardness and, even in samples subjected to PWHT was not possible to anneal these regions. The heat affected zone (HAZ) of the samples buttered using the parameters indicated by Higuchi (without PWHT) showed hardness values similar to those of the samples welded with parameters that failed in the Higuchi test and with PWHT. In general, fracture tests showed that the PWHT not bring significant toughness's benefits to the HAZ, furthermore, may impair the toughness of dissimilar interface. The analysis of the preferred path for cracks propagation showed that the use of PWHT tends to weak the dissimilar interface, possibly this effect is related to carbon diffusion and possible carbide precipitation during this treatment. It is believed that this precipitation can be even more critical when considering a constant supply of hydrogen to the board (as in a cathodic protection), this reinforces the use of buttering techniques without subsequent heat treatment in the manufacture of this type of joints.

Key-words: MIG/MAG welding, Higuchi's test, macrosegregation, fracture, PWAT.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Trincas induzidas por hidrogênio. a) trinca intergranular, seguindo os contornos de grão da austenita primária. b) seção longitudinal através do metal de solda, mostrando a propagação da trinca em um ângulo de aproximadamente 45° com a direção de soldagem.	7
Figura 2- Diagrama de Graville.	9
Figura 3 – Profundidade de têmpera para os aços a) AISI 8630 e b) AISI 8630M....	11
Figura 4 - Ilustração da técnica da dupla camada. (F) penetração da segunda camada. (A) penetração da primeira camada. (H) altura média da primeira camada. (R) profundidade refinada pela segunda camada.	14
Figura 5- Diagrama de Higuchi para um aço de baixo carbono.	16
Figura 6- Identificação da zona dura e da macia.....	17
Figura 7- Ilustração dos critérios no teste de Higuchi.....	17
Figura 8 - Ilustração dos critérios no teste de Higuchi modificado.	19
Figura 9 - Classificação das ligas de níquel quanto aos principais elementos presentes.....	24
Figura 10- Diagramas de fases binários mostrando o coeficiente de redistribuição do soluto para cada caso.	29
Figura 11 – Micrografia da interface dissimilar. a) centro do cordão. b) entre passes.	32
Figura 12 – Esquema da poça de fusão proposto por SAVAGE <i>et al.</i> (1976).	33
Figura 13 – Fotografia de navio rompido em duas partes.	35
Figura 14 - Representação esquemática da deformação plástica na ponta da trinca.	37
Figura 15 - Registro da carga em função do deslocamento no ensaio de CTOD	37
Figura 16 – Esquema de ensaio de fratura com corpo de prova sem pré trinca de fadiga.....	38

Figura 17 - Bancada utilizada nas soldagens.....	41
Figura 18- Fluxograma das atividades desenvolvidas no trabalho.....	42
Figura 19– Exemplo de medição das características geométricas dos cordões de solda.....	44
Figura 20– Sequência de amanteigamento dos corpos de prova. a) uma camada. b) três camadas. c) cinco camadas.....	47
Figura 21– Corpo de prova usinado após amanteigamento.....	49
Figura 22– Desenho técnico da seção transversal das partes que formaram as juntas.....	49
Figura 23– Disposição dos passes utilizada no enchimento das juntas. a) esquemático. b) real.....	50
Figura 24– Sequência de enchimento para uma junta fabricada.....	50
Figura 25- Desenho esquemático da extração de amostras para caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas das juntas.....	51
Figura 26 - Desenho esquemático da localização das impressões de dureza nas juntas soldadas.....	52
Figura 27 - Desenho esquemático da localização das impressões de microdureza nas juntas soldadas.....	53
Figura 28- Exemplos de impressões de microdureza.....	54
Figura 29- Desenho técnico do corpo de prova para Fratura.....	55
Figura 30- Detalhe do posicionamento do entalhe na interface.....	56
Figura 31- Montagem de um corpo de prova para realização de ensaio de fratura.....	56
Figura 32 – Diagrama de equilíbrio calculado para o aço AISI 8630M.....	57
Figura 33 – Diagrama de equilíbrio calculado para o aço ASTM A182 F22.....	57
Figura 34 – Fração de austenita em função da temperatura para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	58
Figura 35 - Seção transversal das soldas realizadas com o eletrodo ERNiCrMo-3. a) e c) 6 kJ/cm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 6 kJ/cm, tipo V, tecimento triangular.....	60

Figura 36 - Seção transversal das soldas realizadas com o eletrodo ER80S-D2. a) e c) 6 kJ/cm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 6 kJ/cm, tipo V, tecimento triangular.	61
Figura 37 – Amostra soldada com bandeamento na ZAC.....	62
Figura 38 - Perfil de microdureza para o aço AISI 8630M soldado com o eletrodo ERNiCrMo-3 com energia de soldagem de 6,0 kJ/cm e sem tecimento.	63
Figura 39 – Exemplo de perfis de microdureza encontrados no teste de Higuchi. a) Condição N6VTT. b) N9ST.....	64
Figura 40 – Exemplo de perfis de microdureza encontrados no teste de Higuchi. a) Condição N12ITT. b) N12VTT.....	65
Figura 41 – Análises estatísticas dos efeitos da a) energia de soldagem, e b) tipo de tecimento, sobre as extensões das zonas duras e macias.	67
Figura 42 - Análises estatísticas dos efeitos da a) do eletrodo e b) da energia sobre o reforço e a penetração.	69
Figura 43 - Análises estatísticas dos efeitos a) da técnica da energia e do b) tipo de tecimento, sobre o reforço e a penetração.	70
Figura 44 – Exemplos de gráficos de Higuchi construídos nesse trabalho.	71
Figura 45 – Exemplos de diagramas de decisão para uma condição a) aprovada e b) reprovada nos testes de Higuchi e Higuchi modificado.....	73
Figura 46 - Macrografia da seção transversal (a) e aspecto superficial (b) do aço AISI 8630M revestido com a relação N6VST/N12VTT.....	75
Figura 47 - Microestruturas em duas regiões distintas na amostra do aço AISI 8630M amanteigada com a relação N6VST/N12VTT. a) centro do amanteigamento. b) extremidade do amanteigamento.	76
Figura 48. Perfis de microdureza encontrados na amostra do aço AISI 8630M amanteigada com a relação N6VST/N12VTT.	77
Figura 49 – Perfil de microdureza para amostra do aço AISI 8630M temperada.....	78
Figura 50 – Microestruturas encontradas nas ZAC's de duas amostras do aço ASTM A182 F22 submetidas a deposição de duas camadas a) com a relação de parâmetros indicada pelo teste de Higuchi e b) com parâmetros aleatórios.	79

Figura 51 - Perfis de microdureza encontrados na amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com a relação N6VST/N12VTT.	80
Figura 52 – Macrografia de juntas amanteigadas com o arame AWS ERNiCrMo-3 utilizando a relação N6VST/N12VTT a) CP 1, b) CP 2 e a relação N6IST/N6IST c) CP 11 d) CP 12.	82
Figura 53 - Macrografia de juntas amanteigadas com o arame AWS ER80S-D2 utilizando a relação C6VST/C12VTT a) CP 5 e b) CP 10.....	82
Figura 54- Metais de solda utilizados. a) ER80S-D2. b) ERNiCrMo-3.	83
Figura 55- Precipitado cúbico do tipo MC rico em Nb e Ti.	84
Figura 56 - ZAC predominantemente encontradas nas amostras soldadas com condições aprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado. a) microscopia ótica e b) MEV.....	86
Figura 57 - ZAC predominantemente encontradas nas amostras soldadas com condições reprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado. a) microscopia ótica e b) MEV.....	87
Figura 58- Regiões descarbonetadas para mesmos parâmetros de soldagem. a) AISI 8630M, sem TTAT. b) AISI 8630M, com TTAT.	89
Figura 59- Interfaces de amanteigamento do aço AISI 8630M com ER80S-D2.....	90
Figura 60- Bandeamento encontrado em algumas juntas de aço AISI 8630M.....	91
Figura 61 - ZAC's encontradas no aço ASTM A182-F22. a) condição aprovada, b) condição reprovada nos testes de Higuchi e Higuchi modificado.....	92
Figura 62 - ZAC's encontradas no aço ASTM A182-F22. a) e b) amostras com descarbonetação.....	93
Figura 63 - Interface aço AISI 8630M/níquel indicando as diversas regiões encontradas. a) zonas Φ e Π . b) ampliação da interface em a).	95
Figura 64 - Interface aço AISI 8630M/níquel indicando as diversas regiões encontradas. a) zonas Φ , M e Δ . b) ampliação da interface em a).....	96
Figura 65 – Análises de EBSD na interface dissimilar de uma junta do aço AISI 8630M amanteigada com o parâmetro aprovado no teste de Higuchi. a) Padrão de	

qualidade. b) Fases identificadas: austenita (amarela) e martensita (vermelha). c) Orientação cristalográfica.....	97
Figura 66 - Ilha de metal de base. (a) Trecho da seção longitudinal de um revestimento mostrando a direção de corte A-A. (b) Seção transversal esquemática resultante do corte A-A.....	99
Figura 67 – Figuras de polo a) calculadas assumindo que a orientação do grão austenítico antes da transformação martensítica possuía a mesma orientação do grão adjacente a zona fundida. b) medidas nos grãos da ZAC adjacentes a linha de fusão.....	101
Figura 68- Interface de amantamento mostrando a extensão penetrada pelos “dedos” em função da posição ao longo da seção transversal do cordão. a) lateral. b) centro.	102
Figura 69- Mapeamento químico em uma região com um “dedo”.....	103
Figura 70 - Interface do amantamento no aço ASTM A182 F22. Analisada por microscopia ótica (1000x).....	104
Figura 71 - Interface do amantamento no aço ASTM A182 F22 analisada por MEV.....	105
Figura 72- Frações de líquido ao longo do aquecimento para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	106
Figura 73- Perfil de composição química ao longo de uma ZAD no aço AISI 8630M.	108
Figura 74- Perfil de composição química ao longo de uma ZAD no aço ASTM A182 F22.	110
Figura 75- Microdurezas (HV 0,01) encontradas na zona Φ de amostras do aço AISI 8630M amantadas com a mesma condição. a) sem TTAT. b) com TTAT.....	111
Figura 76- Perfil de composição química ao longo da região mostrada na Figura 75b.	112
Figura 77- Ampliação utilizando MEV da região mostrada na Figura 75b.....	113

Figura 78- Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço AISI 8630M sem TTAT.	114
Figura 79 - Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço AISI 8630M com TTAT.	115
Figura 80 - Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço ASTM A182 F22 sem TTAT.	116
Figura 81 - Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço AISI 8630M com TTAT.	117
Figura 82- Zona M encontrada no aço AISI 8630M sem TTAT observada por MEV.	118
Figura 83- Zonas M encontradas no enchimento de juntas amanteigadas com o eletrodo ER80S-D2 no aço a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.	120
Figura 84- Zonas M observadas em um microscópio ótico para os aços a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.	122
Figura 85- Zonas M (com microestrutura martensítica) encontradas nos aços a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.	123
Figura 86- Diagrama de Schaeffler.	124
Figura 87- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada sem TTAT do aço AISI 8630M com zona M.	125
Figura 88- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada sem TTAT do aço ASTM A182 F22 com zona M.	125
Figura 89- Zona M encontrada em uma junta de aço AISI 8630M (detalhe: 458 HV _{0,01})	126
Figura 90 - Exemplos de zonas M analisadas em MEV em juntas soldadas do aço AISI 8630M.	127
Figura 91 - Exemplos de zonas M analisadas em MEV em juntas soldadas do aço ASTM A182 F22.	128
Figura 92- Análise de EDS ao longo de uma zona M tratada (detalhe dos pontos analisados).	129

Figura 93- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada com TTAT do aço AISI 8630M com zona M.....	130
Figura 94- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada com TTAT do aço ASTM A182 F22 com zona M.....	131
Figura 95 – Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço AISI 8630M amanteigadas com o parâmetro aprovado no teste de Higuchi a) sem TTAT e b) com TTAT.	134
Figura 96 - Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço ASTM A182 F22 amanteigadas a) com o parâmetro aprovado e b) com um parâmetro reprovado no teste de Higuchi.....	135
Figura 97 – Perfis de dureza média nas juntas soldadas mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT a) no aço AISI 8630M e b) no aço ASTM A182 F22.....	136
Figura 98 - Perfis de dureza média nas juntas soldadas mostrando a) condições amanteigadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 e b) o efeito do bandeamento no aço AISI 8630M.....	138
Figura 99 – Análise de variância do efeito do aço utilizado e da técnica de amanteigamento.....	140
Figura 100 – Média com intervalo de confiança (95%) para as durezas na ZAC das juntas soldadas.	141
Figura 101 – Perfis de microdureza entre passes das juntas soldadas a) com o aço AISI 8630M mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT e b) com o aço ASTM A182 F22 mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT.....	144
Figura 102 - Perfis de microdureza entre passes das juntas soldadas mostrando a) condições amanteigadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 e b) efeito do bandeamento.	145
Figura 103 – Perfis de microdureza no centro de um passe das juntas soldadas a) com o aço AISI 8630M mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT e b) com o aço ASTM A182 F22 mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT.....	146

Figura 104 - Perfis de microdureza no centro de um passe das juntas soldadas mostrando a) condições amanteigadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 e b) efeito do bandeamento.	147
Figura 105– Análise de variância do efeito do aço utilizado e da técnica de amanteigamento.....	148
Figura 106 – Microdureza medida na interface de juntas do aço AISI 8630M amanteigadas a) sem TTAT e b) com TTAT.	150
Figura 107 – Gráficos de carga x abertura do entalhe para diferentes comportamentos durante o ensaio de fratura. a) sem “pop-in” significativo (CP1). b) com “pop-in” significativo (CP2).	152
Figura 108 – Resultados de K encontrados por BEAUGRAND <i>et al.</i> (2009a).....	155
Figura 109 – Valores de K encontrados nesse trabalho. a) efeito do procedimento de soldagem sobre o K na interface e ZAC. b) efeito do bandeamento sobre o K na ZAC de juntas do aço AISI 8630M.	157
Figura 110 – Micrografia da região de propagação da trinca no CP4. a) na lateral do corpo de prova (estado plano de tensões) e b) no centro do corpo de prova (estado plano de deformação).....	160
Figura 111 – Trinca no CP1. AISI 8630M, amanteigado com a relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.....	161
Figura 112 - Trinca no CP2. AISI 8630M, amanteigado com a relação aprovada no teste de Higuchi e com TTAT. a) aumento 50x. b) aumento de 200x.	162
Figura 113 - Trinca no CP3. AISI 8630M, amanteigado com uma relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.	164
Figura 114 - Trinca no CP4. AISI 8630M, amanteigado com uma relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.	164
Figura 115 - Trinca no CP9B. ASTM A182 F22, amanteigado com uma relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.	165
Figura 116 - Trinca no a) CP12 (50x), b) CP12B (50x) e c) CP12B (200x). ASTM A182 F22, amanteigado com uma relação reprovada no teste de Higuchi e com TTAT.	166

Figura 117 - Trinca no CP5. AISI 8630M, amanteigado com o eletro AWS ER80S-D2 e com TTAT. Aumento 50x..... 168

Figura 118 - Trinca no CP10. ASTM A182 F22, amanteigado com o eletro AWS ER80S-D2 e com TTAT. Aumento 50x..... 168

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Parâmetros de tratamento e requisitos exigidos pela norma ASTM A182.	12
Tabela 2 – Composição química de ligas de níquel puro comercial.....	22
Tabela 3 – Composição química de ligas de níquel comerciais endurecidas por solução sólida.....	22
Tabela 4 – Composição química de ligas de níquel comerciais endurecidas por precipitação.....	23
Tabela 5 - Composição química de ligas de níquel comerciais endurecidas por dispersão de óxidos e ligas fundidas.....	23
Tabela 6 – Resumo dos efeitos gerais de vários elementos de liga na estabilidade das fases encontradas nas ligas de níquel.....	25
Tabela 7 – Fases que podem ser formadas nas ligas de níquel com suas estruturas e fórmulas correspondentes.....	28
Tabela 8 - Valores do coeficiente de redistribuição do soluto (k) para os principais elementos químicos do revestimento da liga Inconel 625®.....	30
Tabela 9 - Composição química medida dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, % em peso.....	39
Tabela 10 – Propriedade mecânicas medidas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	39
Tabela 11 - Composição química fornecida pelo fabricante do eletrodo ERNiCrMo-3, % em peso.	39
Tabela 12 - Composição química fornecida pelo fabricante do eletrodo ER80S-D2, % em peso.....	40
Tabela 13 – Tratamentos térmicos realizados nos metais de base.....	42
Tabela 14 - Parâmetros de soldagem levantados para execução dos Testes de Higuchi e Higuchi Modificado.....	43

Tabela 15 – Condições de soldagem escolhidas para amanteigamento dos corpos de prova	47
Tabela 16 – Parâmetros de TTAT utilizados nas amostras amanteigadas	48
Tabela 17 - Parâmetros de soldagem utilizados no enchimento.....	49
Tabela 18 – Valores de extensão da zona dura (ZD) e extensão da zona macia (ZM) medidos para as condições soldadas no teste de Higuchi.....	66
Tabela 19 – Valores de reforço (R) e penetração (P) medidos para as condições soldadas no teste de Higuchi.	68
Tabela 20 – Relações de parâmetros aprovados pelo Teste de Higuchi.	72
Tabela 21 – Relações de parâmetros adotadas como possíveis condições aprovadas.....	74
Tabela 22 – Ângulos de Euler medidos na zona fundida.	100
Tabela 23- Temperaturas liquidus e solidus simuladas no programa Thermo-Calc ® para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	107
Tabela 24- Teores de Fe, Ni e Cr na zona M mostrada na Figura 82.	119
Tabela 25- Composição química em algumas da microdureza localizadas nas zonas M.	119
Tabela 26- Estimativa das temperaturas A_{C1} e M_i , em °C, nos pontos mostrados na Figura 92.	129
Tabela 27 – Dureza Vickers (10 kg) encontrados na ZAC das juntas soldadas.....	141
Tabela 28 – Valores da carga (F) e do fator de intensidade de tensões (K) para os ensaios de fratura válidos (os CP's com B são repetições do respectivo ensaio)...	154

SUMÁRIO

CAPÍTULO I.....	1
1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS.....	4
CAPÍTULO II	6
2 REVISÃO DA LITERATURA	6
2.1 Aços baixa liga.....	6
2.1.1 Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....	11
2.2 A técnica da dupla camada.....	13
2.2.1 Testes de Higuchi e Higuchi modificado.....	15
2.3 Ligas de Níquel	19
2.3.1 Características das ligas de níquel.....	20
2.3.2 Classificação das ligas de níquel.....	20
2.3.3 Influência dos elementos de liga.....	24
2.3.4 Ligas endurecidas por solução sólida.....	27
2.4 Soldagem dissimilar com ligas de níquel.....	30
2.5 Mecânica da fratura aplicada a soldagem.....	34
CAPÍTULO III	39
3 MATERIAIS & MÉTODOS	39
3.1 Metais de base	39
3.2 Consumíveis de soldagem	39
3.3 Equipamentos	40
3.4 Metodologia	41
3.4.1 Testes de Higuchi e Higuchi modificado no aço AISI 8630M.....	43

3.4.2	<i>Soldagem das juntas de aço AISI 8630M e ASTM A182 F22.....</i>	<i>46</i>
a)	<i>Caracterização macroestrutural e microestrutural das juntas soldadas.....</i>	<i>51</i>
b)	<i>Caracterização das propriedades mecânicas das juntas soldadas.....</i>	<i>52</i>
•	<i>Ensaio de dureza.....</i>	<i>52</i>
•	<i>Ensaio de microdureza.....</i>	<i>52</i>
•	<i>Ensaio de Fratura.....</i>	<i>54</i>
CAPÍTULO IV- RESULTADOS E DISCUSSÃO: ETAPA1.....		57
4	TESTE DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.....	60
4.1	<i>Análises macrográficas dos cordões de solda.....</i>	<i>60</i>
4.2	<i>Perfis de microdureza.....</i>	<i>62</i>
4.3	<i>Gráficos de Higuchi.....</i>	<i>67</i>
4.4	<i>Diagramas de decisão.....</i>	<i>72</i>
4.5	<i>Comprovação da eficácia do teste de Higuchi.....</i>	<i>75</i>
4.6	<i>Resumo dos resultados dos testes de Higuchi e Higuchi modificado. ...</i>	<i>80</i>
CAPÍTULO V - RESULTADOS E DISCUSSÃO: ETAPA 2 – PARTE 1.....		82
5	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS....	83
5.1	<i>ZAC nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.....</i>	<i>85</i>
5.1.1	<i>ZAC no aço AISI 8630M.....</i>	<i>85</i>
5.1.2	<i>ZAC no aço ASTM A182 F22.....</i>	<i>91</i>
5.2	<i>Interface dissimilar dos amateigamentos.....</i>	<i>94</i>
5.2.1	<i>Zonas Φ.....</i>	<i>108</i>
5.2.2	<i>Zonas M.....</i>	<i>113</i>
a)	<i>Microestrutura das zonas M em juntas soldadas sem TTAT.....</i>	<i>121</i>
b)	<i>Microestrutura das zonas M em juntas soldadas com TTAT.....</i>	<i>125</i>

5.3	<i>Resumo dos resultados da caracterização microestrutural das juntas soldadas.....</i>	131
	<i>CAPÍTULO VI - RESULTADOS E DISCUSSÃO: ETAPA 2 – PARTE 2.....</i>	133
6	<i>CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....</i>	133
6.1	<i>Ensaio de dureza.....</i>	133
6.2	<i>Ensaio de microdureza.....</i>	142
6.3	<i>Ensaio de fratura.....</i>	151
6.3.1	<i>Determinação do fator de intensidade de tensões (K).....</i>	151
6.3.2	<i>Análise micrográfica das amostras ensaiadas.....</i>	160
6.4	<i>Resumo dos resultados das propriedades mecânicas das juntas.....</i>	169
	<i>CAPÍTULO VII.....</i>	171
7	<i>CONSIDERAÇÕES FINAIS.....</i>	171
	<i>CAPÍTULO VIII.....</i>	173
8	<i>CONCLUSÕES.....</i>	173
	<i>CAPÍTULO IX.....</i>	176
9	<i>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</i>	176
	<i>REFERÊNCIAS.....</i>	177
	<i>APÊNDICE A – PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NOS TESTES DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.....</i>	185
	<i>APÊNDICE B – DIAGRAMAS DE DECISÃO CONFECCIONADOS A PARTIR DOS TESTES DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.....</i>	186

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

Os grandes avanços na exploração e produção de petróleo em ambientes subaquáticos têm exigido cada vez mais materiais, procedimentos e processos de soldagem que possam, de forma economicamente viável, suprir os requisitos de engenharia, segurança e meio ambiente necessários para o funcionamento dos diversos componentes utilizados. Além disso, com as recentes descobertas de petróleo na camada do pré-sal, tais componentes são submetidos a esforços mecânicos cada vez maiores, assim como ambientes cada vez mais agressivos.

Juntas dissimilares são frequentemente utilizadas na união desses componentes e permitem a transição entre válvulas, conectores, reguladores de fluxo, entre outros componentes estruturais fabricados em aços de alta resistência e tubulações geralmente fabricadas em aços de menor resistência.

Os aços de alta resistência utilizados, em função das maiores solicitações, das baixas temperaturas (aproximadamente 3°C) e da possibilidade de fragilização por hidrogênio dessas juntas, devem oferecer uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade, fatores especificados geralmente pela norma NACE MR0175.

Dois aços baixa liga podem ser apontados para fabricação de componentes estruturais dessas juntas: o aço AISI 8630M e, mais recentemente, o aço ASTM A182 F22.

O aço AISI 8630M é um aço médio carbono e baixa liga utilizado na condição temperado e revenido para atender aos requisitos para aplicações subaquáticas e em meio contendo H₂S, impostos pela norma NACE MR0175. A quantidade de carbono desse aço, juntamente com seu elevado carbono equivalente o classifica como um aço de baixa soldabilidade com propensão a formação de trincas por hidrogênio.

O aço ASTM A182 F22 é um aço de baixo carbono e baixa liga, utilizado na condição normalizado e revenido e com propriedades mecânicas semelhantes ao aço AISI 8630M (exceto pela dureza menor), mas com teor de carbono mais baixo. Em função disso, o mesmo vem sendo estudado como um possível substituto para o

aço AISI 8630M.

As aplicações destes materiais exigem que os mesmos (AISI 8630M ou ASTM A182 F22) sejam revestidos com liga de níquel e depois submetidos a um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) para alívio de tensões na junta e controle microestrutural da zona afetada pelo calor (ZAC). Posteriormente, a junta é preenchida com liga de níquel, sem a necessidade de tratamento térmico posterior.

O TTAT é realizado com intuito de controlar a dureza resultante na ZAC formada no aço de alta resistência e promover o patamar máximo de dureza de 22 HRC (248 HV) estabelecido pela norma NACE MR0175, minimizando assim a possibilidade de fragilização da junta, seja ela relacionada ao H₂S ou por hidrogênio.

A realização de TTAT após amanteigamento promove o revenimento da ZAC e, juntamente com a barreira oferecida pelas camadas depositadas no amanteigamento, possibilita a união posterior da junta sem influência do ciclo térmico no aço de alta resistência.

Embora a maioria dessas juntas tenha obtido sucesso em serviço, algumas falharam de forma catastrófica, levando a investigação das possíveis razões para isso. Em 2007 no Golfo do México, por exemplo, testes hidrostáticos revelaram trincas nas interfaces de amanteigamento de juntas de conexão entre “*manifolds*” e tubulações. Essas falhas foram identificadas como fragilização por hidrogênio e adiaram o início da operação da plataforma em mais de dois anos.

A interface de amanteigamento gerada nessas soldas dissimilares é frequentemente apontada como a região mais crítica dessas juntas sendo, juntamente com a grande quantidade de H⁺ adsorvido na superfície da junta soldada, a possível responsável pelas falhas encontradas nesses tipos de juntas.

As interfaces dissimilares nesses tipos de juntas apresentam elevados gradientes químicos associados ao surgimento de zonas de alta diluição (ZAD). As ZAD estão ligadas a regiões de elevada dureza (mesmo após TTAT) seja pela formação de martensita não revenida, seja pela intensa precipitação de carbonetos em regiões austeníticas.

Já os íons de H⁺ adsorvidos são oriundos da reação de eletrólise da água, em função dos elevados potenciais gerados na proteção catódica da estrutura por

meio de ânodos de sacrifício. Esses íons de H^+ difundem no metal e são aprisionados em regiões de menor difusividade e boa solubilidade, ou ainda, segundo alguns autores, nas regiões austeníticas com intensa precipitação de carbonetos.

Uma das hipóteses levantadas para caracterização das falhas é a de que o TTAT seja responsável pela difusão de carbono oriundo do aço de alta resistência e pela posterior precipitação de carbonetos e a consequente fragilização dessa região. Além disso, alguns estudos sugerem que as intensas precipitações de carbonetos possam além de fragilizar a interface dissimilar, levar a um aprisionamento dos íons de H^+ difundidos ao longo da junta.

A utilização de técnicas de soldagem que permitam alcançar níveis de dureza próximos ao estipulado pela norma NACE MR0175, ou ainda, mesmo que superiores, mas que não venham a comprometer a tenacidade da ZAC do aço de alta resistência, dispensando o uso de TTAT, pode ser uma solução para a precipitação e fragilização da interface comentada anteriormente.

A técnica da dupla camada é uma técnica de soldagem que tem como objetivo promover uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos, de modo que a segunda camada depositada promova o refinamento e o revenimento da ZAC com granulação grosseira da primeira, de forma a diminuir a sensibilidade à fissuração da junta. A utilização da técnica da dupla camada nesse tipo de junta pode, além de reduzir custos de fabricação associados à etapa de TTAT, minimizar a fragilização da interface dissimilar aço-níquel.

Em função do que foi exposto e da carência de informações a respeito dos reais efeitos (sejam benéficos ou deletérios) do uso de TTAT em soldas dissimilares, torna-se necessária a realização de um estudo que venha esclarecer o efeito do uso de TTAT, considerando inclusive uma menor quantidade de carbono disponível para difusão durante a realização dos mesmos (aço ASTM A182 F22 ou eletrodo de baixo carbono ER80S-D2 para o amanteigamento), sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas das interfaces dissimilares abordadas nesse trabalho (aço/níquel).

Por outro lado, uma vez que os TTAT são realizados com objetivo de minimizar os efeitos nocivos da soldagem na ZAC dos aços de alta resistência

utilizados nas juntas citadas anteriormente, torna-se importante também avaliar a possibilidade de substituir o uso desses TTAT por técnicas de soldagem (por exemplo, a técnica da dupla camada) que venham a resultar em propriedades mecânicas (como dureza e tenacidade) e metalúrgicas (como tamanho de grão) similares (ou até superiores) as de juntas amanteigadas e posteriormente submetidas a TTAT.

Nesse contexto, este trabalho pretende contribuir com um estudo inovador da soldagem entre os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 e as ligas de níquel Inconel 625 ® (eletrodo AWS ERNiCrMo-3) e de aço baixo carbono (eletrodo ER80S-D2), de forma a caracterizar a interface formada, analisar os fenômenos encontrados na mesma, bem como, estudar as características mecânicas e metalúrgicas das soldas de amanteigamento geradas e sua correlação com os procedimentos utilizados e assim escolher o melhor procedimento de soldagem a ser aplicado na junta.

1.1 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS

De uma forma geral, este trabalho possui o objetivo de avaliar o efeito da técnica de soldagem aplicada nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, considerando o uso de TTAT para diferentes condições de amanteigamento aplicadas em juntas de componentes estruturais subaquáticos do setor Petróleo e Gás Natural. Será considerada a avaliação dos parâmetros operacionais de soldagem, das características metalúrgicas e das propriedades mecânicas da interface de amanteigamento.

Os objetivos específicos do trabalho são:

- determinar, por meio da técnica de Higuchi e Higuchi modificado, as melhores relações de energia a serem aplicadas no amanteigamento de juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, de modo a minimizar regiões frágeis na ZAC dos mesmos, sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores;
- analisar os principais fenômenos atuantes na interface das soldas dissimilares em função da técnica de soldagem com MIG/MAG e do

uso de TTAT e correlacionar os mesmos com os procedimentos de soldagem utilizados e com as propriedades mecânicas e metalúrgicas resultantes;

- avaliar as características metalúrgicas e mecânicas na ZAC e interface das juntas amanteigadas com o eletrodo ER80S-D2.

- determinar as propriedades mecânicas, sobretudo as relacionadas à mecânica da fratura, das interfaces de amanteigamento das juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 fabricadas pelo processo MIG/MAG;

- determinar os valores do fator de intensidade de tensões (K) para a ZAC e a interface dissimilar de amanteigamento das juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 fabricadas pelo processo MIG/MAG;

- especificar as regiões mais suscetíveis a propagação de trincas em função dos diversos fatores analisados para a soldagem de juntas dissimilares com os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

- avaliar o efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT) realizado após o amanteigamento em operações de soldagem envolvendo os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, e comparar as propriedades mecânicas destas juntas com as das fabricadas sem TTAT, sobretudo as fabricadas com condições aprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado.

CAPÍTULO II

2 REVISÃO DA LITERATURA

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 (METALS, 1993a). Estes aços têm suas propriedades mecânicas aumentadas pela execução de tratamentos térmicos de têmpera, o que resulta em uma microestrutura martensítica, e logo em seguida são revenidos para alívio das tensões internas geradas na têmpera e ajuste fino das propriedades mecânicas desejadas como a dureza, por exemplo.

Devido à elevada temperabilidade destes aços (teores medianos de carbono e elementos de liga, como, Cr e Mo), os mesmos possuem geralmente uma baixa soldabilidade, o que leva a necessidade de procedimentos de soldagem mais criteriosos para a fabricação de componentes que utilizam estes materiais, de modo a evitar a falha prematura destes componentes (FONTES, 2008). Tratamentos térmicos posteriores, pré-aquecimentos, controle das temperaturas de interpasse, entre outros, são algumas das medidas tomadas durante a soldagem destes aços. Em muitos casos, tais medidas não são suficientes para garantir a integridade da junta.

Um dos principais problemas encontrados na soldagem destes aços, principalmente no caso de soldagem dissimilar, onde o mesmo é utilizado apenas como metal de base, está relacionado com um fenômeno de falha conhecido por fissuração por hidrogênio ou trinca a frio.

A fissuração induzida por hidrogênio ou trinca a frio é um tipo de fissuração comum em componentes soldados e certamente um dos mais perigosos. A trinca acontece em temperaturas abaixo de 200°C e frequentemente se revela dias após a operação de soldagem, necessitando assim que inspeções tenham de esperar por volta de 48h para serem executadas (MISHLER, 1976). Esse tipo de trinca é mais comum na zona afetada pelo calor (ZAC), perto da linha de fusão, mas também pode ocorrer no metal de solda. Na ZAC, as trincas podem ser tanto intergranular, seguindo os contornos de grão da austenita primária, quanto

transgranular. As trincas frequentemente nucleiam em pontos de altos níveis de tensão, como na raiz, por exemplo.

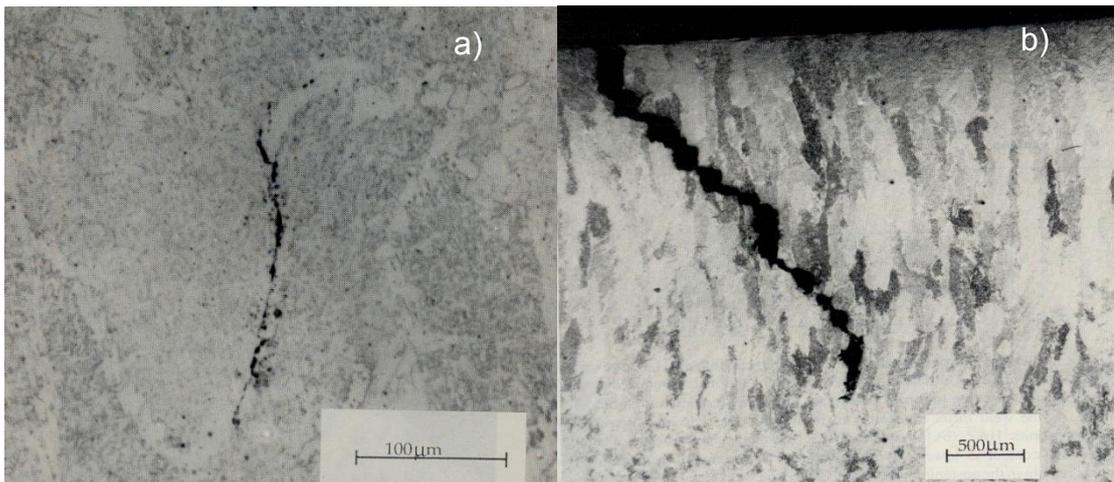
Macroscopicamente, as trincas aparecem em um ângulo de 45° com a direção de soldagem, esse tipo de aparência é chamada de trinca de Chevron. Exemplos de trincas a frio podem ser vistos na Figura 1.

Existem pelo menos três condições necessárias para que ocorra a fissuração induzida por hidrogênio (BAILEY *et al.*, 1973; LANCASTER, 1980). São elas:

- Presença de tensões trativas;
- Presença de hidrogênio;
- Microestrutura frágil.

As tensões residuais de soldagem juntamente com esforços externos e concentradores de tensão, defeitos geométricos no cordão de solda, preenchem os requisitos para a primeira condição.

Figura 1 - Trincas induzidas por hidrogênio. a) trinca intergranular, seguindo os contornos de grão da austenita primária. b) seção longitudinal através do metal de solda, mostrando a propagação da trinca em um ângulo de aproximadamente 45° com a direção de soldagem.



Fonte:(SVENSSON, 1993).

O mecanismo exato para explicar a interação do hidrogênio com as tensões trativas responsáveis pela nucleação de trincas não é claro. A teoria original diz que os átomos de hidrogênio difundem para vazios como micro poros, interfaces entre inclusões e a matriz, e outras discontinuidades onde se combinam para formar H₂. A molécula não pode difundir e então o hidrogênio é aprisionado, a menos que a molécula seja dissociada na superfície de onde está aprisionada.

Elevadas pressões são acumuladas até que ocorre uma espécie de “explosão” localizada que inicia a trinca (MISHLER, 1976). Embora esta teoria não explique todos os aspectos da fissuração induzida pelo hidrogênio, serve como um bom modelo qualitativo.

Microestruturas de elevada dureza, particularmente a martensita, são, em geral, mais sensíveis à fissuração pelo hidrogênio. Neste contexto, equações de carbono-equivalente, que representam o efeito dos diversos elementos de liga, na temperabilidade, em termos de seu teor equivalente de carbono, servem para avaliar a sensibilidade do metal base à fissuração pelo hidrogênio. A Equação 1 descrita por HEMSWORTH *et al.* (1969) é muito utilizada para o cálculo do carbono-equivalente.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (\text{Equação 1})$$

Outra equação muito utilizada é a fornecida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), mostrada abaixo na Equação 2:

$$CE(IIW) = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \quad (\text{Equação 2})$$

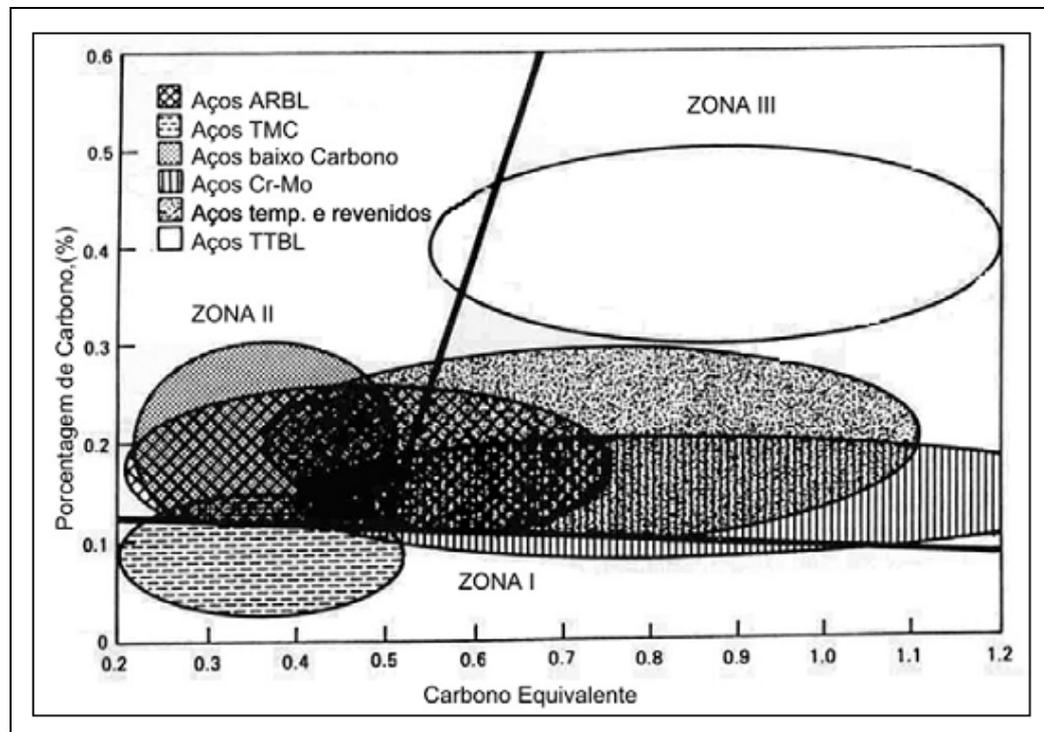
Um critério simples, baseado nas Equações 1 e 2, considera que, se $CE < 0,4$, o aço é pouco sensível à fissuração e, se $CE > 0,6$, o material é fortemente sensível, exigindo técnicas especiais de soldagem, por exemplo, o uso de processos de baixo nível de hidrogênio e de preaquecimento, valores intermediários deste valor indicam uma sensibilidade a fissuração moderada do material podendo o uso de preaquecimento ser ainda necessário, no entanto, com temperaturas menores.

Outra forma de avaliar o grau de suscetibilidade a fragilização por hidrogênio de aços é considerando a relação entre seu teor de carbono e seu carbono equivalente. O diagrama de Graville (GRAVILLE, 1976), mostrado na Figura 2, relaciona esses parâmetros e classifica suas regiões de acordo com o grau de suscetibilidade a fissuração por hidrogênio do aço avaliado.

Na Zona I estão enquadrados os aços pouco suscetíveis à fragilização por hidrogênio, como aços baixo carbono. Na Zona II é observado um aumento na possibilidade de fragilização por hidrogênio, no entanto, é possível evitar esse problema pelo controle do resfriamento da ZAC (pré aquecimento e maior energia de soldagem), essa região está associada a aços de maior teor de carbono e menor

temperabilidade quando comparados aos da Zona I. Na Zona III é encontrada a região crítica do diagrama, com elevada tendência de fragilização por hidrogênio, sendo associada a aços com elevados teores de carbono e elevada temperabilidade.

Figura 2- Diagrama de Graville.



Fonte: (AZEVEDO, 2002).

Para que o material venha a desenvolver trincas a frio, as três condições necessárias citadas anteriormente (tensões trativas, hidrogênio e microestrutura frágil) devem apresentar intensidades consideráveis, desta forma se alguma dessas condições for eliminada ou até mesmo reduzida a níveis mínimos, a possibilidade de formação de trincas a frio no material será fortemente reduzida.

As tensões trativas externas e, principalmente, as residuais são difíceis de controlar. Vários trabalhos (FRANCIS *et al.*, 2007; JANOSCH, 2008; OLIVEIRA, MIRANDA, *et al.*, 2010; OLIVEIRA, SILVA, *et al.*, 2010; PRICE, 2008; WITHERS e BHADESHIA, 2001) já buscaram um maior entendimento sobre as tensões residuais geradas em uma junta soldada. FRANCIS *et al.* (2007), por exemplo, propuseram o desenvolvimento de uma liga martensítica, na forma de metal de adição, que quando utilizada na soldagem de um material específico equilibraria as tensões residuais trativas geradas na junta soldada através da geração de tensões residuais compressivas oriundas da transformação martensítica em baixas temperaturas. No

entanto, o controle destas tensões, sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores (que são caros e muitas vezes inviáveis) para alívio das mesmas, ainda é um desafio para os pesquisadores da área.

O hidrogênio é outro fator difícil de controlar. O ambiente, o processo de soldagem, os consumíveis, entre outros, sempre vão servir como uma fonte de hidrogênio para a solda. Sendo assim, por mais que se tomem os mais diversos cuidados (limpeza, ressecagem, armazenamento etc) e se façam as melhores escolhas possíveis (processo de soldagem, consumíveis e parâmetros), fatalmente ainda existirá alguma quantidade considerável de hidrogênio difusível na solda.

Esse fator se torna mais crítico ainda em juntas dissimilares (aço baixa liga e liga de níquel) submetidas a aplicações subaquáticas. Nessas aplicações, em função da baixa resistência a corrosão dos aços que compõem boa parte dos componentes e a elevada agressividade do meio em questão, frequentemente os componentes soldados são submetidos à proteção catódica (ISO, 2008) e, em função da absorção dos íons de hidrogênio liberados durante a reação eletroquímica, a junta soldada recebe uma quantidade de hidrogênio elevada e de forma constante ao longo de sua operação. Parte desse hidrogênio recebido tende a se acumular na região da interface dissimilar (menor difusividade e maior solubilidade em estruturas CFC) até que a junta inicie um processo de falha (AWS, 1998; BAILEY *et al.*, 1973; SIQUARA, 2006).

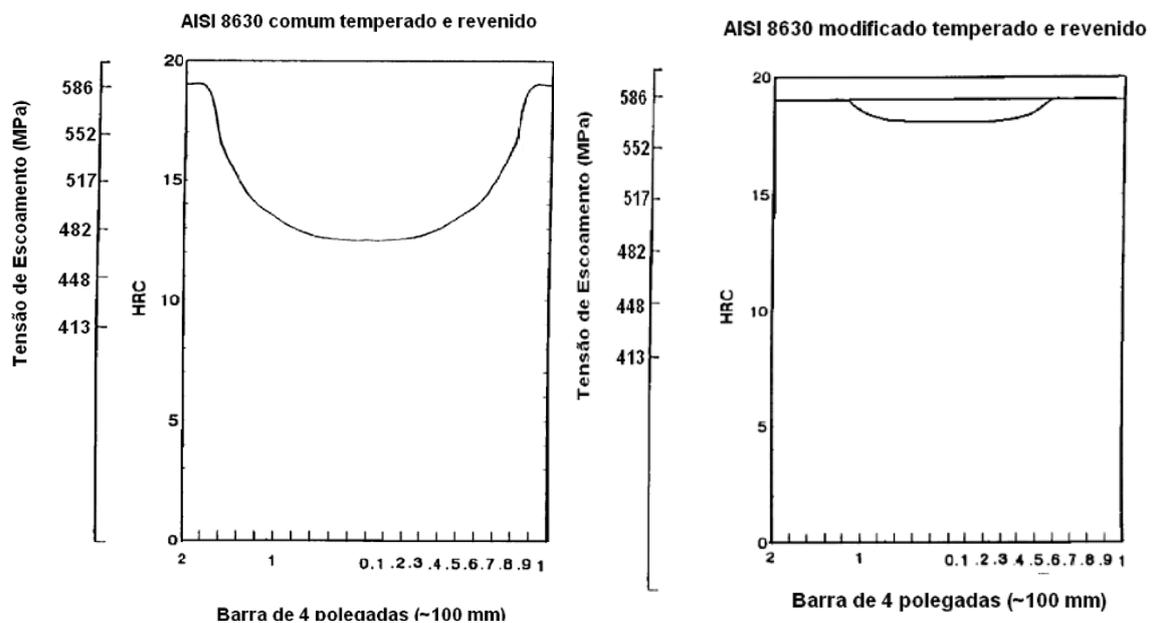
Por fim, uma última alternativa para evitar a formação de trincas a frio é o controle microestrutural da junta com intuito de minimizar ou até mesmo eliminar as regiões frágeis que fatalmente se formam nestes tipos de aços. Esse controle microestrutural não é simples de ser realizado, mas é possível através da aplicação de algumas técnicas de soldagem já consolidadas no meio científico. Uma das principais técnicas utilizadas é a técnica da dupla camada, que já vem sendo estudada por alguns pesquisadores há alguns anos e será abordada no tópico seguinte.

2.1.1 Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22

Os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 são aços baixa liga que possuem uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade. O aço AISI 8630M (Modificado) é uma variação do aço AISI 8630, sendo essa variação realizada para garantir propriedades mecânicas constantes e superiores aos requisitos mecânicos para fabricação de componentes da indústria do petróleo, esses requisitos mecânicos são geralmente estipulados pela norma NACE MR0175. No aço AISI 8630M são encontrados maiores teores de C, Cr, Ni e Mo que o aço AISI 8630 e ainda são adicionados elementos químicos refinadores de grão.

A Figura 3 mostra as perdas de limite de escoamento e dureza ao longo da espessura de barras dos aços AISI 8630 e AISI 8630M submetidas a ensaios de temperabilidade. Como pode ser observado, o aço AISI 8630 sofre perdas significativas de resistência mecânica a medida que região de análise se aproxima do centro do tarugo. Essas perdas de resistências foram associadas, em estudos realizados nesses aços (CANTARIN, 2011), à substituição parcial de martensita por ferrita a medida que se aproxima do centro do tarugo, sendo esse efeito associado as menores velocidades de resfriamento nessas regiões.

Figura 3 – Profundidade de têmpera para os aços a) AISI 8630 e b) AISI 8630M.



Fonte: (CANTARIN, 2011).

O aumento nas quantidades dos elementos C, Cr, Ni e Mo, melhoram a temperabilidade e a resistência mecânica do aço AISI 8630M, enquanto a adição de pequenas quantidades de elementos formadores de carbonetos estáveis e refinadores de grãos como Nb, Ti, V e Al confere boa tenacidade a esse aço. Quando soldado, o aço AISI 8630M apresenta predominantemente uma microestrutura martensítica na ZAC.

O aço ASTM A182 F22 é um aço baixa liga do tipo 2,25Cr-1Mo inicialmente desenvolvido para aplicações em altas temperaturas em função da alta estabilidade proporcionada pelos carbonetos estáveis presentes nos contornos de grão desse material.

Além de utilizado na condição recozido, o que gera uma microestrutura composta por ferrita e perlita, esse aço pode ainda ser utilizado nas condições normalizado e revenido e temperado e revenido, as duas primeiras condições previstas na norma ASTM A182. A Tabela 1 mostra os parâmetros de tratamento e requisitos mecânicos mínimos exigidos para aplicação desse aço, de acordo com a norma ASTM A182. A ZAC de juntas do aço ASTM A182 F22 geralmente possuem uma microestrutura composta por bainita e martensita.

Tabela 1 – Parâmetros de tratamento e requisitos exigidos pela norma ASTM A182.

ASTM A182 F22	Grau 1	Grau 3
Tratamento	recozimento	normalização e revenido
Austenitização (°C)	900 (min)	900 (min)
Resfriamento	forno	ar
Revenimento (°C)	-	675
Limite de escoamento (MPa)	205 (min)	310 (min)
Limite de resistência (MPa)	415 (min)	515 (min)
Dureza (HB)	170 (max)	156-256

Fonte: ASTM A182.

Em função das diferentes características associadas aos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 é esperado que os mesmos respondam de forma distinta a ciclos térmicos aplicados nos mesmos, como em operações de soldagem.

As temperaturas críticas de início e final de transformação austenítica (Ac1 e Ac3), as temperaturas de início e final de transformação martensítica (Mi e Mf), a temperabilidade (carbono equivalente), o teor de carbono, dentre outros fatores, estão diretamente relacionados a forma como tais aços responderão aos ciclos térmicos de soldagem. Em capítulos posteriores desse trabalho serão levantados esses diversos fatores, bem como suas principais influências sobre os aços mencionados,

2.2 A técnica da dupla camada.

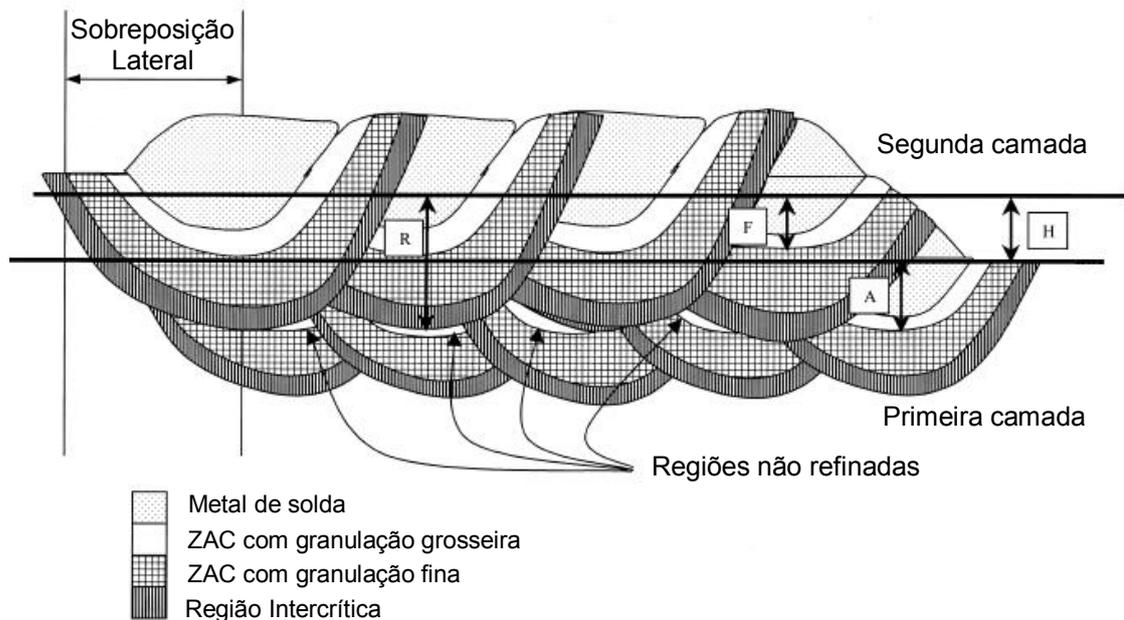
A soldagem de juntas utilizando a técnica da dupla camada tem como objetivo promover uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos, de modo que a segunda camada promova o refino e o revenimento da ZAC com granulação grosseira da primeira de forma a diminuir a sensibilidade a fissuração da junta. As energias de soldagem selecionadas neste caso são particularmente escolhidas em função das propriedades finais das regiões da solda, obtidas em ensaios preliminares. O sucesso desta técnica está fortemente relacionado à adequação entre as energias de soldagem do primeiro e do segundo passe, bem como o controle da temperatura inicial e de interpasse e uma correta sobreposição. O uso de pré-aquecimento e a manutenção de temperaturas de interpasse elevadas favorecem um nível de refino maior devido ao aumento da profundidade da zona refinada (TEIXEIRA e POPE, 1992).

Os parâmetros mais importantes são a altura média da primeira camada, a profundidade da região de grãos grosseiros e profundidade refinada pela segunda camada, como está mostrado na Figura 4. O objetivo é assegurar o mínimo aporte de calor e alcançar uniformes cordões de solda com 30% a 50% de sobreposição. Tipicamente, na 1ª camada depositada, com uma sobreposição em torno de 50%, 80% de refinamento da ZAC com granulação grosseira do passe anterior podem ser obtidos. O uso adequado das relações de energia é primordial para que ocorra o refino e o revenimento da 1ª camada com ciclo térmico da 2ª camada (LANT, 2001).

Uma variante da técnica da dupla camada consiste em utilizar um primeiro passe com eletrodo revestido e o segundo passe aplicado utilizando o processo TIG sem adição de metal, de forma que o calor do passe TIG promova refinamento e/ou revenimento da região de granulação grosseira da ZAC original devido ao passe

com eletrodo revestido. Neste procedimento foi verificado que a referida técnica dispensou satisfatoriamente a necessidade de TTAT para o aço 5%Cr 1/2%Mo, o controle dos parâmetros de soldagem deve ser extremo e a translação, ao longo do cordão de solda do arco TIG deve ser precisa para se manter uma sobreposição lateral próxima de 50% com um revenimento adequado (SILVA *et al.*, 2001).

Figura 4 - Ilustração da técnica da dupla camada. (F) penetração da segunda camada. (A) penetração da primeira camada. (H) altura média da primeira camada. (R) profundidade refinada pela segunda camada.



Fonte:(LANT, 2001).

NIÑO *et al.* (1992) adotaram a técnica da dupla camada na soldagem do aço 5Cr-1/2Mo, controlando adequadamente os parâmetros de forma que a própria energia de soldagem do segundo passe produzisse o efeito do revenimento e o refinamento da ZAC com granulação grosseira devido ao passe anterior.

AGUIAR (2001), usando a técnica da dupla camada, verificou que, para o aço ABNT 4140, tomando-se as adequadas relações de energia para cada deposição de metal, o grau de refino da ZAC com granulação grosseira foi satisfatório e que os melhores resultados foram obtidos com baixos aportes de energia na primeira camada, onde as relações de energia de 6/6 e 6/10 kJ/cm foram as camadas utilizadas. O uso de uma elevada energia na deposição da primeira camada promoveu um maior crescimento de grão, o que comprometeu o refino pela

segunda camada, prejudicando a tenacidade da junta.

A avaliação do reparo usando a técnica da dupla camada, na soldagem dos aços 2,25%Cr-1%MO e 9%Cr-1%Mo, segundo BHADURI *et al.* (2001), foi efetivamente verificada, sendo observado também que o método da meia camada (técnica semelhante) é adequado, porém menos eficiente que a técnica da dupla camada para os mesmos aços.

A técnica da dupla camada possui eficácia comprovada no refinamento e revenimento da ZAC-GG de juntas soldadas. Este efeito por si só já auxilia na prevenção de falhas por fissuração, pois, em muitos casos, níveis elevados de tensões residuais não são suficientes para nucleação e propagação de uma trinca, já que se o material soldado apresentar microestruturas com boa ductilidade e tenacidade, provavelmente a falha não ocorrerá. Alguns trabalhos utilizando a técnica da dupla camada tentaram avaliar a influência da mesma sobre as tensões residuais geradas na junta (CRUZ, 2006; OLIVEIRA, 2009).

CRUZ (2006), não encontrou indícios de que a aplicação da técnica da dupla camada pudesse ter alguma influência sobre as tensões residuais geradas, enquanto OLIVEIRA (2009) encontrou que a técnica da dupla camada adicionou tensões residuais compressivas em amostras de aço estrutural ASTM A516 Gr 70 soldadas com multipasse. Estes resultados apontam a técnica da dupla camada como uma boa opção para controle macroestrutural e microestrutural de uma junta soldada, uma vez que a mesma atuaria benéficamente em duas, das três condições mostradas anteriormente e necessárias para que ocorra fragilização por hidrogênio.

A determinação dos melhores parâmetros a serem utilizados na técnica da dupla camada é feita através da realização de ensaios de soldagem preliminares com um único passe no material a ser soldado. Esses ensaios são conhecidos como testes de Higuchi e Higuchi modificado e serão explorados a seguir.

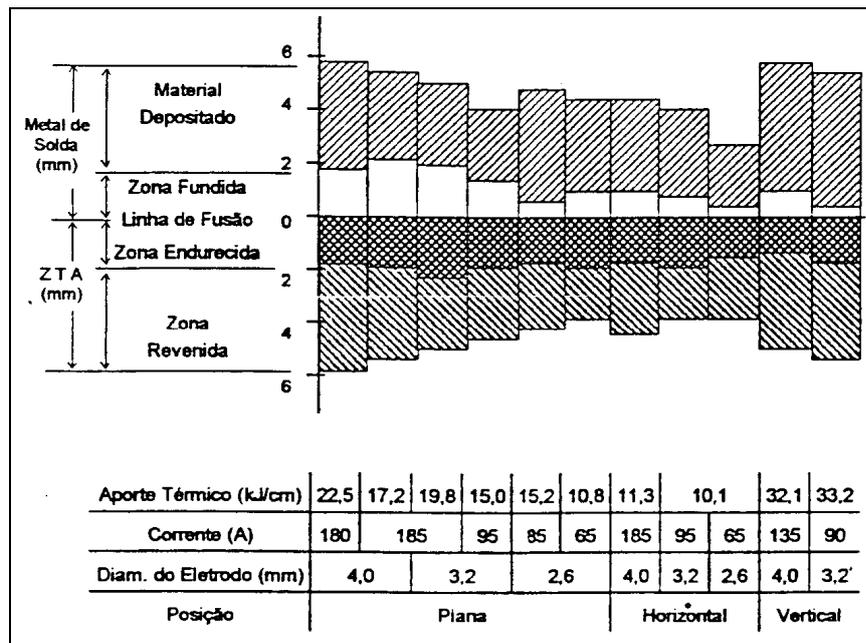
2.2.1 Testes de Higuchi e Higuchi modificado

Em linhas gerais, o objetivo do teste de Higuchi (HIGUCHI *et al.*, 1980) é determinar a extensão das regiões revenidas (zonas macias) e retemperadas (zonas duras) ao longo da zona afetada pelo calor (ZAC) de um material. O teste consiste basicamente em fazer uma simples deposição sobre uma placa do metal base, onde

na seção transversal do cordão é obtido o perfil de microdureza da ZAC.

Por meio desse perfil as regiões revenidas e retemperadas são determinadas, assim como suas extensões, para os diversos parâmetros de soldagem associados (inicialmente a energia de soldagem era o único parâmetro que era analisado no teste de Higuchi, no entanto, mais recentemente, parâmetros como diâmetro do eletrodo, corrente e velocidade de soldagem, têm sido associados de forma isolada (OLIVEIRA, 2009). Com base nos perfis de microdureza, reforço e penetração, são construídos os gráficos de Higuchi como são mostrados na Figura 5.

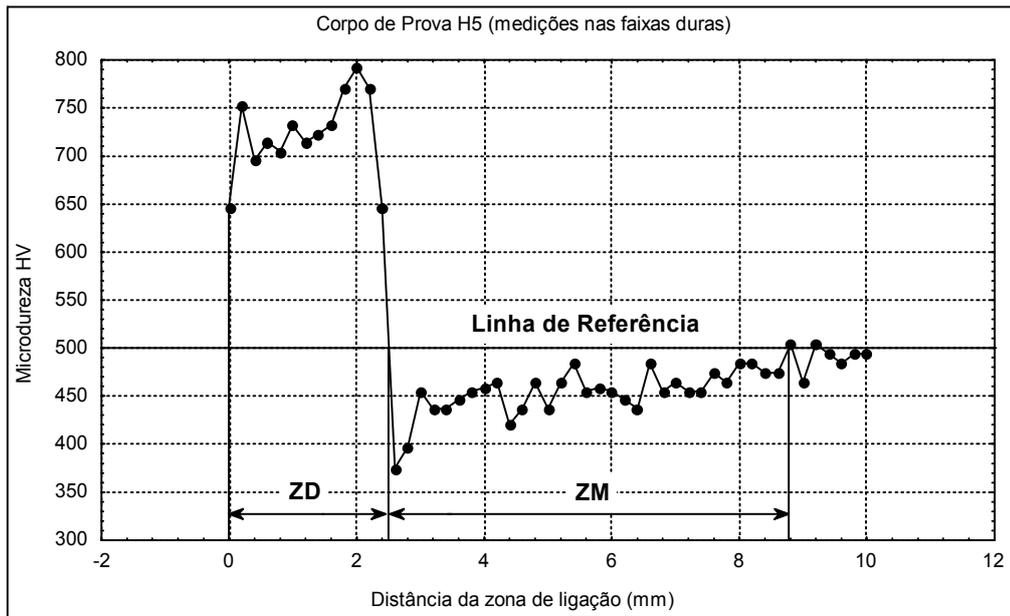
Figura 5- Diagrama de Higuchi para um aço de baixo carbono.



Fonte:(HIGUCHI *et al.*, 1980).

O Critério utilizado para a determinação das extensões das zonas duras e macias é o seguinte: a zona dura (ZD) se estende da zona de ligação ($X = 0$) até a distância em que a microdureza corresponde a microdureza do metal base. A zona macia (ZM) se estende do final da zona dura até a distância em que a dureza se iguala a do metal base. Um exemplo de perfil de microdureza apresentando as zonas duras e macias pode ser visto na Figura 6.

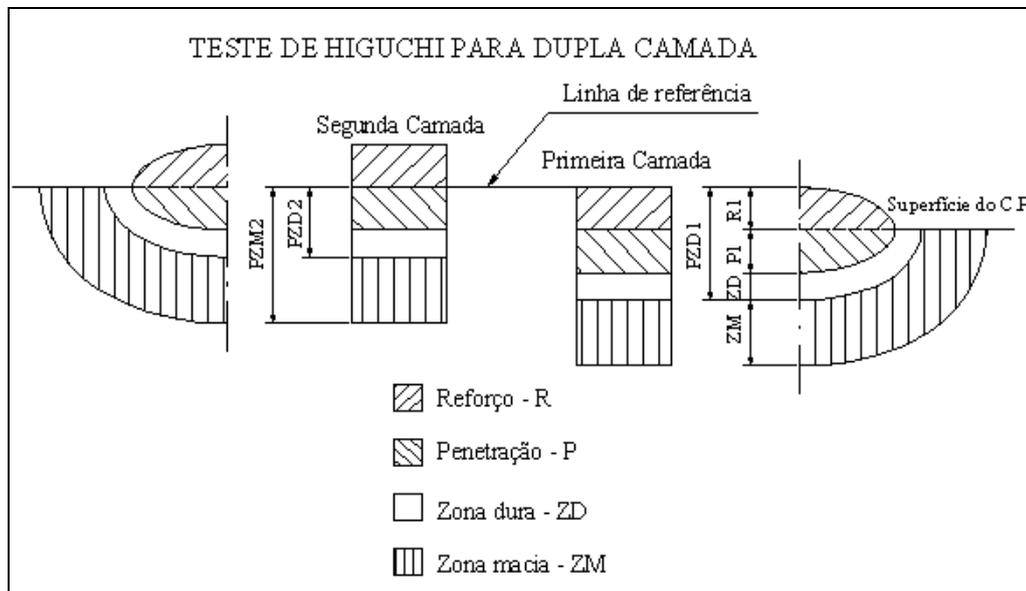
Figura 6- Identificação da zona dura e da macia.



Fonte:(AGUIAR, 2001).

Este ensaio permite selecionar as energias da primeira e da segunda camada, de tal forma que a região da ZAC com granulação grosseira (ZAC-GG) da primeira camada seja refinada e revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada. A escolha das energias da primeira e segunda camada deve obedecer aos seguintes critérios conforme a Figura 7.

Figura 7- Ilustração dos critérios no teste de Higuchi.



Fonte:.(AGUIAR, 2001)

$$1) PZM_2 > PZD_1 \quad \text{(Equação 3)}$$

Onde:

PZM_2 = profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD_1 = profundidade da zona dura da primeira camada.

$$2) PZD_2 < R_1 + P_1 \quad \text{(Equação 4)}$$

Onde:

PZD_2 = profundidade da zona dura da segunda camada;

R_1 = reforço da primeira camada;

P_1 = penetração da primeira camada.

O atendimento da primeira condição faz com que o calor contido nesta faixa da ZAC da segunda camada refine e revina a zona dura da primeira camada, enquanto o atendimento da segunda condição garante que a zona dura da primeira camada não vai ser retemperada. Neste caso, a zona fundida da primeira camada é quem vai ser austenitizada, proporcionando uma recristalização e a formação de alguma martensita que, devido ao baixo carbono não apresenta uma dureza elevada.

O teste de Higuchi modificado difere do convencional simplesmente pelo critério estabelecido. Enquanto no teste de Higuchi convencional é utilizado um critério baseado nas extensões das zonas duras e macias da ZAC, ou seja, um critério com base na dureza, no teste de Higuchi modificado se tem um critério baseado nas extensões das regiões microestruturais da solda, ou seja, um critério com base na microestrutura. A Figura 8 ilustra os critérios para o teste de Higuchi modificado.

$$1) PZACGF_2 > PZACGG_1 \quad \text{(Equação 5)}$$

Onde:

$PZACGF_2$ = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação fina da segunda camada;

$PZACGG_1$ = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da primeira camada.

$$2) PZACGG_2 < ZF_1$$

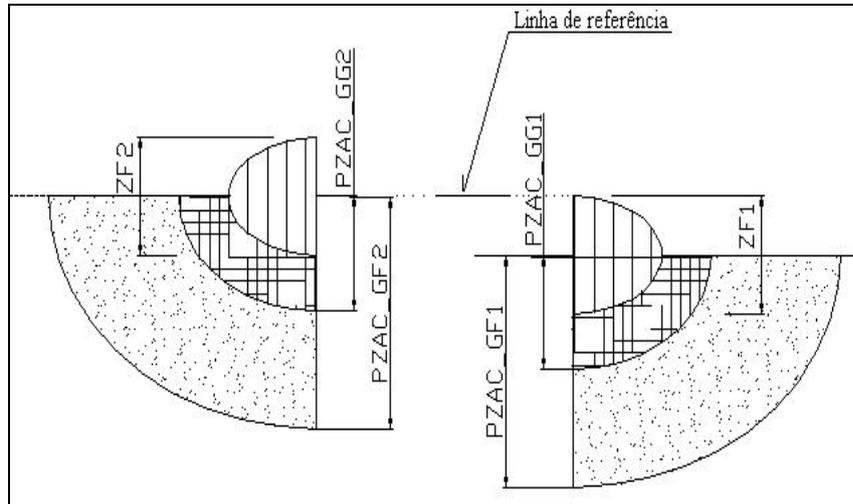
(Equação 6)

Onde:

$PZACGG_2$ = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da segunda camada;

ZF_1 = zona fundida da primeira camada.

Figura 8 - Ilustração dos critérios no teste de Higuchi modificado.



Fonte:(AGUIAR, 2001).

2.3 Ligas de Níquel

As ligas a base de níquel compõem umas das mais importantes classes de materiais utilizados em engenharia, sendo esta importância relacionada com a vasta faixa de meios, corrosivos e oxidantes, e aplicações em que estes materiais podem ser submetidos com sucesso. Estas ligas podem ser utilizadas em um elevado número de ambientes agressivos e, além disso, são capazes de manter suas propriedades mecânicas tanto em baixa (aplicações criogênicas) como em alta temperatura (DUPONT *et al.*, 2009).

As ligas de níquel, comumente chamadas de superligas de níquel, foram desenvolvidas por volta de 1930 nos Estados Unidos, para aplicações aeronáuticas, em propulsores a jato, que operavam em elevada temperatura e necessitavam de resistência mecânica suficiente para resistirem aos esforços (SIMS *et al.*, 1987). A partir de então, as ligas de níquel passaram a encontrar novas aplicações em altas e baixas temperaturas, como em motores de foguetes e veículos espaciais em geral, reatores nucleares, submarinos, usinas termoelétricas, equipamento petroquímicos, dentre outros.

2.3.1 Características das ligas de níquel

O níquel puro possui densidade de 8,9 g/cm³, ponto de fusão 1455 °C e estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada). A densidade da maioria das ligas à base de níquel fica entre 7,79 e 9,32 g/cm³ (ASM, 1990).

A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de 0,089 (W/mm²)/(°C/mm), portanto, superior à do ferro puro (CCC: cúbico de corpo centrado), que atinge somente 0,072 (W/mm²)/(°C/mm). Porém a condutividade térmica das ligas à base de níquel é muito inferior, da ordem de 10 % desse valor, devido à adição de muitos elementos de liga em elevados teores. O ideal seria obter ligas à base de níquel com maior condutividade térmica, já que isso seria importante para dissipar calor e assim minimizar os gradientes de temperatura, reduzindo então as tensões térmicas e assim a tendência de ocorrer falha por fadiga térmica (ASM, 1990). Por outro lado, no caso de revestimentos com ligas de níquel em aços, esta condição é crítica, porque pode causar um gradiente de expansão térmica, devido as diferenças substanciais nos coeficientes de expansão, gerando elevados níveis de tensões, o que pode levar a problemas de fadiga térmica.

As ligas de níquel são altamente resistentes à corrosão, e em muitas condições ambientais podem apresentar resultados superiores aos dos aços inoxidáveis. Uma das razões é que diversos elementos químicos possuem uma maior solubilidade no níquel que no ferro. Por isso, várias ligas são desenvolvidas, com as mais variadas composições químicas e características (REBAK, 2004). O limite de solubilidade do cromo no níquel a 1000°C, por exemplo, é em torno de 40 %, enquanto que os do molibdênio, titânio e tungstênio são, respectivamente, 34, 10 e 38 %. A adição desses e de outros elementos, como, cobre, ferro, cobalto, alumínio, nióbio, tântalo, entre outros, possibilitam o alcance de ligas com características cada vez mais específicas, mas, por outro lado geram desafios tecnológicos maiores, principalmente em respeito ao controle microestrutural e das propriedades mecânicas destas ligas quando submetidas à soldagem (DUPONT *et al.*, 2009).

2.3.2 Classificação das ligas de níquel

As superligas de níquel podem ser classificadas, conforme o seu mecanismo de aumento de resistência ou processo de fabricação, em (AWS, 1996;

SIMS *et al.*, 1987):

- **Comercialmente puras:** são ligas que contém principalmente níquel, com pelo menos 99 % em peso. Essa classe de ligas possui baixa resistência mecânica e dureza e é utilizada principalmente por sua elevada resistência a corrosão em meios básicos.
- **Endurecidas por solução sólida:** adições de cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio e tungstênio contribuem para o aumento de resistência da matriz γ através de solução sólida. Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e da forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais.
- **Endurecidas por precipitação:** são reforçadas por um controle de temperatura, que resulta na precipitação de uma segunda fase conhecida como γ' . Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência. Algumas ligas fundidas já apresentam essa fase após a solidificação.
- **Endurecidas por dispersão de óxidos:** podem ter sua resistência mecânica elevada através da dispersão, ao longo da matriz, de partículas finas de óxidos refratários insolúveis, como o ThO_2 . Isto é feito pelas técnicas de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de se perder a resistência mecânica da liga, pela aglomeração das partículas de óxido.
- **Ligas fundidas:** projetadas especificamente para o processo de fundição, podem apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Porém, como geralmente possuem significativa quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal fundido, apresentam problemas de soldabilidade e normalmente não são soldadas por processo com arco elétrico.

Essa classificação e as ligas que as compõe, com suas respectivas composições químicas, são mostradas da Tabela 2 a Tabela 5.

Tabela 2 – Composição química de ligas de níquel puro comercial.

Ligas ^a	N° UNS	Composição, peso %														
		Ni ^b	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb ^c	Mn	Si	W	B	Outros
Níquel puro comercial																
200	N02200	99.5	0.08	-	-	0.2	-	0.1	-	-	-	0.2	0.2	-	-	-
201	N02201	99.5	0.01	-	-	0.2	-	0.1	-	-	-	0.2	0.2	-	-	-

Fonte: (AWS, 1996)

- ✓ Algumas dessas ligas possuem nomes registrados, podendo possuir composições similares com outras designações.
- ✓ Incluída pequena quantidade de cobalto, se não for especificado.
- ✓ Incluído tântalo (Nb+Ta)

Tabela 3 – Composição química de ligas de níquel comerciais endurecidas por solução sólida.

Ligas ^a	N° UNS	Composição, peso %														
		Ni ^b	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb ^c	Mn	Si	W	B	Outros
Ligas endurecidas por solução sólida																
400	N04400	66.5	0.2	-	-	1.2	-	31.5	-	-	-	1	0.2	-	-	-
X	N06002	47	0.10	22	9	18	1.5	-	-	-	-	1	1	0.6	-	-
NICR80	N06003	76	0.1	20	-	1	-	-	-	-	-	2	1	-	-	-
NICR60	N06004	57	0.1	16	-	BAL	-	-	-	-	-	1	1	-	-	-
IN102	N06102	68	0.06	15	3	7	-	-	0.4	0.6	3	-	-	3	0.005	0.03Zr, 0.02Mg
600	N06600	76	0.08	15.5	-	8	-	0.2	-	-	-	0.5	0.5	-	-	-
617	N06617	52	0.07	22	9	1.5	12.5	-	1.2	0.3	-	0.5	0.5	-	-	-
625	N06625	61	0.05	21.5	9	2.5	-	-	0.2	0.2	3.6	0.2	0.2	-	-	-
686	N06686	58	0.005	20.5	16.3	1.5	-	-	-	-	-	-	-	3.8	-	-
690	N06690	60	0.02	30	-	9	-	-	-	-	-	0.5 ^d	0.5 ^d	-	-	-
825	N08825	42	0.03	21.5	3	30	-	2.25	0.1	0.9	-	0.5	0.25	-	-	-
C-276	N10276	57	0.01 ^d	15.5	16	5	2.5 ^d	-	-	0.7 ^d	-	1 ^d	0.08 ^d	4	-	0.35V ^d
C-22	N06022	56	0.010 ^d	22	13	3	2.5 ^d	-	-	-	-	0.5 ^d	0.08 ^d	3	-	0.35V ^d
G-30	N06030	43	0.03 ^d	30	5.5	15	5 ^d	2	-	-	1.5 ^d	1.5 ^d	1 ^d	2.5	-	-

Fonte: (AWS, 1996)

- ✓ Valor Máximo

Tabela 4 – Composição química de ligas de níquel comerciais endurecidas por precipitação.

Ligas ^a	N° UNS	Composição, peso %														
		Ni ^b	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb ^c	Mn	Si	W	B	Outros
Ligas endurecidas por precipitação																
Waspalloy	N07001	58	0.08	19.5	4	-	13.5	-	1.3	3	-	-	-	-	0.006	0.06Zr
R-41	N07041	55	0.10	19	10	1	10	-	1.5	3	-	0.05	0.1	-	0.005	-
718	N07718	52.5	0.04	19	3	18.5	-	-	0.5	0.9	5.1	0.2	0.2	-	-	-
706	N09706	41.5	0.03	16	-	40	-	-	0.2	1.8	2.9	0.2	0.2	-	-	-
901	N09901	42.5	0.05	12.5	-	36	6	-	0.2	2.8	-	0.1	0.1	-	0.015	-

Fonte: (AWS, 1996)

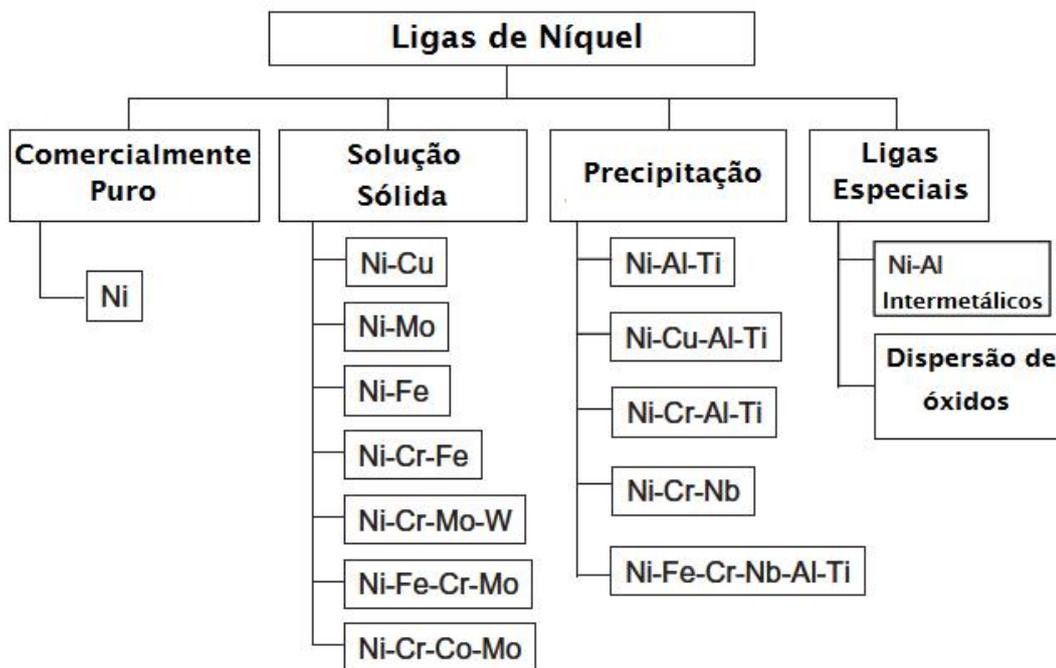
Tabela 5 - Composição química de ligas de níquel comerciais endurecidas por dispersão de óxidos e ligas fundidas.

Ligas ^a	N° UNS	Composição, peso %														
		Ni ^b	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb ^c	Mn	Si	W	B	Outros
Ligas endurecidas por dispersão de óxidos																
TD Nickel	N03260	98	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2 Th O ₂
TD NICR	N07754	78	-	20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2 Th O ₂
Ligas fundidas																
HW	N08001	60	0.5	12	-	25	-	-	-	-	-	2.0	2.5	-	-	-
HX	N06006	66	0.5	17	-	15	-	-	-	-	-	2.0	2.5	-	-	-
CY-40	N06040	72	0.4 ^d	16	-	11 ^d	-	-	-	-	-	1.5	3.0	-	-	-
CZ-100	N02100	95	1.0 ^d	-	-	3 ^d	-	1.25 ^d	-	-	-	1.5	2.0	-	-	-
M-35-1	N24135	68	0.35 ^d	-	-	3.5 ^d	-	30	-	-	-	1.5	1.25	-	-	-

Fonte: (AWS, 1996)

Outra forma usual de classificação das superligas de níquel é quanto aos principais elementos que estão presentes, com propriedades e aplicações específicas, essas ligas são divididas segundo o organograma mostrado na Figura 9.

Figura 9 - Classificação das ligas de níquel quanto aos principais elementos presentes.



Fonte:(DUPONT *et al.*, 2009).

A liga de níquel a ser utilizada neste trabalho, Inconel 625[®] (eletrodo AWS ERNiCrMo-3), faz parte do grupo das ligas endurecidas por solução sólida. Devido a isso, este grupo de ligas será mais bem explorado em um tópico posterior.

2.3.3 Influência dos elementos de liga

Conforme comentado anteriormente, uma das características da grande maioria das ligas de níquel é o elevado número de elementos utilizados em sua composição, sendo alguns desses elementos, por exemplo, o cromo e o molibdênio, adicionados em teores bem superiores quando comparado aos aços inoxidáveis. Desta forma, torna-se imprescindível conhecer os efeitos de cada elemento na soldabilidade, microestrutura e propriedades mecânicas das ligas de níquel. A Tabela 6 mostra um resumo dos efeitos gerais de vários elementos de liga na estabilidade das fases encontradas nas ligas de níquel.

Tabela 6 – Resumo dos efeitos gerais de vários elementos de liga na estabilidade das fases encontradas nas ligas de níquel.

Efeito	Elemento
Aumenta a resistência da liga por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Forma γ' -Ni ₃ (Al,Ti)	Al, Ti
Aumenta a resistência de γ' por solução sólida	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
Forma γ'' -Ni ₃ Nb	Nb
Forma carbonetos:	
MC e M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo, W
Fases TCP (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Forma camada passiva de óxidos (Cr ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃)	Cr, Al

Fonte:(DUPONT *et al.*, 2009).

Como pode ser visto na Tabela 6, o molibdênio aumenta a resistência mecânica das ligas e da fase γ' por solução sólida e ainda é um formador de carbonetos. O molibdênio também aumenta a resistência às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão em altas temperaturas e por pites das ligas de níquel.

O principal efeito do cromo é o aumento da resistência à corrosão, porém, o mesmo também melhora as propriedades mecânicas da matriz pelo aumento de resistência por solução sólida, tanto da liga como da fase γ' . Teores inferiores a 20 % normalmente não contribuem efetivamente para o aumento da resistência à oxidação das superligas de níquel em altas temperaturas. Somente acima deste teor a camada passivadora de Cr₂O₃ adquire à espessura, a aderência, a densidade e a consistência necessárias para impedir o avanço dos átomos de oxigênio em difusão (TANCRET *et al.*, 2003). O cromo é ainda um dos responsáveis pela formação do carboneto tipo M₂₃C₆ que, quando presente na forma de partículas discretas nos contornos de grão, podem melhorar a resistência a fluência pela restrição ao deslizamento dos contornos de grão (ROSS e SIMS, 1987).

O alumínio além de favorecer a resistência a oxidação, pela formação de óxidos de Al_2O_3 , aumenta a resistência mecânica das ligas onde o mecanismo de aumento de resistência é predominantemente a precipitação da fase γ' .

O ferro atua também como elemento de aumento de resistência por solução sólida, porém sua principal função nas ligas de níquel é reduzir o custo das mesmas. É conhecido ainda que o ferro aumenta a solubilidade do carbono no níquel, melhorando assim a resistência em temperaturas elevadas (TANCRET *et al.*, 2003).

O manganês possui afinidade com o enxofre, sendo um importante controlador dos efeitos nocivos da segregação de compostos sulfurados (RAMIREZ e LIPPOLD, 2004).

O nióbio controla a segregação durante as reações finais de solidificação. Forma a fase γ'' , alguns tipos de carbonetos e eventualmente pode ser responsável pela formação da fase δ (AWS, 1996; DUPONT *et al.*, 2003; RAMIREZ e LIPPOLD, 2004).

O silício nas ligas comerciais é mantido em teores abaixo de 0,4%, por problemas de soldabilidade (fases TCP), e quando presente tem efeito desoxidante e melhora a fluidez do líquido fundido no caso de ligas fundidas (TANCRET *et al.*, 2003).

O titânio possui efeito similar ao alumínio na formação de precipitados. quando estes dois elementos estão presentes é necessário um ajuste em suas composições para melhorar a interface γ / γ' (TANCRET *et al.*, 2003). Também está presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade (AWS, 1996).

O tungstênio induz o aumento de resistência por solução sólida na matriz γ e nos precipitados γ' , além disso, é um forte formador de carbonetos, o que pode resultar na redução da precipitação de carbonetos ricos em cromo e, conseqüentemente, melhorar indiretamente a resistência a corrosão das ligas de níquel (TANCRET *et al.*, 2003).

2.3.4 Ligas endurecidas por solução sólida.

As ligas endurecidas por solução sólida são amplamente utilizadas nos mais diversos ramos industriais (químico, petroquímico, papel, entre outros) por apresentarem uma combinação de boa resistência mecânica e excelente resistência a corrosão em temperaturas de até 800°C, podendo ser utilizadas, em alguns casos, em temperaturas de até 1200°C.

O aumento de resistência destas ligas se dá principalmente pela adição de elementos de liga intersticiais ou substitucionais, que se alojam na matriz gama, aumentando sua resistência mecânica. Quanto maior for a diferença de raio atômico entre o possível elemento endurecedor e o níquel, maior será o potencial de aumento de resistência da matriz por esse elemento, por outro lado, elementos com raios atômicos, estruturas eletrônicas e estruturas cristalinas similares, mais provavelmente permanecem em solução sólida. Os átomos do soluto (substitucionais ou intersticiais) irão ocupar preferencialmente as regiões próximas as discordâncias de maneira a reduzir a energia global de deformação, ou seja, de modo a cancelar parte da deformação que circunda uma discordância. Dessa forma, a rede cristalina se torna mais equilibrada e as discordâncias necessitam de uma maior energia para se movimentarem (CALLISTER, 2002) e (REED-HILL, 1982).

As ligas endurecidas por solução sólida na condição recozida apresentam uma microestrutura predominantemente formada pela fase γ , oferecendo boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão. No entanto, em condições de solidificação fora do equilíbrio (como na soldagem) ou após exposição prolongada em temperaturas elevadas, estas ligas podem apresentar fases distintas que podem ou não ser indesejáveis, do ponto de vista mecânico-metalúrgico, à liga (OGBORN *et al.*, 1995). A Tabela 7 mostra as fases que podem ser formadas nas ligas de níquel, suas estruturas cristalográficas e fórmulas.

Tabela 7 – Fases que podem ser formadas nas ligas de níquel com suas estruturas e fórmulas correspondentes.

Fase	Estrutura	Fórmula
γ'	CFC	$Ni_3(Al,Ti)$
γ''	TCC	Ni_3Nb
MC	Cúbica	$(Ti, Ta, Nb, Hf, Th \text{ ou } Zr) C$
M_6C	CFC	$Fe_3(Mo, W, Nb)_3C, Fe_4W_2C, Nb_3Co_3C, Ta_3Co_3C$
M_7C_3	Hexagonal	Cr_7C_3
$M_{23}C_6$	CFC	$(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$
M_3B_2	Tetragonal	$(Nb, Mo, Ti, Cr, Ni, Fe, Ta, V)_3B_2$
MN	Cúbica	$(Ti, Nb, Zr)N$
η	HC	Ni_3Ti
δ	Ortorrômbica	Ni_3Nb
μ	Romboédrica	$(Fe, Co)_7(Mo,W)_6$
Laves	Hexagonal	$(Fe, Ni)_2(Nb, Ti, Mo), Co_2(Ti, Ta)$
σ	Tetragonal	$FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo$

Fonte:(ASM, 1990).

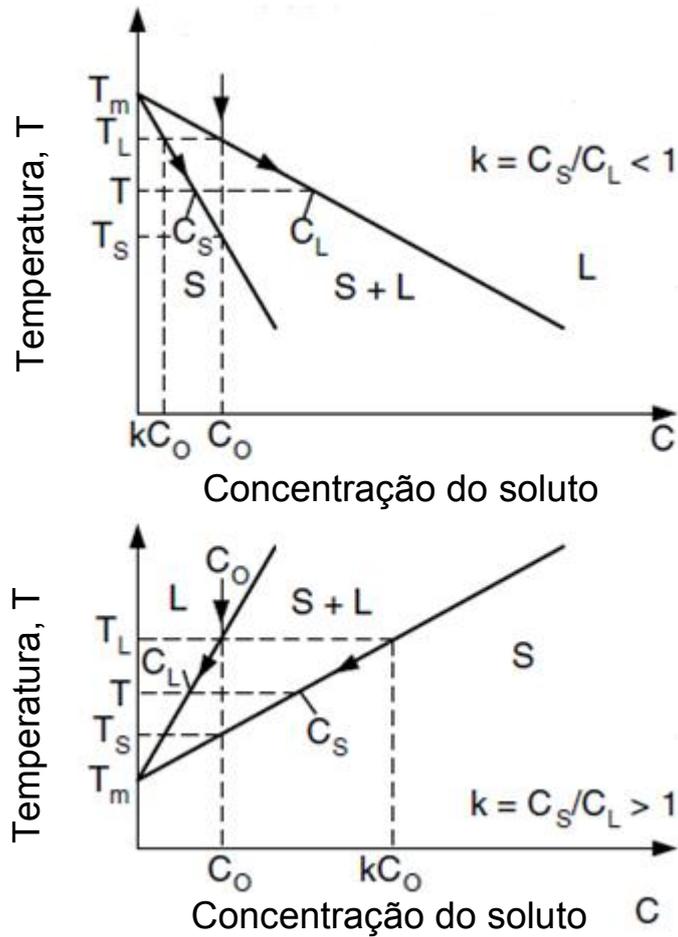
No caso de metais de solda, a formação destas fases estão geralmente relacionadas as fortes microsegregações de elementos de liga como, Mo e Nb, para as regiões interdendríticas.

CIESLAK *et al.* (1988) estudaram a solidificação da liga Inconel 625® com variações de carbono, silício e nióbio. Foi encontrada a presença de constituintes eutéticos do tipo $\gamma/MC(NbC)$, $\gamma/Laves$ e γ/M_6C nas regiões interdendríticas, dependendo da composição da liga estudada.

DUPONT (1996), estudou a aplicação de revestimentos da liga Inconel 625® sobre um substrato de aço Cr-Mo utilizando o processo MIG/MAG, e verificou a tendência de microsegregação durante o processo de solidificação, por meio da determinação do coeficiente de redistribuição do soluto (k) dos principais elementos químicos do metal de solda.

O coeficiente de redistribuição do soluto (k) numa temperatura em particular é dado pela razão entre a composição do soluto na fase sólida (C_s) e a composição do soluto na fase líquida (C_L), para valores de $k < 1$, o sólido rejeita soluto para o líquido e para valores de $k > 1$, o sólido absorve o soluto (Figura 10) (KOU, 2003).

Figura 10- Diagramas de fases binários mostrando o coeficiente de redistribuição do soluto para cada caso.



Fonte: (KOU, 2003).

Para determinar o valor de k , Dupont (1996) atribuiu a C_S , a composição do elemento em estudo no centro da dendrita (composição do sólido no início da solidificação) e a C_L , a composição do elemento no metal de solda (composição C_0 da liga). Como o coeficiente de redistribuição do soluto (k) foi desenvolvido para ligas binárias, Dupont (1996) considerou um modelo de sistema binário constituído pela matriz γ e o elemento químico a ser estudado. A Tabela 8 mostra os resultados de k obtidos no trabalho.

Tabela 8 - Valores do coeficiente de redistribuição do soluto (k) para os principais elementos químicos do revestimento da liga Inconel 625®.

Elemento	C _o (% em peso)	C _s (% em peso)	K
Ferro	28,14	28,60	1,02
Níquel	44,91	46,70	1,04
Cromo	16,67	17,60	1,05
Molibdênio	6,78	5,83	0,86
Nióbio	2,07	0,97	0,46

Fonte: (DUPONT, 1996)

Como pode ser visto, os resultados mostraram que o ferro, o níquel e o cromo, com $k > 1$, tendem a segregar para o centro da dendrita, enquanto o molibdênio e mais fortemente o nióbio, tendem a segregar para as regiões interdendríticas. Segundo Cieslak et. al. (1988) e Dupont (1996), a microsegregação de elementos para o líquido remanescente nas regiões interdendríticas, alarga a faixa de temperatura de solidificação e, associado com a formação do eutético γ +Laves, favorece a formação de trincas de solidificação no metal de solda.

2.4 Soldagem dissimilar com ligas de níquel.

Cada vez mais cresce no setor de petróleo e gás a necessidade de equipamentos fabricados com materiais que proporcionem uma boa combinação entre resistência mecânica e resistência a corrosão. Materiais com essas características (aços inoxidáveis, ligas de níquel, entre outros) já são bem conhecidos pelas empresas deste setor, no entanto, a aplicação dos mesmos na forma de equipamentos maciços eleva substancialmente os custos de fabricação, o que leva a inserção destes materiais apenas em regiões mais críticas do equipamento, como a superfície interna de um tubo por onde são escoados petróleo ou seus derivados, para melhorar a resistência a corrosão naquela região, ou como o material de enchimento e/ou amanteigamento (ligas de níquel) de uma junta a ser soldada, de forma a tentar eliminar tratamentos térmicos posteriores.

As ligas de níquel se destacam nesse contexto por possuírem elevadas resistência mecânica, a corrosão e a oxidação e, além disso, por sua boa estabilidade (sobretudo mecânica) em temperaturas elevadas. Por exemplo, algumas dessas ligas podem operar satisfatoriamente em temperaturas de até 85% do seu ponto de fusão, por períodos de até 100.000 h (METALS, 1993a).

Uma razoável quantidade de trabalhos (BANOVIC *et al.*, 2002; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; FENSKE *et al.*, 2012; RAO, 2009; SILVA *et al.*, 2013) já foi realizada com o intuito de avaliar e caracterizar a compatibilidade de ligas de níquel seja elas utilizadas para revestir (resistência à corrosão) ou unir (ductilidade) aços dos mais diversos tipos.

AGUIAR (2010) e SILVA (2010) em suas teses de doutorado estudaram o revestimento de aços baixo carbono com ligas de níquel utilizando os processos MIG/MAG e TIG, respectivamente. Esses autores encontraram condições de soldagem com valores mínimos de diluição e observaram como o teor de ferro resultante em cada depósito influenciava as propriedades mecânicas e metalúrgicas do revestimento.

Já FENSKE (2010) utilizou ligas de níquel no amanteigamento e enchimento de juntas similares às avaliadas nesse trabalho para simular as condições de falha em serviço destes tipos de juntas.

De uma forma geral, no que diz respeito à aplicação de ligas de níquel em procedimentos de soldagem para união de juntas (que é o foco deste trabalho), dois assuntos merecem um destaque, a interface dissimilar aço-níquel, bem como o surgimento de gradientes de composição elevados e as propriedades mecânicas resultantes na mesma.

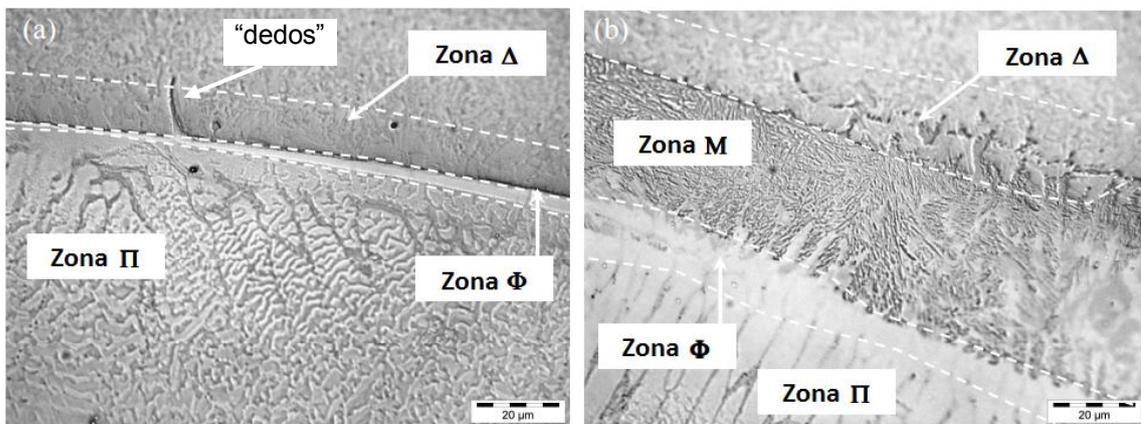
No que diz respeito à interface dissimilar de juntas de aço soldadas com liga de níquel, um dos problemas mais estudados está relacionado a formação de zonas de elevada dureza, com microestrutura martensítica ou até mesmo austenítica, presentes na interface mesmo após realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões (TTAT).

Dependendo do autor, essas zonas são denominadas com diversos termos, como “zonas não misturadas”, “zonas parcialmente misturadas”, “zonas parcialmente diluídas”, “zonas empobrecidas de metal de adição”, “zonas duras”, entre outros (BAESLACK *et al.*, 1979; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; DOODY, 1992; KEJELIN *et al.*, 2007; OMAR, 1998; ROWE *et al.*, 1999; SILVA *et al.*, 2013; YANG e KOU, 2007). Nesse trabalho, essas regiões serão denominadas de Zonas de Alta Diluição (ZAD), uma vez que esse termo envolve tanto a zona não misturada, proposta por SAVAGE *et al.* (1976), quanto a zona adjacente com baixa participação

do metal de adição (com alta diluição) observado pela grande maioria dos autores citados acima.

BEAUGRAND *et al.* (2009b) apresentaram uma classificação para as regiões presentes nas ZAD conforme pode ser observado na Figura 11.

Figura 11 – 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 ferro e com microestrutura de martensita 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).

Outra nomenclatura, adotada por DOODY (1992), faz uma analogia das

ZAD com conceitos geográficos, conforme pode ser visto abaixo:

- Praias” (faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão);
- “Ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda);
- “Baías” (região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base).
- “Península” (região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda).

SAVAGE *et al.* (1976), um dos pioneiros no estudo de interfaces dissimilares, atribuiu à formação de ZAD, chamadas pelo mesmo de zonas não misturadas, a existência de uma camada estagnada de metal de solda líquido e/ou de um fluxo laminar do mesmo imediatamente adjacente ao metal de base sólido, uma vez que mesmo com o movimento turbulento da poça de fusão, a velocidade do líquido deve se aproximar de zero na interface sólido/líquido. A Figura 12 mostra um esquema da poça de fusão dissimilar proposto por SAVAGE *et al.* (1976).

Figura 12 – Esquema da poça de fusão proposto por SAVAGE *et al.* (1976).



Fonte: SAVAGE *et al.* (1976)

As ZAD podem afetar negativamente a interface dissimilar da solda de diferentes modos, podendo levar a junta a falhar por corrosão, fissuração por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão, em meios contendo H₂S, perda de resistência mecânica, sobretudo tenacidade (GOULD, 2010; KEJELIN, 2012; KOU e YANG, 2007).

Em relação às propriedades mecânicas de interfaces dissimilares com, as ZAD são responsáveis por regiões de dureza na faixa das estruturas martensítica

(acima de 400 HV), regiões essas que constituem sítios favoráveis à nucleação e propagação de trincas (BEAUGRAND *et al.*, 2009a; GITTOS, 2008; OLDEN *et al.*, 2003; ROWE *et al.*, 1999; SAVAGE e SZEKERES, 1967).

Ensaio de mecânica da fratura têm sido realizados na tentativa de avaliar a tenacidade da interface dissimilar dessas juntas. POPE *et al.* (2005) e GITTOS e GOOCH (1992), por meio de ensaios de CTOD encontraram que os corpos de prova com menor tenacidade tiveram a trinca nucleada em ZAD com microestrutura martensítica e dureza superior a 400 HV.

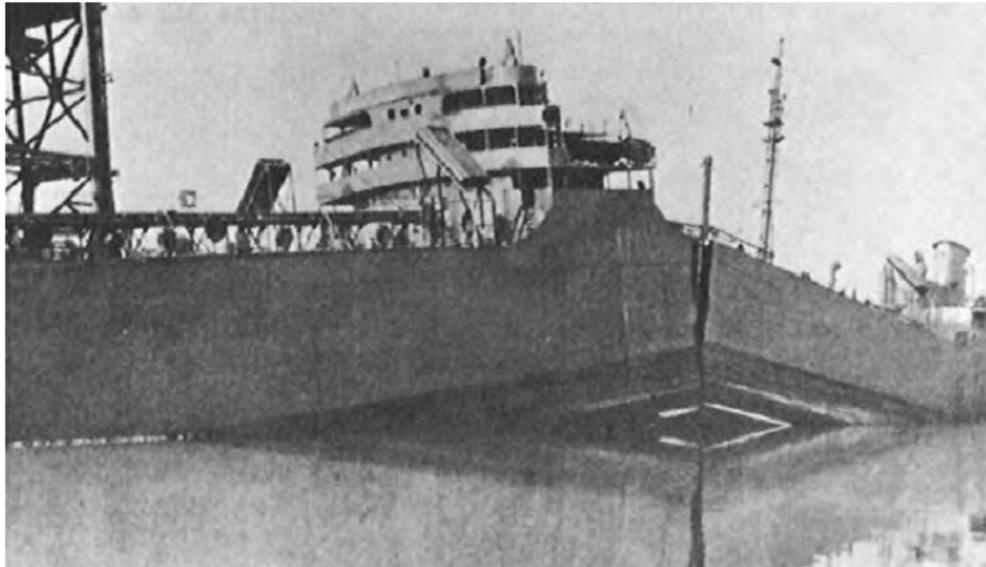
No tópico seguinte será realizada uma pequena abordagem sobre a mecânica da fratura aplicada ao estudo das interfaces dissimilares.

2.5 Mecânica da fratura aplicada a soldagem

Os primeiros problemas relacionados à fratura em soldas ocorreram durante a segunda guerra mundial, como consequência de falhas na construção de navios para guerra (ARANA e GONZÁLEZ, 2007).

Em função da necessidade urgente de navios, os estaleiros navais norte americanos, optaram por uma técnica de fabricação mais rápida, utilizando cascos totalmente soldados ao invés da tradicional técnica de construção rebitada. Os navios fabricados com essa tecnologia foram chamados de Liberty. De 4694 navios construídos durante a segunda guerra mundial, 1289 apresentaram quebras significativas, 233 apresentaram fraturas frágeis graves e 12 destes últimos se romperam espetacularmente em duas partes. Tais problemas foram associados à uma composição química inadequada do aço utilizado e depois desses fatos poucos casos de falhas deste tipo foram encontrados. A Figura 13 mostra uma fotografia de um desses navios que se romperam em duas partes (ARANA e GONZÁLEZ, 2007).

Figura 13 – Fotografia de navio rompido em duas partes.



Fonte: (ARANA e GONZÁLEZ, 2007).

A mecânica da fratura tem como objetivo determinar se um defeito do tipo trinca poderá ou não levar um determinado componente a uma fratura do tipo frágil quando o mesmo for submetido as tensões comuns durante serviço (ANDERSON, 2004). A mecânica da fratura divide-se em dois ramos: a mecânica da fratura linear elástica (MFLE) e a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP).

A MFLE é aplicada para condições nas quais a fratura ocorre ainda no regime linear-elástico, geralmente ligas com elevada resistência mecânica.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) baseia-se na teoria da elasticidade, sendo aplicada em análises de falhas que ocorrem em materiais elásticos lineares. De um modo geral, a MFLE se aplica a materiais de comportamento frágil, onde o escoamento na ponta da trinca é muito pequeno (Anderson, 1995).

Utilizando a MFLE os campos de tensões na vizinhança da ponta da trinca podem ser estabelecidos. Sendo assim, pode-se estabelecer uma relação com outros parâmetros, como: tensão nominal aplicada, tamanho, geometria e orientação da trinca. Desta forma, é possível representar as propriedades da fratura por meio de um único fator, chamado fator de intensidade de tensão, K (ANDERSON, 2004; FARAHMAND, 1997).

A tenacidade à fratura de um material pode ser definida como a sua habilidade inerente de resistir a certo valor de intensidade de tensão na ponta de

uma trinca nele presente sem que ocorra a 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. No entanto, deve existir um único nível de intensidade que causa a fratura, esse valor é o nível crítico de intensidade de tensões e é definida como tenacidade à fratura, K_C . Fazendo uma analogia com os conceitos de tensão, pode-se dizer que a tensão está para a resistência mecânica assim como o fator de intensidade de tensões está para a tenacidade à fratura (COLLINS, 2006).

Assim, quando o fator K , alcança um valor crítico, K_C , ocorre uma falha catastrófica nos materiais frágeis. Este valor de tenacidade à fratura do material pode ser considerado como uma propriedade ou característica do material, independente da geometria ou das cargas aplicadas, sendo influenciado apenas pela temperatura (DIETER, 1988).

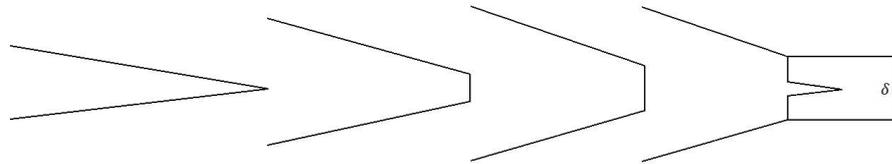
A MFLE somente é válida quando a deformação de um material não linear é confinada em uma pequena região plástica em volta da trinca. No entanto, quando esta região torna-se significativa em relação à espessura do material, a mecânica da fratura linear elástica não pode ser aplicada. Para estes casos, a mecânica da fratura apresenta outra abordagem, baseada em considerações não lineares e elasto-plásticas entre tensão e deformação, a chamada Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)(ANDERSON, 2004).

A MFEP é utilizada para o estudo da fratura em materiais que exibem plasticidade significativa na ponta da trinca, para estes casos, os conceitos e equações propostas pela MFLE não são válidos. Dois parâmetros elasto-plásticos podem ser utilizados na MFEP, o deslocamento da abertura da ponta da trinca, do inglês "*Crack Tip Opening Displacement*" (CTOD) e a Integral J. Ambos descrevem as condições na ponta da trinca em relação ao comportamento elasto-plástico que pode ser usado como critério de fratura, podendo ser utilizados também para medir a tenacidade à fratura na ponta da trinca.

O método CTOD considera a presença de uma zona plástica de tamanho significativo na ponta da trinca, essa zona plástica permite que as duas superfícies se separem sem que haja crescimento instável da trinca. Essa separação aumenta até que um valor crítico seja atingido e a partir daí a trinca se propaga de forma

instável. (ANDERSON, 2004) A Figura 14 mostra a representação esquemática desse efeito.

Figura 14 - Representação esquemática da deformação plástica na ponta da trinca.



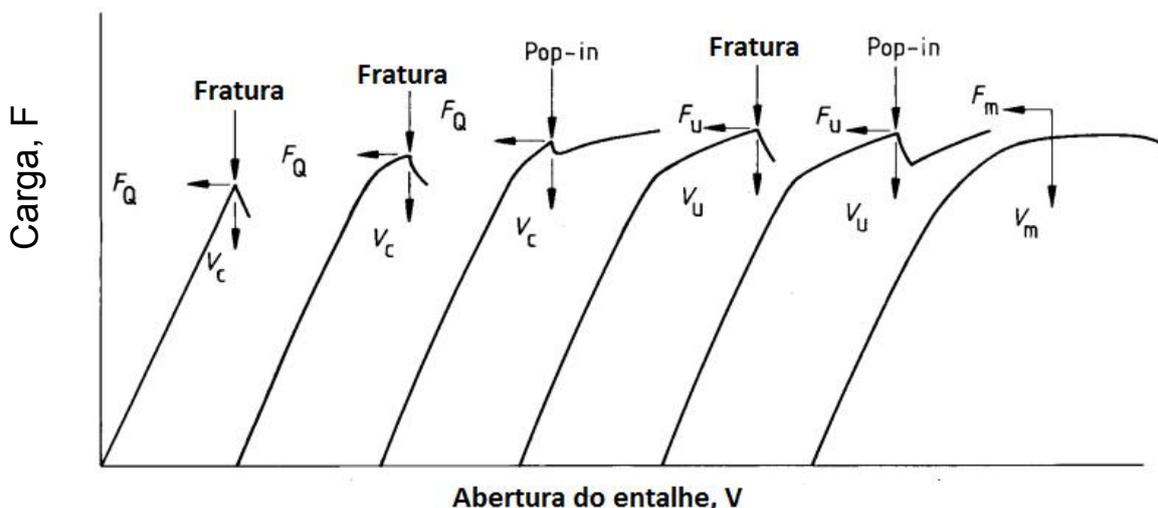
Fonte: Autoria Própria.

Esse valor crítico de CTOD depende do critério de falha utilizado e pode ser interpretado como o CTOD de início de propagação estável da trinca (CTOD de iniciação), CTOD de início de propagação instável da trinca, ou o CTOD de carga máxima.

O processo de fratura é controlado inicialmente pela intensa deformação plástica adjacente à ponta da trinca, ou seja, a abertura da ponta da trinca é uma medida desta deformação. A propagação da trinca inicia-se a partir de um valor crítico desta abertura.

A determinação experimental dos parâmetros CTOD para estes corpos de prova utiliza procedimentos normalizados (ASTM, 1999, 2001; BSI, 1991) baseados sobre a medição das curvas de carga em função da abertura do entalhe. A Figura 15 apresenta as possíveis formas para essas curvas

Figura 15 - Registro da carga em função do deslocamento no ensaio de CTOD



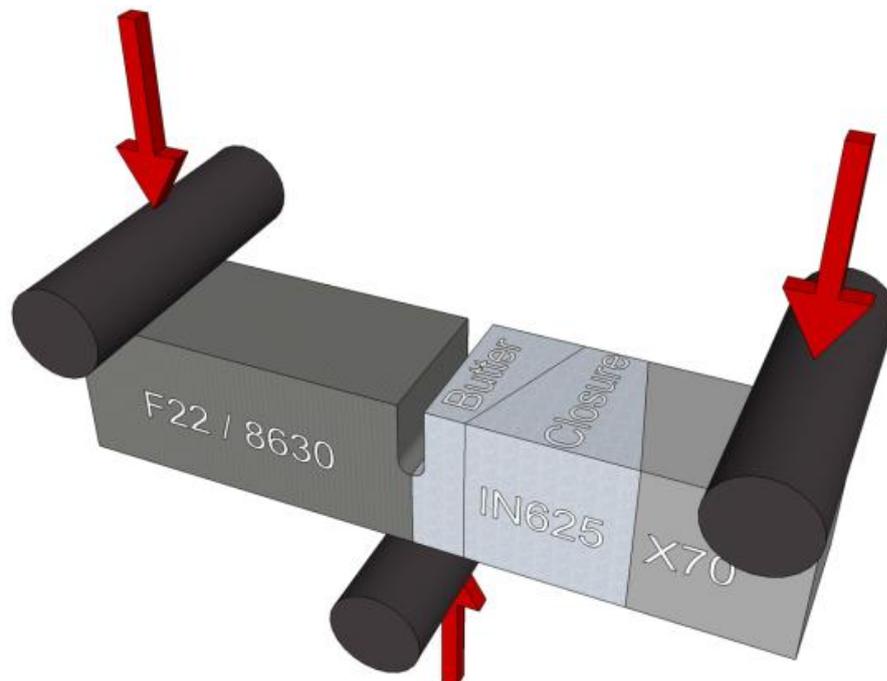
Fonte: (BSI, 1991)

O ensaio de CTOD encontra algumas dificuldades quando aplicado na análise de juntas soldadas (THAULOW, 1988). Problemas associados ao posicionamento da pré-trinca e a diferença de resistência mecânica entre a zona fundida e a ZAC são bastante estudados com objetivo de minimizar os erros associados a essas análises (PREDAN *et al.*, 2007; SPURRIER *et al.*, 1996; TANG e SHI, 1995; ZHANG *et al.*, 2002; ZHANG *et al.*, 1997).

Estudos recentes em interfaces soldadas (BAHRAMI *et al.*, 2010; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; FENSKE *et al.*, 2012) sugerem a realização de um ensaio de fratura derivado do CTOD.

Neste ensaio um entalhe é confeccionado com espessura tão pequena quanto for possível, sem a abertura de uma pré trinca de fadiga. Deste modo, embora não se consiga determinar um valor de CTOD, é possível levantar o fator de intensidade de tensões na ponta do entalhe, e como é mais fácil garantir que a ponta do entalhe esteja posicionada na região de interesse (o que não é fácil para uma pré trinca) é possível garantir a realização do ensaio na interface. A Figura 16 mostra um desenho esquemático de um corpo de prova para ensaio de fratura utilizado por FENSKE (2010).

Figura 16 – Esquema de ensaio de fratura com corpo de prova sem pré trinca de fadiga.



Fonte: FENSKE (2010)

CAPÍTULO III

3 MATERIAIS & MÉTODOS

3.1 Metais de base

Os materiais de base empregados foram os aços estruturais AISI 8630M e ASTM A182 F22. A Tabela 9 e Tabela 10 mostram, respectivamente, a composição química e algumas propriedades mecânicas medidas para estes aços.

Tabela 9 - Composição química medida dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, % em peso.

AISI 8630M								
C	Si	Mn	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Al
0,36	0,3	0,86	0,006	0,06	0,93	0,81	0,38	0,02
Carbono equivalente=0,8 (IIW)								
ASTM A182 F22								
C	Si	Mn	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Al
0,12	0,17	0,40	0,012	0,04	2,25	0,06	0,93	0,024
Carbono equivalente=0,8 (IIW)								

Fonte: Autoria própria.

Tabela 10 – Propriedade mecânicas medidas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

	Dureza (HV)	LE (MPa)	LRT (MPa)	%Área
AISI 8630M	250	621	743	29
ASTM A182 F22	200	623	771	33

Fonte: Autoria própria.

3.2 Consumíveis de soldagem

Os consumíveis de soldagem utilizados foram os metais de adição e o gás de proteção.

Os metais de adição utilizados foram os arames-eletrodos AWS ERNiCrMo-3 (similar a liga Inconel 625 ®) e ER80S-D2 (indicado para soldagem do aço AISI 8630) ambos com diâmetro de 1,2 mm. A Tabela 11 mostra a composição química do eletrodo AWS ERNiCrMo-3.

Tabela 11 - Composição química fornecida pelo fabricante do eletrodo ERNiCrMo-3, % em peso.

Ni	Cr	Mo	C	Fe	Al	Nb	Si	Mn
64,43	22,2	9,13	0,011	0,19	0,09	3,53	0,05	0,01

Fonte: ThyssenKrupp.

O eletrodo ER80S-D2 foi utilizado como alternativa para o amanteigamento dos aços empregados, com o objetivo de minimizar o elevado

gradiente de carbono encontrado principalmente entre o aço AISI 8630M e metal de solda com o eletrodo ERNiCrMo-3 (BEAUGRAND *et al.*, 2009b). A Tabela 12 mostra a composição química do eletrodo ER80S-D2.

Tabela 12 - Composição química fornecida pelo fabricante do eletrodo ER80S-D2, % em peso.

C	Si	Mn	Mo
0,10	0,70	1,70	0,50

Fonte: Weld-inox.

O gás de proteção utilizado foi uma mistura gasosa de argônio e 25% de hélio. Esse gás foi utilizado como uma tentativa de melhorar a molhabilidade (em função do maior aporte térmico gerado) dos cordões de solda depositados, uma vez que, em trabalhos anteriores (AGUIAR, 2010; MAGALHÃES, 2008), foi visto que os cordões de soldas depositados por MIG/MAG, com a liga Inconel 625® e argônio puro, apresentavam baixa molhabilidade e eram, conseqüentemente, mais propensos ao surgimento de defeitos entre passes.

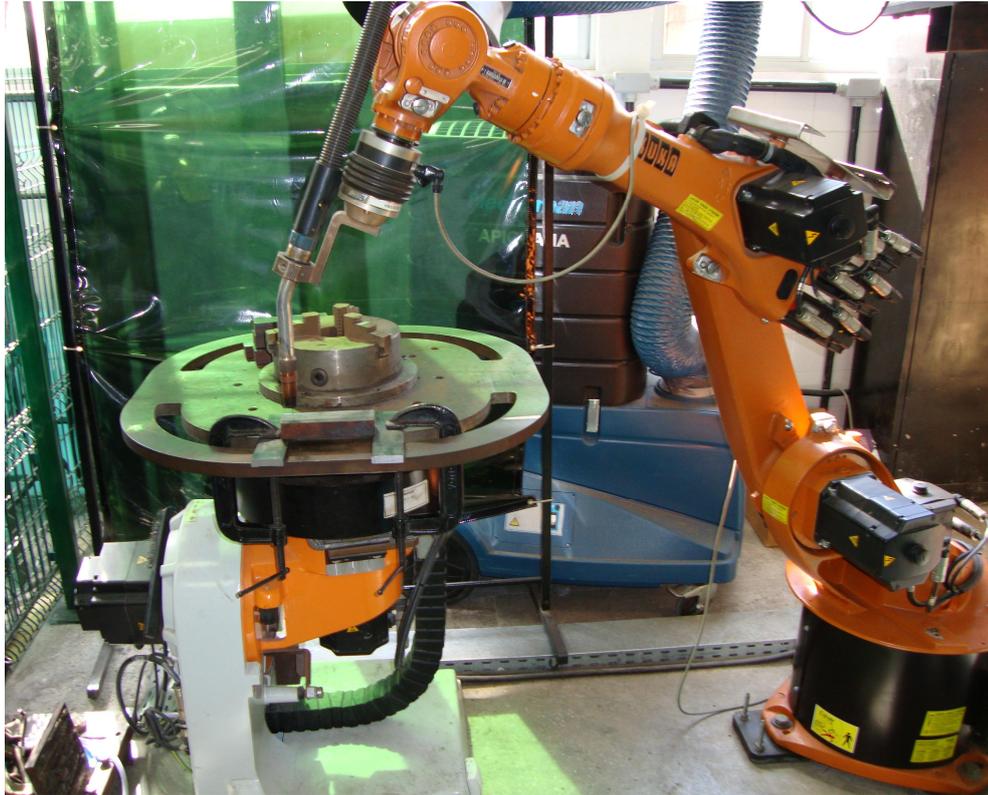
3.3 Equipamentos

As soldagens foram realizadas com o processo MIG/MAG em uma bancada de soldagem automatizada composta por um robô industrial com tocha e sistema de alimentação de arame para MIG/MAG, uma fonte de soldagem eletrônica multiprocesso e um sistema de aquisição de dados. A bancada de soldagem pode ser vista na Figura 17. Além dos equipamentos de soldagem foram utilizados equipamentos para preparação e análise metalográfica e para os ensaios mecânicos de dureza e mecânica da fratura. A seguir são listados os principais equipamentos utilizados no trabalho:

- ✓ Equipamento para corte metalográfico.
- ✓ Lixadeira rotativa.
- ✓ Politriz automática.
- ✓ Máquina fotográfica digital.
- ✓ Microscópio óptico Olympus LG-PS2.
- ✓ Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL 30.
- ✓ Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Tescan MXU 2.
- ✓ Sistema de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).
- ✓ Durômetro.
- ✓ Microdurômetro.

- ✓ Máquina universal de ensaios mecânicos.

Figura 17 - Bancada utilizada nas soldagens.



Fonte: Autoria própria.

3.4 Metodologia

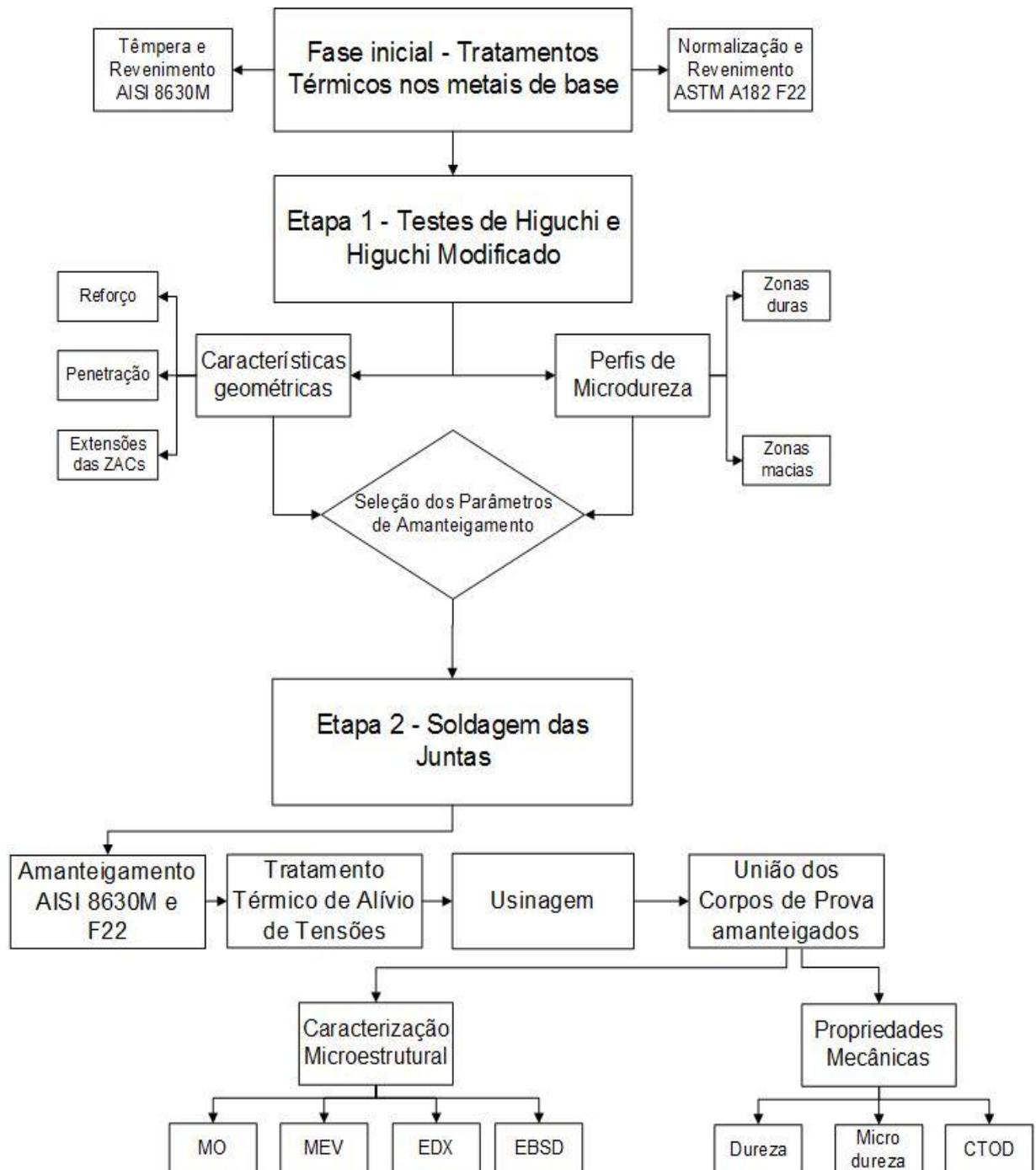
A metodologia empregada neste trabalho foi dividida em duas etapas, conforme segue abaixo:

- **Etapa 1:** Testes de Híguchi e Híguchi modificado no aço AISI 8630M;
- **Etapa 2:** Soldagem das juntas de aço AISI 8630M e ASTM A182 F22;

Cada etapa foi subdividida em diversas atividades. A Figura 18 mostra um fluxograma com as etapas e as atividades desenvolvidas. Antes do início da Etapa 1, os metais de base foram tratados termicamente de modo a atender aos requisitos de norma (ASTM, 2005; NACE, 2005) para suas aplicações. Os parâmetros de tratamento para os metais de base podem ser vistos na Tabela 13.

Além disso, um pequeno estudo metalúrgico (utilizando o programa Thermo-Calc ®) foi realizado para melhor entendimento das relações entre as composições químicas e características metalúrgicas com os efeitos térmicos da soldagem dos dois aços. A seguir é feita uma pequena descrição da metodologia empregada nesse trabalho.

Figura 18- Fluxograma das atividades desenvolvidas no trabalho.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 13 – Tratamentos térmicos realizados nos metais de base.

Material	Tratamento	Temperatura (°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.

3.4.1 Testes de Higuchi e Higuchi modificado no aço AISI 8630M

Nesta etapa foi realizada uma série de ensaios de soldagem com simples deposição com o objetivo de buscar os melhores parâmetros a serem utilizados nas etapas posteriores de amanteigamento.

Inicialmente foram tomados como base os parâmetros levantados por AGUIAR (2010) que estudou a aplicação de revestimentos metálicos por MIG/MAG utilizando entre outros o eletrodo ERNiCrMo-3. A partir desses parâmetros, foram feitos vários ensaios exploratórios com o intuito de ajustar os mesmos às novas variáveis: gás de proteção, diâmetro do eletrodo ERNiCrMo-3 (outro fabricante) e utilização de outro eletrodo (ER80S-D2), mantendo ainda uma transferência metálica do tipo goticular.

Deste modo, após os ajustes, foi montada uma tabela de experimentos (Tabela 14) onde existiam variações da energia aplicada (em três níveis), da técnica da energia, da aplicação de tecimento e do eletrodo utilizado, todas em dois níveis.

Tabela 14 - Parâmetros de soldagem levantados para execução dos Testes de Higuchi e Higuchi Modificado.

Corpo de Prova	I _{ef} (A)	E _s (kJ/mm)	U (V)	V _s (m/min)	Técnica	Tecimento	Eletrodo
N6IST	147	0,6	25	0,4	I	ST	ERNiCrMo-3
N9RST	195	0,9	29	0,4	R	ST	ERNiCrMo-3
N12IST	250	1,2	33	0,4	I	ST	ERNiCrMo-3
N6VST	195	0,6	29	0,54	V	ST	ERNiCrMo-3
N12VST	195	1,2	29	0,28	V	ST	ERNiCrMo-3
N6ITT	147	0,6	25	0,4	I	TT	ERNiCrMo-3
N9RTT	195	0,9	29	0,4	R	TT	ERNiCrMo-3
N12ITT	250	1,2	27	0,4	I	TT	ERNiCrMo-3
N6VTT	195	0,6	29	0,54	V	TT	ERNiCrMo-3
N12VTT	195	1,2	29	0,28	V	TT	ERNiCrMo-3
C6IST	152	0,6	25	0,4	I	ST	ER80S-D2
C9RST	195	0,9	29	0,4	R	ST	ER80S-D2
C12IST	250	1,2	33	0,4	I	ST	ER80S-D2
C6VST	195	0,6	29	0,53	V	ST	ER80S-D2
C12VST	195	1,2	29	0,27	V	ST	ER80S-D2
C6ITT	152	0,6	25	0,4	I	TT	ER80S-D2
C9RTT	195	0,9	29	0,4	R	TT	ER80S-D2
C12ITT	250	1,2	33	0,4	I	TT	ER80S-D2
C6VTT	195	0,6	29	0,53	V	TT	ER80S-D2
C12VTT	195	1,2	29	0,27	V	TT	ER80S-D2

Fonte: Autoria própria.

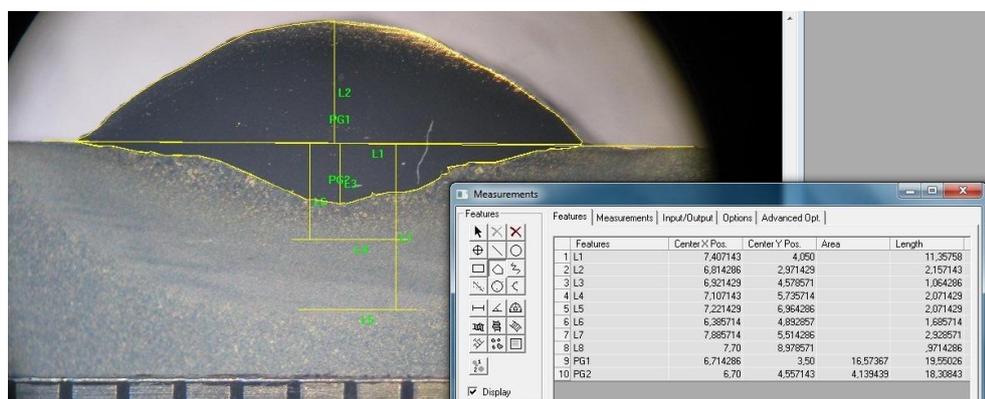
I-VARIAÇÃO DA CORRENTE, R-REFERÊNCIA, V-VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM, ST-SEM TECIMENTO, TT-TECIMENTO TRIANGULAR.

A nomenclatura adotada para os corpos de prova utilizados nos testes de Higuchi e Higuchi modificado obedeceu a seguinte lógica, partindo da esquerda para direita: N ou C para eletrodo de níquel ou baixo carbono, respectivamente; o nível de energia utilizada (6, 9 ou 12 kJ/cm); técnica de variação da energia, variando corrente (I) ou velocidade de soldagem (V); com tecimento triangular (TT) ou sem tecimento (ST).

A partir da Tabela 14 foram executadas soldagens na posição plana, com simples deposição, em amostras do aço AISI 8630M com dimensões de 150 x 50 x 30 na condição temperada e revenida (dureza máxima 248 HV). A temperatura de pré-aquecimento foi mantida dentro da faixa de 280 – 330 °C.

Posteriormente, os corpos de prova gerados foram cortados nas regiões próximas ao início e ao final do cordão de solda e foram submetidos à preparação metalográfica para levantamento dos perfis de microdureza ao longo da ZAC formada (determinação das zonas duras e macias) e medição das características geométricas (reforço e penetração, principalmente) e microestruturais (extensões das ZACGG e ZACGF) para confecção dos diagramas de decisão com base nos critérios da dureza (Higuchi) e da microestrutura (Higuchi modificado). A Figura 19 mostra um exemplo de medição dessas características.

Figura 19– Exemplo de medição das características geométricas dos cordões de solda.



Fonte: Autoria própria.

Na preparação metalográfica da Etapa 1, as amostras foram lixadas utilizando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação de 80, 220, 320, 400 e 600, polidas com pasta de diamante de 3 µm e posteriormente atacadas quimicamente com o reagente Nital 2%.

De posse dos valores das extensões das zonas duras e macias e das

características geométricas dos cordões gerados, foram confeccionados diagramas de decisão baseados na metodologia proposta em MIRANDA (2009) para duas possíveis condições de amanteigamento: utilizando o eletrodo ERNiCrMo-3 e utilizando o eletrodo ER80S-D2. Foram utilizadas as quatro equações (citadas no Capítulo II – Revisão Bibliográfica e mostradas a seguir) para consideração dos dois critérios de aceitação (revenimento e refinamento) na confecção dos diagramas de decisão.

Critério da dureza (revenimento)

1) $PZM_2 > PZD_1$ (Equação 7)

Onde: PZM_2 = profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD_1 = profundidade da zona dura da primeira camada.

2) $PZD_2 < R_1 + P_1$ (Equação 8)

Onde: PZD_2 = profundidade da zona dura da segunda camada;

R_1 = reforço da primeira camada;

P_1 = penetração da primeira camada.

Critério da microestrutura (refinamento)

1) $PZACGF_2 > PZACGG_1$ (Equação 9)

Onde: $PZACGF_2$ = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação fina da segunda camada;

$PZACGG_1$ = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da primeira camada.

2) $PZACGG_2 < ZF_1$ (Equação 10)

Onde: $PZACGG_2$ = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da segunda camada;

ZF_1 = zona fundida da primeira camada.

Após a realização dos testes de Higuchi e Higuchi modificado, algumas combinações de parâmetros foram escolhidas com base nos diagramas de decisão elaborados e, a partir das mesmas, foram realizadas simulações de amanteigamento para verificar a eficácia do revenimento e refinamento proposto pelos testes de Higuchi e Higuchi modificado. Além disso, teve-se o intuito de verificar e corrigir possíveis problemas operacionais na soldagem posterior dos amanteigamentos,

como, por exemplo, geração de defeitos entre os passes.

As soldagens foram realizadas em amostras do aço AISI 8630M com dimensões de 100 x 50 x 25. Foi utilizada sobreposição de 50% entre os passes, temperaturas de pré-aquecimento e interpasse entre 280 – 330 °C e duas camadas de metal de solda.

Embora o teste Higuchi não tenha sido realizado no aço ASTM A182 F22, os parâmetros de soldagem resultantes dos estudos realizados no aço AISI 8630M foram utilizados para simulação de amantecimento em amostras do aço ASTM A182 F22. A escolha dos mesmos parâmetros utilizados no aço AISI 8630M se deu devido a condição mais crítica de dureza e da menor temperatura de início de transformação austenítica (A_{C1}) desse aço, e objetivou-se verificar a existência de um possível revenimento e refinamento no aço ASTM A182 F22, causado pelos mesmos.

Do mesmo modo que no aço AISI 8630M, foram realizadas soldagens em amostras com dimensões de 100 x 50 x 25, sobreposição de 50% entre os passes, temperaturas de pré-aquecimento e interpasse entre 280 – 330 °C e duas camadas de metal de solda.

Após a realização das simulações de amantecimentos os corpos de prova soldados foram cortados em sua seção transversal, lixados, polidos e atacados quimicamente.

Como esta etapa tinha como objetivo simplesmente a verificação do revenimento e refinamento esperados com o teste de Higuchi, bem como a existência de defeitos entre os passes, foi realizada uma avaliação superficial da geometria e microestrutura encontradas nas regiões da zona afetada pelo calor (ZAC) e, além disso, foi feito um levantamento de alguns perfis de microdureza nessas mesmas regiões.

3.4.2 Soldagem das juntas de aço AISI 8630M e ASTM A182 F22

A soldagem das juntas realizadas na Etapa 2 foi dividida em duas partes. Na primeira parte desta etapa, corpos de prova dos aços AISI 8630M (temperado e revenido) com dimensões de 200 x 100 x 30 (± 2) mm e ASTM A182 F22 (normalizado e revenido) com dimensões de 170 x 100 x 30 (± 2) mm foram

submetidos a um processo de deposição de metal de adição ao longo de sua espessura (amanteigamento) de acordo com as condições apresentadas na Tabela 15. A nomenclatura adotada foi a mesma para a Tabela 14, no entanto, em função do uso de dois metais de base nessa etapa, foi adicionado um caractere no início dos termos utilizados: 8 para o aço AISI 8630M e F para o aço ASTM A182 F22.

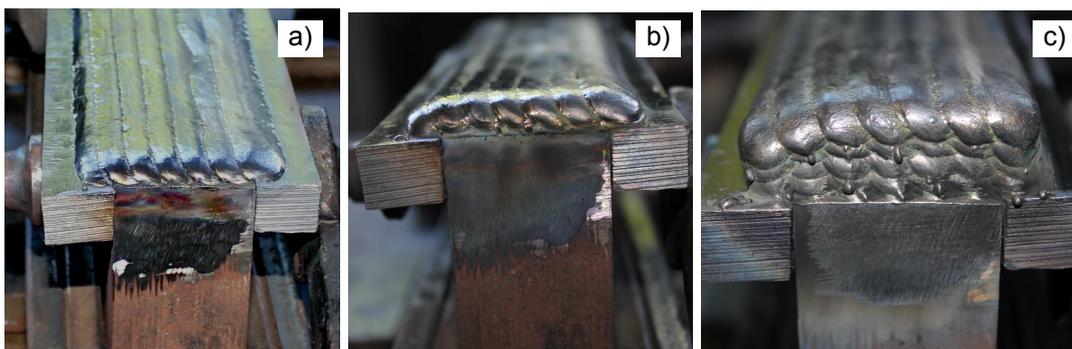
Os parâmetros de soldagem utilizados para cada condição de amanteigamento podem ser vistos no APÊNDICE A. Tais condições de amanteigamento foram escolhidas com base nos resultados obtidos na Etapa 1 e, para garantir uma altura mínima de 9,5 mm (barreira eficiente para que, respeitando uma energia máxima de enchimento de 1,0 kJ/mm, o metal de base seja isolado) foram depositadas cinco camadas de solda para cada corpo de prova amanteigado. A Figura 20 apresenta uma sequência de deposição das camadas para o amanteigamento dos corpos de prova.

Tabela 15 – Condições de soldagem escolhidas para amanteigamento dos corpos de prova

CP	1° Camada	Demais camadas	Material	TTAT
1	N6VST	N12VTT	8630M	Não
2	N6VST	N12VTT	8630M	Sim
3	N6VST	N6VST	8630M	Não
4	N6VST	N6VST	8630M	Não
5	C6VST	C12VTT	8630M	Sim
6	N6IST	N6IST	8630M	Não
7	N6IST	N6IST	8630M	Sim
8	C12ITT	N12VTT	8630M	Sim
9	N6VST	N12VTT	F22	Não
10	C6VST	C12VTT	F22	Sim
11	N6IST	N6IST	F22	Não
12	N6IST	N6IST	F22	Sim

Fonte: Autoria própria.

Figura 20– Sequência de amanteigamento dos corpos de prova. a) uma camada. b) três camadas. c) cinco camadas.



Fonte: Autoria própria.

Os CP's 1 e 9 foram amanteigados com a condição aprovada pelo teste de Higuchi no aço AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente. Os CP's 3 e 4 foram amanteigados com a mesma relação de parâmetros sendo que, a condição utilizada nesses CP's foi aprovada parcialmente no teste de Higuchi (somente para a análise feita no final dos cordões) e, como o amanteigamento deveria ser realizado com cinco camadas, foi utilizada como uma condição válida.

Após amanteigados, parte dos corpos de prova (CP's 2, 5, 7, 8,10 e 12) (Tabela 15) foram submetidos a tratamentos térmicos de alívio de tensões (TTAT) para simular as condições reais de fabricação de juntas para aplicações subaquáticas. Na Tabela 16 são apresentados os parâmetros de TTAT utilizados.

Tabela 16 – Parâmetros de TTAT utilizados nas amostras amanteigadas

Material	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
AISI 8630M	675	120	ar calmo
ASTM A182 F22	650	120	ar calmo

Fonte: Autoria própria.

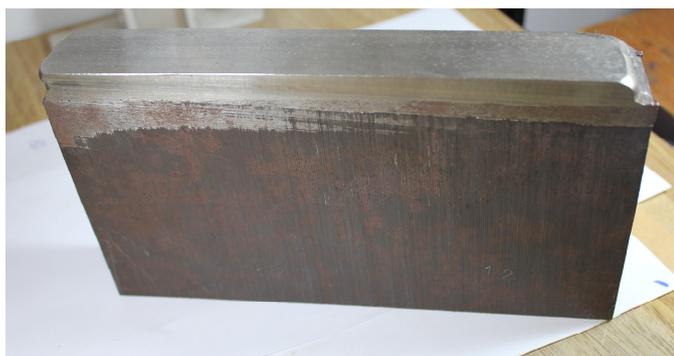
Os CP's 5 e 10 foram amanteigados com o arame AWS ER80S-D2 utilizando uma condição similar a condição aprovada no teste de Higuchi para o arame AWS ERNiCrMo-3 e, embora essa condição não tenha sido aprovada para o arame AWS ER80S-D2 foi utilizada por apresentar resultados próximos da aprovação.

Os CP 8 foi amanteigado utilizando o arame AWS ER 80S-D2 somente na primeira camada e o arame AWS ERNiCrMo-3 nas demais. Essa relação de parâmetros foi indicada pelo teste de Higuchi como próxima da aprovação.

Por fim, os CP's 6 e 11 foram amanteigados com uma condição reprovada no teste de Higuchi e sem utilização de TTAT. Esses CP's foram confeccionados com o intuito de serem referências negativas para os demais corpos de prova.

Os corpos de prova, tratados termicamente ou não, foram usinados de modo que a superfície amanteigada apresentasse um ângulo reto com o metal de base e pudesse, a partir daí compor o lado reto da junta. A Figura 21 mostra um corpo de prova usinado após amanteigamento.

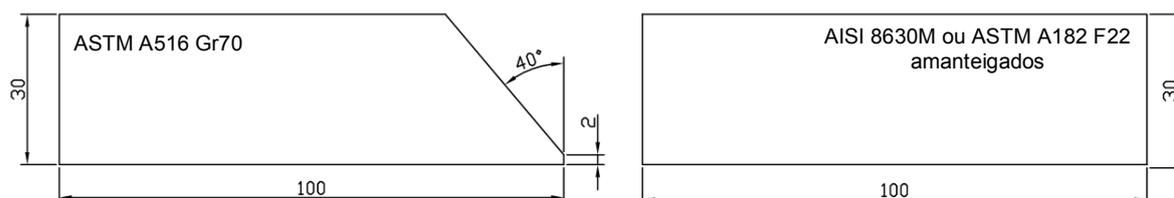
Figura 21– Corpo de prova usinado após amanteigamento



Fonte: Autoria própria.

Para a segunda parte desta etapa, foram usinadas peças de aço ASTM A516 Gr70 com dimensões de 200 (170) x 100 x 30 (± 2) mm e chanfradas em meio V. O aço ASTM A516 Gr70 foi utilizado apenas com o objetivo de possibilitar a fabricação das juntas soldadas. A Figura 22 mostra um desenho técnico da seção transversal das partes que formaram as juntas.

Figura 22– Desenho técnico da seção transversal das partes que formaram as juntas.



Fonte: Autoria própria.

De posse dos lados retos (corpos de prova amanteigados) e chanfrados (aço ASTM A516 Gr70) das juntas, as mesmas foram preenchidas utilizando o eletrodo ERNiCrMo-3. As soldagens foram realizadas com preaquecimento e controle da temperatura de interpasse entre 280 e 330°C. Os parâmetros de soldagem utilizados, bem como a disposição dos passes de soldagem, podem ser vistos na Tabela 17 e na Figura 23, respectivamente.

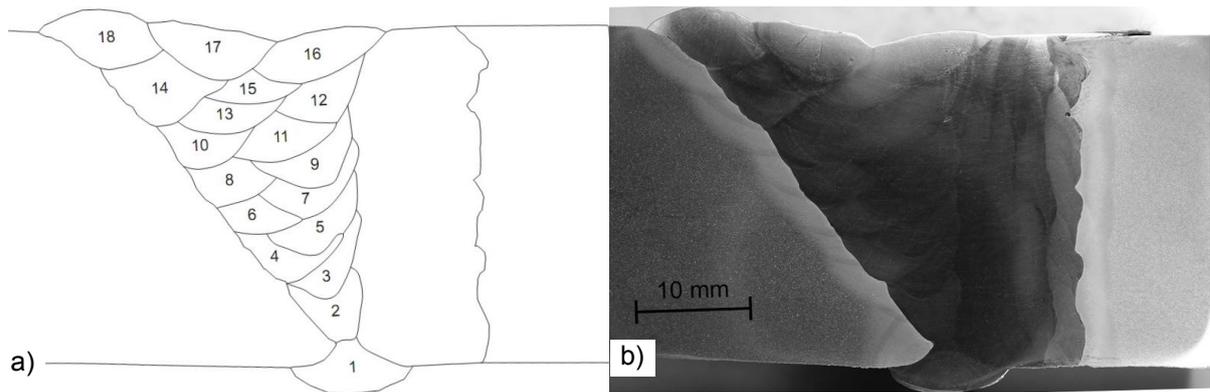
Tabela 17 - Parâmetros de soldagem utilizados no enchimento.

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 – 18	199 - 200	25 - 27	33	0,7 – 0,8

Fonte: Autoria própria.

*considerado rendimento do arco de 80%.

Figura 23– Disposição dos passes utilizada no enchimento das juntas. a) esquemático. b) real.

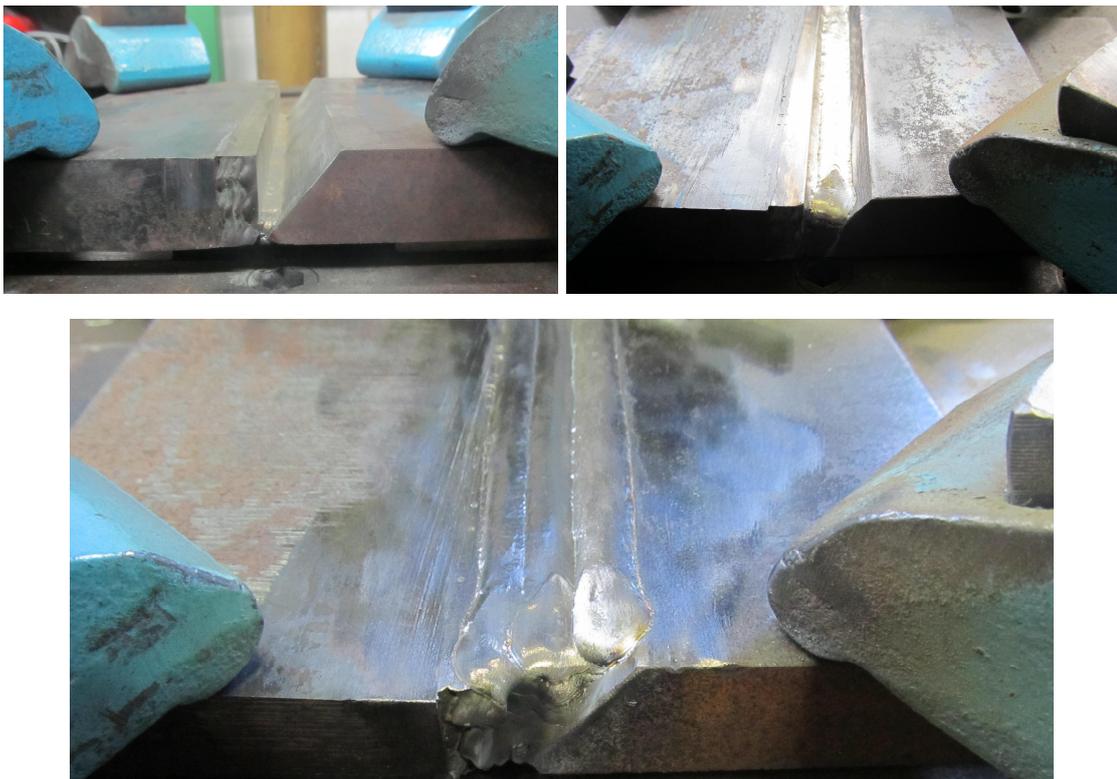


Fonte: Autoria própria.

Na Figura 24 é apresentada uma sequência de enchimento para uma das juntas fabricadas.

Depois de unidas, as juntas foram seccionadas de acordo com a Figura 25 para que fossem extraídas amostras para caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas das mesmas.

Figura 24– Sequência de enchimento para uma junta fabricada.



Fonte: Autoria própria.

Figura 25- Desenho esquemático da extração de amostras para caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas das juntas.



Fonte: Autoria própria.

a) Caracterização macroestrutural e microestrutural das juntas soldadas

As amostras retiradas das juntas soldadas na Etapa 2 (regiões mostradas na Figura 25) foram submetidas a preparação metalográfica para análises das macroestruturas e microestruturas presentes utilizando microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raio-X (EDAX) e sistema de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

As amostras foram lixadas utilizando lixas com granulação de 80, 220, 320, 400 e 600, polidas com pasta de diamante de 6, 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm (no caso das análises macroestruturais as amostras foram polidas somente até a pasta de 6 μm) e posteriormente atacadas química e eletroquimicamente.

Para revelar a microestrutura presente nos aços, foi utilizado um ataque químico por imersão com o reagente Nital 5% por 15 segundos para as macrografias e Nital 2% por 10 segundos para as micrografias. No caso da liga de níquel (amanteigamento e/ou enchimento) foi utilizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 2,5 volts e tempo de ataque de 30 segundos.

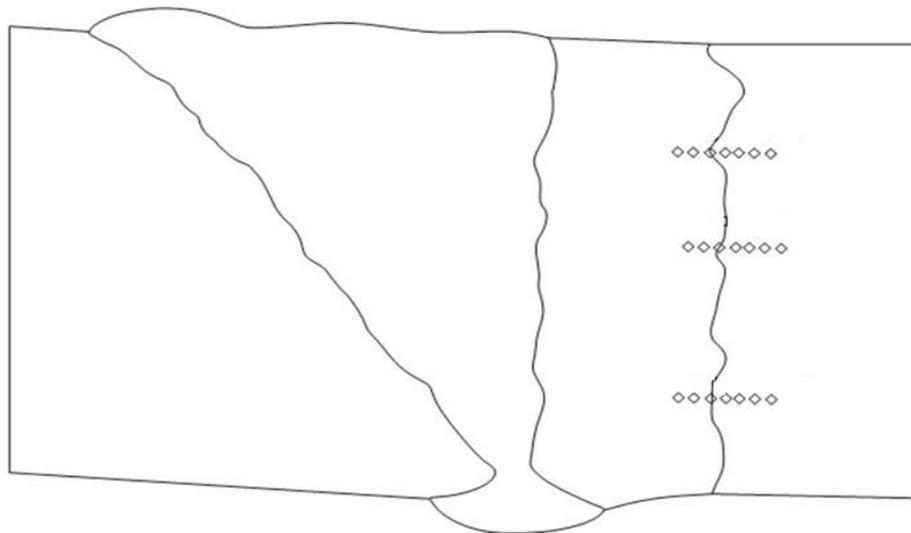
Para as análises de EBSD, após o polimento com pasta de $\frac{1}{4} \mu\text{m}$, as amostras foram submetidas a polimento com sílica coloidal durante uma hora sem ataque químico posterior.

b) Caracterização das propriedades mecânicas das juntas soldadas

- Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers segundo as normas ASTM (2003) e NACE (2005). As impressões foram realizadas com carga de 10 kg e localizadas em linhas perpendiculares a interface de amateigamento e distanciadas entre si de 0,5 mm. Foram realizados perfis de dureza ao longo de três regiões da seção transversal da junta soldada: topo (acabamento), meio (enchimento) e inferior (raiz). A Figura 26 mostra um desenho esquemático da localização das impressões de dureza nas juntas soldadas.

Figura 26 - Desenho esquemático da localização das impressões de dureza nas juntas soldadas.



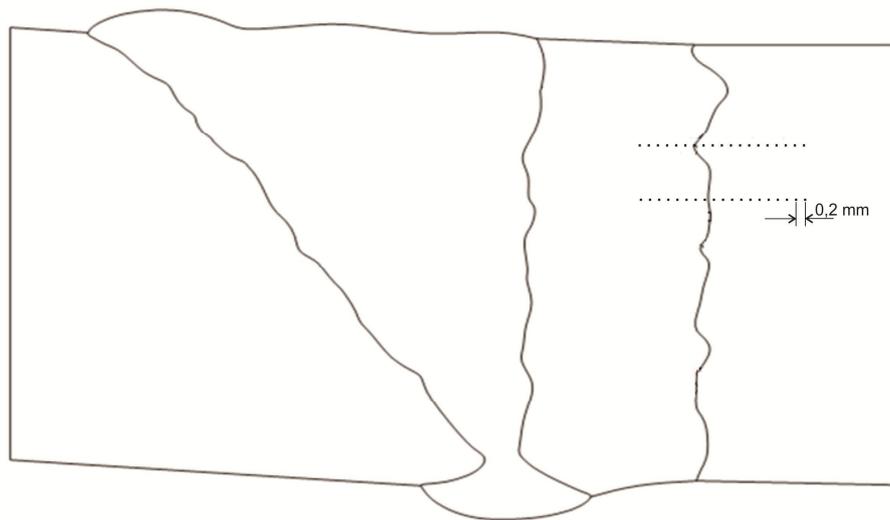
Fonte: Autoria própria.

- Ensaio de microdureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers segundo a norma ASTM (2002). Os ensaios de microdurezas foram realizados com dois propósitos distintos: levantar o perfil de microdureza (perpendicular à linha de fusão) ao longo da junta soldada, ao longo da interface dissimilar e ZAC do aço utilizado e determinar de forma pontual os níveis de microdurezas das diversas regiões que compunham a interface dissimilar.

Para os perfis de microdureza ao longo da junta soldada foram realizadas 15 (quinze) impressões com carga de 50 g (HV 0,05) e tempo de 15 segundos. Os cinco primeiros pontos (contados a partir da interface) foram distanciados entre si de 0,1 mm, enquanto que os demais pontos foram distanciados de 0,2 mm. Para cada junta soldada, um perfil de microdureza foi realizado na região correspondente ao centro de um cordão e um em uma região entre passes. A Figura 27 mostra um desenho esquemático da localização das impressões de microdureza nas juntas soldadas.

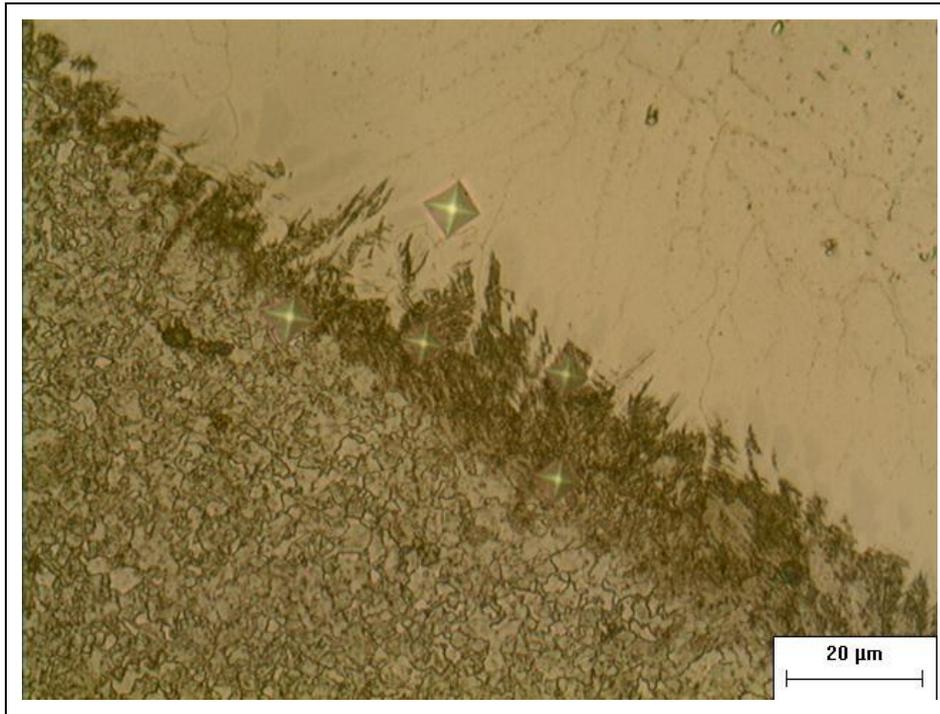
Figura 27 - Desenho esquemático da localização das impressões de microdureza nas juntas soldadas.



Fonte: Autoria própria.

Para as análises pontuais na interface dissimilar foram realizadas impressões, com carga de 10 g (HV 0,01) e tempo de 15 segundos, nas regiões de interesse ao longo da interface. A Figura 28 mostra exemplos de impressões realizadas nessas regiões.

Figura 28- Exemplos de impressões de microdureza.



Fonte: Autoria própria.

- Ensaios de Fratura

Dois corpos de prova foram retirados da região central das juntas soldadas com os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 (conforme Figura 25) para os ensaios de fratura.

Foram usinados corpos de prova do tipo SE (B) direção NQ com seção quadrada de 12 mm de lado e aproximadamente 200 mm de comprimento e, tanto para a geometria quanto para o acabamento dos mesmos a norma BS 7448-1 (BSI, 1991) foi seguida (Figura 29).

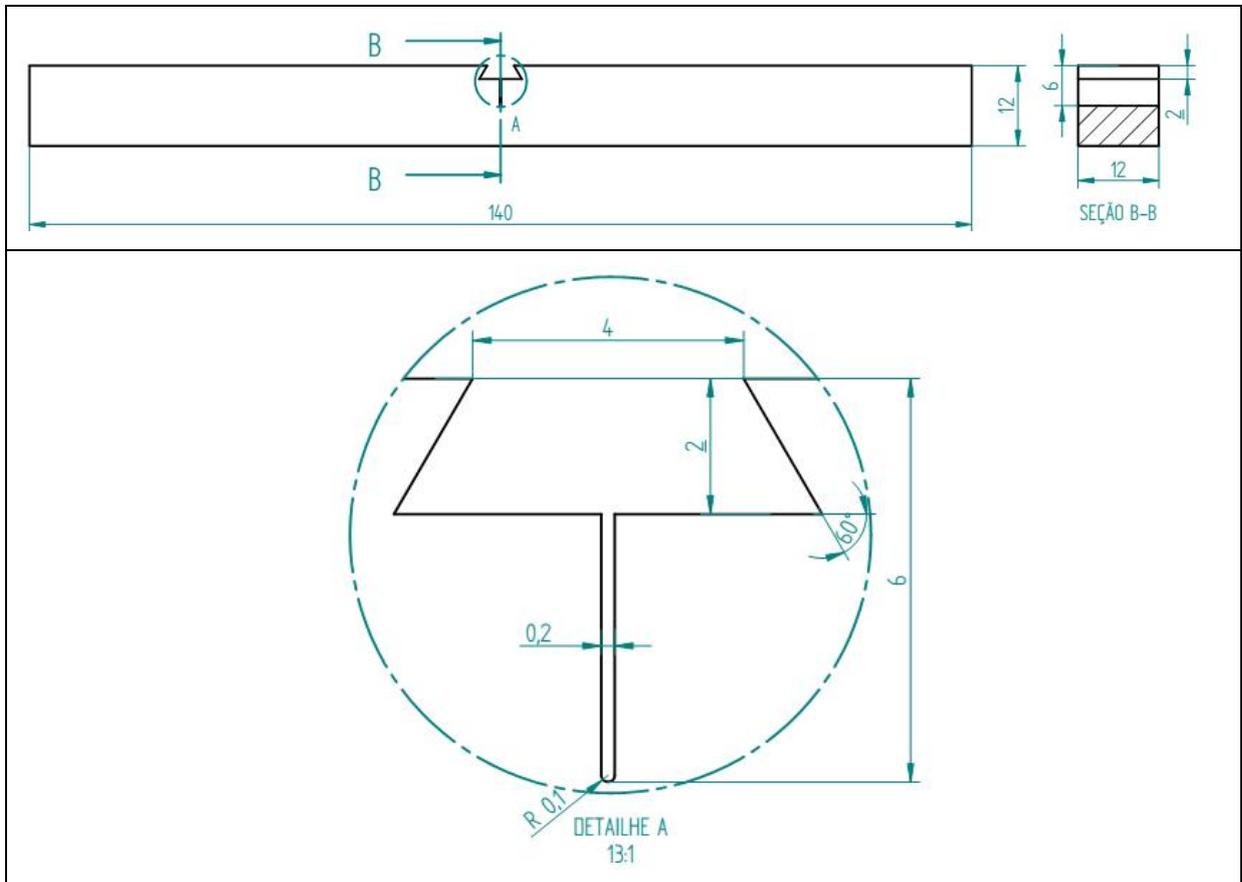
Os corpos de prova foram retirados de forma que a região central dos mesmos estivesse posicionada na interface de amantecimento das juntas e, nessa mesma região foram usinados entalhes por meio de eletroerosão a fio, com fio de 0,2 mm de diâmetro.

Os corpos de prova para fratura foram confeccionados com essa configuração (entalhe com pequena espessura sem pré trinca de fadiga) devido à dificuldade de garantir o posicionamento da ponta da pré trinca de fadiga na interface a ser analisada. Essa metodologia de ensaio vem sendo utilizada com sucesso por alguns autores (ALEXANDROV *et al.*, 2013; BAHRAMI *et al.*, 2010;

BEAUGRAND *et al.*, 2009a; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; FENSKE, 2010).

Para facilitar o posicionamento do entalhe na interface dissimilar, antes da usinagem do mesmo, a região da interface sofreu ataque químico com Nital 2% durante 25 segundos. A Figura 30 mostra a região do entalhe de um corpo de prova para fratura.

Figura 29- Desenho técnico do corpo de prova para Fratura.



Fonte: Autoria própria.

Os ensaios de fratura foram realizados por meio de flexão de três pontos a 3 ± 1 °C. Foi utilizada uma máquina universal de ensaios servohidráulica, Instron, com capacidade de carga de 25 toneladas dotada de um “clip gauge” para acompanhamento da abertura do entalhe e uma taxa de deslocamento de 1mm/min.

Os valores de carga máxima (considerando possíveis “pop-ins”) foram obtidos para cada corpo de prova e, a partir dos mesmos, foi calculado o valor do fator de intensidade de tensões (K) para cada condição. A Figura 31 mostra a montagem de um corpo de prova para realização de um ensaio.

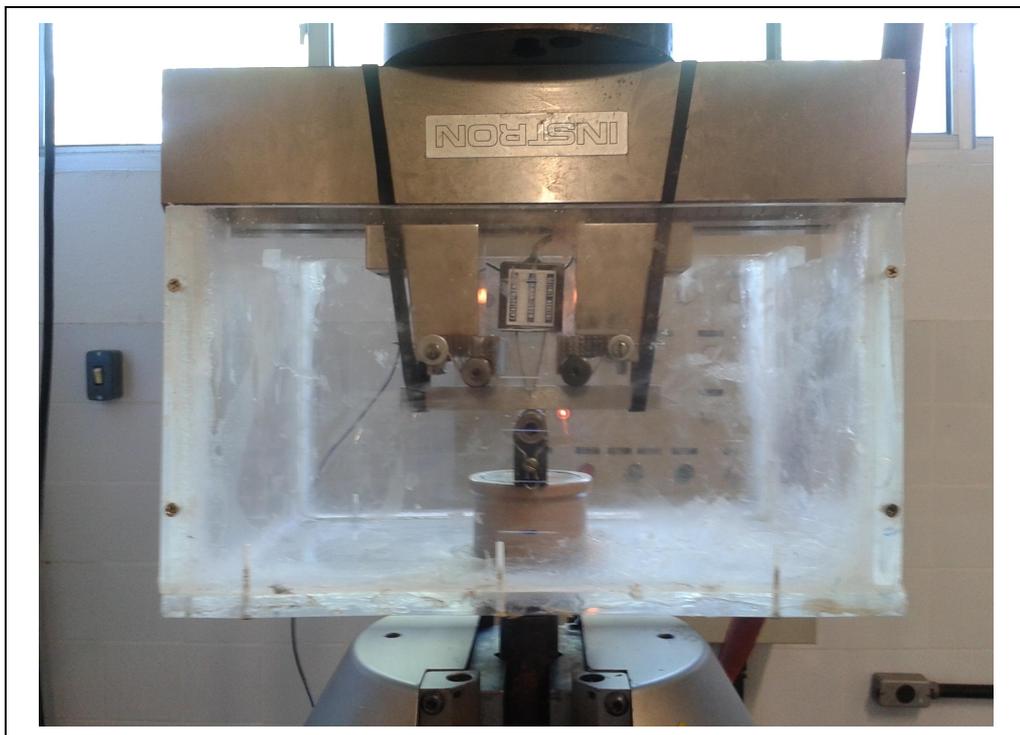
Figura 30- Detalhe do posicionamento do entalhe na interface.



Fonte: Autoria própria.

O ensaio foi parado após ser atingida a carga máxima. Os corpos de prova ensaiados foram lixados, polidos e atacados quimicamente com Nital 2% durante 10 segundos, para avaliar o caminho percorrido pela trinca gerada durante o ensaio de fratura. Essa análise foi realizada tanto para a lateral do corpo de prova, como para o centro do mesmo, em função dos diferentes estados de tensão e deformação nessas regiões.

Figura 31- Montagem de um corpo de prova para realização de ensaio de fratura.

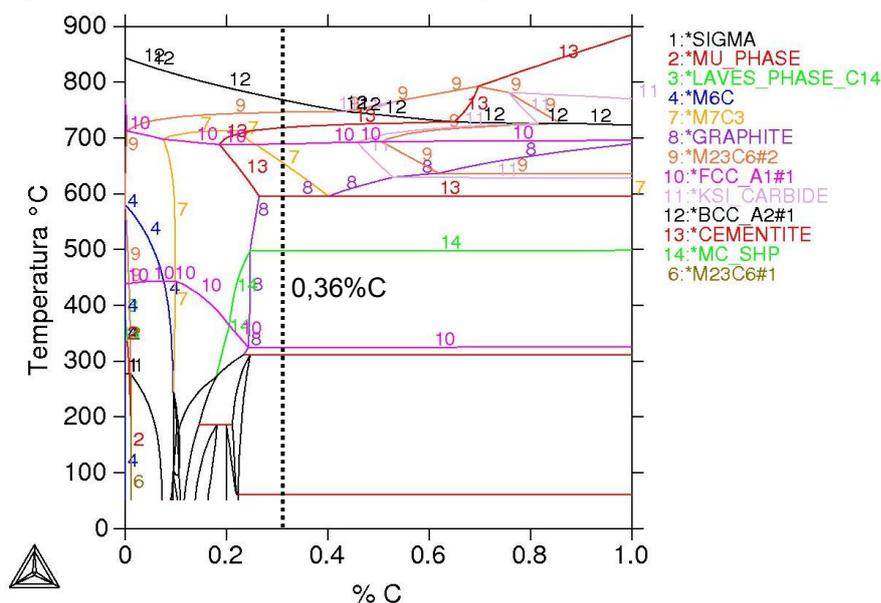


Fonte: Autoria própria.

CAPÍTULO IV- RESULTADOS E DISCUSSÃO: ETAPA1

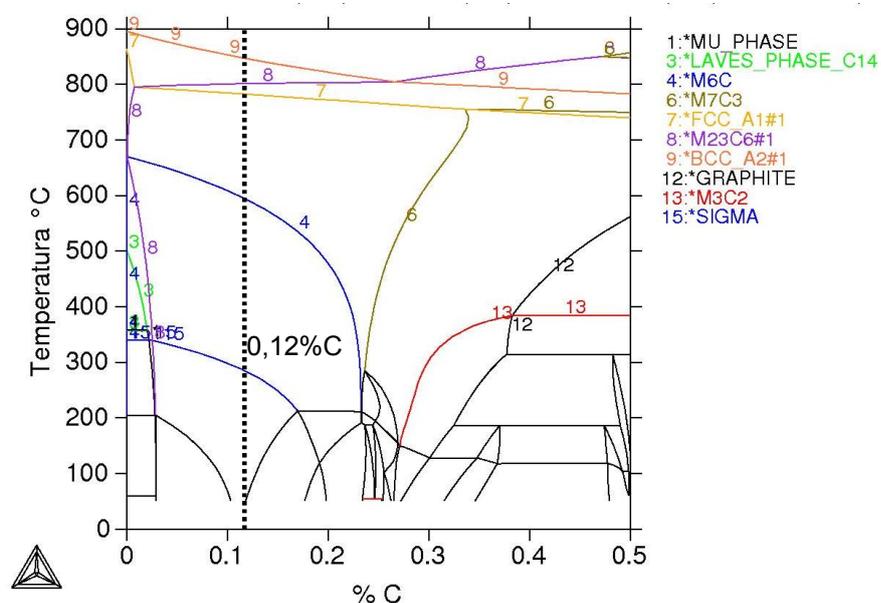
Na Figura 32 e na Figura 33 podem ser observados os diagramas de equilíbrio para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente, construídos utilizando o programa Thermo-Calc[®]. Estes diagramas foram calculados com base nas composições químicas medidas para cada um dos aços e apresentadas no Capítulo III – Materiais e Métodos.

Figura 32 – Diagrama de equilíbrio calculado para o aço AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

Figura 33 – Diagrama de equilíbrio calculado para o aço ASTM A182 F22.



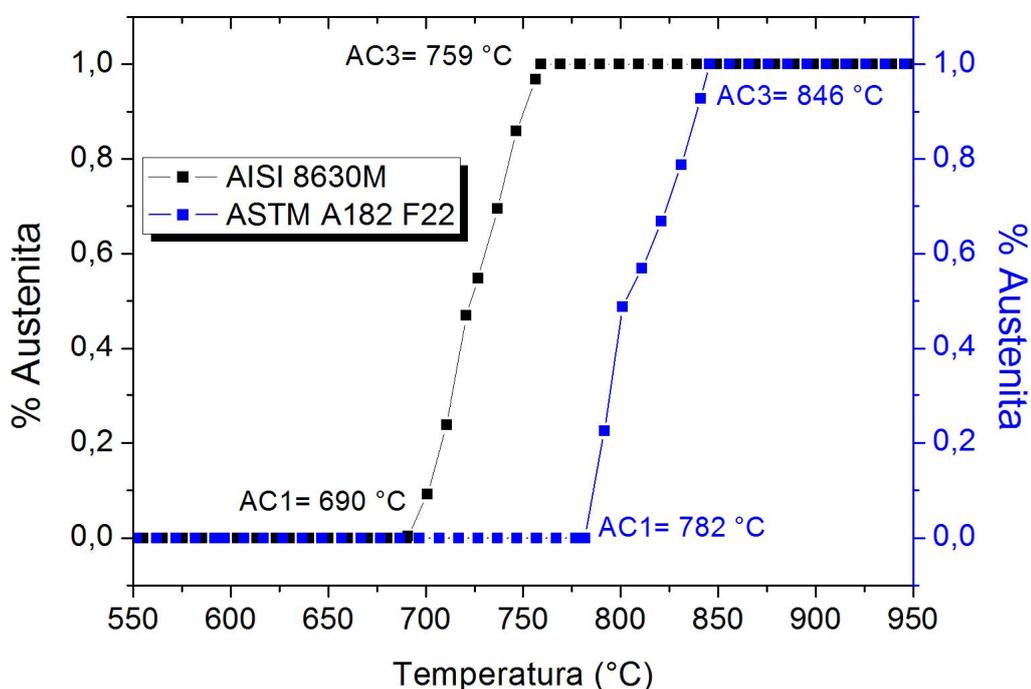
Fonte: Autoria própria.

Conforme observado, os diagramas de equilíbrio mostrados foram calculados somente para uma faixa de temperatura abaixo de A_{C3} para que a decomposição da austenita e as possíveis fases geradas pudessem ser avaliadas. Deve ser observado que os resultados gerados nessa análise devem ser avaliados com cuidado, uma vez que em soldagem não são encontradas condições que reproduzam o equilíbrio.

Em ambos os diagramas podem ser vistas diferentes fases que podem surgir durante a decomposição da austenita nesses aços, entre elas, temos diversos tipos de carbonetos como: M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_3C_2 , que mesmo em condições de soldagem podem surgir em função da temperatura de formação dos mesmos e ainda, da utilização de tratamentos térmicos de alívio de tensões posteriores a soldagem.

Outro resultado importante que pode ser obtido por meio de análises de equilíbrio é a determinação das temperaturas críticas de transformação da austenita para cada um dos aços. Na Figura 34 podem ser observada a estimativa da variação da fração de austenita formada durante o aquecimento para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22. Com base nesses dados pode ser obtida a estimativa dos valores de A_{C1} e A_{C3} para ambos os aços, especificadas na Figura 34.

Figura 34 – Fração de austenita em função da temperatura para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

A importância da determinação dessas temperaturas críticas, mais precisamente da temperatura A_{C1} , está no fato que quanto menor for essa temperatura maior será a ZAC.

Desta forma o aço AISI 8630M, principalmente em função de seu maior teor de carbono, apresenta maiores dificuldades e, portanto, torna-se mais crítico que o aço ASTM A182 F22, para estudos relacionados a utilização de técnicas de soldagem sem tratamento térmico posterior, como a técnica da dupla camada.

Outra temperatura crítica que deve ser avaliada é a temperatura de início de transformação martensítica (M_i) para esses aços. Utilizando a equação proposta por FONDEVIOLE e VIGNES (1984) apud OLDEN et al. (2003) e as composições químicas medidas para os dois aços, as temperaturas M_i foram estimadas para os mesmos. Como esperado, em função dos teores bem diferentes de C, Ni e Cr dos, esses aços apresentaram valores distintos para a temperatura M_i , 330 °C para o aço AISI 8630M e 465 °C para o aço ASTM A182 F22.

Esses valores distintos de temperatura M_i para os dois aços influenciam também (em função das temperaturas de interpasse utilizadas), assim como a temperatura A_{C1} , a capacidade de revenimento, por camadas subsequentes, da ZAC gerada na primeira camada de amantecimento. Nesse trabalho, foram utilizadas temperaturas de preaquecimento e interpasse elevadas, o objetivo foi conciliar recomendações práticas relacionadas a produtividade de fabricação das juntas analisadas, com condições mais críticas de fabricação das juntas soldadas e agregar com os desafios científicos existentes neste trabalho.

Para o aço ASTM A182 F22 as temperaturas de preaquecimento e interpasse (300 °C em média) não trazem grandes dificuldades para o amantecimento desse aço, pois esse patamar de temperatura encontra-se bem abaixo da temperatura M_i do mesmo (465 °C), permitindo, provavelmente, uma estrutura completamente martensítica a ser revenida pela camada subsequente.

Já para o aço AISI 8630 as temperaturas de preaquecimento e interpasse estão muito próximas da temperatura M_i do mesmo (330 °C) o que fatalmente resultará em estrutura ainda não completamente martensítica e, conseqüentemente, um revenimento apenas parcial dessa ZAC por camadas subsequentes. Esses resultados, mais uma vez apontam o aço AISI 8630M, dentre os dois aços, como o mais crítico para estudos de aplicação da técnica da dupla camada.

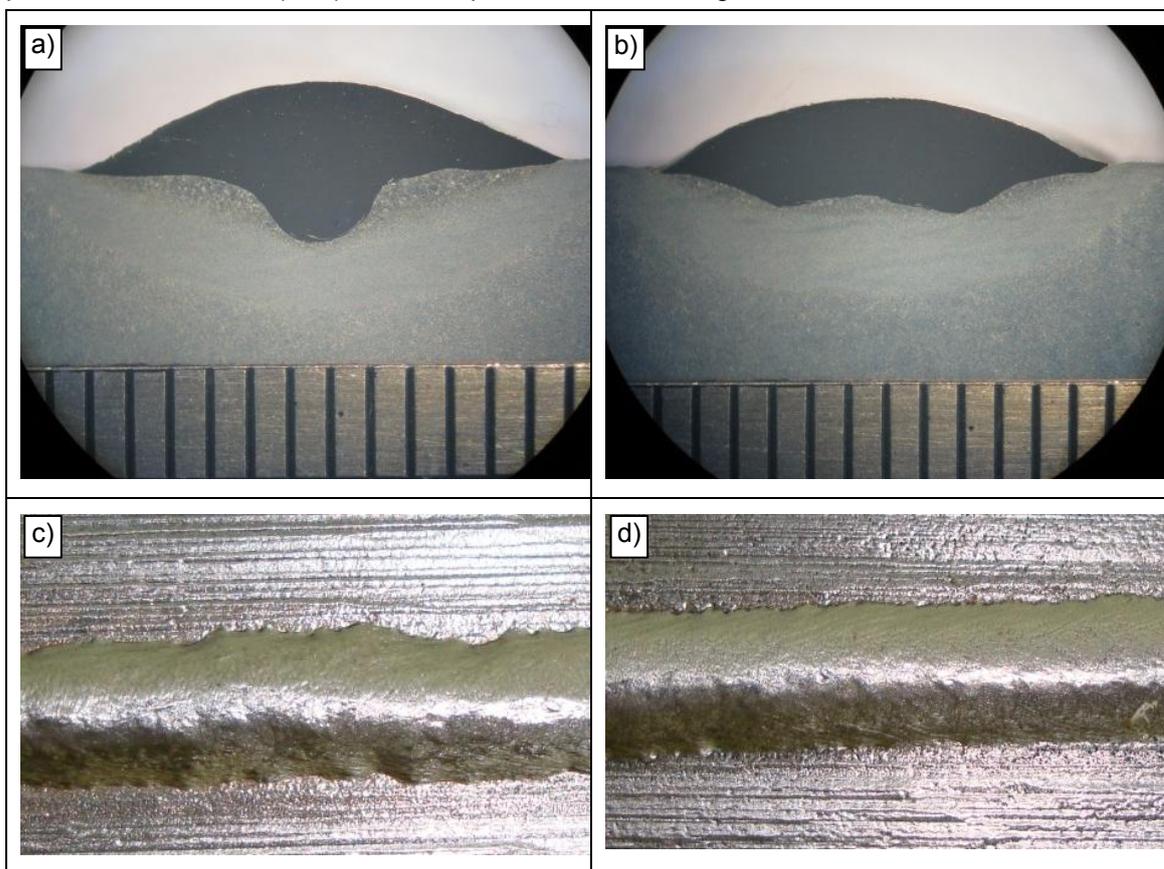
4 TESTE DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO

4.1 Análises macrográficas dos cordões de solda.

A geometria e o aspecto superficial de algumas soldas obtidas no Teste de Higuchi com o aço AISI 8630M de acordo com as relações de parâmetros apresentadas no Capítulo III – Materiais e Métodos são mostradas na Figura 35 e na Figura 36.

Observam-se soldas com perfis de penetração tipo “taça” para as soldas realizadas sem tecimento e perfis mais homogêneos no caso das realizadas com tecimento triangular.

Figura 35 - Seção transversal das soldas realizadas com o eletrodo ERNiCrMo-3. a) e c) 6 kJ/cm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 6 kJ/cm, tipo V, tecimento triangular.



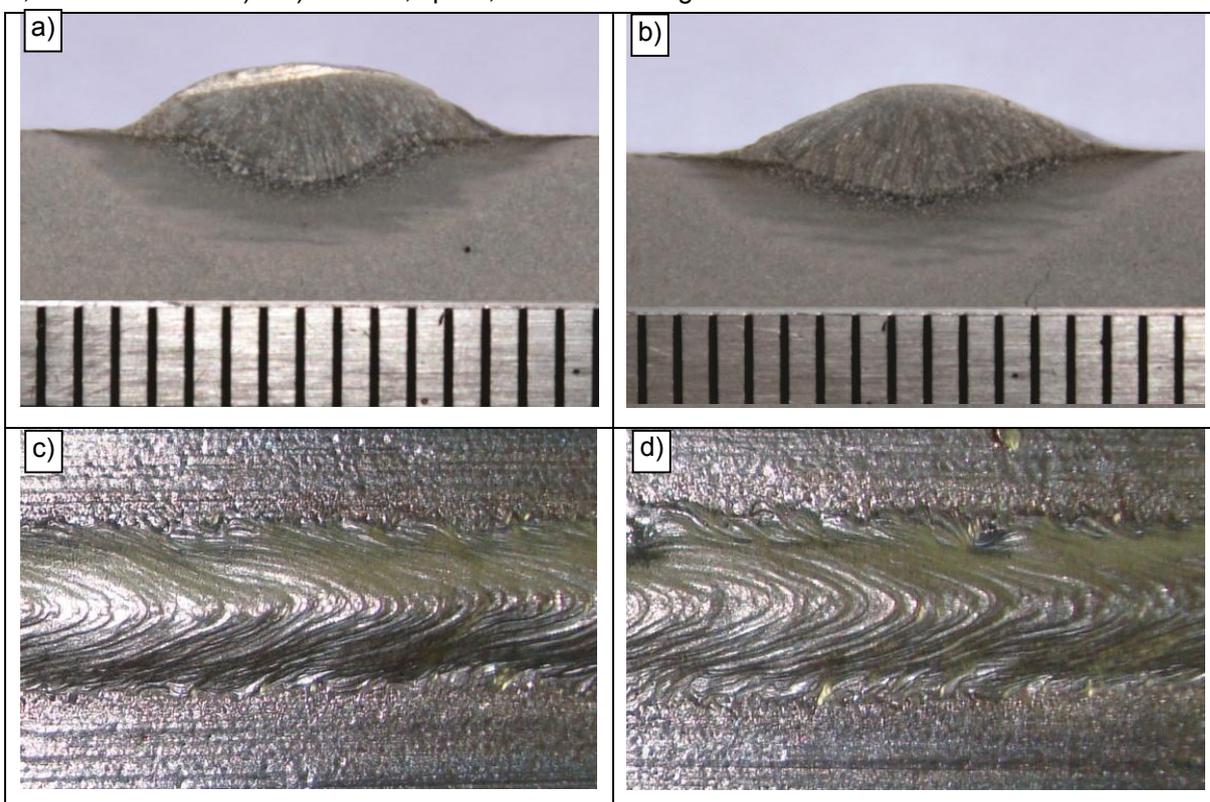
Fonte: Autoria própria.

De uma forma geral, a geometria e os aspectos superficiais das soldas resultantes se mostraram regulares e de boa qualidade. Tal resultado já era esperado uma vez que em todas as condições buscou-se uma transferência metálica do tipo goticular, utilizando corrente pulsada.

Deve ser observado que embora o gás de proteção utilizado foi composto

por 25% de hélio, as mesmas apresentaram em sua maioria o perfil de penetração do tipo “taça”. Esse efeito foi intensificado nas soldas realizadas com o eletrodo ERNiCrMo-3 e provavelmente ocorreu pela natureza dissimilar desse grupo de soldas. O uso de tecimento reduziu esse efeito para ambos os eletrodos.

Figura 36 - Seção transversal das soldas realizadas com o eletrodo ER80S-D2. a) e c) 6 kJ/cm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 6 kJ/cm, tipo V, tecimento triangular.



Fonte: Autoria própria.

Outra característica importante observada na grande maioria das amostras foi a presença de faixas de bandeamento, que caracterizam heterogeneidades na composição química, na zona afetada pelo calor das (ZAC) soldas. A Figura 37 mostra uma macrografia que apresenta uma amostra com bandeamento (setas brancas) na ZAC.

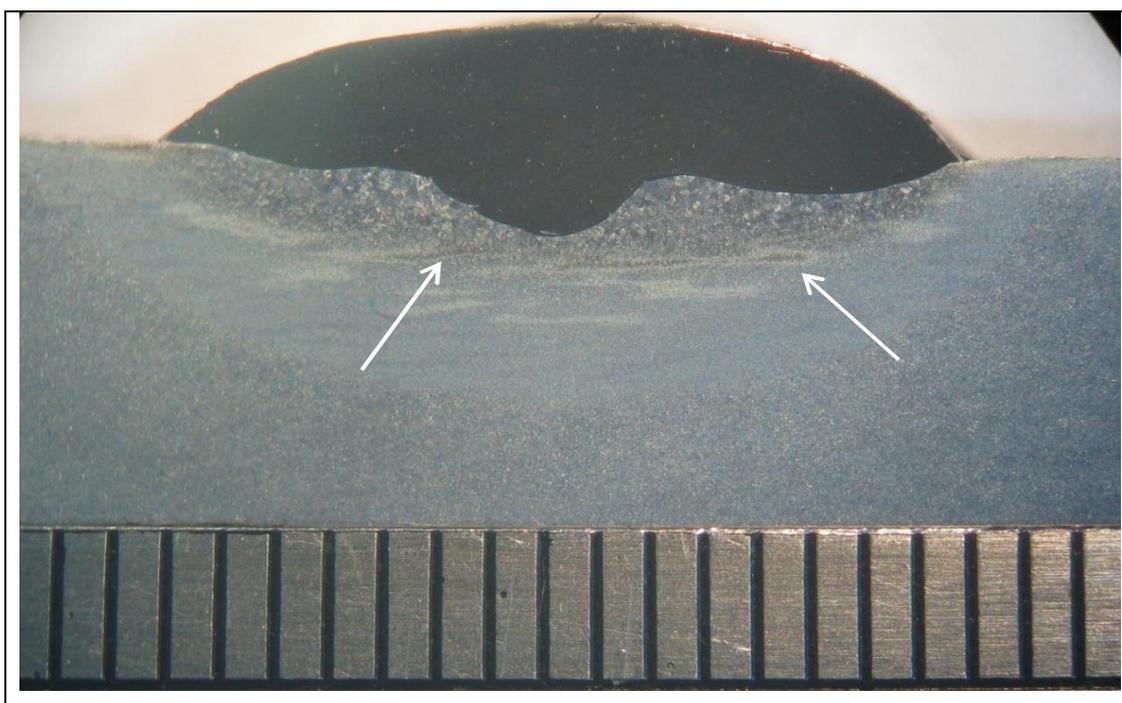
O fenômeno do bandeamento é bastante conhecido entre os aços, principalmente para aços de médio a alto carbono (ALBUQUERQUE *et al.*, 2009; CAPDEVILA *et al.*, 2006; GRANGE, 1971; KRAWCZYK *et al.*, 2013; NITC, 1974; SILVA *et al.*, 2009; VERHOEVEN, 2000). De uma forma geral o bandeamento é associado a duas causas principais:

- A primeira dessas causas está associada ao carbono (C) que, por possuir coeficiente de difusão bem maior que a maioria dos demais

elementos de liga, tende a segregar, seja durante a solidificação (presegregação), seja durante as transformações no estado sólido (transegregação) (VERHOEVEN, 2000).

- A segunda causa está relacionada com elementos que diminuem a temperatura de início de formação de ferrita, como Manganês (Mn), Níquel (Ni) e Cromo (Cr). Esse atraso no início de formação da ferrita leva a um maior enriquecimento de C da austenita resultante (NITC, 1974).

Figura 37 – Amostra soldada com bandeamento na ZAC.



Fonte: Autoria própria.

A grande maioria dos autores citados nos parágrafos anteriores definem o fenômeno do bandeamento como difícil de ser eliminado. Mesmo com uso de tratamentos térmicos de recozimento por tempos elevados, o que possibilita a difusão dos elementos segregados, não é conseguida uma completa homogeneização das propriedades químicas e mecânicas dos aços bandeados.

O bandeamento encontrado nas amostras soldadas nessa etapa levou a formação de gradientes de dureza ao longo da ZAC e, como pode ser visto nos próximos tópicos, dificultou o uso da técnica de Higuchi.

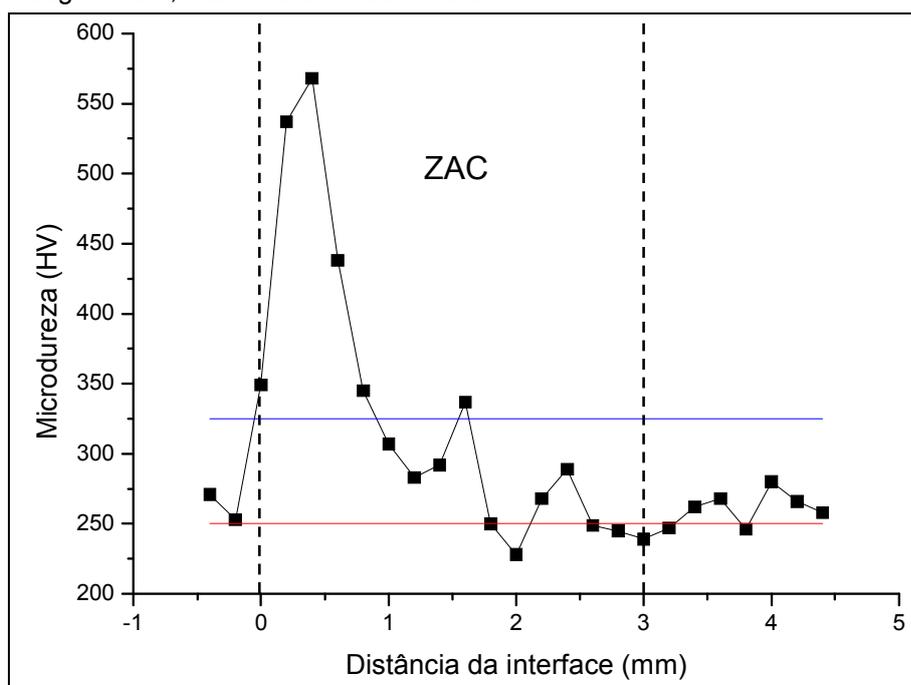
4.2 Perfis de microdureza

A Figura 38 mostra um perfil de microdureza típico encontrado nas soldas

analisadas. Foi tomado como base para medição da extensão da zona dura - ZD e da zona macia - ZM o valor de 325 HV (limite inferior para Zona Dura e consequentemente limite superior para Zona Macia) e 248 HV (Limite inferior para Zona Macia), respectivamente.

Como pode ser observado, mesmo com o uso de pré-aquecimento elevado (300°C), o aumento de dureza no material, em função do ciclo térmico de soldagem, foi considerável, chegando a valores da ordem de 600 HV.

Figura 38 - Perfil de microdureza para o aço AISI 8630M soldado com o eletrodo ERNiCrMo-3 com energia de soldagem de 6,0 kJ/cm e sem tecimento.

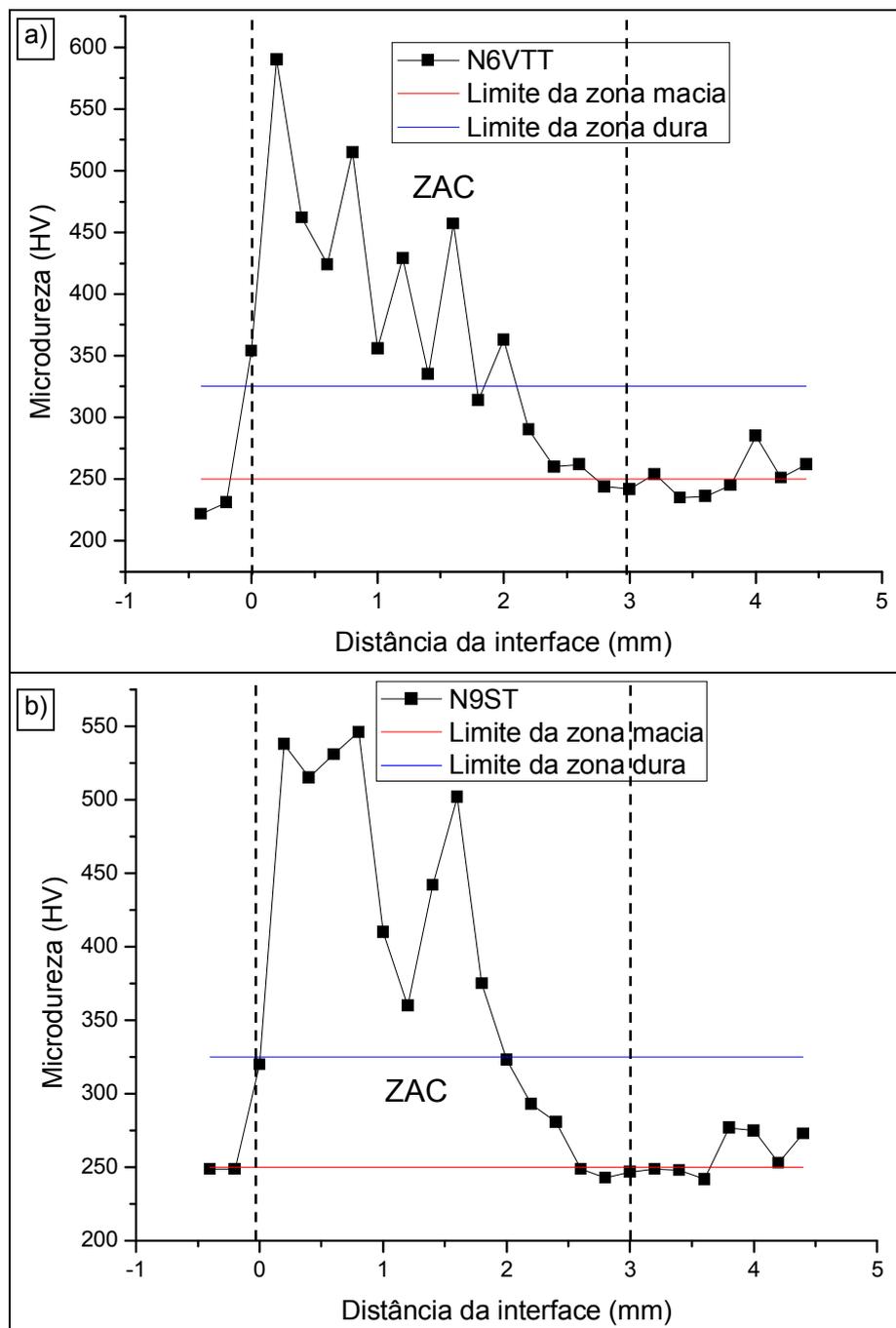


Fonte: Autoria própria.

Os elevados valores de microdureza encontrados nas ZAC's das soldas analisadas já eram esperados em função do teor de carbono presente no aço AISI 8630M (0,36 %) e do seu elevado carbono equivalente (0,8, de acordo com a equação do IIW). As variações de microdureza apresentadas no perfil mostrado na Figura 38 são comuns às demais amostras e estão relacionadas principalmente ao bandejamento encontrado no metal de base. A Figura 39 e a Figura 40 apresentam outros exemplos de perfis de microdurezas encontrados nas amostras analisadas.

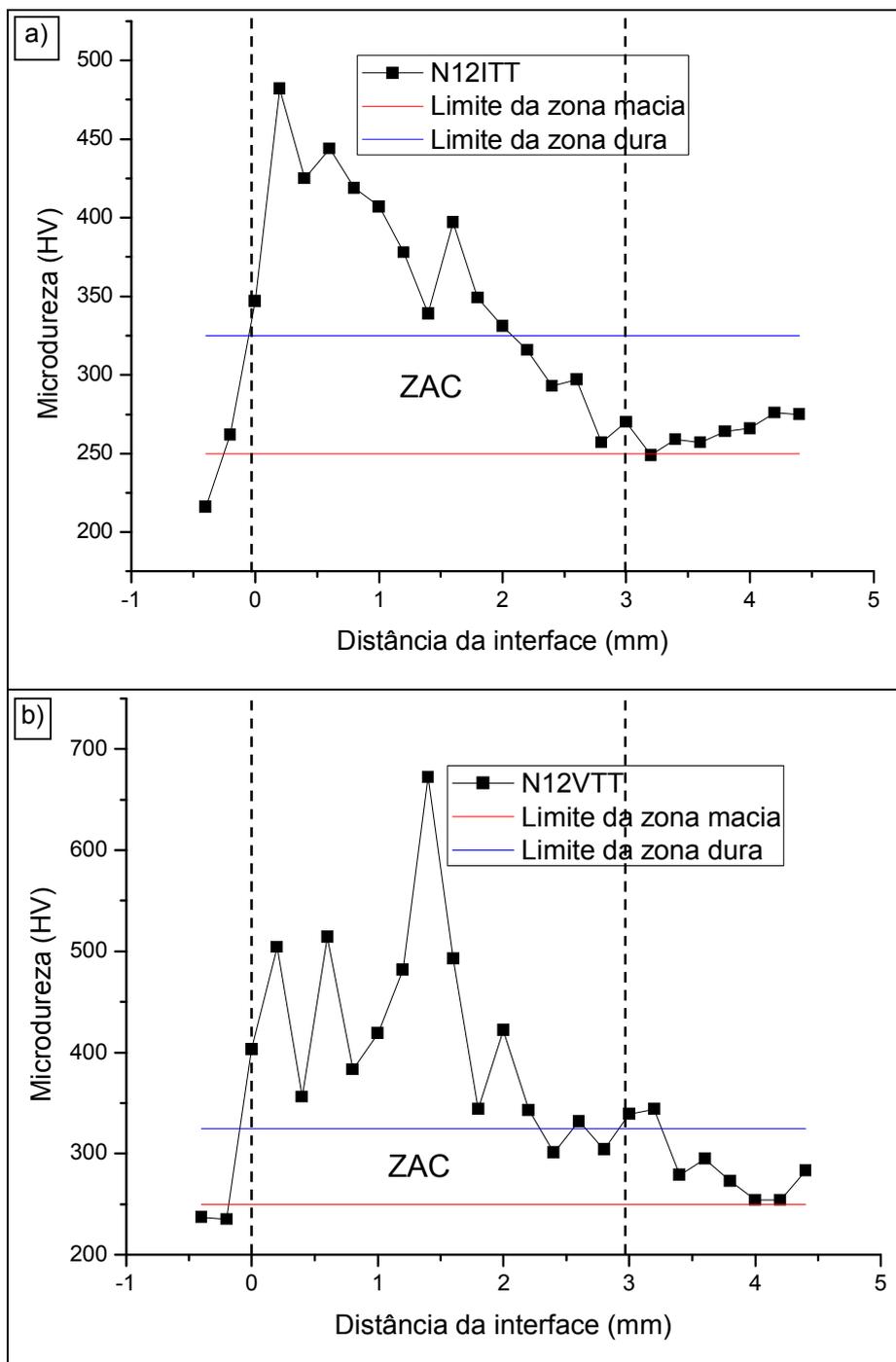
Na Tabela 18 podem ser observados os valores de extensão da zona dura e zona macia para as regiões de início e final dos cordões gerados com os eletrodos de níquel (ERNiCrMo-3) e de baixo carbono (ER80S-D2), medidos por meio dos gráficos de microdureza levantados.

Figura 39 – Exemplo de perfis de microdureza encontrados no teste de Higuchi. a) Condição N6VTT. b) N9ST.



Fonte: Autoria própria.

Figura 40 – Exemplo de perfis de microdureza encontrados no teste de Higuchi. a) Condição N12ITT. b) N12VTT.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 18 – Valores de extensão da zona dura (ZD) e extensão da zona macia (ZM) medidos para as condições soldadas no teste de Higuchi.

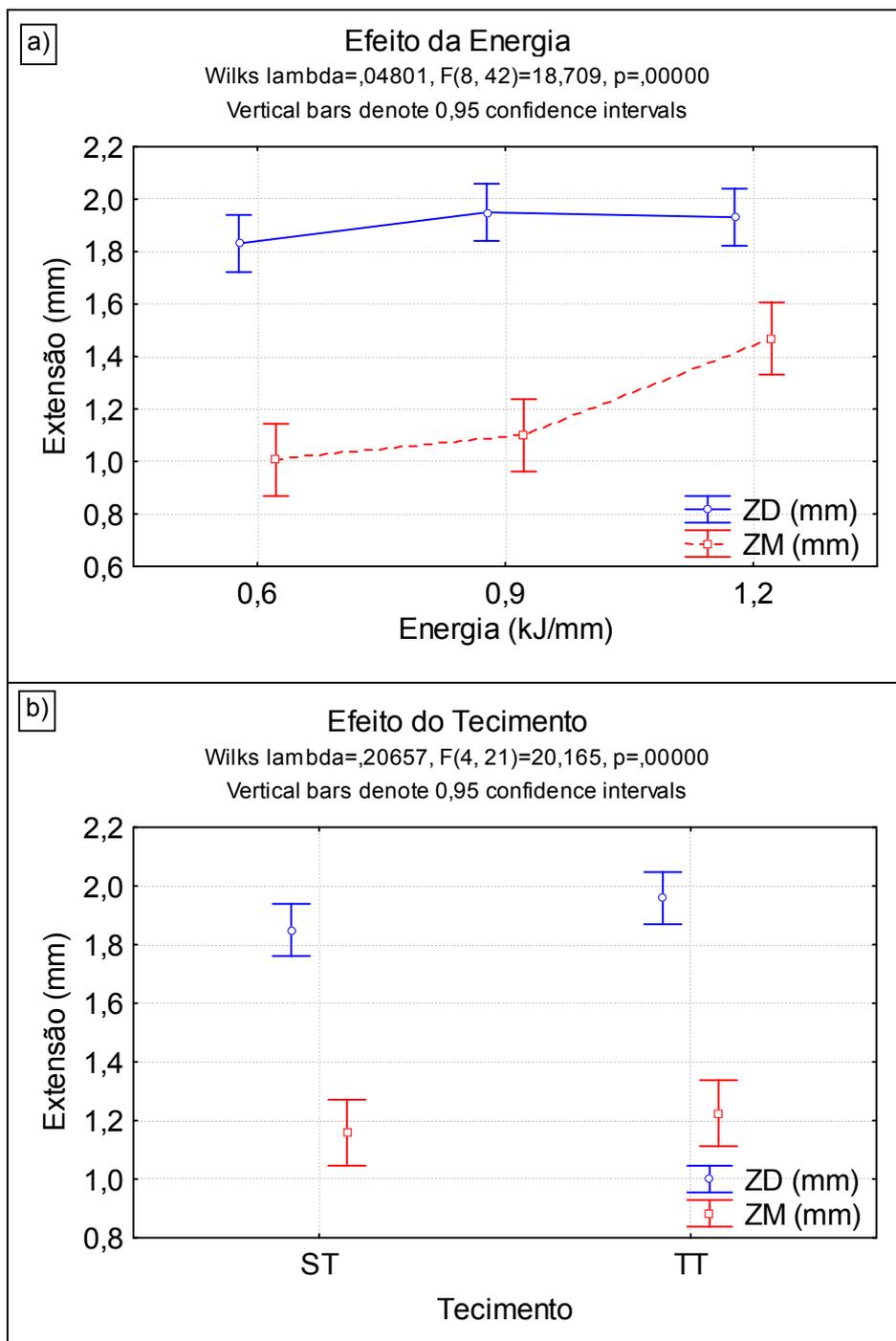
Condição	Níquel - Início		Níquel - Final		Carbono - Início		Carbono - Final	
	ZD (mm)	ZM (mm)	ZD (mm)	ZM (mm)	ZD (mm)	ZM (mm)	ZD (mm)	ZM (mm)
(N ou C)6IST	1,7	0,5	1,9	0,9	2,2	1,4	2,1	1,3
(N ou C)6ITT	2,2	0,8	2,0	1,4	2,2	0,8	1,9	1,1
(N ou C)6VST	1,3	0,9	0,9	1,9	1,7	0,5	1,8	0,8
(N ou C)6VTT	1,9	1,1	1,3	1,1	2,0	0,8	2,2	0,8
(N ou C)9RST	2,0	1,0	2,0	0,8	2,0	1,4	1,7	1,3
(N ou C)9RTT	1,8	1,0	2,0	1,0	2,0	1,4	2,1	0,9
(N ou C)12IST	2,0	1,2	1,4	1,0	1,9	0,9	1,9	1,3
(N ou C)12ITT	2,1	1,1	1,9	1,7	1,6	1,6	1,7	1,7
(N ou C)12VST	2,2	1,4	2,4	1,2	1,6	1,8	2,0	1,8
(N ou C)12VTT	2,3	1,9	1,8	2,0	1,8	1,8	2,3	1,1

Fonte: Autoria própria.

Como pode ser observado na Tabela 18, as maiores extensões de zonas duras e zonas macias estão relacionadas as amostras soldadas com maior energia e com tecimento triangular. As análises relacionadas as extensões das zonas duras e macias são difíceis de serem realizadas em função do bandeamento encontrado no aço AISI 8630M e, além disso, da forma como foi realizado o teste de Higuchi (utilizando o material nas condições de aplicação, temperado e revenido e não somente temperado), o que dificulta medições mais precisas para a zona macia.

Essa dificuldade de análise é representada na Figura 41, onde podem ser vistas somente tendências dos efeitos da energia de soldagem e do tecimento, já citados anteriormente, sem significância estatística para alguns dos resultados.

Figura 41 – Análises estatísticas dos efeitos da a) energia de soldagem, e b) tipo de tecimento, sobre as extensões das zonas duras e macias.



Fonte: Autoria própria.

4.3 Gráficos de Higuchi

Na Tabela 19 são mostrados os valores de reforço (R) e penetração (P) medidos para as condições soldadas no teste de Higuchi. Esses valores, juntamente com as zonas duras e macias são necessários para a construção dos gráficos de Higuchi e dos diagramas de decisão.

Tabela 19 – Valores de reforço (R) e penetração (P) medidos para as condições soldadas no teste de Higuchi.

Condição	Níquel - Início		Níquel - Final		Carbono - Início		Carbono - Final	
	R (mm)	P (mm)	R (mm)	P (mm)	R (mm)	P (mm)	R (mm)	P (mm)
(N ou C)6IST	2,3	1,3	2,2	1,1	1,7	1,3	1,8	1,2
(N ou C)6ITT	2,1	0,9	2,1	0,8	1,6	1,2	1,5	1,3
(N ou C)6VST	1,9	1,9	2,0	2,0	1,9	1,4	1,9	1,4
(N ou C)6VTT	1,9	1,2	1,8	1,3	1,7	1,4	1,9	1,3
(N ou C)9RST	2,3	1,4	2,1	1,7	1,8	1,4	1,8	1,6
(N ou C)9RTT	2,0	1,2	1,8	1,2	2,0	1,3	1,9	1,0
(N ou C)12IST	2,5	2,2	2,5	3,1	1,9	2,9	1,6	2,5
(N ou C)12ITT	2,3	2,0	2,3	2,1	1,7	2,2	1,5	2,2
(N ou C)12VST	2,5	2,1	2,4	1,7	2,4	2,3	2,4	2,2
(N ou C)12VTT	1,7	1,2	2,1	1,8	1,9	1,3	1,7	1,2

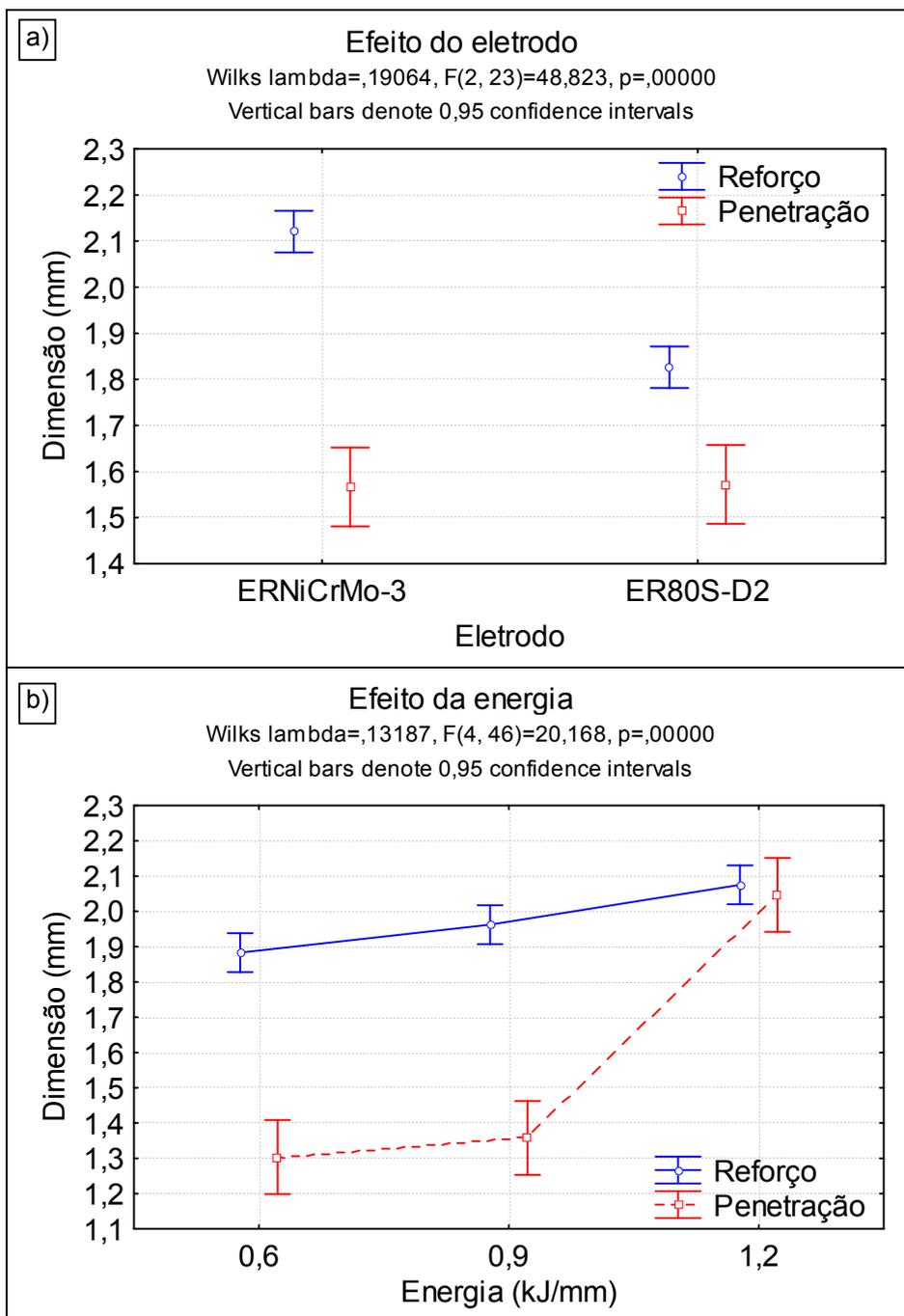
Fonte: Autoria própria.

Como pode ser observado na Figura 42, os resultados encontrados para a geometria do cordão de solda (mostrados na Tabela 19), diferente dos encontrados para as zonas duras e macias, foram estatisticamente significativos.

Pode ser visto que o eletrodo ERNiCrMo-3 apresentou maior reforço que o ER80S-D2, sendo esse efeito associado a pior molhabilidade inerente as soldas com liga de níquel e a uma maior velocidade de alimentação (em relação as realizadas com o eletrodo ER80S-D2) utilizadas nessas soldas para compensar uma maior taxa de fusão do eletrodo ERNiCrMo-3 (devido a sua maior resistividade) e manter o mesmo comprimento de arco dos demais ensaios.

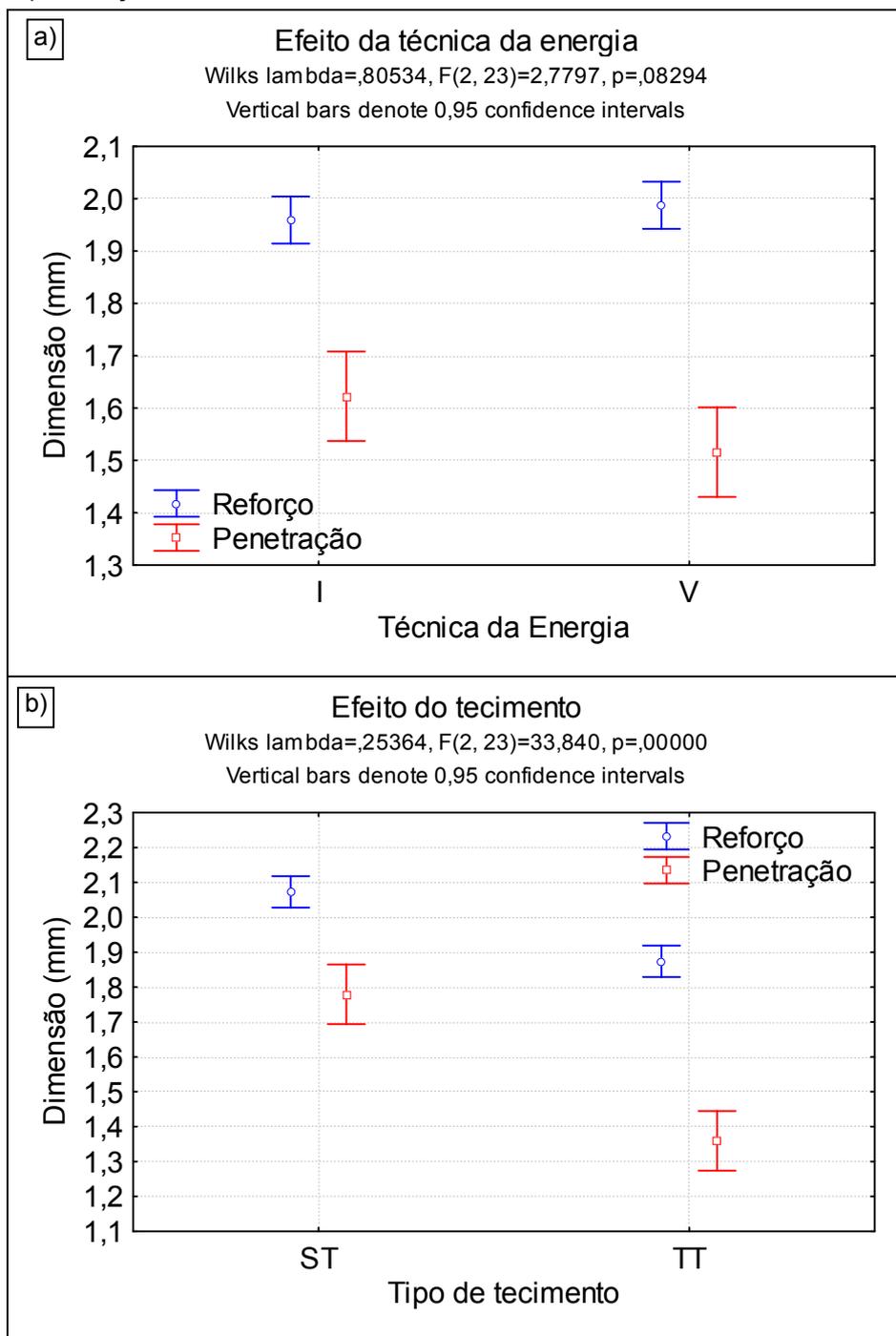
Outro efeito estatisticamente significativo encontrado foi o do tecimento sobre reforço e penetração. Como pode ser visto na Figura 43b com a utilização de tecimento triangular (TT) ocorreu uma queda nesses valores. Esse efeito se deu em função de uma melhor distribuição do material depositado em relação a condição sem tecimento. MAGALHÃES (2008) e AGUIAR (2010) encontraram resultados semelhantes a esses em seu trabalhos.

Figura 42 - Análises estatísticas dos efeitos da a) do eletrodo e b) da energia sobre o reforço e a penetração.



Fonte: Autoria própria.

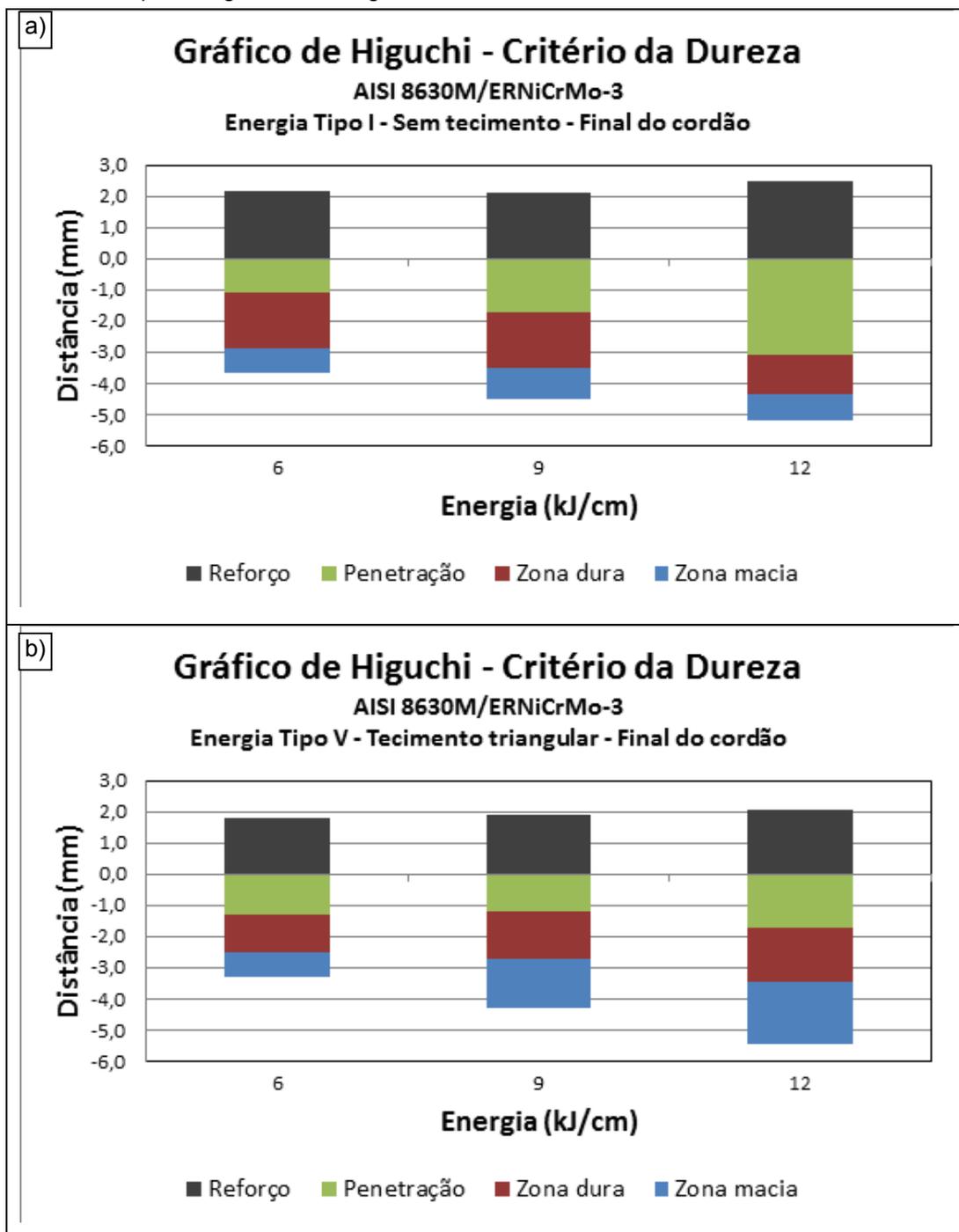
Figura 43 - Análises estatísticas dos efeitos a) da técnica da energia e do b) tipo de tecimento, sobre o reforço e a penetração.



Fonte: Autoria própria.

Com base nos resultados de extensão das zona dura (ZD), extensão da zona macia (ZM), reforço (R) e penetração (P), apresentados na Tabela 18 e na Tabela 19, foram construídos os gráficos de Higuchi sendo dois deles mostrados na Figura 44.

Figura 44 – Exemplos de gráficos de Higuchi construídos nesse trabalho.



Fonte: Autoria própria.

Embora os gráficos de Higuchi possam ser utilizados como ferramenta de escolha das melhores relações de parâmetro a serem utilizadas posteriormente, para esse trabalho, em função do grande número de variáveis utilizadas durante o teste de Higuchi, optou-se por utilizar diagramas de decisão como ferramenta de escolha.

4.4 Diagramas de decisão

Na Figura 45 são apresentados alguns dos diagramas de decisão (elaborados conforme (MIRANDA, 2009)) utilizados na definição das melhores relações de parâmetros de amateigamento apontadas pelo Teste de Higuchi e Higuchi modificado.

Esses diagramas de decisão foram construídos em dois grandes grupos: os diagramas elaborados considerando um amateigamento com o eletrodo ERNiCrMo-3 e os diagramas elaborados considerando um amateigamento com o eletrodo ER80S-D2.

Dentre as 200 possibilidades de relações de parâmetros para amateigamento, somente uma apresentou afastamentos positivos em todos os quesitos, considerando o cumprimento dos critérios simultaneamente no início e no final do cordão, na Tabela 20, é mostrada essa relação. Deve-se observar que, considerando amateigamento somente com o eletrodo ER80S-D2, não foi encontrada nenhuma relação de parâmetros que atendesse aos critérios de Higuchi e Higuchi modificado.

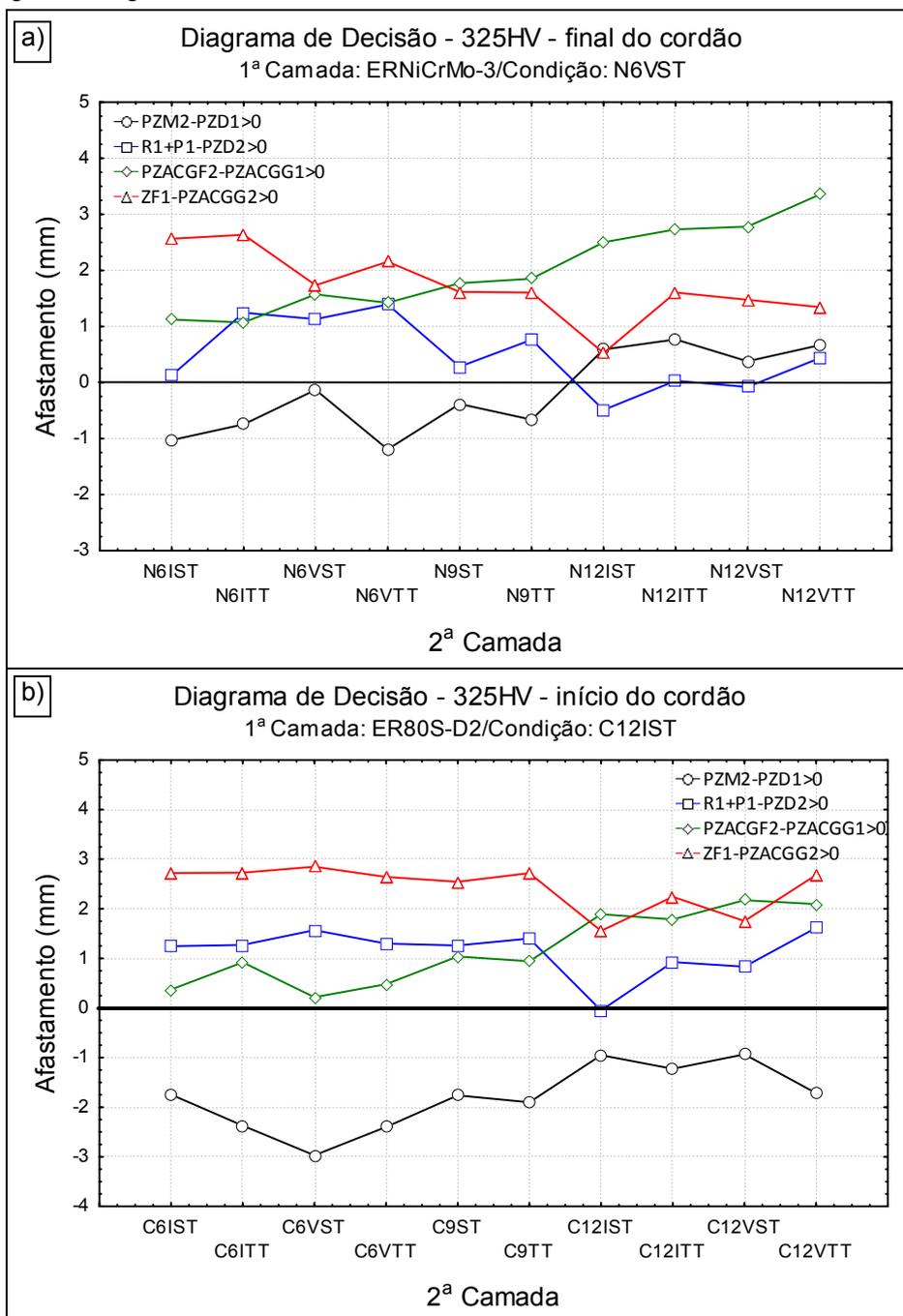
Tabela 20 – Relações de parâmetros aprovados pelo Teste de Higuchi.

1ª Camada	2ª Camada	PZM ₂ -PZD ₁ [mm]		PZD ₂ -(R ₁ +P ₁)[mm]	
		Início	Final	Início	Final
N6VST	N12VTT	0,3	0,7	0,3	0,4

Fonte: Autoria própria.

Essa quantidade reduzida de relações aprovadas está relacionada principalmente ao critério de dureza do teste de Higuchi que é função da elevada temperabilidade, do teor de carbono e da baixa temperatura A_{C1} do aço AISI 8630M. Outro fator crítico para o teste de Higuchi no aço AISI 8630M é a presença do forte bandeamento mencionado anteriormente, que dificulta uma medição mais precisa das zonas duras e macias.

Figura 45 – Exemplos de diagramas de decisão para uma condição a) aprovada e b) reprovada nos testes de Higuchi e Higuchi modificado.



Fonte: Autoria própria.

De uma forma geral, a Figura 45 apresenta o comportamento encontrado nos demais diagramas de decisão confeccionados. Tais diagramas podem ser vistos no APÊNDICE B. Como pode ser visto, o critério de refinamento não mostrou-se crítico para as amostras analisadas nesse trabalho.

Foi observado, por meio dos diagramas de decisão, que para a deposição da primeira camada com baixa energia, o quesito principal de revenimento

($PZM_2 > PZD_1$) não foi atingido quando condições de baixa energia foram utilizadas também na segunda camada. Nesses casos, as isotermas responsáveis por reaver a ZAC do primeiro passe geradas pelos parâmetros de baixa energia na segunda camada não atingiriam completamente as zonas duras da primeira camada.

À medida que são analisados os parâmetros de maior energia para a segunda camada esse problema é reduzido e esse quesito começa a apresentar valores positivos de afastamento, no entanto, o segundo quesito de revenimento ($R_1 + P_1 > PZD_2$), que para baixa energia na segunda camada não trazia problemas, começa a apresentar valores negativos de afastamento em função dos baixos valores de reforço e penetração da primeira camada, quando comparados as extensões de zona dura da segunda camada.

Já para deposição da primeira camada com alta energia, o primeiro quesito de revenimento ($PZM_2 > PZD_1$) sugeriu problemas para todas as faixas de energia na segunda camada, sendo associado principalmente as elevadas profundidades de zona dura geradas para essa situação. Nota-se uma melhora nesse quesito a medida que a energia da segunda camada é aumentada, no entanto, essa melhora não foi suficiente para gerar afastamentos positivos.

Foram observadas também relações de energia que apresentaram resultados bem próximos de serem aprovados nos testes de Higuchi e Higuchi modificado. Essas relações de parâmetros foram adotadas como possíveis condições aprovadas por apresentarem bons resultados no critério de refinamento e ainda, por resultarem em afastamentos positivos em pelo menos um dos quesitos de revenimento. Na Tabela 21 são mostrados os afastamentos obtidos para essas relações.

Tabela 21 – Relações de parâmetros adotadas como possíveis condições aprovadas.

1ª Camada	2ª Camada	PZM ₂ -PZD ₁ [mm]		PZD ₂ -(R ₁ +P ₁)[mm]	
		Início	Final	Início	Final
N6VST	N6VST	-1,0	-0,1	0,6	1,1
C12ITT	C12VTT	0,2	0,6	0,0	-0,5

Fonte: Autoria própria.

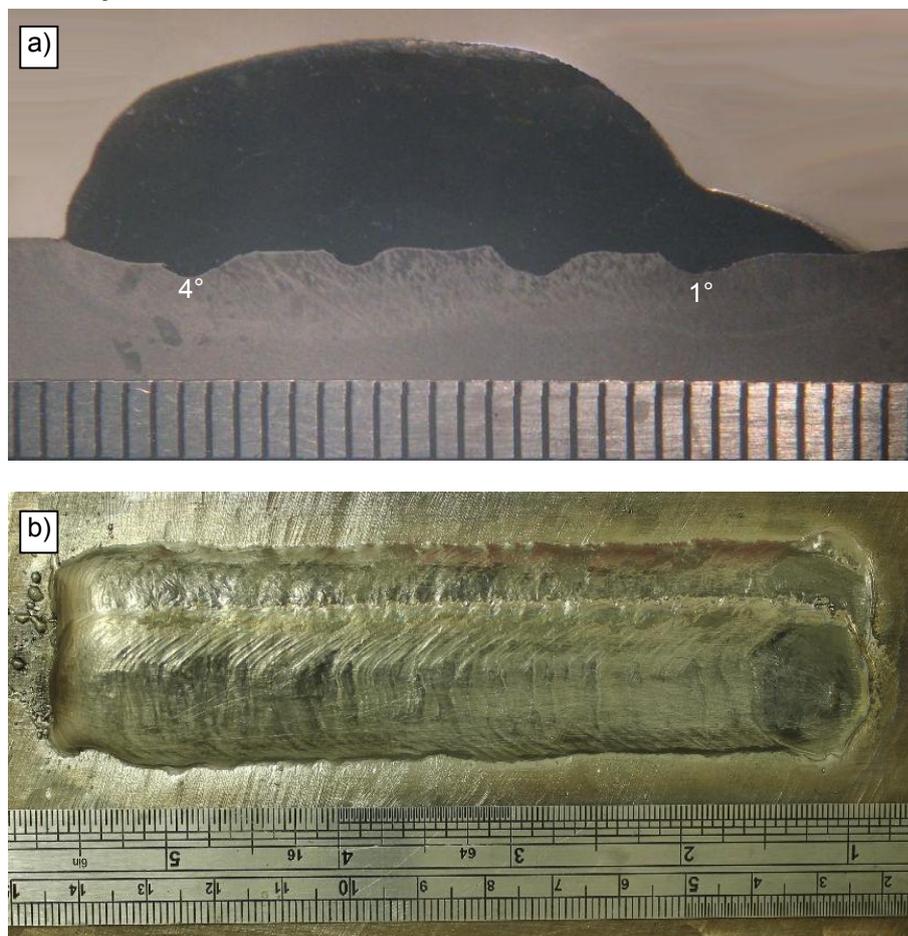
Deve ser observado que o teste de Higuchi não contempla algumas particularidades da etapa de deposição em camadas, como o aumento no reforço da primeira camada devido a sobreposição de passes e, para esse trabalho, a mudança

de um substrato de aço (realizado no teste de Higuchi) para um de níquel (no caso da deposição da segunda camada). Esses fatores, juntamente com a necessidade de deposição de várias camadas relatada no Capítulo III – Materiais e métodos, reforçam a possibilidade de utilização dessas relações mostradas na Tabela 21, no amanteigamento de juntas.

4.5 Comprovação da eficácia do teste de Higuchi

A Figura 46 apresenta a macrografia e o aspecto superficial de um corpo de prova de aço AISI 8630M revestido com uma das condições aprovadas no teste de Higuchi. Pode ser observado um bom acabamento superficial e uma interface livre de defeitos entre os passes da primeira camada. A Figura 47 mostra a microestrutura em diferentes regiões encontradas em um corpo de prova amanteigado.

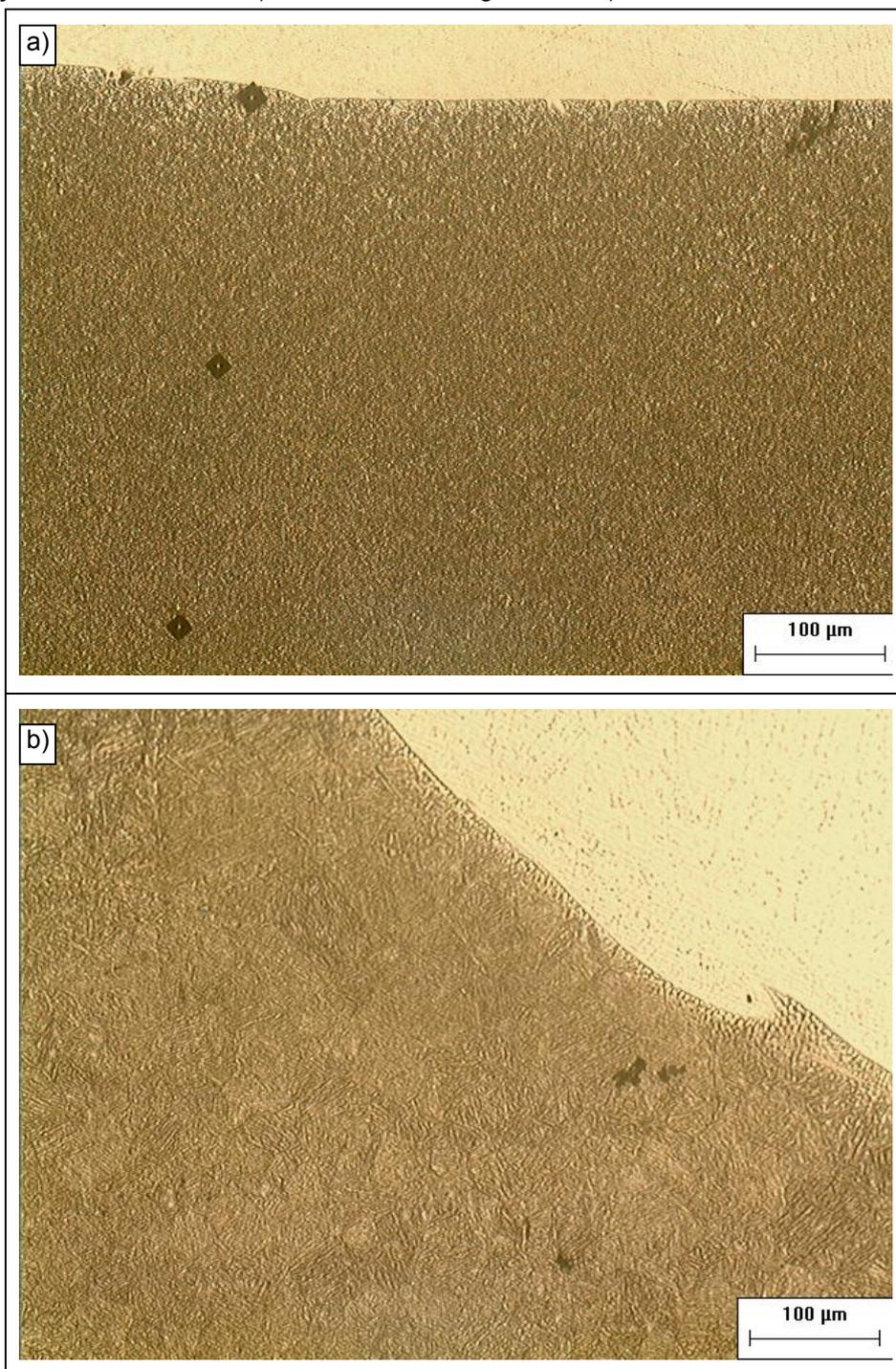
Figura 46 - Macrografia da seção transversal (a) e aspecto superficial (b) do aço AISI 8630M revestido com a relação N6VST/N12VTT.



Fonte: Autoria própria.

A microestrutura encontrada na ZAC dos corpos de prova amanteigados é composta basicamente de martensita revenida e, mesmo nas regiões mais próximas a zona de ligação, pode ser observado um alto grau de refinamento se comparada à região final da primeira camada (extremidade do amanteigamento, Figura 47b) que não foi submetida ao ciclo térmico da camada seguinte.

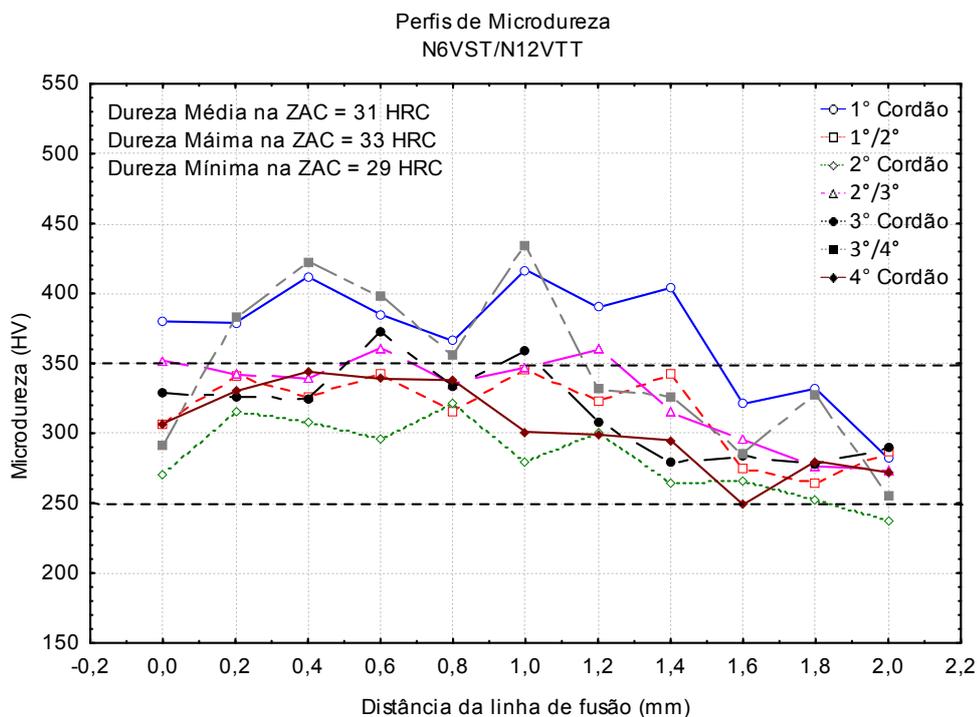
Figura 47 - Microestruturas em duas regiões distintas na amostra do aço AISI 8630M amanteigada com a relação N6VST/N12VTT. a) centro do amanteigamento. b) extremidade do amanteigamento.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 48 mostra os perfis de microdureza encontrados nas regiões abaixo e entre cada passe de soldagem realizado na amostra mostrada na Figura 47. Além disso, são mostrados os valores médio, máximo e mínimo de dureza encontrado ao longo de uma distância de 1 mm da linha de fusão do mesmo.

Figura 48. Perfis de microdureza encontrados na amostra do aço AISI 8630M amantegada com a relação N6VST/N12VTT.



Fonte: Autoria própria.

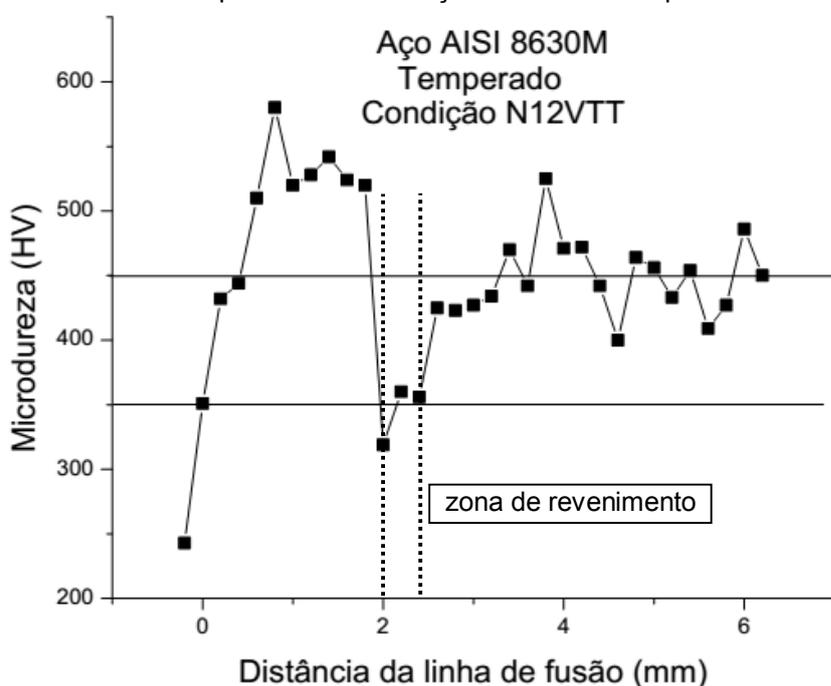
Os resultados mostrados na Figura 48 comprovam a eficácia do teste de Higuchi quanto ao revenimento promovido pelo ciclo térmico da segunda camada na ZAC. Como pode ser visto, o pico de dureza observado na Figura 38 foi eliminado com a aplicação da segunda camada e, a não ser no primeiro cordão (Figura 46a) e na região entre os terceiro e quarto cordões, onde o ciclo térmico da segunda camada não agiu de forma satisfatória, seja por posicionamento (no caso do primeiro cordão) ou complexidade da região, os valores de microdureza encontrados são da ordem de 350 HV.

No que diz respeito à dureza, os valores encontrados ficaram na ordem de 310 HV₁₀, bem distante dos 520 HV₁₀ alcançados em média até 1 mm da ZAC de soldas com único passe nesse material, comprovando o revenimento comentado.

Para que se possa ter uma ideia do limite de revenimento, por sobreposição de ciclos térmicos, no aço AISI 8630M, na Figura 49 é mostrado um perfil de microdureza realizado em uma amostra soldada com único passe utilizando a condição N12VTT (segunda camada da amostra mostrada na Figura 46) em uma amostra do aço AISI 8630M na condição temperado. Como pode ser visto, o revenimento causado pelo ciclo térmico dessa condição, ou a zona macia da mesma, possui extensão da ordem de 0,4 mm e com níveis de dureza mínimos de 350 HV.

A elevada temperabilidade do aço AISI 8630M, juntamente com seu médio teor de carbono e sua forte tendência ao bandeamento, dificultam a redução da dureza na ZAC desse material a níveis inferiores.

Figura 49 – Perfil de microdureza para amostra do aço AISI 8630M temperada.



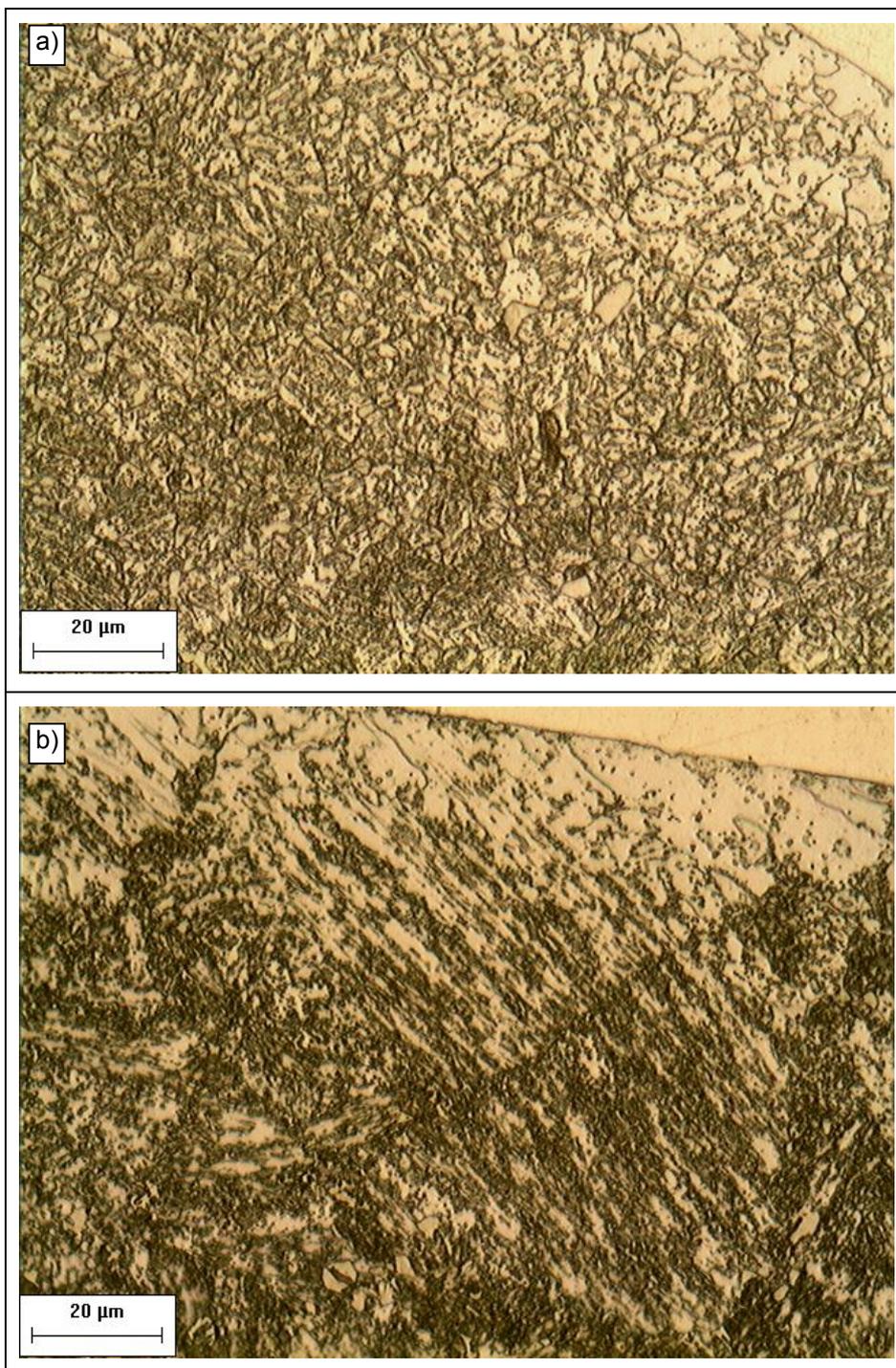
Fonte: Autoria própria.

Conforme apresentado no Capítulo III – Materiais e Métodos, o parâmetro aprovado no teste de Higuchi foi reproduzido no aço ASTM A182 F22 para verificar a possibilidade de extrapolação dos resultados obtidos no aço AISI 8630M para aquele material.

Como pode ser visto na Figura 50, assim como no aço AISI 8630M, a ZAC do aço ASTM A182 F22 soldado com a relação de parâmetros mostrada na Tabela 20, foi intensamente refinada quando comparada a uma amostra do mesmo

aço que foi submetida a deposição de duas camadas com parâmetros quaisquer.

Figura 50 – Microestruturas encontradas nas ZAC's de duas amostras do aço ASTM A182 F22 submetidas a deposição de duas camadas a) com a relação de parâmetros indicada pelo teste de Higuchi e b) com parâmetros aleatórios.

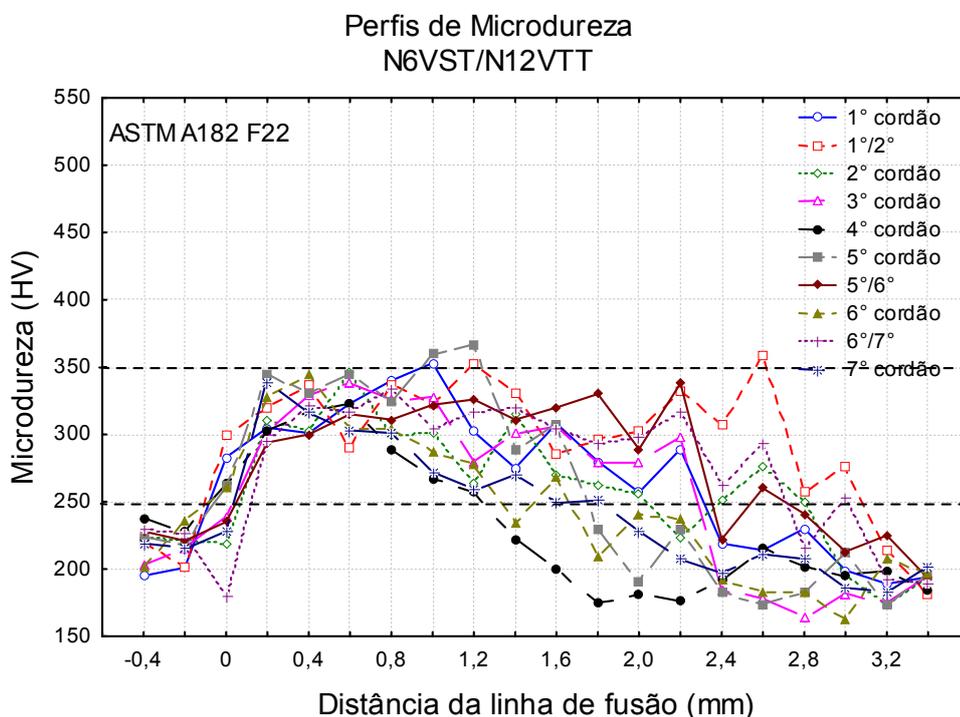


Fonte: Autoria própria.

A Figura 51 mostra os perfis de microdureza levantados na amostra do aço ASTM A182 F22 com a relação de parâmetros indicada pelo teste de Higuchi. Como é observado, foi possível obter níveis de dureza na ZAC da ordem de 350HV,

bem diferente do encontrado no aço AISI 8630M (Figura 48), onde pode ser vista uma menor variação dos valores de microdureza, provavelmente em função de uma menor suscetibilidade do aço ASTM A182 F22 ao bandeamento.

Figura 51 - Perfis de microdureza encontrados na amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com a relação N6VST/N12VTT.



Fonte: Autoria própria.

4.6 Resumo dos resultados dos testes de Higuchi e Higuchi modificado.

Os testes de Higuchi e Higuchi modificado mostraram-se boas ferramentas para escolha das melhores relações de parâmetros utilizadas no amanteigamento das juntas analisadas nesse trabalho e, por meio dos mesmos, foi possível tecer as seguintes considerações para essa etapa.

- ✓ O bandeamento encontrado no aço AISI 8630M dificultou a análise dos critérios de Higuchi, sobretudo no critério da dureza. Isso refletiu tanto no pequeno número de condições aprovadas, como em uma variação considerável nos valores de microdureza (de 300 a 400 HV_{0,05}).
- ✓ A extrapolação dos resultados do teste de Higuchi e Higuchi modificado no aço ASTM A182 F22 mostrou-se satisfatória produzindo resultados similares aos encontrados para o aço AISI 8630M, no entanto, acredita-se que resultados mais refinados podem ser obtidos, caso esse aço seja submetido a

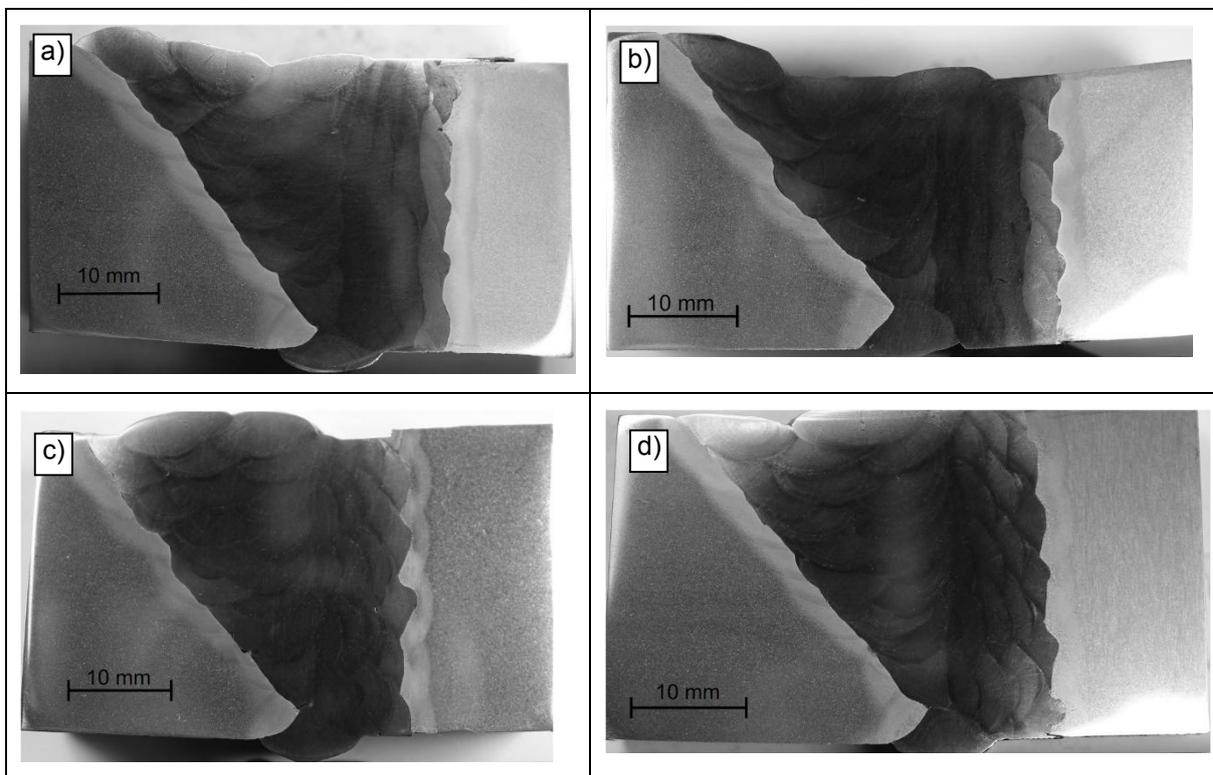
esses testes.

- ✓ Foi possível extrair dos diagramas de decisão três relações de parâmetros para amantejamento das juntas soldadas sendo que, duas dessas relações foram parcialmente aprovadas e foram escolhidas principalmente em função da possibilidade de aprovação das mesmas com a utilização de ciclos térmicos extras no amantejamento.
- ✓ Os níveis de revenimento e de refinamento encontrados nas ZAC das amostras revestidas com a técnica da dupla camada nessa etapa são significativos. Os mesmos apontam para uma possível fabricação das juntas estudadas nesse trabalho sem a necessidade de TTAT posterior a etapa de amantejamento.

CAPÍTULO V - RESULTADOS E DISCUSSÃO: ETAPA 2 – PARTE 1

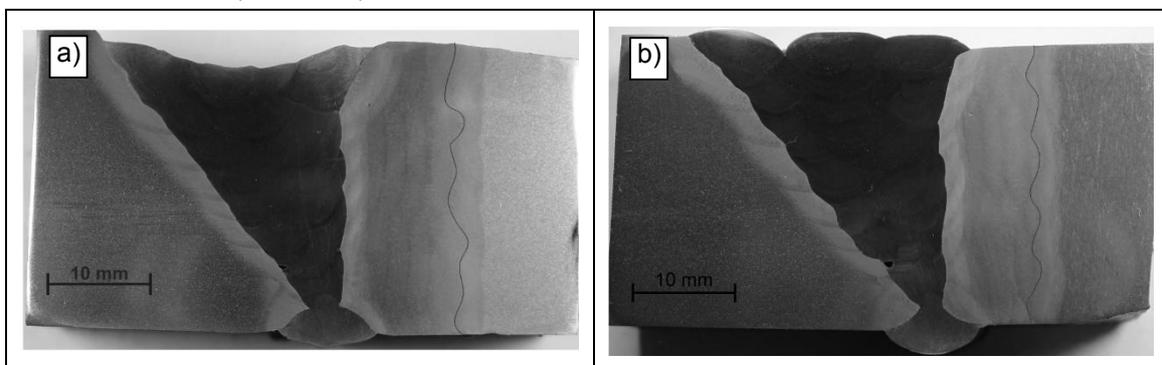
Na Figura 52 e na Figura 53 são mostradas macrografias de algumas das juntas soldadas nesse trabalho.

Figura 52 – Macrografia de juntas amanteigadas com o arame AWS ERNiCrMo-3 utilizando a relação N6VST/N12VTT a) CP 1, b) CP 2 e a relação N6IST/N6IST c) CP 11 d) CP 12.



Fonte: Autoria própria.

Figura 53 - Macrografia de juntas amanteigadas com o arame AWS ER80S-D2 utilizando a relação C6VST/C12VTT a) CP 5 e b) CP 10.



Fonte: Autoria própria.

Podem ser observadas na Figura 52 e Figura 53 as camadas de amanteigamento, tanto para as amostras amanteigadas com o arame AWS

ERNiCrMo-3 (Figura 52), quanto para as amanteigadas com o arame AWS ER80S-D2 (Figura 53).

Pode ser observado também a presença de alguns defeitos de soldagem (falta de fusão na Figura 53b) associados principalmente ao enchimento das juntas. Tais defeitos foram encontrados de forma esporádica e não influenciam nas análises posteriores realizadas nas juntas uma vez que todas essas análises foram realizadas em torno da interface metal de solda/ZAC gerada no amanteigamento.

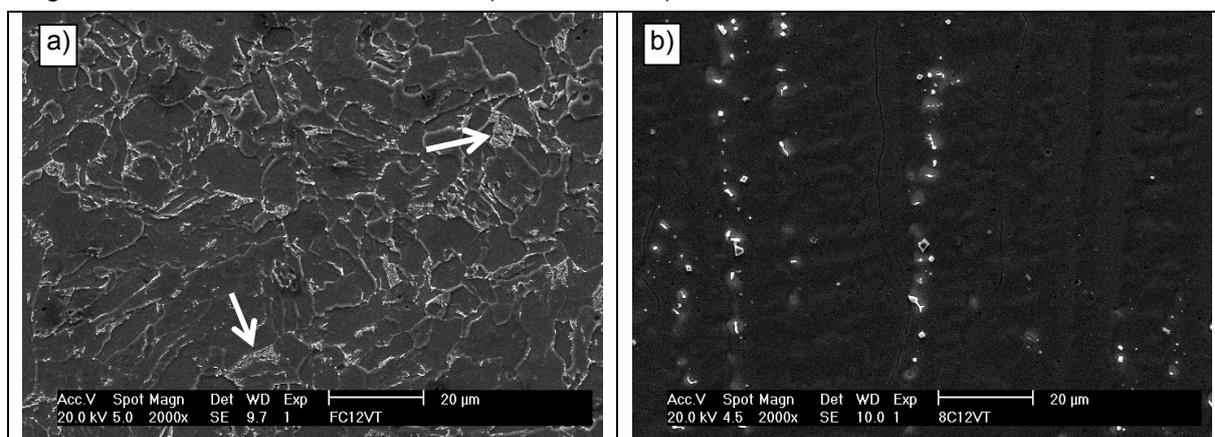
5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS

A caracterização microestrutural das juntas soldadas foi realizada de forma mais criteriosa em duas regiões de maior interesse para o problema analisado: a zona afetada pelo calor e a interface de soldagem, ambas geradas pelo amanteigamento dos aços base.

Os metais de solda depositados durante o amanteigamento (ER80S-D2 ou ErNiCrMo-3) e enchimento (ERNiCrMo-3), em regiões mais afastadas da interface de amanteigamento, não foram amplamente analisados em função do foco desse trabalho concentrar-se na região de transição entre o metal de base e o amanteigamento.

Na Figura 54 são apresentadas microestruturas do metal de solda, em regiões afastadas da interface, para as ligas ER80S-D2 e ERNiCrMo-3, respectivamente.

Figura 54- Metais de solda utilizados. a) ER80S-D2. b) ERNiCrMo-3.



Fonte: Autoria própria.

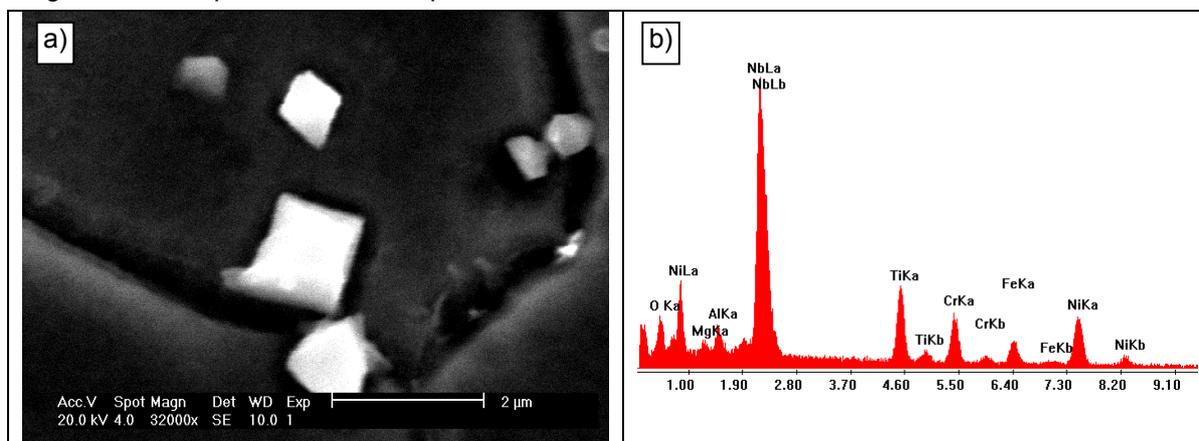
Para o eletrodo ER80S-D2 (Figura 54a) pode ser observada uma microestrutura predominantemente ferrítica, apresentando em algumas regiões (setas brancas) agregados ferrita-carbonetos.

Para o eletrodo ERNiCrMo-3/liga Inconel 625 (Figura 54b), é possível observar a existência de uma matriz de níquel (região escura) com fases precipitadas nas regiões interdendríticas.

A liga Inconel 625 ® já foi extensamente estudada e caracterizada em diversos trabalhos (AGUIAR, 2010; CHUBB e BILLINGHAM, 1984; CIESLAK, 1991; CIESLAK *et al.*, 1988; DUPONT, 1996; MAGALHÃES, 2008; MATHEW *et al.*, 2004; SILVA, 2010; THOMAS e TAIT, 1994) para diversas aplicações. SILVA (2010), DUPONT *et al.* (2003) e CIESLAK *et al.* (1988), por exemplo, utilizando diversas técnicas de caracterização classificaram as fases precipitadas nas regiões interdendríticas da liga Inconel 625 como fase Laves e carbonetos do tipo MC (rico em Nb e Ti). Carbonetos MC e Laves já haviam sido encontrados por outros autores, o que diminui ainda mais a necessidade de uma exploração exaustiva do metal de solda depositado por essa liga nesse trabalho.

A Figura 55 mostra um precipitado cúbico frequentemente encontrado na zona fundida das juntas analisadas nesse trabalho, bem como uma análise de EDS para o mesmo. Como pode ser visto, esse precipitado apresenta uma composição rica em Nb e Ti o que está de acordo com os precipitados cúbicos encontrados por SILVA (2010).

Figura 55- Precipitado cúbico do tipo MC rico em Nb e Ti.



Fonte: Autoria própria.

5.1 ZAC nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

5.1.1 ZAC no aço AISI 8630M

Na Figura 56 e na Figura 57 são apresentadas as microestruturas comumente encontradas na ZAC das amostras soldadas com o aço AISI 8630M. Na Figura 56a e Figura 56b são mostradas as microestruturas encontradas em amostras soldadas com as condições indicadas pelos testes de Higuchi e Higuchi modificado, enquanto que nas Figura 57a e Figura 57b, podem ser vistas as microestruturas encontradas nas amostras soldadas com condições não aprovadas nesses testes.

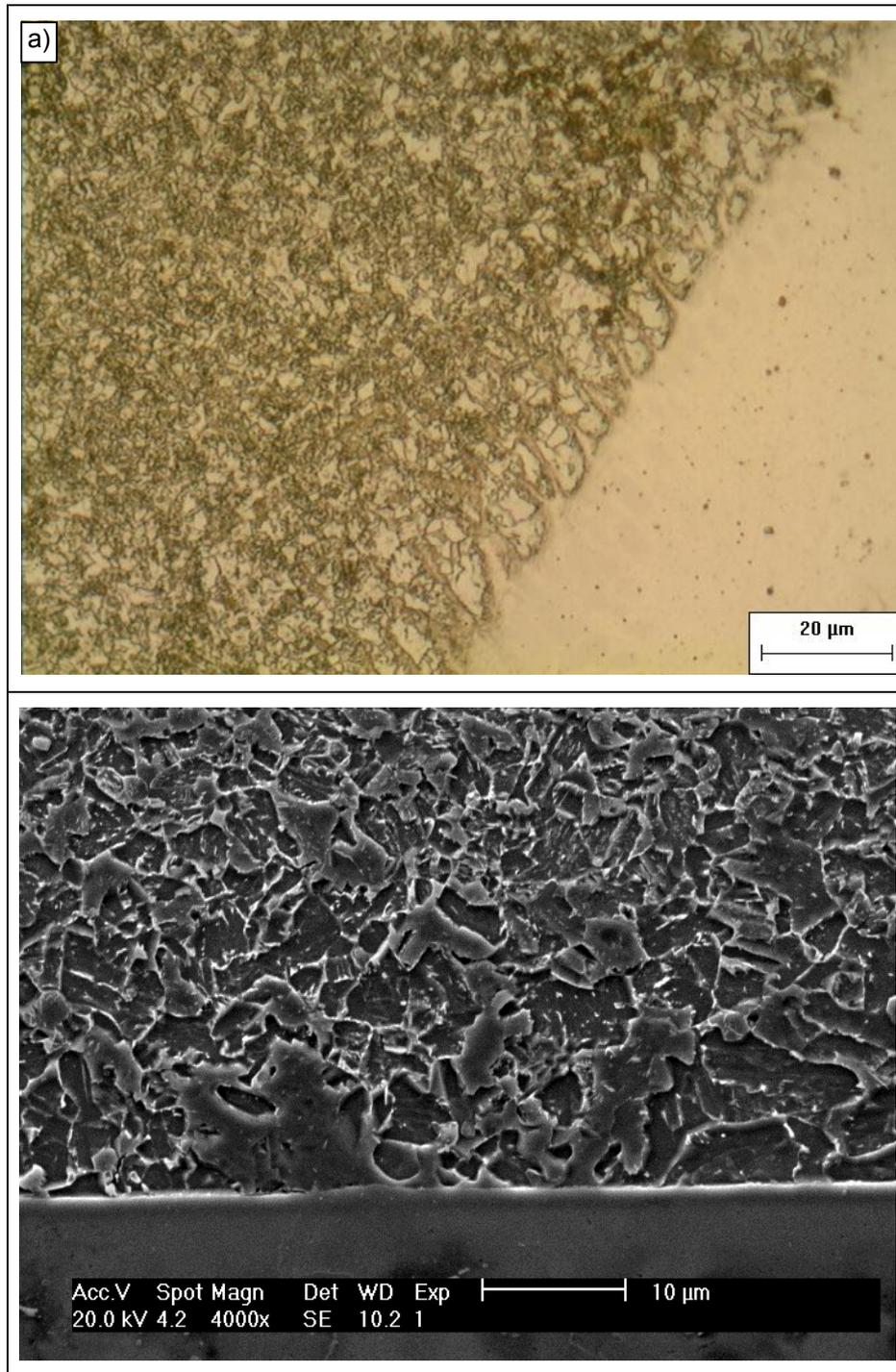
Para ambas as condições de soldagem utilizadas (aprovada ou reprovada nos critérios adotados), a microestrutura encontrada é composta basicamente por martensita revenida.

A Figura 56 representa o comportamento geral observado para a ZAC das amostras amanteadas com condições aprovadas no teste de Higuchi. Pode ser observado um intenso refinamento de grão dessa região, mesmo em regiões bem próximas a interface de soldagem, onde frequentemente é encontrada uma região de granulação grosseira.

A substituição de uma microestrutura com granulometria grosseira por uma refinada, em aços ferríticos de médio e baixo carbono, é indicada por DIETER (1988) como uma forma eficaz de aumentar a tenacidade do material. Esse autor afirma que quanto maior for o tamanho de grão, maiores serão as bandas de deslizamento e maiores as concentrações de tensão. Com maiores concentrações de tensão, microtrincas são induzidas nos contornos de grão causando a fratura por clivagem do material.

Desse modo, é esperado que as análises posteriores de tenacidade realizadas em amostras com ZAC refinadas (aprovadas no teste de Higuchi) apresentem resultados superiores as que apresentam ZAC com granulação grosseira, a serem apresentadas a seguir.

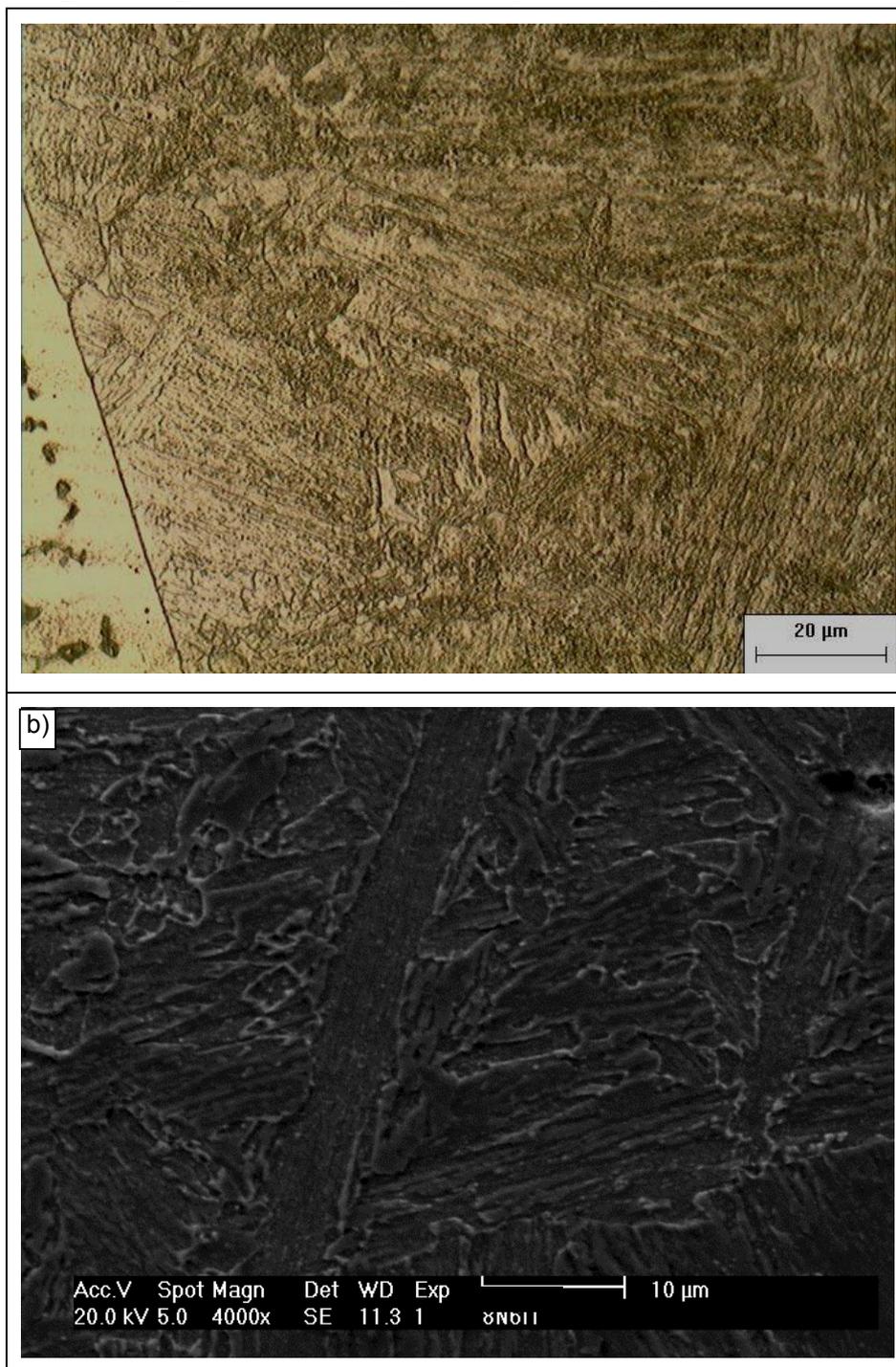
Figura 56 - ZAC predominantemente encontradas nas amostras soldadas com condições aprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado. a) microscopia ótica e b) MEV.



Fonte: Autoria própria.

Nas amostras amanteadas com condições reprovadas no teste de Higuchi (Figura 57) foi observada a presença de grãos grosseiros em grande parte da ZAC formada pelo amanteadamento o que, de acordo com o que foi comentado no parágrafo anterior, pode comprometer a tenacidade dessas regiões mesmo após o revenimento obtido com o TTAT.

Figura 57 - ZAC predominantemente encontradas nas amostras soldadas com condições reprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado. a) microscopia ótica e b) MEV.



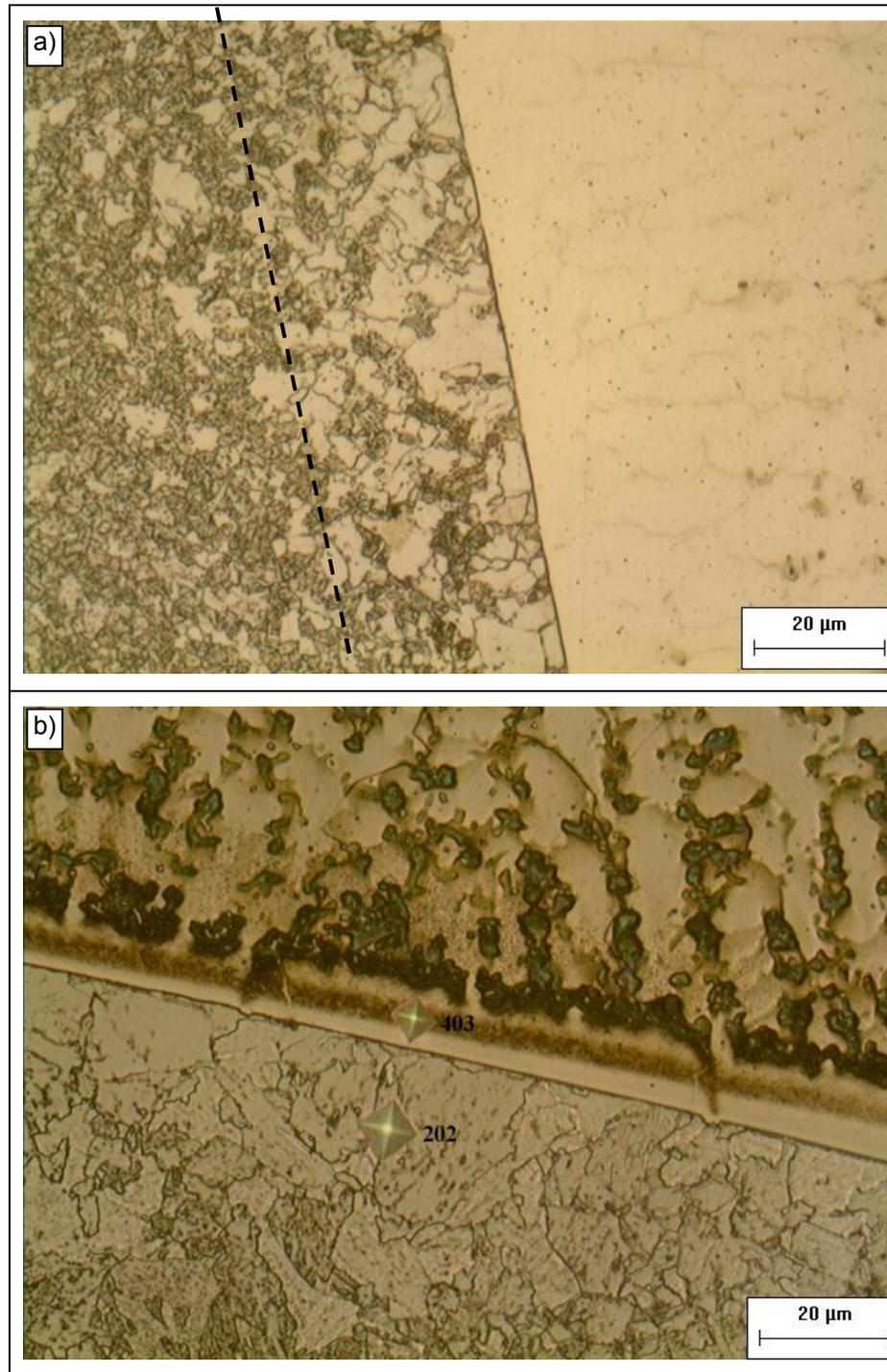
Fonte: Autoria própria.

Outro ponto a ser ponderado é a existência de uma estreita região localizada bem próxima a interface de soldagem, onde são encontrados grãos de ferrita. Essa região está presente em todas as amostras soldadas com a liga Inconel 625, independente de parâmetros, utilização ou não de TTAT e metal de base e pode ser relacionada a um processo de descarbonetação associada a sucessivos ciclos térmicos e/ou TTAT e a um forte gradiente de carbono existente entre os metais de base e a liga de níquel. A Figura 58 mostra exemplos dessas regiões descarbonetadas.

Deve ser observado também o maior tamanho de grão encontrado nessas regiões descarbonetadas, que pode estar associado a ausência de carbonetos que dificultem o crescimento do grão pós recristalização (FOLKHARD, 1988).

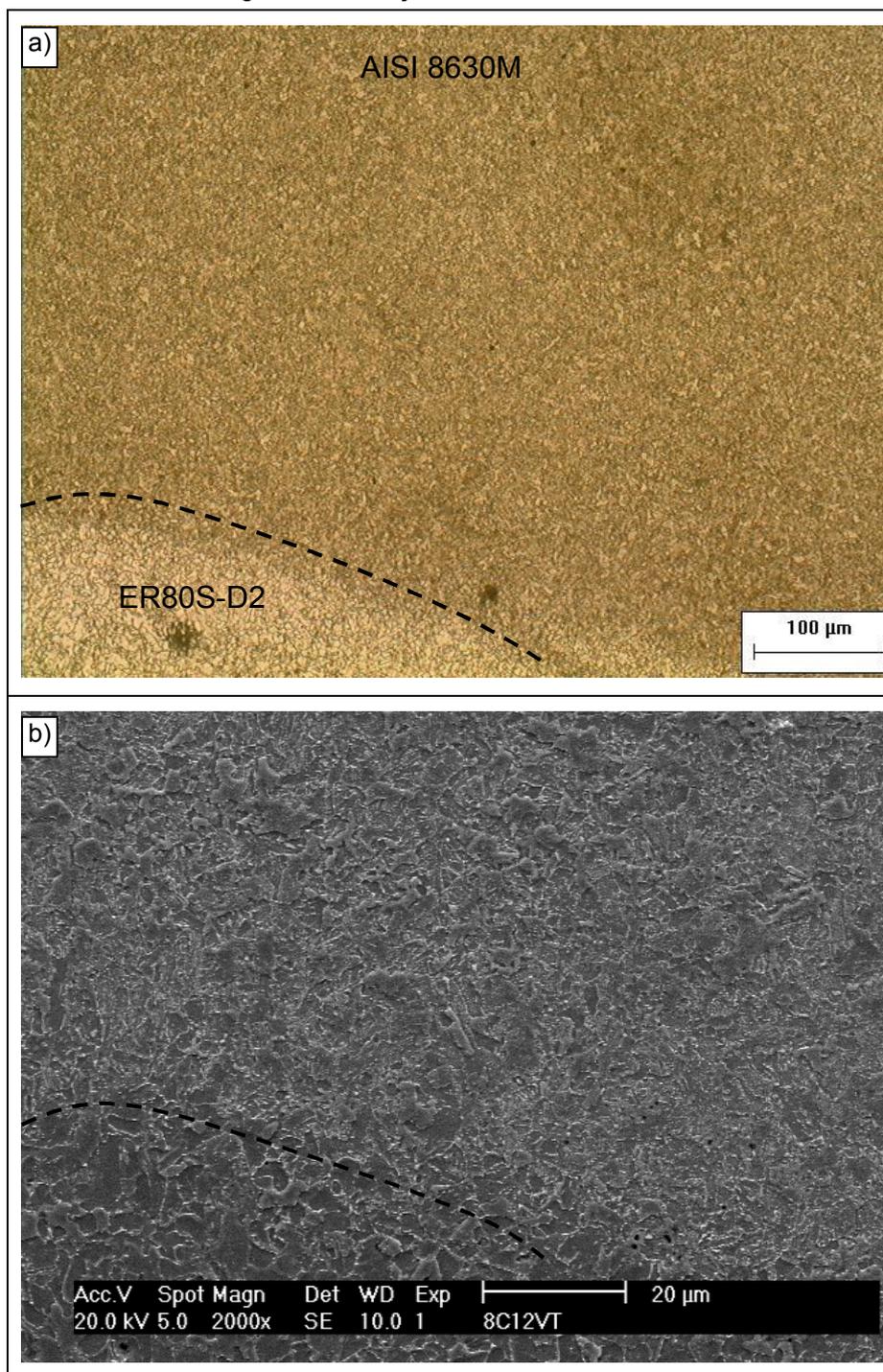
Em amostras amanteadas com o eletrodo ER80S-D2, não foram encontradas regiões descarbonetadas, o que indica uma maior influência do gradiente de carbono que dos ciclos térmicos. Na Figura 59 são mostradas interfaces de amanteadamento entre o aço AISI 8630M e o eletrodo ER80S-D2.

Figura 58- Regiões descarbonetadas para mesmos parâmetros de soldagem. a) AISI 8630M, sem TTAT. b) AISI 8630M, com TTAT.



Fonte: Autoria própria.

Figura 59- Interfaces de amanteigamento do aço AISI 8630M com ER80S-D2.

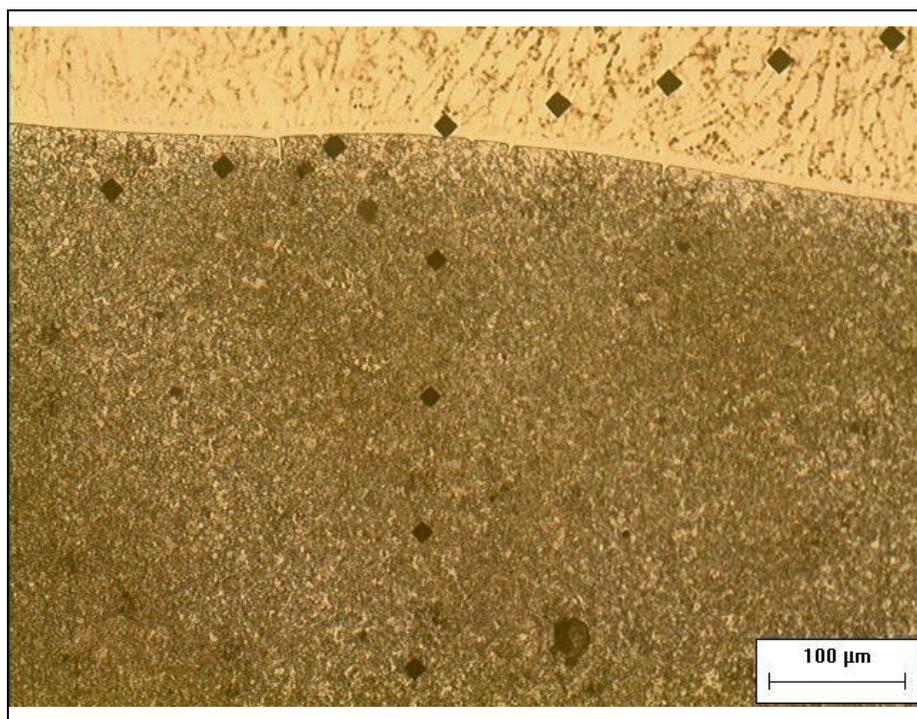


Fonte: Autoria própria.

Além do que já fora apresentado até o momento, a ZAC formada em algumas juntas do aço AISI 8630M possui ainda como característica um intenso bandeamento que afeta de forma direta suas características. Na Figura 60 pode ser vista a presença de faixas claras e escuras ao longo da ZAC de uma junta amanteigada com um parâmetro aprovado nos testes de Higuchi e Higuchi modificado.

Embora a microestrutura seja basicamente a mesma (martensita revenida), os níveis de microdureza encontrados nas faixas escuras chegam a ultrapassar 400 HV_{0,05}, enquanto nas faixas claras não ultrapassam os 300 HV_{0,05}, para amostras amanteigadas sem TTAT. Tais diferenças são atribuídas a martensita de maior teor de carbono nas faixas escuras, efeito esse provavelmente ocorrido por macrosegregações originadas nas etapas iniciais de fabricação desse aço. No tópico relacionado às propriedades mecânicas encontradas nas juntas soldadas esse assunto será abordado novamente.

Figura 60- Bandeamento encontrado em algumas juntas de aço AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

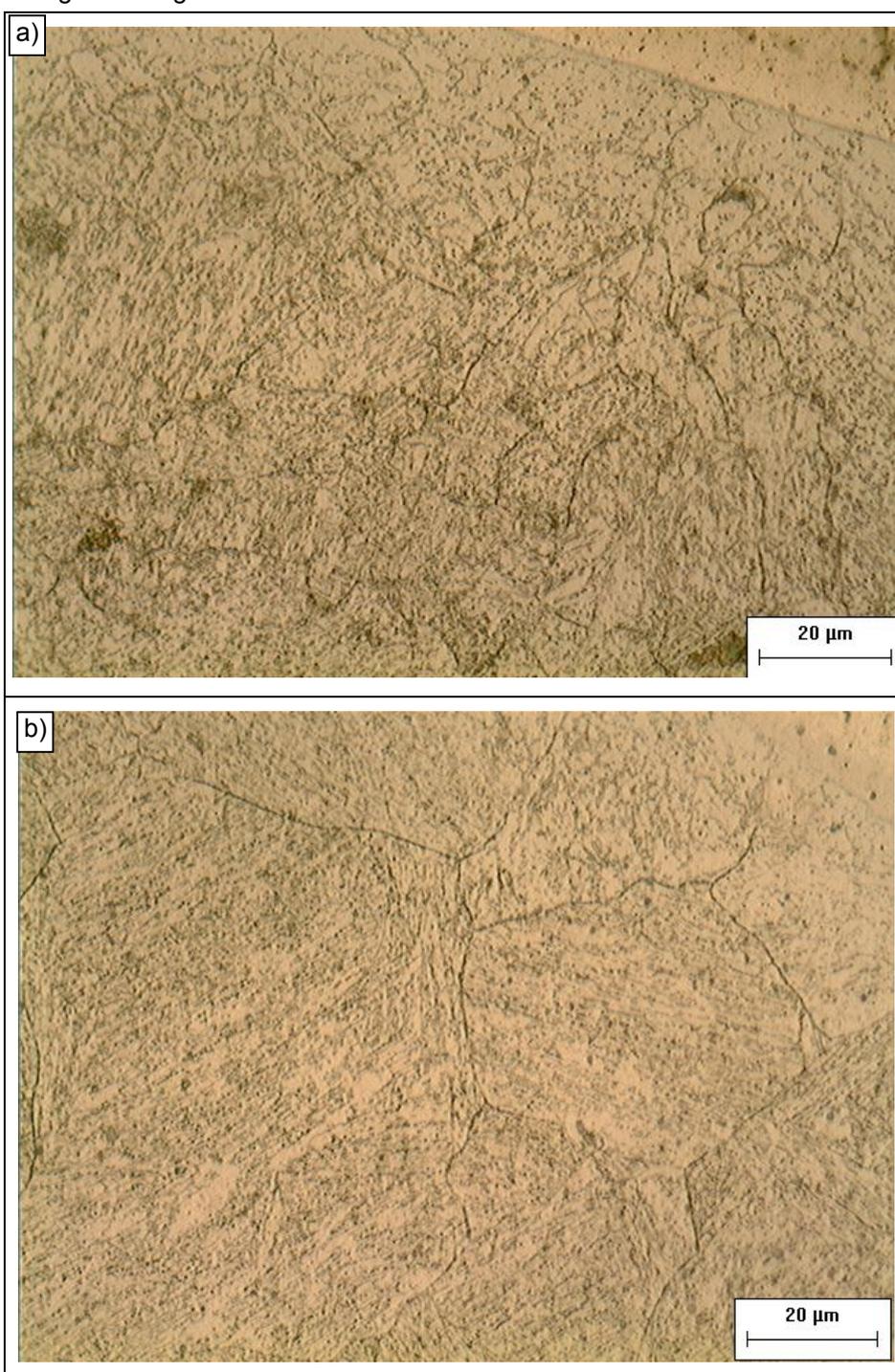
5.1.2 ZAC no aço ASTM A182 F22

Algumas das condições de Higuchi realizadas no aço AISI 8630M foram reproduzidas no aço ASTM A182 F22 e, mesmo fornecendo indícios que não foi alcançado um total revenimento da ZAC para este aço, foram encontrados bons resultados quanto a revenimento e refinamento dessas juntas.

A Figura 61 mostra microestruturas das ZAC's de amostras amanteigadas com condições aprovadas (Figura 61a) e reprovadas (Figura 61b) nos testes de Higuchi modificado. Para ambas as condições são encontradas microestruturas compostas por martensita revenida e bainita.

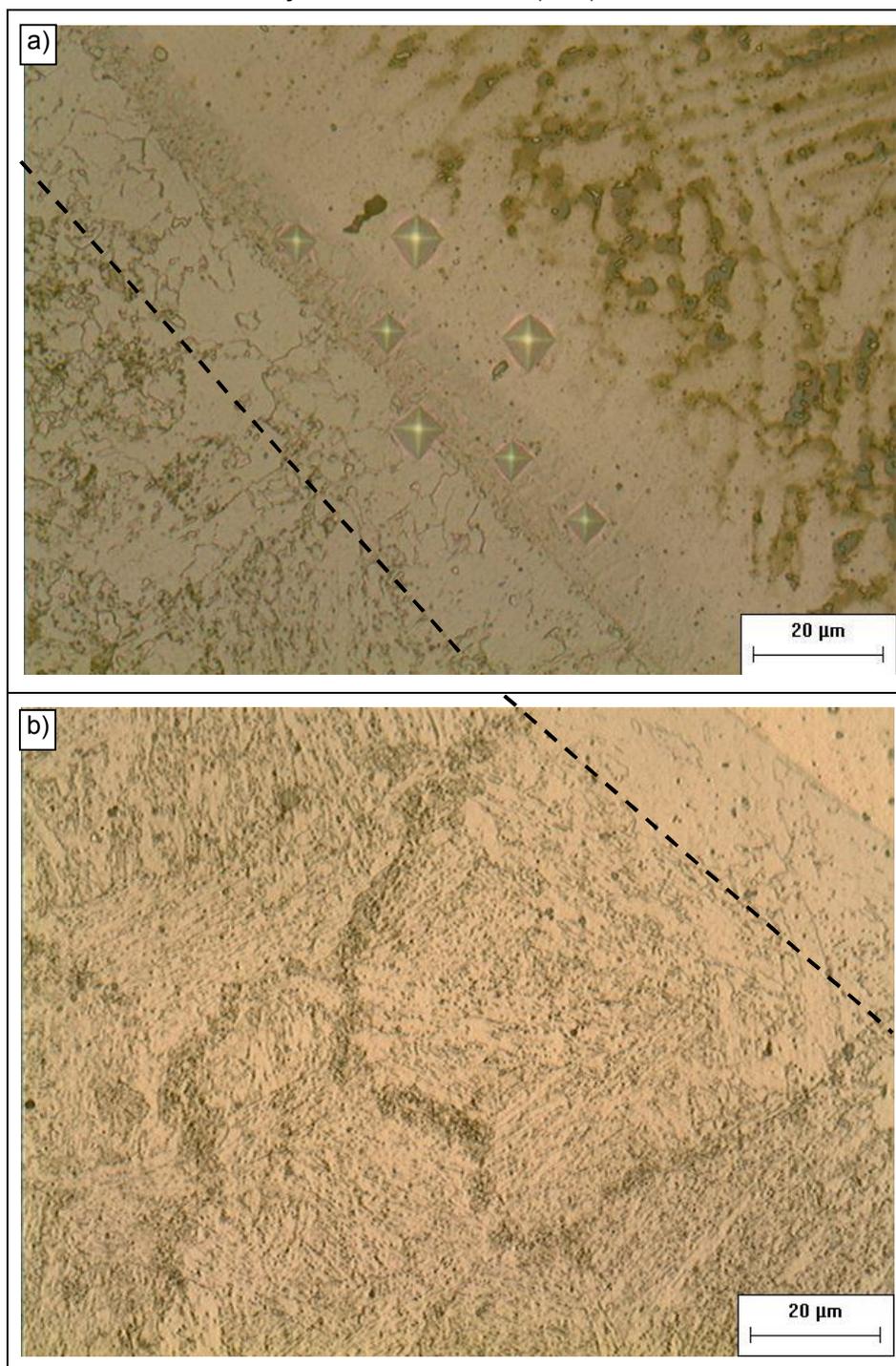
Assim como nas amostras soldadas com o aço AISI 8630M as amostras do aço ASTM A182 F22 soldadas com condições aprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado apresentaram um elevado grau de refinamento na ZAC próxima a interface (Figura 62) e também regiões descarbonetadas em menor intensidade.

Figura 61 - ZAC's encontradas no aço ASTM A182-F22. a) condição aprovada, b) condição reprovada nos testes de Higuchi e Higuchi modificado.



Fonte: Autoria própria.

Figura 62 - ZAC's encontradas no aço ASTM A182-F22. a) e b) amostras com descarbonetação.



Fonte: Autoria própria.

As regiões descarbonetadas são apontadas por alguns autores como regiões responsáveis por baixos níveis de energia absorvida durante o impacto em juntas dissimilares (GITTOS e GOOCH, 1992; OLDEN *et al.*, 2003). Além disso, o carbono que é perdido nessa região tende a difundir para a interface dissimilar, levando a saturação de carbono e/ou precipitação de carbonetos que podem levar ao endurecimento (Figura 62a) e posterior fragilização dessa região. A interface

dissimilar encontrada nesse trabalho, bem como suas regiões e características serão abordadas no próximo tópico.

5.2 Interface dissimilar dos amanteigamentos.

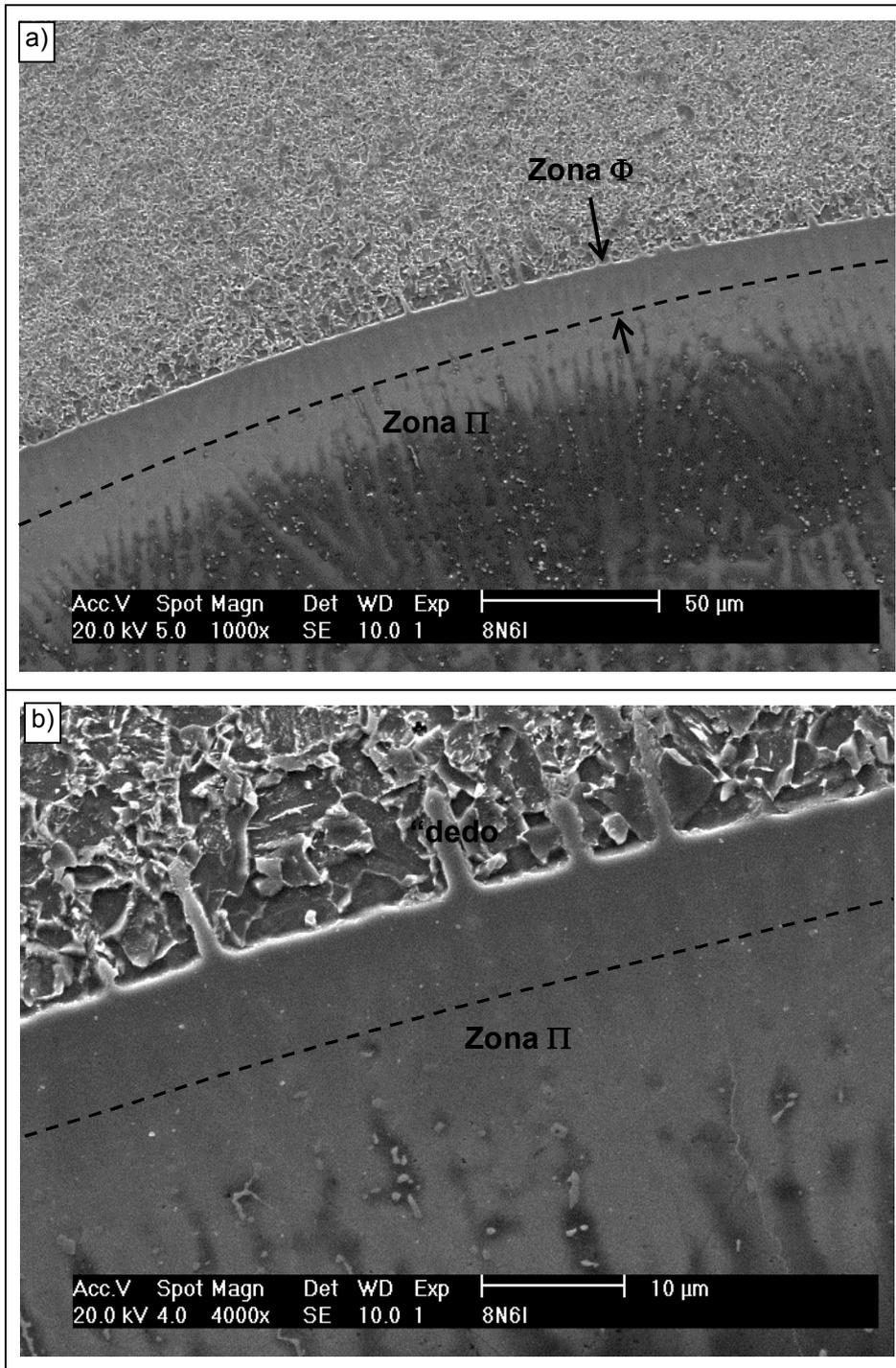
A interface dissimilar gerada através do amanteigamento de aços baixa liga com ligas de ferro (aço inoxidável) ou níquel é apontada como região crítica para nucleação e propagação de trincas por diversos autores (ALEXANDROV *et al.*, 2013; BAHRAMI *et al.*, 2010; BEAUGRAND *et al.*, 2009a; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; ROWE *et al.*, 1999).

A grande problemática associada a essa região reside na formação de diversas zonas geradas por macrosegregações, que em função de apresentarem composição química intermediária ao aço baixa liga e a liga de níquel são fortemente suscetíveis a formação de zonas frágeis.

Conforme apresentado no Capítulo II – Revisão Bibliográfica, alguns autores (BEAUGRAND *et al.*, 2009b; DOODY, 1992; KOU e YANG, 2007) classificaram de formas distintas essas macrosegregações, sendo propostas diferentes nomenclaturas para as mesmas: ZPM, ZPD, zonas duras, entre outros. Neste trabalho foram encontradas regiões similares às encontradas pelos autores citados e, para efeito de nomenclatura será utilizado o termo “zona de alta diluição” (ZAD) e, inicialmente, a classificação morfológica proposta por BEAUGRAND *et al.* (2009b) apresentada no tópico 2.4 do Capítulo II.

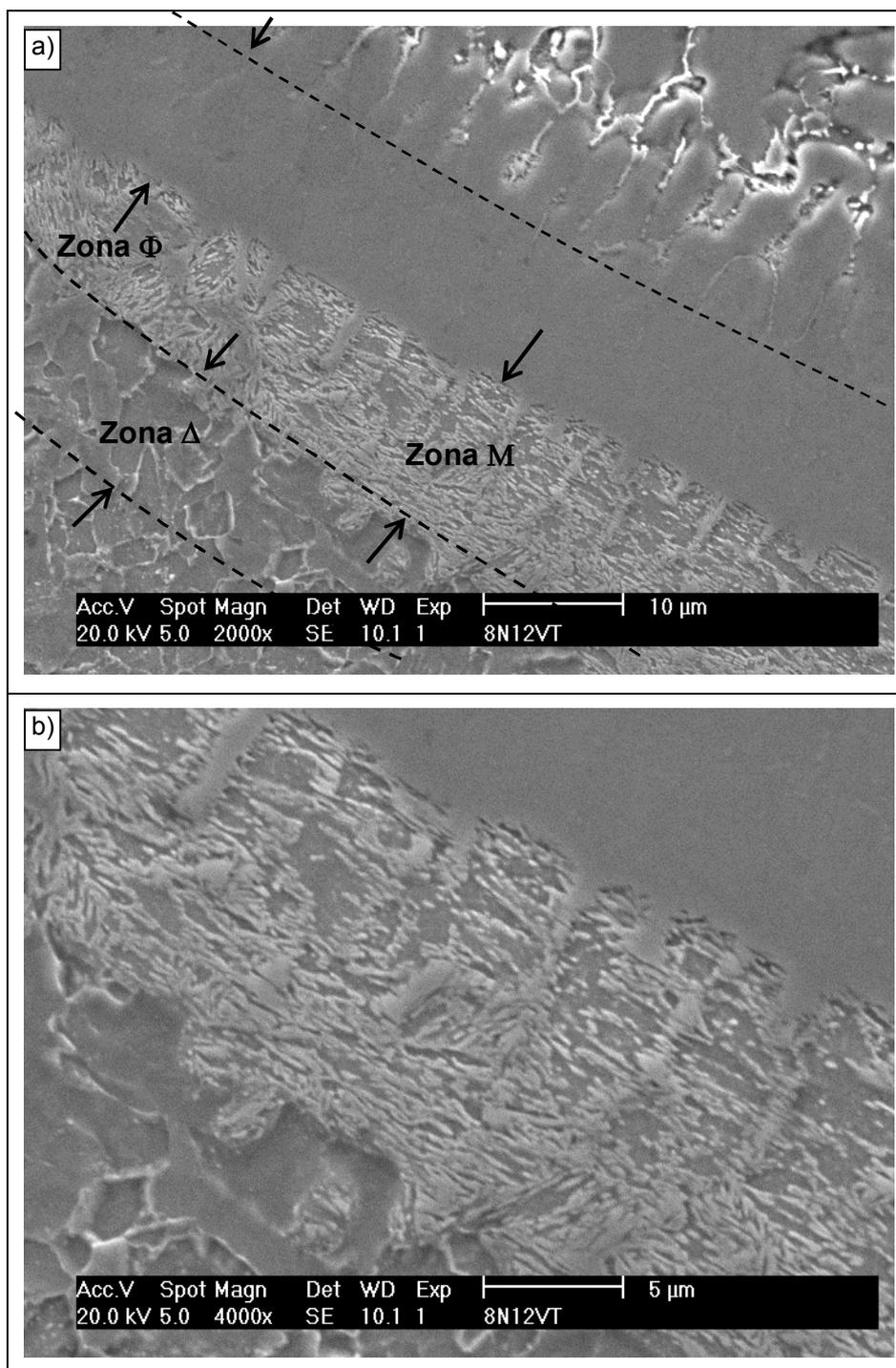
Na Figura 63 e Figura 64 são apresentados exemplos de regiões da interface encontrados nas juntas soldadas nesse trabalho.

Figura 63 - Interface aço AISI 8630M/níquel indicando as diversas regiões encontradas. a) zonas Φ e II. b) ampliação da interface em a).



Fonte: Autoria própria.

Figura 64 - Interface aço AISI 8630M/níquel indicando as diversas regiões encontradas. a) zonas Φ , M e Δ . b) ampliação da interface em a).



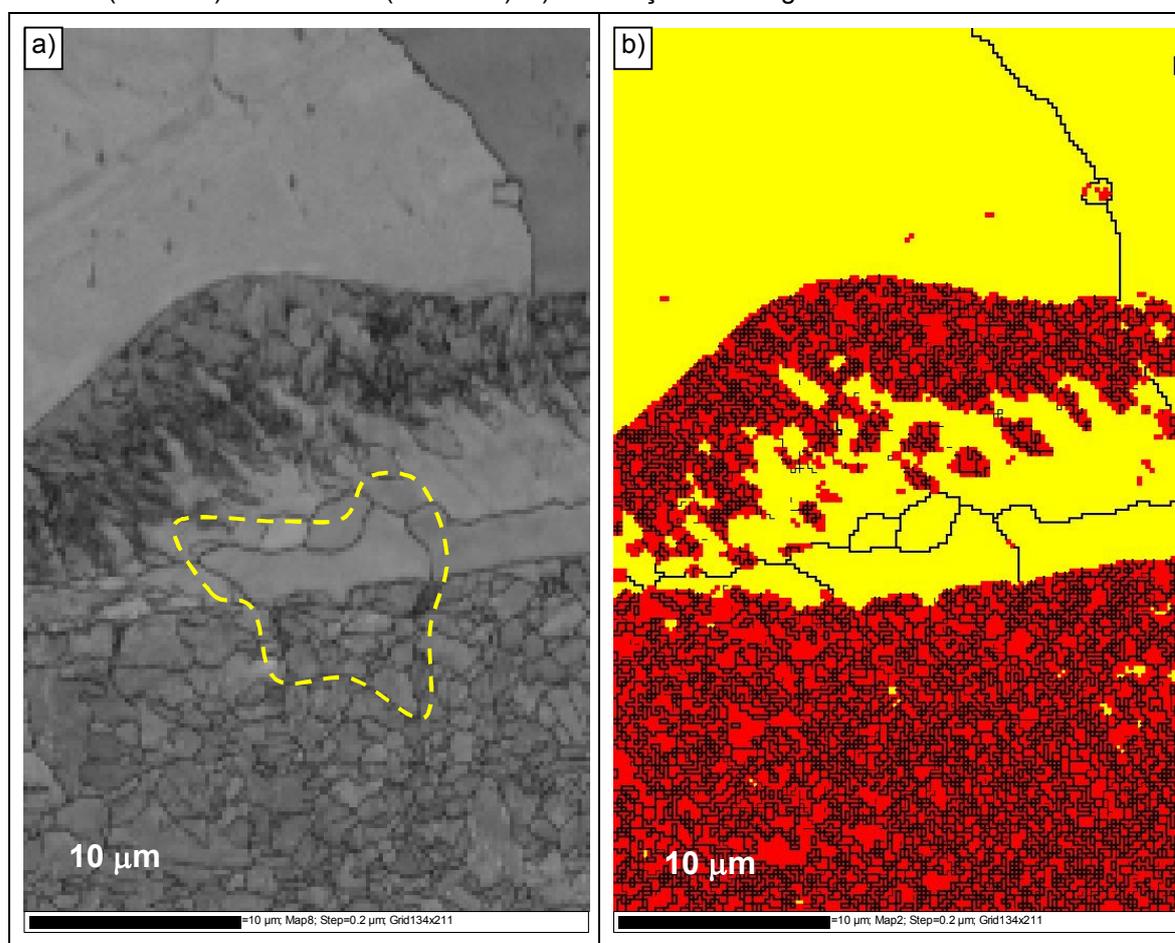
Fonte: Autoria própria.

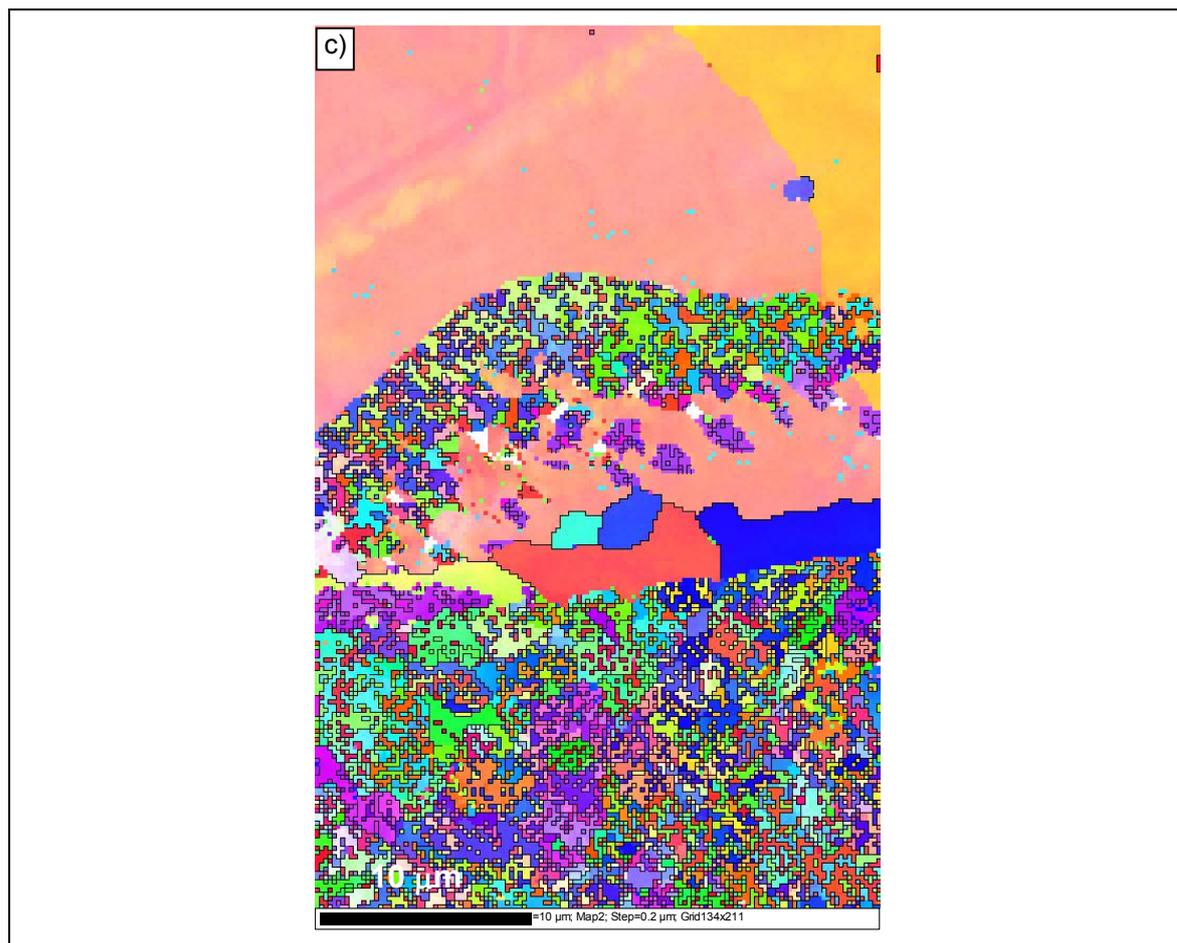
Como pode ser visto, a evolução microestrutural ao longo da interface dissimilar foi a mesma proposta por BEAUGRAND *et al.* (2009b), partindo do metal de base com a zona Δ , passando pelas zonas M (quando existente) e Φ , até chegar a zona II.

KOU e YANG (2007) explicaram o surgimento destas ZAD's pela formação de uma zona estagnada ou de escoamento laminar próximo a linha de fusão que, mesmo com diversas forças convectivas encontradas na poça de fusão (KOU, 2003), dificulta ou até mesmo impede a mistura. Esta zona de estagnação, juntamente com a diferença nas temperaturas *líquidus* dos metais de adição e de base são apontadas como os fatores responsáveis pela geração dessas macrosegregações em interfaces dissimilares.

Análises de EBSD realizadas na região da interface de uma junta do aço AISI 8630M amanteigada com o parâmetro aprovado no teste de Higuchi podem ser vistas na Figura 65.

Figura 65 – Análises de EBSD na interface dissimilar de uma junta do aço AISI 8630M amanteigada com o parâmetro aprovado no teste de Higuchi. a) Padrão de qualidade. b) Fases identificadas: austenita (amarela) e martensita (vermelha). c) Orientação cristalográfica.





Fonte: Autoria própria.

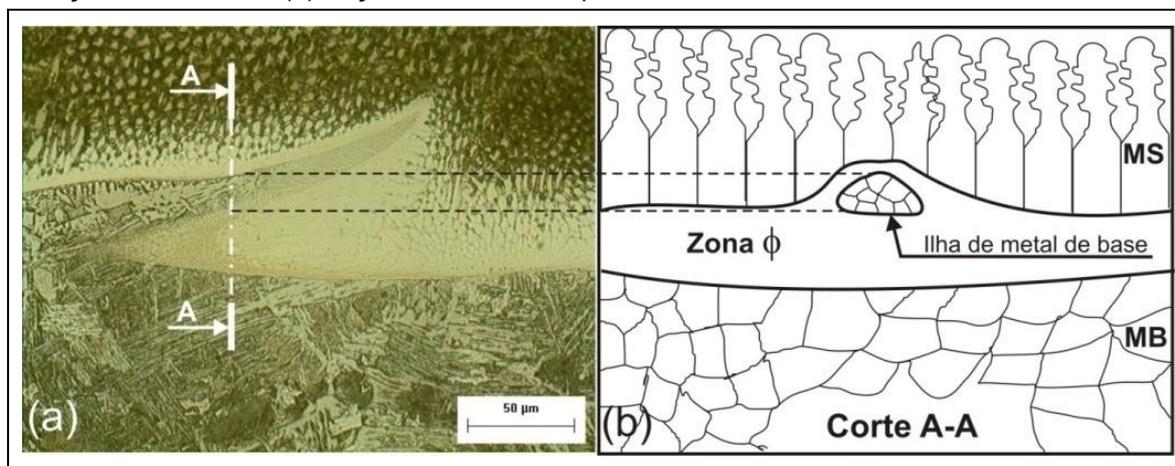
Na Figura 65 pode ser observada a formação de uma estrutura martensítica, semelhante a encontrada na ZAC do metal de base, localizada dentro da região austenítica encontrada no metal de solda. DOODY (1992), YANG *et al.* (2006) e SILVA *et al.* (2013) encontraram estruturas semelhantes em seus trabalhos. DOODY (1992) propôs uma nomenclatura baseada em uma analogia da forma dessas estruturas com conceitos geográficos, conforme segue abaixo:

- Praias” (faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão);
- “Ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda);
- “Baías” (região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base).
- “Península” (região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda).

De acordo com a classificação proposta por DOODY (1992), a estrutura apresentada na Figura 65 seria classificada como uma “ilha”, no entanto, AGUIAR

(2010) propôs em sua tese de doutorado que tais “ilhas” não passariam do resultado da interseção do plano de corte da seção transversal do cordão de solda com parte de uma península de metal de base ou de uma Zona ϕ avançada, desenvolvida na seção longitudinal do cordão de solda. A Figura 66 mostra o modelo criado por AGUIAR (2010) para explicar a formação das “ilhas”.

Figura 66 - Ilha de metal de base. (a) Trecho da seção longitudinal de um revestimento mostrando a direção de corte A-A. (b) Seção transversal esquemática resultante do corte A-A.



Fonte: (AGUIAR, 2010).

Para o lado da zona fundida, pode ser observada na Figura 65 a presença de contornos de grão do tipo II, esses contornos de grão não foram facilmente observados por meio de MEV.

Os contornos de grão do tipo II são contornos paralelos a linha de fusão e distantes não mais de 100 μm da mesma. Esse tipo de contorno é oposto ao encontrado em soldas similares onde os contornos dos grãos solidificados são perpendiculares a linha de fusão e um prolongamento dos grãos encontrados na ZAC. Os contornos do tipo II são frequentemente associados a falhas encontradas em interfaces dissimilares (NELSON *et al.*, 2000).

Para verificar uma possível relação de orientação entre os grãos austeníticos localizados na zona fundida próxima a interface e os grãos martensíticos no lado da ZAC, e assim avaliar a possibilidade de crescimento epitaxial a partir da austenita que deu origem aos mesmos, os ângulos de Euler do grão austenítico na zona fundida (região destacada na Figura 65a) foram utilizados para calcular as figuras de polo com as 24 variantes possíveis da martensita transformada a partir desse grão.

Foi assumido, de acordo com a teoria fenomenológica da cristalografia da

transformação martensítica – TFCTM (BHADESHIA, 2001), que a austenita que deu origem aos grão na ZAC possuía essa mesma orientação e, utilizando uma rotina computacional desenvolvida por KUNDU e BHADESHIA (2006) (baseada na TFCTM), foram calculadas as figuras de polo para um grão martensítico gerado a partir de um grão austenítico com os ângulos de Euler medidos. A Tabela 22 mostra os ângulos de Euler medidos na zona fundida e utilizados no cálculo das figuras de polo. Essa metodologia foi utilizada por SILVA *et al.* (2012) em análise de interfaces de revestimento do aço ASTM A516 Gr.60 com liga Inconel 625 ®.

Tabela 22 – Ângulos de Euler medidos na zona fundida.

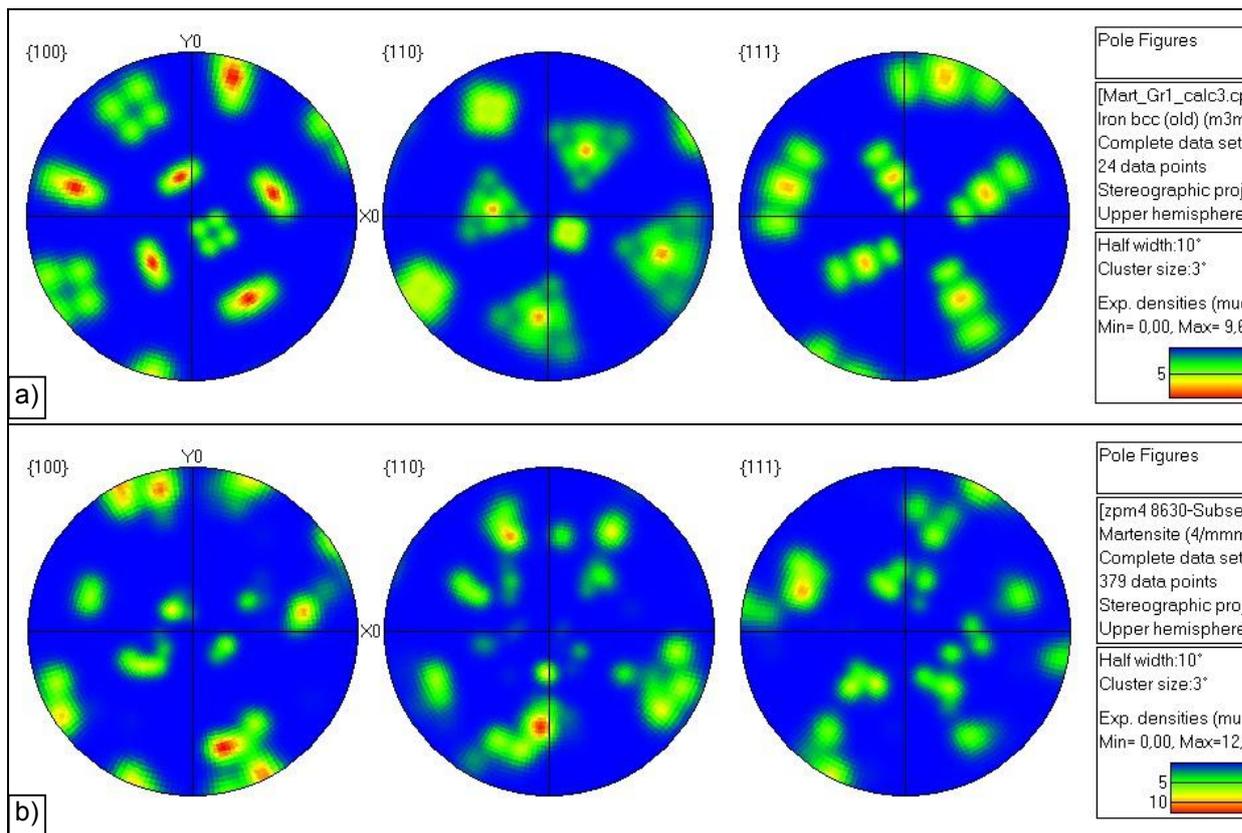
ϕ_1	Φ	ϕ_2
53°	19°	64°

Fonte: Autoria própria.

Em seguida essas figuras de polo calculadas foram comparadas com as figuras de polo experimentais, medidas nos grãos martensíticos no lado da ZAC. Essa comparação é mostradas na Figura 67.

Como pode ser observado na Figura 67b, grande parte das variantes da martensita encontradas de forma experimental podem ser visualizadas nas figuras de polo calculadas (Figura 67a). Essa similaridade entre as figuras de polo calculadas e medidas indicam uma relação de orientação entre os grãos da zona fundida próximos a interface dissimilar e os grão da ZAC, fortalecendo assim a ideia de crescimento epitaxial da zona fundida a partir da ZAC.

Figura 67 – Figuras de polo a) calculadas assumindo que a orientação do grão austenítico antes da transformação martensítica possuía a mesma orientação do grão adjacente a zona fundida. b) medidas nos grãos da ZAC adjacentes a linha de fusão.



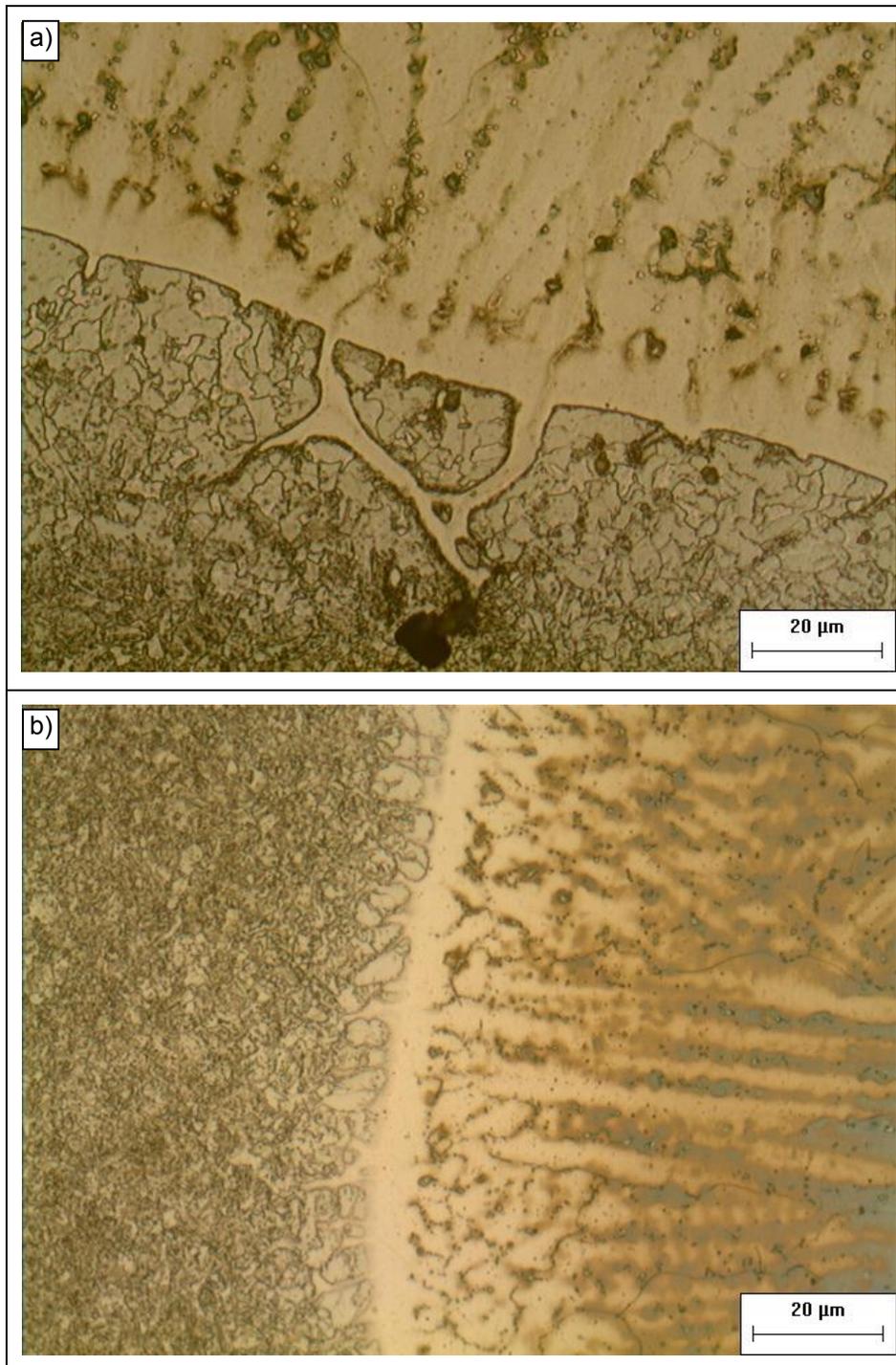
Fonte: Autoria própria.

Vale salientar que o cálculo realizado para gerar as figuras de polo mostradas na Figura 67a, levou em consideração o surgimento das 24 possíveis variantes da martensita, enquanto os dados experimentais apresentam certa seleção de variantes. Esse fato pode ser encontrado em soldagem e, juntamente com o grande número de variáveis associados a soldagem desse corpo de prova analisado (soldagem multipasse, temperatura de interpasse, tratamento térmico de alívio de tensões), podem ser os responsáveis pela incompleta correspondência entre as figuras calculadas e medidas e pelo ruído observado nas figuras de polo experimentais.

Na Figura 63b foram observadas as penetrações de metal de solda no metal de base chamadas de “dedos”. Essas estruturas foram encontradas nas interfaces de todas as juntas soldadas do aço AISI 8630M amanteigadas com níquel e em maior ou menor intensidade em função do local analisado (centro ou lateral da seção transversal do cordão). A Figura 68 mostra a interface uma junta de aço AISI 8630M amanteigada com níquel para diferentes locais ao longo da seção transversal

do cordão.

Figura 68- Interface de amantecimento mostrando a extensão penetrada pelos “dedos” em função da posição ao longo da seção transversal do cordão. a) lateral. b) centro.

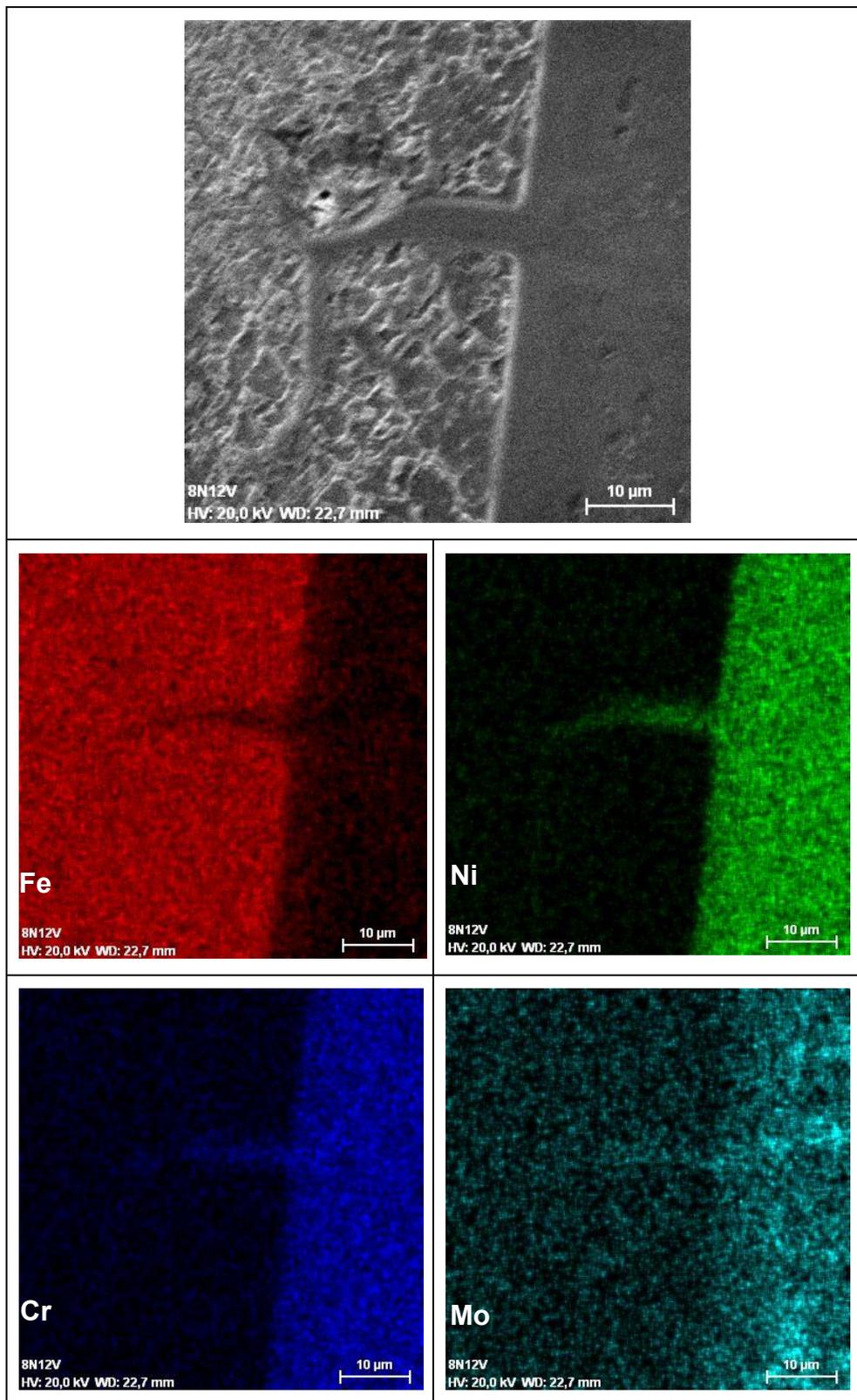


Fonte: Autoria própria.

A Figura 68a, sugere a penetração dos dedos preferencialmente ao longo dos contornos de grãos da austenita prévia do metal de base e ainda, que os mesmos possuem uma composição química semelhante a região de crescimento planar adjacente aos mesmos. Na Figura 69 é mostrado um mapeamento químico

realizado em uma região com um “dedo” e confirma a composição química semelhante entre a região de metal de solda mais próxima e o mesmo.

Figura 69- Mapeamento químico em uma região com um “dedo”.

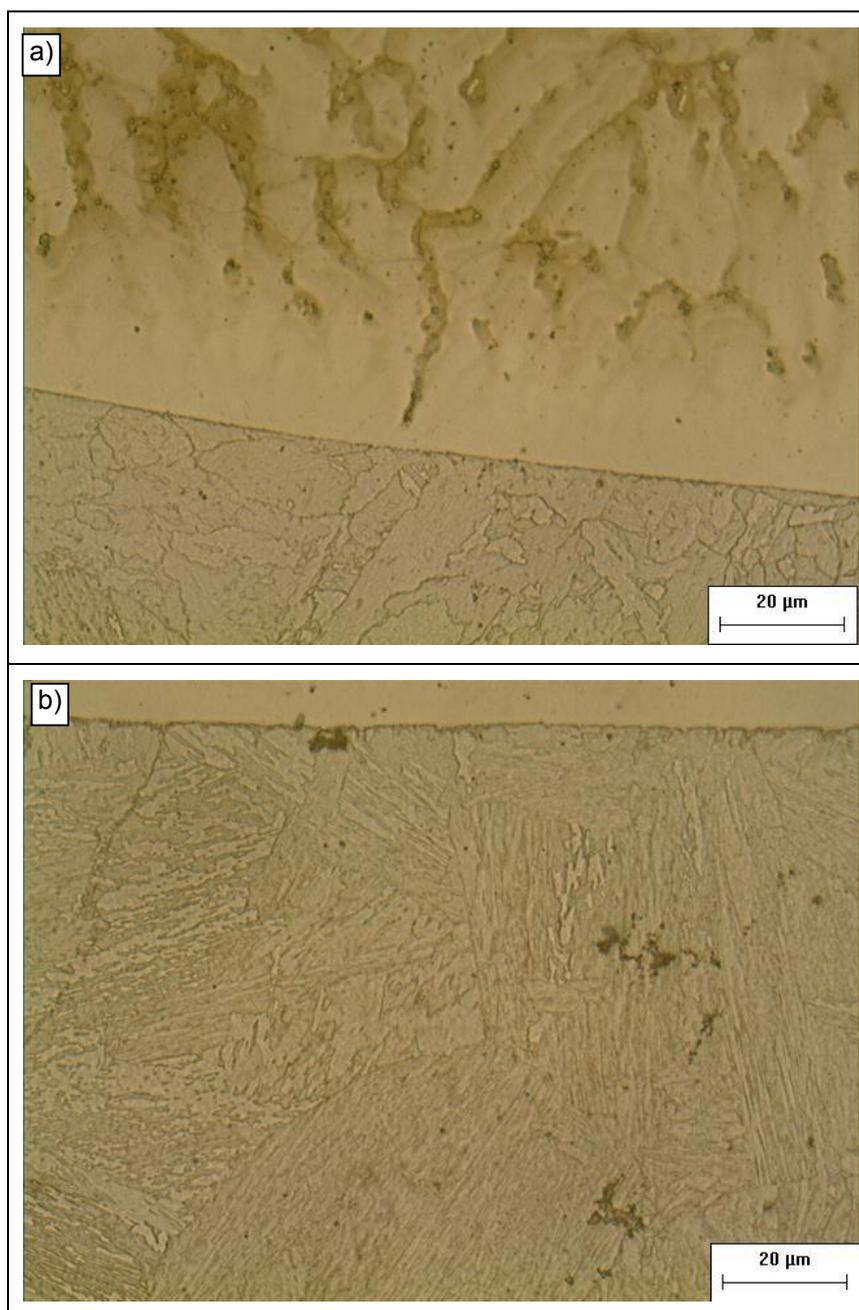


Fonte: Autoria própria.

Acredita-se que a formação desses “dedos” se dá pela liquação dos contornos de grão da região do aço AISI 8630M mais próxima da ZAD que, juntamente com as forças convectivas existentes na poça, permitem a penetração do metal fundido nesses contornos fundidos.

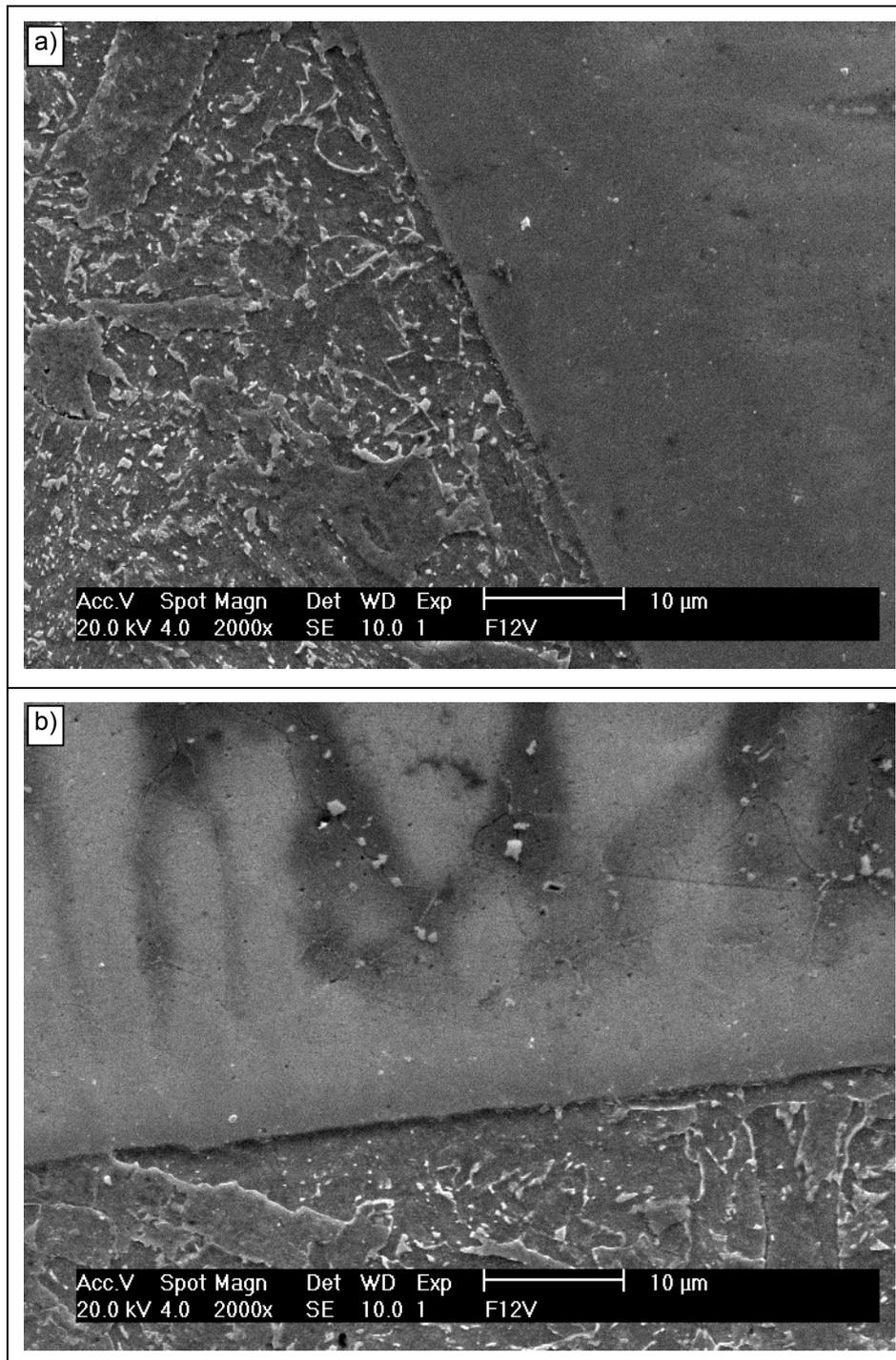
Analisando as interfaces encontradas no aço ASTM A182 F22 (Figura 70 e Figura 71), pode ser notada a falta dos “dedos”, onde, independente das regiões analisadas, a existência de penetrações do metal de solda foi virtualmente nula.

Figura 70 - Interface do amanteigamento no aço ASTM A182 F22. Analisada por microscopia ótica (1000x).



Fonte: Autoria própria.

Figura 71 - Interface do amanteigamento no aço ASTM A182 F22 analisada por MEV.



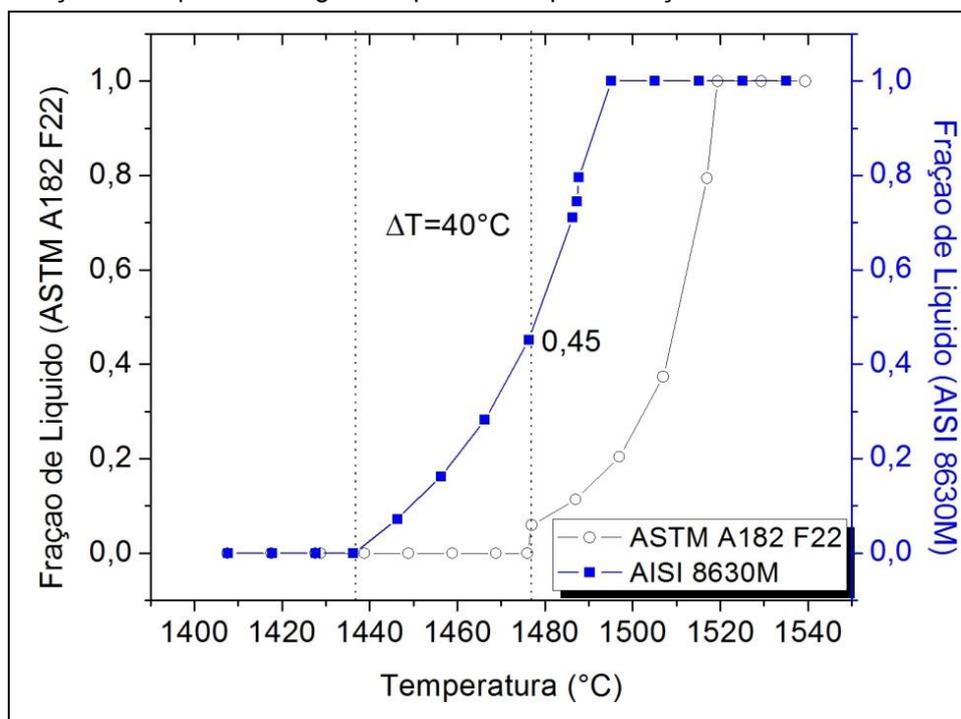
Fonte: Autoria própria.

A resposta para a formação dos “dedos”, somente no aço AISI 8630M, pode estar relacionada às características da fusão/solidificação de ambos os aços, principalmente as expostas abaixo.

Inicialmente, analisando por meio de simulação no programa Thermo-

Calc[®] as temperaturas de início de fusão, bem como as frações de líquido formadas ao longo do aquecimento (Figura 72) é observado que a fusão do aço AISI 8630M inicia para temperaturas menores que para o aço ASTM A182 F22, 1436°C e 1476°C, respectivamente. Logo, para um mesmo ciclo de aquecimento aplicado a esses aços, o AISI 8630M apresentará 45% de líquido formado, enquanto o ASTM A182 F22 permanecerá sólido.

Figura 72- Frações de líquido ao longo do aquecimento para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

Esse resultado fornece indícios que, para uma mesmo ciclo térmico de soldagem imposto aos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, o aço AISI 8630M apresentará uma fusão parcial de até 45% do seu volume, enquanto o aço ASTM A182 F22 permanece sólido.

Como em processos de reaquecimento, são os contornos de grão os primeiros a serem fundidos (HSIEH *et al.*, 1994), supõe-se que, para uma mesma energia de soldagem, o aço AISI 8630M inicia um processo de fusão dos contornos de grão da região mais próxima a interface e, juntamente com a forte convecção na poça de fusão, esse contornos fundidos são preenchidos pelo metal de solda fundido.

Outro ponto que pode estar relacionado a formação dos “dedos” é a

diferença nos intervalos de solidificação dos dois aços. Como pode ser visto na Tabela 23, a simulação realizada no programa Thermo-Calc® indica que o aço AISI 8630M possui um intervalo de solidificação 16°C maior que o do aço ASTM A182 F22.

Utilizando os dados da Tabela 23, a equação que correlaciona a temperatura de pico (T_P) com a distância (Y) da linha de fusão, Equação 7, bem como os valores das constantes encontrados em KOU (2003), pode-se obter uma estimativa da extensão máxima de uma zona parcialmente fundida (ou de penetração dos dedos) para cada um dos aços.

$$\frac{1}{T_P - T_0} = \frac{A\rho ch y_f}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_0}$$

Equação 7

As extensões máximas de penetração dos dedos ou de zona parcialmente fundida para uma energia de soldagem de 0,6 kJ/mm e pré aquecimento de 300°C foram estimadas em 35 e 20 μm , para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente. Embora existam incertezas associadas a essa estimativa, os valores obtidos são coerentes com os resultados encontrados nesse trabalho.

Tabela 23- Temperaturas liquidus e solidus simuladas no programa Thermo-Calc® para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

Material	$T_{\text{Liquidus}} (^{\circ}\text{C})$	$T_{\text{Solidus}} (^{\circ}\text{C})$	$\Delta T_{\text{Solidificação}} (^{\circ}\text{C})$
AISI 8630M	1495	1436	59
ASTM F22	1519	1476	43

Fonte: Autoria própria.

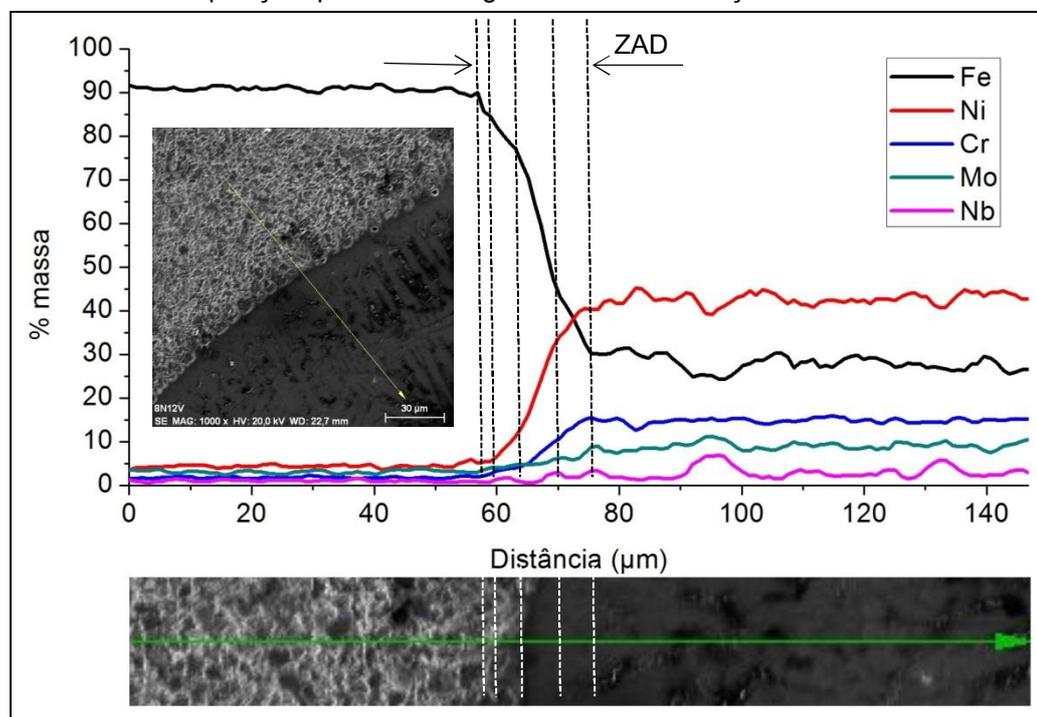
De uma forma geral, todas as juntas soldadas analisadas apresentaram em maior ou menor proporção, as regiões descritas acima. Do ponto de vista estrutural, das regiões apresentadas, somente as zonas Δ , Φ e M, podem influenciar de forma significativa na tenacidade da junta. A zona Δ já foi abordada nos tópicos 5.1.1 e 5.1.2. A seguir, algumas das propriedades e características encontradas nas zonas Φ e M deste trabalho serão apresentadas.

5.2.1 Zonas Φ

Independente do metal de base utilizado (AISI 8630M ou ASTM A182 F22), das variáveis de soldagem ou da utilização de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), foram encontradas zonas Φ ao longo de toda a interface das juntas soldadas. A espessuras das zonas Φ variaram de 5 μm a 100 μm , em função principalmente da posição de análise ao longo da interface, mas em geral foram menores que 10 μm .

Conforme o mecanismo proposto por KOU e YANG (2007), a zona Φ é uma região do metal de solda rica em Fe e com uma composição intermediária ao metal de base e o metal de solda. A Figura 73 mostra um perfil de composição feito com EDS onde pode ser observada a variação composicional ao longo da interface no aço AISI 8630M.

Figura 73- Perfil de composição química ao longo de uma ZAD no aço AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

Como pode ser visto na Figura 73, com auxílio das linhas pontilhadas, existem pelo menos quatro regiões que apresentam variações composicionais diferentes (evidenciadas por inclinações diferentes ao longo da curva para o Fe) ao longo da ZAD.

Na primeira região (da esquerda para a direita) pode ser observada uma queda no teor de Fe e variações quase que insignificantes nos teores de Ni e Cr. Na segunda região a queda do elemento Fe é agora acompanhada por um aumento do Ni, sem ainda uma alteração significativa no Cr.

Na terceira região (zona Φ) têm se uma queda bem mais acentuada no teor de Fe, acompanhada por crescimentos maiores nos teores de Ni e Cr. Por fim, na quarta região encontra-se o limite onde a partir do mesmo o Ni passa a ser o solvente ao invés do Fe.

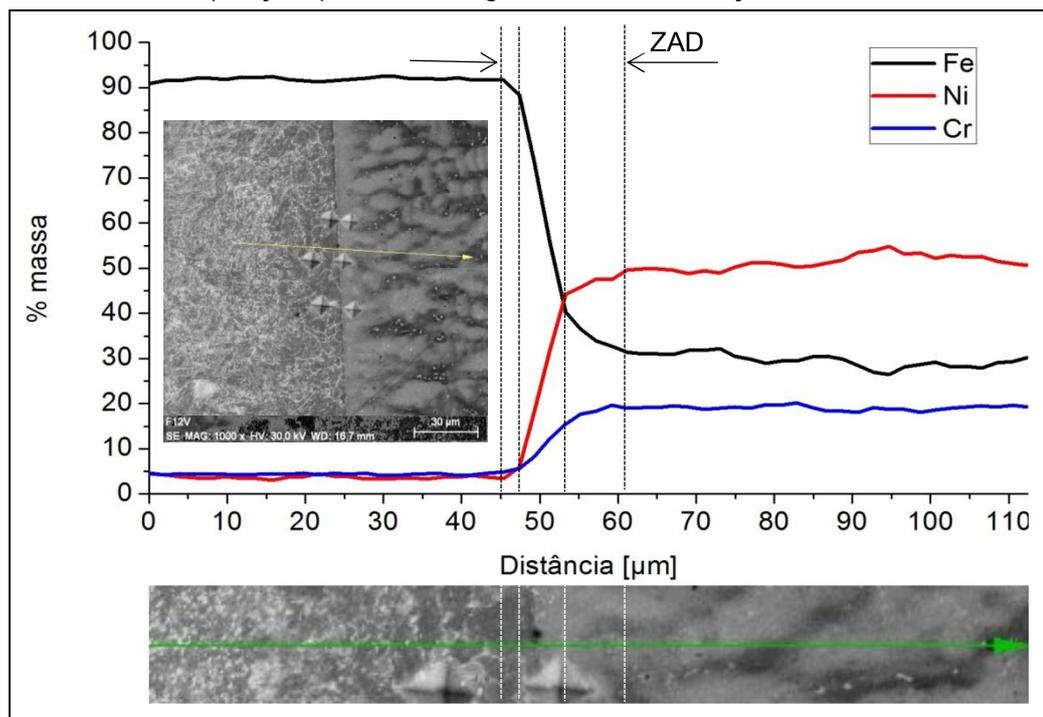
Outro ponto importante a ser ponderado é que o início da ZAD não está necessariamente associado a divisa macro/microscópica entre o aço e o níquel posicionando-se alguns micrometros antes da mesma (no lado do aço). Esse posicionamento do início da ZAD é coerente com a formação de uma zona estagnada ou com escoamento laminar proposto por KOU e YANG (2007), pois, quanto mais próximo da região fundida no metal de base, menor seria a mistura dessa porção fundida com o restante do metal de solda.

Como para o aço AISI 8630M foi relatada a existência comum dos “dedos” de metal de solda no metal de base, a avaliação do início da ZAD pode ser comprometida. Na Figura 74 é mostrado um perfil de composição semelhante ao da Figura 73 ao longo de uma interface encontrada no aço ASTM A182 F22 (sem “dedos”).

Como pode ser observado, os perfis de composição para o aço ASTM A182 F22 (Figura 74) confirmam os resultados obtidos para o aço AISI 8630M (Figura 73), mostrando que o início da formação de uma zona intermediária de composição na interface dissimilar estudada não necessariamente pode ser visualizada por meio de análise microestrutural.

Do ponto de vista microestrutural, em função da resolução limitada dos equipamentos disponíveis, não foram observadas grandes diferenças relacionadas a zona Φ , para as variáveis de estudo utilizadas, embora essas diferenças não tenham sido observadas, espera-se que elas existam principalmente em relação ao uso de TTAT. Por exemplo, foram encontradas diferenças na microdureza encontrada nessa região, principalmente associadas ao uso do TTAT.

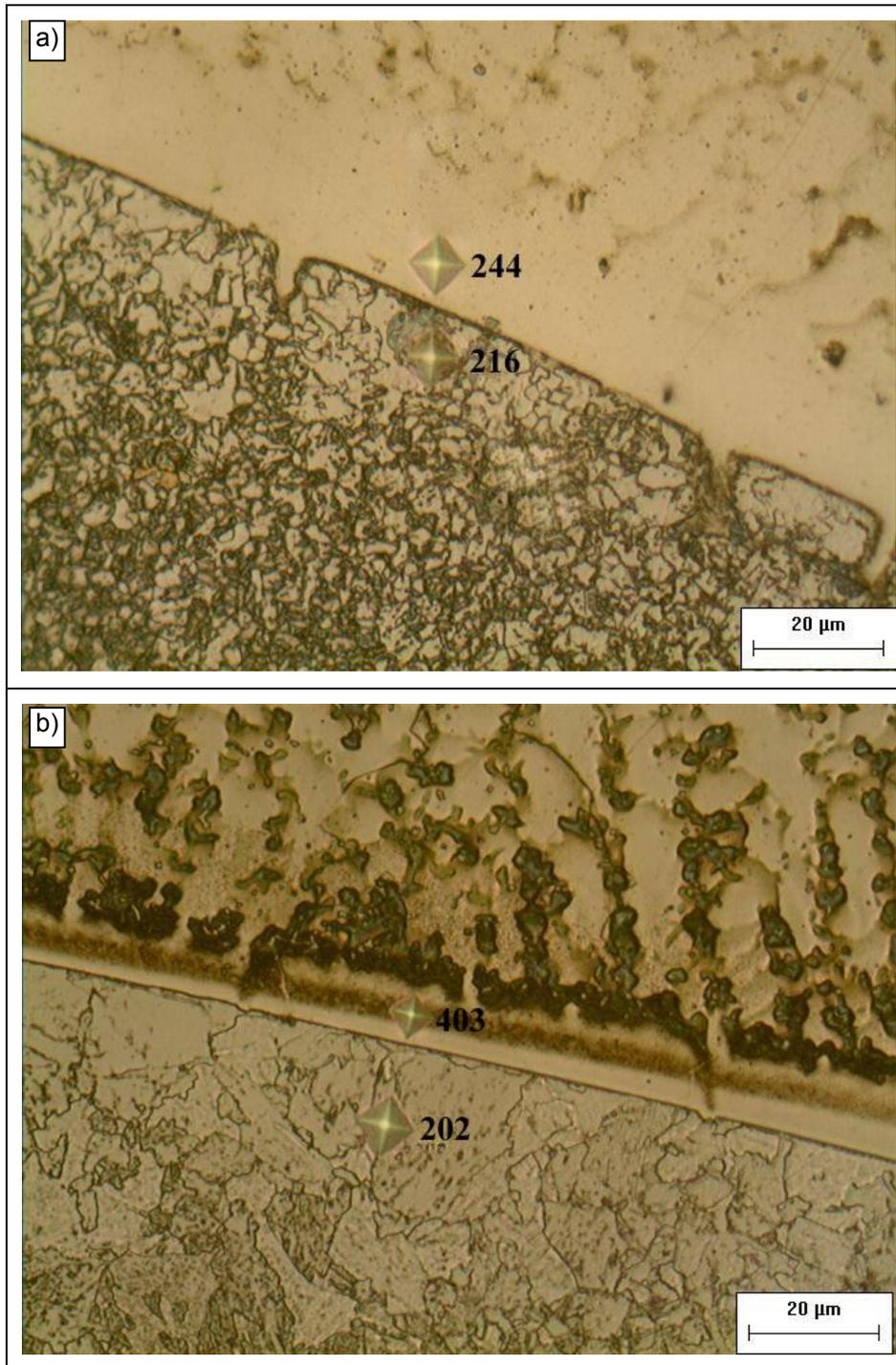
Figura 74- Perfil de composição química ao longo de uma ZAD no aço ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 75 mostra impressões de microdurezas (HV 0,01-10g) realizadas nas zonas Φ de amostras do aço AISI 8630M amanteadas com energia de 0,6 kJ/mm e técnica I sem (condição 1) e com (condição 2) TTAT.

Figura 75- Microdurezas (HV 0,01) encontradas na zona Φ de amostras do aço AISI 8630M amanteigadas com a mesma condição. a) sem TTAT. b) com TTAT.



Fonte: Autoria própria.

Conforme mostrado na Figura 75, foi observado um aumento na microdureza da zona Φ encontrada no amanteigamento de juntas do aço AISI 8630M submetidas a TTAT. Esse aumento da microdureza nessa região já foi reportado por alguns autores (ALEXANDROV *et al.*, 2013; FENSKE, 2010; OLDEN *et al.*, 2003) e é associado a difusão de carbono (C) da ZAC do metal de base (que

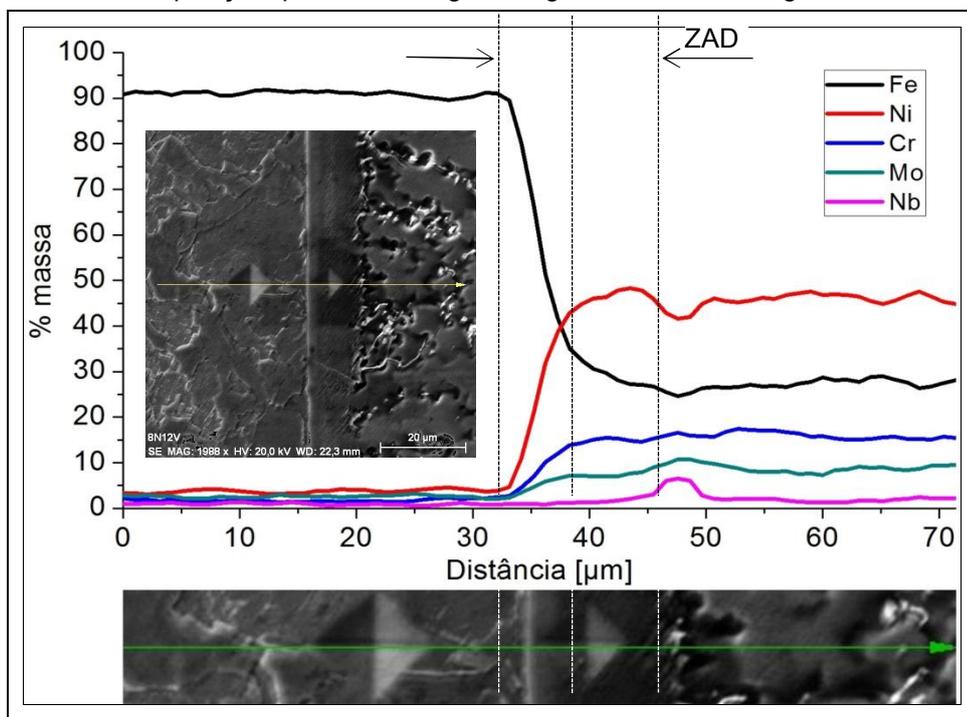
fica descarbonetada) para a zona Φ no amantecimento.

FENSKE (2010) e OLDEN *et al.* (2003) atribuíram as falhas analisadas em suas juntas dissimilares a uma intensa nano precipitação de carbonetos na zona Φ , o que levou tanto a uma fragilização devido ao excessivo ganho de dureza, como a um efeito de aprisionamento de hidrogênio nessa região.

ALEXANDROV *et al.* (2013), por outro lado, atribuíram esse ganho de dureza a uma saturação de C elevada da zona Φ , sem necessariamente associar a ocorrência de precipitação nessa região.

Nesse trabalho não foi possível caracterizar a zona Φ em uma escala que permitisse verificar a presença ou não de precipitados na mesma. No entanto, ao realizar um perfil de composição química (Figura 76) através da região mostrada na Figura 75b, pôde ser observado um aumento significativo de níquel na região escurecida pelo ataque.

Figura 76- Perfil de composição química ao longo da região mostrada na Figura 75b.

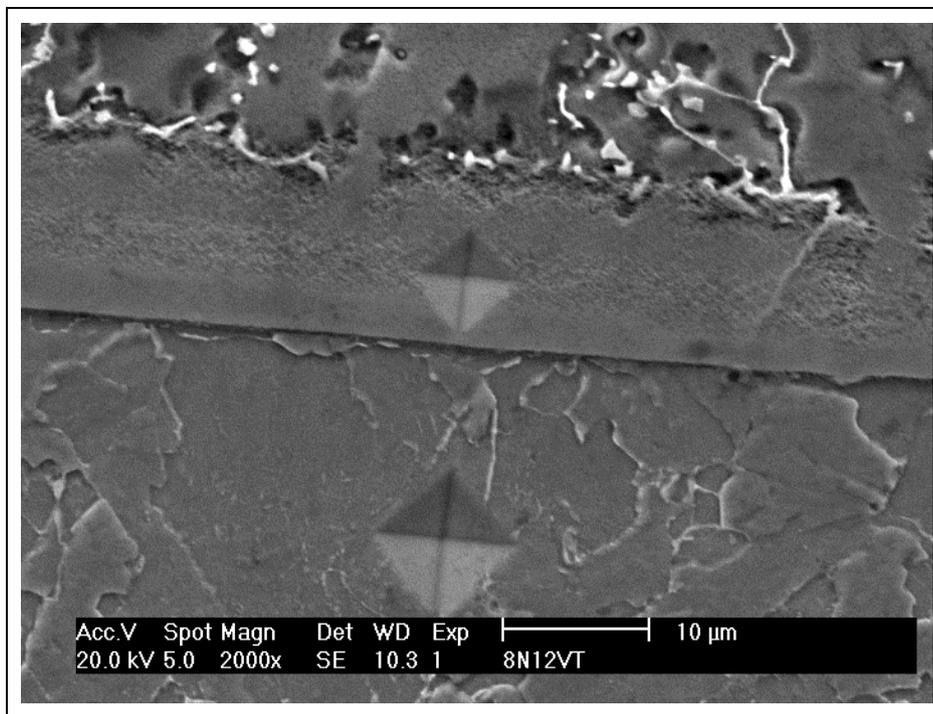


Fonte: Autoria própria.

Acredita-se que o aumento de Ni na região escurecida, mostrada na Figura 75b, seja um indício de acúmulo de C nessa região, pois à medida que o C cruza a interface, sua locomoção vai se tornando mais difícil e a solubilidade da região aumentando. Não é à toa que as trincas encontradas em juntas semelhantes

(GITTO, 2008; GITTO e GOOCH, 1992) são localizadas alguns micrometros acima da divisa do níquel com o aço. Na Figura 77 pode ser visto que a região escurecida, mostrada na Figura 75b, apresenta uma superfície que não é lisa, o que pode estar associado a uma possível precipitação de carbonetos nessa região.

Figura 77- Ampliação utilizando MEV da região mostrada na Figura 75b.



Fonte: Autoria própria.

Vale salientar que os resultados encontrados na zona Φ de amostras do aço ASTM A182 F22 foram semelhantes aos mostrados acima para o aço AISI 8630M.

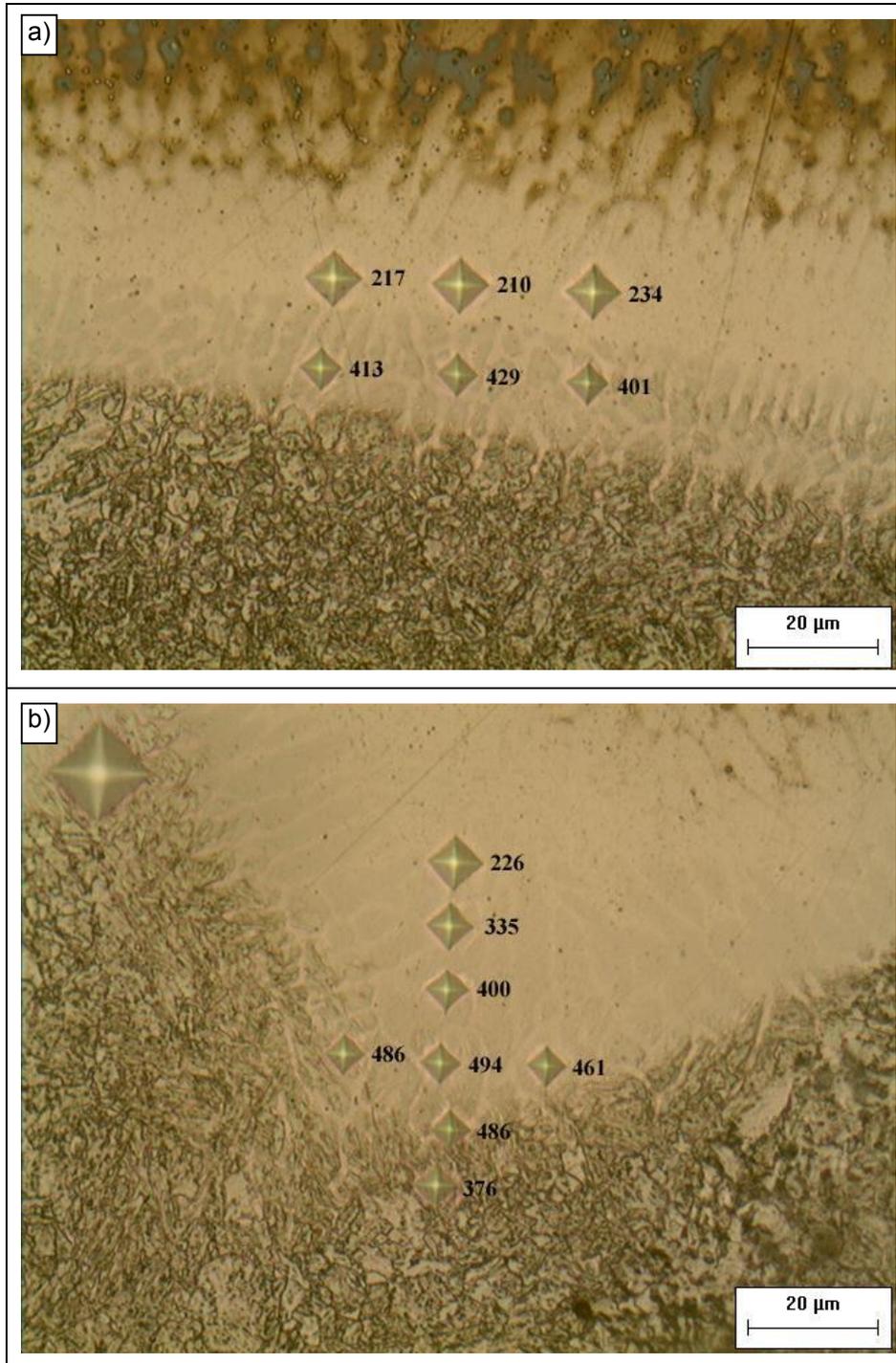
5.2.2 Zonas M

Assim como para as zonas Φ , as zonas M foram encontradas em todas as interfaces de amantejamento com a liga de níquel, no entanto, diferente das zonas Φ , as zonas M não foram encontradas continuamente ao longo de toda a interface. FENSKE (2010), por exemplo, utilizou os termos zona parcialmente misturada contínua para classificar a zona Φ e zona parcialmente misturada descontínua para classificar a zona M.

Outra particularidade da zona M está relacionada à sua formação com diferentes morfologias, podendo ser classificada de acordo com sua morfologia em (utilizando a nomenclatura proposta por DOODY (1992)): praias e penínsulas/baías.

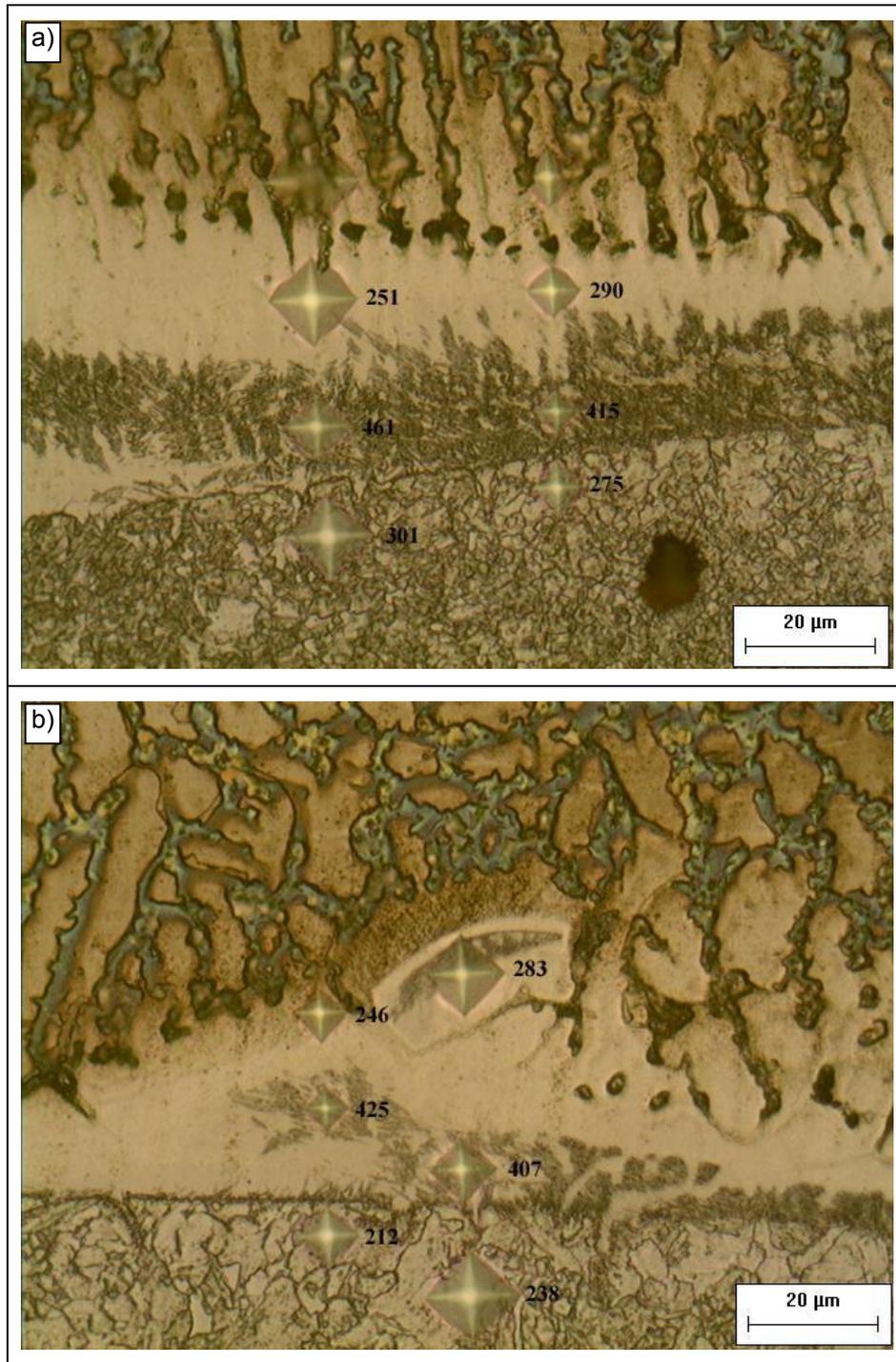
Da Figura 78 à Figura 81 são mostrados alguns exemplos de zonas M para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente.

Figura 78- Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço AISI 8630M sem TTAT.



Fonte: Autoria própria.

Figura 79 - Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço AISI 8630M com TTAT.

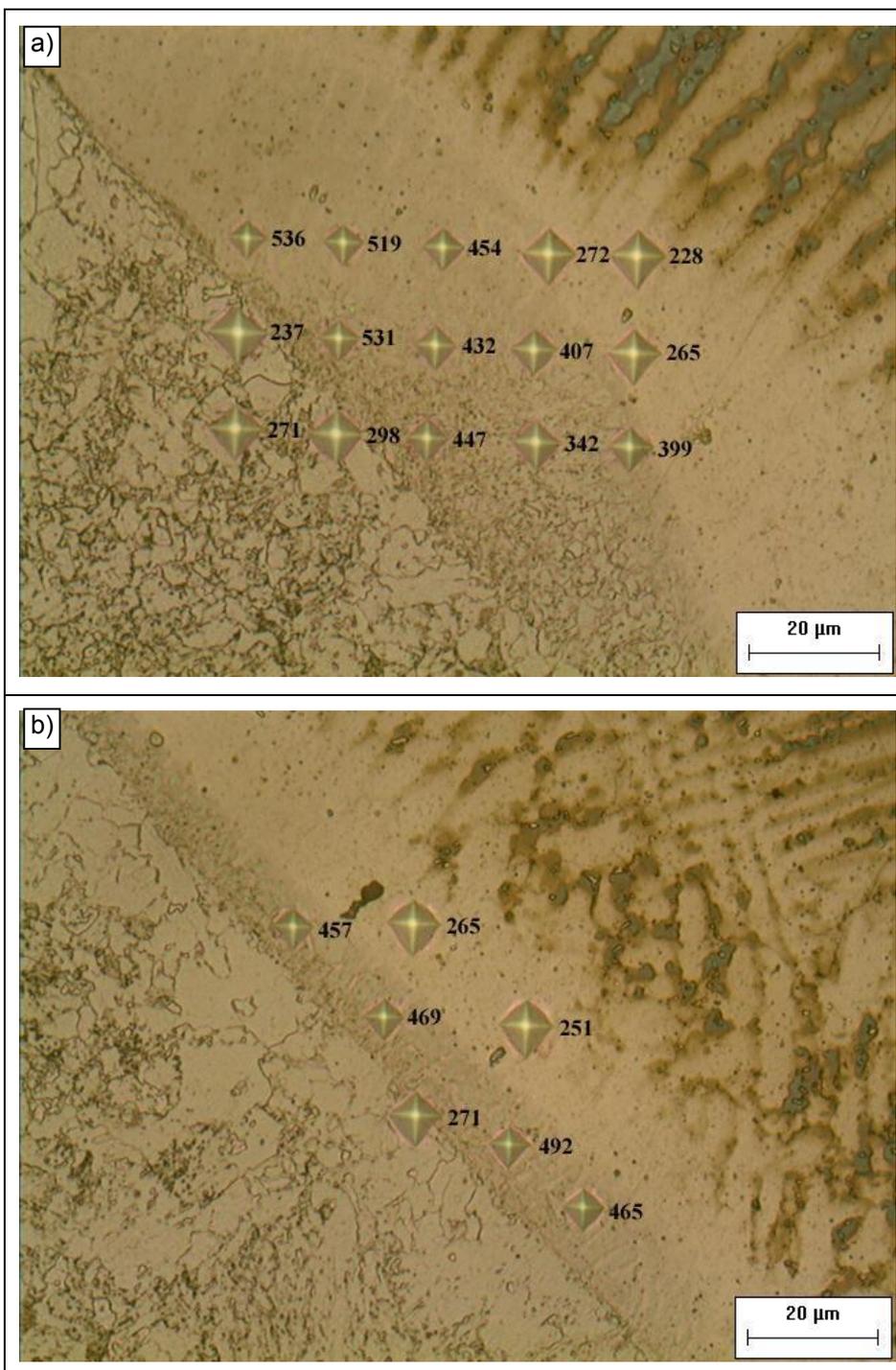


Fonte: Autoria própria.

Como mostrado da Figura 78 à Figura 81, independente do teor de carbono (material de base) e da utilização de TTAT, as zonas M foram responsáveis por um aumento na microdureza da interface do amanteigamento dissimilar, apresentando picos de microdureza que variam de 400 a 550 HV_{0.01}.

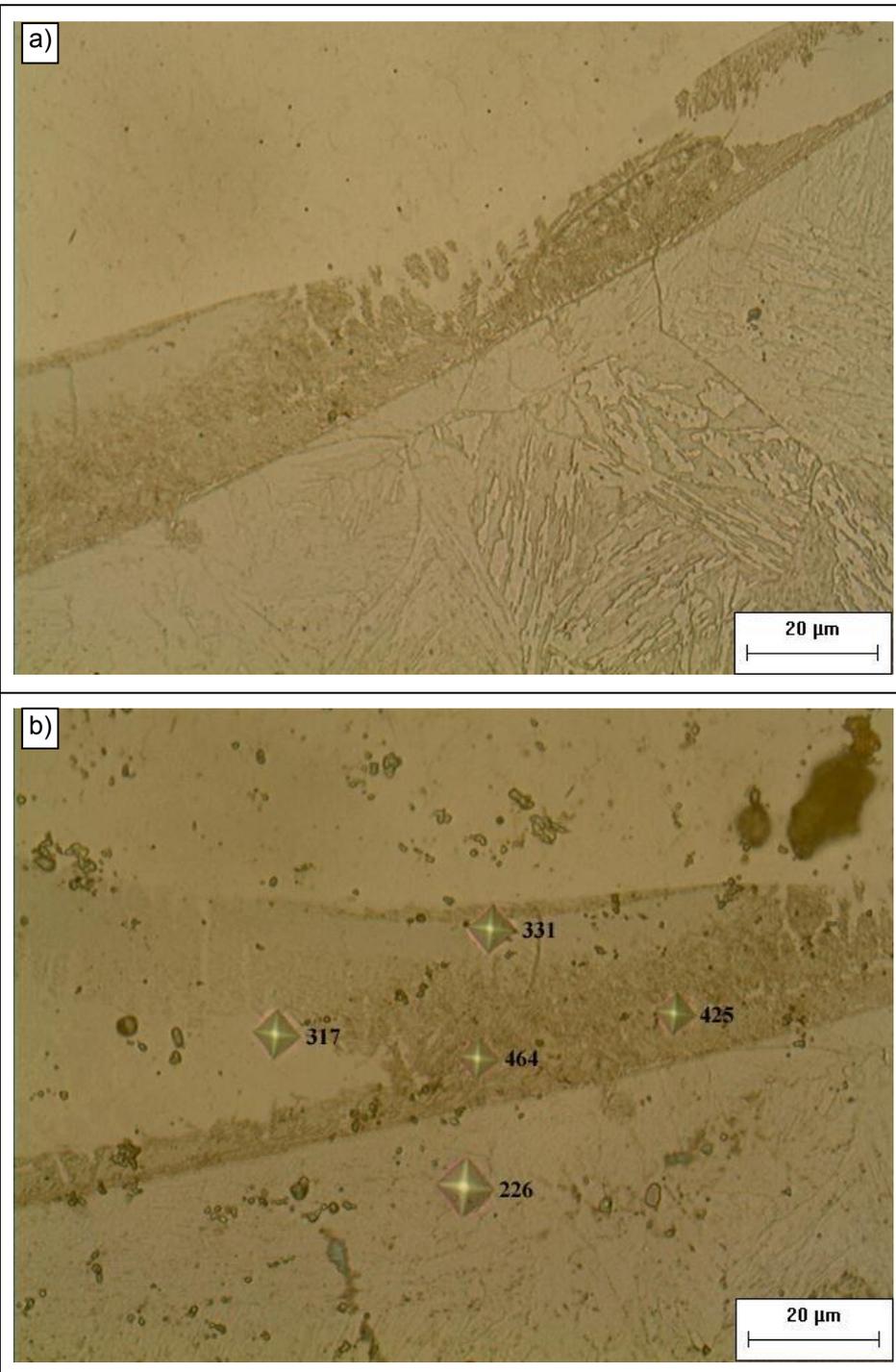
Pode ser observado na Figura 78 também que para as amostras amanteadas sem a utilização de TTAT (Figura 78a e Figura 78b), a zona M parece ser composta por grãos do aço AISI 8630M completamente envolvidos pelos “dedos” comentados no tópico 5.2. A Figura 82 mostra uma microestrutura obtida por MEV em uma região similar a encontrada na Figura 78a.

Figura 80 - Exemplos de zonas M encontradas na interface de amantejamento do aço ASTM A182 F22 sem TTAT.



Fonte: Autoria própria.

Figura 81 - Exemplos de zonas M encontradas na interface de amanteigamento do aço AISI 8630M com TTAT.



Fonte: Autoria própria.

Uma avaliação superficial dessa região pode levar a ideia que a zona M encontrada nas juntas do aço AISI 8630M é formada por grãos parcialmente fundidos do metal de base que por difusão tiveram sua composição enriquecida de

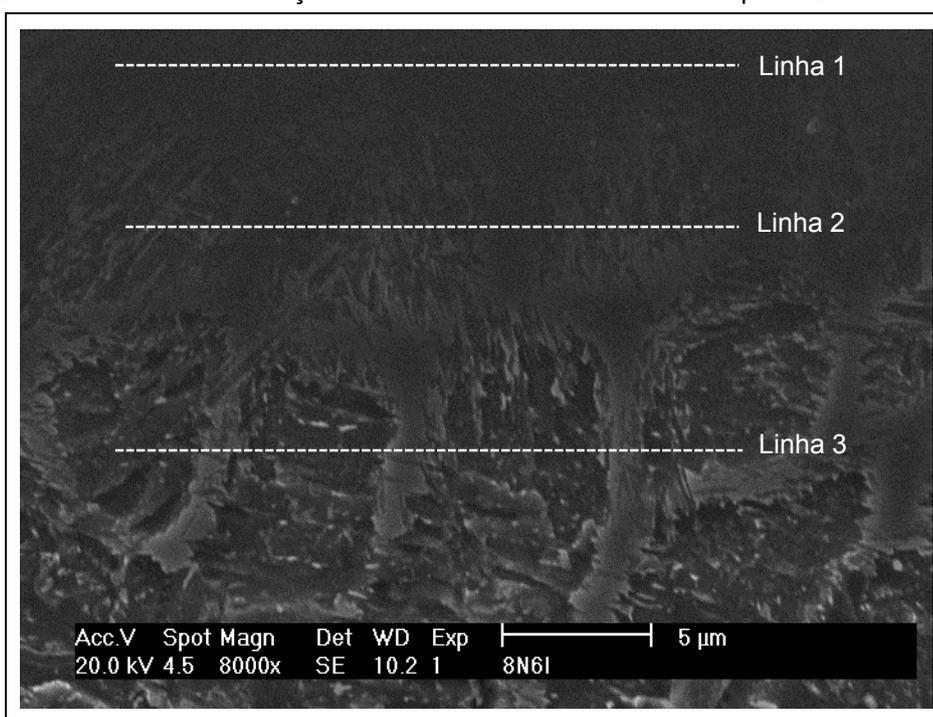
elementos de liga como Ni, Cr e C e no resfriamento se transformaram em uma nova martensita.

No entanto, análises de EDS nos contornos e centro dos grãos ao longo das linhas 2 e 3, na Figura 82, mostram (Tabela 24) altos teores de elementos de liga em ambas as regiões e indicam ainda que esses altos teores são diminuídos a medida que se afasta da zona Φ (linha 1).

Analisando a Tabela 24, parece razoável supor que embora os contornos dos grãos cruzados por ambas as linhas 1 e 2 tenham sido fundidos e penetrados pelo metal de solda altamente diluído oriundo da zona Φ (linha 1), a composição química dos grãos cruzados pela linha 2 indica que os mesmos foram fundidos, diferentes da ideia de que os mesmos teriam sido parcialmente fundidos.

Desta forma acredita-se que a zona M mostrada na Figura 78a e Figura 78b é composta por uma região completamente fundida (grãos com tonalidade diferentes), embora circundada pelos “dedos”, e uma pequena zona parcialmente fundida abaixo da região com tonalidade diferente e com pequenas penetrações dos “dedos”.

Figura 82- Zona M encontrada no aço AISI 8630M sem TTAT observada por MEV.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 24- Teores de Fe, Ni e Cr na zona M mostrada na Figura 82.

Elementos	Linha 1	Linhas 2 e 3	Linha 2	Linha 3
	Zona Φ	“dedos”	Centro do grão	Centro do grão
Fe	68,4±2,5	87,1±2,3	88,3±1,0	95,1±0,4
Ni	21,0±1,6	7,6±1,8	7,9±0,4	3,1±0,3
Cr	7,3±0,5	3,2±0,5	3,4±0,4	1,8±0,1

Fonte: Autoria própria.

Utilizando a segunda lei de Fick para difusão e estimando o tempo de resfriamento entre as temperaturas liquidus e solidus do aço AISI 8630M conforme a Tabela 23, pôde-se observar que mesmo para condições de cálculo onde a difusão foi exageradamente favorecida a extensão de níquel difundida foi menor que 0,5 μm , o que corrobora com a suposição de fusão e mistura dos grãos atravessados pela linha 2.

Além disso, ao medir a composição química em algumas das impressões de microdurezas mostradas da Figura 78 à Figura 81 (Tabela 25), pode ser observado que, independentemente do material, da condição de soldagem e do uso de TTAT, os teores de Fe, Ni e Cr são relativamente próximos, o que indica uma composição preferencial, provavelmente obtida por mistura parcial, para formação da zona M.

Tabela 25- Composição química em algumas da microdureza localizadas nas zonas M.

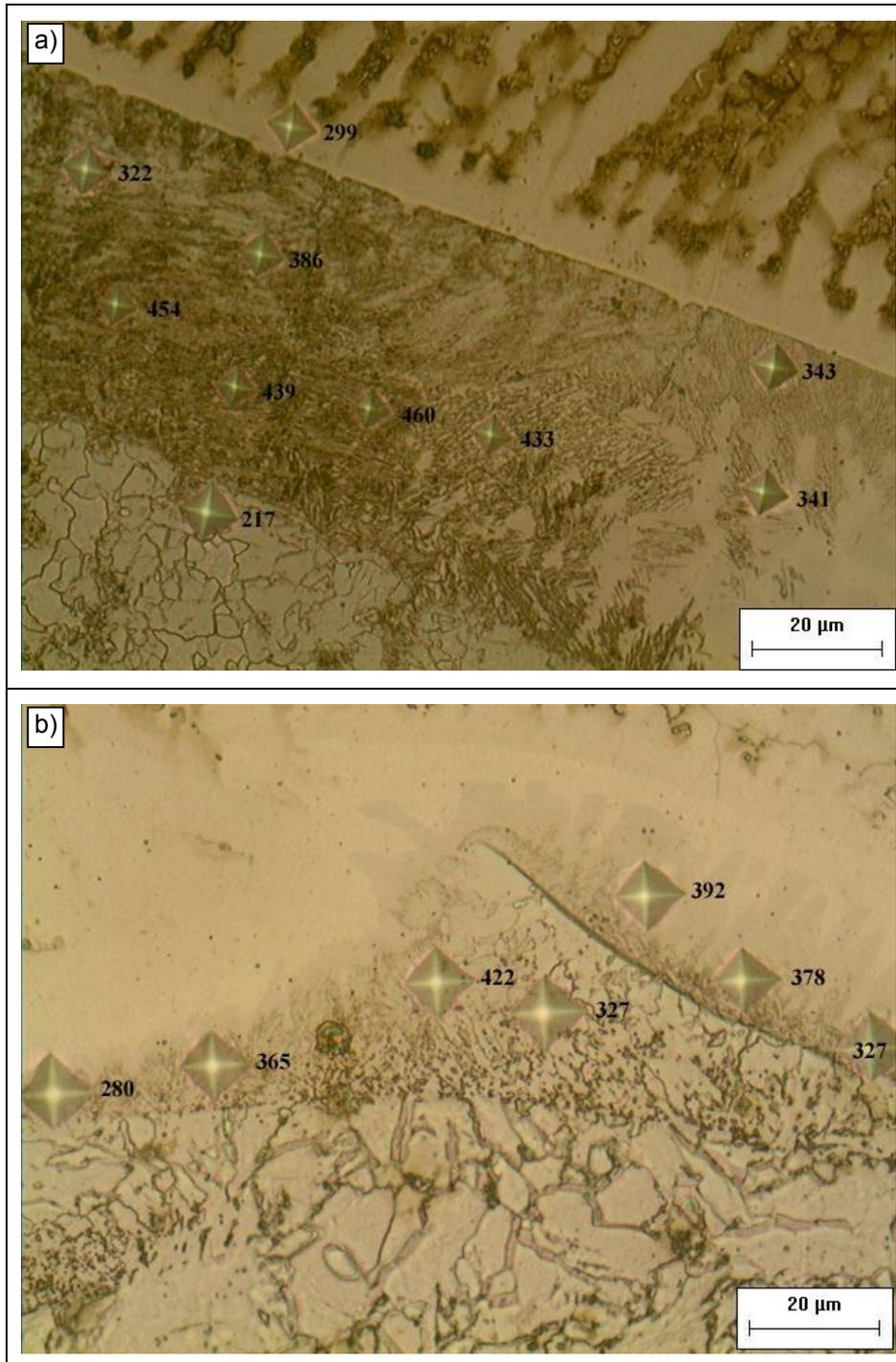
Material	Microdureza HV (10g)	Cr (%)	Fe (%)	Ni(%)
AISI 8630M	429	4	88	8
AISI 8630M	415	3	91	5
AISI 8630M	425	5	84	10
AISI 8630M	434	3	89	7
ASTM F22	425	5	82	9
ASTM F22	519	5	86	7

Fonte: Autoria própria.

Outro fato importante é que as zonas M não foram exclusivas das regiões de amantecimento. No enchimento das juntas amantecidas com o eletrodo ER80S-D2, mesmo com um teor de C da ordem de 0,1% peso, foram encontradas

zonas duras, mostradas na Figura 83. Esse resultado reforça o que foi apresentado no parágrafo anterior, onde, independente do aço ou das condições de soldagem, deve existir uma faixa de composição ótima para formação de zona M que quando atingida por meio da mistura mesmo que parcial ocasionada pela convecção na poça, leva a formação da referida zona.

Figura 83- Zonas M encontradas no enchimento de juntas amanteigadas com o eletrodo ER80S-D2 no aço a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

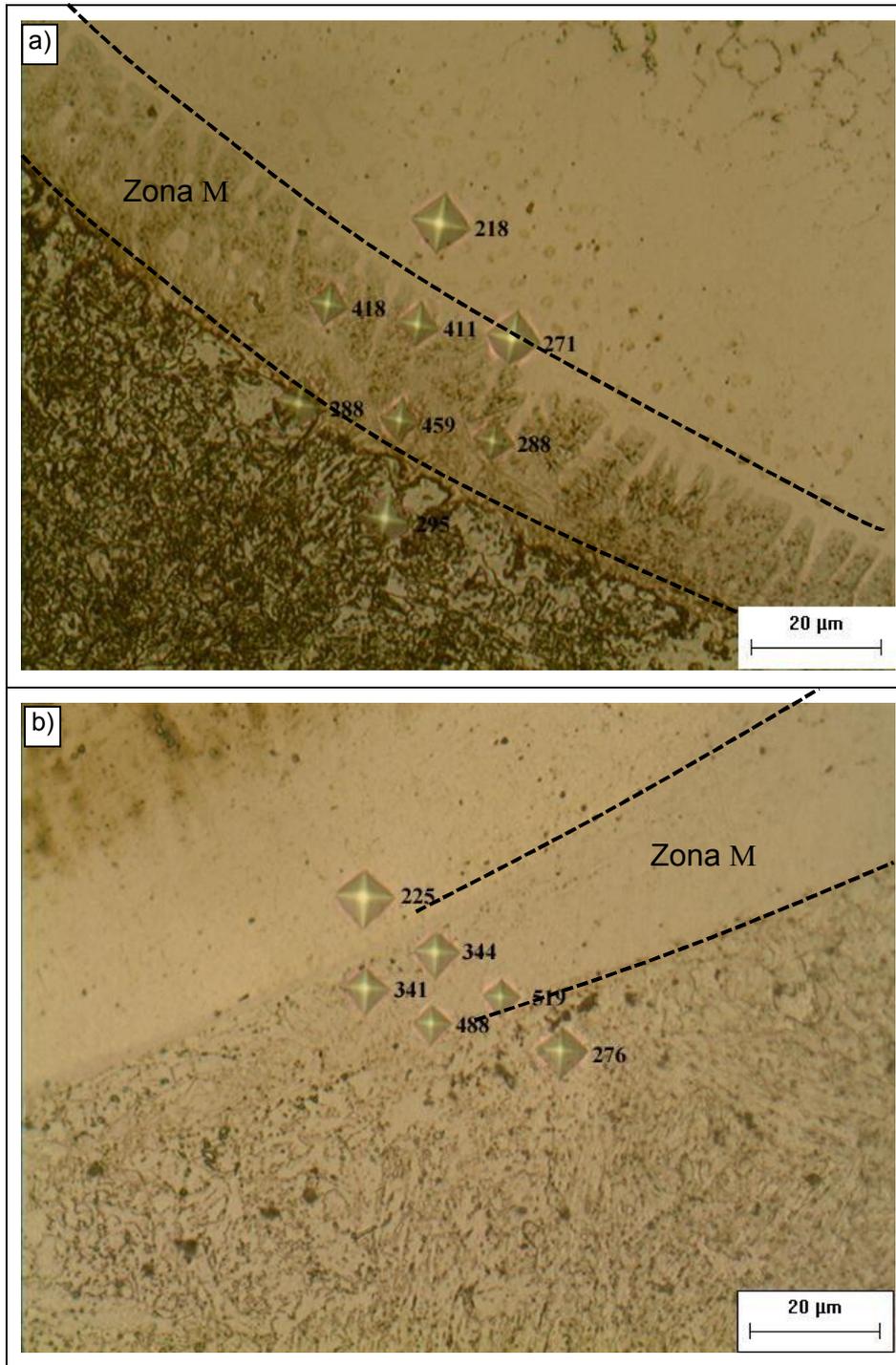
A grande diferença entre as zonas M encontradas nesse trabalho esteve na microestrutura apresentada em função da utilização ou não de TTAT conforme será abordado a seguir.

a) Microestrutura das zonas M em juntas soldadas sem TTAT.

Para as juntas soldadas sem TTAT as zonas M foram identificadas por microscopia ótica apenas como uma faixa de tonalidade intermediária e de maior microdureza, localizada entre a zona de crescimento planar (zona Φ) e a ZAC do metal de base, Figura 78 e Figura 80 (a e b). Na Figura 84 é mostrado, em detalhes, exemplos de zonas M para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

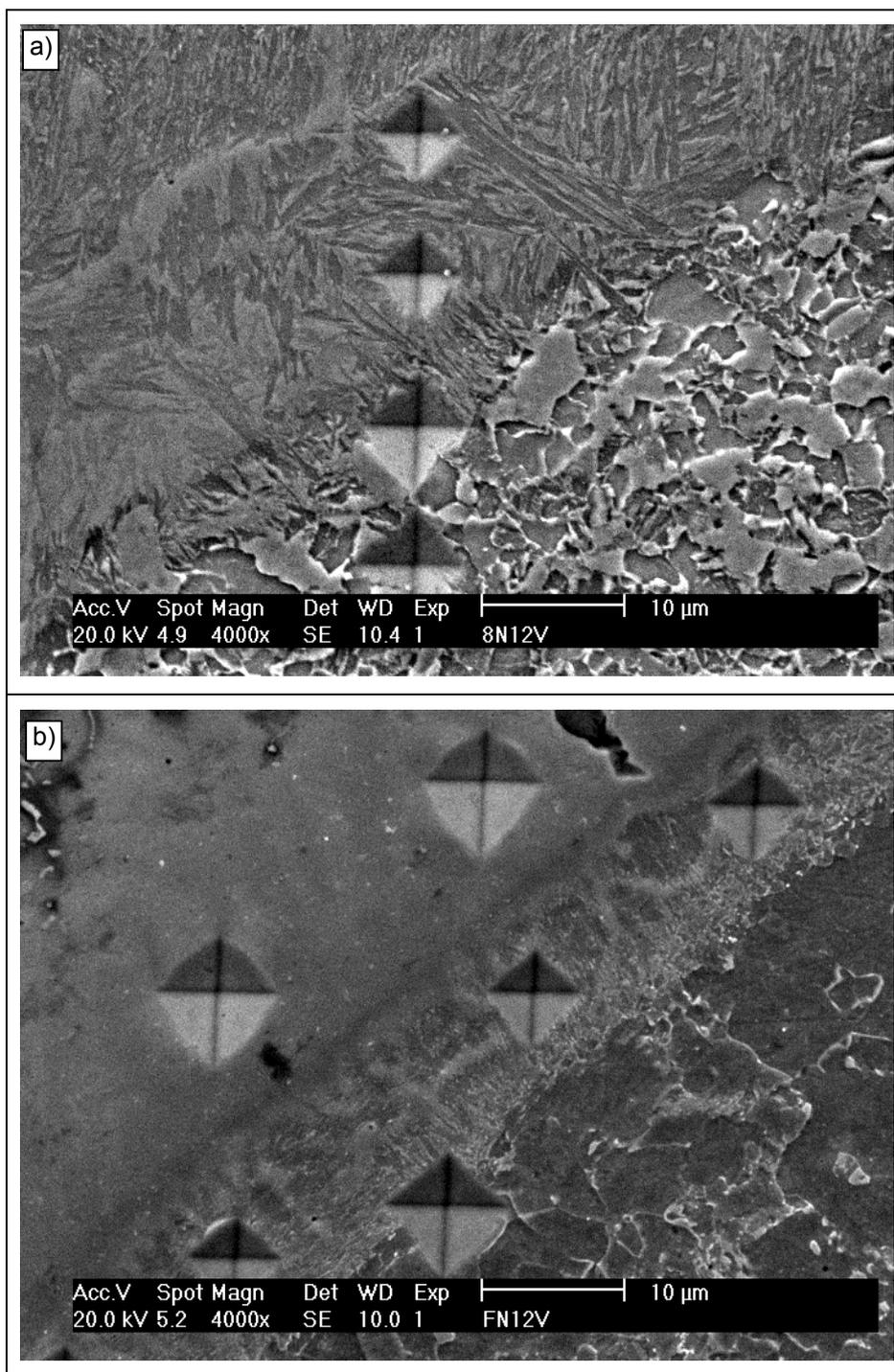
Utilizando microscopia eletrônica de varredura, foi possível observar que essas regiões de tonalidade intermediária (zonas M) eram compostas principalmente por martensita e em alguns casos pequenas quantidades de austenita. A Figura 85 mostra a microestrutura de zonas M analisadas em um MEV.

Figura 84- Zonas M observadas em um microscópio óptico para os aços a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

Figura 85- Zonas M (com microestrutura martensítica) encontradas nos aços a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.

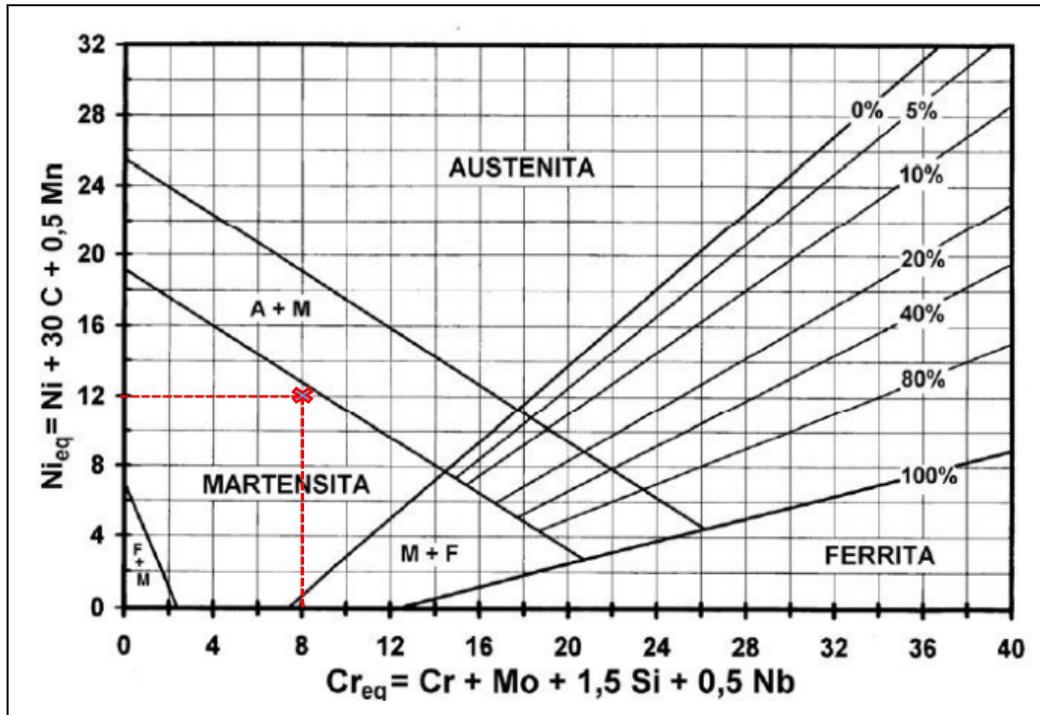


Fonte: Autoria própria.

De fato, considerando a faixa de composição obtida nas análises de EDS realizadas nas zonas M encontradas nas juntas analisadas nesse trabalho, têm-se seu C_{req} e Ni_{eq} em torno de 8 e 12 %, respectivamente, o que corresponde, utilizando o diagrama de Schaeffler (mostrado na Figura 86), a uma região composta por Martensita, mas em uma posição bem próxima da região com Austenita e

Martensita.

Figura 86- Diagrama de Schaeffler.

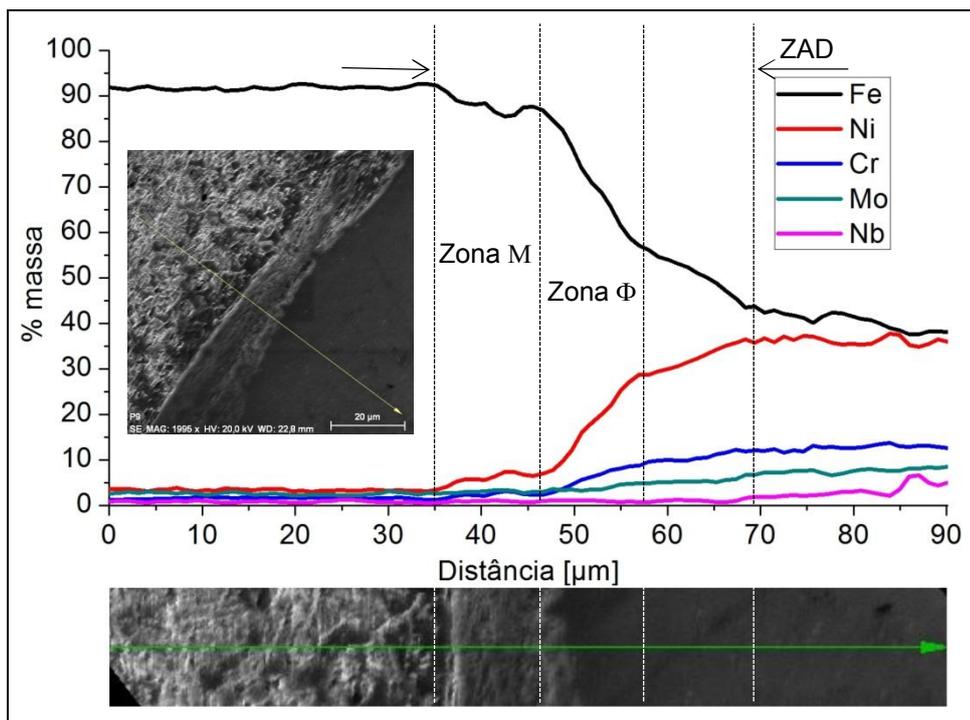


Fonte: adaptado de METALS (1993a).

Além do que já foi exposto, foi observado também que a presença das zonas M está associada a uma maior extensão e menor gradiente composicional (maior mistura na interface) ao longo da ZAD quando comparada às regiões com apenas zona Φ .

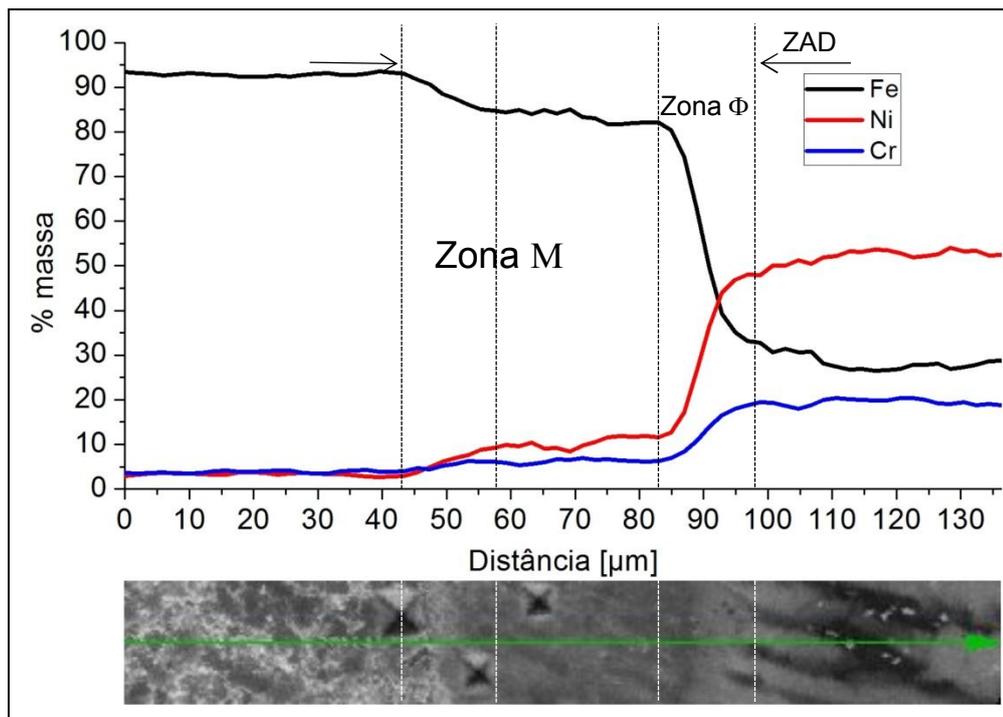
A Figura 87 e a Figura 88 mostram perfis de composição ao longo da ZAD contendo zona M de juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente, soldados sem TTAT. Como mostrado, a zona M em ambos os casos está associada a uma variação suave nos teores de Fe, Ni e Cr e, além disso, a uma maior extensão da interface com composição intermediária ao aço e a liga de níquel (maior ZAD). Esse efeito pode estar associado a relação entre a microestrutura martensítica dessas regiões e a necessidade de diluições maiores para a formação das mesmas.

Figura 87- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada sem TTAT do aço AISI 8630M com zona M.



Fonte: Autoria própria.

Figura 88- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada sem TTAT do aço ASTM A182 F22 com zona M.

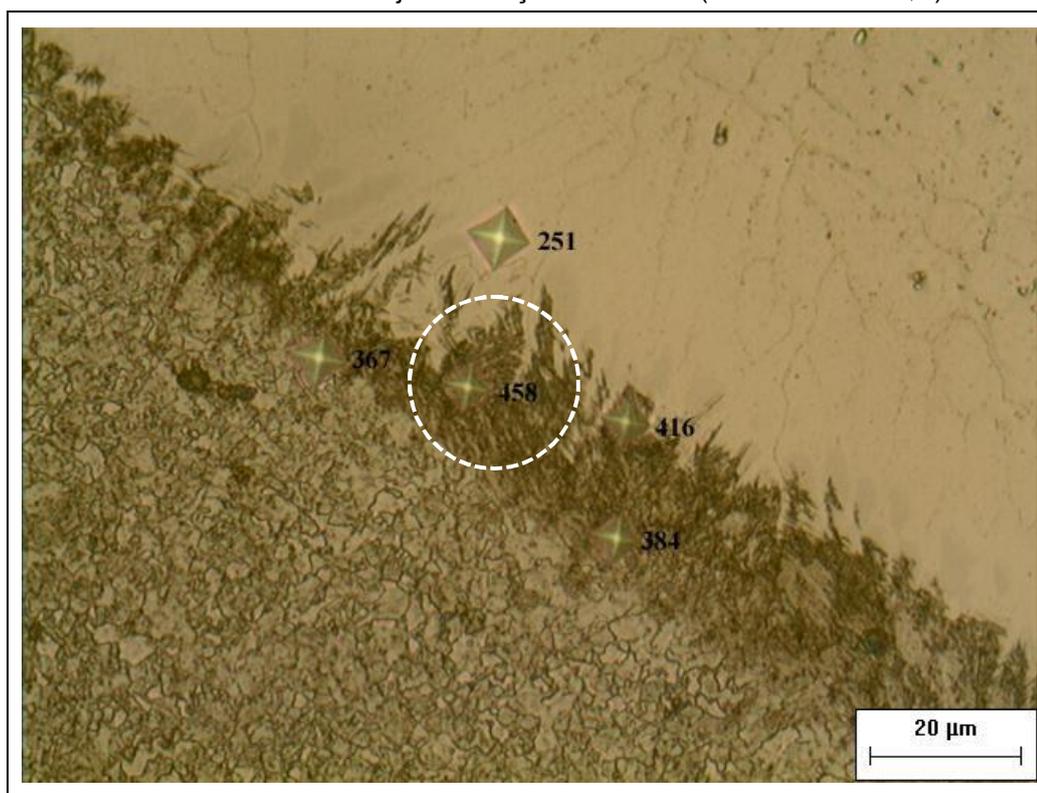


Fonte: Autoria própria.

b) Microestrutura das zonas M em juntas soldadas com TTAT.

Para as juntas soldadas com TTAT, as zonas M foram facilmente visualizadas por meio de microscopia ótica. Conforme foi observado na Figura 79(c e d) e Figura 81(c e d), as zonas M são apresentadas como regiões escurecidas, indicando a precipitação de carbonetos durante o TTAT. Pode ser visto também que mesmo após o TTAT as microdurezas encontradas nessas regiões foram semelhantes às encontradas nas amostras não tratadas. A Figura 89 mostra em detalhes uma zona M encontrada em uma junta de aço AISI 8630M.

Figura 89- Zona M encontrada em uma junta de aço AISI 8630M (detalhe: 458 HV_{0,01})



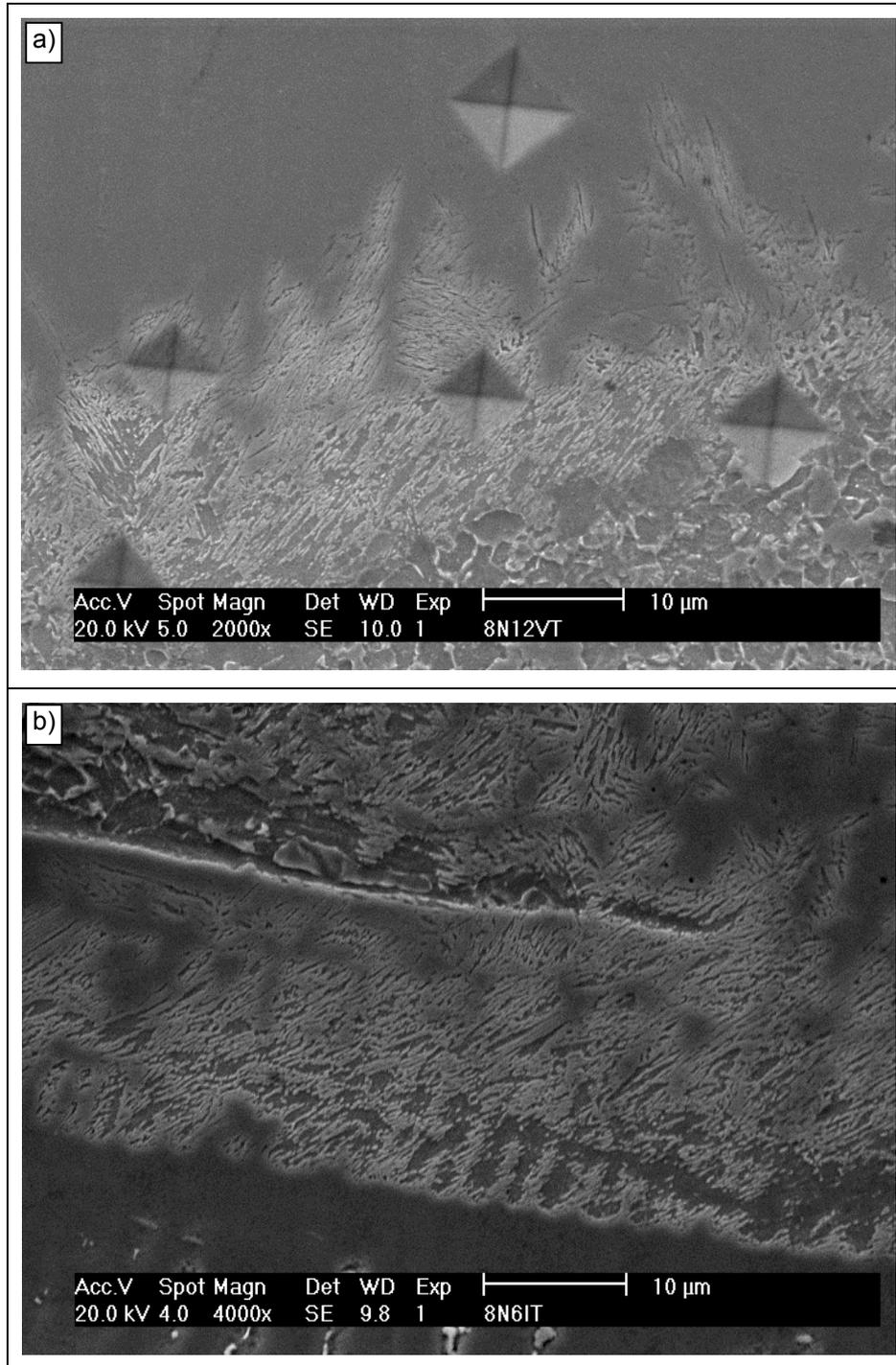
Fonte: Autoria própria.

Com base na Figura 78, Figura 80 e Figura 89, um importante resultado pode ser verificado. Ficou claro que o TTAT utilizado não foi efetivo no revenimento dessas regiões e, embora do ponto de vista macroestrutural possam ser encontrados valores de dureza abaixo do limite de 248 HV₁₀ (22 HRC) – a ser mostrado no capítulo de propriedades mecânicas das juntas soldadas, exigidos pela norma NACE (2005), microestruturalmente essas regiões podem ser pontos preferenciais para a nucleação de trincas, em função da elevada dureza encontrada nas mesmas.

Ao analisar a zona M encontrada na Figura 89 utilizando MEV, pode ser

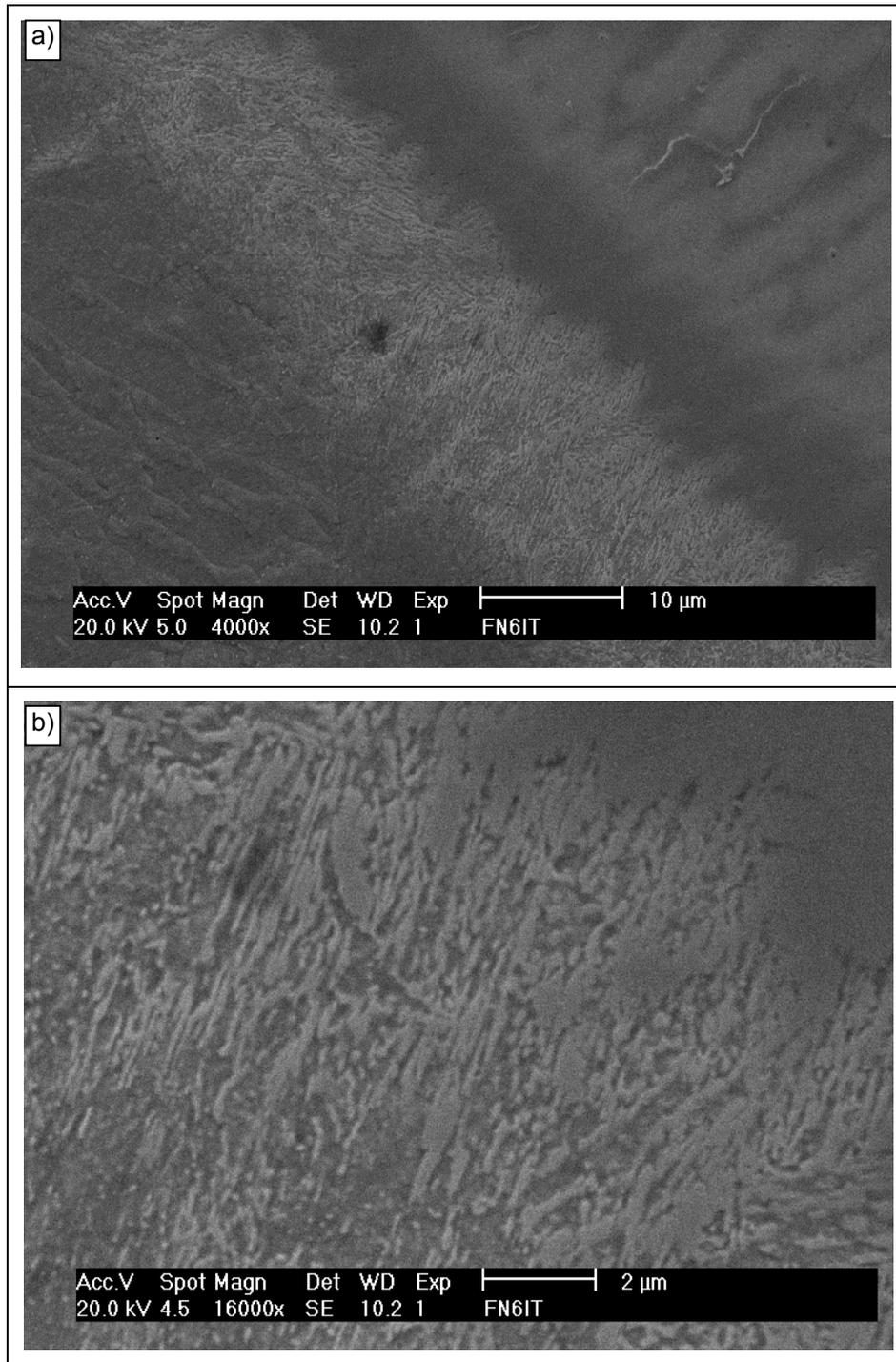
observada a presença de martensita acompanhada de precipitados. Esses precipitados são apontados pela grande maioria dos autores que estudaram interfaces semelhantes (DODGE *et al.*, 2012; GITTOS e GOOCH, 1992; OLDEN *et al.*, 2003), como do tipo $M_{23}C_6$, onde o M é principalmente Cr. A Figura 90 mostra exemplos de zonas M analisadas em MEV.

Figura 90 - Exemplos de zonas M analisadas em MEV em juntas soldadas do aço AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

Figura 91 - Exemplos de zonas M analisadas em MEV em juntas soldadas do aço ASTM A182 F22.



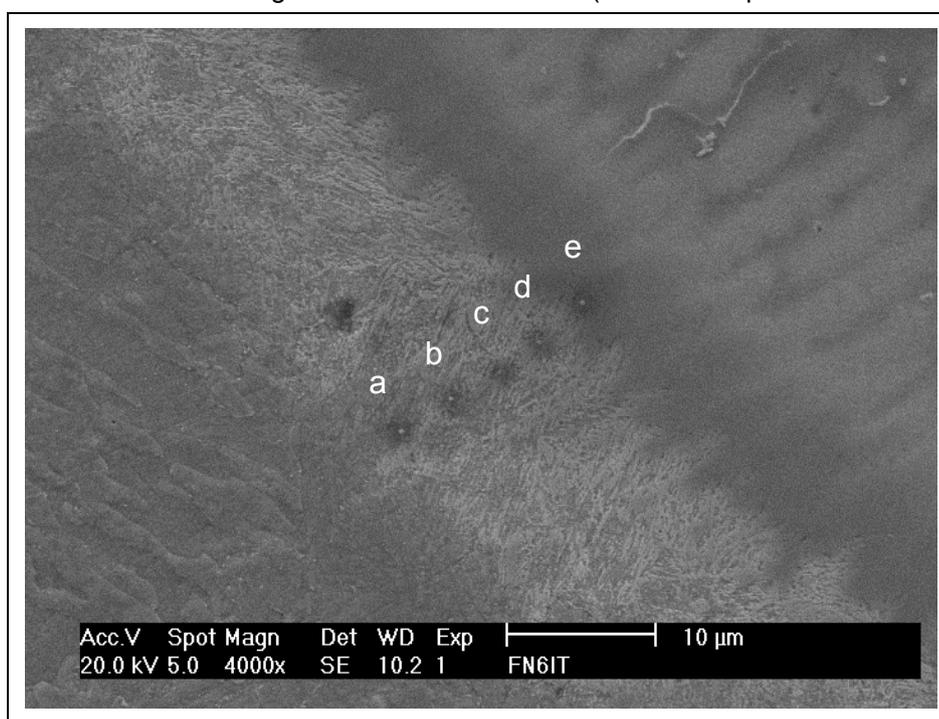
Fonte: Autoria própria.

A falta de efetividade do TTAT, quanto ao revenimento das zonas M, possivelmente está associada a dois efeitos. O primeiro é a possível precipitação de carboneto de Cr do tipo $M_{23}C_6$ (citado anteriormente) ocasionado principalmente pelo enriquecimento de C nessa região. O segundo está relacionado à menor temperatura A_{C1} encontrada nas zonas M (em função das variações na composição

química dessa região, causada por solução), que quando submetida ao TTAT em uma temperatura superior (650 °C a 675 °C) leva a uma reaustenitização parcial e consequente formação de martensita não revenida no resfriamento.

Análises de EDS foram realizadas em alguns pontos ao longo da zona M, mostrada na Figura 90b e em detalhes na Figura 92, e, a partir dessas composições, foram estimados os valores das temperaturas A_{C1} e M_i para cada ponto, utilizando a equação proposta por FONDEVIOLE e VIGNES (1984) apud OLDEN *et al.* (2003). Os resultados, mostrados na Tabela 26 (* elementos estimados de acordo com a diluição), indicam uma queda nas temperaturas A_{C1} e M_i à medida que se aproxima da liga de níquel e reforça o que foi proposto no parágrafo anterior.

Figura 92- Análise de EDS ao longo de uma zona M tratada (detalhe dos pontos analisados).



Fonte: Autoria própria.

Tabela 26- Estimativa das temperaturas A_{C1} e M_i , em °C, nos pontos mostrados na Figura 92.

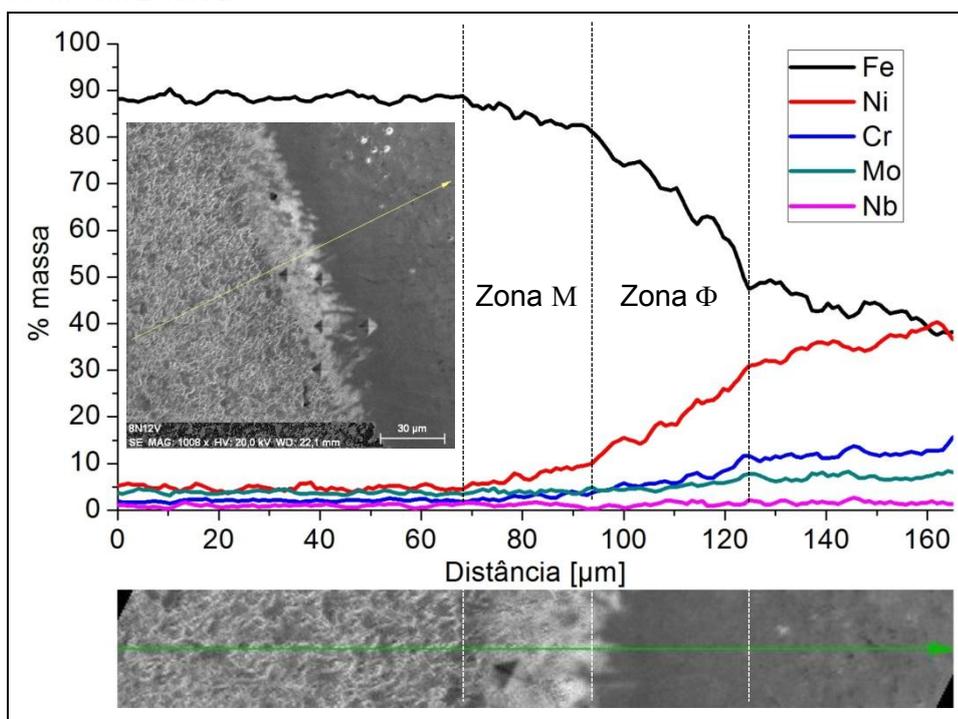
	Mo	Cr	Fe	Ni	Mn*	Si*	C*	Nb*	A_{C1}	M_i
Ponto a	1,65	3,4	91,82	3,13	0,8	0,3	0,1	0,2	657	236
Ponto b	2,3	4,83	87,33	5,54	0,8	0,3	0,1	0,3	602	106
Ponto c	2,95	4,72	83,74	8,59	0,7	0,3	0,1	0,5	527	-31
Ponto d	1,77	5,32	84,53	8,38	0,8	0,3	0,1	0,4	504	25
Ponto e	2,47	5,93	79,37	12,24	0,7	0,3	0,1	0,6	406	-150

Fonte: Autoria própria.

Assim como para as zonas M sem TTAT, as zonas M encontradas nas

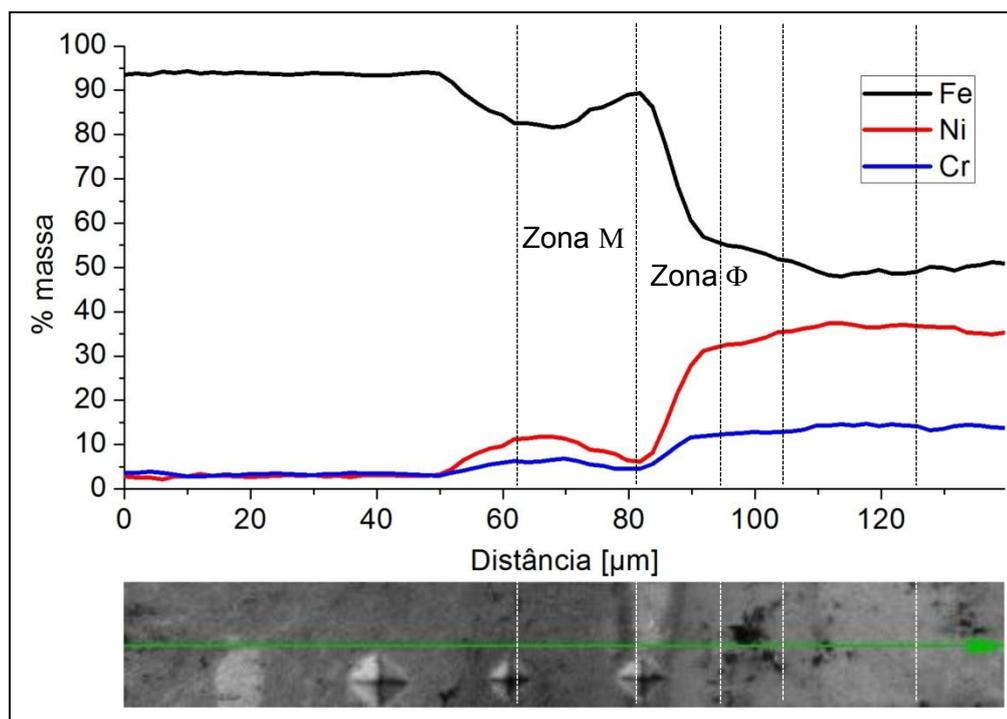
juntas tratadas apresentaram perfis de composição com variações mais suaves ao longo da ZAD e maiores extensões da mesma. Novamente, esse comportamento indica uma associação entre regiões com maiores diluições e a formação de zonas M. A Figura 93 e a Figura 94, mostram exemplos de perfis de composição química realizados na interface amanteigada dos aços AISI 8630M e ASTM A 182 F22, respectivamente.

Figura 93- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada com TTAT do aço AISI 8630M com zona M.



Fonte: Autoria própria.

Figura 94- Perfil de composição química ao longo da interface de uma junta soldada com TTAT do aço ASTM A182 F22 com zona M.



Fonte: Autoria própria.

5.3 Resumo dos resultados da caracterização microestrutural das juntas soldadas.

A caracterização microestrutural das juntas soldadas nesse trabalho teve seu foco em duas regiões de maior interesse: a ZAC gerada pelo amanteigamento e a interface dissimilar resultante do amanteigamento com liga de níquel. Através das diferentes análises realizadas, foi possível estabelecer os seguintes resultados para essa etapa.

- ✓ As zonas fundidas dos amanteigamentos depositados apresentaram uma microestrutura predominantemente ferrítica com algumas regiões compostas por agregados ferrita-carbonetos para o eletrodo ER 80S-D2 e uma matriz de níquel com fases precipitadas (Laves e carbonetos do tipo MC) nas regiões interdendríticas para o eletrodo ERNiCrMo-3.
- ✓ A ZAC nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 foi composta basicamente por martensita revenida e martensita revenida com bainita, respectivamente. Foi observado um intenso refino de grão nas juntas amanteigadas com relações de parâmetros aprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado e granulação grosseira para as juntas reprovadas nos mesmos.

- ✓ Em regiões da ZAC (próximas a interface) dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 foram encontrados grãos de ferrita cuja presença é associada a descarbonetação dessa região. Esse efeito foi maior nas amostras submetidas a TTAT.
- ✓ A interface dissimilar apresentou a formação de zonas de macrosegregação (chamadas de zonas de alta diluição – ZAD), cuja composição química é intermediária ao aço baixa liga e a liga de níquel.
- ✓ Em função da menor temperatura de fusão e do maior intervalo de solidificação do aço AISI 8630M, quando comparado ao aço ASTM A182 F22, foram encontradas penetrações da zona fundida nos contornos de grão da ZAC do mesmo. Para o aço ASTM A182 F22 esse efeito não foi observado.
- ✓ O início das zonas de alta diluição (ZAD) não mostrou-se relacionado com a divisa microscópica entre o aço e o níquel. Foi observado que a posição de início da mesma encontrava-se alguns micrometros antes da linha de fusão (no lado do aço).
- ✓ Independente do metal de base utilizado, das variáveis de soldagem e do uso de TTAT, foram encontradas regiões de crescimento planar na zona fundida (zona Φ) ao longo de toda a interface dissimilar.
- ✓ A zona Φ , encontrada em amostras submetidas a TTAT, apresentou um aumento considerável em sua microdureza, quando comparado as amostras sem TTAT. Esse efeito deve estar associado a difusão de carbono durante o TTAT.
- ✓ A zona M foi encontrada em todas as interfaces de amanteigamento com a liga de Ni, no entanto, apresentou-se de forma descontínua e com diferentes morfologias. Foram observadas zonas M também nas interfaces de enchimento das juntas amanteigadas com o eletrodo de baixo carbono ER 80S-D2.

CAPÍTULO VI - RESULTADOS E DISCUSSÃO: ETAPA 2 – PARTE 2

As propriedades mecânicas da interface de amanteigamento das juntas soldadas nesse trabalho foram avaliadas utilizando três ensaios mecânicos: dureza, microdureza e fratura, conforme explicitado no Capítulo III – Materiais e Métodos. Nos próximos tópicos são apresentados os principais resultados obtidos por meio desses ensaios e sua correlação com a caracterização microestrutural apresentada no capítulo anterior.

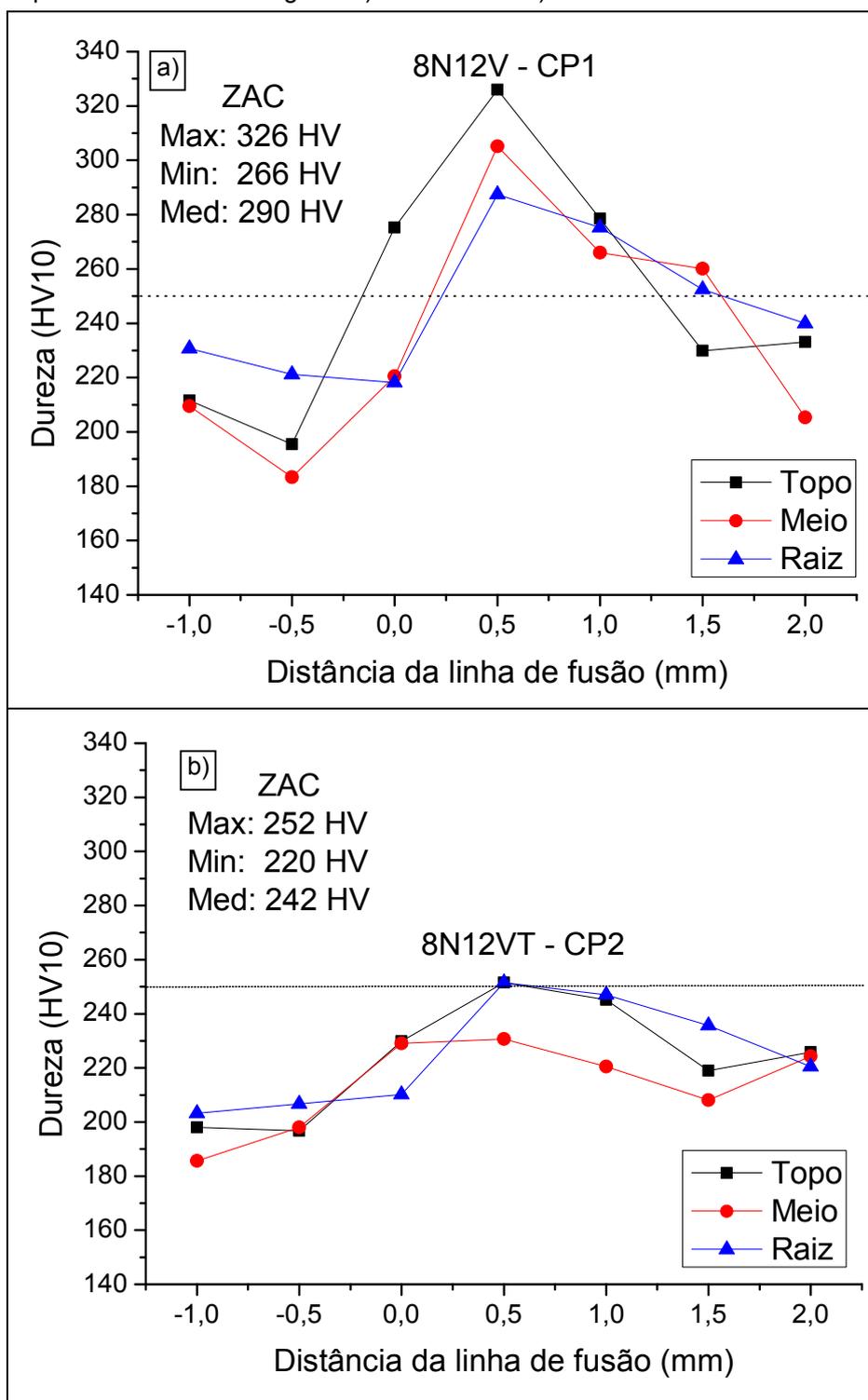
6 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

6.1 Ensaios de dureza

Na Figura 95 e na Figura 96 são apresentados os perfis de dureza levantados em três regiões (topo, meio e raiz) da seção transversal de quatro das juntas soldadas nesse trabalho. Além disso, são apresentados os valores de dureza máxima, mínima e média encontrada na ZAC (até 1 mm da linha de fusão) da respectiva junta.

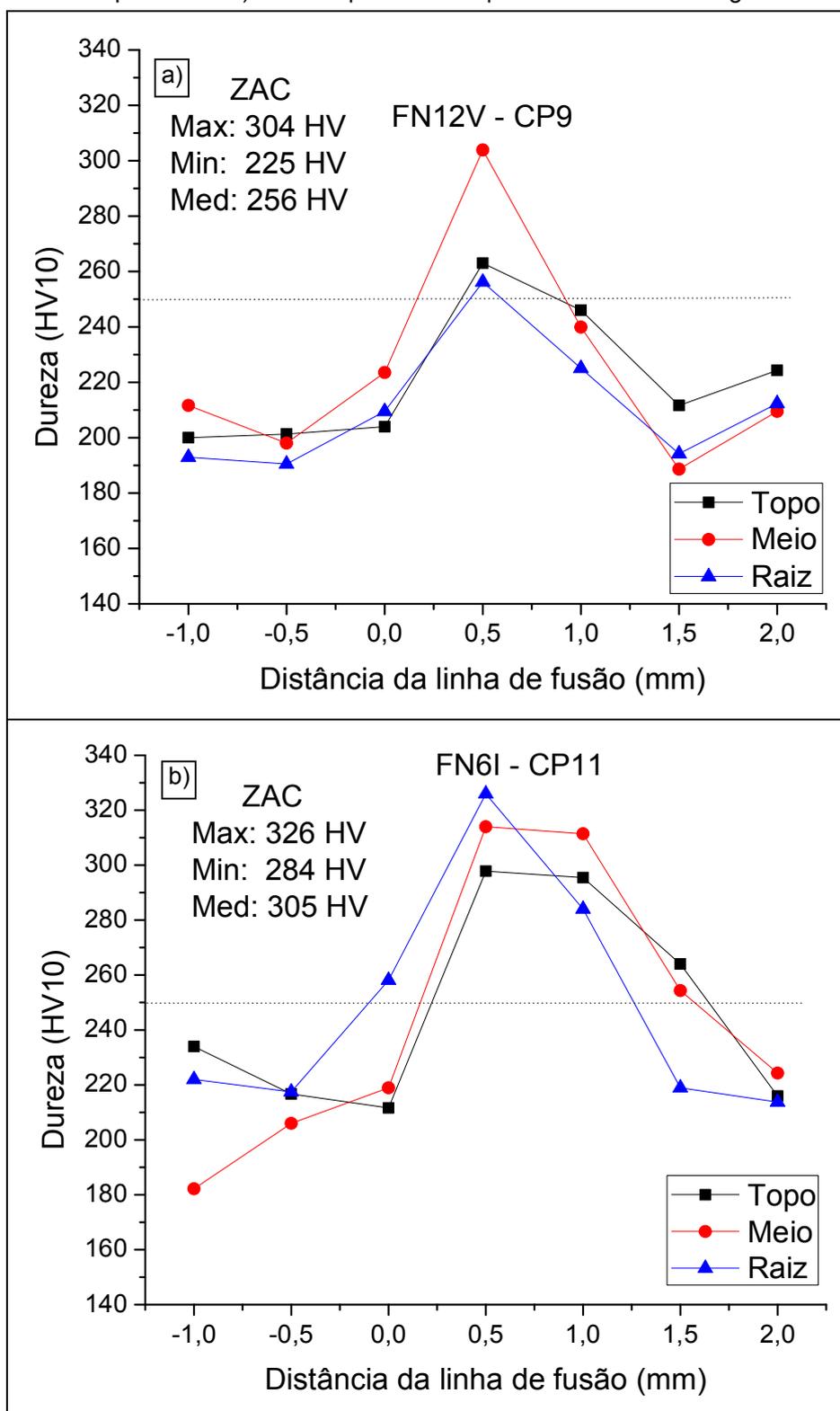
De uma forma geral, os valores de dureza encontrados foram semelhantes para as três regiões analisadas e, somente as amostras submetidas a TTAT cumpriram o critério de dureza máxima exigido pela norma NACE (2005). No entanto, conforme foi discutido na parte b do tópico 5.2, as amostras submetidas a TTAT apresentaram, em níveis microscópicos, pontos de dureza elevada na interface dissimilar, esses pontos foram sempre associados a análises nas regiões da ZAD.

Figura 95 – Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço AISI 8630M amanteigadas com o parâmetro aprovado no teste de Higuchi a) sem TTAT e b) com TTAT.



Fonte: Autoria própria.

Figura 96 - Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço ASTM A182 F22 amanteigadas a) com o parâmetro aprovado e b) com um parâmetro reprovado no teste de Higuchi.

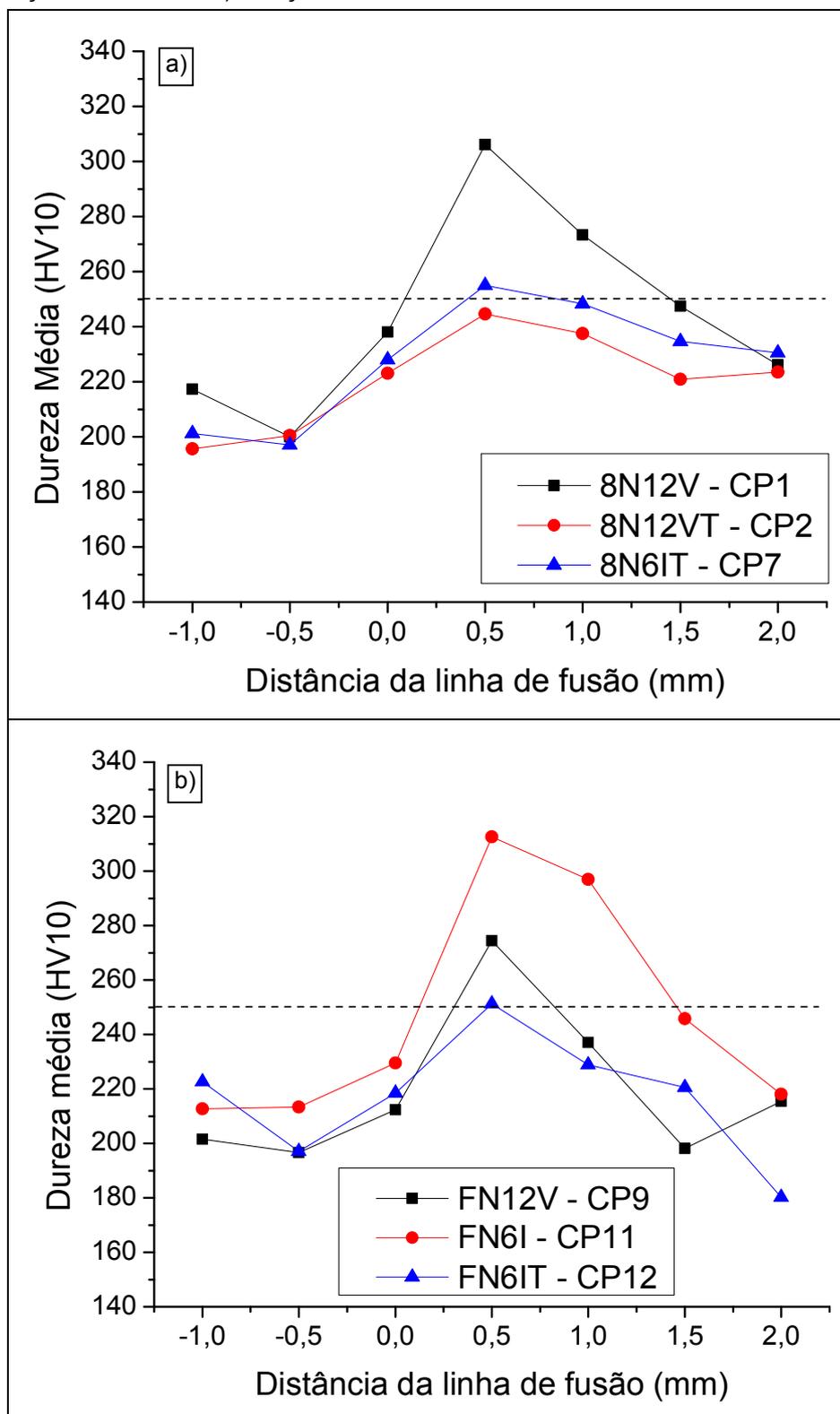


Fonte: Autoria própria.

Para facilitar a análise dos resultados de dureza, foram construídos perfis de dureza média, onde foi tomada a média dos pontos com mesma posição em relação a linha de fusão para as três regiões avaliadas (topo, meio e raiz). A Figura

97 e a Figura 98 mostram os perfis de dureza média das juntas soldadas nesses trabalho.

Figura 97 – Perfis de dureza média nas juntas soldadas mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT a) no aço AISI 8630M e b) no aço ASTM A182 F22.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 97a pode ser observado o efeito do teste de Higuchi e do TTAT sobre a dureza encontrada na ZAC dessas juntas.

Como pode ser visto, a junta amanteigada com a relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi sem utilização de TTAT (CP1) apresentou pico de dureza na ZAC próximo dos 300 HV10, enquanto a amostra amanteigada com as mesmas condições mas submetida a TTAT (CP2) teve dureza máxima na ZAC em torno dos 240 HV10. Outra condição de amanteigamento (não aprovada no teste de Higuchi) submetida a TTAT (CP7) apresentou resultados semelhantes aos da condição CP2, com dureza máxima na ZAC próxima a 250 HV10.

Na Figura 97b é observado de forma bem mais evidente o efeito do teste de Higuchi e do TTAT sobre a dureza encontrada na ZAC das juntas soldadas do aço ASTM 182 F22. Para o CP11 (condição de amanteigamento reprovada no teste de Higuchi e sem uso de TTAT) foi alcançado um pico de dureza da ordem de 320 HV10 enquanto que para a condição aprovada no teste de Higuchi (CP9) o pico de dureza foi da ordem de 270 HV10, ligeiramente maior que o máximo estipulado pela NACE (2005) e que o máximo encontrado na condição CP12 (condição de amanteigamento reprovada no teste de Higuchi e com uso de TTAT).

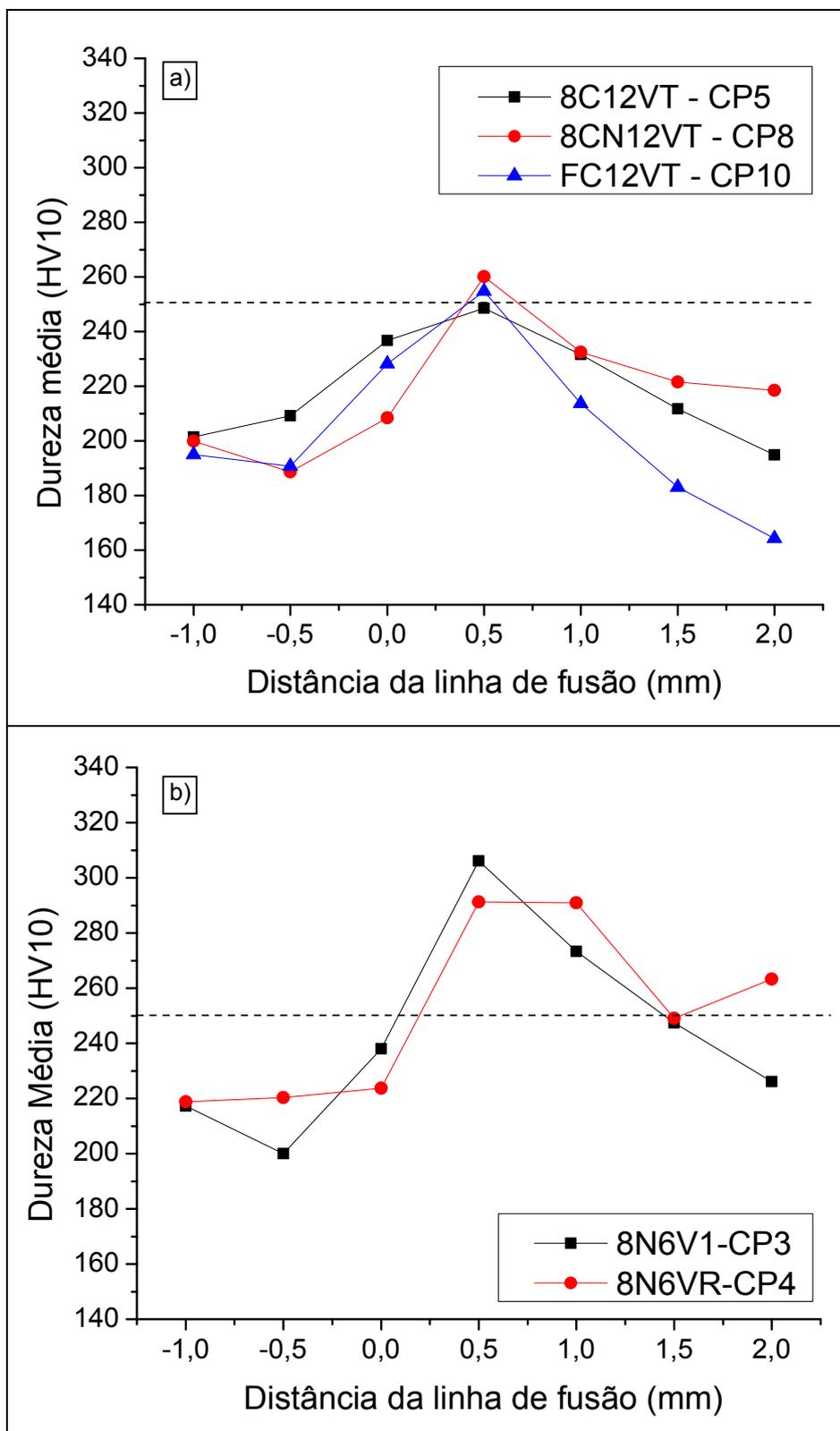
Na Figura 98a, são apresentados os perfis de dureza levantados para as amostras amanteigadas com o eletrodo ER80S-D2 (aço baixo carbono) e submetidas a TTAT nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22. Como é mostrado, em função do TTAT, as juntas soldadas nessas condições (CP5, CP8 e CP10), independente do metal de base utilizado, apresentaram picos de dureza bem próximos dos 250 HV10 estipulados pela NACE (2005).

Já na Figura 98b, são mostrados os perfis de dureza para as amostras amanteigadas com a mesma relação de parâmetros, aprovada parcialmente no teste de Higuchi (aprovada para análise no final dos cordões), mas em amostras do aço AISI 8630M com diferentes níveis de bandeamento (CP3-maior bandeamento e CP4-menor bandeamento).

Fica claro, por meio da Figura 98b, a influência que o nível de bandeamento exerce sobre a dureza resultante na ZAC, pode-se também conjecturar que melhores resultados de dureza poderiam ter sido obtidos para a junta do aço AISI 8630M CP1 (condição aprovada no Higuchi) caso o nível de

bandeamento na mesma fosse menor, podendo ser alcançados valores mais próximos dos 250 HV10.

Figura 98 - Perfis de dureza média nas juntas soldadas mostrando a) condições amanteigadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 e b) o efeito do bandeamento no aço AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 99 é apresentada uma análise de variância dos efeitos do aço e da técnica de amanteigamento utilizados sobre a dureza encontrada na ZAC (até 1 mm, a partir da linha de fusão) das juntas estudadas.

Como pode ser observado, para o procedimento de amanteigamento utilizando uma relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi, o aço ASTM A182 F22 apresentou menores valores de dureza que o aço AISI 8630M, esse resultado já era esperado em função do menor teor de carbono do aço ASTM A182 F22. Já para um procedimento de amanteigamento convencional, ou seja, deposição de camadas sem relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi seguida de TTAT, não foram observadas diferenças significativas entre os dois aços.

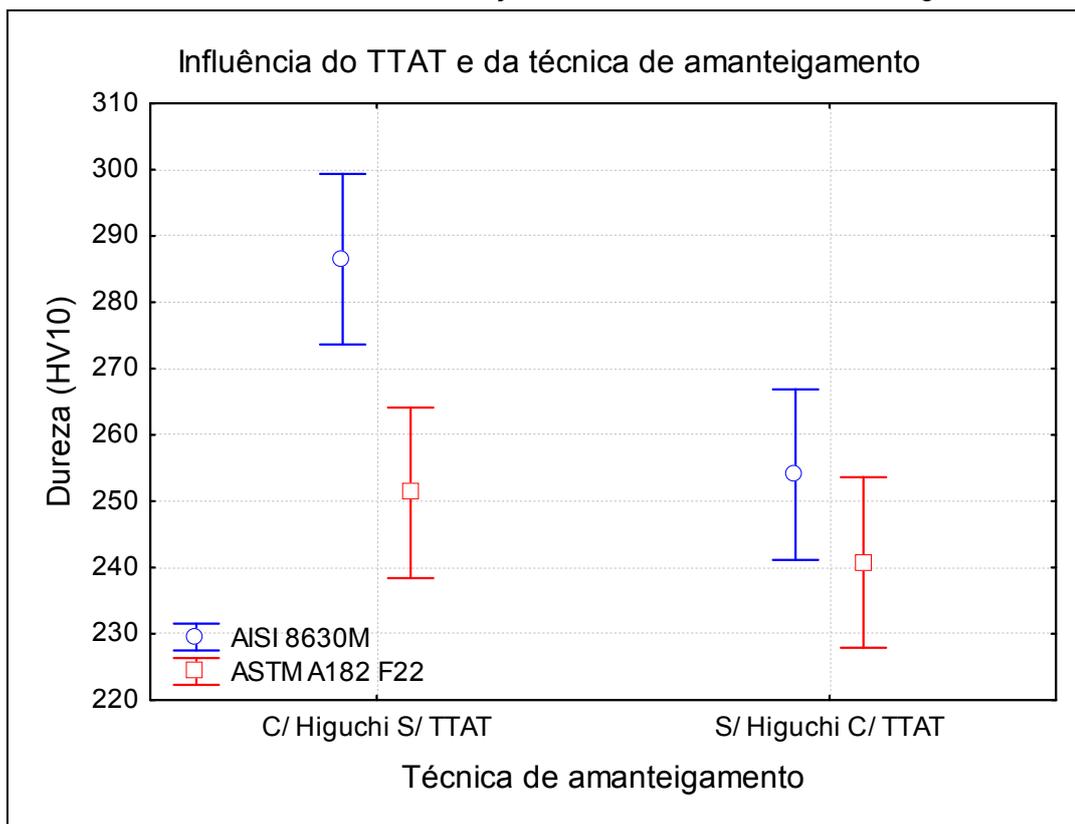
Quanto ao procedimento de soldagem utilizado, pôde ser observada uma tendência de redução da dureza nas juntas amanteigadas com a técnica de amanteigamento convencional (citada no parágrafo anterior). Essa redução foi significativa para o aço AISI 8630M enquanto que, para o aço ASTM A182 F22 a mesma não foi observada.

Os maiores níveis de dureza apresentados pela junta amanteigada com a relação de parâmetros proposta pelo teste de Higuchi sem uso de TTAT no aço AISI 8630M são função das dificuldades e limitações já apresentadas nesse trabalho para esse aço (elevado teor de carbono e temperabilidade e forte propensão a bandeamento), no entanto, esse maior nível de dureza, além de não ser uma diferença demasiadamente elevada, não pode ser necessariamente relacionado a uma maior fragilidade na ZAC dessas juntas.

Como foi comentado no Capítulo V – Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas, as juntas amanteigadas utilizando a relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi apresentaram um elevado grau de refinamento de grão na ZAC, por outro lado, as amostras amanteigadas com a técnica convencional apresentaram ZAC com microestrutura extremamente grosseira.

Esse elevado refinamento nas amostras aprovadas no teste de Higuchi pode ser mais significativo que os níveis de dureza encontrados e podem elevar a tenacidade dessas juntas em relação as amanteigadas com a técnica convencional.

Figura 99 – Análise de variância do efeito do aço utilizado e da técnica de amanteigamento.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 100 são apresentados os valores de média com intervalo de confiança (95%) para as durezas encontradas na ZAC de cada uma das juntas soldadas. Além disso, na Tabela 27, são apresentados os valores máximos, mínimos e médios de dureza nas respectivas zonas afetadas pelo calor.

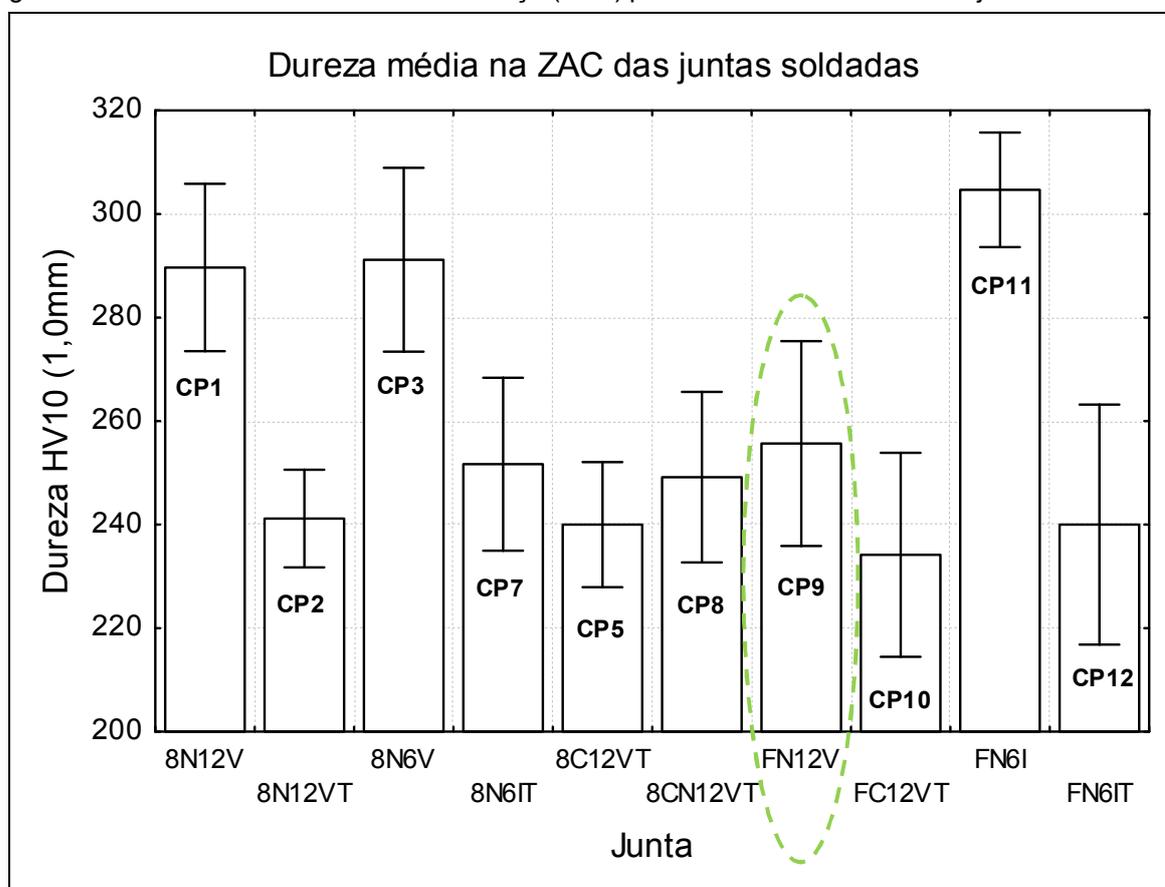
Como pode ser observado, as juntas fabricadas podem ser divididas (quanto a dureza média na ZAC) em dois grupos: as juntas com dureza média na ZAC em torno dos 300HV10 (para as amostras soldadas com Higuchi e sem TTAT) e as juntas com dureza média na ZAC em torno dos 250 HV10 (para as juntas com TTAT), os resultados mostrados na Figura 100 comprovam os resultados apresentados na Figura 99.

No grupo de dureza 300 HV10 encontram-se as juntas do aço AISI 8630M amanteigada com as condições aprovadas no teste de Higuchi sem TTAT (CP1 e CP3) e a junta do aço ASTM A182 F22 amanteigada com uma condição reprovada no teste de Higuchi sem TTAT (CP11).

No grupo de dureza 250 HV10 são encontradas as condições submetidas

ao TTAT tanto do aço AISI 8630M (CP2, CP5, CP7 e CP8), quanto no aço ASTM A182 F22 (CP10 e CP 12). Além dessas, uma condição pertencente a esse grupo merece destaque. A junta do aço ASTM A182 F22 amanteigada com a relação de parâmetros aprovada pelo teste de Higuchi e sem TTAT (CP9) apresentou dureza média na ZAC bem próxima das demais juntas submetidas a TTAT.

Figura 100 – Média com intervalo de confiança (95%) para as durezas na ZAC das juntas soldadas.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 27 – Dureza Vickers (10 kg) encontrados na ZAC das juntas soldadas.

Dureza	CP1	CP2	CP3	CP7	CP5	CP8	CP9	CP10	CP11	CP12
Máxima	326	252	330	279	263	283	304	270	326	287
Mínima	266	220	265	215	221	212	225	207	284	190
Média	290	241	291	244	240	234	256	234	305	240

Fonte: Autoria própria.

Esse resultado torna-se importante em função da possibilidade de fabricar

juntas desse tipo sem a necessidade de TTAT. A não utilização de TTAT, além de diminuir os custos associados a fabricação dessas juntas, pode garantir uma maior integridade estrutural das mesmas pois, conforme comentado no Capítulo V (caracterização microestrutural das juntas), a falha de juntas amanteigadas com liga de níquel vêm sendo associada a forte precipitação de carbonetos na interface dissimilar e essa precipitação associada ao uso do TTAT.

O estudo da ZAC por meio de ensaios de dureza é importante para avaliar essa propriedade em um nível macroestrutural e assim analisar a relação resistência/fragilidade da ZAC como um todo. Esse estudo se faz necessário também para verificar a adequação do procedimento de soldagem empregado às normas vigentes utilizadas, uma vez que um dos critérios utilizados por tais normas é a dureza.

No entanto, para identificar de forma mais criteriosa os efeitos associados a procedimento de soldagem, consumíveis e metais de base, é necessário avaliar a dureza em uma escala microscópica, principalmente quando esse estudo está relacionado a interface dissimilares. No tópico seguinte são apresentados os resultados das análises de microdureza realizados na ZAC e na interface dissimilar das juntas fabricadas nesse trabalho.

6.2 Ensaios de microdureza

Da Figura 101 à Figura 104 são apresentados os perfis de microdureza levantados ao longo da ZAC das juntas estudadas. Os gráficos com esses perfis foram dispostos seguindo a mesma sequência e arranjo dos perfis de dureza média apresentados no tópico anterior e, como pode ser visto, foram divididos em relação a posição do perfil: entre passes de soldagem (posição interpasse) e no centro de um passe (posição intrapasse).

De uma forma geral, os resultados mostrados da Figura 101 à Figura 104 confirmam os resultados de dureza apresentados anteriormente. No entanto, nas análises de microdureza, questões como o bandeamento ficam bem mais evidenciadas (especialmente para as juntas do aço AISI 8630M). Além disso, pôde ser observado também por meio dos ensaios de microdureza que os pontos mais críticos da ZAC estão localizados nas regiões interpasses, esse resultado pode estar associada a uma maior dificuldade de sobreposição eficiente dos ciclos térmicos

nessas regiões.

Na Figura 101a e na Figura 103a, por exemplo, ficam evidenciados os menores valores de dureza na ZAC da junta amanteigada com a condição aprovada no teste de Higuchi com TTAT (CP2) em comparação a junta também submetida a TTAT mas amanteigada com uma condição reprovada pelo teste de Higuchi (CP7).

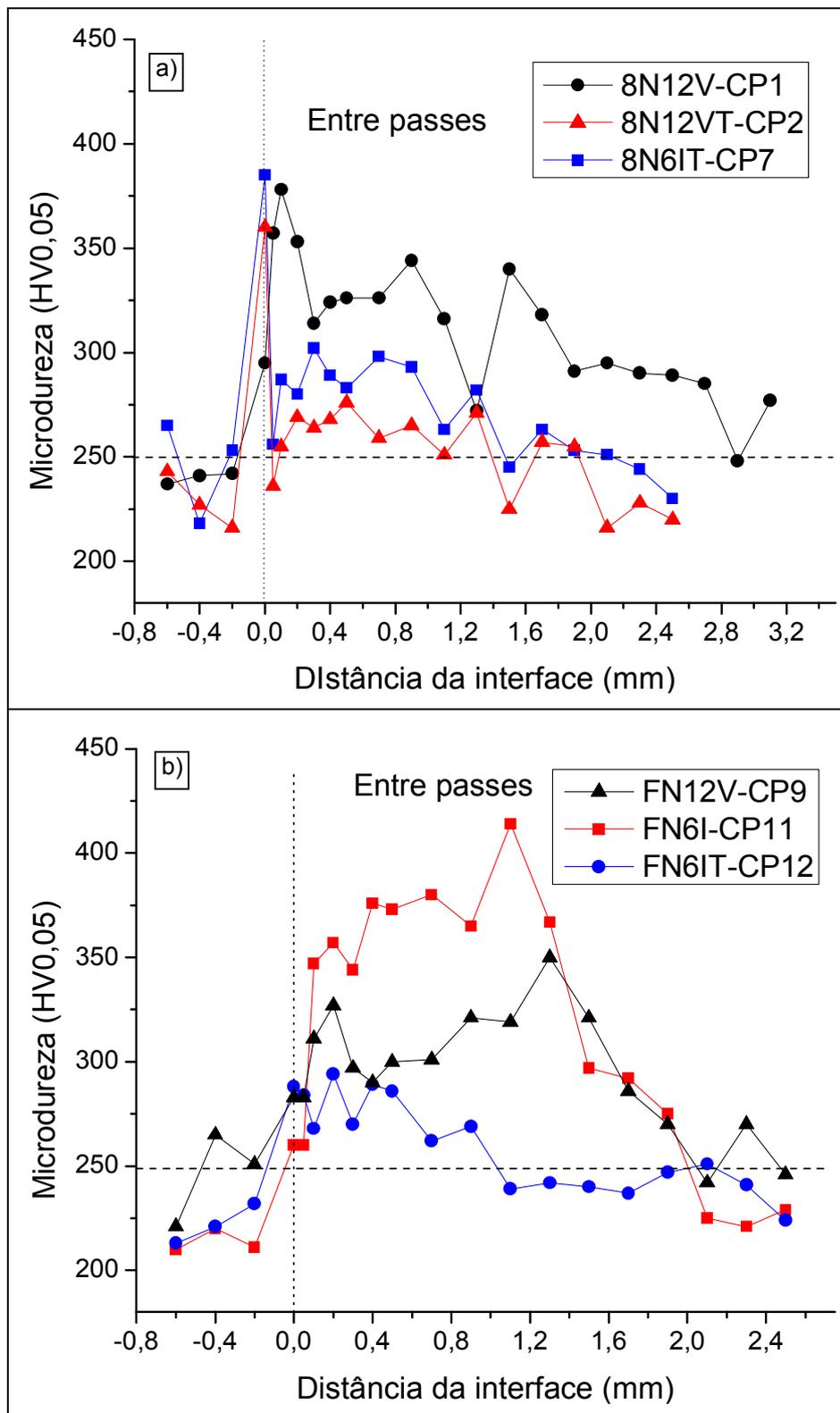
Já na Figura 101b e na Figura 103b, a amostra amanteigada com a relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi no aço ASTM A182 F22 (CP9) mostrou novamente resultados intermediários entre a junta submetida a TTAT (CP12) e a junta amanteigada com a relação de parâmetros reprovada no teste de Higuchi sem TTAT (CP11), concordando com os resultados obtidos com os ensaios de dureza.

Como era de se esperar, em função do TTAT, todas as juntas amanteigadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 (Figura 102a e Figura 104a) apresentaram perfis de microdureza bem próximos, independente da região analisada (interpasse ou intrapasse).

Na Figura 102b e na Figura 104b, o efeito do bandejamento no aço AISI 8630M torna-se sobremaneira evidenciado. Na região de interpasse da junta com maior bandejamento é observado um pico de microdureza de 400 HV_{0,05}, enquanto que para a junta de menor bandejamento a ZAC não atinge valores superiores a 350 HV_{0,05}.

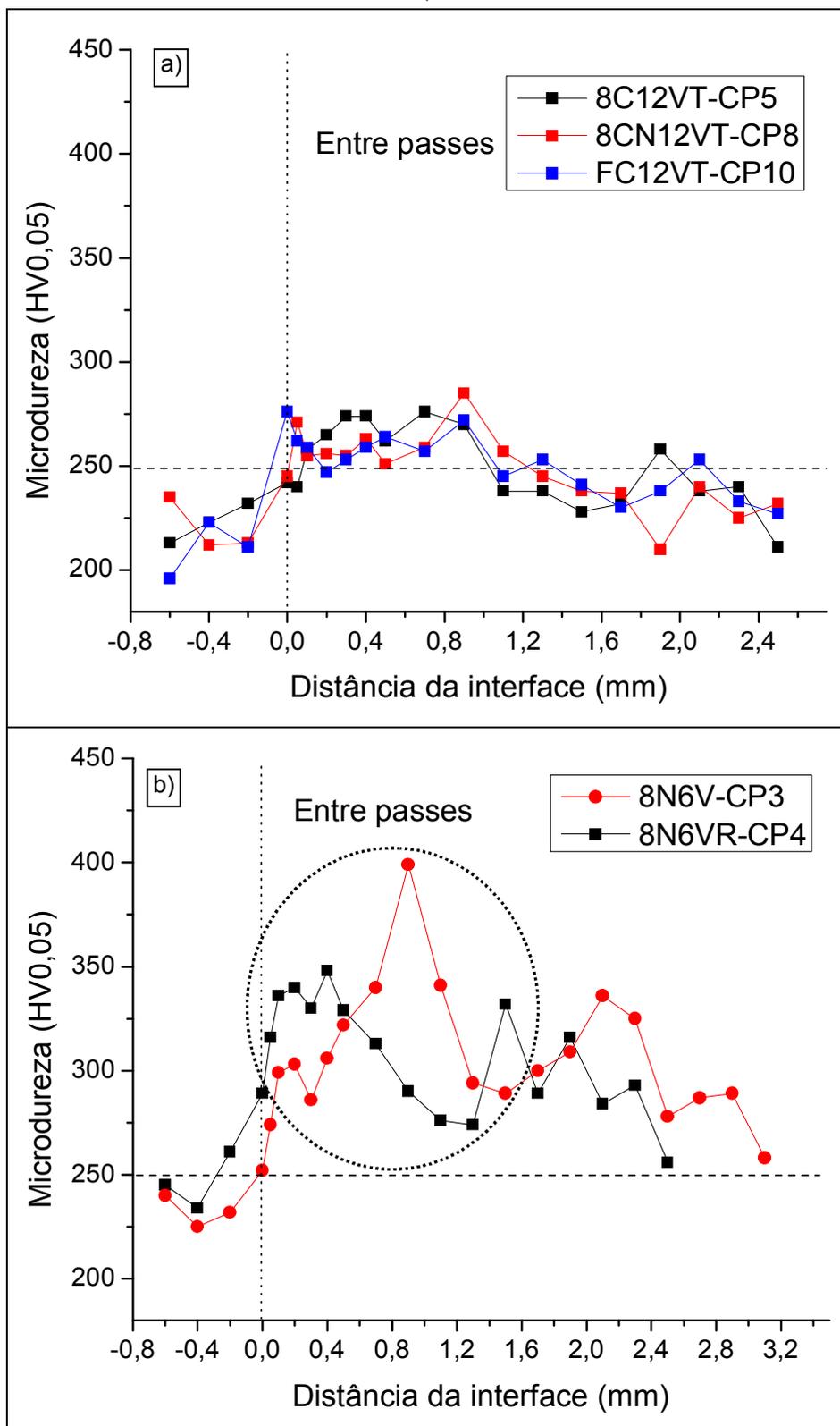
Para a região entre passes (Figura 102b) pode ser observado que os perfis de microdureza dos dois corpos de prova revezam entre si regiões de maior dureza, comportamento característico do bandejamento. Já para a região do centro do cordão (Figura 104b), ao longo de todo o perfil levantando, o CP3 (com maior bandejamento) apresenta valores maiores de microdureza.

Figura 101 – Perfis de microdureza entre passes das juntas soldadas a) com o aço AISI 8630M mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT e b) com o aço ASTM A182 F22 mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT.



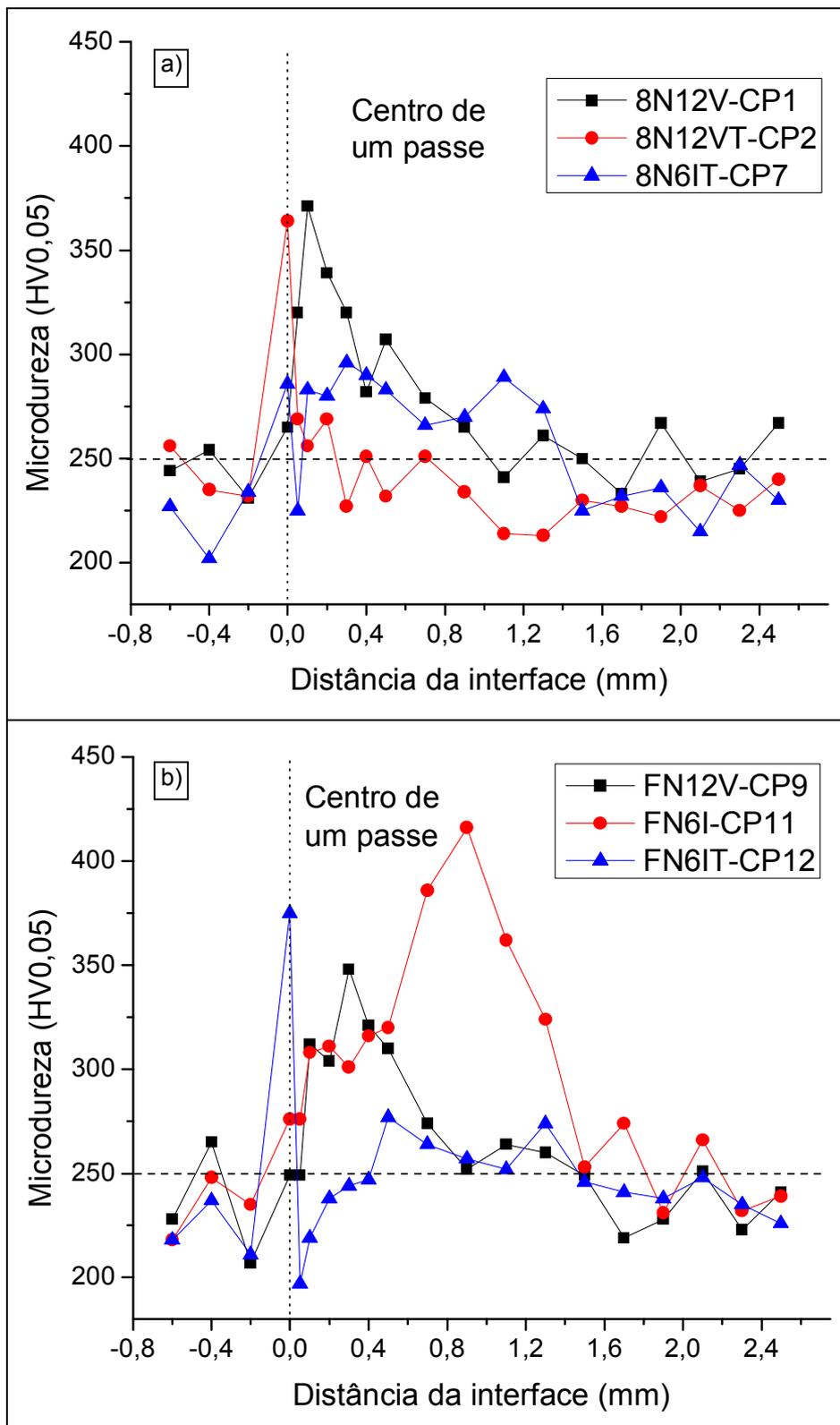
Fonte: Autoria própria.

Figura 102 - Perfis de microdureza entre passes das juntas soldadas mostrando a) condições amanteadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 e b) efeito do bandeamento.



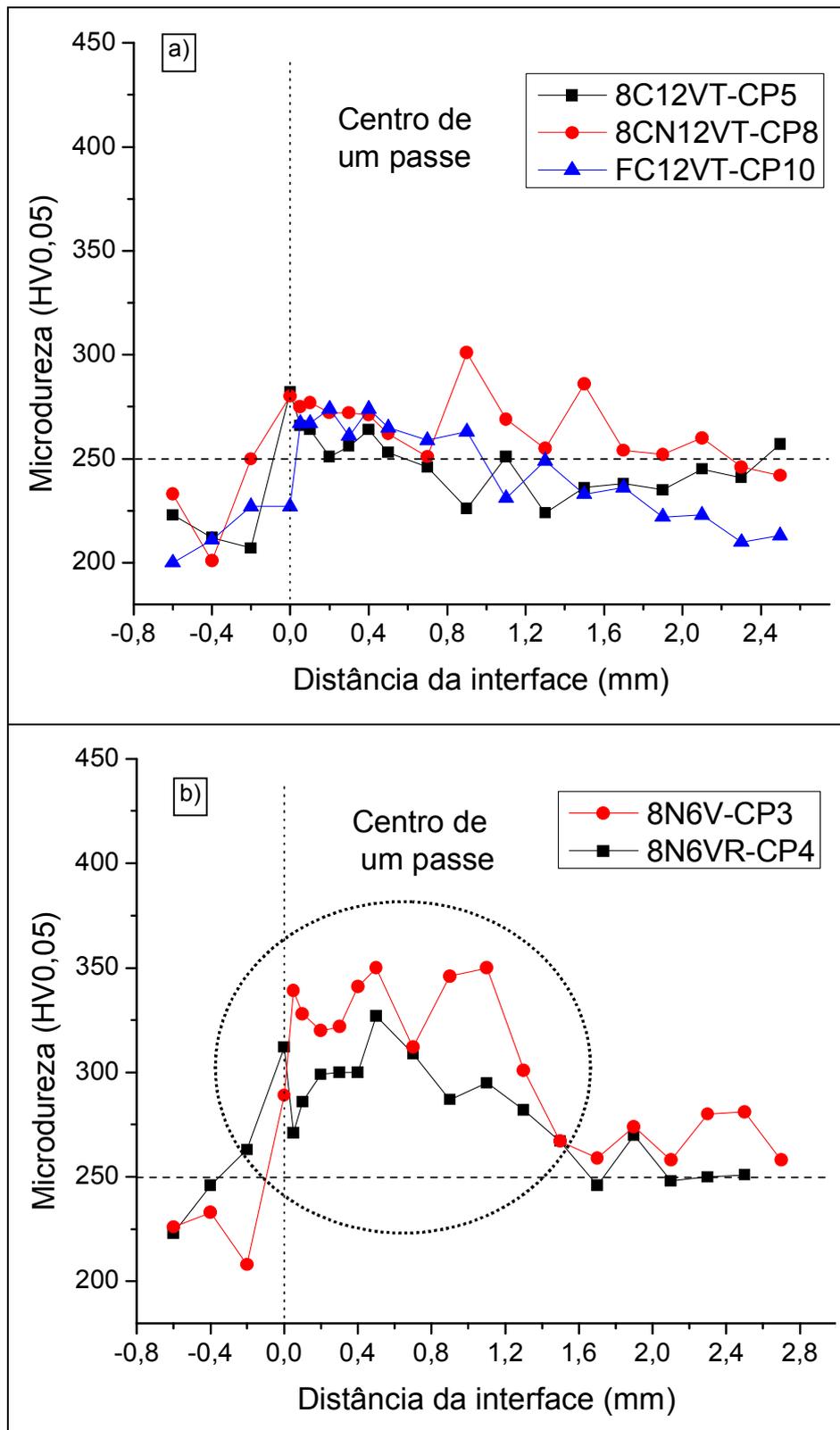
Fonte: Autoria própria.

Figura 103 – Perfis de microdureza no centro de um passe das juntas soldadas a) com o aço AISI 8630M mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT e b) com o aço ASTM A182 F22 mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTAT.



Fonte: Autoria própria.

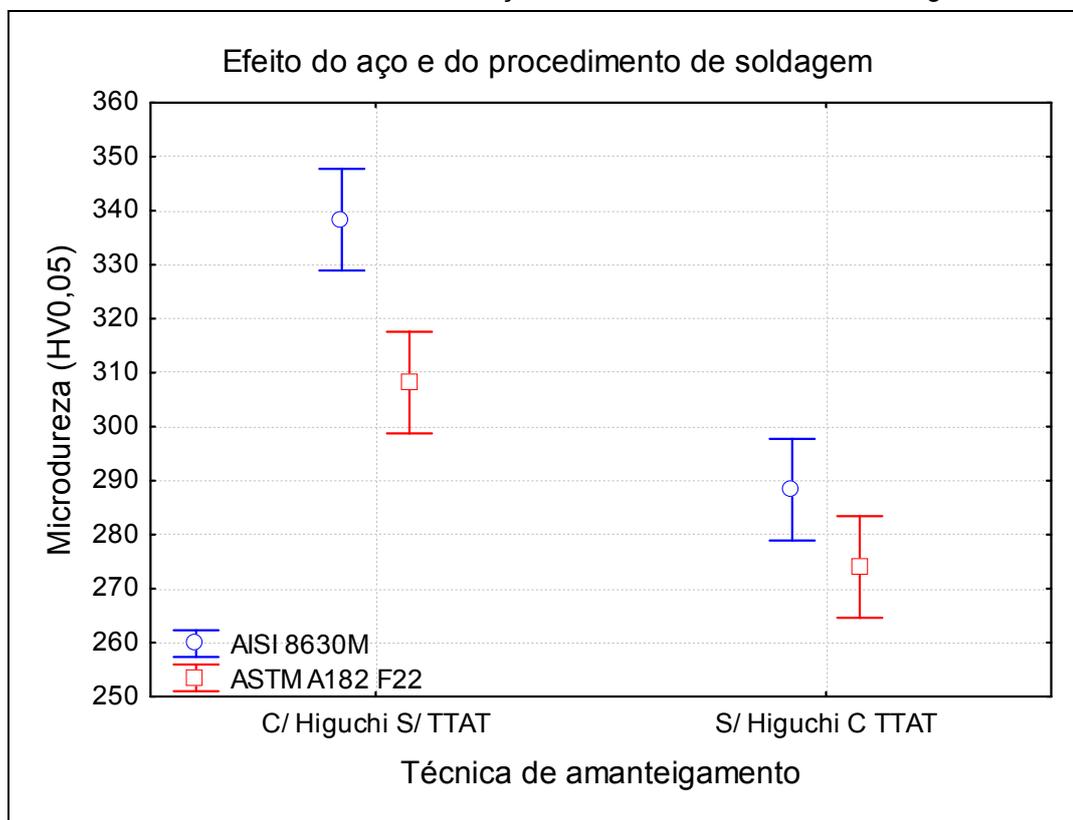
Figura 104 - Perfis de microdureza no centro de um passe das juntas soldadas mostrando a) condições amanteigadas com o eletrodo AWS ER80S-D2 e b) efeito do bandeamento.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 105 apresenta uma análise de variância do efeito do aço utilizado e da técnica de amanteigamento sobre a microdureza encontrada na ZAC (até 1 mm, a partir da linha de fusão) das amostras analisadas.

Figura 105– Análise de variância do efeito do aço utilizado e da técnica de amanteigamento.



Fonte: Autoria própria.

Os resultados apresentados na Figura 105 seguem a mesma linha dos resultados de dureza apresentados na Figura 99, com menores durezas associadas ao aço ASTM A182 F22 e ao uso de TTAT, no entanto, os ensaios de microdureza apresentaram valores maiores que os de dureza e, além disso, a diferença associada ao uso da técnica de Higuchi sem TTAT e da técnica convencional com TTAT foi também maior. Esse resultado está associado principalmente a natureza microscópica do ensaio de microdureza onde análises mais pontuais são realizadas.

Um resultado importante que não foi identificado por meio dos ensaios de dureza é o aumento dessa propriedade (ou de forma mais apropriada, microdureza) na interface de amanteigamento (do lado da zona fundida, zona Φ) das amostras submetidas ao TTAT. Como pode ser visto da Figura 101 à Figura 102, os perfis associados as juntas onde foi utilizado o TTAT apresentam valores de microdureza na região da interface (posição 0,0 na abcissa dos gráficos) bem maiores que os

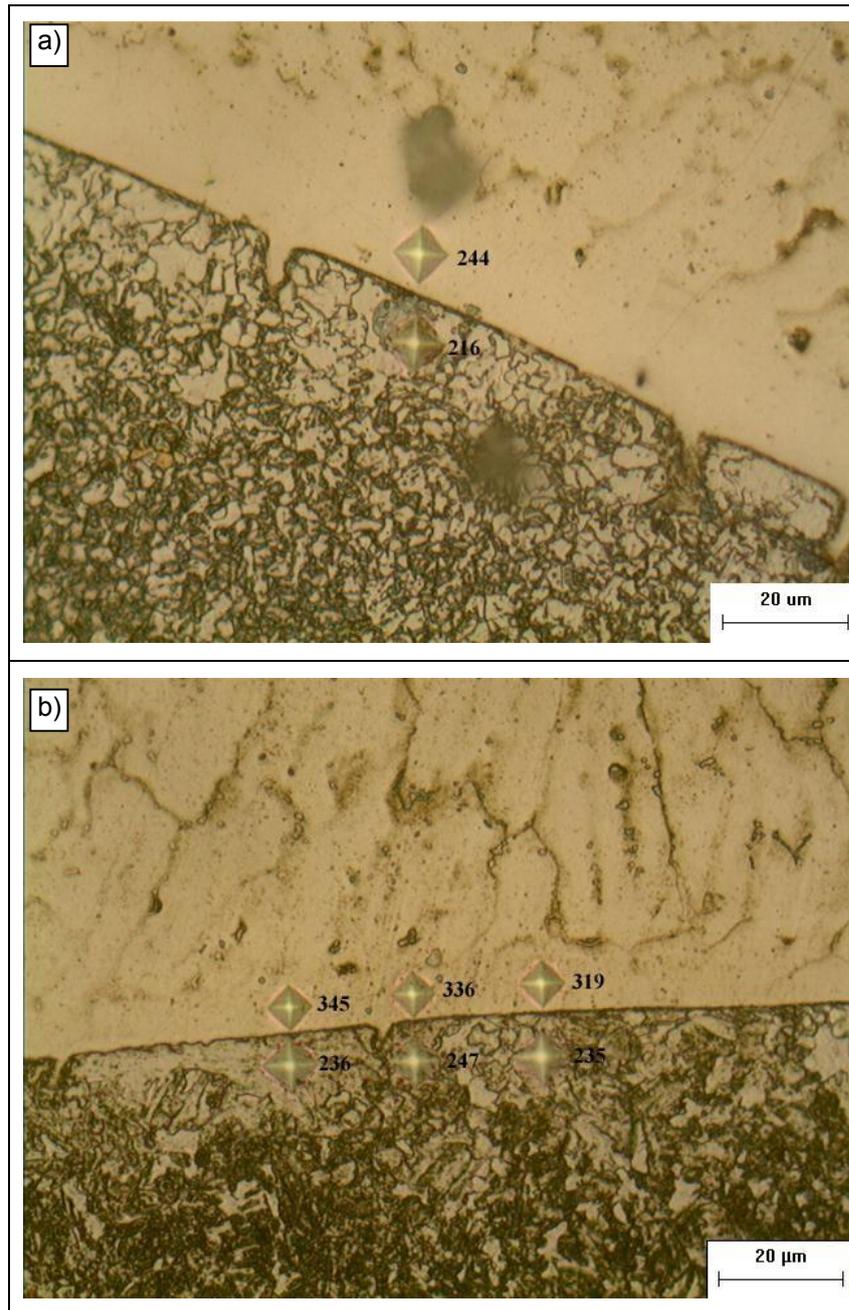
perfis realizados nas juntas amanteigadas sem TTAT.

Esse resultado foi encontrado somente nas juntas amanteigadas com a liga de níquel em função da interface dissimilar formada entre essa liga e os aços utilizados e, conforme apresentado no CAPÍTULO V- Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas, é atribuída a difusão de carbono para essa região durante o TTAT (ALEXANDROV *et al.*, 2013; FENSKE, 2010; OLDEN *et al.*, 2003). A Figura 106 mostra exemplos de interfaces que tiveram sua microdureza aumentada em função do uso de TTAT.

Tais resultados podem indicar indícios de uma provável fragilidade da norma NACE (2005) com respeito ao critério da dureza. Como pode ser visto na Figura 97, as juntas dos aços AISI 8630M (CP2 e CP7) e ASTM A182 F22 (CP12) submetidas a TTAT, apresentaram valores de dureza na ZAC abaixo dos 250 HV₁₀ limitados pela norma NACE (2005) o que, de acordo com essa norma, garante que tais juntas estão isentas de regiões frágeis. No entanto, de acordo com a Figura 101 e a Figura 103, mesmo após a realização do TTAT, a região da interface apresenta valores de microdureza próximos aos 400 HV_{0,05} que sugerem uma possível fragilidade nessa região.

Essas regiões de elevada dureza (chamadas nestes trabalho de zonas de alta diluição – ZAD) podem ser encontradas na interface com diferentes morfologias e extensões. Uma caracterização mais aprofundada dessas regiões foi apresentada no CAPÍTULO V desse trabalho: Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas.

Figura 106 – Microdureza medida na interface de juntas do aço AISI 8630M amanteigadas a) sem TTAT e b) com TTAT.



Fonte: Autoria própria.

6.3 Ensaios de fratura

Conforme apresentado no Capítulo III – Materiais e Métodos, os ensaios de fratura realizados nesse trabalho tiveram o intuito de avaliar o fator de intensidade de tensões (K) para cada uma das condições de amanteigamento utilizadas na fabricação das juntas soldadas. Uma das juntas fabricadas não pode ser analisada por problemas relacionados a sua fabricação. Os demais corpos de prova foram ensaiados e foi detectado que para algumas condições o entalhe fabricado por eletroerosão a fio estava localizado na zona fundida, região de pouco interesse para esse trabalho, logo, esses resultados não foram considerados.

A seguir são apresentados os resultados obtidos através desses ensaios. Como será observado serão feitas duas abordagens: a determinação do fator de intensidade de tensões (K), sendo apresentados somente os resultados de ensaios válidos (com entalhe localizado na interface ou na ZAC) e a avaliação das regiões de maior fragilidade ao longo da seção transversal da junta.

6.3.1 Determinação do fator de intensidade de tensões (K)

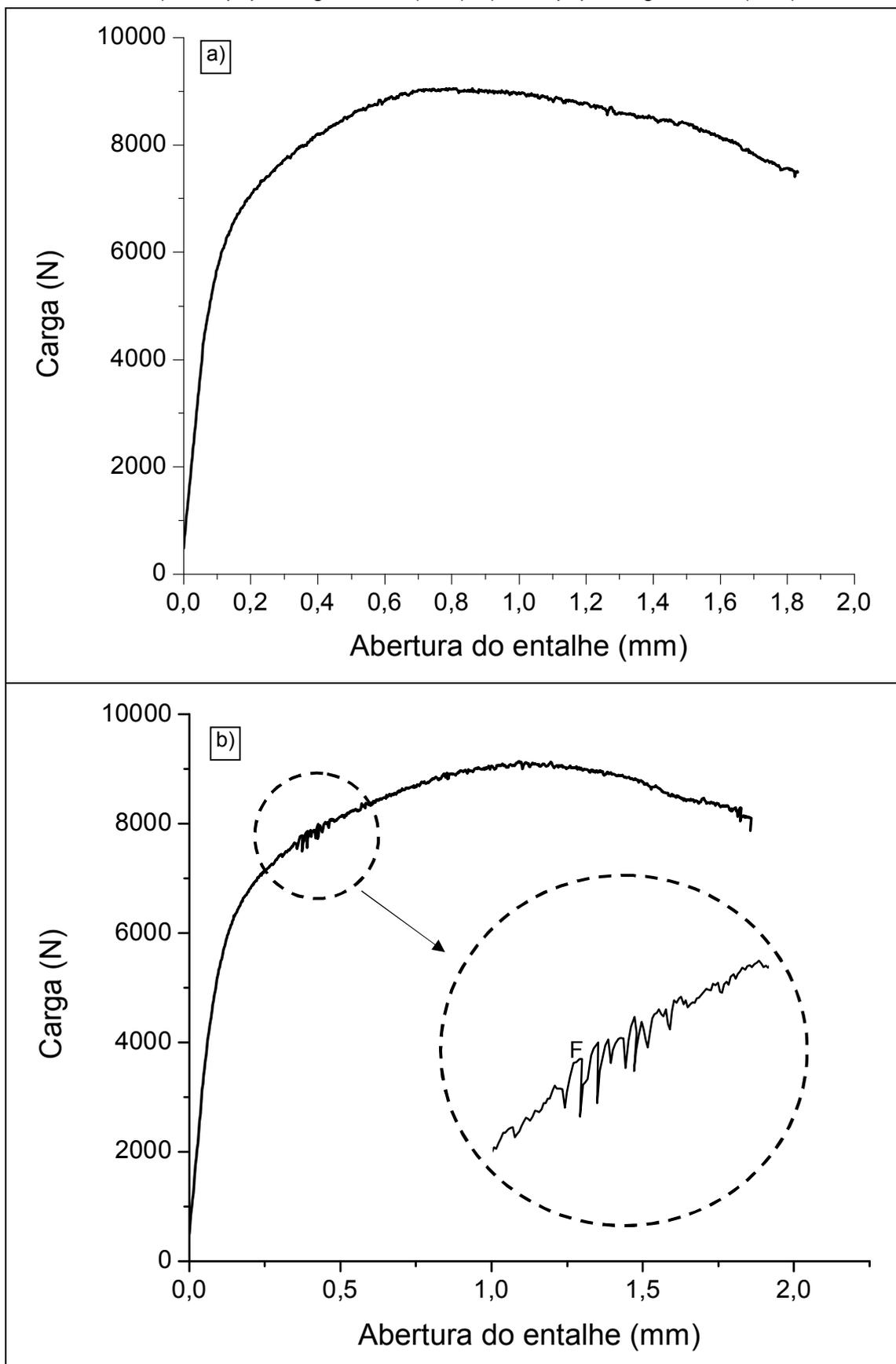
O fator de intensidade de tensões foi calculado utilizando a Equação 8 obtida na norma BSI (1991).

$$K = \frac{F \times S}{B \times W^{1,5}} \times f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad \text{Equação 8}$$

Os valores do afastamento entre os pontos de apoio (S), da largura (B), da profundidade (W) e do fator de forma ($f(a_0/W)$) são todos fixos e função da geometria do corpo de prova. No entanto, a carga utilizada para determinação do K (F) varia em função de diversos fatores e é crítica para determinação do fator de intensidade de tensões.

A Figura 107 mostra os dois tipos de comportamento das curvas de carga x abertura do entalhe encontrados nos corpos de prova ensaiados nesse trabalho.

Figura 107 – Gráficos de carga x abertura do entalhe para diferentes comportamentos durante o ensaio de fratura. a) sem “pop-in” significativo (CP1). b) com “pop-in” significativo (CP2).



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 107b pode ser observado que, diferente da curva mostrada na Figura 107a, são encontradas quedas repentinas na carga (“pop-in”). As normas ASTM (1999) e BSI (1991) indicam critérios para validação de “pop-in”. A norma ASTM (1999) por exemplo, 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 é maior que 0,05 o “pop-in” deve ser considerado.

Já a norma BSI (1991) indica que quando houver uma queda repentina (“pop-in”) superior a 1% da carga do “pop-in”, o mesmo deve ser considerado. Nesse trabalho foram utilizados os dois critérios, sendo que não foram encontradas diferenças significativas entre os mesmos.

Dessa forma, quando não foi encontrado um “pop-in” significativo antes que fosse atingido o ponto máximo da curva carga x abertura do entalhe, a carga utilizadas para cálculo do K foi a carga máxima. Por outro lado, quando um “pop-in” anterior ao ponto máximo da curva foi considerado válido, a carga máxima imediatamente anterior ao “pop-in” foi utilizada para cálculo do K (Figura 107b).

Considerar a existência dos “pop-ins” é importante, pois desse modo é possível avaliar de forma mais conservadora a possibilidade de propagação instável do defeito estudado (nesse caso, o entalhe fabricado). O “pop-in” indica que a trinca gerada propagou-se de forma repentina e, por algum motivo não necessariamente reprodutível, encontrou uma barreira que impedisse sua propagação.

A Tabela 28 mostra os valores da carga (F), da carga máxima (Fmax) e do fator de intensidade de tensões obtidos nos ensaios de fratura. Conforme citado anteriormente, são apresentados somente os ensaios válidos (com entalhe localizado na interface ou na ZAC) para o trabalho.

Como pode ser observado na Tabela 28, para a grande maioria dos corpos de prova ensaiados foram utilizados no cálculo do K valores de carga menores que a carga máxima, evidenciando a presença de “pop-in” durante o referido ensaio.

Em relação aos valores calculados para o fator de intensidade de tensões, pode ser visto que dependendo do aço utilizado, da região de análise e do procedimento de soldagem esses variaram de 62 a 83 MPam^{0,5}. Os valores de K

apresentados nesse trabalho indicam uma tendência de efeito dos procedimentos avaliados, no entanto, esses valores não podem ser considerados conservadores em função do número limitados de ensaios.

Tabela 28 – Valores da carga (F) e do fator de intensidade de tensões (K) para os ensaios de fratura válidos (os CP's com B são repetições do respectivo ensaio).

CP	Aço	Higuchi	TTAT	Posição da trinca	F (kN)	Fmax (kN)	K (MPam ^{0,5})	K _H * (MPam ^{0,5})
M1	8630M	-	-	-	10,9	11,0	88	-
M2	8630M	-	-	-	9,9	9,9	80	-
F1	F22	-	-	-	11,6	11,6	94	-
F2	F22	-	-	-	12,3	12,3	100	-
1**	8630M	Aprovado	Não	ZF	9,1	9,1	73	-
5***	8630M	Reprovado	Sim	Interface	10,3	10,4	83	-
2	8630M	Aprovado	Sim	Interface	7,7	9,1	62	52
3	8630M	Aprovado	Não	Interface	9,4	9,4	76	64
4	8630M	Aprovado	Não	Interface	10,1	10,1	81	68
7B	8630M	Reprovado	Sim	Interface	8,4	9,8	68	57
9B	F22	Aprovado	Não	Interface	8,8	9,9	71	60
11	F22	Reprovado	Não	Interface	7,7	7,7	62	52
11B	F22	Reprovado	Não	Interface	8,2	9	66	55
12	F22	Reprovado	Sim	Interface	9,3	10,5	75	63
12B	F22	Reprovado	Sim	Interface	8,5	9,2	69	58
2B	8630M	Aprovado	Sim	ZAC	9,5	9,7	77	-
4B	8630M	Aprovado	Não	ZAC	10	10	81	-
8	8630M	Reprovado	Sim	ZAC	9,9	10	80	-
8B	8630M	Reprovado	Sim	ZAC	9	9,6	73	-
10	F22	Reprovado	Sim	ZAC	10,5	10,6	85	-
10B	F22	Reprovado	Sim	ZAC	9,4	10,2	76	-

Fonte: Autoria própria.

*estimado utilizando os resultados de (BEAUGRAND *et al.*, 2009a).

** entalhe posicionado na interface dissimilar.

*** interface dissimilar de amateigamento (aço AISI 8630M e eletrodo ER80S-D2)

Uma análise importante seria a avaliação do efeito do hidrogênio no fator de intensidade de tensões das juntas ensaiadas. Dessa forma, poderiam ser utilizadas condições de ensaio mais próximas as das juntas utilizadas em aplicações subaquáticas, onde o sistema de proteção catódica utilizado funciona como uma fonte constante de hidrogênio para a junta. No entanto, por limitações relacionadas as taxas de carregamento a serem utilizadas durante o ensaio de fratura, essa análise não pôde ser realizada.

Contudo, torna-se importante analisar trabalhos que tenham executado ensaios semelhantes aos realizados nesse trabalho, mas avaliando o efeito do hidrogênio, ou seja, com hidrogenação e sem hidrogenação. Essa análise é importante, tanto para verificar a coerência dos resultados encontrados (sem uso de hidrogenação) nesse trabalho, quanto para tentar utilizar uma possível correlação dos resultados de K (com efeito do hidrogênio), a partir dos ensaios realizados sem carregamento de hidrogênio.

Nesse contexto, BEAUGRAND *et al.* (2009a) determinaram o fator de intensidade de tensões (K_{falha}) em juntas do aço AISI 8630M amanteigadas com a liga Inconel 625 por meio do processo TIG utilizando diferentes condições de TTAT, os ensaios de fratura realizados nesse trabalho utilizaram corpos de prova com a mesma geometria utilizada por BEAUGRAND *et al.* (2009a), no entanto, BEAUGRAND *et al.* (2009a) realizaram ensaios em ambiente simulando proteção catódica (pré-carga de hidrogênio) e sob taxas de carregamento mecânico bem reduzidas.

BEAUGRAND *et al.* (2009a) realizaram também ensaios em ambientes livre de hidrogênio e, além disso, ensaios de CTOD convencional para comparar os fatores de intensidade de tensões resultantes dos mesmos. A Figura 108 mostra os resultados obtidos por BEAUGRAND *et al.* (2009a).

Figura 108 – Resultados de K encontrados por BEAUGRAND *et al.* (2009a).

<i>Fabricação</i>	<i>Ambiente</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 @ 3°C	64	54
GTA - 2h @ 1250F	Air @ 3°C	74	69
GTA - 2h @ 1250F	Air @ 3°C	CTOD convencional	$K_Q=76$
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).

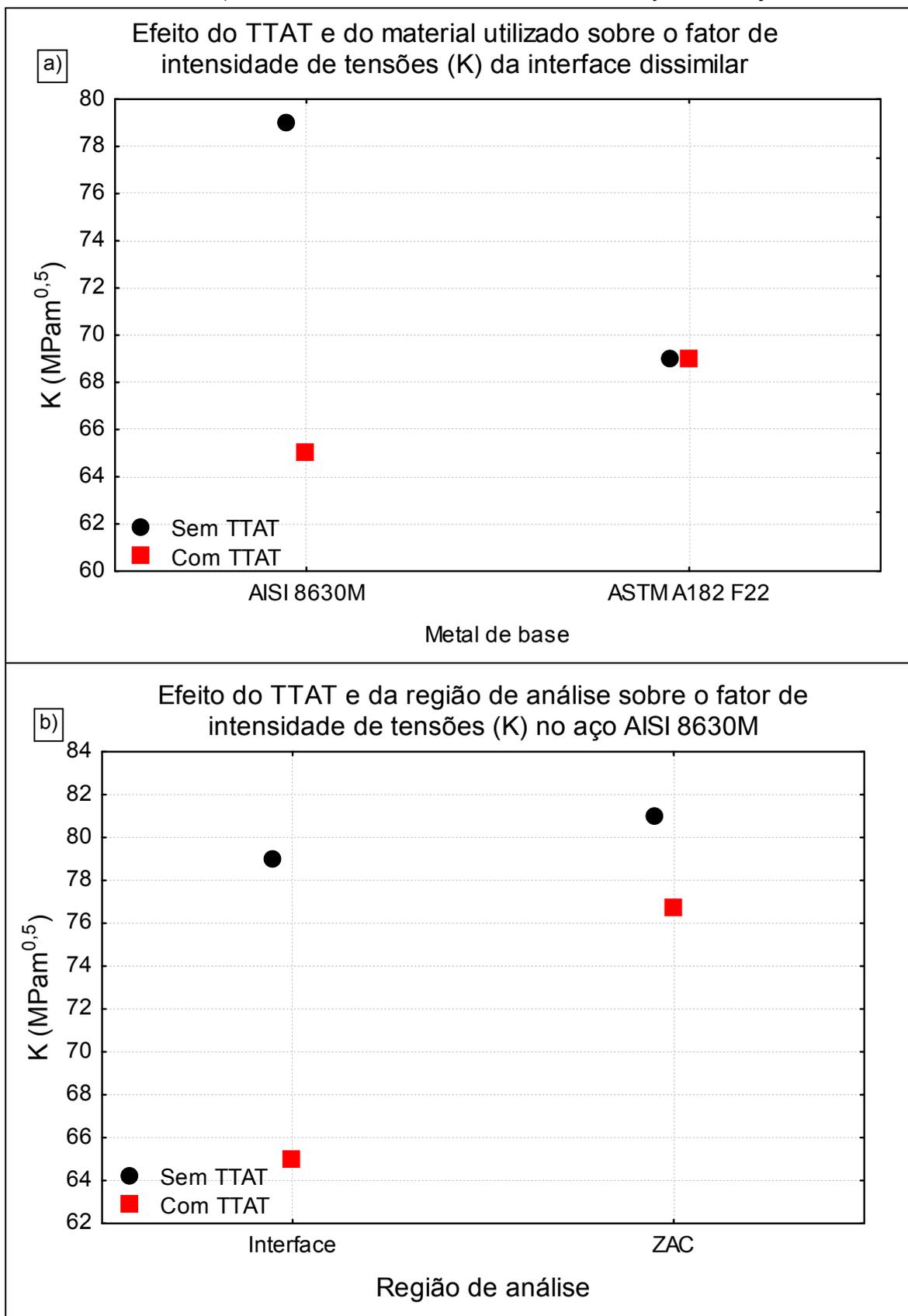
Como pode ser visto, BEAUGRAND *et al.* (2009a) encontraram um valor de K_{falha} (74 MPam^{0,5}) bem similar ao valor de K_Q (76 MPam^{0,5}) obtido por CTOD convencional, ou seja, em taxas de carregamento mecânico similares as utilizadas nesse trabalho. Além disso, para corpos de prova retirados de uma mesma condição de fabricação (GTA – 2h @ 1250F) pode ser observada uma redução de aproximadamente 15% nos valores K_{falha} obtidos em ambiente simulando proteção catódica (3,5%NaCl).

Utilizando esse resultado, foram estimados nesse trabalho valores de K_H (K com influência do hidrogênio), em função dos valores de K determinados sem pré-carga de hidrogênio, esses valores são mostrados na Tabela 28. Como pode ser observado, essa correlação foi realizada somente para os resultados levantados na interface de amantecimento, uma vez que, para os ensaios realizados na ZAC, acredita-se que o hidrogênio gerado por meio de uma possível proteção catódica não seria acumulado nessa região.

Pode ser observado que os resultados obtidos nesse trabalho são coerentes com os valores de K (ao ar) apresentados por BEAUGRAND *et al.* (2009a) e, além disso, observando os valores de K_H estimados para esse trabalho (Tabela 28), nota-se que os mesmos variam em uma faixa de valores (52 – 68 MPam^{0,5}) próxima da faixa (52,5 – 77,5 MPam^{0,5}) encontrada nas análises de fratura com hidrogenação de BEAUGRAND *et al.* (2009a).

A Figura 109 apresenta as análises de tendências que foram realizadas com a média dos resultados disponíveis em função dos valores de K obtidos para cada corpo de prova. Conforme comentado anteriormente, não foram todos os corpos de prova ensaiados que forneceram resultados válidos, logo, o número de variáveis analisadas tornou-se limitado.

Figura 109 – Valores de K encontrados nesse trabalho. a) efeito do procedimento de soldagem sobre o K na interface e ZAC. b) efeito do bandeamento sobre o K na ZAC de juntas do aço AISI 8630M.



Fonte: Autoria própria.

Como pode ser visto na Figura 109, independente do aço utilizado e da região onde a análise foi realizada, as amostras amanteigadas sem o uso do TTAT, apresentaram a tendência de possuírem valores de K superiores aos amanteigados e submetidos a TTAT.

Na Figura 109a pode ser visto que a interface dissimilar formada entre a liga de níquel e o aço AISI 8630M mostrou-se mais sensível ao uso do TTAT que a formada com o aço ASTM A182 F22. Esse resultado pode ser explicado pelo menor teor de carbono existente no aço ASTM A182 F22 que, conseqüentemente, reduz a quantidade desse elemento disponível para difusão em direção a interface durante o TTAT. Por outro lado, deve ser observado também que, a análise da interface mostrada na Figura 109a apresenta resultados de K superiores para o aço AISI 8630M (sem TTAT) quando comparado as juntas do aço ASTM A182 F22.

Já na Figura 109b, pode ser observado que, considerando o aço AISI 8630M, a interface dissimilar apresentou uma tendência de possuir menores valores de K que a ZAC, independente do uso ou não da TTAT. No entanto, pode ser observado também que a interface foi bem mais sensível ao uso de TTAT que a ZAC.

Novamente, este efeito deve estar relacionado a difusão de carbono em direção a interface dissimilar. Essa difusão, conforme comentado no Capítulo IV – Caracterização microestrutural das juntas, é apontada como a responsável por uma intensa precipitação de carbonetos do tipo M_7C_3 no lado da zona fundida da interface, zona Φ (FENSKE *et al.*, 2012). Além do aumento de dureza gerada pela precipitação, OLDEN *et al.* (2003) propuseram que os precipitados gerados na zona Φ podem atuar como pontos de bloqueio à passagem de hidrogênio, o que levaria ao acúmulo desse elemento nessa região e conseqüentemente, levaria a um processo de falha por hidrogênio.

FENSKE (2010), utilizando microscopia eletrônica de transmissão (MET), mostrou que para o aço AISI 8630M a cinética de precipitação desses carbonetos está intimamente ligada ao TTAT, e, além disso, mostrou que para o aço ASTM A182 F22, mesmo com TTAT durante 15 horas essa precipitação era insignificante.

Dessa forma, acredita-se que a diferença nos fatores de intensidade de tensões (K), para juntas soldadas do aço AISI 8630M com e sem TTAT, sugerida na

Figura 109a deva ser ainda maior quando existe uma fonte constante de hidrogênio difusível para a junta (como na proteção catódica), pois, de acordo com o que foi exposto anteriormente e proposto por OLDEN *et al.* (2003), o hidrogênio oriundo de uma proteção catódica, por exemplo, teria maior influência em interfaces submetidas a TTAT em função do acúmulo desse elemento (causado pela precipitação de M_7C_3) nessa região.

Para a análise da tenacidade na ZAC (Figura 109b), pode ser observado que os valores de K obtidos nas juntas analisadas sem TTAT foram praticamente os mesmos das juntas submetidas a TTAT. Vale salientar que os resultados das juntas sem TTAT foram obtidos de ensaios realizados em amostras que foram amanteadas com o parâmetro de Higuchi, enquanto que os resultados das juntas com TTAT foram extraídos de amostras com condições reprovadas no teste de Higuchi.

Esse resultado, assim como os de dureza apresentados no tópico 6.1, geram dúvidas a respeito da necessidade do TTAT para controle microestrutural da ZAC e, quando observados os resultados do fator de intensidade de tensões na interface dissimilar, o uso do TTAT torna-se ainda mais crítico.

Alguns autores (GITTO e GOOCH, 1992; OLDEN *et al.*, 2003) apresentaram em seus trabalhos resultados que também questionam a utilização de TTAT's como forma de melhorar as propriedades mecânicas e metalúrgicas de juntas dissimilares, sobretudo na interface das mesmas.

GITTO e GOOCH (1992), por exemplo, estudaram as propriedades mecânicas e a tenacidade de juntas dissimilares do aço 2,25Cr-1Mo (ASTM A182 F22) e encontraram uma queda drástica nos valores de CTOD na interface dissimilar a medida que se aumentava a temperatura e o tempo de TTAT. Esses autores observaram também que as falhas estavam localizadas geralmente no lado do aço na interface e, principalmente associadas a uma intensa decarbonetação nessa região.

A seguir são apresentadas algumas imagens, obtidas em um microscópio ótico, do caminho percorrido pela trinca durante o ensaio de fratura. Esses resultados auxiliam na avaliação e confirmação dos resultados obtidos do fator K. Deve ser observado que alguns dos corpos de prova não validados para análise do

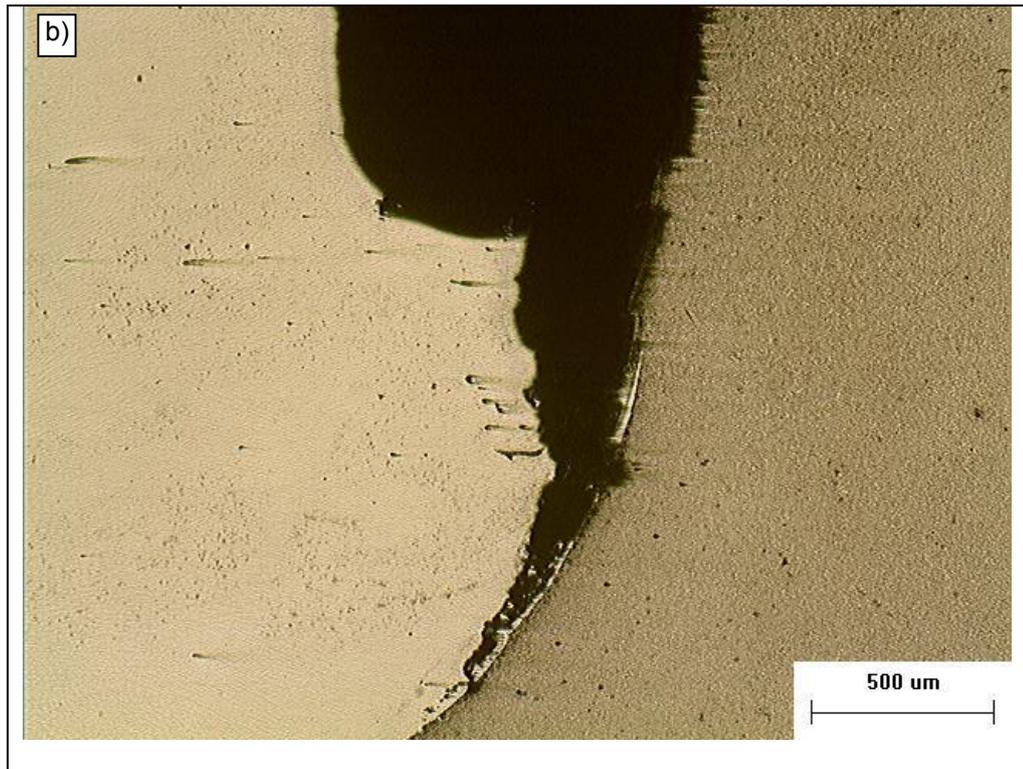
fator K são utilizados nessa análise por apresentarem a região por onde a trinca foi propagada (independentemente da posição do entalhe) e, conseqüentemente, a região de menor fator de intensidade de tensões (K).

6.3.2 Análise micrográfica das amostras ensaiadas

Conforme comentado, as amostras submetidas ao ensaio de fratura foram posteriormente submetidas a preparação metalográfica para avaliação da região de propagação da trinca gerada. Essa preparação foi realizada tanto para a lateral, como para o centro do corpo de prova e, como pode ser visto na Figura 110, pôde ser observada a necessidade de análise na região central do corpo de prova, como forma de garantir a visualização da propagação em condição mais crítica, em um estado plano de deformação.

Figura 110 – Micrografia da região de propagação da trinca no CP4. a) na lateral do corpo de prova (estado plano de tensões) e b) no centro do corpo de prova (estado plano de deformação)

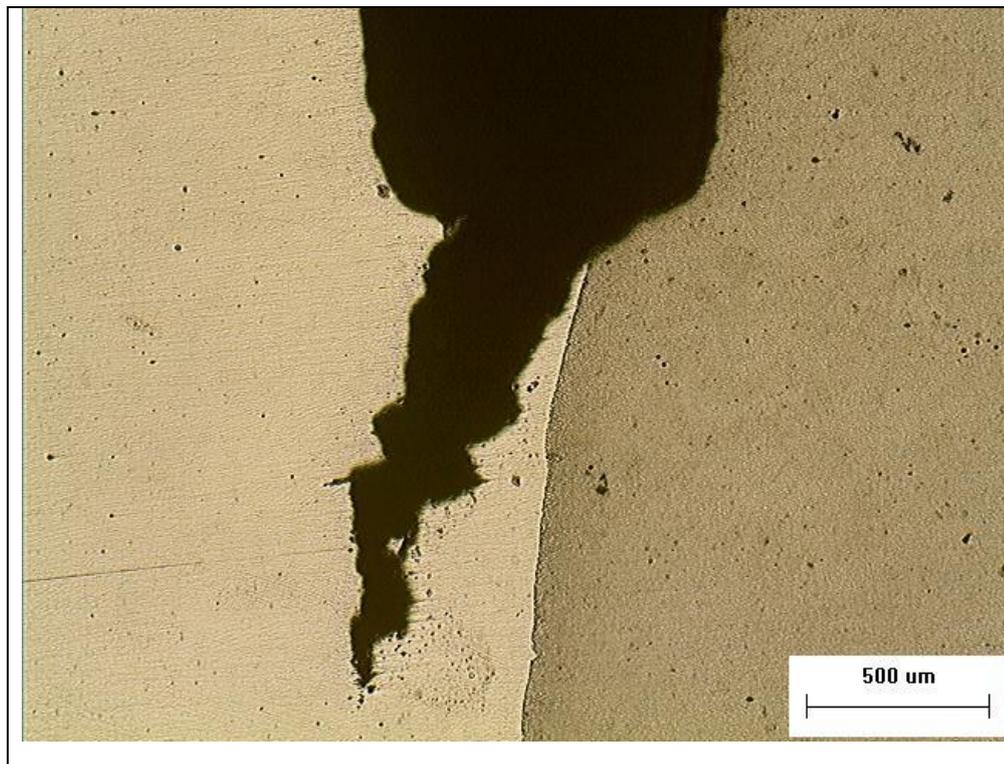




Fonte: Autoria própria.

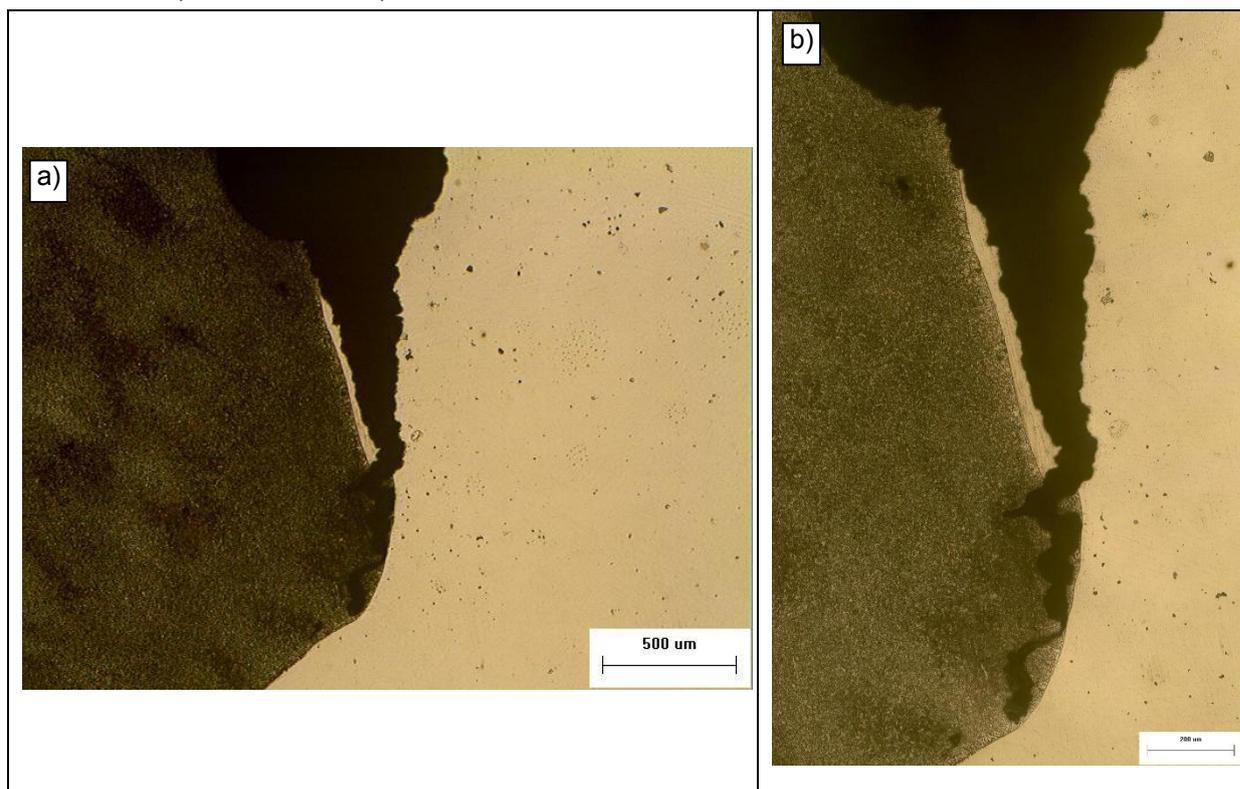
Na Figura 111 e na Figura 112, por exemplo, pode ser constatado o efeito do TTAT (mostrado na Figura 109) sobre a interface dissimilar no aço AISI 8630M.

Figura 111 – Trinca no CP1. AISI 8630M, amanteigado com a relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.



Fonte: Autoria própria.

Figura 112 - Trinca no CP2. AISI 8630M, amanteigado com a relação aprovada no teste de Higuchi e com TTAT. a) aumento 50x. b) aumento de 200x.



Fonte: Autoria própria.

Os CP's 1 e 2, mostrados na Figura 111 e na Figura 112, respectivamente, foram amanteigados utilizando os mesmos parâmetros (a única relação completamente aprovada no teste de Higuchi) e tiveram seus entalhes posicionados na interface dissimilar. Como pode ser visto, enquanto no CP1 (amanteigado sem TTAT) a trinca gerada durante o ensaio de fratura propagou-se em direção à zona fundida (ZF), no CP2 (submetido a TTAT após o amanteigamento) a trinca propagou-se ao longo da interface dissimilar.

A análise desses corpos de prova revela dois pontos importantes. O primeiro está relacionado a tendência de maior fragilidade da interface dissimilar no CP2 (submetido a TTAT). Conforme comentado anteriormente, acredita-se que essa região seja acometida por uma intensa precipitação de carbonetos do tipo M_7C_3 durante o TTAT. DODGE *et al.* (2012) encontraram esses precipitados em juntas retiradas após nove meses em serviço e nas regiões onde esses precipitados foram encontrados, foram observadas trincas.

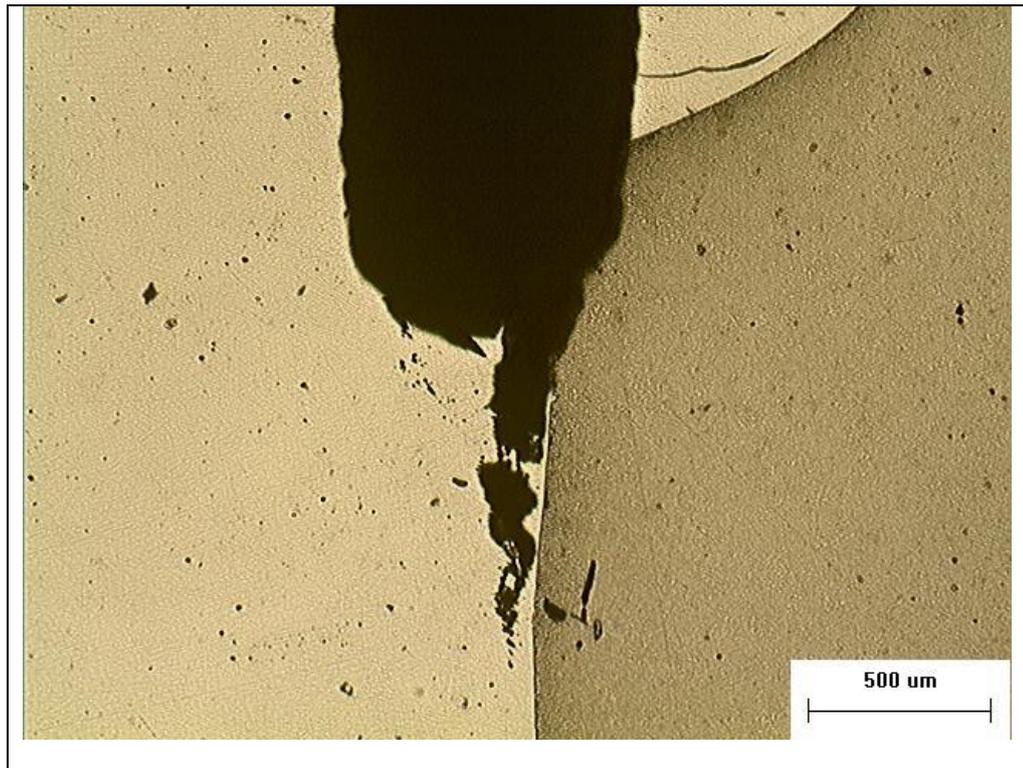
O segundo ponto observado é que independente do uso de TTAT, a ZAC das amostras do aço AISI 8630M amanteigadas com a relação de parâmetros

aprovada no teste de Higuchi (CP1, CP3 e CP4, Figura 111, Figura 113 e Figura 114, respectivamente) não ofereceram um caminho preferencial para a propagação da trinca gerada no ensaio de fratura. Esse resultado indica que o uso do TTAT nesses corpos de prova não refletiu em diferenças significativas na tenacidade dessa região.

Na Figura 113 e na Figura 114 são apresentadas micrografias de duas outras juntas, CP 3 e CP4, que foram amanteigadas utilizando a relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi com menor energia, sem uso de TTAT. Como pode ser visto, novamente a ZAC não foi a região mais suscetível a falha, mostrando o efeito benéfico da relação de parâmetros obtida com a técnica de Higuchi.

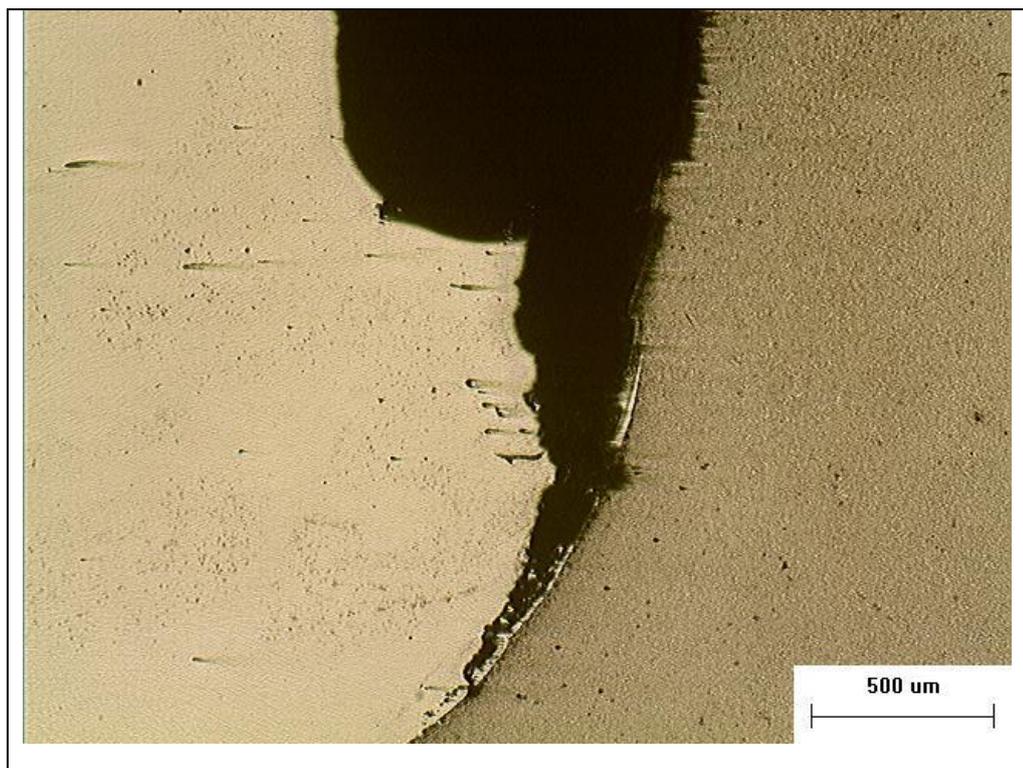
As trincas observadas nos CP's 3 e 4 estão, diferente das encontradas no CP1, localizadas na interface. Este fato indica uma menor resistência a propagação de trincas nessa região e pode também estar relacionado a precipitação de carbonetos do tipo M_7C_3 em função dos diversos ciclos de soldagem aplicados durante o amanteigamento. No entanto, acredita-se que essa precipitação deu-se de forma menos intensa quando comparada a amostra tratada termicamente. Essa suposição torna-se mais forte quando se compara os valores de K obtidos nas interfaces dessas amostras, sem TTAT (76 e 81 MPam^{0,5}), com a amostra submetida a TTAT (62 MPam^{0,5}), o que mostra uma menor tenacidade da interface nas amostras submetidas a TTAT.

Figura 113 - Trinca no CP3. AISI 8630M, amanteigado com uma relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.



Fonte: Autoria própria.

Figura 114 - Trinca no CP4. AISI 8630M, amanteigado com uma relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.



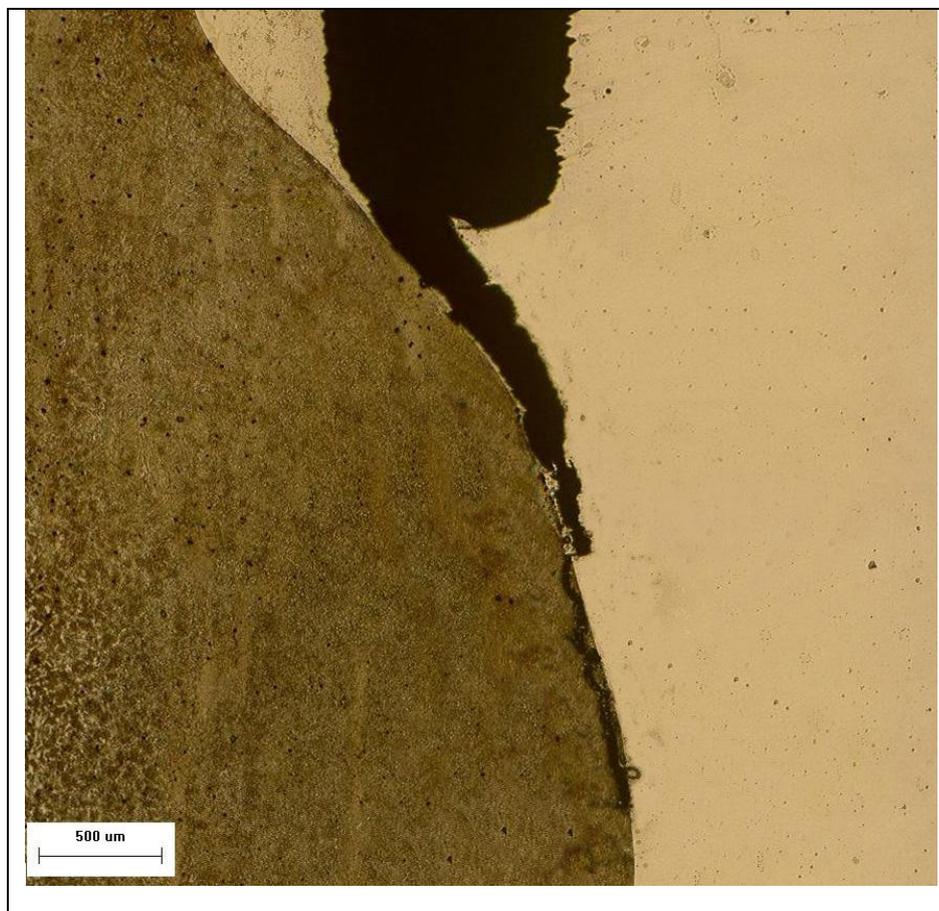
Fonte: Autoria própria.

No aço ASTM A182 F22 foi observado um comportamento diferente do

encontrado no aço AISI 8630M. Conforme mostrado na Figura 115 e na Figura 116, para o CP9 (amanteigado com a relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT), assim como ocorrido no aço AISI 8630M, a trinca propagou-se pela interface dissimilar no lado da zona fundida ($71 \text{ MPam}^{0.5}$), por outro lado, para os CP's 12 e 12B (amanteigados com uma relação de parâmetros reprovada no teste de Higuchi e com TTAT), Figura 116, a região de propagação da trinca gerada foi na interface, mas no lado da ZAC.

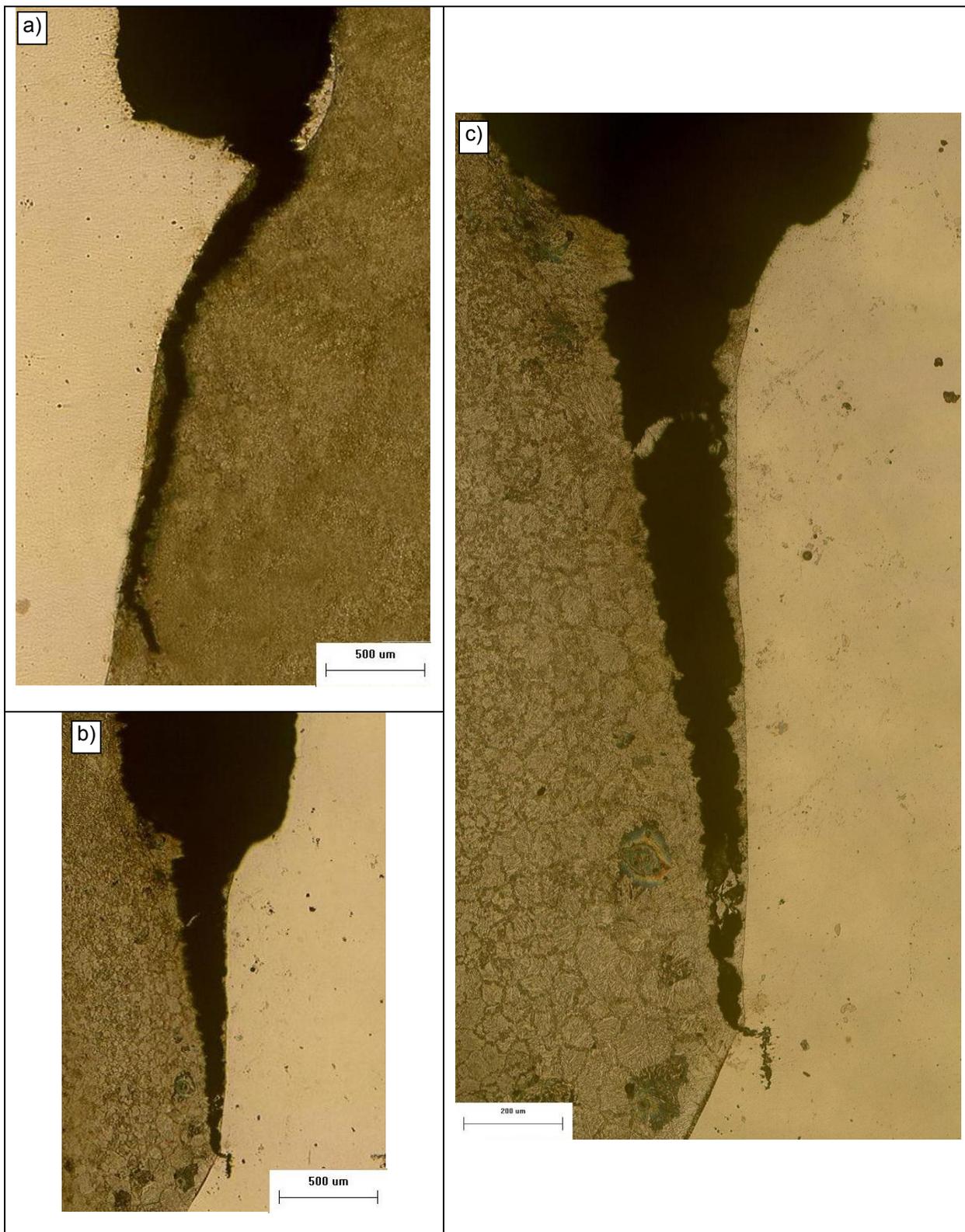
A explicação para esse resultado pode estar associada a dois fatores. Inicialmente, conforme citado no tópico anterior, GITTOS e GOOCH (1992), estudando juntas semelhantes as fabricadas nesse trabalho, inclusive com o aço ASTM A182 F22 (2,25Cr-1Mo), encontraram baixos valores de CTOD em juntas submetidas a TTAT e associaram esses baixos valores a descarbonetação na ZAC.

Figura 115 - Trinca no CP9B. ASTM A182 F22, amanteigado com uma relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTAT. Aumento 50x.



Fonte: Autoria própria.

Figura 116 - Trinca no a) CP12 (50x), b) CP12B (50x) e c) CP12B (200x). ASTM A182 F22, amantegado com uma relação reprovada no teste de Higuchi e com TTAT.



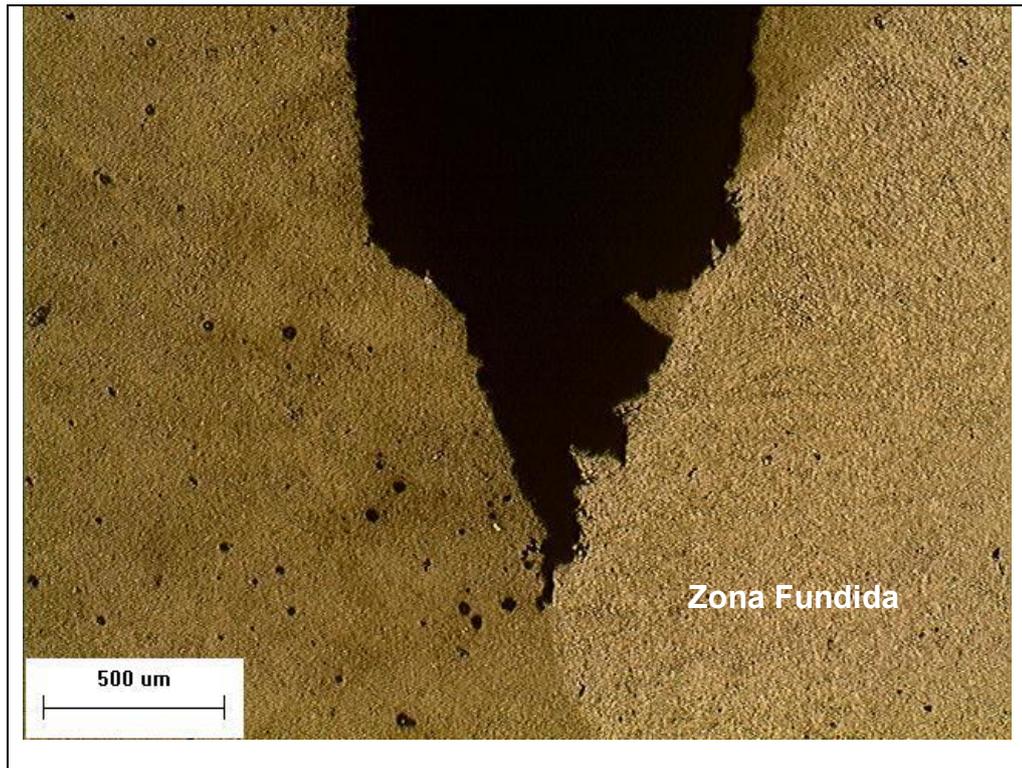
Fonte: Autoria própria.

No Capítulo V- Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas, foi mostrada a existência dessas regiões descarbonetadas em pontos da ZAC bem próximos da interface e, embora essas regiões tenham sido encontradas em todas as juntas, nas amostras submetidas a TTAT, esse fenômeno foi maior. O outro ponto que pode ter levado a falha nessas amostras é o tamanho de grão elevado na ZAC das mesmas, também mostrado no capítulo V, uma vez que tais amostras foram amanteigadas com uma relação de parâmetros não aprovada no teste de Higuchi.

Por fim, as juntas amanteigadas com o eletrodo de baixo carbono AWS ER80S-D2, com exceção de um corpo de prova com entalhe mal posicionado, não apresentaram falha no lado da zona fundida da interface e obtiveram valores de K variando de 73 a 80 MPam^{0,5}, para o aço AISI 8630M e de 76 a 85 MPam^{0,5}, para o aço ASTM A182 F22.

A interface dissimilar de união dessas juntas não teve seu fator de intensidade de tensões avaliado, isso dificulta a comparação com as demais juntas, no entanto, acredita-se que a interface de união não seja a mais crítica e que, no caso de uso de TTAT, assim como o encontrado por BURK e RIBARDO (2010), esse tipo de junta, com o aço ASTM A182 F22, possa apresentar boa resistência a fragilização por hidrogênio para esse tipo de aplicação. A Figura 117 e a Figura 118 mostram as trincas geradas em juntas amanteigadas com a liga de aço baixo carbono (eletrodo AWS ER 80S-D2).

Figura 117 - Trinca no CP5. AISI 8630M, amanteigado com o eletro AWS ER80S-D2 e com TTAT. Aumento 50x.



Fonte: Autoria própria.

Figura 118 - Trinca no CP10. ASTM A182 F22, amanteigado com o eletro AWS ER80S-D2 e com TTAT. Aumento 50x.



Fonte: Autoria própria.

6.4 Resumo dos resultados das propriedades mecânicas das juntas.

Os ensaios mecânicos realizados nas regiões de interesse das juntas analisadas nesse trabalho permitiram que os seguintes resultados fossem extraídos:

- ✓ O aço ASTM A182 F22 apresentou menor dureza na ZAC que o aço AISI 8630M em função do menor teor de C do mesmo.
- ✓ Os resultados de microdureza confirmaram os resultados de dureza, no entanto, características do material, como o bandeamento, ficaram bem definidos.
- ✓ Os resultados de microdureza permitiram também (diferente dos ensaios de dureza) avaliar essa propriedade na interface dissimilar e mostrou resultados que se contrapõem ao que a norma NACE (2005) exige em relação ao uso de TTAT.
- ✓ O uso do TTAT não foi eficaz no revenimento das zonas M. Sendo encontrado nas mesmas valores de microdureza de até 550 HV0,01.
- ✓ O uso do TTAT após amanteigamento não garante níveis de dureza abaixo de 250HV (em níveis microscópicos) na interface de amanteigamento, pelo contrário, em regiões como a zona Φ , essa propriedade tem seu valor aumentado com o uso de TTAT.
- ✓ O fator de intensidade de tensões (K) foi influenciado pela ocorrência de “pop-ins”.
- ✓ As amostras amanteigadas com relações de parâmetros aprovadas no teste de Higuchi, apresentaram a tendência de possuir maior K que as amostras amanteigadas com a técnica convencional (com TTAT).
- ✓ O aço AISI 8630M apresentou maiores valores de K na interface dissimilar que o aço ASTM A182 F22.
- ✓ Para o aço AISI 8630M, a interface dissimilar mostrou-se mais frágil e sensível ao uso de TTAT que a ZAC.
- ✓ Os valores de K obtidos para amostras amanteigadas com relações de parâmetros aprovadas no teste de Higuchi e sem TTAT foram semelhantes (em alguns casos superiores) aos das juntas amanteigadas com a técnica

convencional (com TTAT).

- ✓ A avaliação microscópica da propagação das trincas reforçou os resultados do fator de intensidade de tensões obtidos, uma vez que as amostras amanteigadas com os parâmetros de Higuchi e sem TTAT: ou não sofreram a propagação da trinca gerada pelo ensaio na interface (alguns casos na zona fundida), ou, quando na interface, apresentaram valores de K superiores aos das amostras submetidas a TTAT.
- ✓ Para o aço ASTM A182 F22 amanteigado com liga de níquel e submetido a TTAT, diferente do encontrado para o aço AISI 8630M, a trinca gerada propagou-se na interface no lado da ZAC.
- ✓ Todas as amostras amanteigadas com a liga de baixo carbono (eletrodo ER 80S-D2) e submetidas a TTAT, apresentaram a propagação da trinca gerada no ensaios ao longo da ZAC e com valores de K elevados em relação as demais condições.
- ✓ O uso do TTAT não se mostrou necessário para as juntas amanteigadas utilizando a liga de níquel e com a técnica de Higuchi, sendo que, de uma forma geral, o uso do TTAT levou a uma queda de resistência à fratura na interface dissimilar.

CAPÍTULO VII

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados obtidos nesse trabalho convergiram para o levantamento de um forte questionamento a respeito do procedimento de soldagem utilizado na fabricação de juntas contendo aços de alta resistência, para aplicações subaquáticas.

De um lado, foi observado que a utilização de técnicas de soldagem sem uso de tratamento térmico posterior, como a técnica da dupla camada, pode resultar em níveis de dureza na ZAC bem próximos ao que é exigido pelas normas de fabricação dessas juntas (como os 248HV₁₀ exigidos pela NACE MRO175), caso seja utilizado um aço de alta resistência, mas de baixo teor de carbono, como o aço ASTM A182 F22.

Por outro lado, pôde ser observado também que, mesmo para uma aço de maior teor de carbono, como o aço AISI 8630M, onde o máximo revenimento resultou em níveis de dureza média na ZAC em torno dos 320 HV₁₀, o refinamento gerado pela correta sobreposição dos ciclos térmicos, pode compensar a dureza ligeiramente maior e resultar em níveis de tenacidade próximos aos encontrados em juntas fabricadas com uso de tratamento térmico posterior.

Além disso, pôde ser observado que o uso de TTAT após o amantecimento, embora tenha sido eficaz na redução da dureza na ZAC de juntas amantecidas sem controle da sobreposição dos ciclos térmicos (técnica de soldagem convencional), não garantiu o refinamento dos grãos dessa região e, ainda mais, em níveis microscópicos gerou uma região endurecida na interface dissimilar.

Essa região endurecida não pôde ser caracterizada de forma detalhada pela limitação de resolução dos equipamentos utilizados. No entanto, como foi comentado durante o trabalho, alguns autores associam esse ganho de microdureza na interface dissimilar a uma intensa precipitação, em escala nanométrica, de carbonetos que, além de fragilizar essa região, podem ser responsáveis pelo aprisionamento de hidrogênio na mesma.

De fato, grande parte dos corpos de prova submetidos ao ensaio de

fratura, apresentaram uma propagação da trinca gerada no ensaio ao longo da interface dissimilar, sendo que, para as amostras submetidas a TTAT, os valores de K (fator de intensidade de tensões) encontrados foram menores que os das amostras soldadas sem TTAT.

Este fato, juntamente com a proximidade dos valores de K encontrados na ZAC de juntas amanteigadas, com ou sem TTAT e a tendência de maior fragilidade da interface dissimilar, quando comparada a ZAC dos aços, reforçam os resultados microestruturais, de dureza e de microdureza, e apontam para a ideia de que o uso de TTAT em interfaces desse tipo deve ser melhor analisado.

No caso de um estudo com hidrogenação (não realizado nesse trabalho por limitação de equipamento) é possível que essa diferença de tenacidade entre a interface dissimilar e a ZAC do aço seja ainda maior, pois, conforme comentado anteriormente, alguns autores relatam um possível acúmulo de hidrogênio na interface dissimilar gerado pela precipitação de carbonetos durante o TTAT.

Por fim, os resultados microestruturais, de dureza e de microdureza encontrados, apontam o amanteigamento com o eletrodo AWS ER80S-D2 como uma condição de soldagem promissora para esse tipo de aplicação. No entanto, é necessário ter em mente a diferença nos limites de resistência a tração esperados para os metais depositados pelos eletrodos ERNiCrMo-3 (725 MPa) e ER80S-D2 (550 MPa), o último, bem inferior ao exigido pela norma NACE MR0175 (655 MPa) e ao limite de resistência encontrado, nesse trabalho, para os aços AISI 8630M (743 MPa) e ASTM A182 F22 (771 MPa).

Em função das diferenças de resistência mecânica entre os materiais utilizados, deve-se estar atento a uma possível perda de resistência da junta como um todo, em função do uso do eletrodo de baixo carbono ER80S-D2 no amanteigamento da mesma. Essa possível perda de resistência pode, mesmo para bons níveis de tenacidade, inviabilizar a aplicação desse eletrodo para esse tipo de junta. Dessa forma, devem ser realizados estudos adicionais relacionados ao uso do eletrodo ER80S-D2 levando em consideração as características de projeto da junta para verificação da possibilidade de aplicação da mesma.

CAPÍTULO VIII

8 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas nesse trabalho, foi possível gerar as conclusões apresentadas a seguir:

- ✓ É possível, por meio dos testes de Higuchi e Higuchi modificado, determinar, para o aço AISI 8630M, uma relação de parâmetros de amantejamento que, sem uso de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), resulte em zonas afetadas pelo calor (ZAC) refinadas e com dureza máxima de 325 HV₁₀.
- ✓ A extrapolação dos resultados do teste de Higuchi e Higuchi modificado no aço ASTM A182 F22 mostrou-se satisfatória resultando em ZAC refinadas e com dureza bem próxima dos 250 HV₁₀ (sem TTAT).
- ✓ A ZAC nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 foi composta basicamente por martensita revenida e martensita revenida com bainita, respectivamente. Foi observado um intenso refino de grão nas juntas amanteadas com relações de parâmetros aprovadas nos testes de Higuchi e Higuchi modificado e granulação grosseira para as juntas reprovadas nos mesmos.
- ✓ A interface dissimilar apresentou a formação de zonas de macrosegregação (chamadas de zonas de alta diluição – ZAD), cuja composição química é intermediária ao aço baixa liga e a liga de níquel.
- ✓ Independente do metal de base utilizado, das variáveis de soldagem e do uso de TTAT, foram encontradas regiões de crescimento planar na zona fundida (zona Φ) ao longo de toda a interface dissimilar.
- ✓ A zona Φ encontrada em amostras submetidas a TTAT apresentou um aumento considerável em sua microdureza, quando comparado as amostras sem TTAT.
- ✓ A zona M foi encontrada em todas as interfaces de amantejamento com a liga de Ni, no entanto, apresentou-se de forma descontínua e com diferentes morfologias.
- ✓ Foram observadas zonas M também nas interfaces de enchimento das juntas

amanteigadas com o eletrodo de baixo carbono ER 80S-D2.

- ✓ O aço ASTM A182 F22 apresentou menor dureza na ZAC que o aço AISI 8630M em função do menor teor de C do mesmo.
- ✓ O uso do TTAT após amateigamento não garantiu níveis de dureza abaixo de 250HV (em níveis microscópicos) na interface dissimilar de amateigamento, pelo contrário, em regiões como a zona Φ , essa propriedade tem seu valor aumentado com o uso de TTAT.
- ✓ As análises de dureza e microdureza realizadas na ZAC e na interface de amateigamento das juntas amateigadas com a liga de baixo carbono (eletrodo ER 80S-D2) e submetidas a TTAT, não resultaram, diferente das interfaces dissimilares, na formação de picos dessas propriedades nessas regiões.
- ✓ Os resultados do fator de intensidade de tensões (K) obtidos nesse trabalho, mostraram-se coerentes com os resultados encontrados na literatura, para condições de análise semelhantes.
- ✓ As amostras amateigadas com relações de parâmetros aprovadas no teste de Higuchi, apresentaram a tendência de possuir maior K na interface dissimilar, que as amostras amateigadas com a técnica convencional (com TTAT).
- ✓ Os valores de K obtidos na ZAC das amostras amateigadas com relações de parâmetros aprovadas no teste de Higuchi e sem TTAT foram semelhantes (em alguns casos superiores) aos das juntas amateigadas com a técnica convencional (com TTAT).
- ✓ A avaliação microscópica da propagação das trincas reforçou os resultados do fator de intensidade de tensões obtidos, onde as amostras amateigadas com os parâmetros de Higuchi e sem TTAT: ou não sofreram a propagação da trinca gerada pelo ensaio na interface (alguns casos na zona fundida), ou, quando na interface, apresentaram valores de K superiores aos das amostras submetidas a TTAT.
- ✓ Todas as amostras amateigadas com a liga de baixo carbono (eletrodo ER 80S-D2) e submetidas a TTAT, apresentaram a propagação da trinca gerada

no ensaios ao longo da ZAC e com valores de K elevados em relação as demais condições.

- ✓ O uso do TTAT não se mostrou necessário para as juntas amanteigadas utilizando a liga de níquel e com a técnica de Higuchi, sendo que, de uma forma geral, o uso do TTAT levou a uma queda da resistência à fratura na interface dissimilar.

CAPÍTULO IX

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Simulação e validação dos aspectos térmicos e metalúrgicos da soldagem dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, para aplicação dos testes de Higuchi e Higuchi modificado.
- ✓ Aplicação dos testes de Higuchi e Higuchi modificado no aço ASTM A182 F22.
- ✓ Estudo da aplicação da técnica da dupla camada em juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 utilizando o eletrodo de baixo carbono ER80S-D2 sem uso de TTAT.
- ✓ Avaliação do efeito do uso de temperaturas de preaquecimento e interpasse mais baixas na soldagem de amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, utilizando a técnica da dupla camada.
- ✓ Avaliação do efeito do hidrogênio no fator de intensidade de tensões (K) de interfaces dissimilares dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.
- ✓ Avaliação do efeito da taxa de carregamento mecânico no fator de intensidade de tensões (K) de interfaces dissimilares hidrogenadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior**. 2001. f. (Mestrado). 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 Petróleo e Gás Natural**. 2010. f. (Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

ALBUQUERQUE, V. H. C. D. *et al.* Effect of nonmetallic inclusion and banding on the success of the two-layer temper bead welding technique. **Materials and Design**, v. Vol. 30, p. p. 1068-1074, 2009.

ALEXANDROV, B. T. *et al.* Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni–base alloy overlays applied to carbon steel. **Welding in the World**, v. 57, n. 1, p. 39-53, 2013/02/01 2013.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. Boca Raton, FL: CRC Press., 2004. p.

ARANA, J. L.; GONZÁLEZ, J. J. **Mecánica de fractura**. 2007. p.

ASM. **Nickel and nickel alloys. Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials**. Ohio: Metals Park. 1990.

ASTM. **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.

_____. **Standart Test Method for Microindentation hardness of Materials**. Philadelphia: ASTM. 2002.

_____. **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**. American Society for Testing and Materials (ASTM). 2003.

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

AWS. **Welding Handbook - Materials and Aplications - Part 1**. 8.ed. Miami: American Welding Society, 1996. p.

_____. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part 2**. Miami: 1998. p.

AZEVEDO, A. G. L. D. **APLICAÇÃO DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DO AÇO ABNT 1045** 2002. f. (Mestrado). DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO, UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ. 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.

BAHRAMI, A. *et al.* Assessing the integrity of subsea dissimilar joints to ensure safe operations. In: Offshore Technology Conference, 2010, Houston, Texas, USA. OTC.

BAILEY, N. *et al.* **Welding steels without hydrogen cracking**. Cambridge: Abington Publishing
ASM International, 1973. p.

BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution and Microsegregation in Dissimilar Metal Welds between Super Austenitic Stainless Steel and Nickel Base Alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 7 N° 6, p. 374-382, 2002.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, 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.

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

BHADESHIA, H. K. D. H. **Geometry of Crystals**. Institute of Materials, 2001. p.

BHADURI, A. K. *et al.* Evaluation of repair welding procedures for 2.25Cr-1Mo and 9Cr-1Mo steel welds. **Science and technology of welding and joining**, v. v6. , n. n. 2., 2001.

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

BURK, J. D.; RIBARDO, C. L. Thunder Horse – Materials, Welding and Corrosion Challenges and Solutions. In: 2010 Offshore Technology Conference, 2010, Houston, Texas. OTC.

CALLISTER, W. D. J. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. p.

CANTARIN, T. N. **CARACTERIZAÇÕES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DO AÇO AISI 8630 MODIFICADO REVESTIDO COM A LIGA DE NÍQUEL 625**

POR SOLDAGEM “GTAW”. 2011. f. (Mestrado). INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES, Universidade de São Paulo 2011.

CAPDEVILA, C. *et al.* Evolution of microstructural banding during the manufacturing process of dual phase steels. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 2276, p. 2269-2276, 2006.

CHUBB, J. P.; BILLINGHAM, J. **Effect of Iron on the Performance of in 625 Weld Deposits**. Cranfield Institute of Technology, 1984

CIESLAK, M. J. The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. **WELDING JOURNAL**, v. 70, p. 49-s-56-s, February 1991.

CIESLAK, M. J. *et al.* A Melting and Solidification Study of Alloy 625. **Metallurgical Transactions A**, v. 19 A, September 1988.

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

CRUZ, R. L. S. **Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A516 Gr60**. 2006. f. (Mestre). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2006.

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

DODGE, M. F. *et al.* Environment–induced cracking in weld joints in subsea oil and gas systems –part I. In: 31st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 2012, Rio de Janeiro, Brazil. ASME.

DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. **Welding Journal**, v. 71, p. 55–60, 1992.

DUPONT, J. N. Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27A, p. 3612-3620, 1996.

DUPONT, J. N.; BANOVIC, S. W.; MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys. **Welding Journal**, v. v. 82, n. n. 6, p. p. 125-56, 2003.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009. p.

FARAHMAND, B. **Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts and Application of LEFM & FMDM Theory**. New York: Chapman & Hall, 1997. p.

FENSKE, J. A. **MICROSTRUCTURE AND HYDROGEN INDUCED FAILURE MECHANISMS IN IRON-NICKEL WELDMENTS**. 2010. f. (Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering). University of Illinois, 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 of stainless steels**. New York: Springer-Verlag Wien, 1988. 672 p.

FONDEVIOLE, A. M.; VIGNES, A. Execution and characterization of dissimilar-metal joints: stainless steel or Ni-Cr-Fe alloy to 20M5M or 16 MND5steel. **Pressure Vessel Technology**, v. 2, p. 823-836, 1984.

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**. 2008. f. (Mestrado). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2008.

FRANCIS, J. A. *et al.* Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels. . **Proceedings of PVP 2007 - ASME pressure vessels and piping division conference. Paper PVP2007-26544.**, p. 1-8, 2007.

GITTO, M. F. Disbonding of Austenitic Stainless Steel Cladding Following High Temperature Hydrogen Service. **Welding in the World**, v. 52, n. 3-4, p. 54-67, 2008/03/01 2008.

GITTO, M. F.; GOOCH, T. G. The Interface below Stainless Steel and Nickel-Alloy Claddings. **Welding Research Supplement**, p. 461S-472S, 1992.

GOULD, E. K. **Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low-Alloy Steels**. 2010. f., The Ohio State University 2010.

GRANGE, R. A. Effect of microstructural banding in steel. **Metallurgical Transactions**, v. 2, n. 2, p. 417-426, 1971/02/01 1971.

GRAVILLÉ, B. A. Cold Cracking in Welds in HSLA Steels. Welding of HSLA (microalloyed) Structural Steels. In: Proc. Int. Conf., American Society for Metals, 1976.

HEMSWORTH, B.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N. F. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. **Metal Construction and British Welding Journal.**, p. pp. 5-16., 1969.

HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H.; TANIOKA, S. A Study on Weld Repair Through Half Bead Method. . **IHI Engineering Review**, v. v. 13, 1980.

HSIEH, R.-I.; WANG, S.-C.; LIOU, H.-Y. A study on the formation of liquation cracks in the weld heat-affected zone of HY-80 quenched and tempered steel. **Journal of Materials Science**, v. 29, n. 9, p. 2328-2334, 1994/01/01 1994.

ISO. **Petroleum, petrochemical and natural gas industries- Materials selection and corrosion control for oil and gas production systems.**: ISO/CD 21457 2008.

JANOSCH, J. J. International institute of welding work on residual stress and its application to industry. **International Journal of Pressure Vessels and Piping.**, v. 85, p. 183-190, 2008.

KEJELIN, N. Z. **SOLDAGEM DE REVESTIMENTO DE AÇOS COMUNS C-Mn COM SUPERLIGA A BASE DE NÍQUEL INCONEL 625.** 2012. f. (Doutorado). Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina 2012.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE, A. M. Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. **Soldagem & Inspeção**, v. 12, Nº 3, p. 195-203, Jul/Setembro, 2007 2007.

KOU, S. **Welding Metallurgy.** 2.ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003. 466 p.

KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Welds. **WELDING JOURNAL**, v. 86, p. 303-s-312-s, 2007.

KRAWCZYK, J.; PAWŁOWSKI, B.; BAŁA, P. **BANDED MICROSTRUCTURE IN FORGED 18CrNiMo7-6 STEEL.** 2013. p.

Subroutine MAP_STEEL_TEXTURE. Materials Algorithms Project Program Library. University of Cambridge. 2006.

LANCASTER, F. J. **Metallurgy of Welding.** Londres: Abington Publishing, 1980. p.

LANT, T. E. A. Review of weld repair procedures for low alloy steels designed to minimize the risk of future cracking. **International Journal of Pressure Vessels and Piping.**, v. v. 78, p. p. 813 - 818,, 2001.

MAGALHÃES, S. G. *Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG.* 2008. f. Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.

MATHEW, M. D.; RAO, K. B. S.; MANNAN, S. L. Creep Properties of Service-Exposed Alloys 625 After Re-solution Annealing Treatment. **Materials Science and Engineering A**, v. 372, p. 327-333, 2004.

METALS, A. S. F. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys.** Ohio: ASM International. 1993a.

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

MISHLER, H. W. **Preventing Delayed Cracks in Ship Welds.** Naval Ship Engineering Center. Washington, 1976

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 MROI75/ISO 15156-1:2001/Cor.1:2005(E). U.S.A.: NACE. 2005.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds — Part 2 : On-Cooling Transformations. **WELDING JOURNAL**, n. October, p. p. 267-277, // 2000.

NIÑO, C. E. B.; CORRÊA, J. A.; BUSCHINELLI, A. J. A. Técnicas de Reparo por Soldagem em Aços 5Cr-0.5Mo. **Soldagem e Materiais.**, v. vol.4, n. n2. , p. p.28-33. , 1992.

Precaution against failure of heat treatment. Nogoya International Trainin Center. Japan: Japan International Cooperation Agency. 1974.

OGBORN, J. S.; OLSON, D. L.; CIESLAK, M. J. Influence of Solidification on the Microstructural Evolution of Nickel Base Weld Metal. **Materials Science and Engineering**, v. A 203, p. 134-139, 1995.

OLDEN, V. *et al.* THE EFFECT OF PWHT ON THE MATERIAL PROPERTIES AND MICRO STRUCTURE IN INCONEL 625 AND INCONEL 725 BUTTERED JOINTS. In: The 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering, 2003, Cancun, Mexico.

OLIVEIRA, G. L. G.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P. Residual stress evaluation in small diameter pipes welded using the orbital TIG process. **Welding International**, v. 24, n. 10, p. 749-757, 2010.

OLIVEIRA, G. L. G. *et al.* Avaliação do Efeito da Energia de Soldagem sobre as Tensões Residuais Resultantes em Juntas Soldadas com Multipasse. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 3, 2010.

OLIVEIRA, G. L. G. D. **AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM CHAPAS PLANAS DO AÇO ESTRUTURAL ASTM A516 G70.** 2009. f. (Mestrado). Engenharia Metalúrgica e de Materiais., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

OMAR, A. A. Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal.**, v. 87- N° 2, p. 86-93, February 1998.

POPE, A. M.; PAES, M. T. P.; TEIXEIRA, J. C. G. Fracture toughness of X60/alloy 625 welded joint. In: 24th International Conference on Off-shore Mechanics and Artic Engineering – OMAE., 2005, Halkidiki, Greece. Paper n. OMAE2005-67026, 2005

PREDAN, J.; GUBELJAK, N.; KOLEDNIK, O. On the local variation of the crack driving force in a double mismatched weld. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 74, n. 11, p. 1739-1757, 7// 2007.

PRICE, J. W. H. Comparison of experimental and theoretical residual stresses in welds: The issue of gauge volume. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 50, p. 513–521, 2008.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C. High Temperature Behavior of Ni-Base Weld Metal Part II – Insight Into the Mechanism for Ductility Dip Cracking. **Materials Science and Engineering A**, v. 380, p. 245–258, 2004.

RAO, M. N. Pitting corrosion of sheets of a nickel-base superalloy. **Materials and Corrosion**, v. 60, p. 49-52, 2009.

Assisted Cracking of Nickel Alloys - A Review. Second International Conference on Environment-Induced Cracking of Metals (EICM-2). Banff, Alberta: Elsevier. 2004.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776 p.

ROSS, E. W.; SIMS, C. T. **Nickel-Base Alloys. Superalloys II**. . New York, NY, USA: John Wiley & Sons, 1987. p.

ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Metals Welds. **WELDING JOURNAL**, p. 31-s-37-s, February 1999.

SAVAGE, W.; SZEKERES, E. A Mechanism for Crack Formation in HY-80 Steel Weldments **WELDING JOURNAL**, v. 46 (2), p. 94-s-96-s, 1967.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; SZEKERES, E. S. A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel. **Welding Journal**, v. 55 (9), p. 260-s-268-s, 1976.

SILVA, C. *et al.* Evaluation of AISI 4140 Steel Repair Without Post-Weld Heat Treatment. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, n. 3, p. 324-331, 2009/04/01 2009.

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

SILVA, C. C. *et al.* Chemistry and Crystallographic Evaluation of Ni-based Alloys and Steels Dissimilar Interface. In: 9th International Conference on Trends in Welding Research, 2012, Chicago.

SILVA, C. C. *et al.* Influence of Welding in Operational Conditions on the Partial Mixed Zone Formation in Ni-Based Dissimilar Weld Overlay. In: Trends in Welding Research, Proceedings of the 9th International Conference, 2013, Chicago, Illinois, USA.

Aplicação de uma técnica variante da dupla camada na soldagem do aço 5% Cr-0,5% Mo. 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Curitiba - PR. 2001.

SIMS, C. T.; HAGEL, W. C.; STOLOFF, N. S. **The Superalloys II**. New York: John Wiley & Sons, 1987. p.

SIQUARA, P. C. **Influência da Microestrutura nas Propriedades Físicas e Mecânicas de Aços 2,25Cr-1Mo usados em Ambientes ricos em Hidrogênio.** . 2006. f. (Mestrado). Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2006.

SPURRIER, J.; HANCOCK, P.; CHUBB, J. P. An assessment of weld mis-matching. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 53, n. 4, p. 581-592, 3// 1996.

SVENSSON, L. E. **Control of microstructures and properties in steel arc welds.** Gothenburg. Sweden.: The Esab Group, 1993. p.

TANCRET, F.; BHADSHIA, H. K. D. H.; C., M. D. J. Design Of A Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 – Mechanical Properties Modeling. . **Materials Science and Technology**, v. v. 19, p. p. 283-290., 2003.

TANG, W.; SHI, Y. W. Influence of strength matching and crack depth on fracture toughness of welded joints. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 51, n. 4, p. 649-659, 7// 1995.

TEIXEIRA, J. C. G.; POPE, A. M. Técnica de Deposição em Dupla Camada para Reparos e Modificações sem Tratamento Térmico Pós-soldagem de Aço 1 Cr 0.5Mo. **Soldagem e Materiais**, v. v. 4, n. n. 2, p. p. 23-27, 1992.

THAULOW, C. Fracture mechanics testing of weldments. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 31, n. 1, p. 181-188, // 1988.

THOMAS, C.; TAIT, P. The performance of Alloy 625 in long-term intermediate temperature applications. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 59, p. 41-49, 1994.

VERHOEVEN, J. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 9, n. 3, p. 286-296, 2000/06/01 2000.

WITHERS, P. J.; BHADSHIA, H. K. D. H. Residual stress. Part 2 – Nature and Origins. **Materials Science and Technology**., v. 17, 2001.

Formation of mu Phase During Thermal Exposure and its Effect on the Properties of K465 Superalloys. *Scripta Materialia*: Elsevier. 55: 331-334 p. 2006.

YANG, Y. K.; KOU, S. Weld-Bottom Macroseggregation Caused by Dissimilar Filler Metals. **WELDING JOURNAL**, v. 86, p. 379-s-387-s, 2007.

ZHANG, H. *et al.* Influence of weld mis-matching on fatigue crack growth behaviors of electron beam welded joints. **Materials Science and Engineering: A**, v. 334, n. 1–2, p. 141-146, 9/1/ 2002.

ZHANG, Z. L.; THAULOW, C.; HAUGE, M. Effects of crack size and weld metal mismatch on the has cleavage toughness of wide plates. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 57, n. 6, p. 653-664, 8// 1997.

APÊNDICE A – PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NOS TESTES DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.

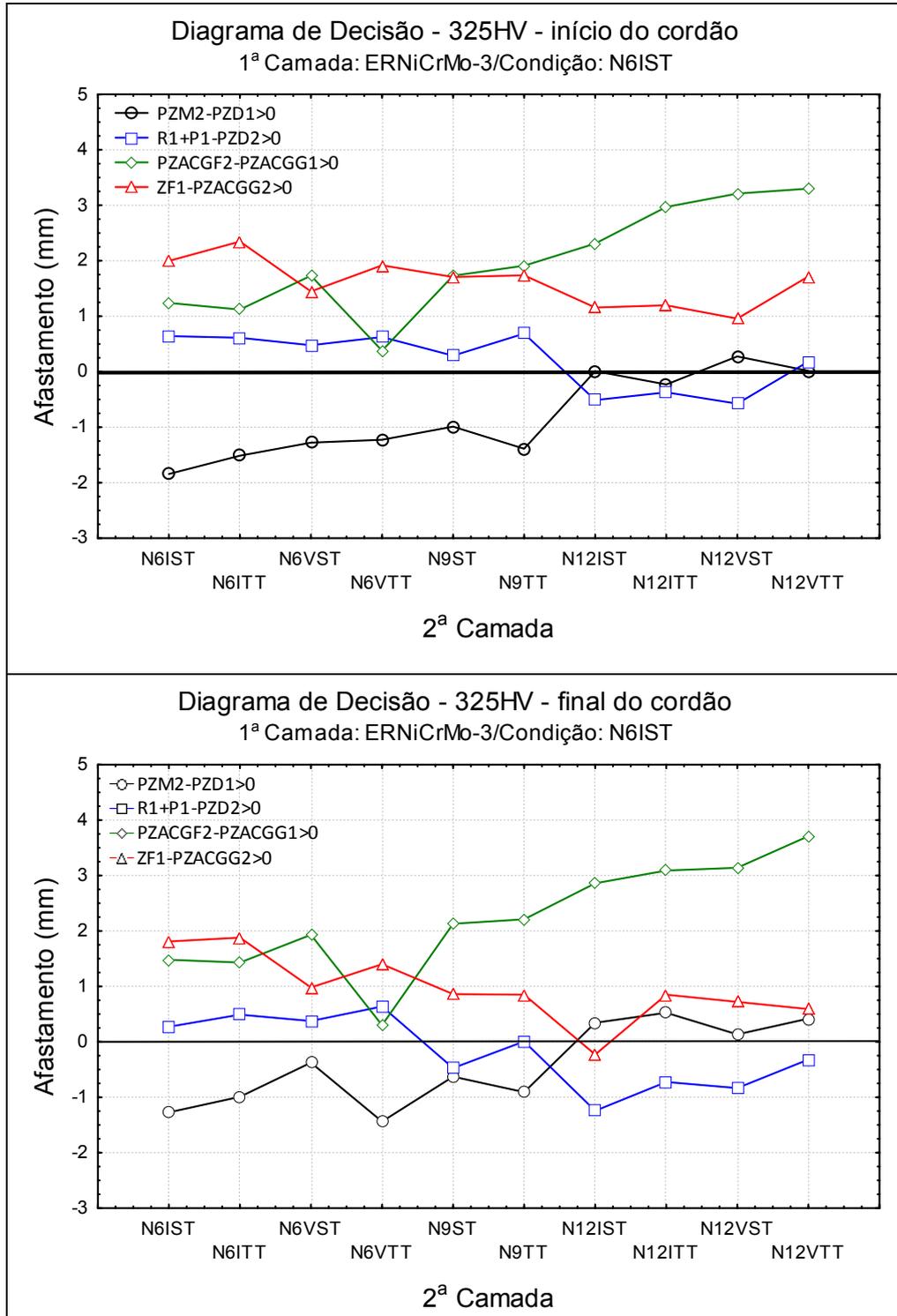
Condição	lef (A)	lp (A)	tp (ms)	l _{pb} (A)	tp _b (ms)	lb (A)	tb (ms)	Ec (kJ/cm)	U _M (V)	U _T (V)	Vs (m/min)	Valim (m/min)	Técnica	Tecimento	Arame
N6IST	147	280	2,2	0	0	80	7	6,3	28,5	25	0,4	5,2*	I	ST	ERNiCrMo-3
N9IST	190	300	2,8	0	0	120	6	8,6	30	29	0,4	7,0	R	ST	ERNiCrMo-3
N12IST	250	340	3	150	1,5	80	1,5	12,4	33	33	0,4	10,1	I	ST	ERNiCrMo-3
N6VST	190	300	2,8	0	0	120	6	6,3	30	29	0,54	7,0	V	ST	ERNiCrMo-3
N12VST	190	300	2,8	0	0	120	6	12,2	30	29	0,28	7,0	V	ST	ERNiCrMo-3
N6ITT	147	280	2,2	0	0	80	7	6,3	28,5	25	0,4	5,2*	I	TT	ERNiCrMo-3
N9ITT	190	300	2,8	0	0	120	6	8,6	30	29	0,4	7,0	R	TT	ERNiCrMo-3
N12ITT	250	340	3	150	1,5	80	1,5	12,4	33	27	0,4	10,1	I	TT	ERNiCrMo-3
N6VTT	190	300	2,8	0	0	120	6	6,3	30	29	0,54	7,0	V	TT	ERNiCrMo-3
N12VTT	190	300	2,8	0	0	120	6	12,2	30	29	0,28	7,0	V	TT	ERNiCrMo-3
C6IST	152	290	2,2	0	0	80	7	6,6	29	25	0,4	3,7	I	ST	ER80S-D2
C9IST	190	300	2,8	0	0	120	6	8,7	30,6	29	0,4	5,2	R	ST	ER80S-D2
C12IST	250	350	3	150	1,5	80	1,5	13,1	35	33	0,4	7,1	I	ST	ER80S-D2
C6VST	190	300	2,8	0	0	120	6	6,6	30,6	29	0,53	5,5	V	ST	ER80S-D2
C12VST	190	300	2,8	0	0	120	6	12,9	30,6	29	0,27	5,3	V	ST	ER80S-D2
C6ITT	152	290	2,2	0	0	80	7	6,6	29	25	0,4	3,7	I	TT	ER80S-D2
C9ITT	190	300	2,8	0	0	120	6	8,7	30,6	29	0,4	5,6	R	TT	ER80S-D2
C12ITT	250	350	3	150	1,5	80	1,5	13,1	35	33	0,4	7,1	I	TT	ER80S-D2
C6VTT	190	300	2,8	0	0	120	6	6,6	30,6	29	0,53	5,6	V	TT	ER80S-D2
C12VTT	190	300	2,8	0	0	120	6	12,9	30,6	29	0,27	5,3	V	TT	ER80S-D2

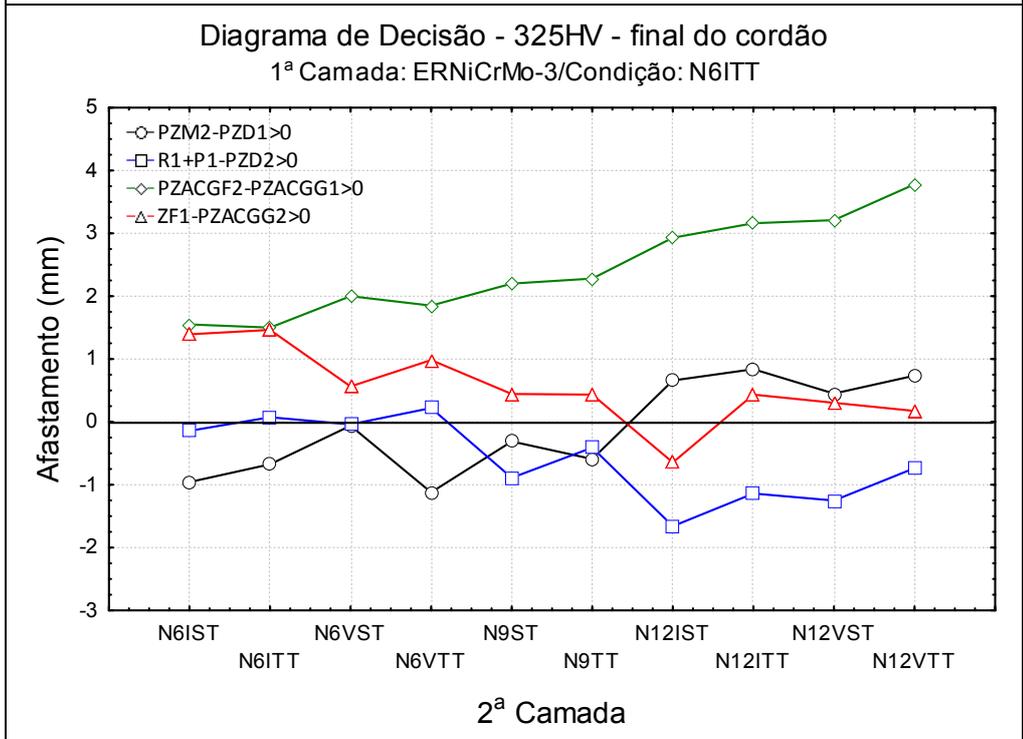
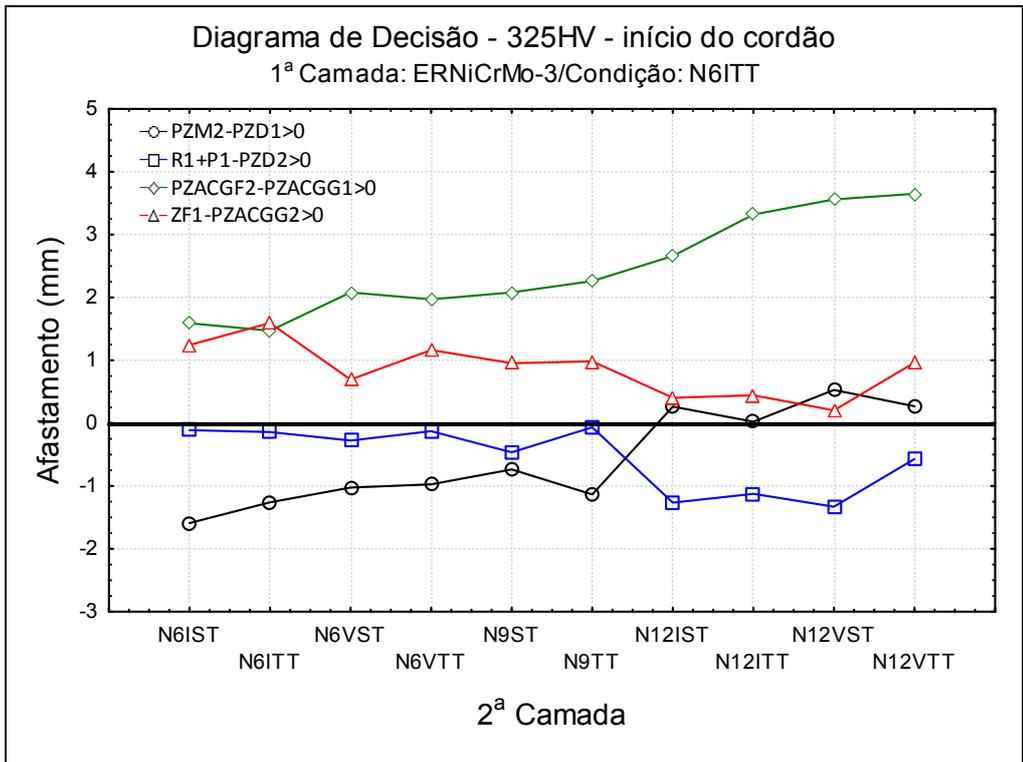
Fonte: Autoria Própria

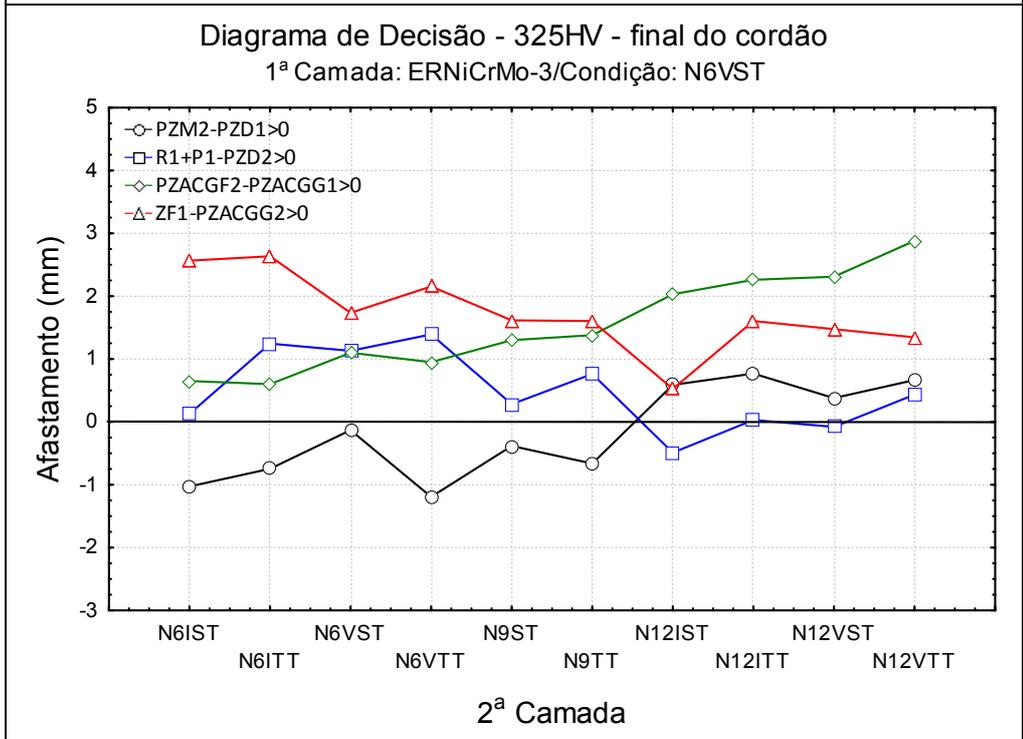
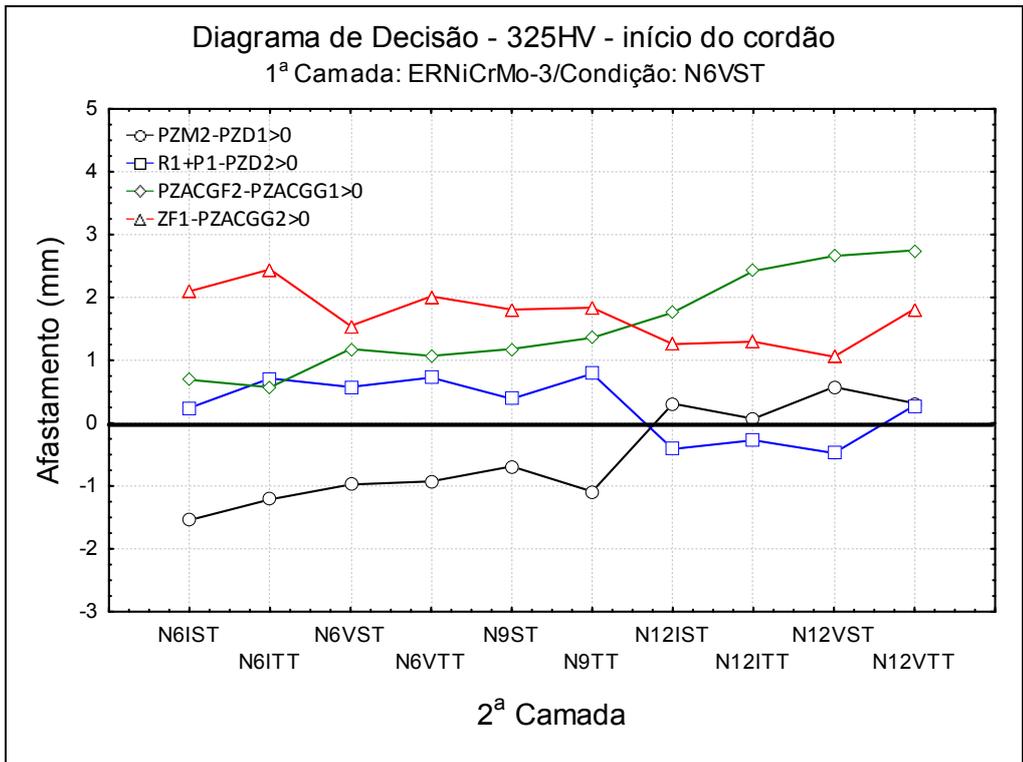
Legenda: UM - Tensão Medida, UT - Tensão Teórica, TT - Tecimento Triangular

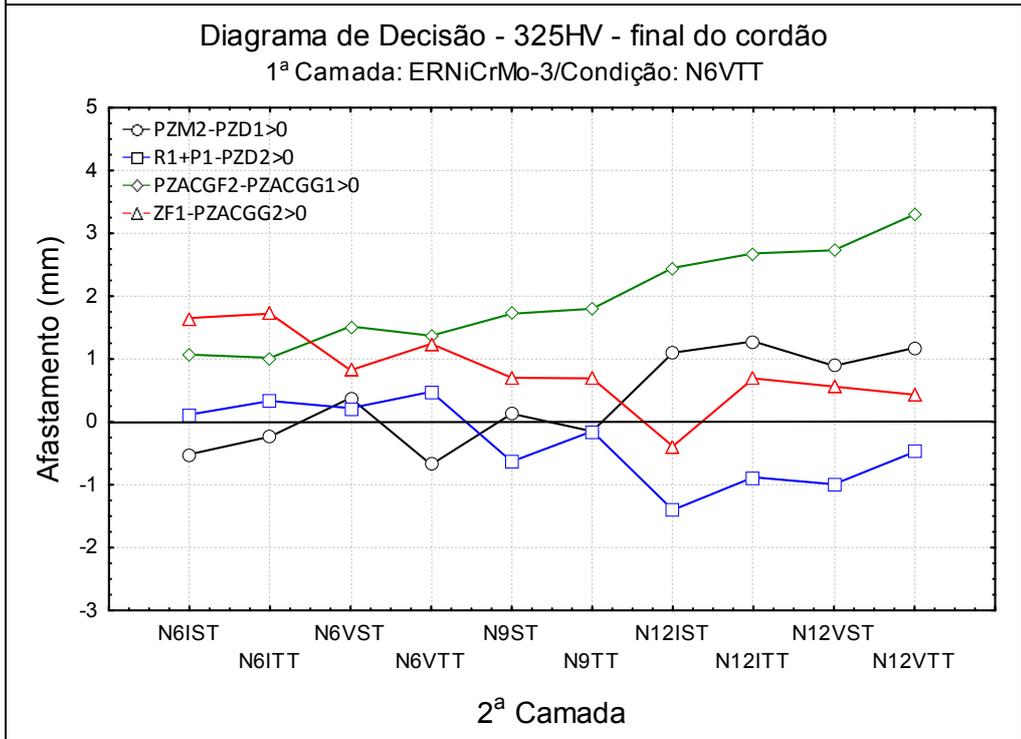
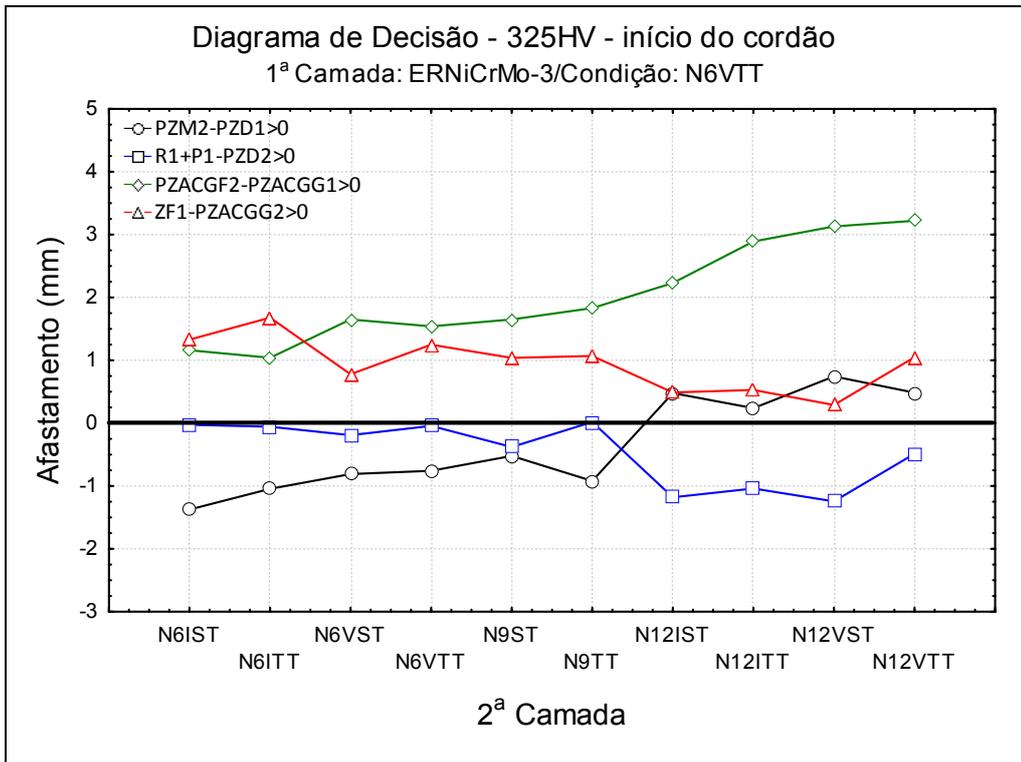
APÊNDICE B – DIAGRAMAS DE DECISÃO CONFECCIONADOS A PARTIR DOS TESTES DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO.

Eletrodo ERNiCrMo-3









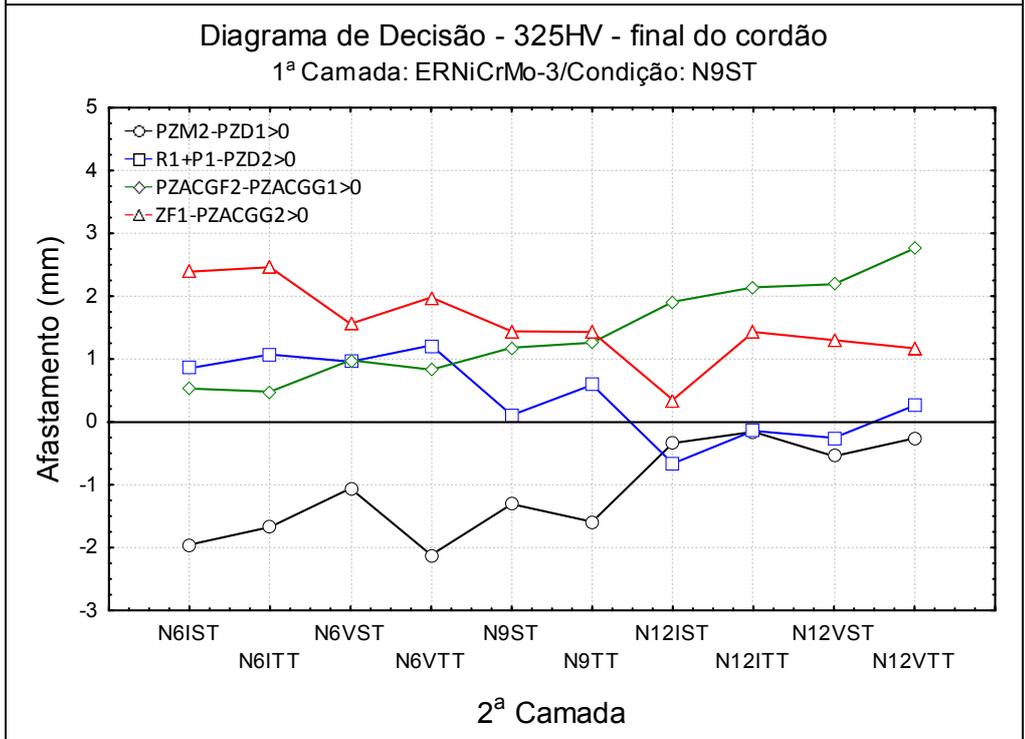
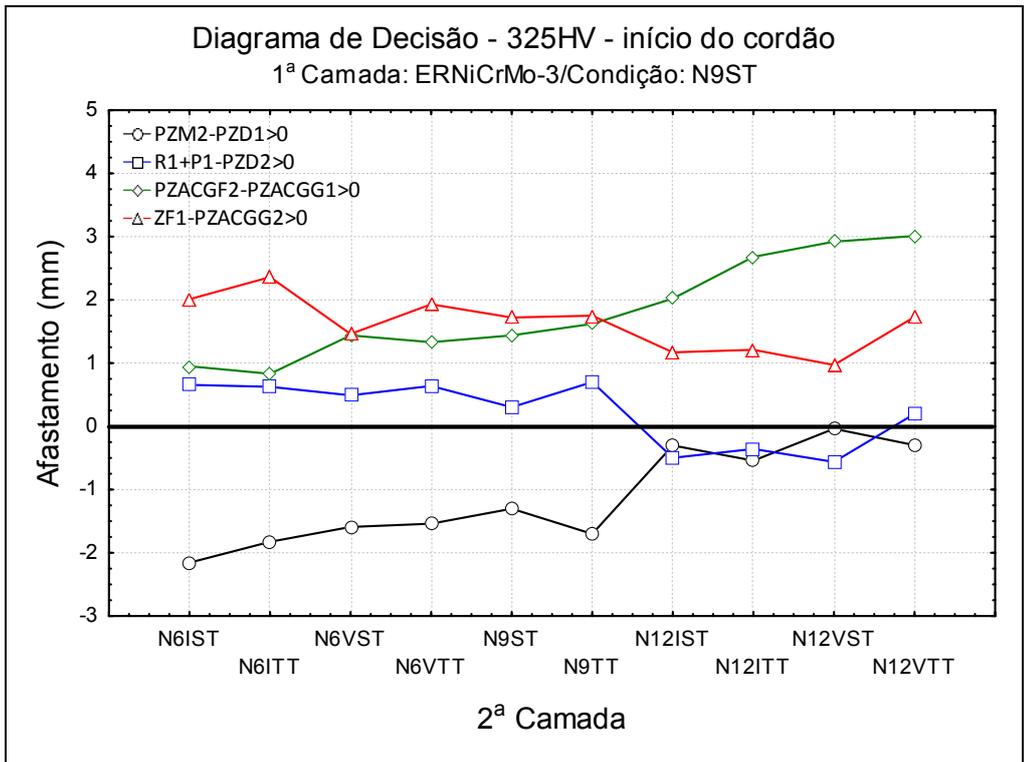


Diagrama de Decisão - 325HV - início do cordão

1ª Camada: ERNiCrMo-3/Condição: N9TT

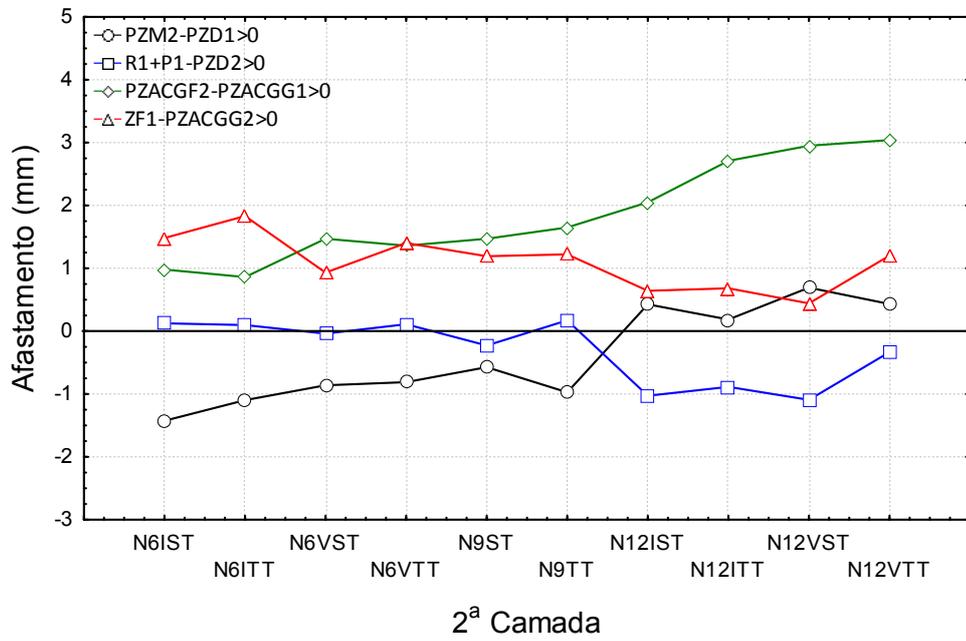
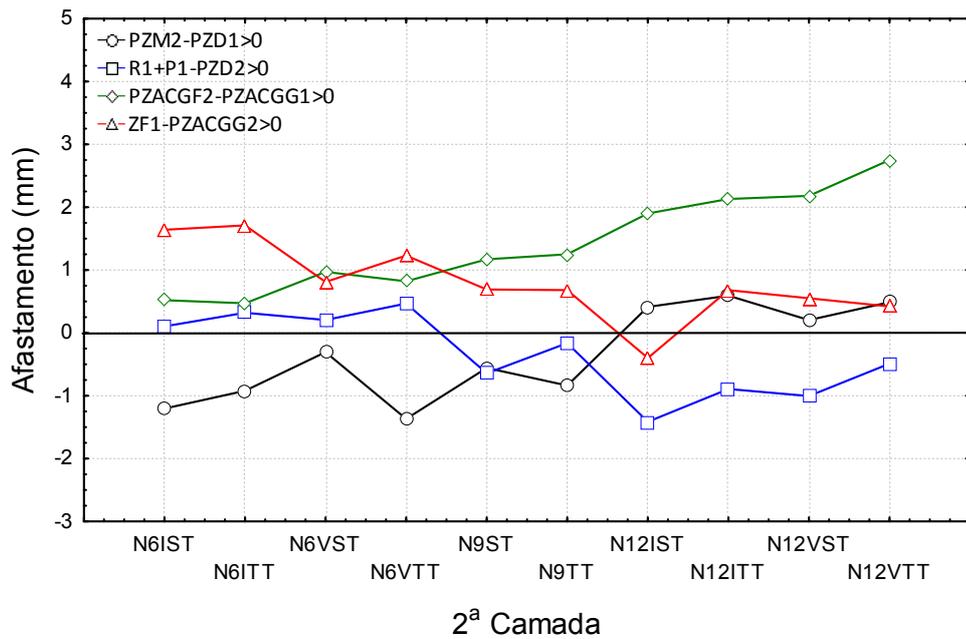
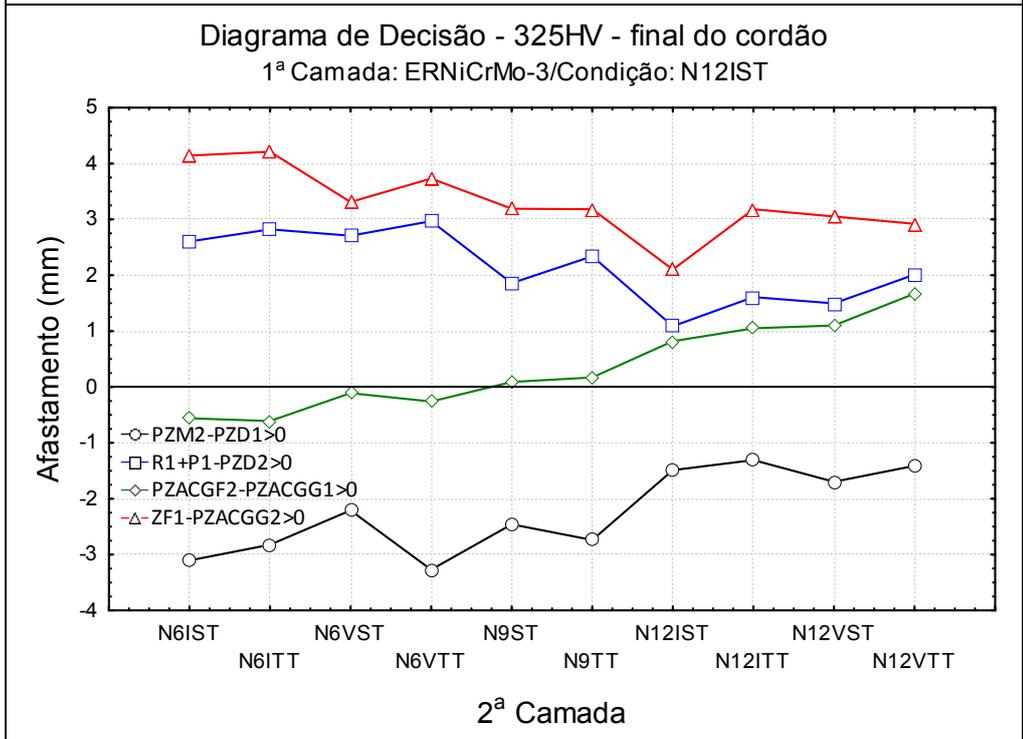
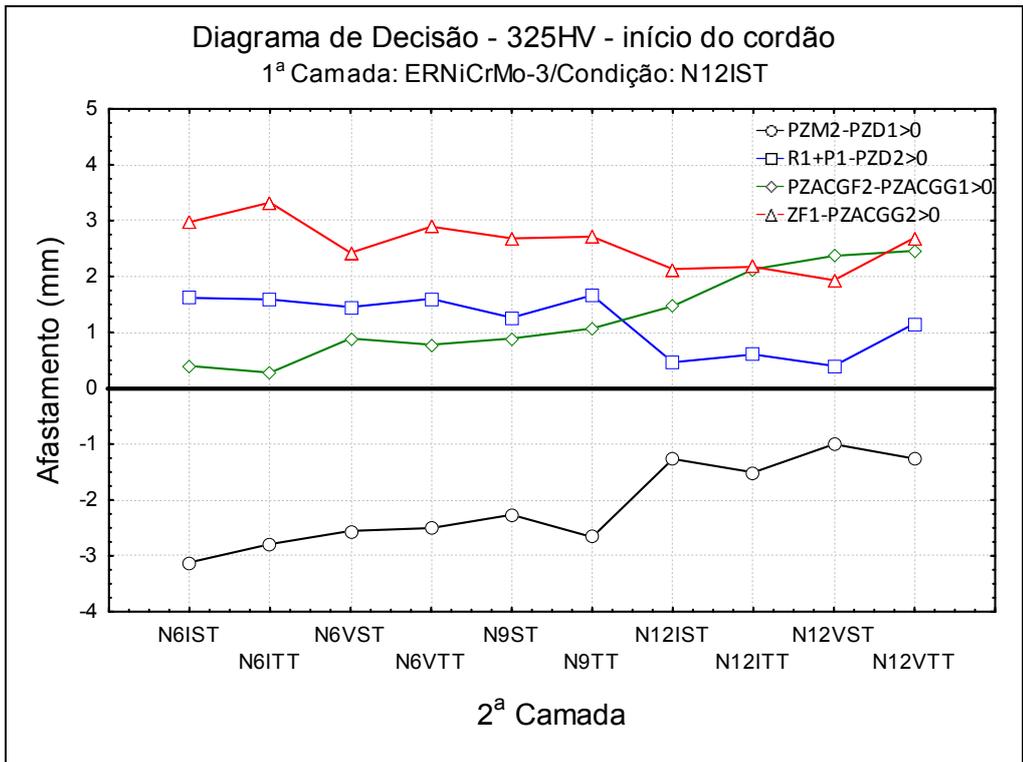
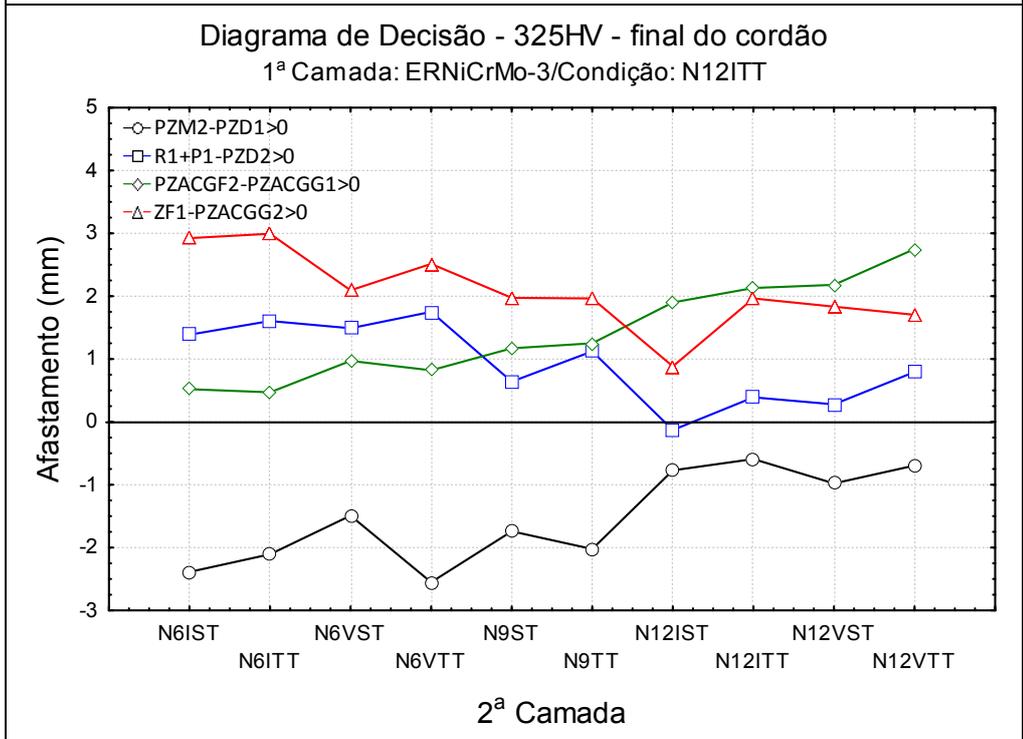
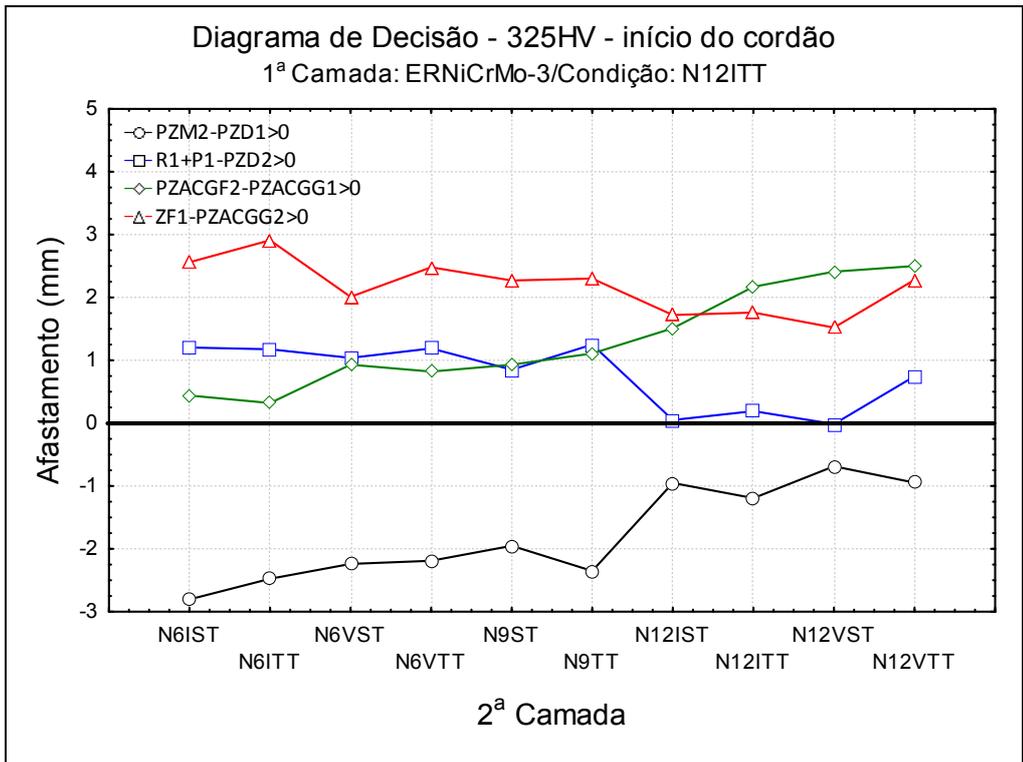


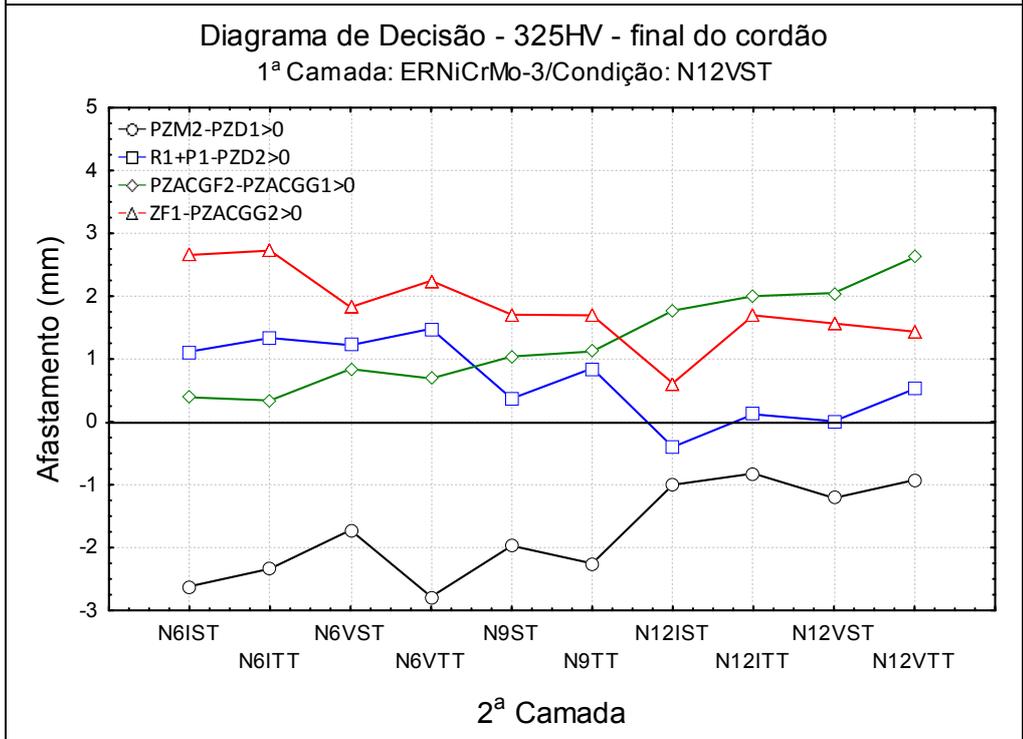
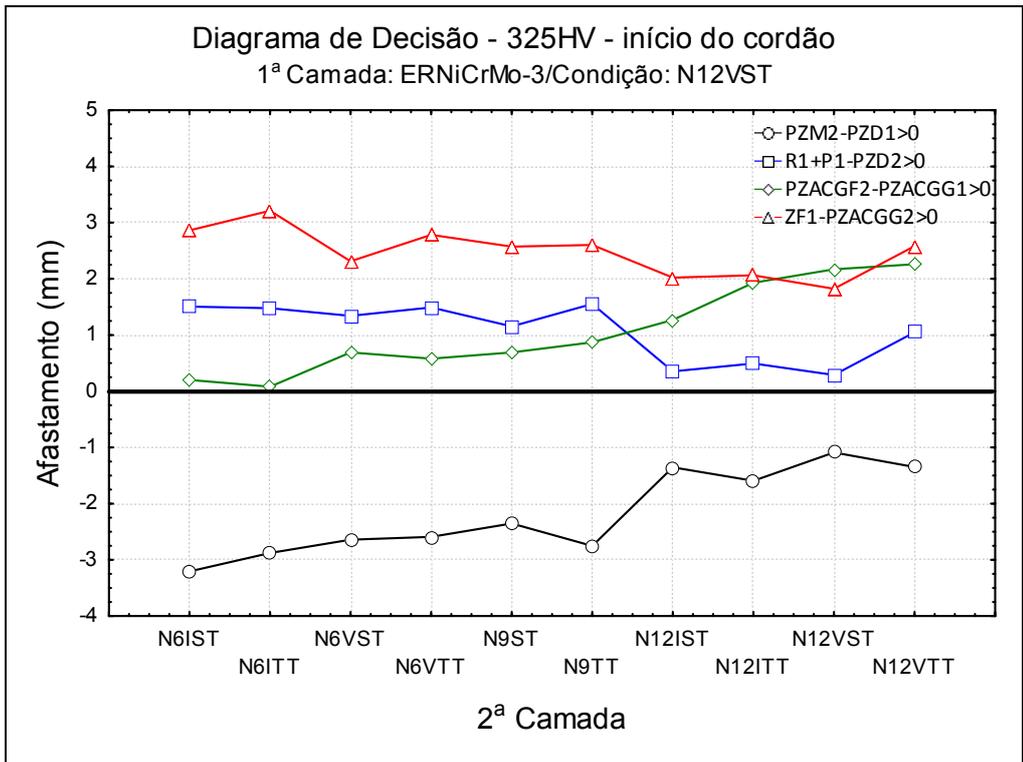
Diagrama de Decisão - 325HV - final do cordão

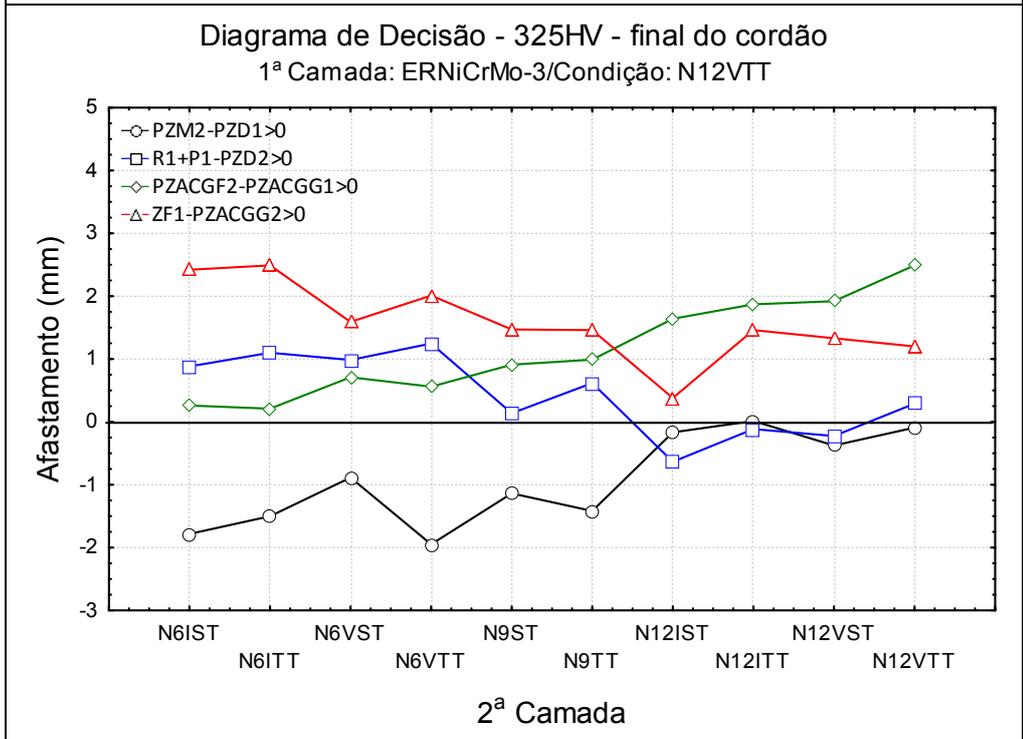
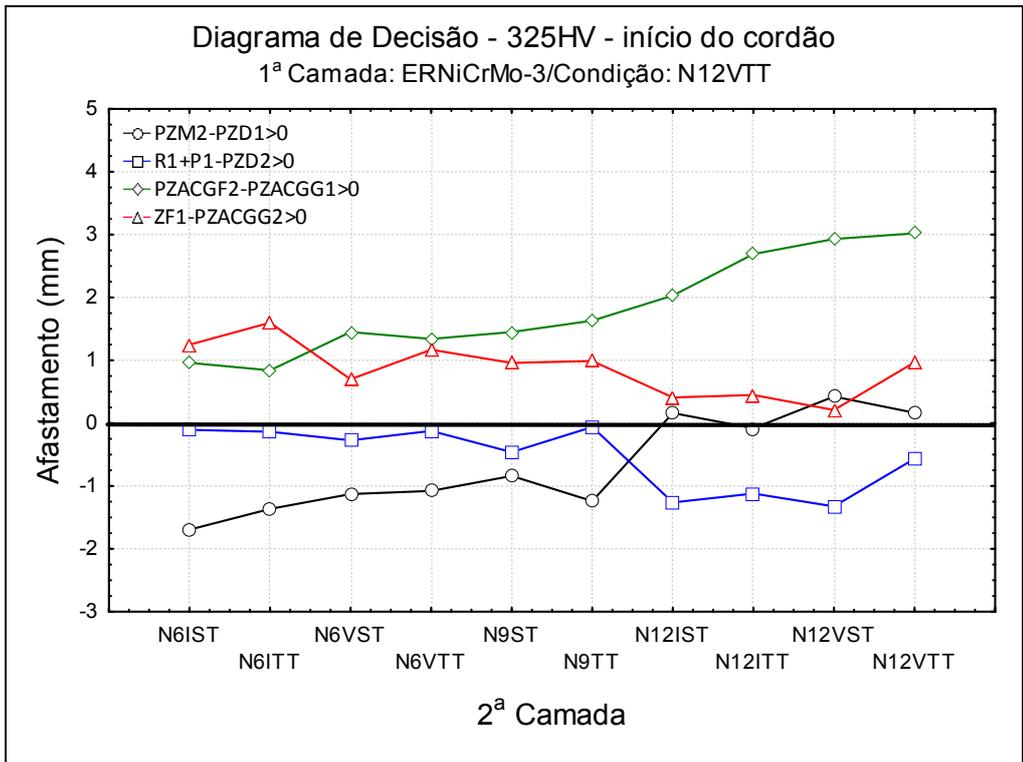
1ª Camada: ERNiCrMo-3/Condição: N9TT



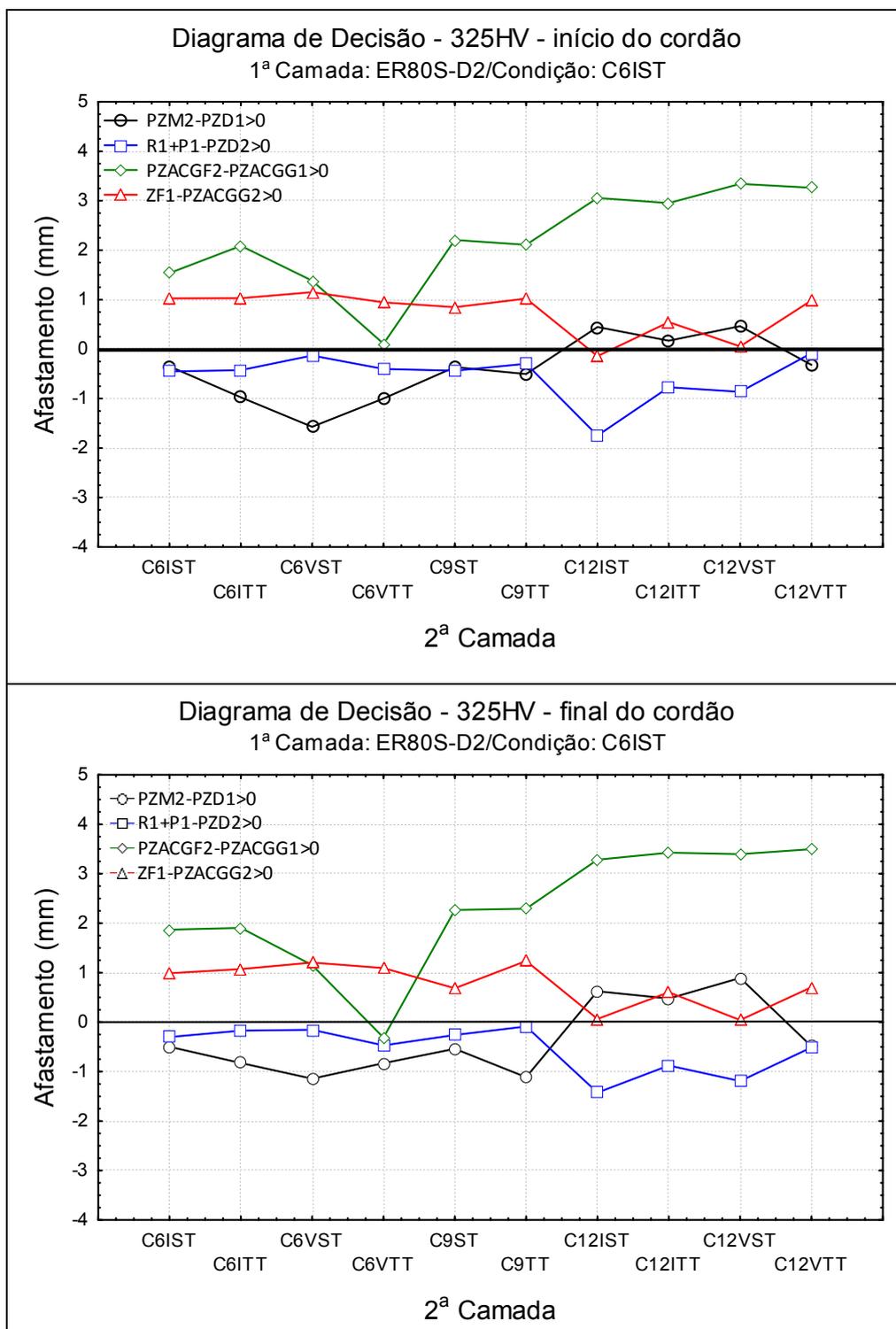


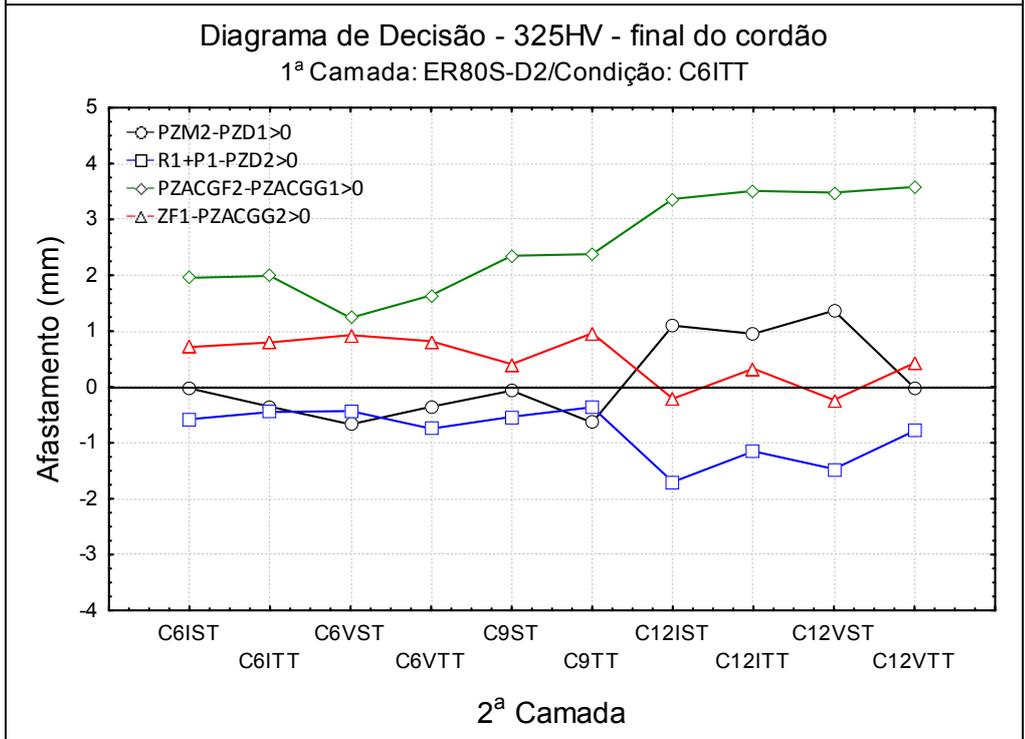
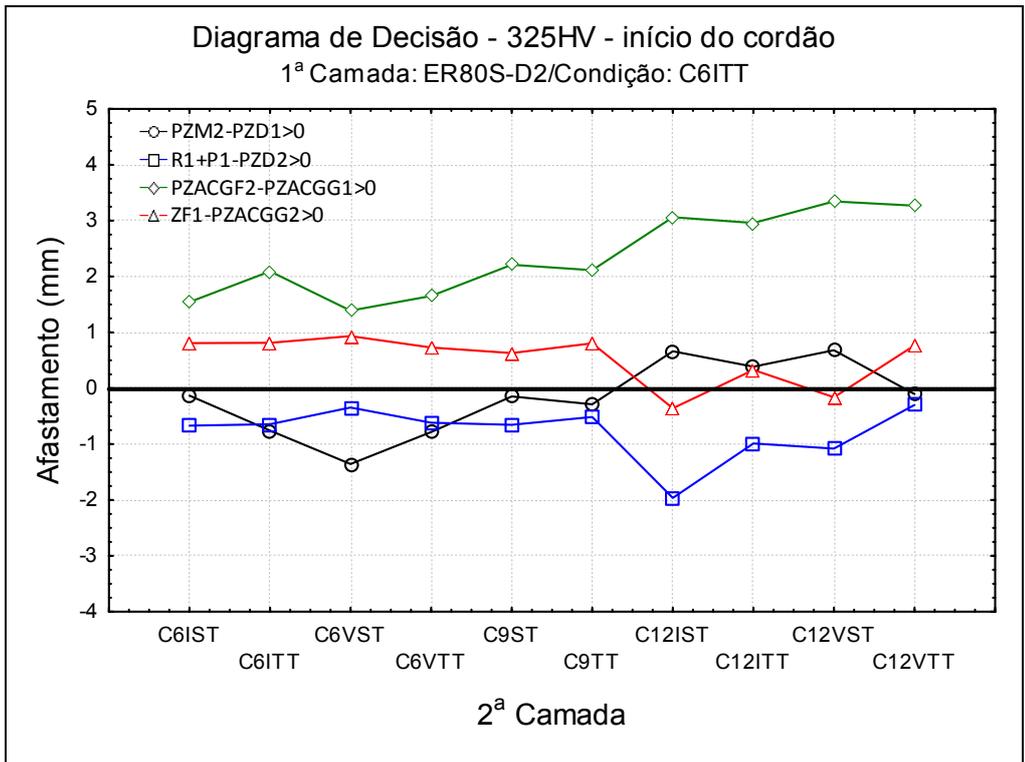


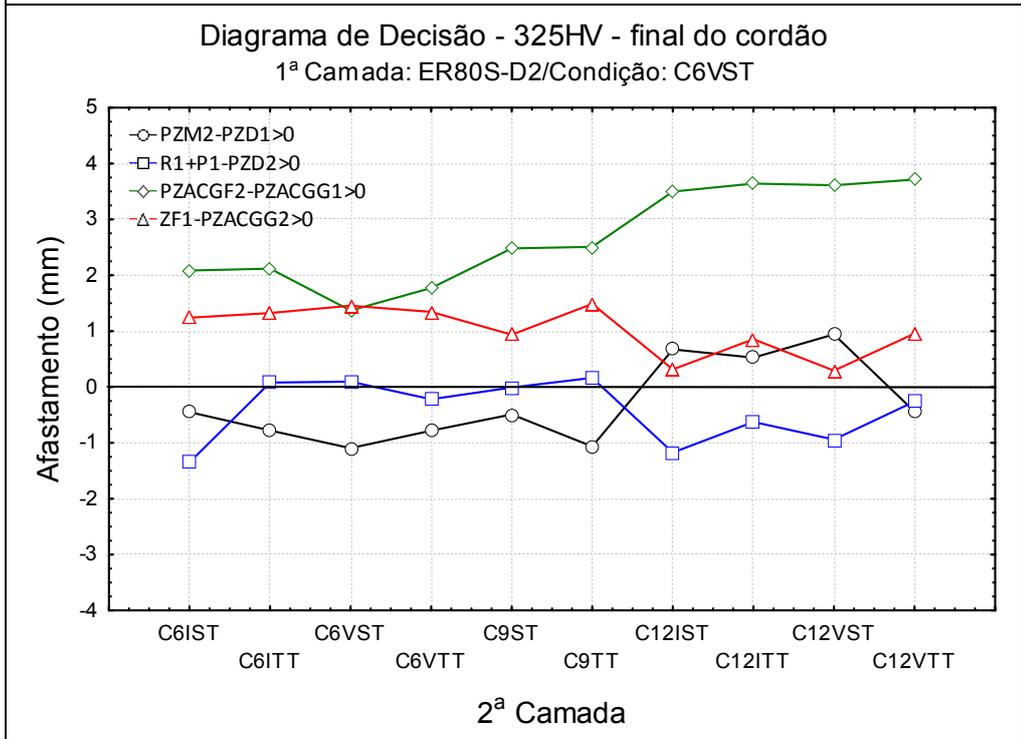
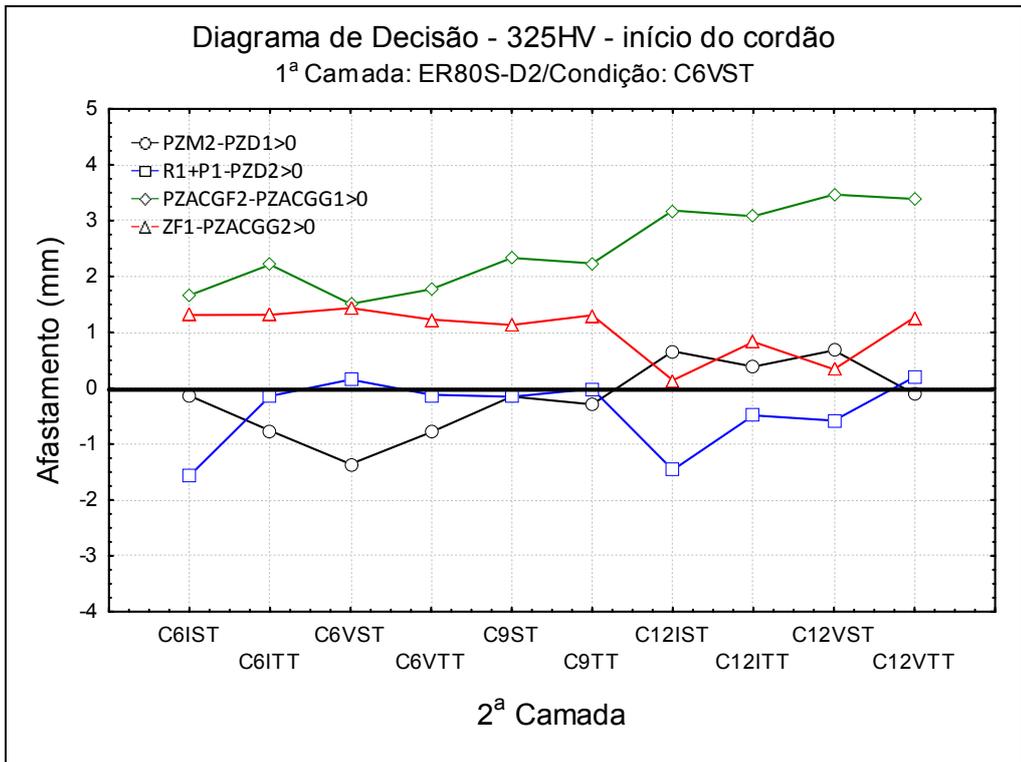


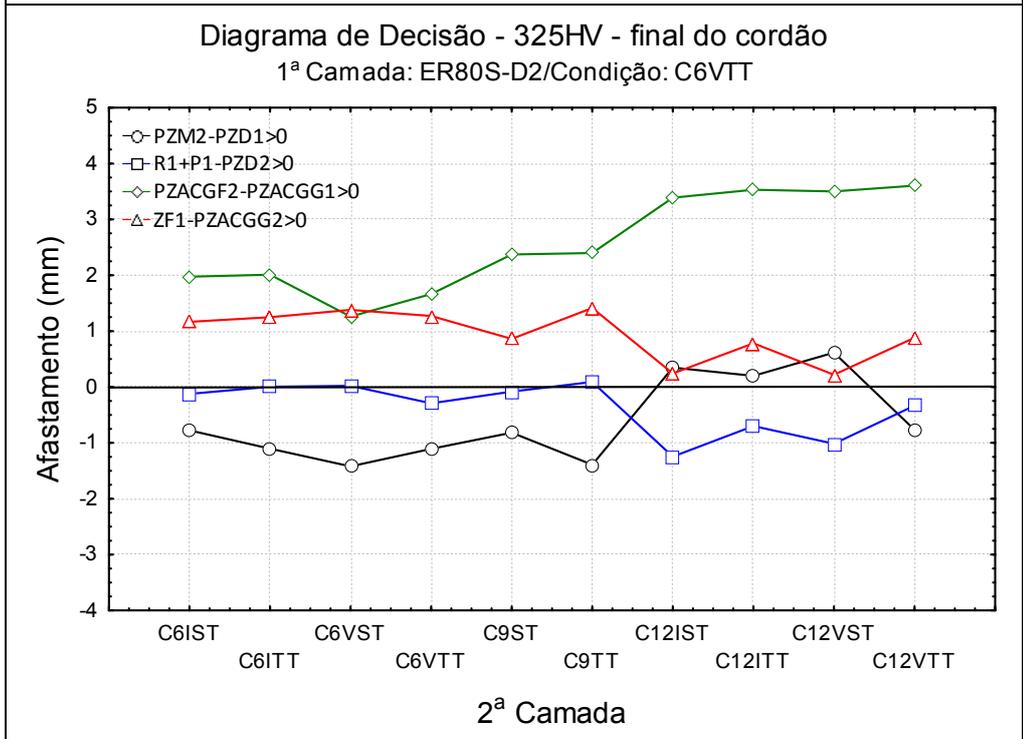
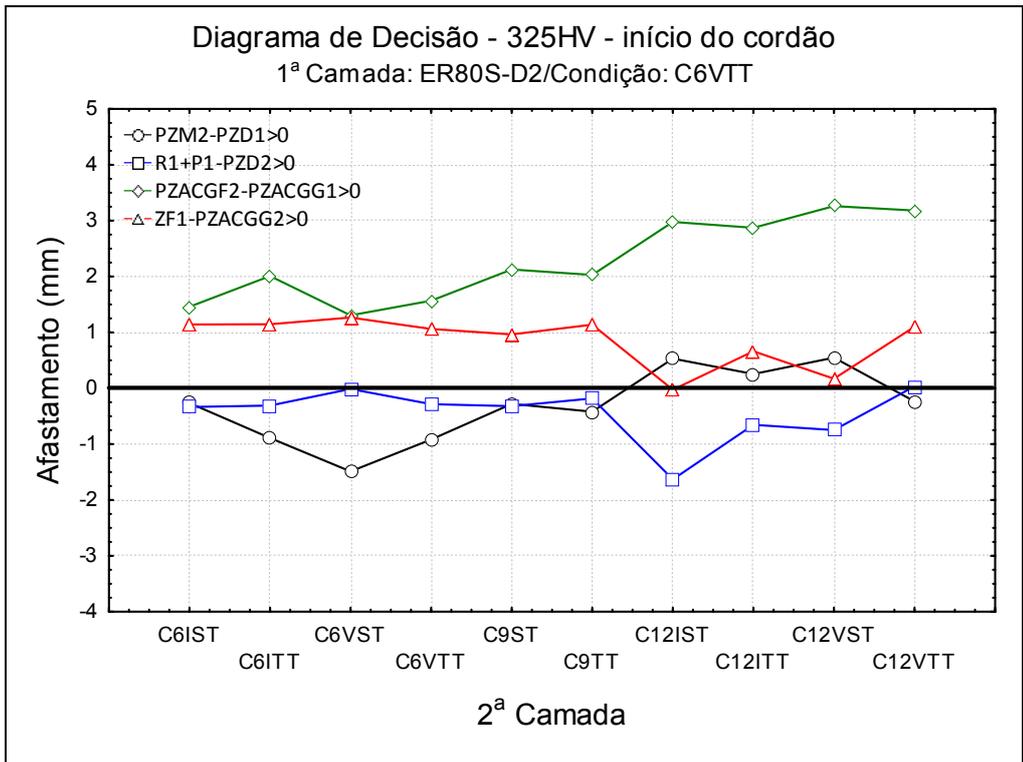


Eletrodo ER80S-D2









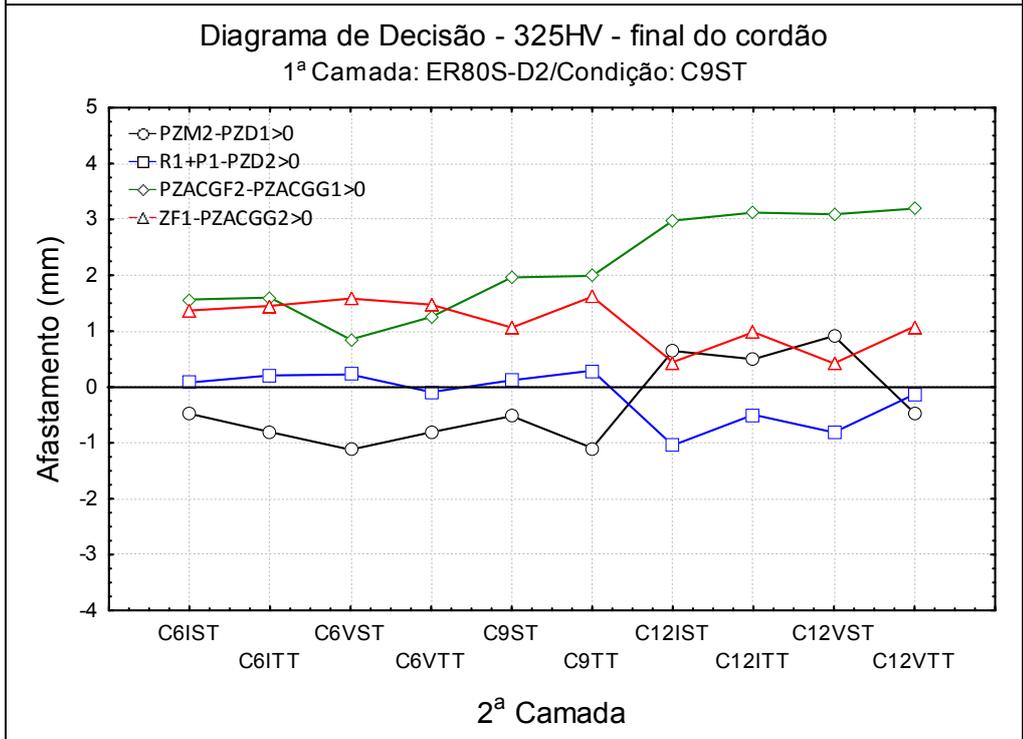
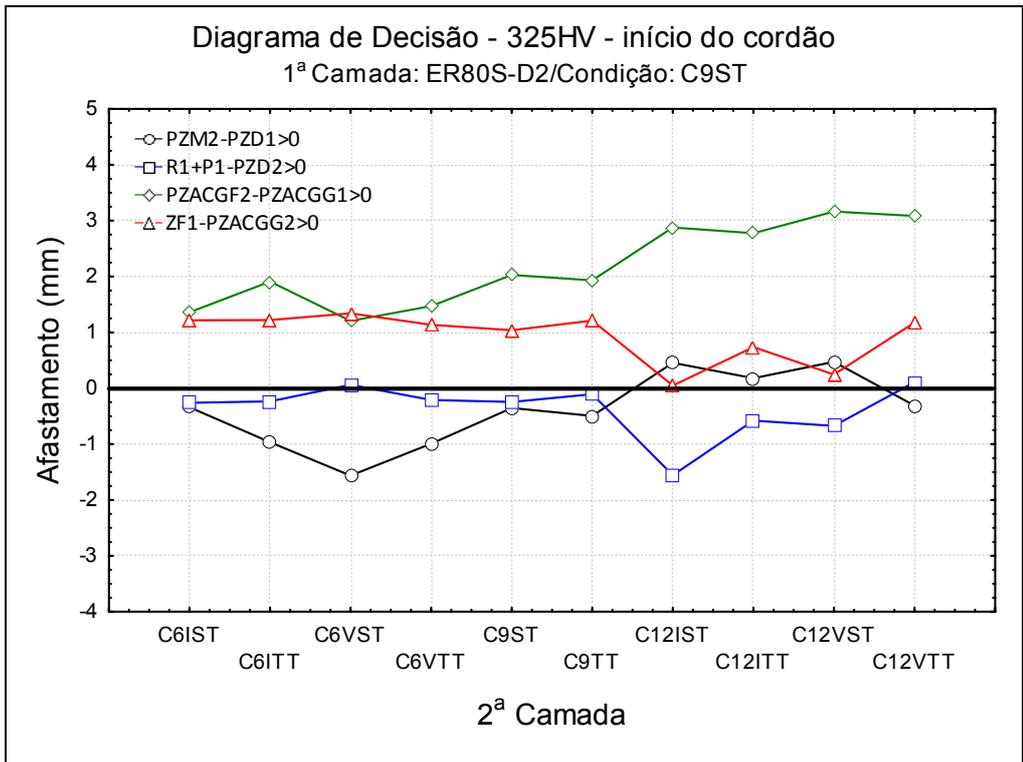


Diagrama de Decisão - 325HV - início do cordão
 1ª Camada: ER80S-D2/Condição: C9TT

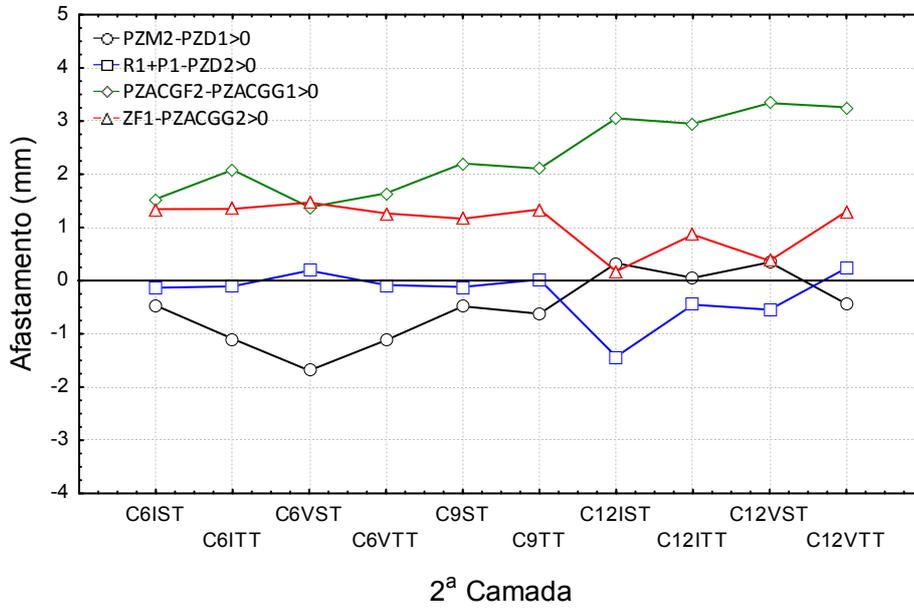


Diagrama de Decisão - 325HV - final do cordão
 1ª Camada: ER90S-D2/Condição: C9TT

