

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

FRANCISCO FELIPE GOMES BRITO

Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22

FORTALEZA-CE

2014

FRANCISCO FELIPE GOMES BRITO

Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22

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

> Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA-CE



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

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

FRANCISCO FELIPE GOMES BRITO

Avaliação da técnica de dupla camada na soldagem TIG considerando a tenacidade e características metalúrgicas de juntas de aço AISI 8630M e ASTM A182 F22

A Comissão de Dissertação de Mestrado composta pelos professores **Hélio Cordeiro de Miranda**, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; **Jesualdo Pereira Farias**, da Universidade Federal do Ceará e **Carlos Alberto Mendes da Mota**, da Universidade Federal do Pará, considera o candidato:

(X APROVADO

() NÃO APROVADO

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

2 CL N. Prof. Hélio Cordeiro de Miranda Presidente e Orientador Prof. Jesualdo Pereira/Farias Membro Prof. Carlos Alberto Mendes da Mota Mémbro

A Deus.

Aos meus pais, João Americo (in memoriam) e Terezinha Doralice. A minha irmã Renata. A minha noiva Priscilla.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida.

Aos meus pais João Americo (in memoriam) e Terezinha Doralice, pela educação, apoio e motivação.

A minha família, por estar sempre presente em minha vida.

A minha noiva Priscilla, por sua compreensão e apoio em todos os momentos.

Ao Professor e Orientador Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pela oportunidade e orientação deste trabalho e, principalmente, pela amizade e confiança durante o período como bolsista de graduação e pós-graduação.

Aos Professores Dr. Marcelo Ferreira Motta e Dr. Cleiton Carvalho Silva do Laboratório de Engenharia de Soldagem - UFC, pelos ensinamentos e a saudável convivência no laboratório.

Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar, a própria essência do educador, por estar sempre disposto a ajudar.

Ao Professor Dr. George Luiz Gomes de Oliveira, pela amizade e apoio a este trabalho.

Ao grupo do Laboratório de Engenharia de Soldagem como um todo, pelo aprendizado e experiência adquirida durante o período como bolsista de iniciação científica e de mestrado, e pela realização dos experimentos deste trabalho.

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

Ao futuro engenheiro mecânico Hugo, pela dedicação e amizade no decorrer deste trabalho.

Aos grandes amigos que fiz ao longo desses últimos anos: Adroaldo, Everton, Rafaella, Pedro, Kamilla e Marcela, pelo apoio e companheirismo.

A todos os colaboradores e amigos do Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA), pela convivência e ajuda na realização do trabalho.

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

"Não conheço nenhuma fórmula infalível para obter o sucesso, mas conheço uma forma infalível de fracassar: tentar agradar a todos."

(John F. Kennedy)

RESUMO

Com a descoberta do pré-sal, a Petrobrás está cada vez mais investindo nas explorações de petróleo em águas profundas e ultra profundas, o que exige um grande dispêndio em pesquisa e desenvolvimento (P&D) na área de produção. Várias estruturas submarinas são soldadas e possuem juntas dissimilares, como por exemplo, em conexão de flowlines e risers rígidos com os flanges presentes em manifolds e árvores de natal. Esses equipamentos são geralmente protegidos com proteção catódica galvânica, a qual promove a liberação de íons de hidrogênio na superfície dos materiais. Esse hidrogênio adsorvido migra para região da junta susceptíveis, facilitando a propagação de defeitos, especialmente a trinca por hidrogênio. De uma forma geral este trabalho possui o objetivo de avaliar os efeitos do procedimento de soldagem TIG com alimentação de arame frio aplicado no amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, considerando o uso do TTPS em diferentes condições de soldagens de juntas dissimilares, bem como avaliar as características metalúrgicas e propriedades mecânicas da interface dissimilar do amanteigamento. Os materiais de base utilizados foram o AISI 8630M e o ASTM A182F22, soldados com a liga de níquel AWS ER NiCrMo-3 utilizando o processo TIG com alimentação de arame frio. Em uma primeira etapa foram realizados os testes de Higuchi Convencional e Modificado, onde foram levantados os parâmetros para aplicação da técnica da Dupla Camada. Na segunda etapa foram fabricadas juntas dissimilares com diferentes técnicas de amanteigamento, utilizando os parâmetros aprovados e reprovados nos testes de Higuchi, como também o uso ou não do tratamento térmico pós-soldagem TTPS. Em seguida, foram retiradas amostras para análises dos fenômenos ocorridos na interface dissimilar, assim como, suas características metalúrgicas e mecânicas. Foi possível, por meio dos testes de Higuchi Convencional e Modificado, determinar para o aço AISI 8630M e ASTM A 182 F22 relações de parâmetros de amanteigamento que, sem necessidade do uso do TTPS, resulte em zonas termicamente afetada (ZTA) bem refinadas e com durezas próximas da indicada por normas. As ZTA dos acos AISI 8630M e ASTM A182 F22 foram compostas basicamente por martensita revenida e bainita, respectivamente, onde foi observado um intenso refino de grãos nas juntas amanteigadas com as relações aprovadas nos testes de Higuchi Convencional e Modificado, enquanto que uma granulação grosseira foi observada nas juntas com condições reprovadas nos mesmos. Os ensaios de fratura indicaram que, de forma geral, os maiores valores do fator de intensidades de tensões (K) foram obtidos quando as pontas do entalhe estão localizadas dentro da ZTA.

Palavras-chave: TIG com alimentação de arame frio, Teste de Higuchi, macrossegregação, soldagem dissimilar.

ABSTRACT

With the discovery of the pre-salt, Petrobras is increasingly investing in oil explorations in deep water and ultra deep, which requires a large expenditure on research and development in the area of production. Several underwater structures are welded and have dissimilar joints, e.g. in connection of flow lines and risers with rigid flanges present in manifolds and Christmas trees. This equipment are generally protected with galvanic cathode protection, which promotes the release of hydrogen ions on the surface of materials. This adsorbed hydrogen migrates to the joint which region, facilitating the spread of defects, especially the fissure by hydrogen. In general this work has the objective to evaluate the effects of procedure GTAW welding with wire feed cold applied in buttering of AISI 8630M and ASTM A182 F22, considering the use of Post-Weld Heat Treatment (PWHT) in different conditions for welding dissimilar joints, as well as evaluate the metallurgical characteristics and mechanical properties of dissimilar interface of buttering. The materials used were the AISI 8630M and ASTM A182F22, welded with the nickel alloy AWS ERNiCrMo-3 using the GTAW process with cold wire feed. In a first stage were carried Conventional and Modified Higuchi Test, where were raised the parameters for application of the technique of double layer. In the second stage were manufactured dissimilar joints with different buttering techniques, using the parameters approved and disapproved Higuchi tests, as well as the use of PWHT. Then, samples were taken for analysis of the phenomena occurring in dissimilar interface, as well as, metallurgical and mechanical characteristics. It was possible, through the of Conventional and Modified Higuchi Test, determine for Steel AISI 8630M and ASTM A 182 F22 buttering parameters relationships that, without the use of PWHT, resulting in heat affected zone (HAZ) well refined and hardness close indicated by standards. The HAZ AISI 8630M steel and ASTM A182 F22 were composed basically by tempering martensite and bainite, respectively, where it was observed an intense grain refining in the buttery joints with relations adopted in Higuchi tests while a coarse granulation was observed in the joints with disapproved on the same conditions. Fracture tests indicated that, overall, the highest values of stress intensity factor (K) were obtained when the ends of the notch are located inside the HAZ.

Keywords: GTAW cold wire feed, Higuchi Test, macrosegregation, dissimilar welding.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Profundidade de têmpera para os aços a) AISI 8630 e b) AISI 8630M	19
Figura 2 - Variação da resistência a fluência a 550 °C em um aço Cr-Mo normalizad	o22
Figura 3 - Curva CCT do aço F22 (2,25Cr - 1Mo)	23
Figura 4 - Diagrama de Graville	26
Figura 5 - Interface dissimilar. a) centro do cordão. b) entre passe	31
Figura 6 - a) ZFNM, ZPF, MS e Inconel 657 como metal de base e Inconel 82 como	metal de
solda. b) ZFNM em um maior aumento c) ZFNM, MS, ZTA e 310 SS como metal d	e base32
Figura 7 - a) Zona não misturada em aço inoxidável 304 soldado com metal de adiçã	io 310 b)
Perfil de composição química	
Figura 8 - a) Metal de solda autógena em aço tipo 18Ni-8Cr b) zona não misturada n	a solda
304-310	
Figura 9 – Ilustração da técnica da dupla camada. F – penetração da segunda camada	a, A –
penetração da primeira camada, H – altura média da primeira camada, R – profundio	lade
refinada pela segunda camada	35
Figura 10 - Diagrama de Higuchi para um aço de baixo carbono [41].	
Figura 11 - Perfil de microdureza com identificação das zonas dura e macia	
Figura 12 - Ilustração do critério geral para utilização do teste de Higuchi	
Figura 13 - Ilustração dos critérios para utilização do teste de Higuchi modificado	
Figura 14 - Curvas de carga em função do deslocamento no ensaio de CTOD	42
Figura 15 - Desenho esquemático do ensaio de fratura com corpo de prova sem pré-	rinca de
fadiga	42
Figura 16 - Representação dos materiais de base no Diagrama de Graville.	44
Figura 17 - Conjunto tocha e sistema para ajuste do arame	47
Figura 18 - Bancada de soldagem com robô industrial e sistema de soldagem TIG co	m
alimentação de arame frio	47
Figura 19 - Fluxograma das etapas realizadas no trabalho	49
Figura 20 – Parte da sequência do amanteigamento dos corpos de prova. a) peça prep	parada
para primeira camada; b) uma camada; c) cinco camadas	53
Figura 21 - Corpo de prova usinado após o amanteigamento	54
Figura 22 - Desenho técnico da secção transversal das juntas soldadas	55
Figura 23 – Parte da sequência de enchimento para fabricação das juntas	

Figura 24 - Desenho esquemático das posições as quais foram removidas as amostras para
realização dos diversos ensaios
Figura 25 - Localização das impressões de dureza Vickers na junta soldada57
Figura 26 - Desenho esquemático da localização das impressões de microdureza nas juntas
soldadas
Figura 27 – Indicação da direção do entalhe e desenho técnico do corpo de prova para fratura.
Figura 28 - Detalhe do posicionamento do entalhe na interface dissimilar60
Figura 29 - Detalhe dos equipamentos utilizados nos ensaios de fratura60
Figura 30 - Detalhe da montagem do corpo de prova para realização do ensaio de fratura61
Figura 31 - Secção transversal e superfície do cordão de solda realizado sobre aço AISI
8630M. a) e c) 0,8kJ/mm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 0,8 kJ/mm, tipo V, com tecimento.
Figura 32 - Secção transversal e superfície do cordão de solda sobre aço ASTM A182 F22. a)
e c) 0,8 kJ/mm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 0,8 kJ/mm, Tipo V, com tecimento63
Figura 33 - Influencia da energia de soldagem sobre o reforço do cordão de solda65
Figura 34 - Influencia da energia de soldagem sobre a penetração do cordão de solda66
Figura 35 - Influencia da técnica da energia sobre a penetração do cordão de solda66
Figura 36 - Amostra A8IST soldada com bandeamento na ZTA. a) Macrografia do perfil de
solda com presença de bandeamento; b) Micrografia da região indicada na seta com aumento
100x67
Figura 37 - Medição de microdureza Vickers ao longo das faixas de bandeamento68
Figura 38 - Perfil de microdureza Vickers da amostra A8VST (AISI 8630M)69
Figura 39 - Perfil de microdureza Vickers da amostra B16VST (ASTM A182 F22)70
Figura 40 - Perfil de microdureza obtido no Teste de Higuchi Convencional da condição
A16IST
Figura 41 - Perfil de microdureza obtido no Teste de Higuchi Convencional da condição
B8IST
Figura 42 - Análise estatística dos efeitos dos parâmetros de soldagem. a) energia de
soldagem, b) uso do tecimento e c) técnica da energia, sobre as extensões de zonas duras e
macias73
Figura 43 - Exemplo de diagramas de decisão para o metal de base a) AISI 8630M e b)
ASTM A182 F2275
Figura 44 - Macrografia das juntas soldadas. a) J1. b) J2. c) J3. d) J4. e) J5

Figura 45 - Metal de adição ERNiCrMo-3 utilizado no processo de amanteigamento e de Figura 46 - ZTA predominantemente encontrada na amostra J1 soldadas com as condições aprovadas nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) microscopia ótica b) MEV.80 Figura 47 - ZTA predominantemente encontrada na amostra J2 soldada com as condições reprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) microscopia ótica b) MEV. 82 Figura 48 - Regiões descarbonetadas das amostras soldada do aço AISI 8630M. a) sem TTPS Figura 49 - ZTA predominantemente encontrada na junta J3 soldada com as condições aprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) microscopia ótica b) MEV. .85 Figura 50 - ZTA predominantemente encontrada na junta J4 soldada com as condições reprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) destaque da região descarbonetada, microscopia ótica b) Impressões de microdureza na região descarbonetada e Figura 51 - Micrografia da interface dissimilar formada pelo aço AISI 8630M e liga de níquel Figura 52 - Indicações das regiões encontradas na interface dissimilar. a) AISI 8630M/níquel. Figura 53 - Indicações das regiões encontradas na interface dissimilar. a) AISI 8630M/níquel. Figura 54 - Amostras que apresentam a presença de "dedos" na interface de amanteigamento. Figura 55 - Mapeamento químico em uma região com um "dedo"......92 Figura 56 - Interface do amanteigamento do aço ASTM A182 F22 analisado por microscopia ótica. a) Amostra J4 (200x). b) Amostra J5 (500x)......93 Figura 57 - Representação das subdivisões da ZTA e suas respectivas temperaturas no diagrama de equilíbrio para um aço com 0,3 p%/C (AISI 8630M).95 Figura 58 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço AISI 8630M sem TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico......96 Figura 59 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço AISI 8630M com TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico.97 Figura 60 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço ASTM A182 F22 sem TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico....98

Figura 61 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço ASTM
A182 F22 com TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico99
Figura 62 - Microestrutura martensítica da Zona M encontrada na amostra sem TTPS do aço
AISI 8630M. a) Aumento de 2500x. b) Aumento de 5000x
Figura 63 - Perfil de composição química ao longo da ZNM do aço AISI 8630M102
Figura 64 - Impressões de microdureza na zona Φ das amostras de aço AISI 8630M. a) Sem
TTPS. B) Com TTPS103
Figura 65 - Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço AISI 8630M. a) Aprovado
no Higuchi b) Reprovado no Higuchi e com TTPS105
Figura 66 - Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço ASTM A182 F22. a)
Aprovado no Higuchi b) Reprovado no Higuchi e com TTPS c) Aprovado no Higuchi e com
TTPS106
Figura 67 - Perfis de dureza média das juntas soldadas detalhando o efeito do teste de Higuchi
e do TTPS. a) AISI 8630. b) ASTM A182 F22108
Figura 68 - Análise de variância do efeito do material de base e da condição de soldagem do
amanteigamento sobre a dureza109
Figura 69 - Perfis de microdureza entre passes das juntas soldadas. a) Juntas do aço AISI
8630M. b) Juntas do aço ASTM A182 F22111
Figura 70 - Perfis de microdureza no centro do passe das juntas soldadas. a) Juntas do aço
AISI 8630M. b) Juntas do aço ASTM A182 F22112
Figura 71 - Efeito do aço utilizado e do procedimento de soldagem sobre a microdureza113
Figura 72 - Curvas do ensaio de fratura (carga x abertura do entalhe). a) sem "pop-in"
significativo, b) com "pop-in" significativo
Figura 73 - Trinca da amostra do aço AISI 8630M amanteigada com relação aprovada no teste
de Higuchi e sem TTPS. a) J1_1. b) J1_2
Figura 74 - Trinca da amostra do aço AISI 8630M amanteigada com relação reprovada nos
testes de Higuchi e com TTPS (J2_2)
Figura 75 - Trinca da amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com relação aprovada
nos testes de Higuchi e sem TTPS (J3_2)
Figura 76 - Trinca da amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com relação reprovada
nos testes de Higuchi e submetida ao TTPS (J4_2)120
Figura 77 - Trinca da amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com relação aprovada
nos testes de Higuchi e com TTPS (5_1)121

LISTA DE TABELA

Tabela 1 - Composição química dos aços AISI 8630 comuns e AISI 8630 modificado	20
Tabela 2 - Especificação da composição química do aço ASTM A182 F22	24
Tabela 3 - Composição química do arame eletrodo AWS ERNiCrMo-3	29
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do arame eletrodo AWS ERNiCrMo-3	29
Tabela 5 - Composição dos gases de proteção.	43
Tabela 6 - Composição química medida dos materiais base	44
Tabela 7 - Composição química do metal de adição fornecida pelo fabricante	45
Tabela 8 - Parâmetros para tratamento térmico do aço AISI 8630 modificado	45
Tabela 9 - Parâmetros para tratamento térmico do aço ASTM A182 F22	45
Tabela 10 - Parâmetros de Soldagem para o processo TIG aplicados na realização dos test	es
de Higuchi Convencional e Modificado	51
Tabela 11 - Condições de soldagem utilizadas para amanteigamento dos corpos de prova.	53
Tabela 12 - Parâmetros utilizados para preaquecimento e interpasse	53
Tabela 13 - Parâmetros utilizado para o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)	54
Tabela 14 - Parâmetros de soldagem utilizado para enchimento das juntas	55
Tabela 15 - Valores das extensões de reforço e penetração (em mm) para cada condição	
soldada no Higuchi	64
Tabela 16 - Níveis de significância e importância dos parâmetros sobre o Reforço	64
Tabela 17 Níveis de significância e importância dos parâmetros sobre a Penetração	64
Tabela 18 - Valores das extensões de zona dura (ZD) e zona macia (ZM) das amostras	
soldadas no Teste de Higuchi	72
Tabela 19 - Níveis de significância e importância dos parâmetros de soldagem sobre as	
extensões das zonas duras e zonas macias.	72
Tabela 20 - Relação de parâmetros aprovado no Teste de Higuchi Convencional e Modifio	cado
para o aço AISI 8630M	76
Tabela 21 - Relação de parâmetros adotadas como aprovada no Higuchi Convencional e	
Modificado para o aço ASTM A182 F22	77
Tabela 22 - Valores da carga (F) e do fator de intensidade de tensão (K) para os ensaios de	е
fratura	.117

	/		
CIIN	A IN	DI	1
SUL	M	1/1	U
			-

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	Objetivos Geral e Específicos	
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1	Aço AISI 8630M	19
2.2	Aço ASTM A182 F22	21
2.3	Soldabilidade dos Aços Baixa Liga	24
2.4	Ligas de Níquel	27
2.5	Soldagem dissimilar com ligas de níquel	
2.6	Técnica da Dupla Camada	
2.7	Testes de Higuchi Convencional e Modificado	
2.8	Mecânica da Fratura	40
3	MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1	Materiais	43
3.2	Tratamentos Térmicos	45
3.3	Equipamentos	46
3.3.1	Equipamento para soldagem	
3.3.2	Equipamento para caracterização microestrutural	47
3.3.3	Equipamento para levantamento das propriedades mecânicas	
3.4	Metodologia	48
3.4.1	Testes de Higuchi Convencional e Modificado para os Aços AISI 863	OM e
ASTM A	182 F22	
3.4.2	Soldagem das Juntas de Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22	
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	62
4.1	Teste de Higuchi Convencional e Modificado	62
4.1.1	Análise macrográficas dos cordões de solda	
4.1.2	Perfis de microdureza	68
4.1.3	Diagramas de decisão	74
4.2	Soldagem das juntas	78
4.2.1	Caracterização microestrutural das juntas soldadas	79
4.2.2	Análise das propriedades mecânicas	
5	CONCLUSÕES	
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	.125
APÊNDICE A - DIAGRAMAS DE DECISÃO ELABORADOS A PARTIR DOS	
TESTES DE HIGUCHI CONVENCIONAL E MODIFICADO	.130

1 INTRODUÇÃO

O petróleo e gás natural são fontes de energia de grande importância na sociedade moderna, representando a maior porção das matrizes energéticas mundial, além de ser fonte de matéria prima para várias indústrias. Esses números tendem a aumentar com as descobertas de novas reservas no mundo ocidental, como é o caso do petróleo encontrado na camada do pré-sal brasileiro.

Com a descoberta do pré-sal, a Petrobras está cada vez mais investindo nas explorações de petróleo em águas profundas e ultras profundas, exigindo o emprego de tecnologias de última geração e de elevado custo para sua exploração e produção. Baseado neste contexto, a Petrobras vem investindo a maior parte do setor de pesquisa e desenvolvimento (P&D) nas áreas de produção e exploração, gerando grandes desafios para pesquisadores de várias universidades e centros de pesquisa brasileiros, como o Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará (UFC).

Inúmeras estruturas integrantes da arquitetura submarina, de plataformas offshore de petróleo, passam por um processo de soldagem, que incluem aplicações típicas de revestimento para o aumento da resistência a corrosão e uniões de metais que diferem em composição química e/ou propriedades mecânica. Entre as estruturas que possuem juntas dissimilares, podem destacar as conexões de "flowlines e risers", fabricados com aços microligados API 5L X65/X70, com os flanges presentes em "manifolds" e árvores de natal. Esses flanges são forjados com aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) seguindo normas de fabricação para aplicações submarinas na indústria de petróleo e gás. Contudo, a soldagem desses aços exige certos cuidados, pois devido ao seu teor de carbono relativamente alto e elementos de ligas, podem resultar na formação de uma microestrutura martensítica frágil após o resfriamento, comprometendo seu desempenho mecânico e sua tenacidade. Por esse motivo, são utilizadas ligas de níquel, como a Inconel 625, para o amanteigamento desses aços por soldagem sob condições controladas. Essas peças amanteigadas podem, então, passar por um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para recuperar a ductilidade e alcançar limites de dureza indicados por normas no metal de base. Assim, a soldagem da junta passa a ser realizada entre o material de amanteigamento a base de liga de níquel, e o aço microligado da tubulação, sem se preocupar com aquecimento do componente forjado fabricado com aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).

A utilização de tratamentos térmicos, muitas vezes, torna-se impraticável devido a fatores como tamanho da peça e custo elevado, além de serem demorados devido ao longo

tempo de permanência na temperatura de tratamento. Nesse contexto, o uso de técnicas de soldagem sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) vem sendo um recurso efetivamente atrativo para os aços baixa liga. Uma das técnicas bem aceitas para evitar a utilização desse tratamento é a técnica da dupla camada, que em síntese, consiste no emprego de duas camadas de cordões de solda, de forma que, devido à relação de energia entre a primeira e a segunda camada, ocorra um amaciamento e refino de grãos na zona termicamente afetada (ZTA) da primeira camada.

A definição das relações de energia entre a primeira e a segunda camada pode ser realizada pelo Testes de Higuchi Convencional e Modificado, conforme resultados positivos obtidos pelo Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará. Nestes testes, a partir de medidas em amostras previamente soldadas com diferentes níveis de energias de soldagem, são obtidas as respectivas geometrias das regiões das soldas, relacionando as energias com as durezas e as microestruturas de cada região da ZTA. Desta forma, podem-se selecionar as adequadas energias de soldagem para primeira e segunda camada de forma a se obter as sobreposições do ciclo térmico que promovam o efetivo refinamento e revenimento da zona termicamente afetada (ZTA) da primeira camada.

Os equipamentos submarinos necessitam de proteção devido ao meio corrosivo a que são empregados. Essa proteção pode ser dada por dois tipos: pintura e a proteção catódica galvânica. A proteção catódica galvânica, que atua quando ocorre falha no revestimento, promove a liberação de íons de hidrogênio na superfície dos materiais. O hidrogênio adsorvido migra para o interior do metal, podendo se concentrar em regiões suscetíveis, criando e facilitando a propagação de defeitos.

A presença de hidrogênio tem sido utilizada para explicar uma série de falhas que vem ocorrendo em solda de juntas dissimilares de AISI 8630 modificado amanteigadas com liga de níquel Inconel 625, como a ocorrido recente em tubulações submarinas no Golfo do México [1]. Na interface entre metal base e liga de níquel Inconel 625, pode ocorrer a formação de regiões de microestruturas frágeis, com elevada dureza e composições químicas intermediárias entre o metal de base e o metal de adição. Estas regiões podem ser denominadas como, "zonas não misturada", "zonas parcialmente diluída", "zonas parcialmente misturadas", "zonas empobrecidas de metal de adição", "zonas duras", entre outros [2-8]. Essas zonas frágeis juntamente com tensões cíclicas de trabalho e concentração de hidrogênio, oriundo da proteção catódica e/ou do processo de soldagem, favorecem a formação de trincas a frio. Mudanças na soldagem de amanteigamento desses equipamentos foram feitas a fim de evitar a formação de microestrutura frágil sensível ao hidrogênio na

interface, como a substituição do aço AISI 8630 modificado por um aço baixo carbono e baixa liga ASTM A182 F22, com níveis controlado de carbono (C), para reduzir as precipitações de carbonetos na interface dissimilar [1].

Trabalhos relacionados às ligas de níquel, aplicadas em revestimentos de aços baixa liga, já vem sendo bastante estudados, porém ainda são poucos os resultados, provenientes de estudos sistemáticos, relacionados à influência dos processos de soldagem sobre as características metalúrgicas e mecânicas dos aços AISI 8630 modificado e ASTM A182 F22 aplicados na indústria de petróleo e gás. Essa carência de resultados motiva o presente projeto de dissertação, tornando-se evidente a importância de um estudo voltado tanto para processo quanto para metalurgia.

Do ponto de vista de processo, busca-se o desenvolvimento e otimização dos parâmetros de soldagem para o amanteigamento pelo o processo de soldagem TIG com alimentação de arame frio, visando evitar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) e minimizar os riscos da fragilização pelo hidrogênio. Após a determinação desses parâmetros, busca-se produzir juntas dissimilares a fim de avaliar sua resistência a trincas através de ensaios de mecânica da fratura. Do ponto de vista metalúrgico, busca a compreensão dos fenômenos físico-químicos e metalúrgicos ocorridos na interface dissimilar, principalmente na formação das zonas não misturadas (ZNM), entre a liga de níquel Inconel 625 e os aços AISI 8630 modificado e ASTM A182 F22.

1.1 Objetivos Geral e Específicos

De uma forma geral este trabalho possui o objetivo de avaliar os efeitos do procedimento de soldagem TIG com alimentação de arame frio aplicado no amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, considerando o uso do TTPS em diferentes condições de soldagens de juntas dissimilares, bem como avaliar as características metalúrgicas e propriedades mecânicas da interface dissimilar do amanteigamento.

Objetivos específicos do projeto são:

- Avaliar os parâmetros de soldagem do processo TIG com alimentação de arame frio sobre as características geométrica e metalúrgicas dos cordões de solda;
- Determinar, por meio da técnica de Higuchi Convencional e Modificado, as melhores relações de energia a serem aplicadas no amanteigamento das juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, de modo a minimizar as regiões frágeis formadas na ZTA, sem a utilização do TTPS;
- Analisar os principais fenômenos ocorrido na interface dissimilar entre a liga de níquel Inconel 625 e os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22;
- Determinar as propriedades mecânicas das interfaces de amanteigamento das juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22;
- Avaliar os efeitos do TTPS após o amanteigamento em operações de soldagem envolvendo os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, e comparar as propriedades mecânicas dessas juntas com as fabricadas sem TTPS e utilizando as condições aprovadas nos testes de Higuchi Convencional e Modificado;
- Determinar os valores do fator de intensidade de tensões (K) para a ZTA e a interface de amanteigamento das juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22;
- Analisar as regiões mais suscetíveis a propagação de trincas em função dos procedimentos de soldagem do amanteigamento das juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aço AISI 8630M

O aço baixa liga AISI 8630M é classificado como um aço temperado e revenido de médio carbono (*"low carbono quenched and tempered"*) que contêm tipicamente entre 0,25 à 0,50% de teor de carbono e não mais do que 5% de elementos de liga [9].

O aço AISI 8630M (modificado) é uma variação do aço AISI 8630, sendo essa modificação realizada para garantir propriedades mecânicas constantes e superiores aos requisitos mecânicos, geralmente estipulado pela norma NACE MR0175, para fabricação de componentes da indústria dos setores de petróleo e gás. No aço AISI 8630M são encontrados maiores teores de C, Cr, Ni e Mo que o aço AISI 8630, além de ser adicionado elementos químicos refinadores de grão.

A Figura 1 apresenta a comparação do 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 se aproxima do centro da barra. Baseado em [10], as perdas de resistências mecânicas foram associadas à substituição parcial de martensita por ferrita a medida que se aproxima do centro da barra, decorrente de menores velocidades de resifriamento nessas regiões.



Figura 1 - Profundidade de têmpera para os aços a) AISI 8630 e b) AISI 8630M.

Fonte: Adaptado de [10]

O aumento na quantidade dos elementos C, Cr, Ni e Mo, melhoram a temperabilidade e a resistência mecânicas do aço AISI 8630M, enquanto que a adição de pequenas quantidades de elementos formadores de carbonetos estáveis e refinadores de grãos, como Nb, Ti, V e Al, garantem um limite de escoamento de até 586 Mpa (85 Ksi) sem ultrapassar a dureza de 22 HRC, requisitos essenciais para garantir a resistência à corrosão sob tensão em meios contendo H₂S, segundo a norma NACE MR0175 [11]

A Tabela 1 apresenta a composição química dos aços AISI 8630 comuns e do aço AISI 8630 modificado. Alguns dos elementos de liga são considerados fortes formadores de precipitados, tais como: vanádio com limitação de 0,1% em peso, titânio com 0,07% máximo e nióbio com limite máximo de 0,05%. Os carbonetos e nitretos formadores destes elementos de liga, são considerados partículas estáveis, que se precipitam na matriz e inibem o movimento de grãos durante o tratamento térmico, o que dificulta o crescimento de grãos e garantindo um maior refino dos grãos [12].

Elementos	AISI 8630 comum	AISI 8630 modificado
%C	0,28 - 0,33	0,28 - 0,43
%Mn	0,70 - 0,90	0,75 - 0,95
%Si	0,15 - 0,30	0,15 - 0,35
%Ni	0,40 - 0,70	0,70 - 0,90
%Cr	0,40 - 0,60	0,80 - 1,00
%Mo	0,15 - 0,25	0,35 - 0,45
%P	0,035 máx	0,025 máx
%S	0,040 máx	0,025 máx
%Nb		0,005 máx
% V		0,005 máx
%Ti		0,005 máx

Tabela 1 - Composição química dos aços AISI 8630 comuns e AISI 8630 modificado.

Fonte: [13, 14]

O molibdênio é considerado um elemento de liga, que aumenta a resistência mecânica (limites de escoamento, ruptura e fadiga) em altas temperaturas, em consequência da formação de carboneto Mo_2C [12, 15].

O vanádio adicionado ao aço, aumenta sua tensão de ruptura, assim como a dureza. A tenacidade também é melhorada devida a estabilização do nitrogênio na matriz do

aço. Os aços contendo o elemento vanádio possuem uma melhor resistência à fragilização por hidrogênio, o que dificulta a difusividade no material, em consequência da formação do carboneto V_4C_3 [15, 16].

O titânio presente no aço, atua como um refinador de grãos, além de ser um forte formador de carbonetos, acarretando em uma melhora na resistência mecânica do material, pois favorece a formação do TiC disperso na matriz. O titânio também atua como estabilizador de carbonetos de cromo e molibdênio [12, 15, 16].

O nióbio atua como um refinador de grãos, formando carbonetos estáveis em altas temperaturas e conservando-os durante o processo de forjamento, mantendo assim a tensão de ruptura e tenacidade [12, 15, 16].

Esses aços são endurecidos por tratamento térmico de têmpera, formando uma microestrutura martensítica, e logo em seguida, são revenidos para o ajuste das propriedades mecânicas (dureza, tenacidade, resistência mecânica e ductilidade).

O endurecimento por têmpera é causado pela transformação da austenita em martensita. A austenita, em equilíbrio em temperatura elevada, se transforma em martensita sob resfriamento rápido o suficiente para alterar as condições de equilíbrio da fase ferrita, em uma transformação adifusional, onde a martensita mantém a mesma composição da austenita anterior [17].

O revenimento de um aço temperado é o processo no qual o material é aquecido em temperatura abaixo da crítica, usualmente entre 175 a 705°C, e mantido durante um intervalo de tempo para que ocorram as transformações na microestrutura com o objetivo de aumentar à ductilidade e a tenacidade [18], e uma consequente redução da sua resistência mecânica.

2.2 Aço ASTM A182 F22

O aço baixa liga ASTM A182 F22 é classificado como um aço resistente ao calor do tipo Cr-Mo (*"heat resisting"*) que contêm em geral 0,5 a 12% de Cr, para melhorar a resistência a corrosão, ductilidade e resistência à grafitização, juntamente com os teores de Mo entre 0,5 a 1,0%, que aumenta a sua resistência a fluência [9]

Esses aços são largamente utilizados em vários componentes das indústrias de refino e petroquímica devido sua excelência resistência à fluência e corrosão e elevada tenacidade. Esses componentes são muitas vezes utilizados em temperaturas moderadas e elevadas, na faixa de 370 a 650 °C, onde os efeitos da fluência, da grafitização e do ataque por hidrogênio, podem ser prejudiciais ao desempeno do matériais [16].

A principal vantagem dos aços Cr-Mo quando comparados aos aços carbono é a melhor resistência a fluência pela adição de Cr e Mo e a melhor resistência à oxidação pela adição de Cr. A resistência à fluência dos aços Cr-Mo deriva de duas fontes:

- Endurecimento por solução sólida de matriz ferrítica pelo C, Cr e Mo;
- Endurecimento por precipitação de carbonetos.

Estes fatores competem entre si durante a exposição à temperatura, como ilustrado na Figura 2 [15]. Como pode ser observado, a solução sólida tem maior contribuição para a resistência a fluência no início. Com decorrer do tempo, as precipitações de carbonetos contribuem preponderantemente para resistência a fluência. Os efeitos dos carbonetos diminuem com seu coalescimento, formando estruturas mais estáveis porem menos resistentes.





Fonte: Adaptado de [15].

Ambos os mecanismos de endurecimento tornam-se instáveis em temperaturas elevadas. No endurecimento por solução sólida, um incremento de temperatura aumenta a taxa de difusão dos átomos do soluto no ambiente das discordâncias, tornando o movimento de discordâncias mais fácil. No endurecimento por precipitação, o aquecimento da liga a temperaturas elevadas pode causar solubilização dos precipitados. Em temperaturas

intermediárias, os precipitados podem coalescer, provocando o superenvelhecimento, e tornarem-se menos efetivos em impedir o movimento de discordâncias [16].

A microestrutura dos aços Cr-Mo varia de acordo com a composição química e sua condição de tratamento térmico ao qual o aço é submetido, e consequentemente, suas propriedades mecânicas são alteradas. Em função disto, estes aços podem ser utilizados em diversos níveis de solicitação, o que os tornam matérias bastante versáteis para engenharia.

Em particular, os aços ASTM A182 F22 (2,25Cr - 1Mo), são caracterizados pela extensa temperabilidade bainítica, como pode ser observando na curva CCT na Figura 3. É praticamente impossível obter estruturas martensítica com este aço, entretanto, existe uma ampla faixa de velocidade de resfriamento nas quais pode se obter uma estrutura bainítica ou uma mistura de bainita e ferrita. A Tabela 2 apresenta composição química do aço ASTM A182 F22





Fonte: Adaptado de [19]

Elementos	AST A182 F22
%C	0,05 - 0,15
%Mn	0,30 - 0,60
%P	0,040 máx
% S	0,040 máx
%Si	0,50 máx
%Cr	2,00 - 2,50
%Mo	0,87 – 1,13

Tabela 2 - Especificação da composição química do aço ASTM A182 F22.

Fonte: [20]

As principais condições usuais de fornecimento do aço ASTM A182 F22 (2,25Cr

- 1Mo) são:

- Recozido: austenitização a 930 °C, resfriamento dentro do forno até 720 °C seguido de resfriamento ao ar. A microestrutura resultante consiste de ferrita e perlita;
- Normalizado e revenido: austenitização a 930 °C, seguido de resfriamento ao ar. Em seguida, aquecido a 740 °C e resfriado ao ar. A microestrutura resultante consiste de ferrita e bainita;
- Temperado e revenido: austenitização a 930 °C seguido de resfriamento em água. Em seguida, aquecido a 630 °C e resfriado ao ar. Microestrutura predominante é composta por martensita e bainita.

2.3 Soldabilidade dos Aços Baixa Liga

O desconhecimento ou a simples desconsideração das alterações microestruturais e das propriedades próxima da região da solda, pode resultar em problemas inesperados e, em alguns casos, até fatais. Um entendimento dos fenômenos físico-químicos que ocorrem na soldagem dos aços é de suma importância, para obter as propriedades mecânicas desejadas do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA). Portanto, as influências de parâmetros operacionais, do ciclo térmico, dos fatores metalúrgicos na transformação do metal de solda e na susceptilidade a trincas, devem ser avaliadas em conjunto para a obtenção de uma soldagem adequada.

Devido à elevada temperabilidade dos aços baixa liga (com teores médios de carbono e a presença de elementos de liga), os mesmos são geralmente caracterizados com

uma baixa soldabilidade, o que acarreta na necessidade de procedimentos de soldagem mais criteriosos durante a fabricação de componentes mecânicos, de modo a evitar a falha prematura destes equipamentos. Controle das temperaturas de interpasse, pré-aquecimento e tratamentos térmicos posteriores a soldagem, são algumas das medidas tomadas durante a soldagem destes aços [21].

Um dos grandes problemas encontrados na soldagem destes aços, está relacionado com um fenômeno de falha conhecido por fissuração a frio induzida pelo hidrogênio. A fissuração a frio induzida pelo hidrogênio, ou simplesmente trinca a frio, acontecem em temperaturas abaixo de 200 °C e frequentemente se revela dias após a operação de soldagem, necessitando assim que as inspeções tenham de esperar cerca de dias para serem executadas. Esse tipo de trinca é mais comum na zona termicamente afetada (ZTA), próxima alinha de fusão, mas também pode ocorrer no metal de solda. Na ZTA, as trincas podem ser tanto intergranular, seguindo os contornos de grão da austenita primária, como transgranular. As trincas frequentemente nucleiam em pontos de altos níveis de tensão, como na raiz, por exemplo [22].

As condições necessárias para que ocorra a formação de trincas induzidas por hidrogênio são as seguintes:

- Microestrutura frágil;
- Tensões residuais;
- Baixas temperaturas;
- Presença de hidrogênio

As tensões residuais de soldagem juntamente com esforços externos e concentrados de tensão, como poros, vazios e microtrincas, preenchem um dos requisitos base para formação da trinca a frio. O hidrogênio é o potencializador das tensões nestes locais em que irão concentrar maiores quantidades de energia interna.

As microestruturas frágeis, com elevada dureza, em particular a martensita, são em geral mais susceptíveis à fissuração induzida pelo hidrogênio. As equações de carbono equivalente (CE), que representam o efeito dos diversos elementos de liga na temperabilidade do material, em termos do seu teor equivalente de carbono, servem para avaliar a sensibilidade do metal de base a fissuração induzida pelo hidrogênio. A Equação 1, fornecida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), é muito utilizada para o cálculo do carbono equivalente.

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

O critério considera que, se o CE < 0.4, o aço é pouco sensível à trinca a frio e, se CE > 0,6, o material é fortemente susceptível, exigindo cuidados especiais durante a soldagem, como o uso de um processo com baixo nível de hidrogênio e o uso do preaquecimento. Valores intermediários indicam uma sensibilidade a fissuração moderada, podendo o uso do preaquecimento ser necessário ou não.

Outra maneira de avaliar a suscetibilidade a fragilização induzida por hidrogênio, é utilizando o diagrama de Graville, juntamente com os teores de carbono e seu carbono equivalente. O diagrama, apresentado na Figura 4, relaciona esses parâmetros e classifica em zonas de acordo com o nível de suscetibilidade a fissuração induzida por hidrogênio do aço analisado.

Figura 4 - Diagrama de Graville.



Fonte: [23].

Na zona I estão os aços pouco suscetíveis à fragilização por hidrogênio, como os aços baixo carbono. Na zona II estão os aços de maior teor de carbono e menor temperabilidade quando comparado com aços da zona I. Na zona III é a região mais crítica do diagrama, com elevada tendência a fragilização por hidrogênio, sendo associada aos aços com elevados teores de carbono e temperabilidade.

O hidrogênio é outro fator difícil de controlar, pois o ambiente, o processo de soldagem, os consumíveis, entre outros, sempre vão servir como fontes de hidrogênio durante a soldagem. Por isso, por mais que se tomem os devidos cuidados (limpeza, secagem, 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 [22].

Para que o material venha a desenvolver trincas a frio, as condições necessárias citadas anteriormente (microestrutura frágil, tensões residuais, baixas temperaturas e presença de hidrogênio) deve apresentar intensidades consideráveis, consequentemente, se alguma dessas condições for eliminada, ou até mesmo reduzida, as possibilidades de trincas a frio no material serão reduzidas.

Esse fator se torna mais crítico ainda em juntas dissimilares (aço baixa liga com 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. Dessa forma, íons de hidrogênio são liberados durante a reação eletroquímica, e são absorvidos para o interior das juntas soldadas. Parte desse hidrogênio 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 [16, 22].

2.4 Ligas de Níquel

As ligas de níquel compõem uma das principais classes das superligas, além de ser uma das mais importantes classes de materiais utilizados na engenharia. Esta importância está relacionada com elevado número de ambientes agressivos que podem ser utilizadas, além de serem capazes de manter suas propriedades mecânicas tanto em baixa (aplicação criogênica) como em altas temperaturas [24].

As ligas 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. 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 [22, 25].

O níquel puro apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) estável até seu ponto de fusão sem transformações alotrópicas de fase. Possui solubilidade total ao cobre, e ampla faixa de solubilidade para elementos como cromo e ferro. Sob alguns aspectos, apresenta uma marcante similaridade com o ferro, sendo um pouco mais denso, e tendo propriedades mecânicas e magnéticas bastante similares [24].

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. 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 [24].

Conforme seu mecanismo de aumento de resistência ou processo de fabricação, as superligas de níquel podem ser classificadas em [25, 26]:

- Comercialmente pura: são ligas que contem principalmente níquel com pelo menos 99% em peso. Possui baixa resistência mecânica e dureza, e é utilizada principalmente por sua elevada resistência a corrosão em meios básicos;
- Endurecidas por solução solida: adição de cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio e tungstênio contribuem para aumento de resistência da matriz γ através de solução solida. Geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porem 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;
- Endurecida por precipitação: são reforçadas por um controle de temperaturas, que resulta na precipitação de uma segunda fase conhecida como γ'. Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência;

 Endurecida 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 ThO₂. Isto é feito pela técnica de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de ser perder a resistência mecânica da liga, pela aglomeração das partículas de óxido;

 Ligas fundidas: projetadas especificamente para o processo de fundição, podendo apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Entretanto, como geralmente possuem significativa quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal de fundido, apresentam problemas de soldabilidade e normalmente não são soldadas por processo com arco elétrico.

O arame eletrodo AWS ERNiCrMo-3, utilizada nesse trabalho, utiliza o mecanismo de aumento de resistência por solução sólida, através da adição dos elementos carbono, cromo, molibdênio e nióbio. A Tabela 3 apresenta a composição química para este material. Cromo e molibdênio são os maiores contribuintes para resistência mecânica e à corrosão, enquanto que a adição de nióbio aumenta significativamente a resistência à fluência. Já os elementos alumínio e titânio aumentam a estabilidade térmica. [24]. A Tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas mínimas exigidas para este material

AWS ERNiCrMo-3									
%Ni	%Cr	%Mo	%Nb	%Fe	%C	%Mn	%Ti	%Si	%Al
Balanco	20,0 -	8,0 -	3,15 –	1,0	0,10	0,50	0,40	0,50	0,40
Dalaliço	23,0	10,0	4,15	máx	máx	máx	máx	máx	máx

Tabela 3 - Composição química do arame eletrodo AWS ERNiCrMo-3.

Fonte: Special Metals.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do arame eletrodo AWS ERNiCrMo-3.

AWS ERNiCrMo-3				
Limite de Resistência à	Limite de	Alongamento em		
Tração (MPa)	Escoamento (Mpa)	50 mm (%)		
724	412	30		

Fonte: Special Metals.

2.5 Soldagem dissimilar com ligas de níquel

A soldagem de materiais dissimilares vem aumentando cada vez mais nas indústrias de petróleo e gás, tanto na área de fabricação como no reparo de equipamentos. A necessidades de matérias que combine excelente resistência mecânica e à corrosão em altas temperatura, como os aços inoxidáveis e as superligas de níquel, motivaram seu uso crescente nas indústrias. Entretanto, a aplicação destes materiais na forma de componentes maciços, eleva substancialmente os custos de fabricação, o que leva a inserção destes apenas em regiões mais críticas, como superfície interna de um tubo, aumentando sua resistência a corrosão naquela região, ou como material de enchimento e/ou amanteigamento na união de juntas, de forma a tentar eliminar os tratamentos térmicos posteriores.

As ligas de níquel ganham destaque nessa abordagem, pois possuem boas características de resistência mecânica, à corrosão e a oxidação e, além disso, por sua estabilidade, sobretudo mecânica, em temperaturas elevadas. Alguma dessas ligas podem operar satisfatoriamente em temperaturas de até 85% do seu ponto de fusão, por períodos de até 100.000 horas [15].

De uma maneira geral, no que diz respeito à aplicação de ligas de níquel em procedimento de soldagem para união de juntas, duas questões merecem destaque: a interface dissimilar aço-níquel, bem como o surgimento de um gradiente de composição elevados, e as propriedades mecânicas na mesma.

Após a soldagem dissimilar entre os aços baixa liga, como o AISI 8630 ou ASTM F22, e as ligas de níquel, como a Inconel 625, é possível observar a formação de certas regiões específicas, como zonas elevada dureza, faixas com microestrutura martensítica, ou até mesmo austenítica, e zonas com gradiente de diluição químico, presente na interface dissimilar, mesmo após realização de tratamentos térmicos posteriores a soldagem.

Essas zonas, dependendo do autor, podem ser denominadas com diversos termos: "zonas não misturada", "zonas parcialmente diluída", "zonas parcialmente misturadas", "zonas empobrecidas de metal de adição", "zonas duras", entre outros [2-8]. Nesse trabalho, essas zonas serão denominadas de zona parcialmente fundida (ZPF) e zona não misturada (ZNM), adotada por [27].

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

A zona não misturada está localizada próxima à linha de fusão (no lado do metal de solda) onde as temperaturas máximas de soldagem encontram-se acima da temperatura líquidos, resultando em uma completa fusão do metal de base, mas sem uma mistura com o metal de solda. Essa região se forma como resultado do desenvolvimento de uma camada limite estagnada devido ao movimento da poça de metal líquida, próxima à linha de fusão. A existência de uma zona não misturada foi primeiramente identificada por [27]

Beaugrand et al. [3], apresenta uma classificação para as zonas microestruturais presente na interface dissimilar de aço baixa liga com amanteigamento de liga de níquel, conforme apresentado na Figura 5.





Fonte: Adaptado de [3].

- Zona Δ estreita zona descarbonetada na região do aço imediatamente adjacente a linha de fusão e contendo de forma esporádica partículas de número atômico elevado;
- "Dedos" penetração de metal de solda altamente diluído, alto teor de Fe, aparentemente através dos contornos de grão da austenita prévia;
- Zona M zona rica em fero e com microestrutura de martensita em ripas, localizada na linha de fusão e estendendo-se em direção ao aço não fundido;
- Zona Φ região homogênea e monofásica em escala microscópica, localizada na região da zona fundida imediatamente adjacente a linha de fusão;

 Zona Π – região contendo uma grande quantidade de partículas de número atômico elevado com distribuição interdendríticas, associada com uma esperada segregação de Mo e Ni, durante a solidificação da liga.

Naffakh et al. [28], observou nas interfaces da soldagem entre Inconel A – A310 SS que a média da dimensão da zona não misturada tende a ser maior comparada com a interface da soldagem do Inconel A – Inconel 657. Isso pode ser atribuído a maior diferença na composição química entre o metal de base e o metal de solda. Soldagens dissimilares são conhecidas por exibir maiores zonas não misturada, onde a microestrutura e a composição química são bastante diferentes das do metal de solda [29]. A Figura 6 apresenta as regiões das duas interfaces: Inconel A como metal de solda (MS) e IN 657 e A 310 SS como metais de base.

Figura 6 - a) ZFNM, ZPF, MS e Inconel 657 como metal de base e Inconel 82 como metal de solda. b) ZFNM em um maior aumento c) ZFNM, MS, ZTA e 310 SS como metal de base.



Fonte: Adaptada de [28]

Baeslack et al. [2], avaliou a linha de fusão da solda dos aços inoxidáveis 310 com 304L, onde determinaram um perfil de composição química e confirmaram a existência desta zona não misturada, a qual possui mesma composição química do metal de base. Foi sugerido então, que a formação desta zona não misturada é resultado de uma camada fundida estagnada do metal de base que não foi misturada com o metal de adição durante a soldagem. Na região não misturada não há alteração na composição química, permanecendo a composição do metal de base, como pode ser vista na Figura 7.

Figura 7 - a) Zona não misturada em aço inoxidável 304 soldado com metal de adição 310 b) Perfil de composição química.



Fonte: Adaptado de [2].

Realizando soldagem autógena num aço 1Cr-8Ni, Baeslack et. al [2], observaram no metal de solda uma microestrutura duplex (ferrita austenita), com ferrita primária (escura) originalmente solidificada no núcleo das dendritas conforme a Figura 8a. Uma microestrutura com as mesmas características foi observada na zona não misturada, Figura 8b, da soldagem realizada com metal de adição 310 sobre chapa 304.

Figura 8 - a) Metal de solda autógena em aço tipo 18Ni-8Cr b) zona não misturada na solda 304-310.



Fonte: Adaptado de [2].

Com relação às propriedades mecânicas da interface dissimilar, as ZNM são responsáveis por regiões de dureza na faixa das estruturas martensíticas (acima de 400 HV), regiões essas que podem constituir de sítios susceptíveis à nucleação e propagação de trincas [6, 30, 31].

Ensaios de mecânica da fratura são realizados na tentativa de avaliar a tenacidade da interface dissimilar dessas juntas. Pope et al. [32] e Gittos e Gooch [33], através de ensaios de CTOD, encontraram que os corpos de prova com menor tenacidade tiveram a trinca nucleada na ZNM, onde foi presenciada uma microestrutura martensítica com dureza superior a 400 HV.

2.6 Técnica da Dupla Camada

A soldagem utilizando a técnica da dupla camada tem como objetivo promover uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos, de maneira que a segunda camada de solda promova o refino e o revenimento da região de grão grosso da ZTA da primeira. 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 ligado a adequada relação de energia de soldagem da primeira e da segunda camada, bem como o controle das temperaturas inicial e de interpasse e uma correta sobreposição. O uso de preaquecimento e a manutenção de temperaturas de interpasse elevadas favorecem um nível de refino maior devido ao aumento da profundidade da zona refinada [34].

A altura média da primeira camada, a profundidade da região de grãos grosseiro e a profundidade refinada pela segunda camada, são os parâmetros mais importante a serem observados na aplicação da técnica, ilustrado na Figura 9. O objetivo é assegurar o mínimo aporte de calor e alcançar uniformes cordões de solda com 30% a 50% de sobreposição. Tipicamente, na primeira camada depositada, com uma sobreposição em torno de 50%, 80% de refinamento da ZTA com granulação grosseira do passe anterior podem ser obtidos. A adequada relação de energia é primordial para que ocorra o refino e o revenimento da primeira camada com ciclo térmico da segunda camada [35]

Teixeira [34] também utilizou a técnica da dupla camada, desta vez, na soldagem do aço 1Cr-0,5Mo. Neste trabalho, foi avaliada a evolução da dureza na ZTA da primeira camada, onde o valor máximo encontrado foi 300 HV. Também foi avaliado, qualitativamente, o grau de refino da ZTA da primeira camada obtido pelo uso da técnica. O resultado do trabalho aponta para o sucesso da técnica na soldagem desse tipo de aço.

A avaliação do reparo usando a técnica da dupla camada, na soldagem dos aços 2,25Cr – 1Mo e 9Cr – 1Mo, segundo [36], foi efetivamente verificada, sendo observado também que o método da meia camada (técnica alternativa) é adequado, porém menos eficiente que a técnica da dupla camada para os mesmos aços.

Bueno [37] no seu trabalho, utilizando três camadas com 5/5/5 kJ/cm em corpos de prova de aço ABNT 4140 temperado e revenido, conseguiu valores de tenacidade da ordem de 90 J, sem TTPS e 110 J com TTPS. No mesmo trabalho, para corpos de prova soldados com 10/5/5 kJ/cm obteve 90 J e 108 J, sem TTPS e com TTPS respectivamente.





Fonte: Adaptado de [35].

Aguiar [38] em seu trabalho mostrou a eficiência da técnica da dupla camada para soldagem do aço ABNT 4140 utilizando três níveis de energias, obtendo uma tenacidade semelhante à obtida nos corpos de prova submetidos ao TTPS, e ainda, superior a do metal base temperado e revenido. Os resultados obtidos no trabalho indicam que o melhor desempenho da técnica da dupla camada para o aço ABNT 4140 é alcançado quando se emprega baixo aporte térmico na primeira camada, com relações de 1:1 a 2:1

Azevedo [23] apresentou que melhores níveis de tenacidade poderão ser obtidos através da Técnica da Dupla Camada para um aço ABNT 1045 com microestrutura mais refinada e com baixos teores de inclusões.
Cruz [39] não encontrou indícios de que a aplicação da técnica da dupla camada pudesse ter alguma influência sobre as tensões residuais geradas, enquanto que Oliveira [40] 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 beneficamente em uma das condições necessárias para que ocorra a fragilização por hidrogênio.

Para a determinação dos melhores parâmetros de soldagem a ser utilizada na aplicação da técnica da dupla camada, faz-se necessário a realização de ensaios preliminares de soldagem no material a ser aplicado. Esses ensaios são conhecidos como testes de Higuchi, e serão apresentados no tópico seguinte.

2.7 Testes de Higuchi Convencional e Modificado

O teste de Higuchi [41] tem como finalidade conhecer o alcance das regiões revenidas (macias) e retemperadas (duras) ao longo da zona termicamente afetada (ZTA), para cada nível de energia de soldagem utilizado. O teste consiste em realizar soldagem de simples deposição sobre a superfície do metal de base a ser analisado, onde em seguida, são obtidos os perfis de microdureza ao longo da ZTA.

Baseados nesses perfis de microdureza, as regiões revenidas e retemperadas são identificadas e dimensionadas, para os respectivos parâmetros de soldagem utilizados. Inicialmente a energia de soldagem era o único parâmetro a ser analisado no teste de Higuchi, no entanto, mais recentemente, parâmetros como diâmetro do eletrodo, corrente e velocidade de soldagem, tem sido associado de forma isolada [40]. Com a obtenção dos perfis de microdureza, dos valores de reforço e penetração, são construídos os gráficos de Higuchi, como o da Figura 10.

Para a determinação das extensões de zona dura e zona macia, são adotados os seguintes critérios: a zona dura (ZD) se estende da linha de fusão, onde X=0, até a distância em que a microdureza corresponda ao valor adotado como critério de dureza máxima para o material. A zona macia (ZM) se estende do final da zona dura até a distância em que a dureza se iguala a do metal de base. A Figura 11 apresenta um exemplo do perfil de microdureza identificando as zonas dura e macia.



Figura 10 - Diagrama de Higuchi para um aço de baixo carbono [41].

Fonte: [41].

Figura 11 - Perfil de microdureza com identificação das zonas dura e macia.



Fonte: [38]

Esse teste permite selecionar uma relação entre os parâmetros de soldagem da primeira e segunda camada, de tal modo que ocorra o revenimento da região da ZTA com granulação grosseira da primeira camada pela superposição do ciclo térmico imposto pela segunda camada. Os critérios para a eliminação da região endurecida são dados pelas seguintes equações:

$$PZD_2 \le R_1 + P_1$$
 Equação 2

$$PZM_2 \ge PZD_1$$
 Equação 3

Onde:

PZD₂ – Profundidade da região endurecida da segunda camada de solda;

 R_1 – Reforço dos cordões da primeira camada;

 P_1 – Penetração dos cordões da primeira camada;

 PZM_2 – Profundidade da zona macia da segunda camada de solda;

*PZD*₁ – Profundidade da região endurecida da primeira camada de solda.

O atendimento da equação Equação 2 garante que a zona dura da primeira camada não vai ser retemperada e 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. Enquanto que, o atendimento da equação Equação 3, faz com que a energia de soldagem da segunda camada, refine e revina a zona dura da primeira camada.

A Figura 12 [42] apresenta o critério geral para a utilização do teste de Higuchi, mostrando esquematicamente, um exemplo de condição que foi aceita nos dois critérios. São indicadas as linhas de referência sobre a qual a segunda camada irá se sobrepuser, como também, a linha que representa a superfície do corpo de prova, sobre a qual está depositado o reforço da primeira camada.

O teste de Higuchi modificado [42] difere do convencional simplesmente pelo critério estabelecido. Equanto que no teste de Higuchi convencional é utilizado um critério baseado nas extensões das zonas duras e macias da ZTA, ou seja, baseado na dureza, no teste de Higuchi modificado, utiliza o critério baseado na análise das extensões das regiões microestruturais da ZTA com os respectivos parâmetros de soldagem utilizados, ou seja, utiliza um critério com base na microestrutura. Estes critérios, do teste de Higuchi modificado, são dados pela Equação 4 e Equação 5. A Figura 13 representa esquematicamente os critérios utilizados no teste de Higuchi modificado.

$$PZACGF_2 > PZACGG_1$$
 Equação 4

$$PZACGG_2 < ZF_1$$
 Equação 5

Onde:

 $PZACGF_2$ – Profundidade da ZAC-GF da segunda camada; $PZACGG_1$ – Profundidade da ZAC-GG da primeira camada; $PZACGG_2$ – Profundidade da ZAC-GG da segunda camada; ZF_1 – Extensão da zona fundida da primeira camada.

Figura 12 - Ilustração do critério geral para utilização do teste de Higuchi.



Fonte: [42].

Figura 13 - Ilustração dos critérios para utilização do teste de Higuchi modificado.



Fonte: [42].

Aguiar [38] apresentou que as informações do teste de Higuchi são suficientes apenas para proporcionar uma expectativa de amaciamento da região de grão grosso da ZTA da primeira camada, mas, insuficientes para proporcionar uma expectativa de tenacidade.

Segundo Azevedo [23], as informações do teste de Higuchi permitiram bons resultados referentes ao revenimento da região de grão grosso da ZTA, porém não foram suficientes para garantir um refino uniforme na região entre passes.

Oliveira [22] apresentou que foi possível, por meio dos testes de Higuchi e Higuchi modificado, determinar, para o aço AISI 8630M, uma relação de parâmetros de amanteigamento que, sem uso de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), resulte em zonas termicamente afetada (ZTA) refinadas e com dureza máxima de 325 HV10.

2.8 Mecânica da Fratura

Estima se que os custo com falhas devido a fraturas em componentes mecânicos giram em tornos dos 130 bilhões de dólares por ano, mas além do prejuízo em dinheiro, os prejuízos das falhas com a vida humana são infinitamente maiores. As falhas ocorrem por muitas razões, incluindo as incertezas do ambiente de trabalho, cargas ou defeitos no materiais, inadequação no projeto e deficiências na construção ou manutenção [43].

A mecânica da fratura tem como objetivo determinar se alguma descontinuidade, do tipo trinca, poderá ou não levar um determinado componente a uma fratura, do tipo frágil, quando o mesmo for submetido as tensões durante serviços [44].

A mecânica da fratura pode se dividir em duas categorias: mecânica da fratura linear elástica (MFLE) e a mecânica da fratura elasto-plastica (MFEP).

A mecânica da fratura linear elástica (MFLE), aplicada para condições nas quais a fratura ocorre ainda no regime linear elástico, baseia-se na teoria da elasticidade, sendo aplicada em análises de falhas que ocorrem em materiais elásticos lineares. De modo geral, a MFLE se aplica aos materiais frágeis, onde o escoamento na ponta da trinca é mínimo [44].

Com a MFLE, os campos de tensões na vizinhança da ponta da trinca podem ser estabelecidos com outros parâmetros, como tensão nominal aplicada, tamanho, geometria e orientação da trinca. Desta maneira, é possível representar as propriedades da fratura por meio de um único fator, denominado de fator de intensidade de tensão (K) [44, 45].

A tenacidade à fratura de um material pode ser definida como a sua habilidade inerente de resistir ao um certo valor de intensidade de tensão na ponta de uma trinca sem que ela entre em colapso. O fator de intensidade de tensão, K, na ponta de uma trinca pode variar com o nível de carregamento e com o comprimento da trinca. Entretanto, deve existir um

único nível de intensidade que cause a fratura, o qual é definido como nível crítico de intensidade de tensão e denominado como tenacidade à fratura, K_C . Fazendo uma analogia, pode se dizer que a tensão está para resistência mecânica assim como o fator de intensidade de tensão está para tenacidade a fratura [46].

Quando o fator de intensidade de tensão (K) alcança um valor critico (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 [47].

A mecânica da fratura linear elástica só é válida, quando a deformação de um material não linear é confinada em uma pequena região plástica em volta da trinca. Entretanto, quando esta região torna-se significativa em relação à espessura do material, a mecânica da fratura apresenta outro comportamento, baseado em características não lineares e elasto-plásticas entre tensão e deformação, denominada Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) [44].

A mecânica da fratura elasto-plástica é utilizada no estudo da fratura de materiais que exibem plasticidade significativa na ponta da trinca, onde que para estes casos, os conceitos e equações proposta 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 utilizado também para medir a tenacidade à fratura na ponta da trinca.

O método do CTOD considera a presença de uma zona plástica de tamanho significativo na ponta da trinca, essa zona plástica permite que as duas superfícies se separam de forma que a trinca cresça de forma estável. A separação aumenta até que um valor crítico é atingido, onde a partir daí a trinca se propaga de forma instável [44]. Este valor crítico de CTOD vai depender do critério de falha a ser utilizado, que 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.

Para determinar experimentalmente os parâmetros CTOD de um corpo de prova, utiliza se os procedimentos definidos pelas normas [48, 49] e [50], onde são baseados pela medição das curvas de carga em função da abertura do entalhe. A Figura 14 apresenta as possíveis formas para estas curvas.



Figura 14 - Curvas de carga em função do deslocamento no ensaio de CTOD.

Fonte: [50]

No ensaio de CTOD, são encontradas algumas dificuldades quando aplicado na análise com juntas soldadas [51]. Problemas associados ao posicionamento da pré-trinca e a diferença de resistência mecânica entre a zona fundida e a ZTA são bastante estudados com objetivo de minimizar os erros associados a essas análises [52-55].

Em [3, 56, 57] sugerem a realização de um ensaio de fratura modificado do CTOD aplicada para juntas soldadas. Neste ensaio, um entalhe é confeccionado com espessura mínima possível, sem a abertura de uma pré-trinca de fadiga. Desta maneira, embora não se consiga determinar um valor de CTOD, é possível levantar o fator de intensidade de tensão na ponta do entalhe, onde é mais fácil garantir que a ponta do mesmo esteja posicionada em uma região de interesse, no caso garantir a realização do ensaio na interface dissimilar. A Figura 15 apresenta um desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de fratura utilizado em [58].



Figura 15 - Desenho esquemático do ensaio de fratura com corpo de prova sem pré-trinca de fadiga.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Para a realização deste trabalho foram utilizados diversos materiais, denominados de consumíveis de soldagem e classificados em eletrodo, gás de proteção, metais de base e metal de adição. Foram utilizados eletrodos de tungstênio do tipo toriado de 4,0 mm de diâmetro para realização das soldagens no processo TIG com alimentação de arame frio.

Os gases de proteção utilizados foram o argônio (Ar) puro no processo TIG com alimentação de arame frio, e uma mistura gasosa a base de argônio (Ar) com adição de hélio (He) no processo MIG/MAG. A composição química está apresentada na Tabela 5.

Gás de Proteção	Composição		
Gub de l'Ioteção	Ar	He	
Ar puro	99,99%	-	
Ar + He	75%	25%	

Tabela 5 - Composição dos gases de proteção.

Fonte: White Martins.

Os materiais de base estudados neste trabalho foram os aços AISI 8630 modificado e o aço ASTM A182 F22. O aço AISI 8630 modificado já é bastante utilizado nas indústrias de petróleo e gás, como em flanges presentes em *manifolds*, árvores de natal e outros equipamentos que compõe as estruturas submarinas, pois é um aço que atende aos requisitos de dureza da NACE MR0175/ISO 15156-1, como também resistente a altas pressões e temperaturas. O ASTM A182 F22 também foi abordado neste trabalho, pois em pesquisas recentes ele é sugerido como um substituto do aço AISI 8630 modificado nas aplicações do mesmo.

Na Tabela 6 são apresentadas as composições químicas dos materiais de base medidas por espectrometria de emissão ótica, e seus respectivos carbonos equivalente calculados pela equação do IIW. De acordo com o Diagrama de Graville apresentado na Figura 16, observa-se que os dois materiais de base utilizado nesse trabalho estão localizados na Zona III do diagrama, o que demonstra a elevada tendência a fragilização por hidrogênio devido a formação de microestruturas frágeis, requerendo, portanto, um maior controle de temperatura durante as soldagens.

	Composição, peso %							Carbono	
Material de base	С	Si	Mn	Р	Cu	Cr	Мо	Ni	Equivalente (IIW)
AISI 8630M	0,28	0,27	0,86	0,008	0,06	0,80	0,45	0,78	0,73
ASTM A182 F22	0,14	0,15	0,37	0,014	0,04	2,14	0,98	0,36	0,85

Tabela 6 - Composição química medida dos materiais base.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 16 - Representação dos materiais de base no Diagrama de Graville.



Fonte: Adaptado [23].

Para a realização das soldagens, foi utilizado como metal de adição o arame eletrodo AWS ER NiCrMo-3 (similar a liga UNS N06625) com 1,2 mm de diâmetro em uma bobina de 15 kg. Esse metal de adição é bastante utilizado para amanteigamento dos aços AISI 8630M, pois é usado como uma solução bem sucedida para evitar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). A composição química do metal de adição encontra-se apresentada na Tabela 7.

Material de adição	Composição, peso %						
	Ni	C	Cr	Мо	Fe	Al	Ti
AWS ER	64,43	0,011	22,2	9,13	0,19	0,09	0,23
NiCrMo-3	Nb	Mn	Si	Cu	Со	Р	S
	3,53	0,01	0,05	0,01	0,03	0,002	0,002

Tabela 7 - Composição química do metal de adição fornecida pelo fabricante.

Fonte: ThyssenKrupp.

3.2 Tratamentos Térmicos

Os metais de base, AISI 8630 modificado e ASTM A182 F22, foram submetidos a tratamentos térmicos antes da realização das etapas de soldagens, seguindo as normas para sua aplicação. A norma MR0175/ISSO 15156 da NACE, estabelece que o aço AISI 8630M na forma de peças forjadas em aplicações subaquática deve apresentar dureza máxima de 22 HRC. Para atingir esse nível de dureza solicitado, foram realizados os tratamentos térmicos de têmpera e de revenimento seguindo os parâmetros apresentados na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros para tratamento térmico do aço AISI 8630 modificado.

Tratamento	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
Têmpera	860	30	Água com agitação moderada
Revenimento	715	180	Ar calmo

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a soldagem do aço ASTM A182 F22, foi realizado tratamento térmico do mesmo segundo a norma ASTM A182/A182M – 12b, que estabelece um tratamento térmico de normalização e revenimento, quando esse aço é utilizado na forma de peças forjadas e aplicado em estruturas submarinas na indústria de petróleo e gás. A Tabela 9 apresenta os parâmetros para realização dos tratamentos térmicos do aço ASTM A182 F22.

Tabela 9 - Parâmetros para tratamento térmico do aço ASTM A182 F22.

Tratamento	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
Normalização	900	30	Ar calmo
Revenimento	675	60	Ar calmo

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3 Equipamentos

Os equipamentos utilizados neste trabalho podem ser divididos basicamente em equipamentos utilizados na soldagem dos corpos de provas, equipamentos para caracterização microestrutural e equipamentos para levantamento de propriedades mecânica.

3.3.1 Equipamento para soldagem

Para a soldagem dos corpos prova, tanto para os Testes de Higuchi quanto para o amanteigamento e enchimento das juntas, foi utilizado um sistema de soldagem composto dos seguintes equipamentos:

- Robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem com uma mesa de trabalho integrada;
- ✓ Fonte eletrônica multiprocesso para soldagem;
- Tocha TIG industrial com cabeçote para alimentação automática de arame frio com sistema de refrigeração;
- Sistema para ajuste e posicionamento da alimentação do arame para soldagem TIG automatizada (Figura 17);
- ✓ Tocha MIG/MAG industrial;
- ✓ Sistema de aquisição de dados dos sinais de tensão e corrente de soldagem operando em frequência de 9600 Hz.

A bancada de soldagem utilizada é apresentada na Figura 18, onde pode ser visto o robô industrial com sistema de soldagem TIG com alimentação de arame frio.

Figura 17 - Conjunto tocha e sistema para ajuste do arame.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 18 - Bancada de soldagem com robô industrial e sistema de soldagem TIG com alimentação de arame frio.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3.2 Equipamento para caracterização microestrutural

Para a realização da caracterização microestrutural dos corpos de prova soldados tanto no Teste de Higuchi quanto na soldagem de juntas, foram utilizados os seguintes equipamentos:

- ✓ Serra fita;
- ✓ Equipamento para corte metalográfico;
- ✓ Lixadeira rotativa;
- ✓ Politriz automática;
- ✓ Soprador térmico;
- ✓ Máquina fotográfica digital;
- ✓ Régua metálica;
- ✓ Paquímetro digital;
- ✓ Estereomicroscópio;
- ✓ Microscópio óptico (MO);
- ✓ Microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3.3.3 Equipamento para levantamento das propriedades mecânicas

Para a análise das propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados, foram utilizados os seguintes equipamentos:

- ✓ Microdurômetro Vickers;
- ✓ Máquina universal de tração.

3.4 Metodologia

A metodologia empregada neste trabalho foi desenvolvida em duas etapas principais:

- Etapa 1 Teste de Higuchi Convencional e Modificado nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22;
- Etapa 2 Soldagem das juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22 com o arame-eletrodo AWS ERNiCrMo-3.

Cada uma destas etapas foi subdividida em atividades e organizadas conforme o fluxograma apresentado na Figura 19.

Figura 19 - Fluxograma das etapas realizadas no trabalho.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.1 Testes de Higuchi Convencional e Modificado para os Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22

Nesta etapa foram realizados os Testes de Higuchi Convencional e Modificado, com objetivo de definir as combinações de parâmetros de soldagem da primeira e segunda camada para as quais se tem os melhores resultados nos aspectos de dureza e microestrutura. Esses melhores resultados serão aplicados posteriormente na soldagem de amanteigamento utilizando a técnica de dupla camada.

Inicialmente foram realizadas algumas soldagens exploratórias usando como base os parâmetros levantados por Silva [59], que estudou a aplicação de revestimento metálico pelo processo TIG alimentado por arame frio utilizando entre outros o metal de adição ERNiCrMo-3. A partir desses ensaios, foram ajustados e fixados alguns parâmetros de soldagem do processo TIG com alimentação de arame frio, como modo de alimentação por trás do arco, ângulo de afiação do eletrodo de 50°, distância da ponta do eletrodo a peça (DPEP) de 8 mm, distância da ponta do arame a peça (DPAP) de 1 mm, ângulo de alimentação do gás de 15 l/min. Após alguns ajustes, foi montada uma tabela de experimento (Tabela 10) com vinte condições de soldagem.

Nestas condições, foram avaliados três níveis de energia de soldagem, duas técnicas da energia e o uso da técnica de tecimento, para cada material de base. Os corpos de prova foram identificados seguindo a seguinte lógica, da esquerda para direita: A ou B para o metal de base AISI 8630M ou ASTM A182 F22, respectivamente; 8, 12 e 16 para os níveis de energia de soldagem (em kJ/cm); I ou V para técnica de variação de energia pela corrente ou pela velocidade de soldagem, respectivamente; e TT ou ST para uso ou não da técnica de tecimento triangular, respectivamente. A velocidade de alimentação do arame também é apresentada na Tabela 10, onde neste trabalho optou-se por aumentar a mesma com o aumento da energia de soldagem, uma vez que este procedimento é feito na maioria das aplicações.

As soldagens das condições da Tabela 10 foram realizadas na posição plana, com cordões de simples deposição em corpos de prova com dimensões de 150 x 50 x 30 mm, dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 tratados termicamente seguindo os parâmetros da Tabela 8 e Tabela 9. Antes de cada soldagem, os corpos de prova passaram por um préaquecimento, com temperaturas mínima de 280 °C para o aço AISI 8630M e 230 °C para o aço ASTM A182 F22.

Corpo de Prova	Material de Base	I (A)	Técnica	Vs (cm/min)	V _{alim} (m/min)	Tecimento	Es (kJ/mm)
A12ST	8630M	280	R	20	2,5	ST	1,2
A12TT	8630M	280	R	20	2,5	TT	1,2
A8VST	8630M	280	V	30	1,6	ST	0,8
A8VTT	8630M	280	V	30	1,6	TT	0,8
A16VST	8630M	280	V	15	3,4	ST	1,6
A16VTT	8630M	280	V	15	3,4	TT	1,6
A8IST	8630M	186	Ι	20	1,6	ST	0,8
A8ITT	8630M	186	Ι	20	1,6	TT	0,8
A16IST	8630M	372	Ι	20	3,4	ST	1,6
A16ITT	8630M	372	Ι	20	3,4	TT	1,6
B12ST	F22	280	R	20	2,5	ST	1,2
B12TT	F22	280	R	20	2,5	TT	1,2
B8VST	F22	280	V	30	1,6	ST	0,8
B8VTT	F22	280	V	30	1,6	TT	0,8
B16VST	F22	280	V	15	3,4	ST	1,6
B16VTT	F22	280	V	15	3,4	TT	1,6
B8IST	F22	186	Ι	20	1,6	ST	0,8
B8ITT	F22	186	Ι	20	1,6	TT	0,8
B16IST	F22	372	Ι	20	3,4	ST	1,6
B16ITT	F22	372	Ι	20	3,4	TT	1,6

Tabela 10 - Parâmetros de Soldagem para o processo TIG aplicados na realização dos testes de Higuchi Convencional e Modificado.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Legendas: R – Referência, I – Variação da energia pela corrente, V – Variação da energia pela velocidade de soldagem, ST – Sem Tecimento, TT – Tecimento Triangular.

Após a realização das soldagens, os corpos de prova fabricados foram cortados na seção transversal na região próxima do meio do cordão de solda. Essas amostras foram submetidas à preparação metalográfica, onde foram lixadas utilizando uma lixadeira rotativa com lixas de granulação de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200. Em seguida foram polidas com pastas de diamante de granulação de 3 µm e atacadas quimicamente, durante dez segundos, com o reagente Nital de concentração 2%.

As amostras preparadas foram submetidas à análise geométrica e microestrutural, onde foram mensuradas extensões de reforço, penetração, região de grãos grosso (ZTA-GG) e grão fino (ZTA-GF) da zona termicamente afetada. Essas mesmas amostras passaram por ensaio de microdureza Vickers, utilizando uma carga de 100 gramas durante o tempo de 15 segundos, onde a partir dos valores obtidos foram elaborados gráficos com perfis de microdureza ao longo da ZTA, afim de mensurar as extensões de zona dura e zona macia.

Com base nos valores mensurados anteriormente, foram gerados os diagramas de decisão baseados na metodologia proposta [42], onde foram utilizadas as quatros equações citadas na secção 2.7 (Teste de Higuchi e Higuchi Modificado) como os critérios de aceitação nos teste de Higuchi Convencional e Modificado. Após a análise dos diagramas de decisão, foram selecionadas as duas condições de amanteigamento, uma para o aço AISI 8630M e outra para ASTM A182 F22.

3.4.2 Soldagem das Juntas de Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22

Primeiramente nesta etapa foram realizadas as soldagens de amanteigamento, onde foram utilizados os melhores parâmetros determinados nos testes de Higuchi, em seguida, foram realizadas as soldagens para fabricação das juntas que forneceram corpos de prova para análises microestrutural e propriedades mecânica. Estas atividades serão detalhadas a seguir.

3.4.2.1 Soldagem de amanteigamento

Os corpos de prova dos aços AISI 8630M (temperado e revenido) e ASTM A182 F22 (normalizado e revenido), ambos com espessuras de 28 (\pm 2) mm, passaram por um processo de soldagem com a deposição de metal de adição ao longo de sua espessura (amanteigamento) seguindo as condições apresentadas na Tabela 11. Estes parâmetros de soldagem utilizados para o processo de amanteigamento foram selecionados na etapa anterior (seção 3.4.1). Nota-se que a nomenclatura utilizada para identificar as condições de soldagem da 1ª e demais camadas foram as mesmas utilizadas na da Tabela 10.

Foram depositadas cinco camadas de solda em cada corpo de prova, garantindo assim uma altura mínima do amanteigamento de 9,5 mm após a usinagem (barreira eficiente para que, mesmo utilizando energia máxima da soldagem de enchimento de 1,0 kJ/mm, o metal de base não seja termicamente afetado). Durante a soldagem de amanteigamento, foi utilizado um preaquecimento e um controle de temperatura de interpasse de acordo com as temperaturas apresentadas na Tabela 12. A Figura 20 apresenta parte da sequência de deposição das camadas de solda para o amanteigamento dos corpos de prova.

O corpo de prova J1 foi amanteigado utilizando a condição aprovada nos Testes de Higuchi Convencional de Modificado para o aço AISI 8630M, enquanto que os corpos de prova J3 e J5 foram amanteigados utilizando a condição aprovada para o aço ASTM A182 F22. Os corpos de prova J2 e J4 foram amanteigados utilizando condições reprovadas parcialmente nos Testes de Higuchi Convencional e Modificado.

Junta	Metal de Base	1ª camada	Demais camada	Higuhci	TTPS
		1,6 kJ/mm	1,6 kJ/mm		
J1	8630M	Tipo I	Tipo I	Aprovado	Não
		Sem Tecimento	Com tecimento		
		0,8 kJ/mm	1,6 kJ/mm		
J2	8630M	Tipo I	Tipo V	Reprovado	Sim
		Sem Tecimento	Sem Tecimento Sem Tecimento		
		0,8 kJ/mm	1,6 kJ/mm		
J3	F22	Tipo I	Tipo V	Aprovado	Não
		Sem Tecimento	Sem Tecimento		
		1,6 kJ/mm	1,6 kJ/mm		
J4	F22	Tipo I	Tipo V	Reprovado	Sim
		Sem Tecimento	Sem Tecimento		
		0,8 kJ/mm	1,6 kJ/mm		
J5	F22	Tipo I	Tipo V	Aprovado	Sim
		Sem Tecimento	Sem Tecimento		

Tabela 11 - Condições de soldagem utilizadas para amanteigamento dos corpos de prova.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 12 -	Parâmetros	utilizados	para	preaquecimento	e interpasse.
				. .	

Parâmetros	AISI 8630M	ASTM A182 F22
Temperatura de preaquecimento	280 (mín)	230 (mín)
Temperatura de Interpasse	370 (máx)	340 (máx)

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 20 – Parte da sequência do amanteigamento dos corpos de prova. a) peça preparada para primeira camada; b) uma camada; c) cinco camadas.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após o processo de amanteigamento, os corpos de prova J2, J4 e J5 passaram por um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), com objetivo de aplicar as condições reais de fabricação empregadas nas indústrias de petróleo e gás. Na Tabela 13 são apresentados os valores de temperatura empregado nesse tratamento para cada material.

Após o processo de amanteigamento, os corpos de prova, tratados termicamente ou não, passaram por um processo de usinagem, onde se obteve uma superfície plana e reta ao longo de sua espessura, de modo a compor o lado reto da junta do tipo meio V. A Figura 21 apresenta um corpo de prova usinado após o amanteigamento.

Tabela 13 - Parâmetros utilizado para o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Metal Base	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de Resfriamento
AISI 8630M	675	120	Ar calmo
ASTM A182 F22	650	120	Ar calmo

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 21 - Corpo de prova usinado após o amanteigamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.2.2 Soldagem de união das juntas amanteigadas

Para esta atividade, foram usinadas peças de aço ASTM A516 Gr70 com dimensões próxima as das peças amanteigadas, além de um chanfro de 45°, formando assim uma junta com configuração do tipo meio V. O uso do aço ASTM A516 Gr70 tem como objetivo apenas possibilitar a fabricação de juntas soldadas para análises posteriores. A Figura 22 apresenta o desenho técnico da secção transversal das juntas que foram fabricadas.





Fonte: Elaborado pelo autor.

Com os dois lados das juntas preparados, os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigados com a face reta e o ASTM A516 Gr70 chanfrado, as mesmas foram preenchidas utilizando o arame eletrodo ERNiCrMo-3. Os parâmetros de soldagem utilizados para o enchimento das juntas foram tomados por base em Oliveira [22], onde foram feitos pequenos ajustes para adaptar-se as juntas fabricadas nesse trabalho. Os parâmetros de soldagem são apresentados na Tabela 14. As soldagens foram realizadas com as mesmas temperaturas de preaquecimento e de interpasse utilizadas no processo de amanteigamento dada pela Tabela 12. A Figura 23 apresenta parte da sequência de soldagem de enchimento de uma das juntas fabricadas.

Passes	Iefz (A)	Uefz (V)	Vs (cm/min)	E* (kJ/mm)
1	161	20	22	0,7
2 - 3	200	25	40	0,6
4 - 20	207	28	33	0,8

Tabela 14 - Parâmetros de soldagem utilizado para enchimento das juntas.

Fonte: Elaborado pelo autor.

*Considerando rendimento de 80%.

Após a fabricação das juntas, as mesmas foram seccionadas de acordo com a Figura 24, afim de extrair amostras para caracterização microestrutural, macroestrutural, e análise das propriedades mecânicas.



Figura 23 - Parte da sequência de enchimento para fabricação das juntas.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 24 - Desenho esquemático das posições as quais foram removidas as amostras para realização dos diversos ensaios.

AMOSTRA PARA	MICRO	ESTRUTUR	A E MICRODUREZA
AISI 8630M ou ASTM A182 F22			ASTM A516 Gr70
AMOSTRA	S PARA	. ENSAIO DI	E FRATURA
			Amanteigamento Enchimento
AMOSTRA PA	RA MA	CROESTRU	TURA E DUREZA

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.2.3 Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

As amostras extraídas das juntas soldadas para análises macroestrutural e microestrutural foram submetidas ao processo de preparação metalográfica, onde foram lixadas utilizando lixas com granulação de 80, 100, 220, 320, 400, 600 e 1200, polidas com pasta de diamante de 3 e 1 µm, e por fim atacadas quimicamente e eletroquimicamente.

Para revelar a microestrutura presente nos aços, foi utilizado o ataque químico por imersão com reagente Nital 2% durante 10 segundos. Já para revelar a liga de níquel, foi utilizado um ataque eletroquímico com ácido crômico 10%, tensão de 2,5 V durante 30 segundos.

Essas amostras preparadas foram analisadas utilizando microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

3.4.2.4 Análise das Propriedades Mecânicas

3.4.2.4.1 Ensaios de Dureza

Baseadas nas normas ASTM [60] e NACE [11], foram realizados ensaios de dureza Vickers. As impressões foram realizadas com carga de 10 kg e localizadas em linhas perpendiculares a interface de amanteigamento e distanciadas entre si de 0,5 mm. Os perfis de dureza foram realizados ao longo de três regiões da secção transversal da junta: superior (acabamento), meio (enchimento) e inferior (raiz). A Figura 25 apresenta o desenho esquemático da localização das impressões na junta soldada, realizada no ensaio de dureza Vickers.



Figura 25 - Localização das impressões de dureza Vickers na junta soldada.

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.2.4.2 Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com dois objetivos: levantar o perfil de microdureza, perpendicular à linha de fusão, ao longo da interface dissimilar e ZTA do aço utilizado, e determinar de forma pontual os níveis de microdureza de certas regiões analisadas na interface dissimilar.

Para os perfis de microdureza ao longo da junta soldada, foram realizadas 15 impressões com cargas de 50 g (HV0,05) durante 15 segundos. Os cincos primeiros pontos contados a partir da linha de fusão, foram distanciados entre si 0,1 mm, enquanto que os demais pontos foram distanciados de 0,2 mm. Um perfil de microdureza foi realizado na região correspondente ao centro do cordão e o outro na região entre passes. A Figura 26 apresenta o desenho esquemático que mostra a localização das impressões de microdureza Vickers nas juntas soldadas. Para análises pontuais em regiões de interesse ao longo da interface dissimilar, foram realizadas impressões com cargas de 10 g (HV0,01) e tempo de 15 segundo.

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



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4.2.4.3 Ensaios de Fratura

Conforme a Figura 24, foram retirados dois corpos de prova da região central das juntas soldadas com os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para a realização dos ensaios de fratura.

Foram confeccionados corpos de prova do tipo SE (B) direção NQ com secção quadrada de 12 mm de lado e aproximadamente 180 mm de comprimento, seguindo a norma BS 7448-1 [50] conforme a Figura 27 [22].



Figura 27 – Indicação da direção do entalhe e desenho técnico do corpo de prova para fratura.

Fonte: Adaptado de [22].

Os corpos de prova foram retirados de forma que a parte central dos mesmos coincida com a interface de amanteigamento das juntas, onde foram usinados os entalhes por meio de eletroerosão a fio de 0,2 mm de diâmetro.

Com objetivo de facilitar o posicionamento do entalhe na interface dissimilar, antes da usinagem do mesmo, a região da interface foi atacada com reagente químico Nital 2% durante 15 segundo. A Figura 28 apresenta o detalhe do entalhe de um corpo de prova para fratura.

Os ensaios de fratura foram realizados por meio de flexão de três pontos à 3 ± 1 °C, monitorados por um termopar. Para realização do ensaio 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 a uma taxa de deslocamento de 1 mm/min. A Figura 29 apresenta os equipamentos utilizados nos ensaios de fratura e a Figura 30 detalha a montagem no corpo de prova para realização do ensaio.



Figura 28 - Detalhe do posicionamento do entalhe na interface dissimilar.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os ensaios eram finalizados após atingirem a carga máxima. Os valores de carga máxima (considerando os possíveis "pop-ins") foram adquiridos para cada corpo de prova e, a partir dos mesmos, foram calculados os valores do fator de intensidade de tensão (K) para cada condição.

Figura 29 - Detalhe dos equipamentos utilizados nos ensaios de fratura.



Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 30 - Detalhe da montagem do corpo de prova para realização do ensaio de fratura.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após os ensaios, os corpos de prova ensaiados passaram por uma preparação metalográfica, de modo poder avaliar o caminho percorrido pela trinca gerada durante o ensaio de fratura. Esta análise foi realizada no centro dos corpos de prova, onde o estado de tensão é mais crítico.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Teste de Higuchi Convencional e Modificado

4.1.1 Análise macrográficas dos cordões de solda

A geometria e o aspecto superficial de alguns dos cordões de solda obtidos durante a soldagem dos testes de Higuchi com os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, utilizando os parâmetros apresentados na secção 3.4.1 (Teste de Higuchi Convencional e Modificado), são apresentados na Figura 31 e na Figura 32.

O aspecto superficial dos cordões de solda gerados se mostrou regular e com bom acabamento, não apresentando respingos ou qualquer descontinuidade visível.

Figura 31 - Secção transversal e superfície do cordão de solda realizado sobre aço AISI 8630M. a) e c) 0,8kJ/mm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 0,8 kJ/mm, tipo V, com tecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Analisando as macrografias das seções transversais dos cordões de solda, pôde-se observar um perfil similar ao do tipo "taça" para as amostras soldadas sem o uso da técnica de tecimento, diferentemente dos perfis mais homogêneos das amostras soldadas usando a técnica do tecimento do tipo triangular.

Tal comportamento pode ser atribuído ao fato de que sem o uso da técnica do tecimento, ocorre uma maior densidade de corrente sobre a região central da poça de fusão, acentuando a penetração no centro do cordão de solda, além do efeito da pressão do arco sobre a superfície da poça. Enquanto que, com uso da técnica de tecimento, devido ao movimento da tocha e, consequentemente, do conjunto arco/poça acarreta em uma maior distribuição do calor sobre o substrato, além de evitar a concentração das forças eletromagnéticas no centro da poça [59].

Figura 32 - Secção transversal e superfície do cordão de solda sobre aço ASTM A182 F22. a) e c) 0,8 kJ/mm, Tipo V, sem tecimento. b) e d) 0,8 kJ/mm, Tipo V, com tecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Tabela 15 são apresentados os valores de reforço e de penetração medidos para cada condição de soldagem utilizada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. Podese observar que, para o mesmo material, o aumento na energia de soldagem provoca um aumento nas extensões do reforço e da penetração.

A partir dos dados da Tabela 15, foi realizada uma análise de variância dos parâmetros de soldagem (energia, técnica da energia e tecimento) no comportamento das características geométricas das soldas (reforço e penetração). A Tabela 16 e a Tabela 17 apresentam os valores de importância (F) e significância (p) da análise de variância ANOVA.

Amostra	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Amostra	Reforço (mm)	Penetração (mm)
A8IST	1,36	0,75	B8IST	1,42	1,66
A8ITT	1,24	0,63	B8ITT	1,13	0,74
A8VST	0,94	1,90	B8VST	1,01	1,67
A8VTT	1,10	2,32	B8VTT	0,81	1,33
A12ST	1,80	2,36	B12ST	1,78	1,30
A12TT'	1,60	1,81	B12TT	1,67	1,61
A16IST	1,81	3,65	B16IST	1,66	3,88
A16ITT	1,46	3,08	B16ITT	1,77	2,77
A16VST	2,59	1,23	B16VST	2,55	0,96
A16VTT	2,07	1,58	B16VTT	2,36	1,291

Tabela 15 - Valores das extensões de reforço e penetração (em mm) para cada condição soldada no Higuchi.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para que a condição tenha efeito estatisticamente significante, o fator \mathbf{p} deve ser menor que 0,05, ou seja, que o parâmetro de soldagem X influência na característica geométrica Y com 95% de confiabilidade. O fator F é denominado como importância, e indica o quanto o parâmetro de soldagem influencia na característica geométrica da solda.

Tabela 16 - Níveis de significância e importância dos parâmetros sobre o Reforço.

Parâmetros	F (Importância)	p (Significância)
Energia	124,42	0,0000
Técnica da Energia	7,5283	0,01781
Tecimento	12,831	0,00377

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 17 - - Níveis de significância e importância dos parâmetros sobre a Penetração.

Parâmetros	F (Importância)	p (Significância)
Energia	9,3145	0,00362
Técnica da Energia	5,2810	0,04034
Tecimento	1,2842	0,27925

Fonte: Elaborado pelo autor.

Com base nestas informações, observa-se que o parâmetro de soldagem que mais influenciou no valor do reforço e da penetração foi a energia de soldagem (F=124,42 e F=9,3145, respectivamente). Enquanto que, a técnica da energia foi a que menos influenciou no valor do reforço (F= 7,5283), e o tecimento foi o que menos influenciou na extensão da penetração (F=1,2842), além de não ter tido significância no resultado (p=0,27925).

Na Figura 33 é apresentado o efeito da energia de soldagem sobre o reforço. Observa-se um aumento na dimensão do reforço à medida que se aumenta a energia de soldagem. Esse aumento no reforço pode ser atribuído a oferta de material de adição, uma vez que, à medida que aumentava a energia de soldagem, aumentava-se a velocidade de alimentação do arame, como apresentado na Tabela 10. Ressalta-se que na soldagem TIG a alimentação de arame pode ser independente da energia de soldagem dentro certos limites. Neste trabalho, optou-se por aumentar a velocidade de alimentação com aumento da energia de soldagem por entendimento do que este procedimento é feito na maioria das aplicações.



Figura 33 - Influencia da energia de soldagem sobre o reforço do cordão de solda.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 34 é apresentada a variação da extensão da penetração em função da energia de soldagem. Pode-se observar o crescimento da extensão da penetração com aumento do aporte térmico na soldagem. Um dos fatores para esse comportamento, está diretamente relacionado com a dinâmica do fluxo de calor, onde que, à medida que se aumenta a quantidade de calor fornecida ao sistema conduz ao aumento do volume de metal fundido. Entretanto, esse comportamento é melhor observado quando se altera e energia de soldagem pela corrente (técnica da energia tipo I) ao invés da velocidade de soldagem (técnica da energia tipo V). A Figura 35 apresenta essa tendência do aumento na penetração pela corrente.



Figura 34 - Influencia da energia de soldagem sobre a penetração do cordão de solda.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 35 - Influencia da técnica da energia sobre a penetração do cordão de solda.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Este efeito é explicado devido a maior barreira formada entre o arco voltaico e o substrato para menores velocidades de soldagem, exercido pelo maior volume de metal líquido da poça de fusão, que minimiza a ação do arco voltaico diretamente sobre o substrato, reduzindo a penetração [59]. Quando se aumenta a energia através do aumento da corrente é

gerado um aumento na potência do arco, o qual efetivamente é o responsável pela fusão dos materiais de base.

Outra característica importante observada na grande maioria das amostras soldadas, tanto do aço AISI 8630M como no aço ASTM A182 F22, foi a presença de faixas claras na região da zona termicamente afetada. Essa descontinuidade é conhecida como bandeamento, e é caracterizada por uma heterogeneidade na composição química do aço do material de base. A Figura 36 apresenta uma macrografia e uma micrografia, com aumento de 100x, da amostra soldada com a presença de faixas de banda na região da ZTA.

Figura 36 - Amostra A8IST soldada com bandeamento na ZTA. a) Macrografia do perfil de solda com presença de bandeamento; b) Micrografia da região indicada na seta com aumento 100x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Em [61], Silva, utilizando o aço AISI 4140, realizou uma análise de composição química EDX na região de bandeamento, a qual foi determinada uma variação no teor de Cr, variando de 1,2% para região clara e 0,9% para região escura. Embora o EDX não determine o teor de C, é possível dizer que a alteração na concentração de Cr produzirá variação na porcentagem de C, devido à forte afinidade do Cr e C.

A variação localizada da composição química nestas regiões de bandeamento, acarreta alterações na temperabilidade do aço, causada principalmente pela elevada concentração de carbono (C) e a presença de elementos de liga, como níquel (Ni) e cromo (Cr).

Para comprovar essa alteração na temperabilidade do aço, foram realizadas impressões de microdureza entre as faixas clara e escura, de uma amostra soldada do aço AISI 8630M. Pode-se observar uma variação na microdureza entre as faixas, obtendo valores médio de 450 ± 21 HV para as regiões claras, e valores médio de 290 ± 15 HV para as regiões

escuras. A Figura 37 apresenta as impressões com seus respectivos valores de microdureza realizada entre as faixas de bandeamento.

Em [62], Verhoeven explica que uma das causas do fenômeno do bandeamento está associado ao carbono (C), o qual possui um coeficiente de difusão maior que os demais elementos de liga, e que, por esse motivo, tende a segregar tanto durante a solidificação (presegregação) quanto nas transformações no estado sólido (transegregação).

Um outro fator do fenômeno do bandeamento está relacionado com a presença dos elementos de liga, como manganês (Mn), níquel (Ni) e cromo (Cr), que diminuem a temperatura de início da ferrita, causando um maior enriquecimento de carbono (C) na austenita resultante [63].

Figura 37 - Medição de microdureza Vickers ao longo das faixas de bandeamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como será visto nas próximas secções, as variações de microdureza ao longo da zona termicamente afetada (ZTA), devido ao fenômeno do bandeamento, dificultaram as análises dos perfis de microdureza para aplicação técnica do Higuchi.

4.1.2 Perfis de microdureza

Para elaboração dos perfis de microdureza, foram adotados como critério para dimensionar as extensões de zona dura (ZD) e da zona macia (ZM) o valor de 325 HV como limite inferior da zona dura, consequente o superior de zona macia, e o valor de 250 HV

(dureza média dos materiais de base) como limite inferior da zona macia. A Figura 38 e a Figura 39 apresentam os perfis de microdureza típicos encontrados nas soldas analisadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente, juntamente com os limites determinados descritos anteriormente.





Para o aço AISI 8630M, foi observado pico de dureza no valor máximo de 564 HV, enquanto que para o aço ASTM A182 F22, foi observado pico de dureza no valor máximo de 416 HV, ambos próximos a linha de fusão na zona termicamente afetada. Nota-se que, mesmo usando preaquecimento (de 230 a 280 °C), o aumento na dureza do material, em função dos ciclos térmicos da soldagem, foi considerável.

Os elevados valores das impressões de microdureza encontrados no aço AISI 8630M já eram esperados, pois são consequências do seu alto teor de carbono (0,28%) além da presença de elementos de liga que acarreta no aumento de sua temperabilidade. No caso do aço ASTM A182 F22, embora possua uma quantidade de carbono bem menor (0,14%), comparado com o aço AISI 8630M, a presença de altos teores de elementos de liga, como cromo (2,14%) e molibdênio (0,98%), aumenta a sua temperabilidade.

Este aumento na temperabilidade dos aços transformáveis, acarreta na formação de microestruturas aciculares, como martensita e bainita, na região de grãos grosseiros da

Fonte: Elaborado pelo autor.

zona termicamente afetada, os quais diminuem sua tenacidade e aumentam sua dureza e fragilidade, além de serem susceptíveis a ocorrência de trincas a frio.



Figura 39 - Perfil de microdureza Vickers da amostra B16VST (ASTM A182 F22).

Fonte: Elaborado pelo autor.

Embora ambos os aços apresentem uma alta temperabilidade, o aço ASTM A182 F22 apresentou picos de dureza bem menores em comparação com aço AISI 8630M.

Além dos picos de dureza máxima próximo a interface, outros picos de dureza, de valores menores, puderam ser observados ao longo da zona termicamente afetada (ZTA), decorrente do fenômeno de bandeamento já discutido na secção anterior. A Figura 40 e a Figura 41 apresentam perfis de microdureza que apresentaram outros picos de dureza ao longo da ZTA.

Este fenômeno dificultou a análise relacionada as medições das extensões de zonas duras e zonas macias. Além do fenômeno do bandeamento, as condições de como foi realizado o teste de Higuchi, utilizando os metais de base tratados termicamente já na condição de aplicação, temperado (ou normalizado) e revenidos, e não somente temperado, também dificultou na precisão das medições das zonas macias.

Na Tabela 18 são apresentados os valores de extensões de zona dura (ZD) e zona macia (ZM) para cada condição de soldagem do teste de Higuchi, mensurados a partir dos perfis de microdureza dos cordões de solda dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.



Figura 40 - Perfil de microdureza obtido no Teste de Higuchi Convencional da condição A16IST.

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 41 - Perfil de microdureza obtido no Teste de Higuchi Convencional da condição B8IST.

Fonte: Elaborado pelo autor.
Amostra	ZD (mm)	ZM (mm)	Amostra	ZD (mm)	ZM (mm)
A8IST	1,57	1,87	B8IST	1,75	1,14
A8ITT	2,4	1,47	B8ITT	2,66	0,29
A8VST	1,63	1,33	B8VST	1,91	0,35
A8VTT	1,91	1,02	B8VTT	2,26	0,32
A12ST	2,82	1,46	B12ST	2,55	1,19
A12TT'	2,79	2,15	B12TT	2,19	1,45
A16IST	1,42	3,15	B16IST	2,05	0,59
A16ITT	2,1	3,41	B16ITT	3,11	0,92
A16VST	3,31	2,55	B16VST	2,89	2,22
A16VTT	3,12	2,1	B16VTT	3,52	1,74

Tabela 18 - Valores das extensões de zona dura (ZD) e zona macia (ZM) das amostras soldadas no Teste de Higuchi.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Observando a Tabela 18, pode-se notar um aumento nas extensões de zonas duras e zonas macias com o aumento da energia de soldagem. Nota-se também o aumento da extensão da zona dura com o uso da técnica de tecimento.

Analisando estes dados estatisticamente, representados na Figura 42, pode ser observado a tendência dos efeitos da energia de soldagem, da técnica de energia e do uso do tecimento, sem significância estatística para alguns dos resultados. Apenas a energia de soldagem teve significância, além de ser o parâmetro de soldagem com maior importância sobre os resultados das extensões de zonas duras e zonas macias, ver Tabela 19.

Tabela 19 -	Níveis de	e significância	e importância	dos parâm	etros de solo	dagem sobre	as extensões	das zonas
duras e zon	as macias	5.						

Parâmetros	F (Importância)	p (Significância)
Energia	7,5405	0,00055
Técnica da Energia	3,2621	0,07720
Tecimento	2,4227	0,13433

Fonte: Elaborado pelo autor.

Estes resultados mostram a dificuldade encontrada na realização das análises de extensões de zonas duras e zonas macias para o teste de Higuchi Convencional, decorrente tanto do fenômeno de bandeamento, quanto da utilização dos materiais de base já na condição revenida.



Figura 42 - Análise estatística dos efeitos dos parâmetros de soldagem. a) energia de soldagem, b) uso do tecimento e c) técnica da energia, sobre as extensões de zonas duras e macias.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.3 Diagramas de decisão

Os diagramas de decisão foram elaborados conforme [42], onde são apresentados os valores dos critérios dos Testes de Higuchi Convencional e Modificado, utilizados na escolha das melhores relações de parâmetros de soldagem a serem utilizadas no processo de amanteigamento na etapa posterior. A Figura 43 apresenta alguns dos diagramas de decisão.

Os diagramas de decisão foram confeccionados em dois grandes grupos, um considerando o amanteigamento no aço AISI 8630M e outro considerando o amanteigamento no aço ASTM A182 F22. Foram avaliadas 200 combinações de relações de parâmetros de soldagem, sendo 100 combinações para o aço AISI 8630M e 100 combinações para o aço ASTM A182 F22.

A Figura 43 apresenta, de uma forma geral, o comportamento encontrado nos demais diagramas de decisão elaborados neste trabalho. Estes diagramas podem ser vistos no APÊNDICE A.



Figura 43 - Exemplo de diagramas de decisão para o metal de base a) AISI 8630M e b) ASTM A182 F22.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode ser observado, por meio dos diagramas de decisão, que utilizando uma condição de baixa energia de soldagem na primeira e na segunda camada, os valores de afastamento do primeiro critério de revenimento (PZM₂>PZD₁) são bem inferiores quando

comparados com os valores das condições de alta energia na segunda camada. Esse mesmo comportamento também pode ser observado no primeiro critério de refinamento (PZACGF₂>PZACGG₁).

Isto se deve aos ciclos térmicos da segunda camada, onde que o alcance das isotermas responsáveis pelo revenimento e refinamento da zona dura e da região de grãos grosseiro, respectivamente, da ZTA da primeira camada, não são suficientes quando utilizado uma baixa energia. A medida que são utilizados parâmetros com maior energia para segunda camada, esse problema é reduzido e os valores de afastamento são maiores.

Dentre as combinações para o aço AISI 8630M, somente quatro apesentaram afastamento positivos em todos os critérios, tanto do Higuchi Convencional quanto do Modificado. A Tabela 20 apresenta estes resultados. Dessas quatros condições aprovadas nos testes, foi selecionada apenas uma para ser utilizada na etapa seguinte do processo de amanteigamento. A relação A16IST na primeira camada e A16ITT na segunda camada foi a condição selecionada, pois foi a que apresentou melhores valores na maioria dos critérios.

1 ^a CAMADA	2 ^a CAMADA	PZM ₂ >PZD ₁	$R_1+P_1>PZD_2$	PZACGF ₂ >PZACGG ₁	ZF _{1>} PZACGG ₂
A16IST	A16IST	1,3	0,4	3,1	0,8
A16IST	A16ITT	1,7	0,3	2,7	1,1
A16IST	A16VST	0,2	0,9	1,9	2,5
A16ITT	A16VST	0,5	0,0	2,1	1,5

Tabela 20 - Relação de parâmetros aprovado no Teste de Higuchi Convencional e Modificado para o aço AISI 8630M.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Entretanto, para o aço ASTM A182 F22, nenhuma das combinações teve os quatros critérios simultaneamente positivos. Neste caso, foram observadas as relações de parâmetros que apresentaram resultados próximos de serem aprovados nos testes de Higuchi Convencional e Modificado, onde foram encontradas apenas três condições de soldagem.

Estas relações de parâmetros foram adotadas como possíveis condições aprovadas por apresentarem bons resultado no critério de refinamento e por apresentar afastamento positivo em pelo menos um dos critérios de revenimento. Na Tabela 21 são apresentadas estas relações com seus respectivos valores de afastamento. Para o amanteigamento desse aço, foi selecionada a condição B8IST na primeira camada e B16VST na segunda camada, pois apresentaram melhores valores na maioria dos critérios.

1ª CAMADA	2 ^a CAMADA	PZM ₂ >PZD ₁	$R_1+P_1>PZD_2$	PZACGF ₂ >PZACGG ₁	ZF _{1>} PZACGG ₂
B8IST	B12ST	0,2	-0,8	0,9	1,5
B8IST	B16VST	1,2	-0,8	0,9	1,5
B12ST	B16VST	0,4	-0,8	1,1	1,5

Tabela 21 - Relação de parâmetros adotadas como aprovada no Higuchi Convencional e Modificado para o aço ASTM A182 F22.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Deve ser levado em consideração que na realização dos testes de Higuchi Convencional e Modificado algumas particularides da etapa de deposição das camadas, como o aumento de espessura da primeira camada devido a sobreposição de passes, não são contempladas durante a realização dos testes.

4.2 Soldagem das juntas

Na Figura 44 são apresentadas as macrografias da secção transversal das cinco juntas soldadas neste trabalho, onde podem ser observadas as camadas de solda do amanteigamento, juntamente com as camadas de solda do enchimento da junta do tipo meio V.

Figura 44 - Macrografia das juntas soldadas. a) J1. b) J2. c) J3. d) J4. e) J5.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota-se a maior penetração da primeira camada para as juntas J1 e J4, soldadas com os maiores níveis de energia 1,6 kJ/mm com tipo I e sem tecimento. Diferente das outras

juntas, J2, J3 e J4, que utilizaram um aporte térmico menor na sua primeira camada, 0,8 kJ/mm do tipo I e sem tecimento.

Pode ser observado também a presença de alguns defeitos, principalmente localizados no passe de raiz da junta, onde não houve uma penetração total da solda na mesma. Essas descontinuidades não terão influência nas análises posteriores realizadas nas juntas, pois as mesmas foram todas realizadas na região próxima da interface entre amanteigamento e zona termicamente afetada (ZTA) geradas nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

4.2.1 Caracterização microestrutural das juntas soldadas

Para caracterização microestrutural das juntas soldadas, foram priorizadas apenas duas regiões de maior interesse para nossos objetivos: a zona termicamente afetada e a interface dissimilar, ambas formadas pelo processo de amanteigamento nos dois tipos de aços dos metais de base, AISI 8630M e ASTM A182 F22.

O metal de solda ERNiCrMo-3, depositado tanto no amanteigamento quanto no enchimento das juntas, não foi amplamente explorado neste trabalho, pois está fora dos nossos objetivos principais definidos no início deste trabalho.

A Figura 45 apresenta a microestrutura típica encontrada, em regiões afastadas da interface, do metal de solda ERNiCrMO-3/liga Inconel 625. Analisando a microestrutura, é possível observar uma matriz de níquel, região mais escurecida, com fases precipitadas nas regiões interdendríticas.

Figura 45 - Metal de adição ERNiCrMo-3 utilizado no processo de amanteigamento e de enchimento da junta. a) Aumento de 1000x. b) Aumento de 2000x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.1.1 ZTA no aço AISI 8630M

Na Figura 46 e Figura 47 são apresentadas as microestruturas comumente encontrada na região da ZTA próxima a interface das amostras soldadas com o aço AISI 8630M. Na Figura 46 estão apresentadas as microestruturas encontradas na amostra soldada com a relação de parâmetros aprovados nos testes de Higuchi Convencional e Modificado, enquanto que a Figura 47 apresentam as microestruturas encontradas na amostra soldada com condição não aprovada nestes testes.

Em ambas as condições de soldagem, aprovada ou reprovada nos testes de Higuchi, analisadas para este aço, as microestruturas observadas são basicamente compostas por uma martensita revenida.

A Figura 46 representa o comportamento geral ao longo da ZTA da junta J1, amanteigada com as condições aprovadas nos testes de Higuchi. Foi observado um grande grau de refinamento dos grãos desta região, mesmo localizada próxima a interface, onde é comum encontrar uma região com granulação grosseira. Esse resultado já era esperado como consequência do uso adequado das relações de parâmetros aprovados no critério de refinamento do teste de Higuchi Modificado.

Figura 46 - ZTA predominantemente encontrada na amostra J1 soldadas com as condições aprovadas nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) microscopia ótica b) MEV.





Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 47 representa o comportamento geral da junta J2, amanteigada utilizando as condições de soldagem que não tiveram todos os critérios aprovados nos testes de Higuchi, mas que foi submetida ao tratamento térmico de pós-soldagem. Foi observada a presença de grãos mais grosseiros em grande parte da extensão na ZTA comparada com a junta J1, analisada anteriormente. É importante destacar que o TTPS pode reduzir a dureza na região crítica da ZTA-GG, mas não necessariamente refinar os grãos.



Figura 47 - ZTA predominantemente encontrada na amostra J2 soldada com as condições reprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) microscopia ótica b) MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Outra característica que pode ser observada, é a existência de uma estreita região ao longo da ZTA mais próxima da interface do amanteigamento, composta por grãos de ferrita. Esta região está presente em todas as amostras, independente das condições de soldagem e da utilização ou não do TTPS.



Figura 48 - Regiões descarbonetadas das amostras soldada do aço AISI 8630M. a) sem TTPS b) com TTPS.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Esse fenômeno pode estar relacionado a um processo de migração de carbono, no qual o mesmo presente no metal de base, por efeito difusional, migra pela interface para a liga de níquel. Esse processo de descarbonetação é decorrente dos sucessivos ciclos térmicos e/ou da utilização do TTPS, além da grande diferença química, da concentração de C, existente entre o metal de base e a liga de níquel.

Essa região empobrecida de carbono favorece a formação de fase ferrítica. A ausência de carbono também compromete a formação de carbonetos estáveis, que se precipitam na matriz, facilitando assim o crescimento de grãos nessas regiões durante o tratamento térmico [12].

4.2.1.2 ZTA no aço ASTM A182 F22

Na Figura 49 e na Figura 50 são apresentadas as microestruturas das ZTA das juntas do aço ASTM A182 F22 amanteigadas com as condições consideradas aprovada e reprovada para este aço nos testes de Higuchi Convencional e Modificado, respectivamente. Para a junta que utilizou a condição reprovada nos testes de Higuchi, foi realizado um processo de TTPS.

Assim como nas amostras soldadas com aço AISI 8630M as amostras do aço ASTM A182 F22 soldadas com a condição aprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado apresentaram um maior grau de refinamento na região da ZTA próxima a interface (Figura 49). Em ambas as condições, são encontradas microestruturas compostas por martensita revenida e bainita.

Também pode ser observada uma leve região descarbonetada bem próxima a interface, mas com menor intensidade, já que este aço possui uma quantidade bem menor de C comparado com o AISI 8630M.

Para alguns autores [31, 33], essas regiões empobrecidas de carbono são responsáveis por baixos níveis de energia absorvida durante o impacto em juntas dissimilares. Esse carbono migrado da região da ZTA do metal de base tende a difundir para região vizinha a região descarbonetada, podendo levar a saturação de carbono e/ou precipitações de carbonetos que podem levar ao endurecimento, ver Figura 50b, e posteriores fragilizações destas regiões.

a) 50 µm 2 b) Spot Magn 5.0 2000x Det WD Exp 20 µm J3 20.0 kV 5.0SE 101 39 and the

Figura 49 - ZTA predominantemente encontrada na junta J3 soldada com as condições aprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) microscopia ótica b) MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 50 - ZTA predominantemente encontrada na junta J4 soldada com as condições reprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado. a) destaque da região descarbonetada, microscopia ótica b) Impressões de microdureza na região descarbonetada e na sua interface.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.1.3 Interface dissimilar do amanteigamento

Conforme foi apresentado na seção 2.5 - Soldagem dissimilar com ligas de níquel, vários autores classificam de formas distintas as macrosegregações formadas na interface dissimilar geradas através do amanteigamento de aços baixa liga com ligas de níquel. São propostas diferentes nomenclaturas, como zonas parcialmente diluída, zonas parcialmente misturadas, zonas duras, entre outras [2, 3, 7, 8, 64]. Neste trabalho foram encontradas regiões similares às discutidas pelos autores citados e, por efeito de nomenclatura será utilizado o termo "zona não misturada" (ZNM). Também será utilizada a classificação morfológica das zonas encontradas na ZNM proposta por Beaugrand [3].

A Figura 51 apresenta o exemplo da interface encontrada nas juntas soldadas nesse trabalho, onde podem ser observadas a existência de zonas de macrosegregações, indicadas pelas setas, independentemente das condições de soldagem utilizadas e do uso ou não do TTPS.



Figura 51 - Micrografia da interface dissimilar formada pelo aço AISI 8630M e liga de níquel Inconel 625.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 52 e Figura 53 são apresentados exemplos de regiões da interface dissimilar encontradas nas juntas soldadas nesse trabalho. Pode ser observado o desenvolvimento microestrutural ao longo da interface dissimilar semelhante ao encontrado e proposto por Beaugrand [3], partindo do metal de base com a zona Δ , passando pelas zonas M (quando existente) e as zonas Φ , até finalizar na zona Π .



Figura 52 - Indicações das regiões encontradas na interface dissimilar. a) AISI 8630M/níquel. b) ASTM A182 F22/níquel.

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 53 - Indicações das regiões encontradas na interface dissimilar. a) AISI 8630M/níquel. b) ASTM A182 F22/níquel.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Yang e Kou [8], encontraram e explicaram o surgimento destas ZNM pelo desenvolvimento de uma camada limite estagnada ou escoamento laminar próximo à linha de fusão, que dificulta ou até mesmo impede a sua mistura com a poça de fusão. Juntamente com esta zona de estagnação, a diferença nas temperaturas *liquidus* dos metais de base e de adição são apontados como os fatores responsáveis pela geração dessas macrosegregações nas regiões próximas a interfaces dissimilares.

Na Figura 53a são observadas regiões na interface denominadas de "dedos", onde o metal de solda penetra no metal de base. Essas regiões foram encontradas nas interfaces das juntas soldada com o aço AISI 8630M, J1 e J2, em maior ou menor intensidade em função do local analisado, no centro ou entre os cordões da seção transversal do amanteigamento. A Figura 54 apresenta a interface de uma junta de aço AISI 8630M com uso do TTPS, J2, onde são observadas as presenças de dedos para diferentes locais da seção transversal do cordão.

Nota-se, observando a Figura 54, a formação da penetração dos "dedos" preferencialmente ao longo dos contornos de grãos da austenita do metal de base e que, possivelmente, possua uma composição química semelhante a região adjacente do metal de solda.

Em [22], Oliveira, utilizando um aço AISI 8630M soldado com a liga de níquel Inconel 625, realizou um mapeamento químico na região que havia a presença de um "dedo" e confirmou a composição química semelhante entre a região de solda mais próxima e o "dedo". A Figura 55 apresenta o mapeamento químico realizado pelo autor citado.

Acredita-se que a formação dos presentes "dedos" se dá pela liquação dos contornos de grão da região da ZTA do aço AISI 8630M mais próxima da região não misturada, que juntamente com as forças convectivas existentes na poça de fusão, permitem a penetração do metal de solda fundido nesses contornos [22].



Figura 54 - Amostras que apresentam a presença de "dedos" na interface de amanteigamento. a) Microscópico ótico (entre cordões). b) MEV (centro do cordão).

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 55 - Mapeamento químico em uma região com um "dedo".

Fonte: [22]

Analisando as interfaces das amostras soldadas dos aços ASTM A182 F22, Figura 56, pode ser notada a ausência dos "dedos" no lado do metal de base, independentemente da localização das regiões analisadas.



Figura 56 - Interface do amanteigamento do aço ASTM A182 F22 analisado por microscopia ótica. a) Amostra J4 (200x). b) Amostra J5 (500x).

Fonte: Elaborado pelo autor.

A explicação para a formação dos "dedos" somente no aço AISI 8630M pode estar relacionada com as características da fusão/solidificação, devido a composição química, para ambos os aços.

Como essas regiões, onde ficam localizados os "dedos", estão localizadas próxima a linha de fusão, do lado da ZTA do metal de base, as temperaturas máximas de soldagem situam- se entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*, resultando em uma fusão parcial do metal de base. Esse fenômeno pode ser explicado pela Figura 57, onde que para um aço com teor de carbono próximo do AISI 8630M (0,3%), entre as temperaturas de 1470 e 1508 °C esta região se encontra parcialmente fundida, tornando-se totalmente liquida acima de 1508 °C. Enquanto que para um aço com teor de carbono próximo do ASTM A182 F22, (0,14%), a linha do teor de carbono se desloca para esquerda, e observa-se que para essa mesma faixa de temperatura, o mesmo ainda permanece no estado sólido.

Oliveira [22], realizou uma simulação no programa Thermo-Calc ® para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, onde obteve que a fusão do aço AISI 8630M inicia para temperaturas menores que para o aço ASTM A182 F22, 1436 °C e 1476 °C, respectivamente, e que para o mesmo ciclo de aquecimento aplicado aos aços, o AISI apresentou 45% de fração de líquido formado, enquanto que o ASTM A182 F22 permaneceu sólido.

Utilizando os dados das temperaturas de pico da Figura 57, juntamente com os parâmetros de soldagem utilizados e as constantes encontrada em [65] e aplicando na Equação 6, pode-se obter uma estimativa da extensão máxima (*y*) dessa zona parcialmente fundida e, consequentemente, a extensão da penetração dos "dedos".

$$y = \frac{H_L}{A\rho ch} \left(\frac{1}{(T_p - T_0)} - \frac{1}{(T_f - T_0)} \right)$$
Equação 6

Para a soldagem com 0,8 kJ/mm e preaquecimento de 290 °C, foram estimadas uma penetração máxima dos "dedos" ou da zona parcialmente fundida de 40 e 25 µm para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, respectivamente. Apesar de existir algumas incertezas associadas a esta estimativa, o valor obtido foi coerente com os resultados encontrados nesse trabalho.

Beaugrand [3] realizou testes de CTOD em ambiente hidrogenado de juntas do aço 8630 soldadas com a liga de níquel 625, onde não pôde ser observado nenhuma trinca nessas regiões com "dedos". Acredita-se então que esse tipo de macrosegregação não comprometa o desempenho estrutural das juntas desse tipo.



Figura 57 - Representação das subdivisões da ZTA e suas respectivas temperaturas no diagrama de equilíbrio para um aço com 0,3 p%/C (AISI 8630M).

Fonte: Elaborado pelo autor.

Uma outra região observada nas amostras soldadas desse trabalho, independente do metal de base utilizado (AISI 8630M ou ASTM A182 F22), das variáveis de soldagem ou da utilização do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), foram as zonas M. Esse tipo de macrossegregação foi identificada ao longo da interface dissimilar, entretanto, elas não são contínuas ao longo da mesma.

Uma das particularidades da zona M está relacionada com sua formação em diferentes morfologias. Segundo [64] as zonas M podem ser classificadas de acordo com seu

formato em: praias, penínsulas/baias e ilhas. Da Figura 58 à Figura 61 são apresentados alguns exemplos de zonas M para os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.

Figura 58 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço AISI 8630M sem TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como pode ser observado da Figura 58 à Figura 61, independente do teor de carbono do material de base e da utilização ou não do TTPS, as zonas M foram responsáveis

por um aumento no valor das microdurezas na interface dissimilar das amostras soldadas nesse trabalho, apresentando picos que variam de 358 a 449 HV.

Figura 59 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço AISI 8630M com TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Observando as regiões das zonas M da Figura 58 à Figura 61, pode ser notado que em todos os casos, independente das condições de soldagem e do uso do TTPS, é possível

observar claramente uma microestrutura martensítica, o que pode confirmar o significativo aumento das microdurezas verificado nessas regiões.

Figura 60 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço ASTM A182 F22 sem TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Analisando as zonas M encontradas nesse trabalho, pode ser observada uma diferença entre as mesmas em função da utilização ou não do TTPS. Para juntas soldadas sem o TTPS, as zonas M foram identificadas por microscopia ótica como uma região de tonalidade

intermediária, localizada entre a zona Φ e a ZTA do metal de base, Figura 58b e Figura 60b. Utilizando microscopia eletrônica de varredura, foi possível observar que essas regiões de tonalidades intermediárias eram compostas principalmente por martensita. A Figura 62 mostra detalhe desta região analisada em um MEV.

Figura 61 - Exemplos de zonas M encontradas nas amostras amanteigadas com aço ASTM A182 F22 com TTPS. a) Imagem obtida no MEV. b) Imagem obtida o microscópio ótico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para as juntas soldadas com TTPS, as zonas M foram facilmente visualizadas por meio de microscopia ótica. Como pode ser observado na Figura 59b e Figura 61b, as zonas M são apresentadas como regiões com tonalidade mais escurecidas, o que pode indicar possíveis precipitações de carbonetos durante o TTPS. Outra observação que pode ser feita, é que mesmo com uso do TTPS, as microdureza foram semelhantes às encontradas nas amostras sem o uso do mesmo.

Dodge et al. [66] realizaram um mapeamento de composição química nas regiões de zona M da encontrada na interface dissimilar entre aço 8630 e a liga de níquel 625, onde observou a presença rica de cromo. Esses precipitados são identificados como do tipo $M_{27}C_6$, onde o M é principalmente Cr.

Com base nesses resultados, fica evidente que o uso do TTPS não foi efetivo no revenimento dessas regiões com presença de zonas M, apresentando valores de microdureza elevados, podendo ser pontos preferenciais para nucleação de microtrincas. Apesar do ponto de vista microestrutural apresentar valores acima do limite de 248 HV10 (22 HRC) exigido pela norma NACE, do ponto de vista macroestrutural, esses valores de dureza estão abaixo do limite como será visto nas próximas seções.

A falta da efetividade do TTPS no revenimento das zonas M pode estar associado as possíveis precipitações de carbonetos de Cr do tipo M₂₃C₆, ocasionado principalmente pelo enriquecimento de carbono nessas regiões.

Oliveira [22], realizou análises de EDS em alguns pontos da zona M, onde a partir dos resultados obtidos estimou os valores de temperatura de A_{C1} e M_i . Os resultados indicaram uma queda nas temperaturas de A_{C1} e M_i a medida que se aproxima da liga de níquel.

Esses resultados podem reforçar a falta da efetividade do TTPS, pois com a diminuição das temperaturas A_{C1} e M_i , ao submeter as amostras em temperaturas entre 650 °C a 675 °C, leva a uma reaustenitização parcial e, consequentemente, a formação de uma martensita não revenida no resfriamento.

a Spot Magn Det 20 µm WD Exr SF 11 .0 Spot Magn 4.8 5000x Det ₩D Exp 10 µm SE 11 11.0

Figura 62 - Microestrutura martensítica da Zona M encontrada na amostra sem TTPS do aço AISI 8630M. a) Aumento de 2500x. b) Aumento de 5000x.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Uma outra região que pode ser observada e merece ser discutida nesse trabalho são as zonas Φ , encontradas ao longo de toda a interface dissimilar das juntas soldadas, independentemente do metal de base utilizado, das condições de soldagem ou da utilização da do tratamento térmico de pós-soldagem. A zona Φ é uma região da zona fundida, próxima da interface, com uma composição química intermediária entre ao do metal de base e a do metal de adição. Essa definição é proposta por vários autores na literatura, onde são apresentados perfis de composição química ao longo da interface, iniciando na ZTA e terminando na zona fundida mais afastada da interface [8, 22, 57, 59, 67].

Em um dos perfis de composição química realizados por Oliveira [22] em sua tese, é possível ver essa variação da composição química do metal de base ao metal de adição ao longo na ZNM. Na região onde é identificada a zona Φ é observada uma queda acentuada no teor de Fe, seguida de um crescimento acentuado nos teores de Ni e Cr.





Fonte: Adaptado de [22].

Pode ser observado pela Figura 63, que o início dessa variação da composição química não está necessariamente posicionado na linha de fusão visualizada macro/microscópica entre o aço e a liga de níquel, e sim alguns micrometros antes da mesma no lado do metal de base. Isso fica evidente que essas regiões analisadas como uma variação de composição química na interface dissimilar não necessariamente podem ser identificadas por meio de uma análise microestrutural (microscopia ótica).

Na Figura 64 são apresentados alguns exemplos das zonas Φ encontradas nas amostras do aço AISI 8630M com e sem o uso do TTPS, respectivamente.



Figura 64 - Impressões de microdureza na zona Φ das amostras de aço AISI 8630M. a) Sem TTPS. B) Com TTPS.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Como pode ser observado na Figura 64, houve um aumento na microdureza da zona Φ encontrada na amostra amanteigada do aço AISI 8630M submetida ao TTPS. Esse aumento da microdureza pode estar associado a difusão de carbono da ZTA do metal de base

(região descarbonetada) para a zona Φ adjacente no metal de solda, formando possíveis precipitações.

Alexandrov et al. [67] atribuiram esse ganho de dureza a uma saturação de carbono na zona Φ , sem necessariamente estar associada a possíveis ocorrências de precipitação nessa região.

Entretanto, outros autores atribuíram as falhas analisadas em juntas dissimilares a intensas precipitações de carbonetos na zona Φ , o que acarretaram tanto a fragilização devido ao excessivo ganho de dureza, como também locais que facilitam o aprisionamento de hidrogênio nessas regiões [30, 57, 66].

4.2.2 Análise das propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas da interface formada pelo amanteigamento e os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 foram avaliadas utilizando três ensaios mecânicos: dureza, microdureza e fratura, conforme a metodologia apresentada na seção 3.4.2.4 - Análise das Propriedades Mecânica. A seguir, serão apresentados os principais resultados obtidos por meio desses ensaios correlacionando-os com suas respectivas microestruturas apresentadas anteriormente.

4.2.2.1 Ensaios de dureza

Na Figura 65 e Figura 66 são apresentados os perfis de dureza levantados em três regiões distintas, topo, meio e raiz, da seção transversal das cincos juntas soldadas nesse trabalho. Juntamente são apresentados os valores de dureza máxima, mínima e média encontrada na ZTA das respectivas juntas.

Analisando os gráficos, os valores de dureza obtidos de modo geral foram semelhantes para as três regiões analisadas. Nota-se também que somente as amostras submetidas a TTPS atenderam ao critério de dureza máxima exigida pela norma NACE [11]. Entretanto, conforme discutida na seção anterior, 4.2.1.3 - Interface dissimilar do amanteigamentos, as amostras submetidas a TTPS apresentaram, em níveis microscópios, impressões de dureza elevada próxima a interface dissimilar.



Figura 65 - Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço AISI 8630M. a) Aprovado no Higuchi b) Reprovado no Higuchi e com TTPS.

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 66 - Perfis de dureza levantados para juntas soldadas do aço ASTM A182 F22. a) Aprovado no Higuchi b) Reprovado no Higuchi e com TTPS c) Aprovado no Higuchi e com TTPS.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com o intuito de facilitar as análises dos resultados de dureza, foram utilizadas as médias dos pontos com mesmas posições em relação a linha da interface das três regiões avaliadas: raiz, enchimento e acabamento. A Figura 67 apresenta os perfis de dureza média das juntas soldadas nesse trabalho, onde a Figura 67a apresenta as condições do aço AISI 8630M soldada com Higuchi (J1) e sem TTPS, e sem Higuchi e com TTPS (J2), respectivamente. Enquanto que a Figura 67b apresenta as amostras do aço ASTM A182 F22 soldadas com Higuchi e sem TTPS (J3), sem Higuchi e com TTPS (J4), e com Higuchi e TTPS (J5), respectivamente.

Como pode ser visto, as juntas amanteigadas com as condições aprovadas nos testes de Higuchi Convencional e Modificado e sem a utilização do TTPS (J1 e J3), apresentaram picos de dureza na região da ZTA próximos a 270 HV10 para o aço AISI 8630M e 300 HV10 para o aço ASTM A182 F22. Enquanto que para as amostras soldada com as condições reprovada nos testes de Higuchi mas submetidas ao TTPS (J2 e J4), apresentaram durezas máxima em torno dos 230 HV10 para o aço AISI 8630M e 250 HV10 para o aço ASTM A182 F22. Uma outra condição de amanteigamento do aço ASTM A182 F22, utilizando as condições aprovadas no Higuchi e submetida ao TTPS, apresentou dureza máxima de 232 HV10, menor ainda que as medidas anteriormente.


Figura 67 - Perfis de dureza média das juntas soldadas detalhando o efeito do teste de Higuchi e do TTPS. a) AISI 8630. b) ASTM A182 F22.

Na Figura 68 é apresentada uma análise de variância dos efeitos do tipo de material de base e das condições de soldagem do amanteigamento (aprovado no Higuchi e sem TTPS ou reprovado no Higuchi com TTPS) utilizadas nesse trabalho sobre a dureza medida na ZTA (mensurada da linha de fusão até 1 mm).

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 68 - Análise de variância do efeito do material de base e da condição de soldagem do amanteigamento sobre a dureza.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Analisando a Figura 68, pode ser observado que para os procedimentos de amanteigamento utilizando uma relação de parâmetros de soldagem aprovada nos testes de Higuchi Convencional e Modificado, ambos os aços apresentaram valores de durezas próximos, sendo a média do AISI 8630M um pouco menor comparada com a do ASTM A182 F22. Já para as condições de amanteigamento sem o uso da técnica do Higuchi seguidas de um TTPS, não apresentaram diferença significativa na dureza entre os dois aços.

Em relação ao procedimento de soldagem do amanteigamento utilizado, pôde ser observado uma tendência de redução no valor da dureza das juntas amanteigadas sem o uso da técnica do Higuchi (parâmetros não aprovados nos testes) seguida da utilização do TTPS.

Os elevados níveis de dureza apresentados pela junta amanteigada com a relação de parâmetros aprovada durante a realização dos testes de Higuchi Convencional e Modificado sem o uso do TTPS para ambos os aços, são em virtude das dificuldades e limitações, já discutidas nesse trabalho, desses aços, em função dos seus elevados teores de carbono e outros elementos de liga, que acarretam uma alta temperabilidade além do surgimento do bandeamento.

Entretanto, esse maior nível de dureza não pode ser necessariamente relacionado com aumento da fragilidade da ZTA, pois como já foi observado e discutido nas seções anteriores, as juntas amanteigadas utilizando as relações de soldagem aprovadas nos testes de Higuchi, apresentaram um elevado grau de refinamento de grãos na região da ZTA, enquanto que, as amostras soldadas com condições reprovadas no Higuchi e submetidas ao TTPS apresentaram na ZTA microestruturas relativamente grosseiras. Esse elevado nível de refinamento das amostras aprovadas no teste de Higuchi pode ter mais significância que os níveis de dureza encontrados, o que pode elevar a tenacidade dessas amostras em relação as amanteigadas com condições reprovadas e submetidas ao TTPS.

Essa análise da ZTA por meio de ensaios de dureza é de suma importância para avaliação das propriedades a um nível macroestrutural e, assim, para analisar a relação resistência/fragilidade da ZTA como um todo, além disso, esse ensaio se faz necessário para verificação do procedimento de soldagem empregando às principais normas vigentes, uma vez que a dureza é um dos principais critérios.

No entanto, uma análise da dureza em uma escala microscópica se torna interessante para poder identificar de forma mais criteriosa os efeitos do tipo de aço e do procedimento de soldagem utilizados nesse trabalho, principalmente quando se há um estudo relacionado a interface dissimilar. Na seção a seguir são apresentados os resultados da análise de microdureza realizada na ZTA das juntas fabricadas nesse trabalho.

4.2.2.2 Ensaios de microdureza

Na Figura 69 e Figura 70 são apresentados os perfis de microdureza obtidos ao longo da ZTA das juntas soldadas nesse trabalho. Os gráficos foram divididos em relação ao posicionamento dos perfis de microdureza, entre passes ou centro do passe, seguindo a mesma sequência e arranjo de dureza média apresentados na seção anterior.

Os resultados apresentados na Figura 69 e na Figura 70, de uma forma geral, confirmam os resultados de dureza já apresentados na seção anterior. Entretanto, na análise de microdureza, fatores como bandeamento ficam mais evidenciados nos gráficos, devido as impressões serem mais localizadas e sensíveis as diferenças de microestruturas. Além desse comportamento, pode-se observar que os pontos mais críticos da ZTA estão localizados nas regiões entre passes, onde são encontrados os maiores valores de microdureza próximo a interface. Esse efeito pode estar associado a dificuldade de uma eficiente sobreposição dos ciclos térmicos nessas regiões.

Na Figura 69a e na Figura 70a, ficam evidentes os menores valores de microdureza na ZTA da junta do aço AISI 8630M amanteigada com as condições não aprovadas no Higuchi e submetidas ao TTPS (J2) em comparação com a junta amanteigada com as condições aprovadas no Higuchi e não submetidas ao TTPS (J1).



Figura 69 - Perfis de microdureza entre passes das juntas soldadas. a) Juntas do aço AISI 8630M. b) Juntas do aço ASTM A182 F22.

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 70 - Perfis de microdureza no centro do passe das juntas soldadas. a) Juntas do aço AISI 8630M. b) Juntas do aço ASTM A182 F22.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Já na Figura 69b e Figura 70b, as amostras do ASTM A182 F22 amanteigadas com a relação de parâmetros aprovada no teste de Higuchi e submetidas ao TTPS (J5) apresentou novamente resultados melhores comparada com a junta amanteigada sem o uso do TTPS (J3), e resultado bem semelhante comparado com a junta amanteigada com as condições não aprovada no Higuchi e submetida ao TTPS.

Na Figura 70a, o efeito do bandeamento no aço AISI 8630M torna-se evidente no gráfico. Na região com perfil no centro do passe, com maior bandeamento, é observado um pico de microdureza de 360 HV0,05, enquanto que para junta de menor bandeamento a ZTA não atinge 320 HV0,05.

A Figura 71 apresenta uma análise de variância do efeito do aço utilizado e da condição de soldagem do amanteigamento sobre o valor da microdureza encontrado na ZTA, até 1 mm a partir da linha de fusão, das juntas estudadas.



Figura 71 - Efeito do aço utilizado e do procedimento de soldagem sobre a microdureza.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os resultados apresentados na Figura 71 seguem a mesma linha dos resultados de dureza apresentados na Figura 68, no entanto, os ensaios de microdureza apresentam valores maiores que os de dureza, além de que, a diferença associada ao uso da técnica de Higuchi sem TTPS e da técnica sem Higuchi mas com TTPS foi maior. Essas diferenças nos resultados estão associadas principalmente a natureza microscópica do ensaio de microdureza, onde as análises são pontuais e mais sensíveis à mudança de microestrutura.

Outro ponto importante que não pode ser identificado por meio dos ensaios de dureza, foi o aumento dessa propriedade na região próxima da interface do lado da zona fundida (zona Φ) para as amostras submetidas ao TTPS. Esse efeito pode ser observado no gráfico da Figura 70a, onde o perfil associado a junta que passou por um TTPS apresenta o valor de microdureza na região da interface bem maior comparado com o perfil da junta amanteigada sem o TTPS. Esse fenômeno foi discutido na seção 4.2.1.3, onde o aumento no valor da dureza é atribuído a difusão de carbono para essa região durante o TTPS, acarretando na precipitação de carbonetos [3, 57, 67]. A Figura 64 apresenta exemplos do aumento da microdureza na interface em função do TTPS.

Esses resultados indicam uma possível brecha na norma NACE [11] com respeito ao critério de dureza, pois como pode ser visto na Figura 65 e Figura 66, as juntas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 submetidas ao TTPS apresentaram valores na ZTA abaixo dos 250 HV10 indicado por norma, garantindo que tais juntas estariam isentas de possíveis regiões frágeis. No entanto, como pôde ser visto na Figura 69 e Figura 70, as mesmas juntas submetidas ao TTPS, apresentam na região da interface valores de microdureza próximos aos 400 HV0,05, o que indicam possíveis zona frágeis susceptíveis a trincas.

Embora alguns dos resultados mostrem que o uso do TTPS possa acarretar em possíveis regiões pontuais com elevada dureza, no geral, seu uso foi efetivo no processo de revenimento das ZTA, comparadas com as amostras que não passaram pelo processo. Vale ressaltar também que o uso do TTPS acarreta no alívio das tensões residuais imposta pelo processo de soldagem, diminuído assim a susceptibilidade das juntas as trincas a frio.

4.2.2.3 Ensaios de fratura

Baseado na metodologia apresentada na secção 3.4.2.4.3 - Ensaios de Fratura, os ensaios de fratura realizados neste trabalho, tiveram o objetivo de avaliar os fatores de intensidade de tensão (K) para cada condição de amanteigamento utilizada na fabricação das juntas.

A seguir serão apresentados os resultados obtidos nesse ensaio, onde serão realizadas duas abordagens: determinação do fator de intensidade de tensões (K) e a avaliação micrográfica das regiões de maior fragilidade ao longo da seção transversal das juntas.

O fator de intensidade de tensões (K) foi calculado utilizando a Equação 7 obtida na norma [50].

$$K = \frac{F \times S}{B \times W^{1,5}} \times f\left(\frac{a_0}{W}\right)$$
Equação 7

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 em função da geometria do corpo de prova. Entretanto, a carga utilizada (F) na determinação do fator de intensidade de tensão (K) varia para cada ensaio.

Observando as curvas de carga x abertura do entalhe, geradas pelos corpos de provas ensaiados, podem ser notadas quedas repentinas na carga, denominadas de "pop-in". O "pop-in" indica que a trinca gerada propagou-se de forma brusca e, que por algum motivo, encontrou uma barreira que a impedisse de se propagar. Considerar a existência dos "pop-in" é relevante, pois deste modo, é possível avaliar de maneira mais conservadora a possibilidade de propagação instável da trinca, que no caso deste trabalho, é originada pelo entalhe usinado nos corpos de prova.

As normas [48, 50] indicam os critérios para validação dos "pop-in". Para esse trabalho foi utilizada a norma [50] que indica que quando houver uma queda repentina (ou "pop-in") superior a 1% da carga do "pop-in", o mesmo deve ser considerado.

Dessa forma, para o cálculo do fator de intensidade de tensão (K) foi utilizada a carga máxima da curva carga x abertura do entalhe, quando não fosse detectado um "pop-in" significativo. Caso contrário, quando algum "pop-in" anterior ao ponto máximo da curva fosse considerado válido, foi utilizado no cálculo do K a carga máxima anterior ao "pop-in". A Figura 72 apresenta os dois tipos de comportamento da curva carga x abertura do entalhe encontrado nos corpos de prova ensaiado nesse trabalho, sem e com a presença de "pop-in" significativo.

A Tabela 22 apresenta os valores de carga (F), de carga máxima ($F_{máx}$) e do fator de intensidade de tensões (K) obtidos nos ensaios de fratura nesse trabalho. Como pode ser observado, a grande maioria dos corpos de prova ensaiados foram utilizados no cálculo do K os valores de carga máxima, onde em apenas um ensaio foi evidenciado a presença do "popin" (J2_2).



Figura 72 - Curvas do ensaio de fratura (carga x abertura do entalhe). a) sem "pop-in" significativo, b) com "pop-in" significativo.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para os valores calculados do fator de intensidade de tensão, pode ser observado que dependendo do aço utilizado, da região de análise e do procedimento adotado na soldagem do amanteigamento, esses valores variaram de 62 a 82 MPam^{0,5}. Em função do número limitado de ensaios, além da dificuldade de reprodutibilidade do posicionamento dos entalhes, usinados por eletroerosão a fio, na interface, os valores de K apresentados nesse trabalho indicam apenas tendência de efeitos das condições avaliadas, não podendo ser considerados valores conservadores.

Pode ser observado na Tabela 22 que os maiores valores de K são obtidos para os corpos de prova em que a ponta do entalhe está posicionada na ZTA ou no metal de base (74–100 Mpam^{0,5}), comparados com os corpos de prova com entalhes localizados na interface ou na zona fundida (62-66 MPam^{0,5}), independentemente do aço utilizado e das condições de soldagem do amanteigamento.

СР	Aço	Higuchi	TTPS	Pos. Ponta do Entalhe	F (kN)	Fmáx (kN)	K (MPam ^{0,5})
M1*	8630M	-	-	-	10,9	11,0	88
M2*	8630M	-	-	-	9,9	9,9	80
F1*	F22	-	-	-	11,6	11,6	94
F1*	F22	-	-	-	12,3	12,3	100
J1_2	8630M	Aprovado	Não	ZTA	9,7	9,7	78
J3_1	F22	Aprovado	Não	ZTA	10,1	10,1	82
J3_2	F22	Aprovado	Não	ZTA	9,1	9,1	74
J5_2	F22	Aprovado	Sim	ZTA	9,4	9,4	76
J2_2	8630M	Reprovado	Sim	INTERFACE	7,9	8,6	64
J4_1	F22	Reprovado	Sim	INTERFACE	8,1	8,1	66
J5_1	F22	Aprovado	Sim	INTERFACE	8,0	8,0	65
J1_1	8630M	Aprovado	Não	ZF	7,6	7,6	62
J2_1	8630M	Reprovado	Sim	ZF	8,2	8,2	66
J4_2	F22	Reprovado	Sim	ZF	8,2	8,2	66

Tabela 22 - Valores da carga (F) e do fator de intensidade de tensão (K) para os ensaios de fratura.

Fonte: Elaborado pelo autor.

*valores dos fatores de intensidade de tensão dos metais de base obtidos de [22].

Para auxiliar na avaliação e confirmação dos resultados do fator de intensidade de tensão (K), foram obtidas imagens, a partir do microscópio ótico, das amostras ensaiadas, visando analisar o caminho percorrido pelas trincas formadas durante o ensaio de fratura. Essas imagens foram obtidas da região central do corpo de prova, como forma de garantir a visualização da propagação das trincas em condições críticas, sob estado plano de deformação. Vale ressaltar que se tem apenas a visão bidimensional do caminho percorrido

pela trinca em uma das faces da seção transversal, e não uma visão tridimensional, podendo a trinca ter se iniciado e terminado em uma posição diferente da apresentada na micrografia.

Na Figura 73 e na Figura 74 são apresentadas seções das amostras do aço AISI 8630M soldadas com a condição aprovada nos testes de Higuchi e sem TTPS e, soldada com a condição reprovada nos testes e submetida ao TTPS, respectivamente.

Figura 73 - Trinca da amostra do aço AISI 8630M amanteigada com relação aprovada no teste de Higuchi e sem TTPS. a) J1_1. b) J1_2.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 73 pode-se observar que, a propagação da trinca se deu em direção da interface do lado da liga de níquel, até mesmo quando o entalhe está localizado dentro da ZTA (Figura 73b). Isso pode mostrar que, a soldagem do amanteigamento com essas condições garantiu que a ZTA esteja livre de regiões frágeis, mostrando a eficiência dos resultados obtidos nos testes de Higuchi para esse aço.

Já na Figura 74, observa-se que a trinca iniciou pelo lado da ZTA e seguiu para a região adjacente do lado da zona fundida. Esse comportamento pode estar associado a tendência de maior fragilidade da interface dissimilar na amostra submetida ao TTPS (Figura 74), provavelmente decorrente do empobrecimento de carbono da região da ZTA próxima a interface e, uma intensa precipitação de carbonetos do lado da zona fundida durante o TTPS.

Dodge et al. [66] encontraram precipitados do tipo M_7C_3 em juntas retiradas após nove meses em serviço e, nas regiões onde esses precipitados foram localizados, foram evidenciadas a presença de trincas.

Figura 74 - Trinca da amostra do aço AISI 8630M amanteigada com relação reprovada nos testes de Higuchi e com TTPS (J2_2).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Entretanto, para as amostras do aço ASTM A182 F22, foi observado um comportamento diferente do encontrado no aço AISI 8630M. Conforme apresentado na Figura 75 para amostra J3_2 (amanteigada com condição aprovada nos testes de Higuchi e sem utilização do TTPS), a trinca propagou-se pela interface no lado da ZTA, diferente do ocorrido no aço AISI 8630M. Do mesmo modo, as amostras J4_2 e J5_1 (amanteigada com

condições reprovada e aprovada, respectivamente, nos testes de Higuchi e ambas submetidas ao TTPS) apresentadas na Figura 76 e na Figura 77, respectivamente, mostram a propagação das trincas ao longo da interface no lado da ZTA.



Figura 75 - Trinca da amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com relação aprovada nos testes de Higuchi e sem TTPS (J3_2).

Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 76 - Trinca da amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com relação reprovada nos testes de Higuchi e submetida ao TTPS (J4_2).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Um dos fatores para esse comportamento já foi citada anteriormente, onde foi apresentada uma região empobrecida de carbono na ZTA bem próximo a interface dessas amostras do aço ASTM A182 F22.

Em [33], Gittos e Gooch utilizando o aço ASTM A182 F22 (2,25Cr-1Mo), analisaram juntas semelhantes as fabricadas nesse trabalho e encontraram baixos valores no CTOD submetidas ao TTPS, e associaram esses valores ao empobrecimento de carbono na ZTA.

Figura 77 - Trinca da amostra do aço ASTM A182 F22 amanteigada com relação aprovada nos testes de Higuchi e com TTPS (5_1).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Um outro ponto que pode ter levado a trinca a percorrer pelo lado da ZTA foi o elevado tamanho de grão na mesma, uma vez que algumas dessas amostras foram amanteigadas com a relação de parâmentos não aprovados nos testes de Higuchi. A Figura 76 apresenta amostra do aço ASTM A182 F22 soldada com a condição reprovada nos testes de Higuchi e submetida ao TTPS.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos durante a realização desse trabalho e das discussões realizadas, é possível concluir de forma geral, que a soldagem TIG com alimentação de arame frio foi satisfatória para realização do amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 com a liga de níquel ERNiCrMo-3, desde que observadas as relações de energias entre a primeira e a segunda camada depositadas segundo os critérios de Higuchi. Essa afirmação só foi possível após as análises detalhadas das juntas soldadas (sem TTPS) com níveis de dureza na ZTA bem próximos ao que é exigido por normas de fabricação (250 HV), além de um maior grau de refinamento de grãos próximo a interface.

Embora o aço AISI 8630M seja substituído pelo aço ASTM A182 F22 em várias aplicações, devido seu menor teor de carbono, nesse trabalho, o ASTM A182 F22 apresentou valores de microdurezas maiores que do AISI 8630M, levando ao questionamento do seu uso para essa aplicação.

De forma complementar, foi possível observar também que o uso do TTPS reduziu os níveis de durezas para os valores indicados por normas, todavia, o seu uso não garantiu o refinamento dos grãos na região da ZTA e ainda (em níveis microscópicos) gerou uma região endurecida na interface dissimilar devido ausência do controle da sobreposição dos ciclos térmicos.

Dessa forma, com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas a nesse trabalho, foi possível obter as seguintes conclusões específicas:

- As características geométricas da solda, como a altura do reforço e a extensão da penetração, tiveram seus valores aumentados a medida que se aumentava a energia de soldagem;
- Foi possível, por meio dos testes de Higuchi Convencional e Modificado, determinar para o aço AISI 8630M até quatro relações de parâmetros de amanteigamento que, sem a necessidade do uso do TTPS, resultou em uma ZTA bem refinadas e com dureza máxima de 325 HV0,1. Embora não tenha sido possível obter uma condição aprovada simultaneamente nos quatros critérios dos testes de Higuchi para o aço ASTM A182 F22, o uso de uma condição aprovada em pelo menos três dos critérios mostrou-se satisfatório, resultando em uma ZTA refinada e com dureza próxima da indicada por norma;

- Em todas as amostras soldadas nesse trabalho, independente do metal de base ou dos parâmetros de soldagem, foram encontradas regiões de crescimento planar (zona Φ) ao longo de toda a interface dissimilar. Essas zonas identificadas nas amostras submetidas ao TTPS, apresentaram um aumento considerável em sua microdureza, quando comparadas com as amostras sem TTPS. A presença da formação de "dedos" na ZTA foi observada somente no aço AISI 8630M, decorrente da diferença nas características de fusão/solidificação entre os aços com composição química diferente. Pode ser concluído também que independente do teor de carbono do metal de base e da utilização do TTPS, as zonas M foram responsáveis por um aumento no valor da dureza na interface;
- Na análise das juntas amanteigadas, o aço ASTM A182 F22 apresentou níveis de dureza menor na ZTA que o aço AISI 8630M, decorrente do menor teor de carbono. Na análise macroscópica de dureza, apenas as juntas amanteigadas submetidas ao TTPS atenderam ao critério de dureza de 250 HV10. Entretanto, o uso do TTPS após o amanteigamento não garantiu níveis de dureza abaixo dos 250HV na análise microscópica (microdureza HV0,05) na interface dissimilar de amanteigamento;
- Os maiores valores do fator de intensidades de tensões (K) foram obtidos quando as pontas do entalhe estão localizadas dentro da ZTA;
- As juntas do aço AISI 8630M amanteigadas com os parâmetros aprovados nos testes de Higuchi e sem TTPS, não apresentaram regiões frágeis na ZTA, as trincas se propagaram todas para zona fundida. Entretanto, a junta do aço AISI 8630M submetida ao TTPS, a trinca se propagou pela interface, tanto pelo lado da ZTA quanto pelo lado da zona fundida, devido ao provável empobrecimento de C na ZTA e uma intensa precipitação de carboneto no lado da zona fundida;
- O elevado tamanho dos grãos na junta do aço ASTM A182 F22 amanteigada com condições reprovadas no Higuchi, favoreceu a propagação da trinca pela região da ZTA.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aplicação da técnica de sobreposição controlada de energia, juntamente com os Testes de Higuchi, no aço ASTM A387 Gr22 utilizando ligas resistentes a corrosão, aplicados em ambientes de alta temperatura e pressão na presença de H₂S, CO₂ e cloretos.
- Aplicação dos testes de Higuchi Convencional e Modificado nos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 utilizando o eletrodo de baixo carbono ER80S-D2.
- Avaliação do efeito do hidrogênio no fator de intensidade de tensões (K) na interface dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22.
- Realizar o estudo detalhado de técnicas de sobreposição controlada de energia para materiais nos quais os critérios de dureza e de refino de grão são essenciais e que a aplicação de TTPS possa ser inviabilizada devido aos fatores operacionais ou ainda por decorrência de eventuais prejuízos nas propriedades das interfaces.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1. JAMES D. BURK AND CHARLES L. RIBARDO, B. A., INC, **Thunder Horse Materials, Welding and Corrosion Challenges and Solutions** *Offshore Technology Conference*, Houston, Texas, USA, 2010.
- BAESLACK, W. A., LIPPOLD, J. C., and SAVAGE, W. F., Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments: Welding Research Supplement. p. 168-176, 1979.
- 3. BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., and GITTOS, M. F., **Subsea dissimilar joints: Failure mechanisms and opportunities for mitigation:** *CORROSION 2009 -CONFERENCE & EXPO*, NACE International: Cambridge, UK, 2009.
- KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, A. J. D. A., and POPE, A. M., Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds: *Revista Soldagem & Inspeção*. p. 195-203, 2007.
- 5. OMAR, A. A., Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds, ed, Vol. 77, Miami, FL, ETATS-UNIS: 1998.
- 6. ROWE, M. D., NELSON, T. W., and LIPPOLD, J. C., **Hydrogen-Induced Cracking** along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds: *THE WELDING JOURNAL*. p. 31-37, 1999.
- 7. SILVA, C. C., et al., Influence of Welding in Operational Conditions on the Partial Mixed Zone Formation in Ni-Based Dissimilar Weld Overlay 9th International Conference on Trends in Welding Research, Chicago, Illinois, USA, 2012.
- 8. YANG, Y. K.e KOU, S., Weld-Bottom Macrosegregation Caused by Dissimilar Filler Metals: *Welding Journal*. p. 379-s 387-s, 2007.
- 9. ASM, Classification and Designation of Carbon and Alloy Steels: ASM Handbook, 10^a ed, Vol. 1A. International, 1990.
- CANTARIN, T. N., Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem "GTAW".
 2011. Dissertação. (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais). Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011
- 11. 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: U.S.A., 2001.
- 12. KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, A. J. D. A., and POPE, A. M., Effect of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds 18th International Congress of Mechanical Engineering Ouro Preto, MG, 2005.

- 13. ASTM. A322-07: Standard Specification for Steels Bars, Alloy, Standard Grades: 2007.
- 14. NACE. Petroleum and natural gas industries Materials for use in H2S containing environments in oil and gas production Part 2: Cracking Resistent Carbon and Low Alloy Steels and the use of Cast Iron: USA, 2003.
- 15. ASM, **Properties and Selction: Irons, Steels, and High Performance Alloys:** Metals HandBook, ed, Vol. 1, Ohio: 1990.
- SIQUARA, P. C., Influência da Microestrutura nas Propriedades Físicas e Mecânicas dos Aços 2,25Cr-1Mo Usados em Ambientes Ricos em Hidrogênio 2006. (Mestrado). UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO, RIO DE JANEIRO, 2006
- 17. PORTER, D. A. e EASTERLING, K. E., **Phase transfomation in Metals and alloys**, 2 ed, 1996.
- 18. ASM, Heat Treating: ASM Handbook, 10 ed, Vol. 4A. International, 1991.
- 19. COLPAERT, H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 4^a ed, São Paulo: Blucher, 2008.
- 20. ASTM. Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service: 2013.
- 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. Dissertação. (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008
- OLIVEIRA, G. L. G., Soldagem Dissimilar dDos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas. 2013. (Doutorado). Universidade Federal Do Ceará, Fortaleza, 2013
- 23. AZEVEDO, A. G. L. D., APLICAÇÃO DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DO AÇO ABNT 1045. 2002. (Mestrado). UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ, 2002
- 24. DUPONT, J. N., LIPPOLD, J. C., and KISER, S. D., WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF NICKEL-BASE ALLOYS, 1a ed, Hoboken, New Jersey: 2009.
- 25. SIMS, C. T., HAGEL, W. C., and STOLOFF, N. S., **The Superalloys II**, 1a ed, New York: John Wiley & Sons: 1987.
- 26. AWS, Welding Handbook Materials and Aplications Part 1, ed, Miami: American Welding Society: 1998.

- 27. SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., and SZEKERES, E. S., A Study of Weld Interface Phenomena in a Low Alloy Steel *Welding Journal* p. 260-s-268-s, 1976.
- 28. NAFFAKH, H., SHAMANIAN, M., and ASHRAFIZADEH, F., Interface and Heataffected Zone Features of Dissimilar Welds between AISI 310 Austenitic Stainless Steel and Inconel 657: International Journal of ISSI. p. 22-30, 2008.
- 29. SIREESHA, M., et al., Mater. Sci. Eng., ed, Vol. A2000.
- 30. BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., and GITTOS, M. F., **DRAFT: HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF 8630M/625 SUBSEA DISSIMILAR JOINTS: FACTORS THAT INFLUENCE THE PERFORMANCE** 28 th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, Honolulu, Hawaii, USA, 2009.
- 31. OLDEN, V., et al., THE EFFECT OF PWHT ON THE MATERIAL PROPERTIES AND MICRO STRUCTURE IN INCONEL 625 AND INCONEL 725 BUTTERED JOINTS: The 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering, Cancun, Mexico, 2003.
- 32. POPE, A. M., PAES, M. T. P., and TEIXEIRA, J. C. G., Fracture toughness of X60/alloy 625 welded joint.: 24th International Conference on Off-shore Mechanics and Artic Engineering OMAE, Halkidiki, Greece, 2005.
- 33. GITTOS M, F.e GOOCH T, G., **The interface below stainless steel and nickel-alloy claddings:** *Welding journal*, American Welding Society. p. 461.s-472.s, 1992.
- 34. TEIXEIRA, J. C. G.e POPE, A. M., Técnica de deposição em dupla-camada para reparo e modificações e tratamento térmico pós-soldagem de aço 1Cr-0,5Mo: *Soldagem e Materiais.* p. 28-33, 1992.
- 35. LANT, T., et al., **Review of weld repair procedures for low alloy steels designed to minimise the risk of future cracking:** *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. p. 813-818, 2001.
- 36. 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*, 2001.
- 37. BUENO, E. R., Desenvolvimento do procedimento de soldagem do aço AISI 4140 sem tratamento térmico posterior. 1999. Dissertação. (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1999
- AGUIAR, W. M., Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior. 2001. Dissertação. (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2001
- 39. CRUZ, R. L. D. S., Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A 516 GRAU 60. 2006. Dissertação. (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais). Universidade Federal Do Ceará, Fortaleza, 2006

- 40. OLIVEIRA, G. L. G. D., Avaliação das tensões Residuais de Soldagem em Chapas Planas do Aço Estrutural ASTM A516 G70. 2009. (Mestrado). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009
- 41. HIGUCHI, M., SAKAMOTO, H., and TANIOKA, S., A study on weld repair through half bead method: *IHI Enginearing Review*, 1980.
- 42. MIRANDA, H. C., Aplicação da dupla camada na soldagem de aços ASTM A556 Gr. 70, Universidade Federal do Ceará: Fortaleza. p. 128, 2009.
- 43. ROYLANCE, D., Introduction to Fracture Mechanics. 2001. Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, 2001
- 44. ANDERSON, T. L., Fracture Mechanics: Fundamentals and applications, Boca Raton, Fl: CRS Press, 2004.
- 45. FARAHMAND, B., Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts and Application of LEFM & FMDM Theory, New York: Chapman & Hall, 1997.
- 46. COLLINS, J. A., LTC. **Projeto Mecânico de Elementos de Máquinas**, Ed. LTC: Ohio, USA, 2006.
- 47. DIETER, G. E., Mechanical Metallurgy, SI Metric ed, M.-H.B. Company, 1988.
- 48. ASTM. Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement.: West Conshohocken, PA, 1999.
- 49. ASTM. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.: West Conshohocken, PA, 2001.
- 50. BSI. Fracture Mechanics Toughness Tests Part 1: method for Determination of KIc, critical CTOD and critical J values of metallic materials: BRITISH STARDARD, 1991.
- 51. THAULOW, C., Fracture mechanics testing of weldments: *Engineering Fracture Mechanics*. p. 181-188, 1988.
- 52. PREDAN, J., GUBELJAK, N., and KOLEDNIK, O., On the local variation of the crack driving force in a double mismatched weld: *Engineering Fracture Mechanics*. p. 1739-1757, 2007.
- 53. SPURRIER, J., HANCOCK, P., and CHUBB, J. P., An assessment of weld mismatching: *Engineering Fracture Mechanics*. p. 581-592, 1996.
- 54. ZHANG, Z. L., THAULOW, C., and HAUGE, M., Effects of crack size and weld metal mismatch on the has cleavage toughness of wide plates: *Engineering Fracture Mechanics*. p. 653-664, 1997.

- 55. ZHANG, H., et al., Influence of weld mis-matching on fatigue crack growth behaviors of electron beam welded joints: *Materials Science and Engineering: A. p.* 141-146, 2002.
- 56. BAHRAMI, A., et al., Assessing the Integrity of Subsea Dissimilar Joints to Ensure Safe Operations.: Offshore Technology Conference, Houston, Texas, USA, 2010.
- 57. FENSKE, J. A., et al., Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments: Metallurgical and Materials Transactions A, Springer US. p. 3011-3022, 2012.
- 58. FENSKE, J. A., Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments. 2010. Dissertation. (Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering). University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, Illinois, 2010
- 59. SILVA, C. C., Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio Aspectos operacionais e metalúrgicos. 2010. Tese. (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010
- 60. ASTM. Standart Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials: 2003.
- 61. SILVA, C., et al., **Evaluation of AISI 4140 Steel Repair Without Post-Weld Heat Treatment:** *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer US. p. 324-331, 2009.
- 62. VERHOEVEN, J., A review of microsegregation induced banding phenomena in steels: Journal of Materials Engineering and Performance, Springer-Verlag. p. 286-296, 2000.
- 63. NITC, **Precaution Against Failure of Heat Treatment:** *Japan International Cooperation Agency*, Nogoya International Trainin Center: Tokyo, 1974.
- 64. DOODY, T., **Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service:** *Welding journal*, American Welding Society. p. 55-60, 1992.
- 65. KOU, S., Welding Metallurgy, 2 ed, Wiley, New York: 2003.
- 66. DODGE, M. F., et al., Environment-induced cracking in weld joints in subsea oil and gas systems -part I: 31st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering - OMAE2012, Rio de Janeiro, Brazil, 2012.
- 67. 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*, Springer-Verlag. p. 39-53, 2013.

APÊNDICE A - DIAGRAMAS DE DECISÃO ELABORADOS A PARTIR DOS TESTES DE HIGUCHI CONVENCIONAL E MODIFICADO

Diagrama de Decisão Condição da Primeira Camada - A8IST 14 PZM2 > PZD1 . R1+P1 > PZD2 12 -PZACGF2 > PZACGG1 10 ZF1 > PZACGG2 8 -Afastamento (mm) 6 4 2 -0 -2 -4 -6 -8 ATOIT ATONT ABUT ATOVST A1251 811 ABVST ANT ATOIST 8151 Condição 2ª Camada





130









AÇO ASTM A182 F22









