UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

ELIELSON ALVES DOS SANTOS

**Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado
circunferencialmente com eletrodos de Inconel® 625**

São Carlos
2016

ELIELSON ALVES DOS SANTOS

**Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado
circunferencialmente com eletrodos de Inconel® 625**

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Waldek Wladimir Bose Filho

**São Carlos
2016**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

S237r Santos, Elielson Alves dos
Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado circunferencialmente com eletrodos de Inconel 625 / Elielson Alves dos Santos; orientador Waldek Wladimir Bose Filho. São Carlos, 2016.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2016.

1. Propagação de trinca. 2. Fadiga. 3. Solda circunferencial. 4. Inconel 625. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **ELIELSON ALVES DOS SANTOS**.

Título da dissertação: "Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado circunferencialmente com eletrodos de inconel® 625".

Data da defesa: 06/04/2016

Comissão Julgadora:

Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho**
(Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Prof. Dr. **Claudemiro Bolfarini**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Prof. Associado **Marcelo Falcão de Oliveira**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Resultado:

Aprovado

Aprovado

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Paulo César Lima Segantine**

*À minha família (pais e irmãos),
por todo companheirismo, apoio e incentivo
de sempre.*

AGRADECIMENTOS

À Deus, por me conceder saúde e força para poder seguir em frente.

Aos meus pais, Eduardo e Maria, pelo conforto, carinho, companheirismo, apoio e incentivo concedidos durante toda minha vida.

Aos meus irmãos, pelo companheirismo, amizade e parceria de sempre.

Agradeço, em especial, ao Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho, pela inestimável orientação, pelos ensinamentos e experiência transmitidos, pelos conselhos e apoio científico, pela amizade, paciência, enfim, por toda atenção concedida durante o mestrado.

Ao Prof. Dr. Cassius Ruchert e ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli (*in memoriam*), pelas honrosas contribuições técnico-científicas e pelas experiências e conselhos repassados.

Aos demais professores do departamento de materiais da EESC/USP.

Aos amigos do grupo NEMAF, pelas conversas, debates, reuniões e discussões que contribuíram para a evolução desta dissertação e, evidentemente, pela amizade construída.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais da EESC/USP e seus funcionários. Ao técnico Douglas Bon, pela atenção, disposição e apoio com os ensaios de fadiga e de tração. Aos demais profissionais do corpo técnico laboratorial, pela assistência concedida durante os estudos e análises deste trabalho. Ao amigo Rodrigo Metler, do Labmat – SGS, pela colaboração com as análises químicas.

Ao laboratório de ensaios mecânicos da Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR), pela colaboração com os testes de microdureza.

Ao Prof. Dr. Cláudio Ruggieri, do departamento de Engenharia Naval e Oceânica da EPUSP/USP, pela parceria no projeto.

Ao Eng. de equipamentos da PETROBRAS, Dr. Eduardo Hippert Júnior, pelas discussões, atenção e confiança.

À PETROBRAS S.A, pela oportunidade proveniente do projeto e por todo o suporte necessário para o desenvolvimento do mesmo.

À CAPES, pelo financiamento da bolsa de mestrado.

“A persistência é o caminho do êxito”.

Charles Chaplin

RESUMO

SANTOS, E. A. **Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado circunferencialmente com eletrodos de Inconel® 625**. 150p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

As recentes descobertas de petróleo e gás na camada do Pré-sal representam um enorme potencial exploratório no Brasil, entretanto, os desafios tecnológicos para a exploração desses recursos minerais são imensos e, conseqüentemente, têm motivado o desenvolvimento de estudos voltados a métodos e materiais eficientes para suas produções. Os tubos condutores de petróleo e gás são denominados de elevadores catenários ou do inglês “risers”, e são elementos que necessariamente são soldados e possuem fundamental importância nessa cadeia produtiva, pois transportam petróleo e gás natural do fundo do mar à plataforma, estando sujeitos a carregamentos dinâmicos (fadiga) durante sua operação. Adicionalmente, um dos problemas centrais à produção de óleo e gás das reservas do Pré-Sal está diretamente associado a meios altamente corrosivos, tais como H_2S e CO_2 . Uma forma mais barata de proteção dos tubos é a aplicação de uma camada de um material metálico resistente à corrosão na parte interna desses tubos (clad). Assim, a união entre esses tubos para formação dos “risers” deve ser realizada pelo emprego de soldas circunferenciais de ligas igualmente resistentes à corrosão. Nesse contexto, como os elementos soldados são considerados possuir defeitos do tipo trinca, para a garantia de sua integridade estrutural quando submetidos a carregamentos cíclicos, é necessário o conhecimento das taxas de propagação de trinca por fadiga da solda circunferencial. Assim, neste trabalho, foram realizados ensaios de propagação de trinca por fadiga na região da solda circunferencial de Inconel®625 realizada em tubo de aço API 5L X65 cladeado, utilizando corpos de prova do tipo SEN(B) (*Single Edge Notch Bending*) com relações entre espessura e largura (B/W) iguais a 0,5, 1 e 2. O propósito central deste trabalho foi de obter a curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) versus a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) para o metal de solda por meio de ensaios normatizados, utilizando diferentes técnicas de acompanhamento e medição da trinca. A monitoração de crescimento da trinca foi feita por três técnicas: variação da flexibilidade elástica (VFE), queda de potencial elétrico (QPE) e análise de imagem (Ai). Os resultados mostraram que as diferentes relações B/W utilizadas no estudo não alteraram significativamente as taxas de propagação de trinca por fadiga, respeitado que a propagação aconteceu em condições de escoamento em pequena escala na frente da trinca. Os resultados de propagação de trinca por fadiga permitiram a obtenção das regiões I e II da curva da/dN versus ΔK para o metal de solda. O valor de ΔK_{lim} obtido para o mesmo foi em torno de $11,8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e os valores encontrados das constantes experimentais C e m da equação de Paris-Erdogan foram respectivamente iguais a $1,55 \times 10^{-10} \text{ [(mm/ciclo)/(MPa.m}^{1/2})^m]$ e 4,15. A propagação de trinca no metal de solda deu-se por deformação plástica, com a formação de estrias de fadiga.

Palavras-chave: Solda circunferencial. Inconel® 625. Propagação de trinca por fadiga. Aço API X65. Tubo cladeado.

ABSTRACT

SANTOS, E. A. **Fatigue strength of API 5L X65 clad pipe girth welded with Inconel® 625 electrodes.** 150 p. Dissertation (Master's degree) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Recent oil and gas discoveries in the Pre-Salt layer represent a huge exploration potential in Brazil, however, the technological challenges for the exploitation of these mineral resources are immense and therefore have motivated the development of studies looking for efficient methods and materials for their productions. The oil and gas pipelines, called risers, are elements that are necessarily welded and have fundamental importance in the production chain, since they transport oil and natural gas from the sea bed to the platforms and are subject to dynamic loads (fatigue) during operation. Additionally, one of the central problems in the production of oil and gas in the Pre-Salt reserves is directly associated with a highly corrosive media, such as H₂S and CO₂. A cheaper way to protect the pipelines from these medias is applying a protective layer of a corrosion resistant metal on the inner diameter of these pipes, creating a clad pipe. Thus, a joining process of these pipes to form the risers must be carried out by the use of girth welds with a corrosion resistance material similar to the clad metal. As the welded structures are seen as potential location of "crack like" defects, to ensure the structural integrity of such component when subjected to repetitive loading conditions, it is necessary to know the fatigue crack growth rates for the girth weld. Therefore, in this work it was carried out fatigue crack propagation tests in the weld region of an API 5L X65 clad pipe with Inconel® 625, girth welded using Inconel® 625 electrodes. From the welded region, Single Edge Notch Bending specimens, SEN(B), were removed with different thickness and width ratios (B/W= 0.5, 1, and 2). From the fatigue tests, the crack propagation rates (da/dN) as function of the variation of the stress intensity factor (ΔK), were determined for the weld metal, using different crack size measurement techniques: the elastic compliance (EC), electric potential drop (EPD) and image analysis (IA). The results showed that the different B/W ratios used in study did not modified significantly the fatigue crack growth rates, considering that crack propagation took place under small scale yielding conditions. The results of fatigue crack growth tests allowed to obtain the regions I and II of da/dN x ΔK curves for the weld metal. The ΔK_{th} value obtained for the weld metal was around 11,8 MPa.m^{1/2} and the found values of the experimental constants C and m of Paris-Erdogan's equation were respectively equal to 1,55 x10⁻¹⁰ [(mm/cycle)/(MPa.m^{1/2})^m] and 4.15. The micromechanism of fatigue crack growth took place by plastic deformation, with the formation of fatigue striations.

Key-words: Girth weld. Inconel®625 alloy. Fatigue crack growth. API X65 steel. Clad pipe

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema de operação e posicionamento dos tubos cladeados no fundo submarino. Petrobrás (2015).....	32
Figura 2 – Imagem ilustrativa da extensão da região do pré-sal. Petrobrás (2015).....	38
Figura 3 – Diagrama esquemático de classificação do níquel e suas ligas. Dupont, Lippold e Kiser (2009).....	41
Figura 4 – Exemplos de fase σ (a e b) e fase P (c e d) observadas na zona de fusão de ligas do tipo Ni-Cr-Mo, indicadas por setas. Perricone e Dupont (2006 apud Dupont, Lippold e Kiser, p.73, 2009).....	44
Figura 5 – Fotomicrografia de constituinte de segunda fase obtida por microscopia eletrônica de varredura. Dupont (1996).....	44
Figura 6 – Esquema proposto para execução da soldagem dissimilar em dutos revestidos. (1) amanteigamento. (2) primeira camada (E NiCrMo-3). (3) segunda camada (E NiCrMo-3). (4) camadas de enchimento. Kejelin, Buschinelli, Bohóquez (200?).....	48
Figura 7 – Camada de martensita observada na zona de transição da solda. (a) micrografia da martensita. (b) perfil de composição na solda dissimilar liga 625 e aço carbono. Adaptada de Dupont e Kusko (2007 apud Dupont, Lippold, Kiser, p. 340, 2009).....	49
Figura 8 – Microestruturas na ZTA imediatamente próximas à interface de solda para aços com 0,2% de C. (a) perlita com ferrita proeutetóide, aço com 0,5% de Mn. (b) bainita, 225 HV, aço com 1,5% de Mn. Samuels (1999).....	50
Figura 9 – Os três modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca. Adaptada de Anderson (2005).....	52
Figura 10 – Sistema de coordenadas tridimensional na região da ponta da trinca. Adaptada de Tada, Paris e Irwin (1973 apud Dowling, 2007, p. 324).....	53
Figura 11– Esquema de deslizamento devido à cargas externas no ciclo de tensão mostrando a formação de extrusão/intrusão. Adaptada de Stephens et al (2001).....	56
Figura 12– Natureza progressiva de discordâncias no níquel sujeito a carregamento cíclico. (a) Após 10^4 ciclos. (b) Após 5×10^4 ciclos. (c) Após falha em 27×10^4	

ciclos. John Wiley & Sons (apud Stephens et al, 2001).....	56
Figura 13 – Estágios de fadiga metálica. Estágio I, nucleação de trinca e estágio II, propagação de trinca. Adaptada de ASM Handbook (1998).....	58
Figura 14 – Curva esquemática da taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN , vs a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , em escala log-log. Adaptada de ASM Handbook (1998).....	60
Figura 15 – Exemplo de crescimento de trinca por fadiga na região I. (a) esquema de crescimento. (b) bandas de deslizamento para um cristal simples de uma superliga a base de níquel. Adaptada de Suresh (1991).....	61
Figura 16 – Processo plástico de alargamento da ponta da trinca na região II. Laird (1976 apud Dieter, 1988, p.397).....	62
Figura 17 – Estrias de fadiga em solda circunferencial de Inconel® 625, região II. Santos et al (2015).....	62
Figura 18 – Curvas da/dN versus ΔK em escala log-log com diferentes razões de carga, onde $R_2 > R_1$. Adaptada de Roesler, Harders e Baeker (2007).....	64
Figura 19 – (a) crescimento de trinca por fadiga sob carregamento de amplitude constante e (b) similitude em fadiga.....	65
Figura 20 – Corpos de prova para os ensaios de tração. (a) Desenho dos CPs. (b) Corpo de prova usinado.....	68
Figura 21 – Fixação do extensômetro à área de seção transversal reduzida do comprimento útil do CP de tração.....	68
Figura 22 – Metodologia utilizada no ensaio de microdureza vickers. Dimensões em mm.....	70
Figura 23 – (a) Amostra do tubo de aço API 5L X42 empregado nos ensaios preliminares. (b) Detalhe da solda circunferencial.....	71
Figura 24 – Amostra do tubo de aço API 5L X65 cladeado. (a) Tubo meia cana. (b) Detalhe da seção transversal, mostrando a solda, o clad e o metal de base...	71
Figura 25 – Ilustração do método de retirada dos corpos de prova SEN(B).....	72
Figura 26 – Desenho dos corpos de prova SEN(B).....	73
Figura 27 – VI. Vista inferior dos corpos de prova SEN(B).....	73
Figura 28 – VS. Vista superior dos corpos de prova SEN(B).....	73
Figura 29 – Det. A. Dimensões do entalhe dos corpos de prova SEN(B), onde a_e é o comprimento do entalhe e varia conforme a largura do CP.....	74
Figura 30 – Desenho frontal do corpo de prova SEN(B) empregado nos ensaios de	

PTF na ZTA, com o entalhe deslocado do centro da solda.....	74
Figura 31 – Instrumentos utilizados na monitoração por QPE.....	79
Figura 32 – Diagrama esquemático do sistema de monitoração por QPE.....	79
Figura 33 – Garras superior e inferior para isolamento elétrico no sistema por QPE montadas na máquina de ensaio MTS.....	80
Figura 34 – Fios rígidos de cromel soldados em lados opostos e transversais do entalhe.....	80
Figura 35 – Montagem do corpo de prova SEN(B) no dispositivo de flexão três pontos. (1) Extensômetro. (2) Cabos de alimentação de corrente elétrica. (3) Fios rígidos de cromel soldados.....	81
Figura 36 – Traços horizontais espaçados de 0,5 mm, marcados na região da solda.....	83
Figura 37 – Curva esquemática da/dN x ΔK em escala log-log. ΔK_{lim} corresponde ao valor onde a taxa da/dN é igual a 10^{-7} mm/ciclo.....	84
Figura 38 – Metodologia de medição para a correção dos comprimentos de trinca.....	85
Figura 39 – Interpolação linear entre dois pontos, onde x é o a_{fad} e y é o incremento de tunelamento da trinca (a_{tun}).....	86
Figura 40 – Regiões de aplicação (1,2 e 3) da espectrometria óptica no MS.....	89
Figura 41 – Corpos de prova após ensaio de tração, mostrando a ruptura no MS.....	90
Figura 42 – Curva tensão x deformação para o metal de solda, liga Inconel® 625.....	91
Figura 43 – Análise do limite de escoamento para o metal de solda Inconel® 625.....	91
Figura 44 – Macrografia da solda circunferencial. Nital 1%, imersão por 20 s. (a) Perfil em V da solda, evidenciando a ZTA. (b) Extensão da ZTA.....	92
Figura 45 – MO. Estrutura típica bruta de fusão do MS. Dendritas colunares de γ . Ataque 3HCl-1HNO ₃ , aplicação.....	93
Figura 46 – MEV. Estrutura bruta de fusão do MS. Observa-se precipitados nas regiões interdendríticas.....	94
Figura 47 – MEV. Mapeamento químico dos elementos com maiores teores na solda. (a) níquel. (b) cromo. (c) molibdênio. (d) nióbio. (e) ferro. (f) titânio.....	94
Figura 48 – MEV. Microconstituente de segunda fase rico em Nb e Mo observado em áreas interdendríticas da solda de Inconel® 625.....	95
Figura 49 – MEV/EDX. Microconstituintes presentes em áreas interdendríticas.....	95

Figura 50 – MEV/EDX. Espectro de microconstituente interdendrítico cuboidal (círculo 1).....	96
Figura 51 - MEV/EDX. Espectro de microconstituente interdendrítico lamelar (círculo 2).....	96
Figura 52 - MEV/EDX. Espectro de microconstituente interdendrítico lamelar (círculo 3).....	96
Figura 53 – MEV. Microconstituente de forma esférica rico em Ti, Al e O. Em vermelho, uma área da matriz austenítica em destaque.....	97
Figura 54 – MEV/EDX. Espectro de microconstituente presente no MS (#).....	97
Figura 55 – MEV/EDX. Espectro de composição da matriz do MS.....	98
Figura 56 – MEV. (a) Aspecto geral das microestruturas próximas à interface, onde se observa uma estrutura do tipo bainita, B, e uma fina camada de martensita entre a solda e a interface.(b) Grãos refinados de ferrita e perlita distantes 2000 µm da interface.....	98
Figura 57 – MO. Microestrutura na ZTA. (a) Região recristalizada de granulação grosseira, bainita, B. (b) Região recristalizada de granulação fina, ferrita e perlita (F+P). Ataque nital 1%, imersão.....	99
Figura 58 – Perfil de difusão dos elementos com maiores teores na solda do tubo de aço API 5L X42.....	100
Figura 59 – Perfil de difusão dos elementos com maiores teores na solda do tubo de aço API 5L X65.....	100
Figura 60 – Concentração média dos principais elementos químicos nas regiões do MB, ZPM e MS. Silva, 2015.....	101
Figura 61 – Perfil de microdureza vickers do MS no sentido transversal ao tubo com clad.....	102
Figura 62 – Impressão obtida no ensaio de microdureza vickers realizada no MS, a 17,25 mm da raiz de solda.....	102
Figura 63 – Perfil de microdureza vickers da junta soldada no sentido longitudinal ao tubo com clad.....	103
Figura 64 – Impressões dos testes de microdureza em diferentes áreas da junta soldada. (a) ZTA a 12,75 mm da superfície, 212,34 HV. (b) ZTA a 13,75 mm da superfície (próximo a LF), 232,39 HV. (c) MS a 16 mm da superfície, 250,54 HV. (d) ZTA a 36 mm da superfície (próximo a LF), 227,32 HV. (e) ZTA a 37,75 mm da superfície, 210,85 HV. (f) MB a 45 mm da superfície, 233,25 HV.....	104

Figura 65 – Curvas de calibração experimentais do QPE obtidas de relação $B/W=0,5$ pelas técnicas de monitoração de trinca por VFE e análise de imagem.....	105
Figura 66 – Medição do comprimento do entalhe do CP1-B9 com $B/W=0,5$, utilizado para o levantamento da curva de calibração. $a_e = 2,75$ mm (média).....	106
Figura 67 – Superfície de fratura mostrando o tunelamento demarcado e o processo de medição da trinca final por fadiga.....	106
Figura 68 – Interpolação linear obtida entre a_{tun} e a_{fad} . CP1-B9, $B/W=0,5$	107
Figura 69 – Curva de calibração ajustada a partir da interpolação linear pela A_i	107
Figura 70 – Sobreposição de curvas a/W x V_i/V_0 obtidas por QPE.....	108
Figura 71 – Curvas a/W x V_i/V_0 obtidas por eletroerosão a partir de diferentes espessuras.....	109
Figura 72 – Curva obtida a partir do ensaio com ΔK decrescente. Região I.....	110
Figura 73 – Linha reta ajustada obtida a partir dos últimos pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo.....	110
Figura 74 – Curva $da/dN \times \Delta K$ para o Inconel®625. Relatório 14134/26a/05 do TWI (apud Largura Jr., 2011). Adaptada.....	111
Figura 75 – Interpolação linear, CP-B36. (a) medição do entalhe. (b) medição da trinca final de fadiga. (c) gráfico de interpolação.....	113
Figura 76 – Curva $da/dN \times \Delta K$ após correção por interpolação linear da VFE.....	113
Figura 77 – Medição do entalhe. CP2-B9 fraturado.....	114
Figura 78 – Medição de trinca final de fadiga. CP2-B9 fraturado.....	114
Figura 79 – Interpolação linear para o CP2-B9.....	115
Figura 80 – Regiões lineares de Paris-Erdogan para o CP-B36, CP1-B9 e CP2-B9 corrigidos por interpolação linear.....	115
Figura 81 – Intervalos de 90% de confiança e de predição da média das regiões lineares de Paris-Erdogan dos CPs corrigidos por interpolação linear.....	116
Figura 82 – Medição de trinca final por fadiga igual 9,48 mm. Técnica de aplicação de tinta. CP1-B7.....	117
Figura 83 – Medição de pré-trinca por fadiga igual a 3,00 mm, superfície lateral. CP1-B7.....	117
Figura 84 - Medição de trinca final por fadiga igual 9,06 mm. Técnica de aplicação de tinta. CP2-B7.....	118
Figura 85 – Medição de pré-trinca dianteira igual a 3,43 mm. CP2-B7.....	118
Figura 86 - Medição de pré-trinca traseira igual a 3,05 mm. CP2-B7.....	119

Figura 87 - Medição de trinca final por fadiga igual a 9,18 mm. Técnica de aplicação de tinta. CP3-B7.....	119
Figura 88 - Medição de pré-trinca dianteira igual a 4,99 mm. CP3-B7.....	120
Figura 89 - Medição de pré-trinca traseira igual a 4,03 mm. CP3-B7.....	120
Figura 90 – Figura 90 – Dados experimentais dos CPs B7 submetidos aos ensaios de PTF com os intervalos de confiança e de predição a 90%.....	121
Figura 91 – Medição de pré-trinca dianteira igual a 3,00 mm. CP1-B14. A seta amarela indica a ramificação de trinca gerada.....	122
Figura 92 – Medição de pré-trinca traseira igual a 3,34 mm. CP1-B14.....	122
Figura 93 - Medição de trinca final por fadiga igual a 8,42 mm. CP1-B14.....	123
Figura 94 - Medição de pré-trinca dianteira igual a 2,77 mm. CP2-B14.....	123
Figura 95 - Medição de pré-trinca traseira igual a 2,72 mm. CP2-B14.....	124
Figura 96 - Medição de trinca final por fadiga igual a 9,40 mm. CP2-B14.....	124
Figura 97 – Curvas da/dN x ΔK para o metal de solda, CPs B14 de relação B/W=1. A seta indica a imagem da ramificação da trinca gerada no início do ensaio. CP1-B14.....	125
Figura 98 – Curvas da/dN x ΔK para o metal de solda, CPs B14 de relação B/W=1, corrigidos no programa de PTF.....	125
Figura 99 – Intervalos de confiança e de predição (90%) da média das regiões lineares dos CPs B14.....	126
Figura 100 – Gráfico das regiões lineares de Paris-Erdogan para os CPs monitorados por QPE.....	128
Figura 101 – Gráfico de intervalo de confiança e de predição (90%) da região linear média de Paris-Erdogan para os CPs monitorados por QPE.....	128
Figura 102 – Sobreposição das médias das regiões lineares de Paris-Erdogan para o MS obtidas por diferentes monitorações e relações B/W.....	129
Figura 103 – Intervalos de confiança e predição de 90% da média obtida entre as regiões lineares de Paris-Erdogan (figura 102) obtidas por diferentes monitorações e relações B/W.....	130
Figura 104 – Curva da/dNx ΔK para a solda circunferencial de Inconel®625.....	131
Figura 105 – Comparativo da média da região linear de Paris-Erdogan obtida para a solda circunferencial de Inconel®625 com outras regiões lineares consultadas na literatura, Ganesh et al (2010) e Largura Jr. (2011).....	132
Figura 106 – Propagação de trinca por fadiga na ZTA, partindo do MS com ΔK	

constante igual a $18 \text{ MPa.m}^{1/2}$. CP1-ZTA.....	133
Figura 107 – Propagação de trinca por fadiga na ZTA, partindo do MS com ΔK constante igual a $18 \text{ MPa.m}^{1/2}$. CP2-ZTA.....	134
Figura 108 – Medições da trinca de propagação cruzando a ZTA. CP1-ZTA.....	134
Figura 109 – Medições da trinca de propagação cruzando a ZTA. CP2-ZTA.....	135
Figura 110 – Superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados na ZTA.....	135
Figura 111 – Superfície de fratura por fadiga do metal de solda para baixos valores de ΔK , região I da curva de Paris-Erdogan. (a) superfície de fratura com grãos colunares. (b) finas estrias de fadiga.....	136
Figura 112 - Superfície de fratura por fadiga do metal de solda para valores intermediários de ΔK , região II da curva de Paris-Erdogan. (a) superfície de fratura onde já é possível a observação de estrias de fadiga (b) Detalhes das estrias de fadiga, resultados de maiores deformações plásticas na ponta da trinca.....	137
Figura 113 – Fractografia na região da ZTA. (a) superfície de fratura. (b) estrias de fadiga.....	137
Figura 114 – Superfície de fratura final dúctil do metal de solda com microvazios coalescidos.....	138

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades requeridas de tensão de alguns tubos sem costura e tubos soldados. Nível PSL 1. API 5L (2007).....	39
Tabela 2 – Propriedades requeridas de tensão de alguns tubos sem costura e tubos soldados. Nível PSL 2. API 5L (2007).....	39
Tabela 3 – Limites de composição química para o Inconel® 625. Special metals (2013).....	42
Tabela 4 – Propriedades mecânicas típicas para o níquel e suas ligas na condição de solda. Dupont, Lippold e Kiser (2009).....	46
Tabela 5 – Limites de composição química dos produtos de solda Inconel® 625 (continua).....	46
Tabela 5 – Limites de composição química dos produtos de solda Inconel® 625 (conclusão).....	47
Tabela 6 – Dimensões dos corpos de prova SEN(B) obtidos do tubo soldado sem clad.....	75
Tabela 7 - Dimensões dos corpos de prova SEN(B) obtidos do tubo soldado com clad.....	75
Tabela 8 – Composição química do metal de solda, liga Inconel® 625, do tubo de aço API 5L X42 (solda 1) e tubo de aço API 5L X65 (solda 2) (continua).....	89
Tabela 8 – Composição química do metal de solda, liga Inconel® 625, do tubo de aço API 5L X42 (solda 1) e tubo de aço API 5L X65 (solda 2) (conclusão).....	90
Tabela 9 – Propriedades mecânicas para o metal de solda, liga Inconel® 625.....	92
Tabela 10 – Constantes C e m para o metal de solda, Inconel® 625, dos CPs corrigidos por interpolação linear.....	115
Tabela 11 – Constantes C e m para o metal de solda, Inconel® 625, dos CPs corrigidos no programa de PTF.....	126
Tabela 12 – Constantes C e m para o metal de solda, Inconel® 625, dos CPs corrigidos por QPE.....	127
Tabela 13 – Constantes C e m das médias das regiões lineares obtidas por diferentes técnicas de monitorações e relações B/W.....	129
Tabela 14 – Constantes C e m para a liga Inconel® 625 em diferentes condições.....	132

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

API – *American Petroleum Institute*;

ASTM – *American Society for Testing and Materials*;

AWS – *American Welding Society*;

CC – Corrente contínua;

CP – Corpo de prova;

CPs – Corpos de prova;

DC – *Direct Current*;

DP – Desvio padrão;

EDX – *Spectroscopy Dispersive Energy*

EESC – Escola de Engenharia de São Carlos;

EP_{90%} – Erro padrão com percentual de confiança de 90%;

EPUSP – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo;

EQUITECS – Inovação e Tecnologia em Equipamentos EQUITECS;

FUSP – Fundação da Universidade de São Paulo;

HBM – *Hottinger Baldwin Messtechnik*;

IL – Interpolação linear;

ISO – *International Organization for Standardization*;

LF – Linha de fusão

MB – Metal de Base;

MS – Metal de Solda;

MTS – *Mult Test Systems Corporation*;

NEMAF – Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas;

PETROBRAS – Petróleo Brasileiro S.A;

PNV – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica;

PTF – Propagação de Trinca por Fadiga;

QPE – Queda de Potencial Elétrico;

SCRs – *Steel Catenary Risers*;

SEN(B) – *Single Edge Notch Bending Specimen*;

SGS – SGS Organização;

SMM – Departamento de Engenharia de Materiais;

TWI – *The Welding Institute*;

UFSCAR – Universidade Federal de São Carlos;

USP – Universidade de São Paulo;

VFE – Variação da Flexibilidade Elástica;

VIV – Vibrações Induzidas por Vórtices;

ZTA – Zona Termicamente Afetada.

LISTA DE SÍMBOLOS

a – Comprimento de trinca;
 a_0 – Comprimento inicial de trinca;
 a/W – Razão entre o comprimento de trinca e a largura do corpo de prova;
 A_i – Análise por Imagem;
 b_0 – Ligamento remanescente original do corpo de prova;
 B – Espessura do corpo de prova;
 B_e – Espessura efetiva do corpo de prova;
 B_N - Espessura do corpo de prova com entalhes laterais;
 B/W – Razão entre a espessura e a largura do corpo de prova;
 C – Constante da equação de Paris-Edorgan;
 C' – Gradiente K normalizado;
 da/dN – Taxa de propagação de trinca por fadiga;
 ΔK – Variação do fator de intensidade de tensão;
 ΔK_{lim} - Variação limiar do fator de intensidade de tensão;
 E – Módulo de elasticidade do material;
 E' - Módulo de restrição elástico do material;
 F – Força aplicada;
 K – Fator de intensidade de tensão;
 $K_{m\acute{a}x}$ - Fator de intensidade de tensão máximo;
 $K_{m\acute{i}n}$ - Fator de intensidade de tensão mínimo;
 L – Comprimento do corpo de prova;
 m - Constante da equação de Paris-Erdogan;
 P – Carga aplicada;
 $q(a/W)$ – função da razão entre o comprimento de trinca e a largura do corpo de prova;
 R – Razão de carga, tensão ou de fator de intensidade de tensão;
 S – Distância entre as linhas de centro dos dois rolos fixos de flexão três pontos;
 LR - Tensão limite de resistência;
 LE - Tensão limite de escoamento do material em 0,2%;
 U – Deslocamento na direção x ;
 ν – Relação de Poisson;

V_i – Queda de potencial elétrico instantânea;

V_o – Queda de potencial elétrico inicial;

V_i/V_o – Razão entre a queda de potencial elétrico instantânea e a queda de potencial elétrico inicial;

V_m – Deslocamento na “boca” da trinca;

V_m/P - Flexibilidade elástica medida na “boca” da trinca;

W – largura do corpo de prova.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	31
2. OBJETIVOS.....	35
2.1. Objetivo geral.....	35
2.2. Objetivos específicos.....	35
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	37
3.1. O Pré-Sal.....	37
3.2. Tubos API.....	38
3.3. Níquel e suas ligas.....	40
3.3.1. Inconel® 625.....	41
3.4. Soldagem.....	45
3.4.1. Solda dissimilar.....	47
3.5. Mecânica da fratura.....	50
3.5.1. Mecânica da fratura elástica-linear, MFEL.....	51
3.6. Fadiga.....	54
3.6.1. Aspectos da fadiga.....	55
3.6.2. Fadiga em solda.....	57
3.7. MFEL aplicada à fadiga	58
3.7.1. Propagação de trinca por fadiga.....	58
3.7.2. Conceito de similaridade.....	64
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	67
4.1. Análise química.....	67
4.2. Ensaio de tração.....	67
4.3. Análise microestrutural.....	68
4.3.1 Ensaio de microdureza.....	69
4.4. Ensaio de propagação de trinca por fadiga.....	70
4.4.1. Corpos de prova SEN(B).....	70
4.4.2. Pré-trinca por fadiga.....	75
4.4.3. Monitoração do tamanho de trinca.....	77
4.4.3.1. Variação da flexibilidade elástica, VFE.....	77
4.4.3.2. Queda de potencial elétrico, QPE.....	78
4.4.3.2.1. Curva de calibração.....	82
4.4.3.3. Análise por imagem, Ai.....	82

4.4.4. Determinação de ΔK_{lim}	83
4.4.5. Correção das curvas da/dNx ΔK	84
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	89
5.1. Análise química.....	89
5.2. Ensaio de tração.....	90
5.3. Macrografia.....	92
5.4. Análise microestrutural.....	92
5.4.1. Microdureza vickers.....	101
5.5. Ensaios de propagação de trinca por fadiga.....	104
5.5.1. Curva de calibração por QPE.....	104
5.5.2. ΔK_{lim}	110
5.5.3. Curvas da/dNx ΔK	112
5.5.4. Constantes experimentais C e m para o Inconel®625.....	131
5.5.5. ZTA.....	133
5.5.6. Fractografia.....	136
6. CONCLUSÕES	139
7.REFERÊNCIAS	141
ANEXO 1	145
ANEXO 2	150

1. INTRODUÇÃO

As atuais descobertas de jazidas de petróleo e gás natural na região do Pré-Sal representam um enorme potencial exploratório e que podem tornar o Brasil um dos maiores produtores mundiais de petróleo. Entretanto, os desafios tecnológicos vêm manifestando a necessidade de se incrementar métodos de produção eficientes, bem como a otimização de materiais e equipamentos que possam apresentar melhor desempenho quando aplicados ao setor petroquímico em alto mar.

Segundo PETROBRAS (2015), os tubos que conduzem o petróleo ou o gás natural do fundo do mar até a plataforma são denominados de “*risers*”. De acordo com TENARIS (2015), os “*risers*” são considerados os produtos mais críticos no desenvolvimento de uma tubulação *offshore*, levando em conta as cargas dinâmicas e condições de ambiente agressivas às quais eles precisam suportar. A denominação SCRs, sigla do inglês para *Steel Catenary Risers*, é dada para os “*risers*” que se configuram em forma de uma curva (catenária) e segundo TENARIS (2015), os SCRs são prolongamentos soldados de tubulação submarina ligados a uma estrutura de produção flutuante. As linhas SCRs são normalmente submetidas às cargas de fadiga, particularmente na zona de impacto, devido aos movimentos da plataforma, a vibrações induzidas por vórtices (VIV) e às correntes marítimas (TENARIS, 2015).

A avaliação da integridade estrutural de soldas circunferenciais dos tubos se mostra de fundamental importância na concepção, montagem e operação segura de sistemas de tubulação em águas profundas (MATHIAS, 2013). Como as regiões de solda são susceptíveis a preexistência ou formação prematura de defeitos do tipo trinca, as avaliações experimentais de fadiga e demais análises conduzidas neste trabalho foram focadas, essencialmente, na região da solda circunferencial de Inconel® 625 dos tubos utilizados como “*risers*” rígidos para o transporte de petróleo e gás natural, bem como também há de se considerar a presença de outras irregularidades que podem comprometer a integridade estrutural do componente soldado diante de carregamentos dinâmicos.

Na Figura 1, tem-se uma imagem ilustrativa do esquema de posicionamento e operação dos tubos cladeados, soldados circunferencialmente para a formação dos *risers* em forma de catenária, partindo da plataforma petrolífera até o fundo submarino.

Figura 1 – Esquema de operação e posicionamento dos tubos cladeados no fundo submarino.

Fonte: PETROBRAS, 2015. Imagem obtida do vídeo tecnologias pioneiras do Pré-Sal.
Disponível em: <http://presal.hotsitespetrobras.com.br/tecnologias-pioneiras/#0>

Adicionalmente, um dos problemas centrais à produção de óleo e gás das reservas do pré-sal está diretamente relacionado à elevada concentração de elementos “agregados” aos hidrocarbonetos, particularmente dióxido de carbono (CO_2) e ácido sulfídrico (H_2S). Na presença de água (a qual também está invariavelmente associada ao petróleo e ao gás), o CO_2 transforma-se em ácido carbônico altamente corrosivo, que somado ao poder corrosivo do H_2S produz severos danos às tubulações, dutos submarinos e *risers* aos quais são utilizados no transporte de óleo e gás natural da “cabeça” do poço até a plataforma ou unidade flutuante. Sendo assim, a utilização de materiais convencionais, tais como aços carbono estruturais classe API 5L (*American Petroleum Institute*), comumente utilizados na fabricação de dutos e *risers* para sistemas oceânicos de exploração e produção de gás e petróleo, pode representar um sério obstáculo ao desenvolvimento produtivo na região do pré-sal.

Uma alternativa tecnicamente vantajosa em relação à utilização de tubos convencionais de aço carbono é a aplicação de um material metálico fabricado a partir de uma liga resistente à corrosão, CRA (do inglês “*corrosion resistant alloy*”), e disposto internamente à tubulação de aço carbono. Segundo Tenaris (2015), os tubos cladeados e revestidos, são compostos por um tubo de aço carbono, que tem uma

camada de CRA em contato com o fluido de produção e, conseqüentemente, com o seu ambiente corrosivo. No caso dos tubos cladeados, a camada de CRA é aplicada por meio de diferentes procedimentos que criam uma ligação metalúrgica, enquanto que os tubos revestidos consistem essencialmente de uma tubulação de material CRA com espessura relativamente pequena unida fisicamente por meio de interferência mecânica à tubulação externa principal em aço carbono.

Este estudo é parte do projeto intitulado “Integridade Estrutural de *Risers* SCRs e *Lined Pipe* Lançados pelo Método Carretel: Análise de Resistência Mecânica e Avaliação de Criticidade de Defeitos e Fadiga”, contratado entre a Petróleo Brasileiro S.A. - PETROBRAS e a Fundação Universidade de São Paulo – FUSP. O projeto é coordenado e executado pelo Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, PNV-EPUSP, sendo que as atividades relacionadas às avaliações experimentais da taxa de propagação de trinca por fadiga da região da solda (“*weld overlay*”) em juntas circunferenciais de dutos cladeados bimetalicos (“*clad pipes*”) são de responsabilidade do Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas, NEMAF, do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, SMM-EESC/USP.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

- Analisar o comportamento em fadiga da solda circunferencial de tubos de aço API utilizados como “risers” rígidos, por meio das taxas de propagação de trinca por trinca (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) utilizando corpos de prova SEN(B).

2.2. Objetivos específicos

- Determinar as regiões I e II da curva de Paris-Erdogan para a liga Inconel® 625 na condição de solda circunferencial com múltiplos passes.
- Determinar as constantes C e m da equação de Paris-Erdogan para a liga Inconel® 625 na condição soldada.
- Avaliar as diferentes técnicas de monitoração de trinca por: Variação da Flexibilidade Elástica, VFE, Queda de Potencial Elétrico, QPE e Análise de imagem, Ai.
- Caracterizar mecanicamente o metal de solda (Inconel® 625) utilizado na solda circunferencial de tubos utilizados como “risers” rígidos com e sem clad.
- Realizar uma avaliação microestrutural nas diferentes regiões da junta soldada.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. O Pré-Sal

O termo Pré-Sal refere-se a um conjunto de rochas localizadas nas porções marinhas de grande parte do litoral brasileiro, com potencial para a geração e acúmulo de petróleo. Convencionou-se chamar de Pré-Sal porque forma um intervalo de rochas que se estende por baixo de uma extensa camada de sal, que em certas áreas da costa atinge espessuras de até 2.000m. O termo pré é utilizado porque, ao longo do tempo, essas rochas foram sendo depositadas antes da camada de sal. A profundidade total dessas rochas, que é a distância entre a superfície do mar e os reservatórios de petróleo abaixo da camada de sal, pode chegar a mais de 7 mil metros¹.

A província do Pré-Sal é composta por grandes acumulações de óleo leve, de excelente qualidade e com alto valor comercial, uma realidade que coloca o Brasil em uma posição estratégica frente à grande demanda de energia mundial das próximas décadas. Sua produção acumulada já ultrapassa 360 milhões de barris de óleo equivalente. De 2010 a 2014, a média de produção diária dos reservatórios cresceu 10 (dez) vezes, avançando de uma média de 42 mil barris por dia em 2010 para 411 mil barris por dia em 2014 (até maio). Atualmente, essa produção corresponde a aproximadamente 20% do total da produção e em 2018 chegará a 52% da produção de petróleo da Companhia ¹.

As maiores descobertas de petróleo no Brasil foram feitas recentemente pela Petrobras S/A na camada do Pré-Sal, localizada entre os estados de Santa Catarina e Espírito Santo, onde se encontrou grandes volumes de óleo leve. Na Bacia de Santos, por exemplo, o óleo já identificado no Pré-Sal tem uma densidade de 28,5º API, baixa acidez e baixo teor de enxofre. São características de um petróleo de alta qualidade e maior valor de mercado ¹.

¹ PETROBRAS. O Pré-sal. Disponível em: <http://www.petrobras.com.br/pt/nossas-atividades/areas-de-atuacao/exploracao-e-producao-de-petroleo-e-gas/pre-sal/>. Acesso em: Out/2014.

A Figura 2 mostra uma ilustração do mapeamento de extensão da região do Pré-Sal. Conforme destacado na imagem, sua extensão se estende entre os estados do Espírito Santo e Santa Catarina, totalizando 149.000 Km².

Figura 2 – Imagem ilustrativa da extensão da região do Pré-Sal.

Fonte: PETROBRAS, 2015. Imagem extraída do vídeo Tecnologias pioneiras do Pré-Sal.
Disponível em: <http://presal.hotsitespetrobras.com.br/tecnologias-pioneiras/#0>

3.2. Tubos API

Aços API são tipos de aços desenvolvidos para a fabricação de tubos para linha de transferência de petróleo e gás na indústria petroquímica. Esses aços são classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) de acordo com sua aplicação e resistência mecânica e seguem padronizações contidas na norma API 5L de especificação para linhas de tubulação.

De acordo com a norma API 5L (2007), são requeridos dois níveis de especificação de produto (PSL – *product specification level*), PSL1 e PSL2, para a fabricação de tubos de aço soldados e tubos de aço sem costura para uso em sistemas de transporte na indústria do petróleo e gás natural. Segundo Hippert Jr. (2004), a diferença básica entre esses níveis de especificação é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos, como por exemplo, o controle mais estreito de composição química, tenacidade e resistência à tração para os tubos classificados no nível PSL 2. Contudo, a escolha por um dos dois níveis de especificação irá depender das condições de aplicação e o tipo de operação às quais o tubo irá ser submetido.

A nomenclatura de classificação dos graus dos tubos é idêntica à utilizada nos

aços, tanto no nível PSL 1 como no nível PSL 2. A designação é composta por letras ou sistema alfanuméricos no qual os dígitos numéricos correspondem ao nível de resistência do tubo em unidade inglesa, ksi, conforme se observa nas tabelas 1 e 2, e está ligada à composição química do aço. Por exemplo, a nomenclatura do aço API 5L X65 significa que o aço possui um limite de escoamento mínimo igual a 65 ksi (450 MPa). Adicionalmente à nomenclatura do PSL 2, inclui-se um sufixo que consiste de uma letra simples (R, N, Q e M) que identifica a condição de entrega do material (API 5L, 2007).

Tabela 1 – Propriedades requeridas de tensão de alguns tubos sem costura e tubos soldados. Nível PSL 1.

Grau do tubo	Limite de escoamento mínimo, [MPa]	Limite de resistência mínimo, [MPa]
X42	290	415
X46	320	435
X52	360	460
X56	390	490
X60	415	520
X65	450	535
X70	485	570

Fonte: API 5L, 2007.

Tabela 2 – Propriedades requeridas de tensão de alguns tubos sem costura e tubos soldados. Nível PSL 2.

Grau do tubo	Limite de escoamento, [MPa]		Limite de resistência, [MPa]	
	mín.	máx.	mín.	máx.
X42R	290	495	415	760
X46Q	320	525	435	760
X52M	360	530	460	760
X56N	390	545	490	760
X60N	415	565	520	760
X65Q	450	600	535	760
X70M	485	635	570	760
X80M	555	705	625	825

Fonte: API 5L, 2007.

3.3. Níquel e suas ligas

O níquel é um elemento metálico branco-prateado que ocorre naturalmente, sendo o quinto elemento metálico mais comum na terra e ocorre extensivamente na crosta terrestre, entretanto, a maior parte do níquel está inacessível no núcleo da terra. Suas características, como alto ponto de fusão (1.453° C), resistência à corrosão e à oxidação, alta ductilidade, entre outras, o tornam amplamente usado em diversos setores industriais, como o aeroespacial, marítimo, químico, etc. (NICKEL INSTITUTE, 2015).

Segundo TWI (2015), o níquel é um metal relativamente simples e apresenta célula unitária CFC (cúbica de face centrada). De acordo com Callister (2013), os metais com estrutura CFC possuem um número relativamente grande de sistemas de deslizamento (pelo menos 12), sendo assim bastante dúcteis, pois em geral, é possível ocorrer deformação plástica extensa ao longo desses sistemas.

O níquel e suas ligas são utilizados em uma vasta gama de aplicações, desde resistência à oxidação a altas temperaturas e serviço de resistência à fluência em ambientes corrosivos agressivos e aplicações criogênicas a temperaturas muito baixas. O níquel não sofre nenhuma mudança de fase quando é esfriado do ponto de fusão à temperatura ambiente e pode ser utilizado comercialmente sob a forma pura, mas é mais frequentemente combinado com outros elementos para produzir duas famílias de ligas: as ligas endurecidas por solução sólida e as ligas endurecidas por precipitação (TWI, 2015).

Segundo Dupont, Lippold e Kiser (2009), os elementos cobalto (Co), cromo (Cr), ferro (Fe), molibdênio (Mo), tungstênio (W) e tantálio (Ta) são geralmente utilizados como endurecedores por solução sólida na matriz de níquel, nos quais o Cr, Mo, Mn e W são usados em muitas ligas monofásicas comerciais. De acordo com esses autores, o nióbio (Nb) também possui um efeito endurecedor e é usado tanto em ligas endurecidas por solução sólida como para promover o endurecimento da liga por meio da precipitação da fase γ'' (Ni₃Nb).

De acordo com Dupont, Lippold e Kiser (2009), as ligas a base de níquel são geralmente classificadas de acordo com sua composição, conforme pode ser observado no diagrama da Figura 3 a seguir:

Figura 3 – Diagrama esquemático de classificação do níquel e suas ligas.
Fonte: Dupont, Lippold e Kiser (2009).

As ligas endurecíveis por solução sólida são primariamente reforçadas pela adição de elementos de liga substitucionais na microestrutura austenítica de níquel, tais como o Cr, Fe e Mo (Dupont, Lippold e Kiser, 2009). Esses tipos de ligas são amplamente empregados em indústrias de geração de energia, de processos químicos, indústrias petroquímicas, entre outras (Dupont, Lippold e Kiser, 2009). Segundo Lancaster (1993), as ligas de níquel dos sistemas Ni-Mo e Ni-Cr-Mo resistem aos mais severos ambientes corrosivos encontrados em indústrias químicas.

Segundo Mei e Silva (2006), as ligas desenvolvidas pela INCO (*International Nickel Company*) incluem as ligas chamadas Inconel 6XX e 7XX. O prefixo 6 indica que são ligas não endurecíveis por precipitação e o prefixo 7 indica que são ligas às quais endurecem por precipitação.

3.3.1. Inconel® 625

O Inconel® 625 é uma liga a base de níquel desenvolvida no período entre 1960 a 1969 pela INCO (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009). Segundo Special metals (2013), Inconel® 625 é uma liga 625 de Ni-Cr que é utilizada devido a sua alta

resistência, excelente fabricabilidade e excelente resistência à corrosão. Sua composição química é apresentada na Tabela 3.

De acordo com Special metals (2013), a resistência do Inconel® 625 é oriunda do efeito de fortalecimento do molibdênio e do nióbio sobre a matriz de níquel-cromo, sendo que esta combinação de elementos também é responsável por gerar superior resistência a uma faixa ampla de ambientes corrosivos severos, assim como a efeitos decorrentes de alta temperatura tais como oxidação e carburização.

A liga 625 é uma liga Ni-Cr-Mo-Nb a qual foi desenvolvida primariamente para aplicações em turbinas a altas temperaturas devido à sua boa resistência. A presença desses elementos adicionados à liga indicam que há uma forte tendência de se formar fases secundárias ao término do processo de solidificação (DUPONT, 1996).

A liga 625 possui uma favorável combinação de alta resistência e boa resistência à corrosão, inclusive em ambientes aquosos. Possui excelente resistência à fadiga, porém apresenta estabilidade térmica moderada. A liga 625 é extensivamente utilizada em equipamentos de plantas químicas e petroquímicas (SORELL,1997).

Tabela 3 – Limites de composição química para o Inconel® 625.

Elemento	Composição (%)
Ni	58,0 mín.
Cr	20,0 – 23,0
Fe	5,0 máx.
Mo	8,0 – 10,0
Nb	3,15 – 4,15
C	0,10 máx.
Mn	0,50 máx.
Si	0,50 máx.
P	0,015 máx.
S	0,015 máx.
Al	0,40 máx.
Ti	0,40 máx.
Co*	1,0 máx.

*se determinado.

Fonte: Special Metals, 2013.

De acordo com Special metals (2013), as propriedades mecânicas referentes ao limite de escoamento (0,2% de deformação plástica) e limite de resistência para o Inconel® 625 (estes valores de tensões estão na condição recozida, na qual uma estrutura refinada pode ser adequada no que diz respeito à resistência à fadiga e aos limites acima descritos) à temperatura ambiente estão na faixa entre 414 a 655 MPa e 827 a 1.034 MPa, respectivamente. Os valores dos limites de escoamento e de resistência para o Inconel® 625 encontrados por Largura Jr. (2011) foram de 386 MPa e 687 MPa, respectivamente. Segundo ASM (1990), para a liga 625, o limite de escoamento é de 517 MPa e o limite de resistência de 930 MPa.

No que se relaciona à microestrutura, a liga Inconel® 625 é uma liga de matriz cúbica de face centrada (CFC) endurecida por solução sólida, que pode conter carbonetos, os quais são inerentes a este tipo de liga. Os carbonetos que podem ser encontrados são do tipo MC e M₆C (ricos em níquel, nióbio, molibdênio e carbono). O efeito do endurecimento que ocorre no material quando este é exposto a uma faixa de temperatura em torno de 650°C é devido à precipitação lenta de uma fase rica em níquel-nióbio, a fase gama primária. Essa fase gradualmente transforma-se para uma estrutura ortorrômbica, Ni₃Nb, quando a liga é aquecida por longos tempos numa faixa de temperatura intermediária (SPECIAL METALS, 2013).

Em soldas, a evolução da microestrutura na zona de fusão de ligas do tipo Ni-Cr e Ni-Cr-Mo é mais complicada devido à formação de fases tais como a fase σ , μ e P, às quais são estabilizadas pela presença do molibdênio e também por adições de tungstênio. Essas fases são, geralmente, indesejáveis sob o ponto de vista da soldabilidade e das propriedades mecânicas e de corrosão. As complexas estruturas cristalinas dessas fases fazem com que os sistemas de deslizamento se tornem limitados, o que as tornam frágeis e podem desta forma reduzir a tenacidade e a ductilidade se estiverem presentes em elevadas proporções (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

Exemplos típicos de fases σ e P em soldas são mostrados na Figura 4, indicadas por setas pretas. Observa-se que estas fases estão localizadas em regiões interdendríticas, indicando que elas estão associadas com reações do tipo eutética que ocorrem no líquido ao final da solidificação devido à segregação de certos elementos químicos. As fases μ e P são particularmente ricas em molibdênio, enquanto que a fase σ é rica em cromo. A concentração de níquel e de ferro nessas

fases geralmente estão de acordo com a composição nominal da liga (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

Figura 4 – Exemplos de fase σ (a e b) e fase P (c e d) observadas na zona de fusão de ligas do tipo Ni-Cr-Mo, indicadas por setas pretas.

Fonte: Perricone e Dupont (2006 apud Dupont, Lippold e Kiser, p. 73, 2009).

De acordo com Dupont (1996), a Figura 5 apresenta um constituinte secundário que exibe uma morfologia do tipo lamelar eutética, formado em regiões interdendríticas a partir da solidificação de uma solda de liga 625.

Figura 5 – Fotomicrografia de constituinte de segunda fase obtida por microscopia eletrônica de varredura.

Fonte: DUPONT, 1996.

3.4. Soldagem

A soldagem é definida classicamente como sendo um processo de união, porém, existem várias definições que podem ser atribuídas à soldagem. Dentre essas várias definições, a soldagem pode ser entendida como um processo de união entre metais por fusão. Todavia, é importante ressaltar que não apenas os metais são soldáveis e que é possível se soldar sem fusão. Neste aspecto, a soldagem pode ser definida como a operação que tem como objetivo unir duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades físicas e químicas (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

De acordo com exigências de qualidade para uma junta soldada, uma descontinuidade pode ser considerada como um elemento prejudicial para a utilização do material soldado, configurando-se assim como um defeito, exigindo desta forma correções. As descontinuidades em solda podem ser classificadas dentro de três categorias básicas que são: dimensionais, estruturais e propriedades inadequadas (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

As descontinuidades em solda de maior interesse no estudo desta dissertação estão relacionadas diretamente com os defeitos estruturais. Defeitos como porosidades, trincas e inclusões, entre outros, estão intimamente ligados às propriedades de fadiga e podem afetar o comportamento de propagação de trinca por fadiga no material de solda.

Para Masubuchi (1982), defeitos presentes em solda afetam o comportamento em serviço de uma estrutura soldada, reduzindo a resistência da junta soldada sob duas razões: (1) a presença de defeitos diminui a área da seção transversal da solda; e (2) os defeitos atuam como concentradores de tensão, elevando as tensões aos seus redores. Frequentemente, segundo Masubuchi (1982), soldas apresentam vários tipos de defeitos, tais como porosidade, inclusões de escória, fusão incompleta e trincas.

Segundo Lancaster (1993), problemas metalúrgicos relacionados à solda de níquel e suas ligas incluem porosidade, fragilização por enxofre e outros contaminantes, e perda da resistência à corrosão ocasionada pela formação de precipitados intergranulares. De acordo com Kou (2003), inclusões e porosidades tendem a deteriorar as propriedades mecânicas do metal de solda.

A Tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas típicas de eletrodos revestidos de níquel e ligas a base de níquel.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas típicas para o níquel e suas ligas na condição de solda.

Classificação AWS	Tipo	Limite de resistência, ksi (MPa)	Limite de escoamento, ksi (MPa)	Alongamento, %	RA %	Dureza, Rockwell B
ERNi-1	FM 61	55 (380)	30 (209)	25	30	75
ERNiCu-7	FM 60	75 (517)	40 (276)	40	50	80
ERNiCr-3	FM 82	85 (586)	45 (310)	35	40	85
ERNiCr-4	FM 72	100 (690)	60 (414)	35	40	90
ERNiCrFe-7	FM 52	90 (620)	45 (310)	35	40	85
ERNiCrFe-7A	FM 52M	90 (620)	45 (310)	35	40	85
ERNiFeCr-1	FM 65	85 (586)	40 (276)	30	35	80
ERNiMo-3	FM W	100 (690)	60 (414)	30	35	90
ERNiMo-7	FM B2	110 (760)	65 (450)	30	35	90
ERNiCrMo-1	Hast G	85 (586)	45 (310)	30	35	85
ERNiCrMo-3	FM 625	110 (760)	65 (450)	35	40	95
ERNiCrMo-4	C-276	100 (690)	60 (414)	35	40	95
ERNiCrMo-10	C-22	110 (760)	60 (414)	40	40	95
ERNiCrMo-13	FM 59	110 (760)	60 (414)	40	40	95
ERNiCrMo-14	FM 686	110 (760)	60 (414)	40	45	90
ERNiCrMo-17	C-2000	100 (690)	60 (414)	35	40	90
ERNiCrCoMo-1	FM 617	110 (760)	65 (450)	35	35	95
ERNiCrWMo-1	230-W	110 (760)	65 (450)	35	35	95

Fonte: Dupont, Lippold e Kiser (2009).

A tabela 5 apresenta os limites de composição química para os produtos de solda Inconel® 625, de acordo com Special metals (2013).

Tabela 5 – Limites de composição química dos produtos de solda Inconel® 625 (continua)

Elemento	Composição (%)	
	FM	E112 solda
	Inconel® 625	Inconel® 625 **
Ni + Co	58,0 mín.	55,0 mín.
C	0,10 máx.	0,10 máx.
Mn	0,5 máx.	1,0 máx.
Fe	5,0 máx.	7,0 máx.
S	0,015 máx.	0,02 máx.
Si	0,50 máx.	0,75 máx.
Cr	20,0 – 23,0	20,0 – 23,0
Nb + Ta	3,15 – 4,15	3,15 – 4,15

Tabela 5 – Limites de composição química dos produtos de solda Inconel® 625 (conclusão)

Elemento	Composição (%)	
	FM	E112 solda
	Inconel® 625	Inconel® 625 **
Mo	8,0 – 10,0	8,0 – 10,0
Al	0,40 máx.	-
Ti	0,40 máx.	-
Co*	-	0,12 *
P	0,02 máx.	0,03
Cu	0,50 máx.	0,50 máx.
Outros	0,50 máx.	0,50 máx.

* quando especificado. ** metal de solda depositado.

Fonte: Special metals, 2013.

De acordo com Special metals (2015), os valores de limite de resistência e % de alongamento para o eletrodo 112 de solda Inconel® 625 são de 758 MPa e 30%, respectivamente.

Conceitos relativos aos processos e parâmetros de soldagem não são abordados no escopo deste trabalho, pois não são objetos de estudo desta dissertação.

3.4.1. Solda dissimilar

Ligas a base de níquel são frequentemente utilizadas em combinações que envolvem soldas dissimilares, particularmente a união dissimilar com aços. A correta seleção do metal de enchimento nessas combinações e o conhecimento a respeito do comportamento metalúrgico da solda dissimilar são essenciais para prevenir problemas durante a fabricação da solda ou evitar problemas no componente soldado durante a sua operação (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

A Figura 6 mostra um esquema proposto por Kejelin, Buschinelli e Bohórquez (2006) para a execução do processo de soldas dissimilares envolvendo um aço API 5L X60 como metal de base e a liga Inconel® 625 (E NiCrMo-3).

Figura 6 – Esquema proposto para execução da soldagem dissimilar em dutos revestidos. (1) amanteigamento. (2) primeira camada (E NiCrMo-3). (3) segunda camada (E NiCrMo-3). (4). Camadas de enchimento.

Fonte: Kejelin, Buschinelli e Bohórquez (2006).

As abordagens sobre os parâmetros do processo de soldagem dissimilar não são objetos de interesse neste estudo, não sendo, portanto, revisados no escopo teórico desta dissertação.

A grande diferença de composição química entre as ligas a base de níquel e os aços pode resultar numa ampla faixa de microestruturas e propriedades no metal de solda e em muitos casos, deve-se ter o cuidado em evitar a formação de fases intermediárias que podem fragilizar ou comprometer a solda. Em geral, os metais de solda a base de níquel em uniões com aços de baixo carbono tendem a ser austeníticos devido ao forte efeito do níquel em estabilizar a austenita (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

Soldas dissimilares entre ligas de níquel e aços com baixo teor de carbono também exibem uma região de transição entre a zona da solda parcialmente misturada, ZPM, e o metal de base, MB, e em muitos casos, essa região de transição pode conter uma camada de martensita. É conhecido que, geralmente, o uso de metais de enchimento a base de níquel resultará na formação de uma fina camada de martensita na linha de fusão, enquanto que a camada de martensita que resulta do uso de metais de enchimento de aço inoxidável é relativamente mais espessa (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

A figura 7(a) mostra uma fotomicrografia óptica de uma camada de martensita observada no metal de solda, liga 625. Segundo Dupont, Lippold e Kiser (2009), a camada de martensita na referida figura possui extensão numa faixa de 1 a 3 μm . A figura 7(b) mostra o perfil de composição dos elementos Fe, Ni e Cr na solda dissimilar entre a liga 625 e aço carbono, onde uma Zona Parcialmente Misturada (ZPM) pode ser observada entre a solda e o metal de base.

(a)

(b)

Figura 7 – Camada de martensita observada na zona de transição da solda. (a) micrografia indicando a martensita. (b) perfil de composição na solda dissimilar liga 625 e aço carbono.

Fonte: adaptada de Dupont e Kusko (2007 apud Dupont, Lippold, Kiser, p.340, 2009)

Em soldas dissimilares, a região próxima à linha de fusão normalmente difere de forma significativa do metal de solda no que diz respeito à composição química e algumas vezes, difere ainda na microestrutura e nas propriedades mecânicas (KOU, 2003). Segundo Dupont, Lippold e Kiser (2009), a difusão do carbono durante o pós aquecimento térmico na solda pode produzir uma zona empobrecida de carbono na ZTA, imediatamente próxima à linha de fusão e este empobrecimento de carbono pode resultar na formação de ferrita de baixo carbono numa região estreita da ZTA.

Estruturas da ZTA de soldas a arco submerso em aços de baixo carbono equivalente, próximas a interface de solda, são perlíticas com ferrita proeutetóide (FP), conforme pode ser observado na Figura 8(a) e a quantidade de FP diminui à medida que o carbono equivalente aumenta. Para um aço de baixo carbono com elevado teor de Mn (1,5%), é possível que a microestrutura a qual se forma imediatamente próxima

à interface da solda seja uma estrutura bainítica, conforme pode ser observada na figura 8(b) (SAMUELS,1999).

Figura 8 – Microestruturas na ZTA imediatamente próximas à interface de solda para aços com 0,2% de C. (a) Perlita com ferrita proeutetóide, aço com 0,5 % de Mn. (b) bainita, 225 HV, aço com 1,5 %Mn.
Fonte: Samuels,1999.

3.5. Mecânica da fratura

A mecânica da fratura deve ser entendida como a área do conhecimento humano que tem como propósito principal analisar o comportamento de um determinado material quando na presença de um defeito conhecido como trinca, a fim de que se evite a ruptura catastrófica do componente diante de algum tipo de carregamento mecânico, seja esse carregamento estático ou dinâmico.

Segundo Jansen, Zuidema e Wanhill (2002), o objetivo da mecânica da fratura é de fornecer respostas quantitativas a problemas específicos relativos a trincas em estruturas, sendo que a mesma pode prover soluções para questionamentos importantes, tais como:

- Qual a resistência residual em função de um tamanho de trinca existente?
- Qual o tamanho de uma trinca que pode ser tolerada em uma estrutura?
- Quanto tempo será necessário para que uma trinca cresça a partir de um determinado tamanho inicial?
- Qual a vida em serviço de uma estrutura de engenharia quando uma falha pré-existente é considerada presente?

Conforme Dowling (2007), a Mecânica da Fratura é uma metodologia especial que pode ser utilizada para auxiliar na seleção de materiais e projetos de componentes nos quais as trincas são difíceis de evitar, na ânsia assim de minimizar a possibilidade de fratura. Segundo Saxena (1998), os problemas relacionados com a mecânica da fratura podem ser classificados dentro dos regimes da Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL), da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) e da Mecânica da fratura Dependente do Tempo (MFDT). Os princípios voltados à MFEP e à MFDT não são abordados no escopo teórico desta dissertação.

3.5.1. Mecânica da fratura elástica linear (MFEL)

Na década de 20, A. A. Griffith iniciou estudos pioneiros da Mecânica da Fratura. Utilizando as soluções de Inglis para o cálculo da concentração de tensões em furos elípticos, ele observou que poderia aplicá-las em análises de resistência à fratura em sólidos essencialmente frágeis (vidros), e aplicando a metodologia do balanço de energia, ele foi capaz de determinar a tensão de fratura de corpos trincados. Irwin modificou a teoria de Griffith para poder aplicá-la a materiais mais dúcteis e assim desenvolveu a taxa de alívio de energia G , que representa a energia elástica por unidade de área superficial da trinca que está disponível para uma extensão infinitesimal desta.

Verificando as dificuldades práticas da metodologia do balanço de energia apresentada por Griffith, na década de 50 Irwin apresentou o desenvolvimento da metodologia do fator de intensidade de tensão K , cuja unidade no sistema internacional é $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Utilizando a teoria da elasticidade, Irwin mostrou que o campo de tensões à frente de uma trinca, é dada por:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (\text{Eq.1})$$

onde K é o fator de intensidade de tensão e r e θ são coordenadas cilíndricas do ponto considerado à frente da trinca. O fator de intensidade de tensão K caracteriza a magnitude do campo de tensões na vizinhança na ponta de uma trinca de um material linear- elástico e isotrópico, sendo uma medida da severidade da trinca e é afetado pelo tamanho do defeito, pela tensão e pela geometria.

Para Saxena (1998), quando o comportamento tensão-deformação do material é linear e o tamanho da zona plástica é pequeno comparado ao tamanho da trinca e às dimensões do componente trincado, a teoria da Mecânica da Fratura pode ser utilizada e o parâmetro relevante na ponta da trinca é o fator de intensidade de tensão, K .

Existem três tipos principais de modo de carregamento nos quais a trinca pode experimentar, conforme pode ser observado na Figura 9. O modo I de carregamento é denominado modo de abertura, onde a carga principal é aplicada na direção normal ao plano da trinca, de forma a abri-la (carga trativa). O modo II corresponde ao cisalhamento, no qual cargas cisalhantes tendem a deslizar as faces da trinca uma sobre a outra na direção normal à frente da trinca e o modo III de carregamento refere-se ao rasgamento, onde as faces da trinca deslizam uma sobre a outra, porém em direção paralela à frente da trinca. O componente trincado pode também ser carregado por uma combinação de dois ou três desses modos (ANDERSON, 2005).

Figura 9 – Os três modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca.
Fonte: Adaptada de Anderson, 2005.

Para análise do campo de tensões na frente da trinca, considere o sistema de coordenadas como mostrado na Figura 10.

Figura 10 – Sistema de coordenadas tridimensional na região da ponta de uma trinca.
Fonte: Adaptada de Tada, Paris e Irwin (2000 apud Dowling, 2007, p.324)

Levando em conta um material homogêneo e de comportamento linear-elástico carregado sob o modo I de carregamento e o sistema de coordenadas da Figura 10, tem-se:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (\text{Eq. 2})$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (\text{Eq. 3})$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (\text{Eq. 4})$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{para o estado plano de tensões});$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{para o estado plano de deformações; } \epsilon_z = 0)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$$

Para os modos de carregamento II e III descritos acima, existem equações do campo de tensão e intensificadores de tensão K_{II} e K_{III} , respectivamente, que podem ser definidos de maneira análoga a K_I mas que não são tratados neste trabalho pois representam carregamentos menos severos que o do modo I.

3.6. Fadiga

Desde o século XIX, a partir da década de 1830, é conhecido o fato de que um metal submetido a uma tensão repetida se romperá a uma tensão muito inferior à tensão requerida para causar a fratura devido a uma aplicação de carga estática. Nesse sentido, as falhas mecânicas ocasionadas devido a esses tipos de carregamentos dinâmicos são denominadas de falhas por fadiga, pelo fato de serem observadas após certo intervalo de tempo de serviço. Por conta disto, a fadiga tornou-se progressivamente importante, uma vez que o avanço tecnológico passou a desenvolver um número maior de equipamentos, como automóveis, aviões, compressores, bombas, turbinas, etc., sujeitos a carregamentos repetidos e vibrações. Basicamente, são três os fatores básicos que podem causar a falha por fadiga: (1) uma tensão de tração máxima suficientemente alta; (2) uma variação na tensão aplicada suficientemente alta e (3) um número de ciclos de aplicação da tensão suficientemente elevado (DIETER, 1988).

A fadiga, segundo ASTM E1823 (2013), é o processo de alteração estrutural permanente, localizada e progressiva que ocorre em um material sujeito a condições que produzem deformações e tensões flutuantes em algum ponto ou em vários pontos e que pode culminar em trincas ou na fratura completa do material após um número suficiente de oscilações.

De acordo com Stephens et al (2001), a palavra permanente significa que uma vez em que há mudança estrutural ocasionada pela fadiga, o processo é irreversível; já a palavra localizada indica que a fadiga opera em áreas locais e não por toda a estrutura do componente; a palavra progressiva implica que a fadiga precisa de um período de tempo para ocorrer; o termo flutuantes significa que a fadiga envolve tensões e deformações que são de natureza cíclica e de que necessita mais de uma carga aplicada.

A fadiga é geralmente entendida como sendo um processo dominado por deformação plástica cíclica e geralmente inicia a partir de locais onde existem descontinuidades ou em locais onde a deformação plástica se acumula preferencialmente sob a forma de bandas de deslizamento. Na maioria das situações, as falhas por fadiga iniciam em regiões de concentração de tensões, tais como entalhes afiados, inclusões não metálicas ou em trincas pré-existentes.

3.6.1. Aspectos da fadiga

Uma consideração estrutural marcante na fadiga é pelo fato das trincas de fadiga geralmente serem nucleadas em uma superfície livre e nas raras situações em que essas trincas iniciam no interior do material, sempre existe uma interface envolvida, conforme Dieter (1988). Essa etapa é considerada como sendo o estágio I do processo de fadiga e denomina-se nucleação ou iniciação da trinca.

Segundo Meyers e Chawla (1982), as trincas de fadiga nos metais se iniciam em singularidades ou descontinuidades, às quais podem estar na superfície ou próximas a ela, e tais defeitos podem ser estruturais, como inclusões, ou geométricos, como arranhões, podendo estar presentes desde o início ou podem se desenvolver durante a deformação cíclica, gerando bandas de deslizamento e degraus na superfície. De acordo com os autores, esses degraus podem ser, sozinhos, responsáveis pelo início de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais e geométricos presentes no material.

Conforme Stephens et al (2001), a nucleação preferencial das trincas de fadiga na superfície ou nas proximidades a ela sob carregamento cíclico é explicada pelo fato de que a deformação inelástica ocorre com mais facilidade na superfície e que as etapas de deslizamento (intrusão e extrusão, Figura 11) são capazes de se desenvolver na região superficial e em muitos casos, as bandas de deslizamento (linhas paralelas, Figura 11) não são os principais responsáveis pela formação de microtrincas nos metais, pois, trincas de fadiga podem nuclear em descontinuidades ou em regiões próximas a elas. Essas descontinuidades podem ser inclusões, partículas de segunda fase, pits de corrosão, contornos de grão, contornos de macla, poros e vazios. Todavia, o surgimento de microtrincas é fortemente influenciado pelas características de deslizamento dos planos cristalográficos, pelo tamanho de grão e pela extensão de plasticidade próxima à ponta da trinca.

Figura 11 – Esquema de deslizamento devido a cargas externas no ciclo de tensão mostrando a formação de extrusão/intrusão.

Fonte: Adaptada de Stephens et al (2001).

Na Figura 12, é mostrada a natureza progressiva de intensificação das linhas de deslizamento como uma função do número de ciclos aplicados para o níquel policristalino puro, sendo as fotografias tiradas na mesma região do material.

Figura 12 – Natureza progressiva de discordâncias no níquel sujeito a carregamento cíclico. (a) Após 10^4 ciclos. (b) Após 5×10^4 ciclos. (c) Após falha em 27×10^4 ciclos.

Fonte: John Wiley & Sons Inc.(apud Stephens et al, 2001, p. 48)

Os aspectos das superfícies de fratura por fadiga podem ser listados conforme a seguir, segundo Stephens et al (2001):

1) O completo processo de fadiga envolve a nucleação e crescimento de uma trinca e fratura final.

2) A trinca de fadiga em fratura pode ser muito pequena ou muito grande, ocupando menos de 1% da superfície de fratura ou quase 100%, dependendo da magnitude das tensões aplicadas e da tenacidade à fratura do material.

3) Frequentemente, a região de trinca por fadiga pode ser distinguida da fratura final por meio de marcas de praia, superfície lisa e corrosão.

4) Trincas de fadiga usualmente nucleiam em superfícies onde as tensões são mais elevadas e onde o ambiente corrosivo e mudanças na geometria existem.

5) Trincas microscópicas de fadiga normalmente nucleiam e se propagam em planos de cisalhamento máximo.

6) Trincas macroscópicas de fadiga crescem frequentemente em planos de máxima tensão de tração. Entretanto, para carregamento multiaxial e de torção, as trincas macroscópicas de fadiga se propagam em planos de cisalhamento máximo.

3.6.2. Fadiga em solda

Frequentemente, soldas são locais privilegiados para que falhas por fadiga ocorram no componente. No entanto, a soldagem é em si um procedimento complexo que pode resultar em uma ampla faixa de resistência à fadiga. Nas soldas, sempre existem macro e/ou micro descontinuidades que funcionam como locais para a nucleação prematura de trincas. As descontinuidades em solda podem ser classificadas como planares, tais como trincas de solidificação e de contração; volumétricas, tais como inclusões e poros e geométricas, tais como superfícies irregulares e desalinhamentos (STEPHENS et al, 2001).

Trincas de solidificação podem ocorrer no metal de solda e são causadas pela restrição excessiva sobre o material adjacente conforme o metal passa do líquido para o sólido. Já trincas de contração ocorrem devido aos gradientes de temperatura e podem surgir no metal que não tenha sido fundido. A porosidade é causada primariamente por gases aprisionados durante a solidificação e descontinuidades como inclusões de escória se formam a partir do revestimento do eletrodo de solda durante a solidificação (STEPHENS et al, 2001).

Como em qualquer outro componente metálico entalhado, o processo de fadiga em soldas pode ser dividido em três estágios: (1) nucleação da trinca, estágio I, propagação da trinca, estágio II e ruptura final, estágio III. Por muitas razões, a

propagação de trinca no estágio II geralmente domina a vida em fadiga de uma solda, enquanto que os períodos dedicados ao estágio de nucleação são, geralmente, relativamente curtos (ASM HANDBOOK, 1998)

A Figura 13 mostra o esquema do processo de nucleação e propagação da trinca por fadiga em metais.

Figura 13 – Estágios de fadiga metálica. Estágio I, nucleação de trinca e estágio II, propagação de trinca.

Fonte: adaptada de ASM Handbook (1998).

Segundo Stephens (2001), existem essencialmente quatro métodos básicos para melhorar a resistência à fadiga em soldas:

1. Melhorar o procedimento atual de solda.
2. Alterar a microestrutura do material.
3. Reduzir as descontinuidades geométricas.
4. Induzir tensões residuais compressivas na superfície.

3.7. MFEL aplicada à fadiga

3.7.1. Propagação de trinca por fadiga

Os conceitos da Mecânica da Fratura são utilizados para avaliar a resistência de uma estrutura ou componente na presença de uma trinca ou defeito. Sua aplicação à fadiga envolve o processo de propagação da trinca, abrangendo a faixa de uma trinca ou defeito detectável até a fratura final. Um dos métodos comuns para analisar esse processo é a MFEL, a qual é empregada para determinar o crescimento de trinca

em materiais sob o pressuposto básico de que as condições do material são predominantemente elástica-lineares durante o processo de fadiga (STEPHENS, 2001).

Segundo ASM Handbook (1998), uma vez que uma trinca de poucos milímetros ou mais de comprimento se forma, a variação do fator de intensidade de tensão da MFEL, ΔK , torna-se o parâmetro de controle da taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN , sob a condição de que apenas uma pequena escala de deformação plástica na frente da trinca se forma. Para um dado material e condições de teste, o comportamento de propagação da trinca pode ser descrito por uma relação entre a taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN , e a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , no qual os dados do teste são apresentados conforme a curva da Figura 14 (curva sigmoide), e em valores intermediários de ΔK , existe frequentemente uma linha reta que é representada pela equação 5, equação esta conhecida como Lei de Paris-Erdogan.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (\text{Eq. 5})$$

Conforme Suresh (1991), C e m da equação de Paris-Erdogan, são constantes às quais são influenciadas por variáveis como a microestrutura do material, frequência de carga cíclica, forma da onda, meio, temperatura de teste e razão de carga, R . Segundo Suresh (1991), para ligas metálicas dúcteis, o valor da constante m é tipicamente entre 2 e 4.

Figura 14 – Curva esquemática da taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN , vs a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , em escala log-log.
Fonte: adaptada de ASM Handbook, 1998.

De acordo com ASM Handbook (1998), a região I é o regime onde as taxas da/dN diminuem rapidamente com a diminuição dos valores de ΔK até alcançar o ΔK_{lim} que é o valor de ΔK abaixo do qual a trinca não se propaga; é uma região que se caracteriza por envolver um mecanismo não contínuo e possui uma grande influência da microestrutura, da tensão média e do meio de propagação da trinca. Segundo Suresh (1991), a região I é um modo microscópico de propagação de trinca e é fortemente afetado pelas características de deslizamento dos planos cristalinos, características dimensionais da microestrutura, nível de tensão aplicada e pelo tamanho da zona plástica na ponta da trinca.

Em materiais dúcteis, o crescimento de trinca é visualizado como um processo de intensa deformação plástica nas bandas de deslizamento próxima à ponta da trinca. Quando a trinca e a deformação plástica à frente dela estão confinadas em grãos cristalinos de pequenos diâmetros, a propagação da trinca ocorre predominantemente por cisalhamento simples, na direção do sistema de deslizamento primário, conforme pode ser visto na Figura 15 (SURESH, 1991).

Figura 15 – Exemplo de crescimento de trinca por fadiga na região I. (a) esquema de crescimento de trinca por fadiga. (b) bandas de deslizamento para um monocristal de uma superliga a base de níquel.

Fonte: adaptada de Suresh (1991).

Na região II, a propagação de trinca ocorre por um processo plástico que torna a trinca rombuda, a qual é ilustrada na Figura 16. Inicialmente no carregamento, a trinca apresenta uma ponta aguda, conforme se vê na Figura 16(a). A medida que as tensões de tração são aplicadas no material, a bifurcação na ponta da trinca concentra o deslizamento das bandas a 45° [Figura 16(b)] e a trinca se expande à sua extensão máxima, conforme Figura 16(c), propagando-se ainda mais por cisalhamento plástico à medida em que se alarga. Mudando-se o tipo de carregamento para compressão, os deslizamentos se invertem [Figura 16(d)] e as faces da trinca tornam-se compactadas e uma nova superfície de trinca se cria, por meio de tração, na direção da trinca [Figura 16(e)] que por flambagem, torna-se novamente aguda e pronta para avançar e continuar o processo no próximo ciclo de tensões (DIETER, 1998).

Figura 16 – Processo plástico de alargamento de crescimento da trinca por fadiga no estágio II.

Fonte: Laird (1967 apud Dieter, p 357,1988).

A região II, segundo ASM Handbook (1998), é uma região que possui um mecanismo contínuo e se caracteriza pelo crescimento de estrias de fadiga ao longo da propagação e é pouco influenciada pela microestrutura, pela tensão média, pelo ambiente (meio de propagação da trinca) e pela espessura do material. A Figura 17 abaixo mostra a presença de estrias de fadiga, estágio II de propagação, de uma solda circunferencial de Inconel® 625 (SANTOS et al, 2015). Segundo Anderson (2005), as estrias de fadiga são pequenos ressaltos que são perpendiculares à propagação da trinca e de acordo com Suresh (1991), as estrias são claramente vistas em metais puros e em muitas ligas dúcteis.

Figura 17 – Estrias de fadiga em solda circunferencial de Inconel® 625, região II.

Fonte: Santos et al (2015).

A região II revela uma relação essencialmente linear entre o $\log da/dN$ e o $\log \Delta K$, relação essa que é expressa pela lei de Paris-Erdogan (equação 5). Essa região, conhecida também por região de Paris, corresponde ao regime de propagação estável de trinca macroscópica a qual é tipicamente controlada pelo meio de propagação (STEPHENS, 2001).

A região III é um regime que corresponde a altas taxas de propagação de trinca, onde o valor de $K_{\text{máx}}$ se aproxima do valor do fator de intensidade de tensão crítico (K_c) de fratura final do material. É uma região que se caracteriza por envolver um mecanismo de modo estático e que tem grande influência da microestrutura, da tensão média e da espessura e pouca interferência do meio (ASM HANDBOOK, 1998). Segundo Anderson (2005), as superfícies de fratura na região III incluem uma mistura de estrias de fadiga e coalescência de microvazios.

Conforme Stephens (2001), os valores de variação do fator de intensidade de tensão ΔK são calculados conhecendo-se o tamanho de trinca, a , a variação de tensão aplicada e os correspondentes valores de K relativos a cada tensão (máxima e mínima). Logo, ΔK pode ser definido pelas seguintes expressões:

$$\Delta K = S_{\text{max}} \sqrt{\pi a} - S_{\text{min}} \sqrt{\pi a} \quad (\text{Eq. 6})$$

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\pi a} \quad (\text{Eq. 7})$$

$$\Delta K = K_{\text{max}} - K_{\text{min}} \quad (\text{Eq. 8})$$

A razão de tensão, R , é uma importante variável a ser levada em consideração quando se trata de propagação de trinca por fadiga. De acordo com Dowling (2007), os valores de R afetam as taxas da/dN de forma que para um dado valor de ΔK , aumentando R , a taxa da/dN também aumenta e vice versa. Segundo Suresh (1991), a razão de tensão, R , pode ser definida como sendo a relação entre as tensões mínima e máxima e a relação entre os fatores de intensidade de tensão mínimo e máximo, conforme equação 9.

$$R = \frac{\sigma_{\text{min}}}{\sigma_{\text{max}}} = \frac{K_{\text{min}}}{K_{\text{max}}} \quad (\text{Eq. 9})$$

A razão de tensão R é o principal parâmetro usado para verificar a influência geral da tensão média sobre a propagação de trinca por fadiga. Esses efeitos tem sido obtidos apenas com razões de tensão positivas ($R \geq 0$) e indicam que com o aumento de R (o qual significa o aumento da tensão média), há uma tendência no aumento das taxas de propagação de trinca em todas as regiões da curva sigmoide (STEPHENS, 2001). Esse comportamento é mostrado esquematicamente na Figura 18 a seguir:

Figura 18 – Curvas da/dN versus ΔK em escala log-log com diferentes razões de carga, onde $R_2 > R_1$.

Fonte: adaptada de Roesler, Harders e Baeker (2007).

3.7.2. Conceito de Similaridade

Este conceito permite que engenheiros relacionem os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em condições controladas de ensaios laboratoriais ao provável desempenho de estruturas reais submetidas a carregamentos em amplitudes constante ou variáveis.

Se a zona plástica é suficientemente pequena para ser envolvida dentro da zona de singularidade elástica (condições de escoamento em pequena escala), as condições da ponta da trinca são definidas unicamente por K , e a taxa de propagação da trinca, da/dN , é caracterizada por K_{min} , K_{max} e R [ver Figura 19(a)].

Segundo Schijve (2009), este conceito implica que para um mesmo valor de ΔK , uma trinca em um corpo de prova ou em uma estrutura (dutos) deve apresentar a mesma taxa de propagação de trinca, da/dN , ou seja, devem se comportar de maneira idêntica [ver Figura 19(b)] e podem ser descritas pela relação de Paris e Erdogan,

levando em conta as condições do meio ambiente.

O conceito de similaridade em fadiga pode não ser válido em certas condições de carregamento de amplitude variável, particularmente quando existem registros de sobrecargas e descarregamentos durante o histórico de solicitações (ANDERSON, 2005).

Figura 19 – (a) Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento de amplitude constante e (b) Similitude em fadiga.

Fonte: adaptada de ANDERSON, 2005.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Análise química

Para a caracterização química do metal de solda em estudo, foram realizadas análises por espectrometria óptica por centelhamento em amostras extraídas dos tubos rígidos sem clad (API 5L X42) e com clad (API 5L X65) soldados circunferencialmente com eletrodos de Inconel 625®, para quantificação e qualificação química do material de solda.

4.2. Ensaio de Tração

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados conforme a norma ASTM E8/E8M (2013), seção 6.9, amostras para tubos. Foi utilizado um tubo de aço API 5L X42 [ver figura 23(a)], de diâmetro em torno de 23 mm, para a confecção dos corpos de prova que foram extraídos longitudinalmente do mesmo, de forma que a solda circunferencial de Inconel®625 se localizasse no centro do corpo de prova.

Testes de tração realizados previamente mostraram que o rompimento do corpo de prova ocorreu entre o metal de solda e o metal de base, não sendo possível determinar com confiabilidade as propriedades mecânicas do metal de solda. Sendo assim, uma redução de área da seção transversal de 4 mm para 3 mm de diâmetro e com 10 mm de extensão foi confeccionada no centro do comprimento útil de ensaio e localizado somente dentro do metal de solda, conforme mostrado na Figura 20. Isto foi realizado com o intuito de garantir que os resultados dos ensaios de tração fossem relativos ao metal de solda.

Para o ensaio de tração, foi utilizado um extensômetro MTS modelo 632.26F-20, de tal maneira que o mesmo fosse fixado na área de seção transversal reduzida (ver Figura 21). Um taxa de 1 mm/min foi aplicada ao ensaio. Obtida a curva tensão (σ) x deformação (ϵ) do metal de solda, foram determinados os valores de módulo de elasticidade, E [MPa], tensão limite de escoamento, σ_y [MPa], tensão limite de resistência, σ_u [MPa] e alongamento [%].

Figura 20 – Corpo de prova para os ensaios de tração. (a) Desenho dos CPs. (b) Corpo de prova usinado.

Figura 21 – Fixação do extensômetro à área da seção transversal reduzida do comprimento útil do CP de tração.

4.3. Análise microestrutural

Para as observações e coleta de imagens da microestrutura do metal de solda, da região da ZTA e do metal de base, bem como para realização das análises por EDX, os seguintes procedimentos metalográficos foram realizados:

1. Corte das amostras;
2. Lixamento das amostras, na sequência de lixas de granulometria 80, 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh;
3. Polimento com pasta diamantada, na sequência de 3 μm , 1 μm e 0,25 μm ;
4. Ataque químico com reagente adequado, conforme ASTM E407 (2007): para o metal de solda utilizou-se uma solução de 60 ml de HCl e 20 ml de HNO_3 , ataque por aplicação; para o metal de base e ZTA utilizou-se Nital 1% (solução de álcool etílico com 1% de HNO_3), ataque por imersão;
5. Registro de Imagens por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Foram realizadas MO e MEV para as análises da microestrutura da junta soldada. Na análise óptica, utilizou-se um microscópio modelo ZEISS Axio Lab. A1, com câmera acoplada modelo AxioCam ERc 5s e sistema de aquisição de imagem. Para análise em MEV, utilizou-se um equipamento modelo Inspect F50 (FEI, Nederland).

Na microscopia eletrônica de varredura, além da coleta de imagens da microestrutura e análise EDX pontual, realizou-se uma análise EDX por *linescan* no perfil da junta soldada, no qual se baseia numa varredura pela superfície da amostra para verificação do percentual dos componentes químicos ao longo do material. A varredura se deu partindo do metal de solda, passando pela ZTA até alcançar a região do metal de base, sendo assim avaliada a dissolução dos elementos químicos nas diferentes regiões da junta soldada, principalmente na região entre o MS e o MB.

4.3.1. Ensaio de microdureza

De acordo com ASTM E384 (2011), testes de microdureza são aplicados para avaliar fases específicas, constituintes ou regiões muito pequenas para serem analisadas pela macrodureza. Assim, testes de microdureza Vickers foram realizados nas diferentes regiões da junta soldada utilizando um microdurômetro modelo FM-800 *Future Tech*, com aplicação de carga de 300 gramas, a um intervalo de tempo de 15 segundos. Empregou-se uma distância de 0,25 mm entre os pontos de aplicação da carga. Na direção transversal (direção da espessura do tubo), as indentações foram

aplicadas no centro da solda, sentido da raiz até o topo e na direção longitudinal (perpendicular à solda), as impressões foram aplicadas no sentido da esquerda para a direita, a 2 mm da superfície da amostra, conforme pode ser visualizado no desenho da Figura 22.

Figura 22 – Linhas de realização do ensaio de microdureza Vickers. Dimensões em mm.

4.4. Ensaaios de propagação de trinca por fadiga

4.4.1. Corpos de prova SEN(B)

Os corpos de prova SEN(B) foram confeccionados conforme ASTM E1820 (2011), ASTM E399 (2012) e ISO 12108 (2002). A escolha da geometria SEN(B) foi devido às limitações das dimensões e forma do tubo e à necessidade da propagação da trinca ocorrer na direção da espessura do mesmo. Inicialmente, uma amostra de tubo API 5L X42 (sem clad) soldado circunferencialmente com eletrodos de Inconel[®] 625, de espessura em torno de 23 mm, conforme pode ser observado na Figura 23(a), foi fornecida pelo PNV-EPUSP, em parceria com a PETROBRÁS S.A, para a confecção dos corpos de prova SEN(B) aos quais foram utilizados para a realização de ensaios iniciais de propagação de trinca por fadiga (PTF) na região da solda. O detalhe da solda circunferencial de Inconel[®] 625 é mostrado na Figura 23(b).

Posteriormente, foi fornecida uma amostra do tubo cladeado API 5L X65 soldado circunferencialmente com eletrodos de Inconel[®] 625, de espessura em torno de 18 mm, Figura 24(a), para confecção dos corpos e prova SEN(B) para realização

dos ensaios de PTF. Na Figura 24(b), observa-se o detalhe da seção transversal da solda circunferencial, do clad e do metal de base.

Figura 23 – (a) Amostra do tubo API 5L X42 empregado nos ensaios preliminares. (b) Detalhe da solda circunferencial.

Figura 24 – Amostra do tubo de aço API 5L X65 cladeado. (a) Tubo meia cana. (b) Detalhe da seção transversal mostrando a solda, o clad e o metal de base.

A Figura 25 mostra a metodologia de extração dos corpos de prova dos tubos soldados indicados anteriormente. As amostras foram retiradas no sentido longitudinal dos tubos, de tal maneira que a solda circunferencial ficasse localizada no centro dos corpos de prova.

Figura 25 – Ilustração do método de retirada dos corpos de prova SEN(B).

Nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, foram utilizados corpos de prova SEN(B) ensaiados em flexão três pontos, pré-trincados por fadiga na região central da solda dos CPs.

A Figura 26 apresenta a geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova SEN(B) utilizados nos ensaios de PTF. As Figuras 27 e 28 mostram a vista inferior (VI) e vista superior (VS), respectivamente, mostrando a configuração dos pontos para a fixação dos fios por solda e das roscas nas quais são fixados os parafusos para prender os cabos de alimentação de corrente contínua. A Figura 29 mostra a configuração do entalhe empregado nos corpos de prova. Os CPs, bem como os entalhes, foram usinados conforme dimensões prescritas nas normas ASTM E1820 (2011) e ASTM E399 (2012), onde $1 \leq W/B \leq 4$ e norma ISO 12108 (2002), onde $0,2 \leq B \leq W$, nas quais W é a largura e B é a espessura dos corpos de prova. Uma nova

geometria foi utilizada no estudo, com relação $B/W=2$, saindo portanto das faixas recomendadas pelas referidas normas, no intuito de verificar a influência da espessura nos resultados dos ensaios de PTF. Todos os corpos de prova SEN(B), bem como os de tração, foram usinados na empresa EQUITECS, em São Carlos-SP.

Figura 26 – Desenho dos corpos de prova SEN(B).

Figura 27 – VI. Vista inferior dos corpos de prova SEN(B).

Figura 28 – VS. Vista superior dos corpos de prova SEN(B).

Figura 29 – Det. A. Dimensões do entalhe dos corpos de prova SEN(B), onde a_e é o comprimento do entalhe e varia conforme a largura do CP.

Como as soldas foram realizadas em V, não foi possível a propagação exclusiva na região da ZTA. Para análise de propagação de trinca na ZTA, corpos de prova SEN(B), de relação $B/W=0,5$, foram confeccionados com o entalhe deslocado do centro da solda, de tal maneira que ao se propagar, a trinca atingisse a região da ZTA até alcançar o MB. Essa configuração pode ser observada na Figura 30. Os ensaios de PTF nessa etapa foram conduzidos com ΔK constante.

Figura 30– Desenho frontal do corpo de prova SEN(B) empregado nos ensaios de PTF na ZTA, com o entalhe deslocado do centro da solda.

As Tabelas 6 e 7 mostram o tamanho das dimensões dos corpos de prova SEN(B) obtidos do tubo soldado sem clad e com clad, respectivamente, onde B é a espessura, W é a largura e L é o comprimento dos corpos de prova. As relações B/W empregadas no estudo para os corpos de prova também podem ser observadas nas referidas Tabelas.

Tabela 6 - Dimensões dos corpos de prova SEN(B) obtidos do tubo soldado sem clad.

CP	Dimensão (mm)			B/W
	B	W	L	
CP-B9	9	18	112	0,5
CP-B36	36	18	112	2
CP-ZTA	9	18	112	0,5

Tabela 7 - Dimensões dos corpos de prova SEN(B) obtidos do tubo soldado com clad.

CP	Dimensão (mm)			B/W
	B	W	L	
CP-B7	7	14	76	0,5
CP-B14	14	14	76	1

4.4.2. Pré-trinca por fadiga

De acordo com ASTM E647 (2013), a importância de se realizar a pré-trinca por fadiga é pelo fato de se retirar os efeitos causados pelo entalhe usinado e desta maneira, eliminar a interferência do mesmo sobre as subseqüentes taxas de propagação de trinca por fadiga. Conforme ISO 12108 (2002), o propósito da pré-trinca é de fornecer um tamanho suficiente de trinca agudo e reto de modo que os valores de K e as taxas da/dN não sejam influenciadas pelos efeitos do entalhe.

Os CPs SEN(B) foram pré-trincados por fadiga, utilizando ondas senoidais de amplitude de tensões constantes, frequência de 15 Hz, e razão de tensões R igual a 0,1. O valor de $K_{máx}$ final de pré-trinca foi determinado em função do valor da variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , ao qual desejava-se iniciar os ensaios de PTF. Conforme prescrito nas normas ASTM E647 (2013) e ISO 12108 (2002), o tamanho mínimo da pré-trinca por fadiga não deve ser menor que $0,1.B$ ou menor que 1,0 mm.

A carga de pré-trinca para CPs SEN(B) pode ser calculada por meio da equação 10, conforme ASTM 1820 (2011).

$$P = \frac{0,5Bb_0^2\sigma_y}{S} \quad (\text{Eq. 10})$$

Para o cálculo do valor de $K_{\text{máx}}$ em corpos de prova SEN(B), emprega-se as equações 11 e 12, dispostas na norma ASTM E1820 (2011) para testes de tenacidade à fratura:

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_{(i)}S}{(BB_N)^{1/2}W^{3/2}} \right] f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (\text{Eq. 11})$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - 3,93\left(\frac{a}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a}{W}\right)^2 \right) \right]}{2\left(1 + 2\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (\text{Eq. 12})$$

Onde: $P_{(i)}$ = força, em kN;

B =espessura, em mm;

b_0 =ligamento ($W-a$), em mm;

S = distância entre as linhas de centro dos rolos externos, em mm;

$\sigma_y = (\sigma_{ys} + \sigma_{ts})/2$, tensão de escoamento efetivo, em MPa;

σ_{ys} = tensão limite de escoamento em 0,2%;

σ_{ts} =tensão limite de resistência;

B_N =espessura com entalhes laterais, em mm (não havendo entalhes laterais, $B_N=B$);

Similarmente às equações contidas na norma ASTM E1820 (2011), o valor de $K_{\text{máx}}$ para CPs SEN(B) também pode ser calculado a partir das equações 13 e 14, conforme apresentadas na norma ISO 12108 (2002) que considera corpos de prova de geometria SEN(B) nos ensaios de propagação de trinca por fadiga.

$$K_{(i)} = \left[\frac{P}{(BW^{1/2})} \right] \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \cdot 10^{1,5} \quad (\text{Eq. 13})$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{6\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2}}{\left[\left(1+2\frac{a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)^{3/2}\right]} \left[1,99 - \frac{a}{W}\left(1-\frac{a}{W}\right)\left(2,15 - 3,93\frac{a}{W} + 2,7\left(\frac{a}{W}\right)^2\right)\right] \quad (\text{Eq. 14})$$

E para a obtenção dos valores de ΔK de interesse, para $R \geq 0$, a um determinado tamanho de trinca, a equação 15 pode ser utilizada, conforme descrita em ASTM E647 (2013).

$$\Delta K = (1 - R) \cdot K_{\max} \quad (\text{Eq. 15})$$

4.4.3. Monitoração do tamanho de trinca

Para acompanhamento e monitoração do tamanho de trinca durante os ensaios de PTF, foram utilizadas as seguintes metodologias:

- Variação da Flexibilidade Elástica, VFE;
- Queda do Potencial Elétrico, QPE;
- Análise por Imagem, Ai.

4.4.3.1. Variação da flexibilidade elástica, VFE

Segundo ASTM E1820 (2011), para o cálculo do tamanho da trinca pela técnica da variação da flexibilidade elástica utilizando CPs SEN(B) são utilizadas as equações 16 e 17:

$$\frac{a}{W} = A_1 + A_2 U + A_3 U^2 + A_4 U^3 + A_5 U^4 + A_6 U^5 \quad (\text{Eq. 16})$$

$$U = \frac{1}{\left(\frac{B_e W E C_i}{\frac{S}{4}}\right)^{1/2} + 1} \quad (\text{Eq. 17})$$

onde $C_i = \Delta V_m / \Delta P$, durante um carregamento/descarregamento.

$$B_e = B - (B - B_N)^2/B$$

De acordo com ASTM E1820 (2011), os valores das constantes A da equação 16 para corpos de prova do tipo SEN(B) são:

$$A_1 = 0,999748$$

$$A_2 = -3,9504$$

$$A_3 = 2,9821$$

$$A_4 = -3,21408$$

$$A_5 = 51,5156$$

$$A_6 = -113,031$$

4.4.3.2. Queda de potencial elétrico, QPE

Para obtenção do tamanho da trinca a partir da queda de potencial elétrico, a técnica usada foi a de corrente direta (DC) ou corrente contínua (cc), a qual consiste na aplicação de uma corrente constante, i , que passa pelo corpo de prova resultando em um campo elétrico constante na espessura. Segundo Ritchie e Bathe (1979), conforme a medida que a trinca se propaga, a área da seção transversal do ligamento remanescente do CP diminui e a resistividade elétrica do material aumenta, causando um acréscimo na diferença de potencial entre dois pontos opostos da trinca.

Conforme ASTM E467 (2013), é sugerido o uso de correntes entre 5 a 50 A no sistema de monitoração de trinca por QPE. Baseado em ensaios realizados anteriormente no NEMAF e levando em conta o tamanho dos CPs, pois apresentam uma área de seção transversal relativamente pequena, foi aplicada uma corrente contínua de 5 A, corrente a qual permitiu com que fosse capaz de produzir sinais estáveis de QPE na medida em que a trinca se propagava.

Segundo Gandossi et al (2001), esta técnica é amplamente utilizada em ensaios de fratura e oferece algumas vantagens, tais como: pode se utilizar qualquer geometria de corpo de prova; uma simples instrumentação é necessária, reduzindo assim os custos; pequenos incrementos de trinca podem ser detectados.

Para a monitoração por QPE, fez-se necessário o uso da seguinte instrumentação (ver Figura 31):

- 1 - Fonte de corrente contínua (cc);
- 2 - Dispositivo de aquisição de dados (HBM Spider 8, de 4,8 kHz/DC);
- 3 - Software Catman/computador.

Figura 31 – Instrumentos utilizados na monitoração por QPE.

Na Figura 32, tem-se o diagrama esquemático do sistema de monitoração por queda de potencial elétrico adotado neste trabalho.

Figura 32 – Diagrama esquemático do sistema de monitoração por QPE.

Na técnica de monitoração por QPE, foram utilizadas garras desenvolvidas no NEMAF para o isolamento elétrico do sistema de ensaio em flexão três pontos, no

intuito de que não ocorresse fugas significativas de corrente e, conseqüentemente, não interferisse na leitura dos sinais de QPE. Os dispositivos montados no equipamento podem ser visualizados na Figura 33.

Figura 33 – Garras superior e inferior para isolamento elétrico no sistema por QPE montadas na máquina de ensaio MTS.

Conforme técnica apresentada na norma ASTM E1820 (2011) e utilizada por Piovatto (2007), fios em lados opostos à “boca” da trinca (entalhe) foram soldados (ver Figura 34) para captura dos sinais de QPE, conforme desenho na Figura 27. Para este procedimento, utilizaram-se fios rígidos de cromel (liga metálica com 90% de níquel e com 10% de cromo) de 0,8 mm de diâmetro, soldados aos corpos de prova, coletando-se assim os sinais de QPE.

Figura 34 – Fios rígidos de cromel soldados em lados postos e transversais do entalhe.

Na Figura 35, pode ser observado o detalhe da montagem do CP no dispositivo de flexão em três pontos, mostrando o extensômetro, para leitura do COD (*Crack Open Displacement*), fios rígidos de cromel soldados, para coleta dos sinais de QPE e cabos de alimentação de corrente elétrica contínua presos ao corpo de prova por meio de parafusos.

Figura 35 – Montagem do corpo de prova SEN(B) no dispositivo de flexão três pontos. (1) Extensômetro. (2) Cabos de alimentação de corrente elétrica contínua. (3) Fios rígidos de cromel soldados.

Os valores de QPE foram registrados manualmente durante cada parada conveniente durante o ensaio de PTF, juntamente com os valores de tamanho de trinca da VFE e número de ciclos. A cada interrupção do ensaio, fotografias para a análise por imagem eram obtidas e relacionadas com os valores de QPE, tamanho de trinca e número de ciclos. Segundo Ritchie e Bathe (1979), os valores de QPE, V_i , são normalizados pelo potencial de referência, V_0 , medido no início do ensaio, e este valor é correlacionado com o tamanho de trinca por meio do uso de curvas de calibração adequadas. De acordo com Gandossi et al (2001), a curva de calibração é requerida para cada geometria do corpo de prova.

Na prática, a precisão das medições de potencial elétrico medidos para os diferentes comprimentos de trinca, pode ser limitada por alguns fatores, tais como: estabilidade elétrica, resolução do sistema de medição do potencial, contato elétrico entre as superfícies da trinca e mudanças na resistividade elétrica com a deformação plástica (Ritchie, 1972; McIntyre e Priest, 1971 apud Ritchie e Bathe, 1979, p.47).

4.4.3.2.1. Curva de calibração

Para o levantamento da curva de calibração, um corpo de prova SEN(B) de espessura (B) igual a 9 mm e relação B/W igual a 0,5 foi submetido ao ensaio de PTF. No decorrer do ensaio, a monitoração da trinca foi registrada e esses valores foram associados com seus respectivos valores de QPE à medida em que o ensaio fosse interrompido, conforme já descrito anteriormente.

A relação entre a queda de potencial elétrico e o tamanho da trinca é geralmente expressa em termos de um gráfico correlacionando a voltagem normalizada, relação entre a voltagem medida e a voltagem inicial, V_i/V_r , com o tamanho da trinca (a). Segundo ASTM E647 (2013), formulações alternativas são usadas quando o tamanho de trinca é normalizado por uma dimensão característica do corpo de prova, tal como a largura (W) e quando escritas desta maneira, as soluções podem ser independentes da espessura do CP, da corrente aplicada e do material. Estas relações entre V_i/V_r e a/W normalmente apresentam funções polinomiais como solução para determinação do tamanho de trinca, e podem ser equações de 2ª, 3ª, 4ª ou até mesmo de 5ª ordem.

Outra forma utilizada para auxiliar nas análises de calibração por QPE foi pelo uso de corpos de prova de geometria similar aos daqueles a serem ensaiados e com o auxílio de um equipamento de eletroerosão, simulou-se o crescimento da trinca. Fez-se entalhes de tamanhos conhecidos e em cada um deles realizou-se a medição dos valores de queda de potencial elétrico. Repetiu-se esse processo até que um tamanho desejado de entalhe pudesse ser atendido. Assim, montou-se um gráfico de V_i/V_0 em relação a a/W com curvas para relações de B/W iguais a 0,5, 1 e 2, no intuito de verificar se a espessura do corpo de prova possui influência na medição dos sinais de QPE.

4.4.3.3. Análise por imagem, Ai

Para análise por imagens, os corpos de prova SEN(B) foram lixados na região da solda a uma sequência de lixas com granulação de 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh e em seguida polidos com pasta diamantada, sequência de polimento de 3, 1 e 1/4 μm . Depois, os corpos de prova foram marcados com traços horizontais por meio de um traçador vertical (paquímetro), para auxiliar no

acompanhamento visual de crescimento da trinca. O primeiro traço foi posicionado na ponta do entalhe e os consecutivos foram marcados paralelamente, espaçados de 0,5 mm entre si, conforme pode ser observado na Figura 36.

Desta forma, e com o auxílio de uma lupa com canhão de luz, a trinca foi observada visualmente nas duas faces (dianteira e traseira) durante os ensaios de PTF e quando a mesma atingia as referidas marcações (ou em momento conveniente), o ensaio era interrompido e fotografias eram obtidas nas duas faces do corpo de prova por meio de uma câmara fotográfica profissional com lente de aumento suficiente para poder visualizar a trinca. Durante a interrupção do ensaio, os valores de tamanho de trinca da VFE, sinais de QPE e número de ciclos eram registrados manualmente e associados às imagens fotográficas obtidas. Após anotações desses valores, o teste continuava, sendo este procedimento adotado até o final dos ensaios. As imagens fotográficas foram carregadas no programa de análise de imagens, Image Pro-Plus, para a medição dos comprimentos de trinca e posteriores correções.

Figura 36 – Traços horizontais espaçados de 0,5 mm, marcados na região da solda.

4.4.4. Determinação de ΔK_{lim}

Segundo ASTM E647 (2013), ΔK_{lim} , é o valor assintótico de ΔK no qual a taxa da/dN se aproxima de zero, no entanto, para a maioria dos materiais, embora que arbitrária, a definição do ΔK_{lim} é dada quando o valor de ΔK corresponde a uma taxa da/dN igual a 10^{-10} m/ciclo (10^{-7} mm/ciclo). Segundo ASM Handbook (1998), ΔK_{lim} é

uma função de algumas variáveis nas quais inclui o tipo de material, condições de teste, razão R e o ambiente.

Para a determinação do ΔK_{lim} , o ensaio foi executado considerando valores decrescentes de ΔK à medida em que a trinca se propagava. Foi considerado o valor do gradiente-K normalizado, C' , igual a $-0,077402 \text{ mm}^{-1}$, fornecido pelo programa MTS [a norma ASTM E647 (2013) estipula valores de C' maiores do que $-0,08 \text{ mm}^{-1}$ e a norma ISO 12108 (2002) valores maiores do que $-0,1 \text{ mm}^{-1}$]. Segundo ASTM E647 (2013), uma linha reta ajustada é determinada por meio de uma regressão linear usando um mínimo de 5 (cinco) pontos de aproximadamente igual espaçamento, entre 10^{-9} e 10^{-10} m/ciclo (10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo). Por meio da linha reta ajustada, o valor de ΔK_{lim} é obtido quando o valor de ΔK corresponde à taxa de 10^{-10} m/ciclo (10^{-7} mm/ciclo).

Na curva esquemática da Figura 37 abaixo, a variação do fator de intensidade de tensão limiar, ΔK_{lim} , pode ser melhor visualizado e compreendido:

Figura 37 – Curva esquemática $da/dN \times \Delta K$, em escala log-log. ΔK_{lim} corresponde ao valor onde a taxa da/dN é igual a 10^{-7} mm/ciclo .

4.4.5. Correção das curvas $da/dN \times \Delta K$

Para o processo de correção das curvas obtidas nos ensaios de PTF, seguiu-se os procedimentos descritos nas normas ISO 12108 (2002), ASTM E647(2013) e ASTM E399 (2012).

Ao final dos ensaios de propagação de trinca por fadiga, todos os corpos de prova foram fraturados para análise do contorno da curvatura (tunelamento) na frente da trinca final de fadiga e posterior medição da mesma. Uma técnica adicional de tingimento por tinta (tinta apropriada para marcar metais) foi adotada quando necessário, para melhor observação da trinca final, bem como para a observação e análise da pré-trinca.

Depois de fraturados os CPs, e com a identificação das frentes de trinca, as superfícies de fratura foram fotografadas e com o auxílio de um programa de análise de imagens (Image ProPlus) fez-se a medição dos tamanhos da pré-trinca e da trinca final por fadiga. Conforme procedimento das normas acima citadas, um total de 5 (cinco) medidas de comprimento de trinca foram obtidas (a_1 , a_2 , a_3 , a_4 e a_5), onde a_1 e a_5 são medições realizadas nas faces da espessura dos CPs e a_2 , a_3 e a_4 são medidas feitas a cada um quarto da espessura, ou seja, $0,25B$, $0,5B$ e $0,75B$ a partir de uma das faces, respectivamente, conforme pode ser observado na Figura 38.

Figura 38 – Metodologia de medição para a correção dos comprimentos de trinca.

Para o cálculo do tamanho de trinca final por fadiga (a), conforme ISO 12108 (2002), fez-se a somatória de a_e (comprimento do entalhe), a_{fad} (comprimento de trinca por fadiga) e a_{tun} que é a medição da curvatura (diferença entre a média das três medidas realizadas a cada quarto da espessura e a média das medidas nas faces da espessura do CP), de acordo com seguinte equação 18:

$$a = a_e + a_{fad} + a_{tun} \quad (\text{Eq. 18})$$

Segundo ISO 12108 (2002), quando a magnitude da curvatura varia com o tamanho de trinca, uma interpolação linear é utilizada para se poder determinar a correção dos valores intermediários de trinca. Deste modo, algumas correções dos ensaios de PTF foram feitas interpolando-se os dados de trinca entre o entalhe e o tamanho final de trinca por fadiga.

Com a interpolação linear, uma equação do 1º grau é gerada e assim os tamanhos intermediários de trinca entre o entalhe e a trinca final por fadiga podem ser analisados e/ou corrigidos. Deste modo, mediu-se o tamanho de curvatura (a_{tun}), após o rompimento dos CPs e observação do tunelamento, e este foi relacionado ao a_{fad} (tamanho de trinca obtido pela Ai ou pela VFE). Em seguida, encontrou-se uma equação do tipo $y = ax + b$, conforme pode ser vista na figura 39, equação esta obtida com a interpolação entre dois pontos, partindo da origem (0;0), ou seja, do entalhe, onde não há curvatura, até o valor de a_{tun} , possibilitando, desta forma, corrigir de forma linear os incrementos de tunelamento dos tamanhos de trinca intermediários obtidos por Ai ou VFE.

Figura 39 – Interpolação linear entre dois pontos, onde x é o a_{fad} e y é o incremento de tunelamento da trinca (a_{tun}).

Para o processo de correção das curvas $da/dN \times \Delta K$ utilizando o software de PTF (MTS) foram obtidos 5 (cinco) comprimentos de pré-trinca e trinca final de fadiga. Conforme já mencionado, os corpos de prova foram fraturados e fotografados para medição/correção dos tamanhos das mesmas após os ensaios de PTF, de acordo

com as normas ISO 12108 (2002) e ASTM E647 (2013). As dificuldades com a observação das frentes de trinca, fizeram com que se adotasse a técnica de tingimento por tinta e/ou líquido penetrante em alguns ensaios, para melhor visualização e análise dos referidos tamanhos de trinca. Medidos esses comprimentos, os mesmos foram inseridos no software MTS para fazer as devidas correções.

Outro processo empregado para verificação do tamanho da trinca foi por meio do uso da curva de calibração obtida pela técnica de QPE. Durante a monitoração dos ensaios de PTF, os valores de QPE foram registrados manualmente e relacionados a uma tensão elétrica de referência (V_0) lida no início dos ensaios, ou seja, tensão lida no entalhe ou na pré-trinca por fadiga. Obtendo as relações V_i/V_0 ao longo dos ensaios, as relações a/W foram encontradas a partir da curva de calibração por QPE obtida experimentalmente, permitindo-se portanto determinar os valores de trinca, uma vez que a largura W do corpo de prova é conhecida.

Para o cálculo das taxas de propagação de trinca por fadiga (da/dN) a partir das correções dos tamanhos de trinca, utilizou-se o método da secante, conforme equação 19 descrita na norma ASTM E647 (2013).

$$\frac{da}{dN} = \frac{(a_{i+1} - a_i)}{(N_{i+1} - N_i)} \quad (\text{Eq. 19})$$

onde: da/dN = taxa de propagação de trinca por fadiga;

a_{i+1} = tamanho de trinca em N_{i+1} ;

a_i = tamanho de trinca em N_i ;

N_{i+1} = número de ciclos em a_{i+1} ;

N_i = número de ciclos em a_i .

Segundo ASTM E647 (2013), para o cálculo dos valores de ΔK , normalmente utiliza-se o valores médios de trinca entre os tamanhos a_{i+1} e a_i descritos acima, conforme equação 20 a seguir:

$$a_{\text{médio}} = \frac{(a_{i+1} + a_i)}{2} \quad (\text{Equação 20})$$

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise química

A Figura 40 mostra os pontos de aplicação onde foram realizadas as análises químicas no MS do tubo de aço API 5L X65, estabelecendo-se a média entre as três análises realizadas como composição química da solda. Seguiu-se a mesma metodologia para o MS do tubo API 5L X42. Os resultados obtidos revelam que as composições químicas das soldas circunferenciais dos tubos atendem a uma solda de Inconel® 625.

Figura 40 – Regiões de aplicação (1,2 e 3) da espectrometria óptica por centelhamento no metal de solda. .

Os resultados das análises químicas realizadas no metal de solda dos tubos de aço API 5L X42 (solda 1) e API 5L X65 (solda 2) soldados circunferencialmente com eletrodos de Inconel® 625 são apresentados nas Tabelas 8 e 9 a seguir.

Tabela 8 – Composição química do metal de solda, liga Inconel® 625, do tubo de aço API 5L X42 (Solda 1) e tubo de aço API 5L X65 cladeado (Solda 2) (continua)

	Composição (% em peso)							
	C máx	Si máx	S máx	P máx	Mn máx	Cr	Mo	Cu máx
Especif.	0,10	0,50	0,015	0,02	0,5	20-23	8 -10	0,50
Solda 1	0,010	0,05	0,001	0,003	0,07	21,89	8,18	0,01
Solda 2	0,021	0,39	0,007	0,007	0,41	20,50	8,46	0,07
DP	0,12	0,46	0,016	0,021	0,44	1,07	0,98	0,65
EP_{90%}	0,5	2,0	0,1	0,1	2,0	4,8	4,4	2,9

Tabela 8 – Composição química do metal de solda, liga Inconel® 625, do tubo de aço API 5L X42 (Solda 1) e tubo de aço API 5L X65 cladeado (Solda 2) (conclusão)

	Composição (% em peso)						
	Ti máx	Co	Al máx	Nb	Nb+Ta	Fe máx	Ni+Co
Especif.	0,40	-	0,40	-	3,15 – 4,15	5 ou 7	58 mín
Solda 1	0,010	-	0,073	3,66	-	6,76	59,26
Solda 2	0,052	0,02	0,036	3,35	-	3,35	63,49
DP	0,52	-	0,49	-	-	2,75	5,63
EP_{90%}	2,3	-	2,2	-	-	12,3	25,1

5.2. Ensaio de tração

A Figura 41 mostra os corpos de prova após os ensaios de tração. Conforme pode ser observado, a ruptura ocorreu na área de seção transversal reduzida, garantindo assim que os valores encontrados são referentes ao material de solda que no caso, se trata da liga de Inconel® 625.

Figura 41 – Corpos de prova após ensaios de tração, mostrando a ruptura no MS.

Os resultados das curvas tensão versus deformação dos ensaios de tração para o metal de solda podem ser visualizados no gráfico da Figura 42, apresentando um percentual médio de deformação total (ou alongamento) de 33,5 % e um valor médio do limite de resistência de 793 MPa. A Figura 43, apresenta o detalhe da transição da região elástica/plástica para a obtenção da tensão limite de escoamento para 0,2% de deformação plástica e do módulo de elasticidade da solda

circunferencial de Inconel® 625.

A Tabela 9 apresenta o resumo das propriedades mecânicas de tração encontradas para a liga Inconel® 625, material de solda. Observa-se que a tensão limite de resistência encontrada atende ao valor mínimo especificado na literatura que é de 758 MPa e comparando o valor médio obtido (33,5%) com o valor mínimo especificado na literatura para a deformação total (30%), se observa que o metal de solda atende como uma solda de Inconel® 625.

Figura 42 – Curva tensão x deformação para o metal de solda, liga Inconel® 625.

Figura 43 – Análises do limite de escoamento para o metal de solda, liga Inconel® 625.

Tabela 9 – Propriedades mecânicas para o metal de solda, liga Inconel® 625.

	LE, 0,2% (MPa)	LR (MPa)	E (GPa)	Def. (%)
CP1	565	795	175	34
CP2	540	790	196	33
Média	552,5	792,5	185,5	33,5
DP	17,7	3,5	14,8	0,7
EP_{90%}	79	15,6	66	3,1

5.3 – Macrografia

A Figura 44 mostra a macrografia da solda circunferencial (tipo V) de Inconel® 625, revelando as diferentes regiões presentes na junta soldada. Após ataque químico com nital 1%, foi possível observar a região da ZTA [Figura 44(a)] e ter uma estimativa do seu tamanho, para auxiliar nas análises microestruturais. Observa-se que a região da ZTA possui tamanho de aproximadamente 2 mm de extensão, conforme pode ser observado na Figura 44(b).

Figura 44 – Macrografia da solda circunferencial. Nital 1%, imersão por 20 s. (a) Perfil em V da solda, evidenciando a ZTA. (b) Extensão da ZTA.

5.4. Análise microestrutural

Imagens por microscopia óptica das microestruturas das diferentes regiões da junta soldada foram obtidas. A Figura 45 mostra uma estrutura austenítica típica bruta de fusão para o material de solda observada no microscópio óptico. A estrutura é

composta por dendritas colunares de austenita, fase γ , que cresceu epitaxialmente na direção de extração do calor durante o processo de solidificação. A Figura 46 mostra a região da solda a qual foi submetida à análise por EDX/MEV, onde são observados vários precipitados na matriz γ . A Figura 47 mostra o mapeamento químico dos elementos níquel, cromo, molibdênio, ferro, nióbio e titânio na matriz austenítica da estrutura bruta de fusão da solda de Inconel® 625 mostrada na Figura 46.

Conforme observado nas Figuras 47(a), (b) e (e) o Ni, o Cr e o Fe estão distribuídos uniformemente na matriz austenítica e não presentes nas regiões interdendríticas, enquanto que o Mo e o Nb, Figuras 47(c) e (d), encontram-se principalmente segregados nas regiões interdendríticas. Segundo Dupont et al (2009), o Mo e o Cr atuam, primariamente, no aumento da resistência mecânica da microestrutura austenítica em ligas endurecíveis por solução sólida. Já o nióbio, representado por pontos amarelos, conforme pode ser visto e analisado na Figura 47(d), aparece concentrado em regiões entre os grãos dendríticos, formando compostos de segunda fase nessas áreas. O detalhe dessas estruturas é mostrado na figura 48. O titânio, representado por pontos claros na Figura 47(f), se mostra segregado em compostos localizados em áreas interdendríticas.

Figura 45 – MO. Estrutura típica bruta de fusão do MS. Dendritas colunares de γ . Ataque 3HCl-1HNO₃, aplicação.

Figura 46– MEV. Estrutura bruta de fusão do MS. Observa-se precipitados nas regiões interdendríticas. Ataque 3HCl-1HNO₃, aplicação.

Figura 47 – MEV. Mapeamento químico dos elementos com maiores teores na solda. (a) níquel. (b) cromo. (c) molibdênio. (d) nióbio. (e) ferro. (f) titânio.

Figura 48 – MEV. Microconstituente de segunda fase rico em Nb e Mo observado em áreas interdendríticas da solda de Inconel® 625.

Análises qualitativas em estruturas presentes no metal de solda foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura usando a técnica de espectroscopia por energia dispersiva de raios-X, EDX. Observa-se na Figura 49, destacados em círculos, microconstituintes ricos em Nb, presentes em regiões entre as dendritas. No círculo 1, observa-se uma estrutura de forma cuboidal, altamente rica em Nb e com picos de Al e de Ti, conforme pode ser analisado no espectro da Figura 50. Já nos círculos 2 e 3, observa-se estruturas disformes, com grandes concentrações de Ni, Nb e Mo, conforme pode ser observado nos espectros da Figuras 51 e 52.

Figura 49 – MEV/EDX. Microconstituintes presentes em áreas interdendríticas.

Figura 50 – MEV/EDX. Espectro de microconstituente interdendrítico cuboidal (círculo1).

Figura 51 – MEV/EDX. Espectro de microconstituente interdendrítico lamelar (círculo 2).

Figura 52 – MEV/EDX Espectro de microconstituente interdendrítico lamelar (círculo 3).

Na Figura 53, observa-se a presença de partículas de forma esférica. Essas estruturas apresentaram elevadíssimos níveis de titânio, associado com alumínio e oxigênio, comprovado pelos picos observados no espectro da Figura 54. Essas estruturas são óxidos globulares formados, provavelmente, em decorrência do processo de soldagem. A região delimitada em vermelho representa uma área da matriz amplamente composta por níquel, estrutura austenítica, com pico de concentração de cromo e em menor magnitude pico de molibdênio. Isto pode ser observado e analisado no espectro da Figura 55.

Figura 53 – MEV. Microconstituintes de forma esférica ricos em Ti, Al e O. Em vermelho, uma área da matriz austenítica em destaque.

Figura 54 – MEV/EDX. Espectro de microconstituente presente no MS (#1).

Figura 55 – MEV/EDX. Espectro de composição da matriz do MS.

Conforme discutido por Kejelin, Buschinelli e Pope (2005), Dupont, Lippold e Kiser (2009), na soldagem de metais dissimilares, onde a composição química do eletrodo é muito diferente a do aço, é inerente a formação de uma zona endurecida próxima à interface da solda, zona na qual possui composição química intermediária entre o metal de solda e o metal base. Esta região é denominada de zona de diluição parcial, ZDP, e pode ser constituída por estruturas martensítica e/ou bainítica e, portanto, serem frágeis. Na figura 56(a), observa-se a presença de uma fina camada de martensita formada imediatamente à interface da solda, conforme discutido no item 3.4.1, bem como revela o aspecto da microestrutura da ZTA próxima à interface, onde podem ser vistos o MS e a região recristalizada de granulação grosseira (Bainita, B). A Figura 56(b) mostra a microestrutura recristalizada de granulação fina da ZTA no aço, onde observa-se uma microestrutura composta por ferrita (F) e perlita (P).

Figura 56 – MEV. (a) Aspecto geral das microestruturas próximas à interface, onde se observa uma estrutura do tipo bainita, B, e uma fina camada de martensita entre a solda e a interface. (b) Grãos refinados de ferrita e perlita distantes 2000 μm da interface.

A seguir, na Figura 57(a), são mostradas as microestruturas encontradas na região recristalizada de granulação grosseira da ZTA no aço observadas por microscopia ótica, composta de uma estrutura morfolologicamente similar à uma estrutura bainítica, B. Logo a seguir observa-se a região recristalizada de granulação fina, Figura 57(b), composta por ferrita (F) e perlita (P).

(a)

(b)

Figura 57 – MO. Microestrutura na ZTA. (a) Região recristalizada de granulação grosseira, bainita, B. (b) Região recristalizada de granulação fina, ferrita e perlita (F+P). Ataque Nital 1%, imersão.

Com o intuito de verificar a diluição dos elementos químicos na ZPD (zona parcialmente diluída), foi realizado uma análise química por varredura utilizando MEV. Os gráficos das Figuras 58 e 59 mostram a variação da composição do Nb, Mo, Cr, Fe e Ni ao longo das ZPDs dos tubos soldados com eletrodos de Inconel® 625. Como pode ser observado, os tamanhos das ZPDs são diferentes, sendo muito maior no tubo API 5L X42 sem clad.

Figura 58 – Perfil de difusão dos elementos com maiores teores na solda do tubo de aço API 5L X42 sem clad.

Figura 59 – Perfil de difusão dos elementos com maiores teores na solda do tubo de aço API 5L X65 com clad.

Observa-se nos gráficos das Figuras 58 e 59 o perfil de diluição do Fe, Ni, Cr, Mo e Nb ao longo das ZPDs. De acordo com relatos de Silva (2015), esse fenômeno pode ser justificado pelos movimentos difusionais dos elementos de liga e impurezas oriundos do metal de solda que migram dessa região para a camada na interface entre

o metal de solda e o metal de base formando assim uma região de composição química intermediária.

Para o tubo sem clad, o percentual de níquel no MS se mostrou em torno de 50% e para o tubo com clad, esse percentual foi de 60%. Já para o ferro, o percentual na solda do tubo sem clad se mostrou em torno de 18% e na solda do tubo cladeado, o teor de ferro foi 10%. Isso pode ser explicado, principalmente, por meio do processo de segregação no qual os elementos Ni e Fe podem ter manifestado comportamentos diferentes ao longo do MS durante a soldagem. Os elementos Cr, Mo e Nb apresentaram perfis de concentração similares ao longo das duas juntas soldadas.

Resultados obtidos por Silva (2015) mostram a concentração média dos principais elementos químicos presentes nas regiões da junta soldada (J2) com Inconel® 625, Figura 60. Observa-se um perfil de concentração similar ao obtido para o Ni (Figura 59), porém para o Fe, Cr e Mo, as concentrações se mostraram maiores em relação às observadas nos perfis dos gráficos das Figuras 58 e 59. Verifica-se também que as ZPDs nos gráficos das figuras 60 e 58 apresentaram extensões similares.

Figura 60 – Concentração média dos principais elementos químicos nas regiões do MB, ZPM e MS.

Fonte: SILVA, 2015.

5.4.1 – Microdureza Vickers

O gráfico da Figura 61 revela o perfil de microdureza do MS obtido a partir dos testes de microdureza Vickers na direção transversal ao tubo soldado com clad, centro

da solda em V. Foram obtidos 69 (sessenta e nove) endentações, da raiz até o topo da solda da amostra. Conforme pode se observar no referido gráfico, a média aritmética dos valores de microdureza encontrados para a solda circumferencial a base de Inconel® 625 foi em torno de 251 HV, com desvio padrão (DP) de 11,3 e erro padrão (EP_{90%}) de aproximadamente 2,27.

Figura 61 – Perfil de microdureza Vickers do MS no sentido transversal ao tubo com clad.

A Figura 62 mostra a forma das impressões/indentações observadas nos ensaios de microdureza Vickers no metal de solda, realizados na direção transversal do tubo soldado cladeado, com carga de aplicação de 300 g, num período de 15 segundos. Os valores das diagonais D1 e D2 da impressão mostrada na figura foram de 47,83 e 46,95 μm , respectivamente. O valor de microdureza encontrado neste ponto foi de 247,68 HV.

Figura 62 – Impressão obtida no ensaio de microdureza Vickers realizada no MS, a 17,25 mm da raiz de solda.

Já o gráfico da Figura 63 revela o perfil de microdureza da junta soldada obtido a partir dos testes de microdureza Vickers na direção longitudinal ao tubo soldado com clad, perpendicular à solda circunferencial. Como pode ser observado no gráfico, destacado por círculos, observa-se duas regiões nas quais ocorreu uma diminuição nos valores do referido perfil. Essas regiões se mostraram nas distâncias de, aproximadamente, entre 10,25 a 13 mm e entre 36,5 a 39,25 mm, sentido da superfície esquerda para a superfície direita da amostra. Esses decaimentos na microdureza se localizaram nas regiões da ZTA, revelando que nelas a microdureza se mostrou inferior em relação às regiões do MS e do MB.

Figura 63 – Perfil de microdureza Vickers da junta soldada no sentido longitudinal ao tubo com clad.

É importante ser colocado que na interface da solda, onde se observou uma fina camada de martensita, figura 56(a), não foram realizados impressões de microcureza nessa área, dada a metodologia utilizada nos testes. Certamente, nessa região, os valores se apresentariam mais elevados do que os encontrados nas outras áreas da junta, dada a provável presença de martensita e/ou bainita nesses locais.

A seguir, na figura 64, pode-se observar indentações obtidas nas diferentes regiões da junta soldada. Os resultados revelam, como já mostrado, uma redução na microdureza na região da ZTA numa região mais afastada de LF (interface da solda), porém, nas proximidades à linha de fusão, esses valores se mostraram próximos aos do MB. Isso é devido, provavelmente, às diferentes composições químicas e/ou microestruturais discutidas no item anterior.

Figura 64 – Impressões dos testes de microdureza em diferentes áreas da junta soldada. (a) ZTA a 12,75 mm da superfície, 212,34 HV. (b) ZTA a 13,75 mm da superfície (próximo à LF), 232,39 HV. (c) MS a 16 mm da superfície, 250,54 HV. (d) ZTA a 36 mm da superfície (próximo à LF), 227,32 HV. (e) ZTA a 37,75 mm da superfície, 210,85 HV. (f) MB a 45,25 mm da superfície, 233,25 HV.

5.5. Ensaios de propagação de trinca por fadiga

5.5.1. Curva de calibração por QPE

A figura 65 apresenta as curvas a/W versus V_i/V_0 obtidas experimentalmente por registros de QPE para um corpo de prova do tipo SEN(B) com relação $B/W=0,5$. Conforme recomendado pelo método de determinação do tamanho de trinca por QPE contido na norma ASTM E647 (2013), fez-se o uso de medições alternativas de monitoração para determinação dos tamanhos de trinca na faixa de interesse. Assim, utilizou-se de técnica não visual (VFE), acompanhada de análise visual (A_i), para a leitura/medição dos comprimentos de trinca. Os valores das relações QPE instantâneo (V_i) com QPE de referência (V_0) foram obtidos a partir de relações a/W na faixa entre 0,16 a 0,55, aproximadamente.

Figura 65 – Curvas de calibração experimentais do QPE obtidas de relação $B/W=0,5$ pelas técnicas de monitoração de trinca por VFE e Análise de Imagem, Ai.

No entanto, comparando as curvas da figura 65, é observada uma dispersão para os dados de a/W e V_i/V_0 obtidos pelas técnicas de monitoração da trinca por VFE e por Ai. É sabido que na técnica por flexibilidade elástica a curvatura da frente da trinca [tunelamento (ver figuras 66 e 67)] é considerada, diferentemente do que ocorre com a técnica por análise de imagem, na qual as fotografias são obtidas nas superfícies (dianteira e traseira) do corpo de prova, não sendo considerado, portanto, o tunelamento, gerando assim, provavelmente, tal dispersão. É de conhecimento que a técnica por VFE pode não ser precisa na leitura nos tamanhos de trinca, sendo dependente da ductilidade do material, o que pode causar, uma imprecisão nas taxas de propagação de trinca por fadiga. Segundo Gandossi et al (2001), no método da flexibilidade elástica (VFE), a medição da trinca não é particularmente sensível para materiais dúcteis, podendo, portanto, acarretar numa ambiguidade se um fluxo plástico substancial ocorre durante a extensão da trinca.

Conforme descrito no item 4.4.5, uma interpolação linear foi empregada para realizar a correção dos valores intermediários de trinca. Foi adotado o tamanho do entalhe a_e de 2,75 mm, como tamanho inicial da trinca, pois conforme se observa na figura 66, não foi possível identificar a frente da pré-trinca.

Figura 66 – Medição do comprimento do entalhe do CP1-B9, com B/W=0,5, utilizado para o levantamento da curva de calibração. $a_e = 2,75$ mm.(média).

Examinou-se a curvatura gerada na frente da trinca obtendo-se uma média dos tamanhos de trinca de fadiga a cada quarto da espessura (0,25B; 0,5B e 0,75B) igual a 8,43 mm. Obteve-se a média nas faces laterais do corpo de prova, a qual foi de 7,75 mm. A diferença entre esses tamanhos é o tunelamento (a_{tun}), ao qual foi de 0,68 mm. Esse processo de medição pode ser visto na figura 67 a seguir.

Figura 67 – Superfície de fratura mostrando o tunelamento demarcado e o processo de medição da trinca final por fadiga.

Para os ajustes dos valores intermediários de trinca, obteve-se uma expressão de relação linear entre a_{tun} e a_{fad} , conforme pode ser vista no gráfico da figura 68. Corrigidos os tamanhos de trinca, foi obtida a curva de calibração ajustada,

na qual relaciona $V_i/V_0 \times a/W$ (figura 69). Os tamanhos de trinca por fadiga (a_{fad}) obtidos pela medição das imagens laterais do CP1-B9 são mostrados nas figuras do ANEXO 1, bem como os valores de trinca obtidos pela VFE e os valores de QPE (V_i) os quais são mostrados na tabela 1 do referido anexo.

Figura 68 – Interpolação linear obtida entre a_{tun} e a_{fad} · CP1-B9, B/W=0,5.

Figura 69 – Curva de calibração ajustada a partir da interpolação linear pela Ai.

O polinômio V_i/V_0 em função de a/W obtido a partir da interpolação linear dos valores de trinca da análise por imagem, se mostrou da seguinte forma:

$$\frac{V_i}{V_0} = 0,0194\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 4,3463\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 1,8718\left(\frac{a}{W}\right) + 1,2164 \quad (\text{Eq. 21})$$

A seguir, o gráfico da figura 70 mostra a sobreposição entre as curvas de QPE monitoradas por VFE e Análise de imagem e a curva ajustada, obtida pela interpolação linear realizada por meio dos tamanhos de trinca obtidos na análise de imagem. Comparando as curvas, observa-se uma variação da curva ajustada em relação às outras duas na parte final, onde a/W apresenta maiores relações de B/W.

Figura 70 – Sobreposição de curvas a/W x V_i/V_0 obtidas por QPE.

Com a determinação da curva de calibração ajustada, foi possível realizar a verificação dos tamanhos de trinca e então, ajustar os resultados dos dados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Adotou-se a curva obtida a partir da interpolação linear da Ai como curva de calibração pelo fato de se entender que exista uma medição mais real dos tamanhos de trinca, após as devidas correções por interpolação. Todavia, as curvas obtidas pela VFE e por Ai apresentaram-se bem ajustadas no início, onde as relações a/W são menores. Deve ser relatado que no caso da VFE, os tamanhos de trinca não foram corrigidos após a medida dos tamanhos de trinca inicial e final realizadas na superfície do corpo de prova após

fratura devido a problemas técnicos causados nos dados no programa MTS de fadiga.

Pelo fato de se adotar diferentes relações B/W neste estudo, utilizou-se de técnica por eletroerosão para simular tamanhos de trinca e verificar leituras das variações dos potenciais elétricos à medida que incrementos de comprimentos (1 mm) de entalhe fossem empregados. Desta maneira, curvas a/W versus V_i/V_0 foram desenvolvidas utilizando corpos de prova SEN(B) com relação B/W iguais a 0,5, 1 e 2. Os resultados revelaram curvas semelhantes para valores de $B/W=1$ e 2, mas levemente discrepante para $B/W=0,5$. No entanto, essa pequena dispersão pode ter sido ocasionada, provavelmente, por alguns fatores, tais como heterogeneidade do material (solda); soldagem inadequada dos fios de cobre no corpo de prova, para captura dos sinais de QPE; precisão da fonte de corrente utilizada, entre outros. Portanto, conforme observado nas curvas a/W versus V_i/V_0 obtidas pela técnica de eletroerosão, a espessura (B) do corpo de prova não interferiu significativamente na geração das curvas de calibração obtidas pelo levantamento de dados por QPE. Os ensaios de fadiga e as medições de trinca na superfície de fratura corroboram esta afirmação. As curvas obtidas por meio da eletroerosão para diferentes espessuras (ou diferentes relações B/W) podem ser observadas no gráfico da figura 71.

Assim, para efeito de análise e comparação, foi utilizada a curva de calibração ajustada, figura 69, para verificação e/ou correção dos tamanhos de trinca dos ensaios de PTF dos corpos de prova com diferentes relações B/W utilizadas.

Figura 71 – Curvas a/W versus V_i/V_0 obtidas por eletroerosão a partir de diferentes espessuras.

5.5.2. ΔK_{lim}

A figura 72 mostra a curva obtida no ensaio de PTF com ΔK decrescente, com a indicação do ΔK_{lim} a partir de uma linha reta ajustada para os últimos pontos atingidos ao final do teste. O ajuste dessa reta foi realizado aplicando-se uma regressão linear dos últimos quatro pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo em escala logarítmica, conforme pode ser visto no gráfico da figura 73.

Figura 72 – Curva obtida a partir do ensaio com ΔK decrescente. Região I.

Figura 73 – Linha reta ajustada obtida a partir dos últimos pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo.

A partir da equação da linha reta ajustada entre os últimos pontos obteve-se os valores das constantes C e m , às quais foram de $2,51 \times 10^{-43}$ [(mm/ciclo) / (MPa.m^{1/2})^m] e 33,27, respectivamente. Sendo assim, a equação de Paris-Erdogan pôde ser escrita da seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = 2,51 \cdot 10^{-43} \cdot (\Delta K)^{33,27} \quad (\text{Eq. 22})$$

Assim, para uma taxa da/dN igual a 10^{-7} mm/ciclo, substituindo na equação 22, o valor de ΔK_{lim} é de aproximadamente 11,8 MPa.m^{1/2}, logo, este é o valor aproximado de ΔK_{lim} encontrado para o metal de solda (liga Inconel® 625).

Apesar de não serem obtidos pelo menos cinco pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo para a determinação do ΔK_{lim} , conforme recomenda a norma ASTM E647 (2013), o valor de ΔK_{lim} encontrado para o metal de solda se mostrou nos patamares de tendência da curva $da/dN \times \Delta K$ para o Inconel®625 apresentada no relatório 14134/26a/05 do TWI - *The Welding Institute*, apud Largura Jr. (2011), conforme pode ser observado e analisado no gráfico da figura 74. Para converter N/mm^{3/2} para MPa.m^{1/2} basta multiplicar por $(10^{-3})^{1/2}$.

Figura 74 – Curva $da/dN \times \Delta K$ para o Inconel®625.

Fonte: Relatório 14134/26a/05 do TWI [apud Largura Jr.(2011)]. Adaptada.

5.5.3. Curvas da/dN $\times\Delta K$

A partir de ensaios de propagação de trinca realizados, obtiveram-se as curvas de Paris-Erdogan para os CPs do tipo SEN(B), com relações B/W iguais a 0,5, 1 e 2. Para a obtenção das curvas corrigidas, foram executadas as correções, de forma conveniente para cada CP, conforme descrito no item 4.5.5 desta dissertação.

Para a correção da curva da/dN $\times\Delta K$ obtida no corpo de prova CP-B36, relação B/W=2, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 7,5 mm (média), figura 75(a) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 12,76 mm, figura 75(b), e o tunelamento final encontrado foi de 0,24 mm. O gráfico de interpolação para o CP-B36 pode ser visto na figura 75(c).

(a)

(b)

(c)

Figura 75 – Interpolação linear, CP-B36. (a) Medição do entalhe. (b) Medição da trinca final de fadiga. (c) Gráfico de interpolação.

A figura 76 a seguir revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova com relação CP-B36, relação B/W=2. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 40 e 72 $\text{MPa.m}^{1/2}$.

Figura 76 – Curva $da/dN \times \Delta K$ após correção por interpolação linear da VFE

As figuras 77 e 78 apresentam os resultados das medições do entalhe e trinca final por fadiga para o CP2-B9. O entalhe foi de 2,9 mm, tamanho de trinca final de fadiga igual a 11,00 mm e tunelamento final de 0,84 mm.

Figura 77 – Medição do entalhe. CP2-B9 fraturado.

Figura 78 – Medição da trinca final de fadiga. CP2-B9 fraturado.

A expressão encontrada para a determinação dos ajustes de tunelamento dos valores intermediários de trinca para o CP2-B9 pode ser vista no gráfico da figura 79 e sua interpolação foi aplicada usando os valores de trinca obtidos pela VFE. Os resultados de interpolação linear para o CP1-B9 podem ser vistos no item 5.5.1, curva de calibração por QPE, bem como os tamanhos de trinca obtidos pela análise de imagem que podem ser consultados no ANEXO 1.

Figura 79 – Interpolação linear para o CP2-B9.

As regiões lineares da equação de Paris-Erdogan dos CPs corrigidos por interpolação linear podem ser vistas na figura 80. Os valores das constantes C e m encontrados para esses corpos de prova estão dispostos na tabela 10.

Figura 80 – Regiões lineares de Paris-Erdogan para o CP-B36, CP1-B9 e CP2-B9 corrigidos por Interpolação linear.

Tabela 10– Constantes C e m para o metal de solda, Inconel® 625 , dos CPs corrigidos por interpolação linear.

CP	C [(mm/ciclo)/(MPa.m ^{1/2}) ^m]	m	B/W
CP1-B9	4,23 x 10 ⁻⁹	3,17	0,5
CP2-B9	4,08 x 10 ⁻⁹	3,02	0,5
CP-B36	1,00 x 10 ⁻¹⁰	4,17	2

Na figura 81, é mostrado o gráfico com os intervalos de confiança e de predição (90%) para a média das regiões lineares de todos os dados experimentais dos CPs corrigidos por interpolação linear.

Figura 81 – Intervalos de 90% de confiança e de predição da média das regiões lineares de Paris-Erdogan dos CPs corrigidos por interpolação linear.

A seguir, é mostrado o processo de correção das curvas $da/dN \times \Delta K$ por meio do programa de PTF do sistema de ensaio MTS, dos corpos de prova B7, de relação $B/W=0,5$ e dos corpos de prova B14 como valor de $B/W=1$.

A figura 82 mostra o processo de medição da trinca final por fadiga para o CP1-B7 com auxílio da técnica de aplicação de tinta e o seu tamanho final encontrado foi de 9,48 mm. Após remoção da tinta, não foi possível observar a frente da pré-trinca por fadiga na superfície de fratura. A mesma propagou de forma homogênea em ambas as faces dianteira e traseira. Sendo assim, foi necessário recorrer apenas a medição de uma das superfícies laterais. O tamanho da pré-trinca por fadiga obtido foi de 3,00 mm, conforme pode ser visto na figura 83.

Figura 82 – Medição de trinca final por fadiga igual a 9,48 mm. Técnica de aplicação de tinta. CP1-B7.

Figura 83 – Medição de pré-trinca por fadiga igual a 3,00 mm, superfície lateral. CP1-B7.

A seguir, a figura 84 mostra as medições para a obtenção da trinca final por fadiga com aplicação de tinta e as figuras 85 e 86 revelam as medições de pré-trinca nas faces laterais do CP2-B7, sendo que não foi possível a observação e análise da frente de pré-trinca na superfície de fratura após retirada da tinta, recorrendo-se deste modo às imagens obtidas nas superfícies laterais do corpo de prova. A trinca final encontrada foi de 9,06 mm e a média da pré-trinca das faces laterais foi de 3,24 mm.

Figura 84 – Medição de trinca final por fadiga igual a 9,06 mm. Técnica de aplicação de tinta. CP2-B7.

Figura 85 – Medição de pré-trinca dianteira igual a 3,43 mm. CP2-B7.

Figura 86 – Medição de pré-trinca traseira igual a 3,05 mm. CP2-B7.

A figura 87 mostra a medição do tamanho de trinca final por fadiga com auxílio da técnica de aplicação por tinta. Novamente, as dificuldades de observação e análise da pré-trinca por fadiga existiram, recorrendo-se às imagens laterais para medição da mesma, conforme pode ser observado nas figuras 88 e 89. Os tamanhos da trinca final e pré-trinca por fadiga encontrados para o CP3-B7 foram de 9,18 mm e 4,51 mm (média), respectivamente.

Figura 87 – Medição de trinca final por fadiga igual a 9,18 mm. Técnica de aplicação de trinca. CP3-B7.

Figura 88 – Medição de pré-trinca dianteira igual a 4,99 mm. CP3-B7.

Figura 89 – Medição de pré-trinca traseira igual a 4,03 mm. CP3-B7.

Obtidos os comprimentos de pré-trinca e trinca final por fadiga dos CPs B7 de relação $B/W=0,5$ removidos do tubo cladeado, os mesmos foram inseridos no programa de PTF do sistema MTS para correção das curvas $da/dN \times \Delta K$. Os resultados das correções dos dados experimentais e intervalos de confiança (90%) para os três corpos de prova (CP1-B7, CP2-B7 e CP3-B7) podem ser vistos no gráfico da figura 90 e as constantes experimentais C e m encontradas para cada CP podem ser vistas na tabela 11.

A figura 90 revela o gráfico com os intervalos de confiança e de predição (90%) de todos os dados experimentais dos CPs B7 corrigidos no programa MTS de propagação de trinca por fadiga.

Figura 90 – Dados experimentais dos CPs B7 submetidos aos ensaios de PTF com os intervalos de confiança e de predição a 90%.

A seguir, são mostrados os resultados de pré-trinca e trinca final por fadiga para os CPs B14, de relação B/W=1, extraídos do tubo cladeado e corrigidos no programa de PTF do sistema de ensaio MTS.

As figuras 91 e 92 mostram a medição da pré-trinca por fadiga nas superfícies laterais do CP1-B14, uma vez que não foi possível sua observação após a fratura final. Observa-se que foi gerada uma ramificação da trinca na superfície lateral dianteira, indicada pela seta amarela na figura 91. O tamanho médio de pré-trinca encontrado para o CP1-B14 foi de 3,17 mm. Na figura 93, tem-se a medição da trinca final por fadiga para o CP1-B14 e o comprimento final obtido foi de 8,42 mm.

Figura 91 – Medição de pré-trinca dianteira igual a 3,00 mm. CP1-B14. A seta indica a ramificação da trinca gerada.

Figura 92 – Medição de pré-trinca traseira igual a 3,34 mm. CP1-B14.

Figura 93 – Medição de trinca final por fadiga igual a 8,42 mm. CP1-B14.

Para o CP2-B14, também não foi possível a observação do tamanho da pré-trinca por fadiga, recorrendo-se às medições das faces laterais. A média do tamanho da pré-trinca encontrada foi de 2,75 mm, conforme pode ser observado nas figuras 94 e 95 e na figura 96 tem-se a medição da trinca final por fadiga, sendo esse comprimento obtido de 9,40 mm.

Figura 94 – Medição de pré-trinca dianteira igual a 2,77 mm. CP2-B14.

Figura 95 – Medição de pré-trinca traseira igual a 2,72 mm. CP2-B14

Figura 96 – Medição de trinca final por fadiga igual a 9,40 mm. CP2-B14.

As curvas $da/dN \times \Delta K$ corrigidas por meio do programa de PTF para os CPs-B14 podem ser observadas no gráfico da figura 98. A curva de PTF obtida a partir do corpo de prova CP1-B14, apresenta um retardo na taxa de propagação para valores de ΔK entre 23 e 44 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Isso se deu devido à bifurcação gerada na frente da trinca no início do ensaio, conforme já citado anteriormente, gerando com isto retardo dos valores de da/dN . Conforme descrito na norma ISO 12108(2002), bifurcações ou ramificações de trinca geradas devem ser registradas ao final do ensaio de PTF. A ramificação de trinca pode ser observada na imagem ampliada indicada pela seta na figura 97.

Figura 97 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ para o metal de solda, CPs B14 de relação B/W=1. A seta indica a imagem da ramificação da trinca gerada no início do ensaio do CP1-B14.

Determinados os valores de pré-trinca e trinca final por fadiga, fez-se a correção das curvas $da/dN \times \Delta K$ para os corpos de prova CP1-B14 e CP2-B14 (relação B/W=1) por meio do programa de PTF. Eliminou-se os pontos iniciais que representam erro na curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP1-B14 e obteve-se o melhor ajuste em linha reta, conforme pode ser observado na figura 98 a seguir.

Figura 98 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ para o metal de solda, CPs B14, de relação B/W=1, corrigidos no programa de PTF.

A figura 99 revela o gráfico com os intervalos de confiança e de predição de 90% aplicados aos dados experimentais, CPs B14, corrigidos no programa de fadiga MTS.

Figura 99 – Intervalos de confiança e de predição (90%) da média das regiões lineares dos CPs B14.

Os resultados das constantes C e m para a solda de Inconel®625 obtidos a partir dos corpos de prova extraídos do tubo cladeado, com relação $B/W=0,5$ e $B/W=1$, corrigidos no programa de PTF, podem ser vistos na tabela 11 a seguir:

Tabela 11 – Constantes C e m para o metal de solda, Inconel® 625, dos CPs corrigidos no programa de PTF.

CP	C [[mm/ciclo)/(MPa.m ^{1/2}) ^m]	m	B/W
CP1-B7	$4,58 \times 10^{-10}$	3,80	0,5
CP2-B7	$1,05 \times 10^{-10}$	4,26	0,5
CP3-B7	$1,34 \times 10^{-10}$	4,23	0,5
CP1-B14	$3,62 \times 10^{-10}$	3,94	1
CP2-B14	$2,26 \times 10^{-10}$	3,98	1

Para a obtenção das constantes C e m dos CPs corrigidos por QPE, as relações V_i/V_0 registradas foram aplicadas na curva de calibração (figura 69) para a determinação das razões a/W , encontrando assim os tamanhos de trinca ajustados. Os correspondentes valores de ΔK a cada tamanho de trinca ajustado foram obtidos pelas equações 13, 14 e 15 e as consequentes taxas de propagação, da/dN , foram determinadas pelo método da secante, equação 19.

Para o CP1-B14, não possível coletar uma quantidade suficiente de sinais de QPE para determinar os tamanhos de trinca a partir da curva de calibração ajustada. Essa dificuldade originou-se a partir da ramificação gerada no início do ensaio, causando um intervalo de tempo muito grande para a trinca propagar-se e assim finalizar o ensaio, pois trincas bifurcadas geram uma divisão do valor de ΔK , dificultando ou impedindo o crescimento da trinca. Deste modo, os valores de QPE instantâneos (V_i) não puderam ser registrados manualmente durante o ensaio, sendo esses valores anotados apenas no início e término do teste.

Ao final, a regressão linear foi aplicada aos pontos $da/dN \times \Delta K$ obtidos para encontrar as constantes experimentais C e m (ver tabela 12). Uma dispersão desses pontos foi observada, dispersão a qual pode ter sido causada por variações na tensão elétrica no laboratório de ensaio e/ou pelos motivos já descritos (Ítem 4.4.3.2) aos quais comprometem a eficiência na leitura nos sinais de QPE no sistema de ensaio.

Tabela 12 – Constantes C e m para o metal de solda, Inconel® 625 , dos CPs corrigidos por QPE.

CP	C [(mm/ciclo)/(MPa.m ^{1/2}) ^m]	m	B/W
CP1-B7	$6,34 \times 10^{-10}$	3,68	0,5
CP2-B7	$1,24 \times 10^{-9}$	3,56	0,5
CP3-B7	$5,22 \times 10^{-9}$	3,34	0,5
CP1-B14	*	*	1
CP2-B14	$3,4 \times 10^{-9}$	3,19	1

* não determinada.

A figura 100 mostra os dados experimentais dos CPs corrigidos por QPE. As constantes C e m, tabela 12, foram aplicadas para a obtenção das regiões lineares de Paris-Erdogan, região II, das curvas $da/dN \times \Delta K$ do metal de solda.

Figura 100 – Gráfico das regiões lineares de Paris-Erdogan para os CPs monitorados por QPE.

Foi obtida a curva ajustada das regiões lineares contidas no gráfico da figura 100, e determinada as curvas de confiança e de predição de 90% de probabilidade, conforme se vê na figura 101.

Figura 101 – Gráfico de intervalo de confiança e predição (90%) da região linear média de Paris-Erdogan para os CPs monitorados por QPE.

A partir dos ensaios de propagação de trinca realizados no MS e com as suas devidas correções, foram obtidas médias das regiões lineares da curva de Paris-Erdogan, região II de propagação, para cada tipo de monitoração com sua respectiva relação B/W, por meio da determinação das constantes C e m (tabela 13). Os resultados revelaram uma boa correlação entre as diferentes técnicas utilizadas para monitorar a trinca, como pode ser visto a partir da sobreposição dessas regiões no gráfico da figura 102, independentemente da metodologia e da relação B/W, fornecendo uma boa proximidade das constantes experimentais C e m para o metal de solda Inconel® 625.

Tabela 13 – Constantes C e m das médias das regiões lineares obtidas por diferentes técnicas de monitorações e relações B/W.

Técnica de Monitoração	C [(mm/ciclo)/(MPa.m ^{1/2}) ^m]	m	B/W
QPE	$1,6 \times 10^{-9}$	3,53	0,5
QPE	$3,4 \times 10^{-9}$	3,19	1
VFE	$4,03 \times 10^{-10}$	3,83	0,5
VFE	$2,86 \times 10^{-10}$	3,96	1
VFE	$1,0 \times 10^{-10}$	4,17	2
Ai	$4,23 \times 10^{-9}$	3,17	0,5

Figura 102 – Sobreposição das médias das regiões lineares de Paris-Erdogan para o MS obtidas por diferentes monitorações e relações B/W.

Foi obtida a curva ajustada das regiões lineares apresentadas no gráfico da figura 102 e determinada as curvas de confiança e de predição de 90% de probabilidade, conforme se vê no gráfico da figura 103.

Figura 103 – Intervalos de confiança e predição de 90% da média obtida entre as regiões lineares de Paris-Erdogan (figura 102) obtidas por diferentes monitorações e relações B/W.

Para a obtenção das constantes C e m do MS adotou-se a média dos corpos de prova com B/W=0,5 corrigidos no programa de PTF do sistema MTS [relação essa prevista pelas normas ASTM E647 (2013) e ISO 12108 (2002)] e extraídos do tubo cladeado soldado circunferencialmente com Inconel® 625, material ao qual é objeto deste estudo. Fazendo-se a regressão linear dos dados experimentais, os valores das constantes experimentais C e m encontrados foram de $1,55 \times 10^{-10}$ [(mm/ciclo)/(MPa.m^{1/2})^m] e 4,15, respectivamente, e a lei de Paris-Erdogan para a solda pôde ser escrita da seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = 1,55 \cdot 10^{-10} \cdot (\Delta K)^{4,15} \quad (\text{Eq. 25})$$

A figura 104 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ obtida para a solda circunferencial de Inconel®625, onde podem ser observadas as delimitações para a região I, região II de Paris-Erdogan e sua respectiva equação e a região III de fratura final.

Figura 104 – Curva $da/dN \times \Delta K$ para a solda circunferencial de Inconel® 625.

5.5.4. Constantes experimentais C e m para o Inconel® 625

A tabela 14 revela constantes experimentais C e m para a liga de Inconel®625 em diferentes condições, no intuito de se fazer um comparativo da região linear obtida para a solda circunferencial de Inconel®625 com demais resultados obtidos em outros trabalhos. Observando a tabela 14, verifica-se que as constantes experimentais C e m para a solda circunferencial e para a liga de Inconel®625 trabalhada se mostram próximas, ou seja, é um indicativo de que os materiais em questão apresentam comportamentos muito parecidos no que diz respeito às taxas de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK .

Tabela 14– Constantes C e m para a liga Inconel®625 em diferentes condições.

Material	C [(mm/ciclo)/(MPa.m ^{1/2}) ^m]	m	R
Solda circunferencial eletrodos de Inconel® 625	1,55x10 ⁻¹⁰	4,15	0,1
*Solda a laser, Inconel 625®	3,23x10 ⁻¹²	5,21	0,3
*Solda a laser, Inconel 625®	1,48x10 ⁻¹²	5,42	0,1
*Inconel® 625 trabalhado	8,55x10 ⁻¹⁰	3,73	0,05
Inconel®625 (TWI)**	6,4x10 ⁻⁹ ***	2,9	-

*dados de Ganesh et al (2010).

** dados citados por Largura Jr. (2011).

*** transformado de 2,86x10⁻¹³ mm/MPa.mm^{1/2}

Observa-se no gráfico da figura 105 que a solda circunferencial aplicada neste estudo e o Inconel® 625 trabalhado (este extraído de Ganesh et al, 2010) apresentam boa correlação quando comparados valores de taxas da/dN em função de um valor de ΔK específico, estando suas respectivas regiões lineares muito próximas ou quase sobrepostas. O mesmo já não se observa com as demais regiões lineares apresentadas no referido gráfico.

Figura 105 – Comparativo da média da região linear de Paris-Erdogan obtida para a solda circunferencial de Inconel®625 com outras regiões lineares consultadas na literatura, Ganesh et al (2010) e Largura Jr. (2011).

5.5.5. ZTA

Os ensaios de propagação de trinca na ZTA foram conduzidos com ΔK constante igual a $18 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Este valor foi escolhido por estar próximo de ΔK_{lim} e assim estar mais susceptível às variações microestruturais. O gráfico das Figuras 106 e 107 apresentam os resultados das taxas de propagação, da/dN , versus tamanho de trinca para 2 corpos de prova, iniciando a propagação a partir do MS, passando pela ZDP + ZTA e finalizando no MB. A taxa de propagação observada para o MS e MB para um ΔK igual a $18 \text{ MPa.m}^{1/2}$ foram respectivamente $1 \times 10^{-5} \text{ mm/ciclo}$ e $2,6 \times 10^{-5} \text{ mm/ciclo}$. Conforme se vê no gráfico das referidas figuras, as taxas da/dN apresentaram um sensível aumento durante a trinca propagar-se do MS ao MB. As análises realizadas por intermédio da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura evidenciaram a presença de diferentes microestruturas ao longo da junta soldada, como resultado da ZDP e ZTA, porém, os resultados dos ensaios de propagação de trinca nessas regiões mostraram que não ocorreram alterações ou mudanças significativas no comportamento das taxas da/dN , inferindo que as microestruturas observadas nas regiões da junta soldada não apresentaram qualquer interferência considerável na propagação da trinca. Uma explicação pode ser relacionada ao valor de ΔK escolhido estar dentro da região linear da curva de propagação e assim a taxa da/dN ser pouco afetada pela variação da microestrutura.

Figura 106 – Propagação de trinca por fadiga na ZTA, partindo do MS com ΔK constante e igual a $18 \text{ MPa.m}^{1/2}$. CP1-ZTA.

Figura 107 – Propagação de trinca por fadiga na ZTA, partindo do MS com ΔK constante e igual a $18 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. CP2-ZTA.

A propagação da trinca passando pela ZPD+ZTA pode ser observada nas figuras 108 e 109. A trinca parte da solda, cruzando a ZPD+ZTA, localizadas próximas à linha de fusão (LF) e mais adiante alcança o metal de base (MB).

Figura 108 – Medições da trinca de propagação cruzando a ZTA. CP1-ZTA.

Figura 109 – Medições da trinca de propagação cruzando a ZTA. CP2-ZTA.

A figura 110 apresenta a superfície de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaios nos quais a propagação da trinca ocorreu pelo MS, ZDP + ZTA e MB. Observando tal figura, é possível verificar e distinguir as interfaces das soldas e do restante da superfície de fratura do material. Verifica-se também que não foi possível distinguir a interface entre a região da ZPD+ZTA e do MB.

Figura 110 – Superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados na ZTA.

5.5.6. Fractografia

As figuras 111, 112 e 113 apresentam a análise em MEV das superfícies de fratura por fadiga após os ensaios de PTF, para o metal de solda, liga Inconel®625. Devido às boas características de ductilidade do metal de solda, a observação de estrias de fadiga foi possível mesmo na região I da curva da $dN \times \Delta K$.

Desta forma, na parte inicial dos ensaios de PTF, os valores de ΔK são baixos e é possível observar a propagação de trinca através do interior dos grãos colunares da região como depositada do MS [figura 111(a)], com a direção de propagação da trinca no mesmo sentido do crescimento dos grãos. Ainda, dado ao baixo valor de ΔK , as estrias de fadiga são bem refinadas e presentes no interior dos grãos, conforme pode ser observado na figura 111(b). Ganesh et al (2010) observaram a mesma morfologia de estrutura colunar para o Inconel®625 depositado em várias camadas sob solda a laser e o mesmo comportamento de propagação da trinca na direção de crescimento dos grãos.

Em regiões intermediárias, região II de propagação, à medida que ΔK aumenta, as imagens revelaram a presença de estrias de fadiga com maiores espaçamentos, isto é, estrias formadas a partir de maiores deformações plásticas localizadas na frente da trinca, conforme se vê na figura 112(b). Em ambos os casos, o micromecanismo de propagação de trinca por fadiga pode ser assumido o mesmo proposto por Laird (1966) ou Gross (1996).

Figura 111 – Superfície de fratura por fadiga do metal de solda para baixos valores de ΔK , região I da curva de Paris-Erdogan . (a) superfície de fratura com grãos colunares. (b) finas estrias de fadiga.

Figura 112 – Superfície de fratura por fadiga do metal de solda para valores intermediários de ΔK , região II da curva de Paris-Erdogan. (a) superfície de fratura onde já é possível a observação de estrias de fadiga (b) Detalhes das estrias de fadiga, resultados de maiores deformações plástica na ponta da trinca.

Na figura 113(a) é mostrado o aspecto geral da superfície de fratura por fadiga na região da ZDP+ZTA. Na figura 113(b) podem ser observadas as estrias de fadiga nessa região e observa-se que as mesmas não são tão visíveis como no metal de solda [figura 112(b)], provavelmente devido à formação de microestruturas mais resistentes à deformação plástica como bainita e/ou martensita.

Figura 113 – Fractografia na região da ZTA. (a) superfície de fratura. (b) estrias de fadiga.

A seguir, a figura 114 revela a superfície característica de fratura final para a solda de Inconel®625 após a fratura completa dos corpos de prova submetidos aos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Conforme as taxas da/dN na região II aumentam, ΔK também aumenta progressivamente até que se atinja a região de fratura final, região III, onde a trinca se torna instável e os valores de ΔK são elevados (O valor de ΔK ao atingir a região III se mostrou compreendido numa faixa entre 60 a 70 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). Atingindo a região III, o modo de ruptura dúctil passa a ser o modo principal de fratura. Nessa região, observa-se a presença de microvazios coalescidos, o que caracteriza a ruptura típica de metais dúcteis.

Figura 114 – Superfície de fratura final dúctil do metal de solda mostrando os microvazios coalescidos.

6. CONCLUSÕES

Diante do estudo realizado, as seguintes conclusões são apresentadas:

- A análise microestrutural mostrou que o MS era formado de uma estrutura austenítica γ , a formação de uma ZDP + ZTA, separadas pela linha de fusão e com microestruturas variadas. Próxima à interface da solda, na região da ZTA, observou-se, provavelmente, uma microestrutura de morfologia bainítica. Nas áreas entre as dendritas, observou-se a formação de microconstituintes de segunda fase ricos em nióbio e molibdênio. Óxidos globulares de Ti, Al e O também foram encontrados nos contornos interdendriticos. Próxima à interface da solda, também verificou-se uma fina camada de martensita que pode representar diminuir a resistência da solda em razão de suas características frágeis.
- As soldas circunferenciais apresentaram média de microdureza de $251 \text{ HV} \pm 2,27$, tensão limite de escoamento de $553 \text{ MPa} \pm 79$, tensão limite de resistência de $793 \text{ MPa} \pm 15,6$ e módulo elástico de $186 \text{ GPa} \pm 66$. O percentual de deformação encontrado foi $33,5\% \pm 3,1$.
- As diferentes relações B/W utilizadas no estudo não alteraram significativamente as taxas de propagação de trinca por fadiga. Este fato é esperado se o processo de propagação de trinca em metais dúcteis acontece sob a condição de escoamento em pequena escala, onde a taxa de propagação de trinca é função da razão de tensões, R, e da variação do fator de intensidade de tensão, ΔK .
- As técnicas de monitoração da frente da trinca aplicadas durante os ensaios de PTF permitiram obter tamanhos de trinca durante os ensaios, resguardadas as dificuldades e limitações inerentes de cada técnica. A técnica da QPE depende da obtenção de uma curva de correlação e assim outras técnicas têm que ser utilizadas concomitantemente para obter tal correlação (seja A_i , VFE ou marcações na superfície de fratura durante o crescimento de trinca). A técnica da VFE necessita de uma correção final dependente da medição da trinca na superfície do corpo de prova. Em casos onde os tamanhos inicial e final não apresentam frentes de trinca distinguíveis do resto da propagação, a identificação destas frentes e a medição fica comprometida

e o uso da Ai pode auxiliar. Quando a técnica Ai é empregada, o ensaio é interrompido diversas vezes para obtenção de imagens (frente e verso) e sua associação com o número de ciclos de fadiga correspondente. Ainda, necessita da medição das frentes de trinca (inicial e final) na superfície de fratura e a correção do tunelamento da trinca pelo uso de uma interpolação linear. Assim como a VFE, esta técnica padece da identificação das frentes de trinca. No caso do tamanho de trinca final, o problema pode ser facilmente solucionado com o uso de uma tinta especial para metais (a base de álcool), mas a medição do tamanho de trinca inicial continua a ser um problema.

- Os resultados de propagação de trinca por fadiga, permitiram a obtenção das regiões I e II da curva de Paris-Erdogan para a solda circumferencial de Inconel® 625. O valor de ΔK_{lim} obtido para o metal de solda se mostrou em torno de 11,8 MPa.m^{1/2} e os valores das constantes experimentais C e m encontrados foram respectivamente iguais a $1,55 \times 10^{-10} [(mm/ciclo)/(MPa.m^{1/2})^m]$ e 4,15. A propagação de trinca no MS deu-se por deformação plástica, pela formação de estrias de fadiga.

- Os resultados de PTF partindo do MS, cruzando a ZDP + ZTA e chegando no MB, para um valor constante de $\Delta K = 18 \text{ MPa.m}^{1/2}$, não mostraram alterações significativas nas taxas de propagação de trinca em decorrência da mudança de microestrutura ao longo da junta soldada. Isto pode ser devido ao fato de que a taxa de PTF do MS e do MB não serem significativamente diferentes para o valor de ΔK escolhido.

7. REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L/ISO 3183**: Specification for line pipe. 44ª edição. 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: **Fatigue and Fracture**. vol. 19. USA: ASM international, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: **Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials**. Vol. 2. USA: ASM international, 1990.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E407**: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E1823**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E384**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E399**: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials. 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E647**: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E1820**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallics Materials. 2013.

ANDERSON, T. L. **Fractures Mechanics: fundamentals and applications**. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2005.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8ª edição. Rio de Janeiro: LTC, 2013.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials**: engineering methods for deformation, fracture and fatigue, 3rd ed. New Jersey: Pearson Prentice Hall, 2007.

DUPONT, J. N. **Solidification of an alloy 625 weld overlay**. Vol. 37A. Metallurgical and Materials Transactions A. 1996.

DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C.; KISER, S.D. (2009). **Welding metallurgy and weldability of niquel-base alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.

DUPONT, J. N.; KUSKO, C. S. **Martensite formation in austenitic/ferritic dissimilar**

alloy welds. Welding Journal. 2007.

GANDOSSO, L. et al. **The Potential Drop Method for Monitoring Crack Growth in Real Components Subjected to Combined Fatigue and Creep Conditions: Application of FE Techniques for Deriving Calibration Curves.** International Journal of Pressure Vessels and Piping. Elsevier, 2001.

GANESH, P. et al. **Fatigue and fracture toughness characteristics of laser rapid manufactured Inconel 625 structures.** Materials Science and Engineering A. Elsevier, 2010.

GROSS, T. S. **Micro mechanisms of monotonic and cyclic crack growth.** Metals handbook, vol. 19. Fatigue and fracture, ASM, 1996.

HIPPERT Jr., E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência $J-\Delta a$ para previsão de colapso em dutos.** Tese (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica). EPUSP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

INTERNATIONAL STANDARD ORGANIZATION. **ISO 12108:** Metallic Materials – Fatigue Testing – Fatigue Crack Growth Method. 2002.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. J. H. **Fracture mechanics.** 2nd ed. Spon press: New York, 2002.

KEJELIN, N. Z. ; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N. **Solda dissimilar do aço X60 com Inconel 625.** Labsolda/EMC/UFSC. Florianópolis, SC. 2006.

KEJELIN, N. Z. ; BUSCHINELLI, A. J. A. ; POPE, A. M. **Effect of welding parameters on the partially diluted zones formation at dissimilar metal welds.** 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM. Ouro Preto, MG, 2005.

KOU, S. **Welding metallurgy.** 2nd edition. New Jersey: Wiley-Interscience, 2003.

LAIRD, C. **The influence of metallurgical structures on the mechanism of fatigue crack propagation.** FORD Scientific Laboratory, Dearborn, 1966.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of welding.** 5nd edition. London: Chapman & Hall, 1993.

LARGURA JR., L. C. **Previsão do Comportamento à Fadiga de Soldas de Selagem de Risers Rígidos tipo Liner.** Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro-RJ, 2011.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem. Fundamentos e tecnologia.** 3ª ed. atualizada. Belo horizonte: Editora UFMG, 2009.

MASUBUCHI, K. **Analysis of Welded Structures:** residual stress, distortion and their consequences. 2nd ed. International series on materials science and technology, v.33. London: Pergamon Press, 1980.

MATHIAS, L. L. S. **Avaliação Experimental de Curvas J-R em Juntas Soldadas Circunferenciais de Risers Rígidos de Aços API 5L X80 Utilizando Corpos de Prova SE(T) e SE(B)**. Dissertação (Mestrado em Ciências de Engenharia Naval e Oceânica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo-SP, 2013.

MCINTYRE, P; PRIEST, A. H. **BISRA Open Report nº MG/54/71**, British Steel Corporation, London, 1971.

MEI, P. R; SILVA, A. L. V. DA C. **Aços e ligas e especiais**. 2ª ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

NICKEL INSTITUTE. **Nickel metal – the facts**. Disponível em: <http://www.nickelinstitute.org/en/NickelUseInSociety/AboutNickel/NickelMetaltheFacts.aspx>. Acesso em: 04/12/2015.

PERRICONE, M.J.; DUPONT, J.N. **Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys**. Vol. 37A. Metallurgical and Materials Transactions A. 2006.

PETROBRAS. **O Pré-sal**. Disponível em: <http://www.petrobras.com.br/pt/nossas-atividades/areas-de-atuacao/exploracao-e-producao-de-petroleo-e-gas/pre-sal/>. Acesso em: Out/2014.

PETROBRAS. Vídeo institucional: **Tecnologias pioneiras do Pré-Sal**. 2015. Disponível em: <http://presal.hotsitespetrobras.com.br/tecnologias-pioneiras/#0>. Acessado em: Junho/2015.

PIOVATTO, R. R. **Desenvolvimento de Metodologia Experimental para Aplicação de Espécimes SE(T) para Avaliação de Integridade Estrutural em Dutos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos-SP, 2007.

RITCHIE, R. O. **Internal report**. Department of metallurgy, University of Cambridge, Jan. 1972.

RITCHIE, R. O; BATHE, K. J. **On the calibration of the electrical potential technique for monitoring crack growth using finite element methods**. International journal of fracture. Vol. 15, nº 1. 1979.

SAMUELS, L. E. **Light microscopy of carbon steels**. ASM International, 1999.

SANTOS, E. et al. **Effect of specimen geometry on the fatigue crack growth characterization of a clad pipe girth weld**. Rio Pipeline Conference & Exposition. Rio de Janeiro, RJ, 2015.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. 2nd ed. Springer, B.V. 2009.

SILVA, D. A. S. **Avaliação metalúrgica de soldas dissimilares da liga inconel 625 aplicadas na indústria do petróleo e gás natural**. Dissertação (Mestrado em

Engenharia Mecânica). ITEC, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém-PA, 2015.

SORELL, G. **Corrosion and heat resistant nickel alloys**. Guideline for selection and application, part I. Nickel development institute. November, 1997.

SPECIAL METALS. **INCONEL® alloy 625**. Special Metals Corporation: Aug., 2013. Disponível em: <http://www.specialmetals.com/documents.com/documents/inconel%20alloy%20625.pdf>. Acesso em: 04/11/2013.

SPECIAL METALS. **Inconel® Welding Electrode 112**. AWS Specifications. Disponível em: http://www.specialmetals.com/assets/smw_docs/we112.pdf. Acesso em: 15/12/2015.

STEPHENS, R.L. et al. **Metal Fatigue in Engineering**. 2ª ed. New York: John Wiley & Sons, 2001.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 1991.

TADA, H.; PARIS, P. C.; IRWIN, G. R. **The stress analysis of cracks handbook**. 3ª ed. New York: ASME press, 2000.

TENARIS. **Steel Catenary Risers**. (2003-2015). Disponível em: <http://www.tenaris.com/ptBR/Products/OffshoreLinePipe/Risers/SteelCatenaryRisers.aspx>. Acesso: 28/11/2015.

TWI. **Welding of nickel alloys - Part 1**. 2015. Disponível em: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/welding-of-nickel-alloys-part-1-107/>. Acesso em: 21/07/15.

ANEXO 1

Medições das superfícies laterais da trinca no corpo de prova CP1-B9, com $B/W=0,5$, utilizado no levantamento da curva de calibração ajustada por QPE.

Figura 1 – Profundidade do entalhe, com comprimento de 2,75 mm.

Figura 2 – (a) Pré-trinca dianteira com 3,5 mm. (b) pré-trinca traseira com 3,563 mm.
Média = 3,532 mm.

Figura 3 – (a) trinca dianteira com 3,623 mm. (b) trinca traseira com 3,617 mm.
Média = 3,62 mm

Figura 4 – (a) trinca dianteira com 3,923. (b) trinca traseira com 4,170 mm.
Média = 4,046 mm.

Figura 5 – (a) trinca dianteira com 4,765. (b) trinca traseira com 4,796 mm.
Média = 4,78 mm

Figura 6 – (a) trinca dianteira com 5,382 mm. (b) trinca traseira com 5,334 mm.
Média = 5,358 mm.

Figura 7 – (a) trinca dianteira com 6,113 mm. (b) trinca traseira com 5,717mm.
Média = 5,915 mm.

Figura 8 – (a) trinca dianteira com 6,536 mm. (b) trinca traseira com 6,403 mm.
Média = 6,47 mm.

Figura 9 – (a) trinca dianteira com 7,067 mm. (b) trinca traseira com 6,831 mm.
Média = 6,95 mm.

Figura 10 – (a) trinca dianteira com 7,678 mm. (b) trinca traseira com 7,324 mm.
Média = 7,5 mm.

Figura 11 – (a) trinca dianteira com 8,320 mm. (b) trinca traseira com 8,057 mm.
Média = 8,190 mm.

Figura 12 – (a) trinca dianteira com 8,732. (b) trinca traseira com 8,446 mm.
Média = 8,59 mm.

Figura 13 – (a) trinca dianteira com 9,347 mm. (b) trinca traseira com 9,123 mm.
Média = 9,235 mm.

Tabela 1 – Comprimentos de trinca monitorados pela VFE e Ai e comprimentos de trinca corrigidos, a cor. CP1-B9 (calibração por QPE)

V_i (V)	a cor (mm)	a VFE (mm)	a Ai (mm)	% Var. a VFE	% Var. a Ai
0,000416	2,750	3,47	2,75	26,2	0,0
0,000424	3,601	4	3,532	11,1	-1,9
0,000428	3,696	4,52	3,62	22,3	-2,1
0,000432	4,160	5	4,046	20,2	-2,7
0,000440	4,958	5,57	4,78	12,3	-3,6
0,000448	5,587	6	5,358	7,4	-4,1
0,000452	6,193	6,57	5,915	6,1	-4,5
0,000460	6,796	7,03	6,47	3,4	-4,8
0,000476	7,318	7,54	6,95	3,0	-5,0
0,000504	7,917	8,03	7,5	1,4	-5,3
0,000540	8,667	8,56	8,19	-1,2	-5,5
0,000572	9,102	9	8,59	-1,1	-5,6
0,000664	9,804	9,78	9,235	-0,2	-5,8

ANEXO 2

Equações para os cálculos estatísticos

$$DP = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x - \bar{x})^2}{(n-1)}}$$

$$EP = \frac{DP}{\sqrt{n}}$$

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \cdot \left(\sum_{i=1}^n x_i \right)$$

DP = desvio padrão

EP = erro padrão

Σ = somatório

$\bar{x}$ = média aritmética

$n - 1$ = grau de liberdade

n = número de amostras

EP p/ 90% (grau de confiança) > multiplicar pelo coeficiente t de student (tabelado).

Coeficiente t de student em função de $n - 1$ e grau de confiança.