



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR
FADIGA EM SOLDAS SUBAQUÁTICAS MOLHADAS.

ARIEL RODRÍGUEZ ARIAS

Belo Horizonte, 10 de março de 2017

Ariel Rodríguez Arias

AVALIAÇÃO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM SOLDAS SUBAQUÁTICAS MOLHADAS.

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador (a): Prof. Alexandre Queiroz Bracarense

Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG,

2017



Universidade Federal de Minas Gerais
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - PPGMEC
Av. Antonio Carlos, 6627 – Pampulha - 31270-901 Belo Horizonte – MG
Tel: +55 31 3499-5145 - Fax: 31 34433783
www.demec.ufmg.br - e-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

AVALIAÇÃO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM SOLDAS SUBAQUÁTICAS MOLHADAS.

ARIEL RODRÍGUEZ ARIAS

Tese defendida e aprovada em 10 de março de 2017, pela Banca examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Processos de Fabricação".

Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense – UFMG – Orientador

Prof. Dr. Paulo José Modenesi– UFMG – Examinador

Prof. Dr. Jefferson José Vilela - CDTN- Examinador

Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid - UFOP- Examinador

Prof. Dr. Ernani Sales Palma - UFMG- Examinador

Para todas as pessoas
que acreditaram em mim,
especial a meus pais,
esposa e meu filho.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais Juan Bautista e Haydee, a quem devo tudo que sou e por sempre terem me apoiado em tudo que fiz.

A minha esposa Lianny e meu filhinho João por estar sempre presente me motivando e apoiando para poder terminar este trabalho.

Ao professor Alexandre Queiroz Bracarense, pela oportunidade, apoio, orientação e confiança que depositou em mim.

Aos amigos e colegas do LRSS, Claudio, Ezequiel, Apolinário, Frank, Andres, Pedro, Renata, Gabriel, , , , e pelo apoio, ajuda e suporte na realização deste trabalho.

Ao professor Luciano Juliani e ao Instituto Federal de Minas Gerais (Campus Congonhas) pela grande ajuda na usinagem e suporte técnico.

Aos meus amigos e conterrâneos Omar Vidal e Javier Mantecon pela ajuda incondicional neste trabalho.

Aos professores do Curso de Pós-Graduação pelo convívio e ensinamentos transmitidos, especialmente ao doutor Paulo Modenesi.

Aos servidores do CNEN/CDTN, professores doutores, Jefferson, Emersom e os técnicos Vlamir, Nirlando, Toninho, Scoralik e especialmente ao Emil Dos Reis, a todos eles obrigado pelo apoio, suporte e colaboração na realização desta pesquisa.

Ao professor doutor Leonardo Barbosa Godefroid da UFOP, pelo apoio nos ensaios preliminares e discussão sobre o tema da pesquisa.

Ao SENAI-CIMATEC da Bahia em especialmente aos professores Pollyana da Silva, Marcelo Bomfim pelo suporte técnico.

Ao Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG - Campus CETEC, especialmente aos funcionários Felipe Finamor e Fábio Ferreira pelo suporte técnico.

Ao Márcio Torres Campolina, técnico da INTRON pelo suporte técnico.

A CAPES pelo apoio financeiro e incentivo à pesquisa

A todos, muito obrigado.

SUMÁRIO

NOMENCLATURAS	8
LISTAS DE FIGURAS	9
LISTAS DE TABELAS E QUADROS	13
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	14
RESUMO	16
1. INTRODUÇÃO.....	17
Objetivo Geral.....	18
Objetivos Específicos	18
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1 Soldagem subaquática molhada.....	19
2.1.1 Porosidade.....	20
2.1.2 Microestrutura.....	21
2.1.3 Trincamento pelo hidrogênio.....	22
2.1.4 Propriedades mecânicas de soldas subaquáticas molhadas.	23
2.2 Mecânica de fratura aplicada à fadiga.	26
2.2.1 Mecânica de fratura linear elástica (MFLE).....	27
2.3 Propagação da trinca por fadiga.....	29
2.4 Fechamento da trinca por fadiga.....	34
2.4.1 Fechamento induzido por óxidos.....	36
2.4.2 Fechamento induzido por fluidos viscosos.....	36
2.4.3 Fechamento induzido por rugosidade.....	37
2.4.4 Fechamento induzido por plasticidade.	38
2.5 Fatores que afetam a taxa de propagação da trinca por fadiga.	38
2.5.1 Influências da microestrutura.	38
2.5.2 Carregamento.....	39

2.5.3 Efeito da razão de carregamento (R).	41
2.5.4 Influência do meio na taxa de propagação da trinca.....	41
2.6 Propagação de trincas por fadiga em soldas subaquáticas molhadas.	46
2.7 Ensaios de propagação de trinca por fadiga.....	48
2.8 Resumo do capítulo	52
3. METODOLOGIA.....	54
3.1 Aspectos Gerais.	54
3.2 Materiais	54
3.3 Equipamento para soldagem subaquática molhada.	55
3.4 Preparação dos corpos de prova.....	56
3.5 Ensaios de propagação da trinca por fadiga.....	60
3.6. Análise metalográfica e da superfície de fratura.	64
4 RESULTADO E DISCUSSÃO.....	66
4.1 Análises das soldas subaquáticas molhadas.....	66
4.1.1 Características macrográficas das soldas subaquáticas molhadas.....	66
4.1.2 Microestruturas das soldas subaquáticas molhadas.....	68
4.1.3 Porosidade nas soldas subaquáticas molhadas.	69
4.1.4 Dureza nas soldas subaquáticas molhadas.....	70
4.2 Propagação da trinca por fadiga.....	71
4.3 Análise da superfície de fratura.....	77
4.4 Análise metalográfica do caminho da trinca por fadiga.	79
5 CONCLUSÕES	87
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	89
ABSTRACT	90
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	91

NOMENCLATURAS

Letras Latinas

a	Comprimento da trinca [mm]
C	Constante da lei de Paris [MPa m ^{0,5}]
E	Módulo de elasticidade [GPa]
K	Fator de intensidade de tensões [MPa m ^{0,5}]
m	Constante da lei de Paris [adimensional]
N	Número de ciclos [ciclos]
P	Carga [N]
p	Constante da equação de Forman e Metty [adimensional]
q	Constante da equação de Forman e Metty [adimensional]
R	Razão de carregamento [adimensional]
S	Tensão (Stress) [MPa]
W	Largura do corpo de prova [mm]

Letras Gregas

α	Ângulo de ataque do eletrodo
β	Ângulo da haste guia
ε	Deformação (Strain)
π	Constante matemática
σ	Tensão [MPa]
ν	Coefficiente de Poisson

LISTAS DE FIGURAS

FIGURA 2.1 - Efeito da pressão hidrostática sobre a porosidade.....	20
FIGURA 2.2-Alterações microestruturas das soldas molhadas com a profundidade.....	21
FIGURA 2.3 - Exemplo de trincas transversais em seção longitudinal do metal de solda molhada de eletrodos rutílicos.....	22
FIGURA 2.4 - Variação do hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a profundidade para o eletrodo E6013.....	23
FIGURA 2.5 - Valores de dureza em soldas subaquáticas molhadas a) Perfil de dureza de juntas soldadas em diferentes profundidades b) Variação dos valores médios de dureza do metal de solda com a profundidade.....	24
FIGURA 2.6 - Os três modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, modo de abertura ou de tração; (b) Modo II, modo de deslizamento; e (c) Modo III, modo de rasgamento.....	27
FIGURA 2.7 - Distribuição de tensões na vizinhança no vértice da trinca.....	28
FIGURA 2.8 - Representação esquemática do crescimento de uma trinca de fadiga considerando duas tensões σ_1 e σ_2 sendo ($\sigma_1 > \sigma_2$).....	30
FIGURA 2.9 - Representação esquemática da variação da velocidade de propagação da trinca, da/dN , em função de ΔK no caso geral de aços, apresentando-se os diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga.....	31
FIGURA 2.10 - Ilustração esquemática de vários mecanismos de fechamento de trinca: (a) fechamento induzido por plasticidade, (b) fechamento induzido por óxido e (c) fechamento induzido por rugosidade.....	35
FIGURA 2.11 - Efeito da razão de carregamento R e dos meios no limiar de propagação do aço AISI 4340.....	36
FIGURA 2.12 - Modelo fechamento induzido por rugosidade desenvolvido por Suresh e Ritchie b) Modelo numérico mostrando a combinação do fechamento induzido por rugosidade e plasticidade.....	37
FIGURA 2.5 - Retardo decorrente da aplicação de sobrecargas para uma liga Al 2024-T3.....	40
FIGURA 2.14 - Efeito da razão de tensão na taxa de crescimento da trinca de fadiga...	41

FIGURA 2.15 - Ilustração esquemática do efeito de variáveis ambientais, frequência e razão de carregamento na taxa de trincas de fadiga em aços de alta resistência.....	43
FIGURA 2.6 - Mudança na taxa de propagação da trinca devido a alterações da frequência de carregamento.....	43
FIGURA 2.7 - Comparação das curvas em diferentes pressões aplicadas.....	44
FIGURA 2.8 - Comportamento da vida a fadiga do aço ASTM A-36 com a variação da profundidade.....	45
FIGURA 2.19 - Comportamento da taxa de propagação da trinca por fadiga de soldas realizadas em condições: Subaquáticas molhadas, Subaquáticas Secas e Fora da Água produzidas por: (a) empresa L e (b) empresa M.....	47
FIGURA 2.20 - Curvas de taxas de propagação da trinca por fadiga da/dN vs ΔK de soldas feitas ao ar e subaquáticas molhadas em profundidades de 10 e 60 metros.....	48
FIGURA 2.21 - Ensaio de fadiga com K-crescentes segundo ASTM E647.....	49
FIGURA 2.22 - Ensaio a ΔK -decrecente (a) redução da carga, P, e do fator de intensidade de tensão, K, e (b) comportamento de ΔK durante o ensaio.....	50
FIGURA 2.23 - Representação do teste com Kmax constante.....	51
FIGURA 3.1 - (a) Câmara Hiperbárica; (b) Sistema de Soldagem por Gravidade; (c) Sistema dentro da Câmara Hiperbárica e; (d) Representação Esquemática do Sistema de Soldagem por Gravidade.....	56
FIGURA 3.2 - Desenho esquemático do corpo de prova utilizado para a produção das soldas subaquáticas molhadas nos chanfros.....	57
FIGURA 3.3 - a) Junta com chanfro V sendo preenchido no processo de soldagem subaquática molhada utilizando eletrodo revestido. b) Disposição de como foram tirados os CPs para o teste de propagação de trinca por fadiga.....	58
FIGURA 3.4 – Esquema que mostra as dimensões específicas dos corpos de prova compacto de tração C(T).....	58
FIGURA 3.5 -. Corpos de prova C(T) com entalhe paralelo à direção da solda. a) Soldas feitas a 10 m de profundidade. b) Soldas feitas a 90m de profundidade.....	59
FIGURA 3.6 - Orientação dos corpos-de-prova classificada como C-L de acordo com a norma ASTM E399.....	60
FIGURA 3.7 – Disposição de alguns elementos na máquina Servo hidráulica INSTRON 8802 para realizar o teste de propagação de trincas por fadiga.....	61

FIGURA 3.8 - a) Desenho do dispositivo para realizar o pretincamento compressivo no corpo de prova C(T). b) Esquema mostrando o carregamento compressivo no corpo de prova C(T).....	62
FIGURA 3.9 – Desenho ilustrativo mostrando as regiões onde serão extraídas as amostras para o análises metalografico.....	64
FIGURA 4.1- Macrografias da secção transversal das soldas subaquáticas molhadas feitas a diferentes profundidades, (a) 10 metros (b) 60 metros e (c) 90 metros.....	66
FIGURA 4.2 - Estereografia tridimensional da microestrutura óptica da solda subaquática molhada feita 60m de profundidade. A seta em azul sinaliza a face onde a trinca por fadiga deve se propagar no teste da/dN.....	67
FIGURA 4.3 – Micrografia do cordão de solda subaquáticas molhada feita 90m de profundidade. Amostra atacada com Nital 2% e aumento 250X.....	69
FIGURA 4.4 – Imagem que representa a utilização do software ImageJ na determinação da porcentagem de poro em solda subaquática molhada feita a 10m de profundidade...70	
FIGURA 4.5- Perfis de dureza das secções transversais de soldas subaquáticas molhadas feitas a diferentes profundidades (a) 10 metros, (b) 60 metros, (c) 90 metros e (d) Comparação dos perfis de dureza.....	71
FIGURA 4.6 - Curva da/dN versus ΔK realizada com teste de carga constante e ΔK -decrecente no aço API 5L X65.....	72
FIGURA 4.7 – (a) Corpo de prova furado (b) caminho da trinca na face do CP furado (c) Curva da/dN versus ΔK realizada com teste de ΔK -decrecente no aço API 5L X65 furado.....	73
FIGURA 4.8 - Comparação das curvas de propagação de trincas por fadiga na Região de Paris de soldas subaquáticas molhadas feitas em 10 e 90 metros de profundidade. (R=0,1).....	74
FIGURA 4.9 - Comparação das curvas de propagação de trincas por fadiga na Região de Paris e perto do Limiar de soldas subaquáticas molhadas feitas em 10, 60 e 90 m de profundidade. (R=0,1).....	76
FIGURA 4.10 - Comparação das curvas de propagação de trincas por fadiga na Região de Paris e perto do Limiar de soldas subaquáticas molhadas feitas em 90 metros de profundidade. (R=0,1 e R=0,5).....	77
FIGURA 4.11 – Imagem 3D da superfície de fratura obtidas com Microscópio Confocal. O plano vermelho é usado para obter o perfil de superfície. (a) Propagação da	

trinca região de $\Delta K=24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (b) Propagação da trinca região de $\Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	78
FIGURA 4.12 - Superfície de fratura de corpos de prova CT após teste de fadiga (a) Soldas subaquáticas molhadas feitas 10m de profundidade (b). Soldas subaquáticas molhadas feitas 90m de profundidade.....	79
FIGURA 4.13 – Micrografia da face lateral mostrando o caminho da trinca por fadiga em metal de solda subaquática molhada feita 90m de profundidade. (R= 0,1; Diferentes ampliações) (Ataque feito com Nital 2%).....	80
FIGURA 4.14 – Micrografia da secção transversal de corpo de prova C(T) contendo soldas subaquáticas molhadas feitas 90m de profundidades. (a) Região afetada por valores altos de ΔK (b) Região afetada por valores baixos de ΔK . (R= 0,1; diferentes ampliações) (Ataque feito com Nital 2%).....	81
FIGURA 4.15 – Micrografias da face lateral do corpo de prova C(T) contendo solda subaquática molhada feita a 10m de profundidade mostrando o perfil da superfície de fratura. (R= 0,1; Diferentes ampliações) (Ataque feito com Nital 2%).....	82
FIGURA 4.16 – Fractografias da superfície dos poros.(a) Superfície do poro que não foi afetado pela trinca por fadiga (b) Superfície do poro dividido pela trinca de fadiga.....	84
FIGURA 4.17 – Fratura final do corpo de prova C(T) contendo solda subaquática molhada feita 90m de profundidade.....	86

LISTAS DE TABELAS E QUADROS

TABELA 2.1 – Propriedades mecânica de soldas subaquáticas molhadas em função da profundidade (Reportados na literatura).....	25
TABELA 2.2 - Características dos diferentes regimes de crescimento de uma trinca...	34
TABELA 2.3 - Coeficientes C e m obtidos para condição de ensaio.....	45
TABELA 3.1 - Composição química dos aços e da alma dos eletrodos utilizados nos testes.....	55
TABELA 3.2 - Valores de corrente para cada profundidade.....	55
TABELA 3.3 - Parâmetros de teste para geração da pre-trinca com carregamento compressivo.....	62

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Abreviações

a_c	Comprimento crítico da trinca [mm]
a_o	Comprimento inicial da trinca [mm]
da/dN	Taxa de propagação de trinca por fadiga [mm/ciclo]
$f(a/W)$	Fator geométrico [adimensional]
K_C	Fator de intensidade de tensão crítico no estado plano de tensões [MPa m ^{0,5}]
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico no modo I de fratura no estado plano de deformações [MPa m ^{0,5}]
K_{max}	Fator de intensidade de tensão máximo [MPa m ^{0,5}]
K_{min}	Fator de intensidade de tensão mínimo [MPa m ^{0,5}]
K_{th}	Fator de intensidade de tensão limite [MPa m ^{0,5}]
N_r	Número de ciclos até a ruptura [ciclos]
P_{max}	Carga máxima de fadiga [N]
P_{min}	Carga mínima de fadiga [N]
σ_{max}	Tensão máxima [MPa]
σ_{min}	Tensão mínima [MPa]
σ_{xx}	Tensão na direção x [MPa]
σ_{yy}	Tensão na direção y [MPa]
σ_{zz}	Tensão na direção z [MPa]
$\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$	Tensões de cisalhamento [MPa]

Siglas

ANSI	American National Standards Institute
API	American Petroleum Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
BS	British Standard
C(T)	Compact Tension
CDTN	Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear

CPCA	Compressive Precracking Constant Amplitude
CLSM	Confocal Laser Scanning Microscopy
CPs	Corpos de provas
FIEMG	Federação das Indústrias do Estado de Minas Gerais
LRSS	Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
SEM	Scanning Electron Microscopy
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
ZTA	Zona termicamente afetada

RESUMO

As características da propagação de trinca por fadiga de soldas produzidas em condições subaquáticas molhadas foram avaliadas fora da água. Soldas a topo foram produzidas em uma câmara hiperbárica simulando profundidades de 10, 60 e 90m, utilizando um sistema por gravidade para soldar os chanfros com eletrodo comercial E6013 revestido com verniz vinílico. As juntas foram preparadas a partir de uma chapa de aço ASTM A36, com 19 mm de espessura e chanfro em V de 45°, o qual foi preenchido com uma média de 18 passes. As propriedades da taxa de crescimento de trinca por fadiga nas regiões perto do limiar e de Paris para o metal de solda foram determinadas usando o pre-trincamento por compressão seguido de procedimentos de redução de carga (ΔK -decrecente) e de amplitude de carga constante. Mecanismos de propagação de trincas foram investigados na superfície da fratura por meio de Microscópio Eletrônico de Varredura (SEM) e Microscópio Confocal de Medição a Laser (CLSM). As observações das superfícies laterais, considerando diferentes condições de carga, foram feitas utilizando a Microscopia Óptica. Demonstrou-se que as taxas de crescimento de trinca por fadiga resultantes dependem da densidade de poros que varia com a profundidade onde foi realizada a solda subaquática molhada. O caminho da trinca de fadiga mostra uma morfologia ramificada e alta deflexão, que é consequência da interação entre trincas e poros. Os resultados deste estudo mostram que os procedimentos da soldagem subaquática molhada produzem metal de solda resistente à fadiga para baixos níveis de ΔK que se apresentam adequado para utilização em estruturas com baixos níveis tensões aplicadas, de acordo com as recomendações de códigos de projeto.

Palavras Chaves: Soldagem subaquáticas molhada, propagação de trincas, fadiga, porosidade.

1. INTRODUÇÃO

A escassez das reservas mundiais de petróleo levou as companhias petroquímicas a investir na exploração marítima de petróleo (offshore). Esta exploração culminou em trabalhos em águas agitadas e profundas, tais como as do Mar do Norte, costa norte das Ilhas Britânicas e na costa da Noruega.

Estudos relacionados à vida útil dos componentes metálicos utilizados na exploração offshore estão em constante desenvolvimento nas universidades e indústrias para aperfeiçoar as tecnologias existentes. Essa medida busca garantir uma maior durabilidade das estruturas, para aumentar a competitividade das empresas e evitar acidentes que prejudiquem o meio ambiente e a economia.

No caso particular das estruturas utilizadas nas plataformas de extração atingirem profundidades que podem alcançar mais de 50 metros, é importante que as mesmas sejam seguras o suficiente e capazes de resistir aos esforços e aos meios corrosivos a que são submetidas.

Um problema inevitável que afeta a integridade das instalações que trabalham no mar, é a ação das cargas variáveis, provocadas pelo próprio movimento das ondas e as correntes oceânicas dependentes do lugar onde estejam instaladas as plataformas. Estas condições de serviço podem ser consideradas como extremamente severas, já que o efeito combinado dos esforços cíclicos e a corrosão micro-localizada, resultado do contato com a água, podem provocar falhas por fadiga naqueles lugares mais sensíveis das estruturas, como por exemplo, o cordão de solda e a zona afetada pelo calor.

Existem estruturas que trabalham dentro da água que são construídas ou recuperadas mediante a utilização de soldagem subaquática molhada. Essas soldas provocam descontinuidades com as quais as estruturas têm de conviver durante sua vida útil. Tais descontinuidades como, por exemplo, poros e inclusões não metálicas, dentre outras, devem ser conhecidas e medidas para se verificar a adequação às normas e códigos vigentes. É também importante avaliar o efeito delas nas propriedades mecânicas das soldas.

O comportamento a fadiga de soldas subaquáticas molhadas deve ser estudado e trabalhado. A avaliação do crescimento de trincas por fadiga em metal de solda feita em condições subaquática molhada, visando entender o efeito das descontinuidades na resistência a fadiga da estrutura, pode oferecer resultados, cujo nível científico e técnico

no campo da engenharia contribua para desenvolver, com êxito, a fabricação e manutenção de estruturas soldadas em condições subaquáticas de alta responsabilidade e segurança em serviço, onde os benefícios econômicos e meio-ambientais podem ser significativos.

No presente trabalho, a partir do problema existente quanto ao estudo da fadiga de soldas subaquáticas molhadas, propõe-se os seguintes objetivos:

Objetivo Geral

Será o foco deste trabalho o estudo da taxa de propagação de trincas por fadiga em soldas subaquáticas molhadas realizadas em diferentes profundidades e o efeito das descontinuidades do cordão sobre a taxa de crescimento da trinca por fadiga.

Objetivos Específicos

- Estudar o efeito das descontinuidades da solda subaquática molhada na taxa de propagação da trinca por fadiga na região de propagação estável.
- Estudar o efeito das descontinuidades da solda subaquática molhada na taxa de propagação da trinca por fadiga na região perto do limiar.
- Propor um mecanismo de propagação da trinca por fadiga que explique o efeito das descontinuidades das soldas subaquáticas molhadas na taxa de crescimento da trinca por fadiga.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Soldagem subaquática molhada.

A soldagem subaquática pode ser subdividida em duas categorias: a soldagem seca e a soldagem molhada (ŁABANOWSKI *et al*, 2008). Soldagem subaquática seca (hiperbárica) é um método no qual a região a ser soldada é envolvida por uma câmara hiperbárica. A câmara, cujo fundo é aberto, acopla-se inicialmente à peça a ser soldada e a água é expulsa através da injeção de um gás especial. Esse método de soldagem subaquática permite obter juntas soldadas com propriedades mecânicas comparáveis às soldas realizadas na pressão atmosférica. Como a câmara é aberta na sua parte inferior, a pressão interna é igual à externa, ou seja, igual à pressão da coluna d'água no local da soldagem.

Soldagem subaquática molhada é um método no qual a junta a ser soldada está em contato direto com a água. O processo SMAW é mais utilizado na soldagem subaquática molhada, principalmente nas operações de reparo devido a sua simplicidade (ROWE *et al*, 2001).

Durante a soldagem subaquática molhada, a água é dissociada pelo arco elétrico em oxigênio e hidrogênio e também atua como meio de rápido resfriamento, similar a uma têmpera, que endurece a solda e a zona afetada por calor. O hidrogênio e o oxigênio dissociados podem ser absorvidos pelo banho líquido de metal, devido à rápida solidificação da solda, e a junta soldada torna-se susceptível ao trincamento por hidrogênio, podendo ter uma quantidade elevada de poros (ROWE *et al*, 2001).

O teor de oxigênio no metal de solda aumenta rapidamente com o aumento da profundidade. A 12 metros ele alcança o nível máximo de 0,19 %, então começa a decair até 0,15 % a 80 m. A partir desse ponto, o nível de oxigênio permanece constante com o aumento da profundidade, indicando que ocorre uma saturação do oxigênio no aço líquido (IBARRA *et al*, 1994). O oxigênio reage com elementos de liga, tais como o Mn, o Si e o C, formando escória, poros ou inclusões não metálicas. O manganês pode ter uma perda percentual de 0.40 % em peso com o aumento da

profundidade para 30 metros para soldas feitas com eletrodos rutilicos (IBARRA *et al*, 1994).

2.1.1 Porosidade.

A porosidade no metal de solda é um dos maiores problemas encontrados na soldagem subaquática molhada. Liu *et al*. (1994) afirmaram que a influência da porosidade no metal de solda é semelhante à que acontece em aços sinterizados onde a porosidade acaba provocando a redução dos limites de escoamento e de resistência, de ductilidade e de tenacidade. Os mesmos autores afirmaram que os principais fatores que afetam a porosidade no metal de solda são: profundidade (pressão); tipo de revestimento do eletrodo e estabilidade do arco.

Suga *et al*. (1986) reportam que a porosidade começa a aparecer aproximadamente a 5 metros de profundidade e aumenta com o aumento da pressão ou profundidade como mostra a FIG 2.1. Também identificaram dois tipos de geometria de poros, um que apresenta morfologia aproximadamente esférica e é causado pelo hidrogênio concentrado na frente de solidificação, ocorrendo na faixa de profundidades entre 5 e 20 metros da coluna de água. E outro que têm um formato mais alongado e foi observado nas juntas soldadas entre 20 e 60 metros da coluna de água, causado por bolhas presentes no metal de solda, aprisionadas pela progressão da frente de solidificação.

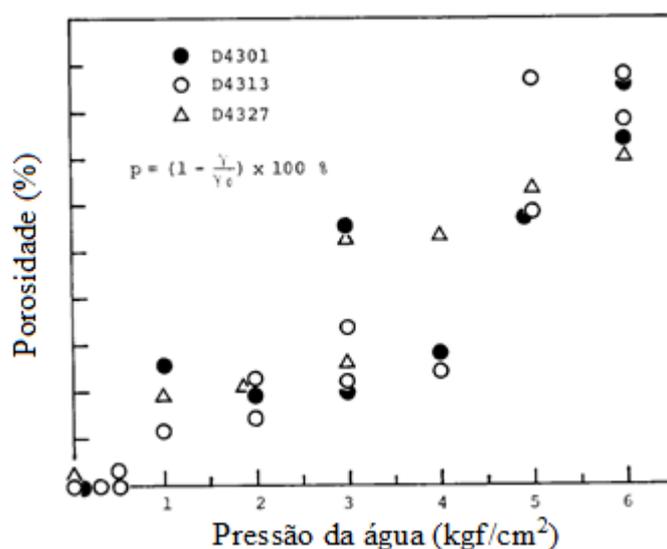


FIGURA 2.9 - Efeito da pressão hidrostática sobre a porosidade.

FONTE - (SUGA *et al*, 1986).

Pessoa *et al.*(2006) mostram uma variação da composição química e da porosidade ao longo do cordão de soldas subaquáticas molhadas. Observou-se que o teor de carbono no metal de solda aumentou enquanto a porosidade reduziu do início para o final do cordão de solda. Esse comportamento foi relacionado à redução do número de curtos circuitos e conseqüente diminuição na formação de CO na gota metálica durante a transferência ao longo da deposição. As propriedades mecânicas do metal das soldas produzidas tanto a 50 quanto a 100 m de profundidade com eletrodo E6013 tenderam a ser melhores ao final, confirmando a variação da porosidade e da composição química do metal de solda ao longo do cordão.

2.1.2 Microestrutura.

A variação da microestrutura está diretamente relacionada com a alteração nos teores de oxigênio, carbono e outros elementos de liga. Em baixas profundidades tem-se basicamente ferrita pró-eutetóide e, com o aumento da profundidade, reduz-se a quantidade de ferrita pró-eutetóide e tem-se um aumento dos teores de ferrita com segunda fase alinhada, ferrita de placas laterais e inclusões de óxidos (IBARRA *et al.*, 1994). Em profundidades superiores a 50m, a microestrutura do metal de solda não apresenta mudanças significativas com a pressão da água como mostra a FIG 2.2, devido ao fato de acontecer a saturação do oxigênio no aço líquido à esta profundidade.

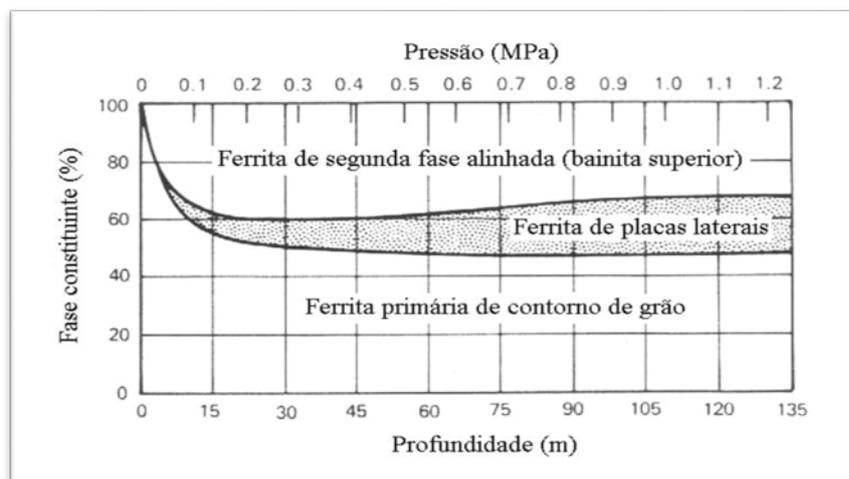


FIGURA 2.10 - Alterações microestruturas das soldas molhadas com a profundidade.

FONTE- (IBARRA *et al.*, 1994)

2.1.3 Trincamento pelo hidrogênio.

O trincamento pelo hidrogênio no metal de solda e na ZTA está relacionado à presença de hidrogênio juntamente com a alta taxa de resfriamento. Segundo Kou (2003), o hidrogênio é absorvido pela poça de fusão oriundo da atmosfera do arco. Durante o resfriamento, grande parte deste hidrogênio escapa do cordão solidificado por difusão, mas parte dele se difunde para a ZTA e metal de base. Conforme o metal de solda passa por transformação de fase de austenita para ferrita e cementita, o hidrogênio é rejeitado para a vizinhança devido à menor solubilidade do hidrogênio na ferrita do que na austenita.

As trincas por hidrogênio são causadas por quatro fatores (ROWE *et al.*, 2001):

- Hidrogênio no metal de solda;
- Altas tensões;
- Microestrutura suscetível;
- Relativa baixa temperatura.

Bracarense *et al.* (2010) mostraram a existência de pequenas trincas por hidrogênio no metal de solda de eletrodos rutilicos. Neste trabalho constatou-se que a orientação preferencial dessas trincas é sempre transversal ao sentido da soldagem como mostra a FIG 2.3. Os resultados dos ensaios de tração do metal de solda realizados nesse trabalho mostraram que os eletrodos do tipo rutilicos são anisotrópicos em relação ao alongamento e à resistência mecânica. A existência de trincas por hidrogênio transversais nos metais de solda dos eletrodos do tipo rutilico induz perda de resistência e de ductilidade quando a direção do esforço é longitudinal em relação ao cordão de solda.

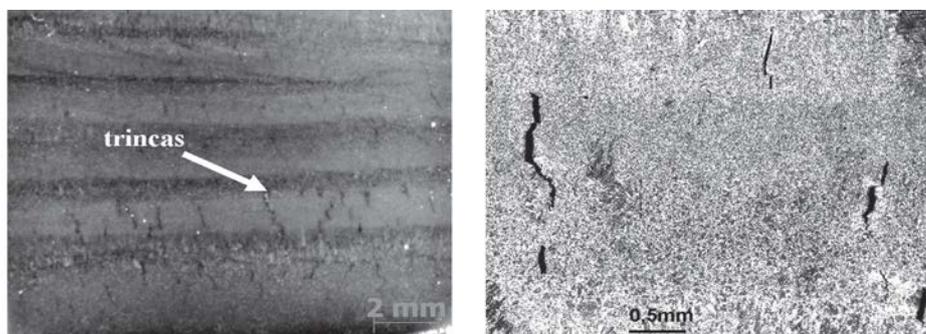


FIGURA 2.11 - Exemplo de trincas transversais em seção longitudinal do metal de solda molhada de eletrodos rutilicos.

FONTE - (BRACARENSE *et al.*, 2010)

Segundo Silva *et al.* (2012), o hidrogênio difusível reduz significativamente com o aumento da profundidade, como mostra a FIG 2.4. A partir de 20m, os resultados sugerem que o hidrogênio difusível do metal de solda assume um valor constante. Por sua vez, o hidrogênio residual permaneceu aproximadamente constante com a profundidade. Esse estudo sugere que as quantidades de trincas a frio no cordão de solda molhada pode ser reduzidas com o aumento da profundidade.

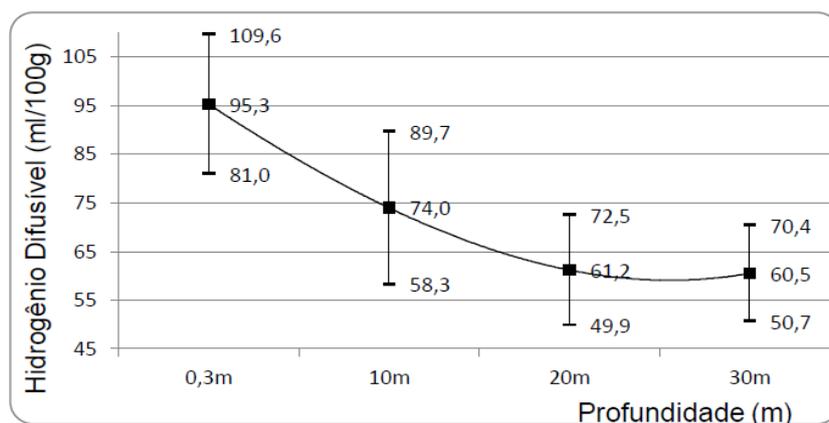


FIGURA 2.12 - Variação do hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a profundidade para o eletrodo E6013.

FONTE - (SILVA *et al.*, 2012)

2.1.4 Propriedades mecânicas de soldas subaquáticas molhadas.

As propriedades mecânicas dos materiais soldados que utilizam processos de soldagem subaquática molhadas são inferiores àquelas executadas por soldagem seca. A norma ANSI/AWS D3.6-99 especifica os testes que devem ser realizados para as determinações das propriedades mecânicas para cada tipo de solda. A solda molhada possui menor limite de resistência, o alongamento e a redução de área por tração, a ductilidade ao dobramento, a tenacidade ao impacto Charpy em comparação à soldagem realizada com o mesmo eletrodo, a seco. As discontinuidades das soldas, tais como inclusão de escória, falta de penetração, falta de fusão, mordedura e porosidade, podem se ampliar com o aumento da profundidade da solda (WASTON *et al.*, 1994).

Dexter (1990) verificou que a análise estatística mostrou que a dureza é geralmente independente da profundidade da água na qual a solda foi realizada e não pode ser correlacionado com a resistência ou o desempenho no teste de dobramento. Por causa da ausência de trincamento ou comportamento de fratura frágil em todas as soldas molhadas, a dureza da junta parece inconsequente.

Por outro lado, Gao *et al.* (2015) verificou que a dureza do metal de solda muda com a profundidade da água como mostra a FIG 2.5, sendo que resultados similares foram encontrados por (LORENZO *et al.*; 2005). Este fato pode estar relacionado com perdas de elemento de ligas, tais como Mn e Si, nas soldas realizadas a maiores profundidades, reduzindo-se, conseqüentemente, a dureza e a resistência à tração daquele cordão. Gao *et al.* (2015) relatam que o valor médio da dureza diminui com o aumento da profundidade da água, uma vez que grandes frações de ferrita poligonal podem ser geradas em maiores profundidades, devido à perda de elementos de liga do metal de solda. Quando a profundidade de água aumenta a 45 ou 55 m, o valor médio da dureza é de cerca de 170 HV₁₀, que é comparável à do metal de base.

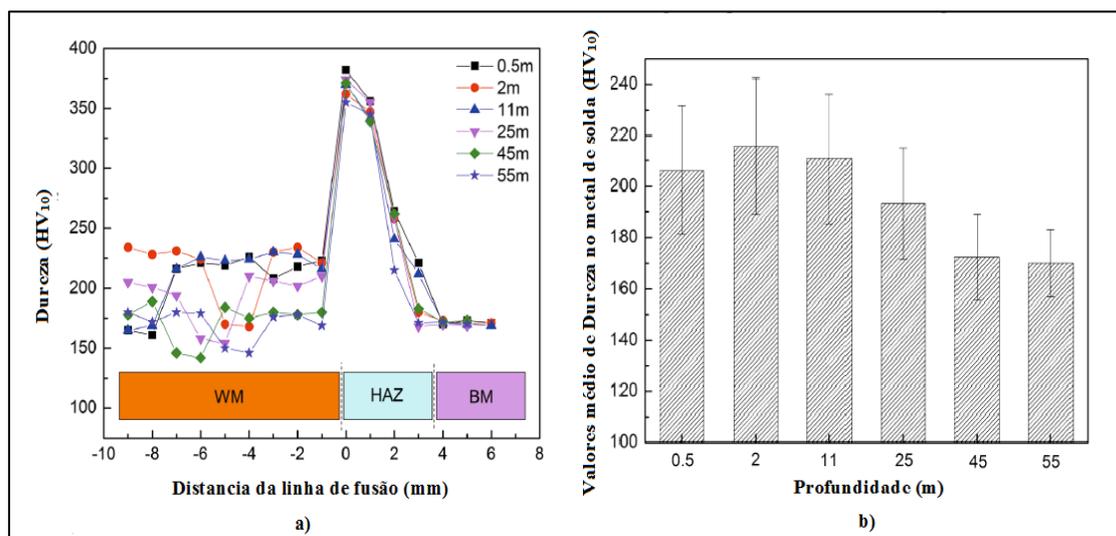


FIGURA 2.5 Valores de dureza em soldas subaquáticas molhadas a) Perfil de dureza de juntas soldadas em diferentes profundidades b) Variação dos valores médios de dureza do metal de solda com a profundidade.

FONTE - (GAO *et al.*, 2015)

Lorenzo *et al.* (2005) mostram que, para o aço ASTM A36, o pico de microdureza da ZTA é pouco afetado com o aumento da profundidade de solda e permanece alto em torno de 400 pontos de dureza HV₁₀. O volume do material revenido

da ZTA da solda subaquática molhada, devido a múltiplos passes de solda, é normalmente muito mais macio, atingindo valores da ordem de 250 HV10 ou abaixo.

Na TAB. 2.1 resume as principais propriedades mecânicas reportadas na literatura para soldas subaquáticas molhadas feitas a várias profundidades com eletrodo rutilico. Estes valores só caracterizam as propriedades do metal de solda.

TABELA 2.1

Propriedades mecânica de soldas subaquáticas molhadas em função da profundidade
(Reportados na literatura)

Referencia	Profundidade (m)	Limite de escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Charpy (J, 0°C)	Jic (kJ/m ²)
		E6013	E7014	E6013	E7014		
(BRACARENSE <i>et al.</i> , 2010)	0,5	362	-	513	-	40,5	-
(DEXTER, 1990)	10	507	-	556	-	43	120
(SANTOS <i>et al.</i> , 2012)	10	-	488	-	506	44	-
(ROWE <i>et al.</i> , 2001)	10	455	-	510	-	42	-
(DEXTER, 1990)	60	402	-	451	-	45	35
(ROWE <i>et al.</i> , 2001)	100	400	-	448	-	44	-

Nota: A tabela mostra valores de propriedades mecânicas somente do metal de solda.

Dexter *et al.* (1990) trabalharam na caracterização mecânica de soldas subaquáticas molhadas, mostrando que a resistência à tração das soldas subaquáticas molhadas supera a resistência estimada do eletrodo. A ductilidade (tanto ao dobramento quanto à tração) decresce com o aumento da profundidade de soldagem molhada. A resistência ao cisalhamento ultrapassa em 60% a do material-base e toda a resistência à tração do metal de solda. A ductilidade ao dobramento e a tração de soldas subaquáticas molhadas são grandemente reduzidas, em relação à solda seca, e esse efeito é mais pronunciado quando a soldagem é executada a maiores profundidades de água. Isto é devido, provavelmente, à perda de elementos de liga, às microtrincas induzidas por hidrogênio e ao aumento dos níveis de defeitos.

2.2 Mecânica de fratura aplicada à fadiga.

Fadiga de materiais metálicos é um fenômeno muito complexo, e não totalmente entendido. Na presença de uma solda, o problema torna-se ainda mais complicado devido às variáveis adicionais introduzidas durante a soldagem, tais como alteração da microestrutura na zona de fusão, diferenças na resistência mecânica do material de adição (solda), criação de zonas frágeis, tensões residuais, aparecimento de defeitos na forma de trincas e poros, geometria da junta soldada e distorções. Como consequência, falhas por fadiga em estruturas soldadas ocorrem mais frequentemente na região da solda.

A iniciação de uma trinca compreende as mudanças em nível microestrutural que causam nucleação de danos permanentes, seguidos pela criação de microdefeitos até o crescimento e coalescência desses defeitos, o que produz uma trinca dominante, com comprimento muitas vezes maior que o diâmetro dos grãos que formam a microestrutura do material. A propagação da trinca dominante tem uma etapa com crescimento subcrítico, ou seja, crescimento estável, até atingir um tamanho crítico, que causará a instabilidade da estrutura ou fratura da mesma. Suresh (1998) enfatiza a grande influência dos fatores mecânicos (carregamento, tensões residuais), microestruturais (arranjo cristalino) e ambientais (ambiente ácido ou básico) sobre a nucleação e taxa de crescimento de defeitos. Atualmente, há três abordagens para avaliar a vida à fadiga de um componente estrutural:

1. A metodologia clássica $S-N$ (stress-based) usada para fadiga de alto ciclo;
2. A metodologia $\epsilon-N$ (strain-based) usada para fadiga de baixo ou alto ciclo;
3. A metodologia $da/dN - \Delta K$ (defect-tolerant).

A propagação de trinca por fadiga é usualmente calculada usando uma metodologia conhecida como “dano tolerável” (defect tolerant). A maioria das estruturas usadas/projetadas pela engenharia possuem algum defeito inerente ao processo de fabricação ou utilização. Portanto, a maior fração da vida nestas estruturas é consumida em propagar um defeito pré-existente. Esta consideração é muito mais óbvia no caso de juntas soldadas. Soldas representam frequentemente a localização primária para falhas por fadiga. A existência de macro ou micro-descontinuidades na solda provê lugares para a nucleação prematura de defeitos. As tensões residuais trativas originadas pelos elevados

e não uniformes gradientes térmicos na região sendo soldada são outro fator importante que diminui a resistência à fadiga de uma junta soldada.

2.2.1 Mecânica de fratura linear elástica (MFLE).

A tenacidade à fratura de componentes que contém descontinuidades pode também ser estudada por meio de análise de tensões, baseada nos conceitos da teoria da elasticidade (KANNINEN *et al*, 1986). Irwin (1957) publicou soluções para distribuições de tensões no vértice da trinca associadas com os três modos principais de carregamento apresentados na FIG 2.6, os quais envolvem diferentes deslocamentos das superfícies da trinca (ANDERSON, 1995).

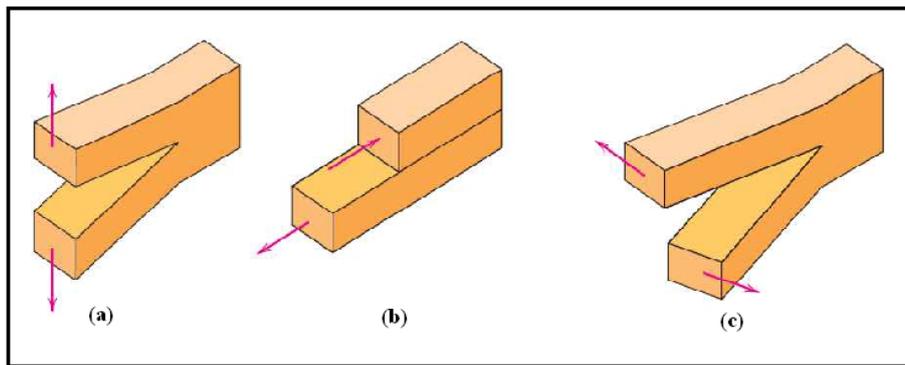


FIGURA 2.6 - Os três modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, modo de abertura ou de tração; (b) Modo II, modo de deslizamento; e (c) Modo III, modo de rasgamento.

FONTE – (ANDERSON, 1995)

Modo I: Modo de abertura ou tração, no qual as superfícies da trinca se deslocam perpendicularmente a si mesmas e na direção das cargas. O modo I de carregamento é o encontrado na maioria das situações de engenharia.

Modo II: Modo de carregamento de cisalhamento puro, o deslocamento das superfícies da trinca é paralelo a elas e perpendicular à frente de propagação.

Modo III: Modo de rasgamento ou de cisalhamento transversal, no qual as superfícies da trinca se movem uma relativa à outra e paralelamente à aresta da trinca.

Westergaard determinou a natureza das distribuições de tensões na ponta de uma trinca, utilizando uma análise de tensões baseada em conceitos da teoria da

elasticidade (SIH, 1966). Considerando a FIG 2.7, a partir da teoria de análise de tensões de Irwin, com a utilização de coordenadas polares, chega-se às seguintes equações:

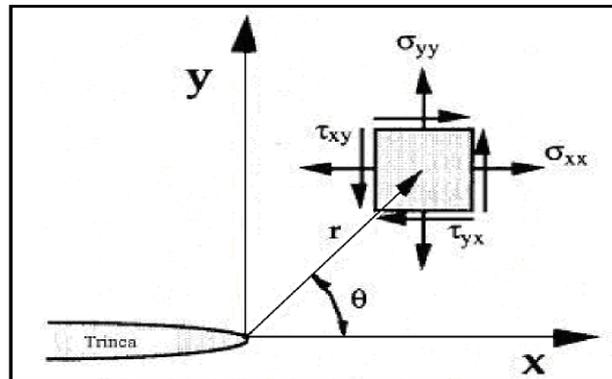


FIGURA 2.7 - Distribuição de tensões na vizinhança no vértice da trinca.

FONTE - (ANDERSON, 1995)

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.1)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.2)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.3)$$

K é definido como o fator de intensidade de tensão. Em essência, K serve como um fator de escala para definir o campo de tensões no vértice da trinca. Observe, das EQUAÇÕES (2.1), (2.2) e (2.3), que K é função da tensão e do comprimento da trinca, ou seja,

$$K = f(\sigma, a) \quad (2.4)$$

A espessura do corpo de prova também definirá o estado de tensões. Se a chapa é fina, tal que a tensão na direção da espessura é nula, isto é, $\sigma_{zz} \approx 0$, então terá um estado plano de tensão. Se a chapa tem uma espessura apreciável, em que a tensão não é desprezível, então $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ e há restrição à deformação ao longo da espessura. Neste caso, tem-se a condição de estado plano de deformação. Em geral, a expressão de K assume a forma:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.5)$$

onde, $f\left(\frac{a}{W}\right)$ é uma função de fatores geométricos.

Assegurando que a falha de um material se associa a uma combinação de tensões e deformações, pode-se esperar que a propagação instável da trinca ocorra, quando K atingir ou exceder um valor crítico (OHJI, 1983). Em condições de estado de plano de tensões, este valor crítico recebe a denominação de K_C . O valor de K_{IC} se relaciona ao modo I e é uma propriedade do material em estado plano de deformação (ANDERSON, 1995). Assim, K_{IC} representa a resistência inerente do material à falha, na presença de uma trinca. Esse fator intensidade de tensão crítica é uma constante do material, quando certas condições são encontradas (OHJI, 1983).

2.3 Propagação da trinca por fadiga.

Na Mecânica de Fratura Linear Elástica, a introdução do conceito do fator de intensidade de tensões (K) é de extrema importância, pois descreve o campo de tensões na ponta da trinca. Esse é definido de acordo com a EQUAÇÃO (2.5). Durante os ciclos de fadiga, para carregamento de amplitude constante, a variação do carregamento aplicado é responsável pela alternância na tensão entre um valor mínimo e um valor máximo, ou seja, submetendo a estrutura a uma variação de tensão constante $\Delta\sigma$, que em um corpo trincado, corresponde à variação entre um K_{min} e K_{max} . A diferença entre K_{min} e K_{max} é denominada amplitude do fator de intensidade de tensões. Portanto:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.6)$$

Estudando o crescimento das trincas por fadiga, Paris *et al.* (1963) observaram que o crescimento da trinca por ciclo de carregamento era função de ΔK atuando na ponta da trinca. A partir daí, utilizou-se o fator de intensidade de tensões (ΔK) para descrever a propagação das trincas por fadiga. A taxa de crescimento de trinca por fadiga pode ser definida como a razão da extensão da trinca, Δa , pelo número de ciclos associado com este crescimento, ΔN , ou seja, $\Delta a/\Delta N$, quando $\Delta N \rightarrow 0$:

$$\lim_{\Delta N \rightarrow 0} \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{da}{dN} \quad (2.7)$$

Experimentalmente, a evolução das trincas por fadiga durante o carregamento cíclico pode ser representada por uma curva relacionando o comprimento da trinca (a) em função do número de ciclos (N).

Curvas que descrevem o crescimento da trinca em função do número de ciclos da aplicação da carga, em solicitações de variação constante de tensão, são esquematizadas na FIG 2.8. A curva 1 corresponde a um ciclo com amplitude de tensão σ_1 , enquanto que a curva 2 corresponde a um ciclo com amplitude de tensão σ_2 em que $\sigma_1 > \sigma_2$ (HERTZBERG *et al*, 1977). Considera-se que em ambos os casos a trinca foi iniciada a partir do mesmo entalhe ou defeito inicial de dimensão a_i , propagando-se com uma velocidade crescente da/dN até atingir uma dimensão crítica a_c em que ocorre a ruptura ou propagação instável. O número de ciclos necessários para que a trinca atinja a dimensão crítica a_c e, conseqüentemente, a ruptura é denominado, N_r

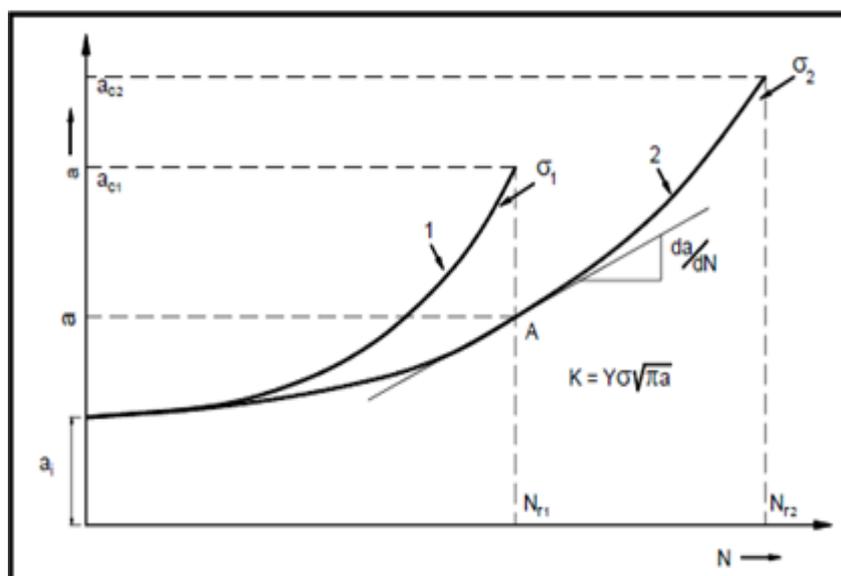


FIGURA 2.8 - Representação esquemática do crescimento de uma trinca de fadiga considerando duas tensões σ_1 e σ_2 sendo ($\sigma_1 > \sigma_2$).

FONTE -(HERTZBERG *et al*, 1977).

A FIG 2.8, mostra que a amplitude da tensão é um parâmetro importante do processo de propagação. Para as amplitudes de tensão $\sigma_1 > \sigma_2$, as curvas de propagação são semelhantes, mas a inclinação da curva 1 é maior que a da curva 2, entretanto, o comprimento crítico e o número de ciclos necessários para a ruptura na curva 1 são menores que os da curva 2. Este resultado é coerente uma vez que a amplitude da tensão 1 é maior que a amplitude da tensão 2.

Observa-se que a velocidade de propagação da trinca, da/dN , é uma variável importante para a determinação da vida em fadiga de uma estrutura e está relacionada ao valor da variação do fator de intensidade de tensões atuante. Os valores possíveis de variação do fator de intensidade de tensões atuante são inferiores à tenacidade à fratura, K_{IC} , valor crítico que provocaria a fratura instável do material. Em uma análise de fadiga, o valor do fator de intensidade de tensão é variável devido à variação cíclica da tensão aplicada e ao incremento no comprimento da trinca. Logo, o fator de intensidade de tensão também descreve o campo de tensão na ponta de uma trinca em análise de fadiga. Existe portanto, uma relação entre a taxa de propagação da trinca e a variação do fator de intensidade de tensões (PARIS *et al*, 1963). A relação entre eles é representada pela curva da/dN vs ΔK em escala logarítmica, como na FIG 2.9.

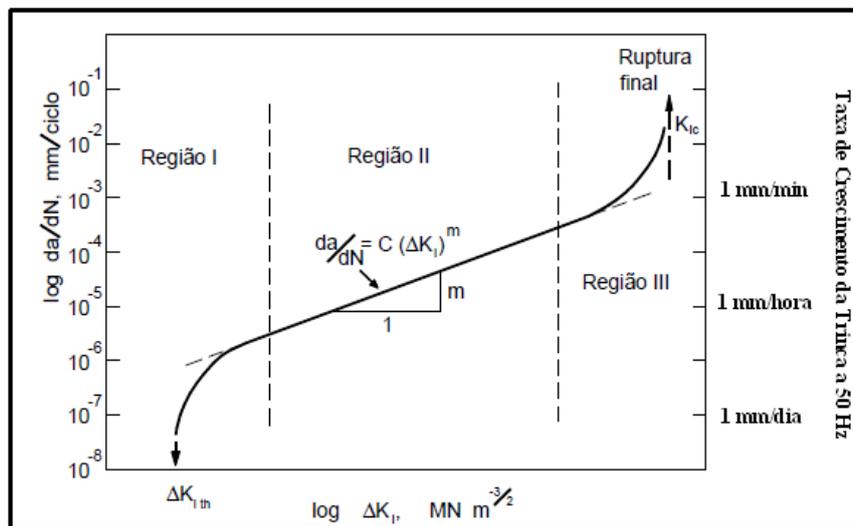


FIGURA 2.9 - Representação esquemática da variação da velocidade de propagação da trinca, da/dN , em função de ΔK no caso geral de aços, apresentando-se os diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga.

FONTE - (SURESH, 1998)

A curva apresentada na FIG 2.9 tem uma forma sigmoideal, destacando-se três regiões bem distintas.

Região I: Região correspondente a velocidades muito baixas de propagação onde é possível definir um valor de ΔK_I abaixo do qual não há propagação, ou não tem significado por ser menor que 10^{-7} mm/ciclo. Este limiar é representado por ΔK_{Ith} (th, do inglês, *threshold*), abaixo do qual não há crescimento observável (RITCHIE, 1979). Outra definição para ΔK_{Ith} é, de acordo com a ASTM E647-15, o valor de ΔK que corresponde a uma taxa de propagação da trinca de 10^{-7} mm/ciclo. Este valor corresponde, na frequência de 1 Hz, a um crescimento de trinca de 0,259 mm em 30 dias. Esta região é bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, dispersão de partículas de segunda fase, tamanho de grão e inclusões), razão de tensões e ao meio ambiente (RITCHIE, 1979). Nesta região, tem sido demonstrado que o aumento de R (Razão de carregamento) acarreta a diminuição do ΔK_{Ith} , sendo que muitos autores (MINAKAWA *et al*, 1981)(FORTH *et al*, 2003) atribuem esse fenômeno à influência dos mecanismos de fechamento de trinca atuantes e ao efeito do histórico de carregamento. Tais mecanismos serão abordados no item 2.4 deste trabalho.

Lawson (1999) menciona a existência de critérios de carregamento definindo a existência de dois tipos de limite. O limite de propagação da trinca de fadiga é aquele no qual as trincas por fadiga não crescem significativamente, enquanto o limite de fadiga é aquele em que as trincas não são formadas

Região II: A taxa típica de propagação da trinca correspondente ao resultados obtidos utilizando a norma ASTM E647-15 estão na faixa de 10^{-5} e 10^{-3} mm/ciclo (BEDEN, 2009). Nessa região, o gráfico mostra uma relação linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$, que pode ser expressa pela equação de Paris, EQUAÇÃO (2.8) (PARIS *et al*, 1963).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^m \quad (2.8)$$

Onde: da/dN é a taxa de crescimento da trinca por fadiga; C e m são constantes que dependem da tensão média e das condições ambientais. Matematicamente, estes parâmetros são o coeficiente linear e angular da reta, respectivamente.

Neste estágio ocorrem valores de intensidade de tensão mais elevados com a zona plástica na ponta da trinca incorporando muitos grãos. O processo de crescimento de trinca envolve fluxo através de dois sistemas de escorregamento e a trinca cresce

através do avanço de uma quantidade fixa por ciclo de tensão com evidência das estrias de fadiga (LAL, 1994).

A equação de Paris EQUAÇÃO (2.8) é a mais utilizada no estudo de propagação das trincas de fadiga devido a sua simplicidade matemática. No entanto, apresenta algumas deficiências. Não é reconhecido o efeito de ΔK_{th} nem da tenacidade à fratura na taxa de propagação da trinca, além de não conseguir descrever a influência de fatores como tensão média, temperatura e meio ambiente, entre outros, na vida do elemento (BEDEN, 2009).

Há equações desenvolvidas por outros autores que incorporam parâmetros como ΔK_{th} , K_{IC} , R , entre outros. Nesse sentido, Beden (2009) apresenta várias equações que representam modelos de propagação de trincas por fadiga. Dentre essas equações, destaca-se a de Forman EQUAÇÃO (2.9), que pode ser utilizada no estudo das regiões II e III.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_I)^m}{(1-R)K_C - \Delta K_I} \quad (2.9)$$

Onde: R é a razão de carregamento ($\sigma_{min}/\sigma_{max}$) e

K_C é o fator de intensidade de tensão crítico.

O modelo de Collipriest, EQUAÇÃO (2.10) representa as três regiões da curva I, II e III. Este modelo é o que mais se aproxima da forma da curva sigmoïdal, em termos matemáticos, por ser uma equação de tangente hiperbólica inversa (BEDEN, 2009).

$$\frac{da}{dN} = C(K_C \Delta K)^{m/2} EXP \left[\ln \left(\frac{K_C}{\Delta K_o} \right)^{m/2} ARCTANH \left(\frac{\ln \left[\frac{\Delta K^2}{(1-R)K_C \Delta K_o} \right]}{\ln \left[\frac{(1-R)K_C}{\Delta K_o} \right]} \right) \right] \quad (2.10)$$

Segundo (ANDERSON, 1995), um dos modelos mais representativos que descreve as três regiões da curva da/dN versus ΔK , foi desenvolvido pela NASA e publicado primeiramente por Forman e Metty EQUAÇÃO (2.11):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \left[\frac{\left(\frac{1 - \Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(\frac{1 - K_{max}}{K_c} \right)^q} \right] \quad (2.11)$$

Região III: É correspondente à aproximação da condição para a propagação instável da trinca, onde a taxa de propagação da trinca é muito elevada, valores de da/dN maiores a 10^{-3} mm/ciclo e a vida restante em propagação é muito pequena. É uma região de superposição de mecanismos de estrias e fratura monotônica. Reflete a proximidade da propagação instável da trinca quando o valor de $K_{máx}$ atinge a tenacidade à fratura. Esta região é controlada primariamente pela tenacidade à fratura do material (BEDEN, 2009). As características de cada regime de propagação são resumidas na TAB 2.2.

TABELA 2.2

Características dos diferentes regimes de crescimento de uma trinca.

	Estagio I	Estagio II	Estagio III
Terminologia	Baixa taxa de crescimento (quase limiar)	Média taxa de crescimento (Regime de Paris)	Alta taxa de crescimento
Modo Microscópico de Falha	Estágio I, cisalhamento simples	Estágio II (estriações) e duplo deslizamento	Modos estáticos adicionais.
Superfície de fratura	Facetada ou serrilhada	Plana, com ondulações	Em geral clivagem ou coalescência de microcavidades
Nível de Fechamento de Trinca	Alto	Baixo	N/A
Efeito da Microestrutura	Alto	Baixo	Alto
Efeito da razão de carregamento, R	Alto	Baixo	Alto
Efeito do estado de tensões	N/A	Baixo	Alto

FONTE - (SURESH, 1998)

2.4 Fechamento da trinca por fadiga.

O fechamento de trinca é um conceito utilizado desde 1970 e introduzido por (ELBER, 1971) para explicar o comportamento do crescimento de trincas por fadiga. Elber (1971) constatou que em um ciclo de fadiga, durante o descarregamento, a trinca

fechava-se antes da carga aplicada ser anulada. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca por fadiga. As superfícies de uma trinca que cresce por fadiga não são perfeitamente planas, elas apresentam evidência de abertura plástica e o conseqüente processo de separação na ponta. Além disso, o material adjacente às superfícies tem deformação plástica residual originada quando a região estava situada na zona plástica, na ponta da trinca. Então, quando se remove o carregamento, as superfícies da trinca não se acomodam perfeitamente, se desenvolvem tensões residuais e se produz um contato entre as faces antes de atingir a carga mínima (RITCHIE, 1999). Elber (1971) propôs que a trinca pode ser parcialmente fechada durante parte do ciclo de carga, mesmo quando $R > 0$.

Vários mecanismos de fechamento de trinca por fadiga têm sido discutidos na literatura, e entre os mais importantes estão: fechamento induzido por plasticidade, fechamento induzido por óxido, fechamento de trinca induzido por fluido viscoso, fechamento de trinca induzido por transformações de fase e fechamento induzido por rugosidade (RITCHIE, 1988); (ANDERSON, 1995); (SURESH *et al*, 1981). Alguns desses mecanismos estão esquematizados na FIG 2.10.

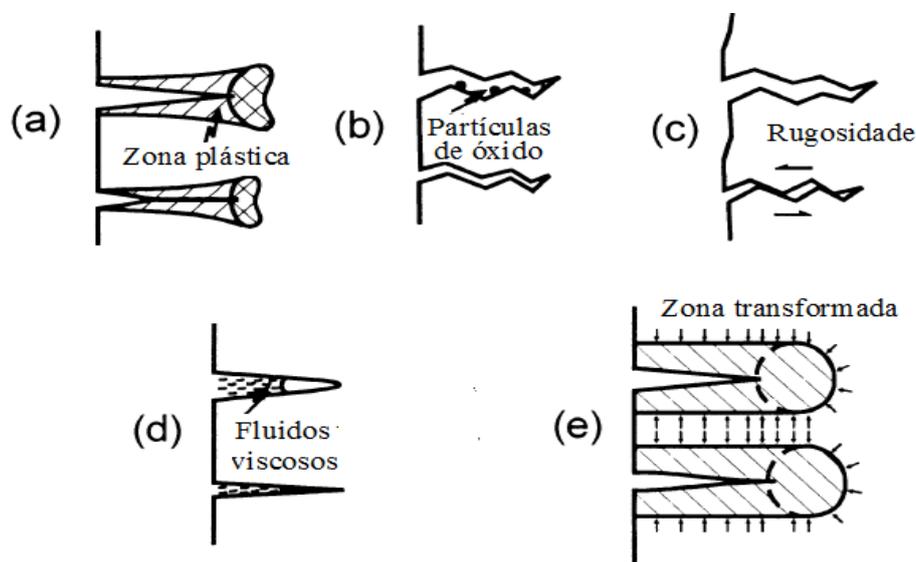


FIGURA 2.10 - Ilustração esquemática de vários mecanismos de fechamento de trinca: (a) fechamento induzido por plasticidade, (b) fechamento induzido por óxido e (c) fechamento induzido por rugosidade, (d) fechamento induzido por fluido viscoso e (e) fechamento induzido por transformações de fase.

FONTE - (RITCHIE, 2002)

2.4.1 Fechamento induzido por óxidos.

Este mecanismo de fechamento é induzido pela presença de óxidos, produtos de corrosão e resíduos de material que se depositam na superfície de fatura. O efeito de fechamento induzido por óxidos pode ser pronunciado em materiais expostos a ambientes úmidos e especialmente em meios agressivos. Tais agentes externos promovem a redução da amplitude do fator de intensidade de tensões efetivo (SURESH *et al*, 1981).

A influência das camadas de óxido, segundo a maioria dos autores, parece sofrer grande influência da razão de carregamento aplicada para um determinado meio (NEWMAN *et al*, 2004)(SURESH *et al*, 1981). Como exemplo, a FIG 2.11 apresenta a variação dos valores de limiar de propagação de trinca obtidos para diferentes meios, em função da razão de tensões aplicada.

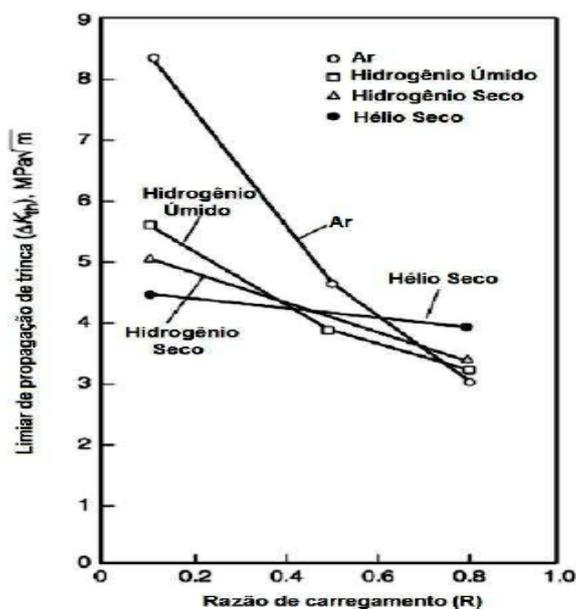


FIGURA 2.13 - Efeito da razão de carregamento R e dos meios no limiar de propagação do aço AISI 4340.

FONTE - (SAXENA *et al*, 1997).

2.4.2 Fechamento induzido por fluidos viscosos.

O fenômeno de fechamento induzido por fluidos viscosos não está completamente consolidado. Alguns estudos envolvendo propagação de trincas em materiais expostos a meios de baixa viscosidade demonstraram tendência à aceleração do

crescimento. Por outro lado, há também publicações demonstrando que a pressão hidrodinâmica do óleo gerada pela penetração do mesmo na trinca proporcionaria a desaceleração do crescimento da trinca pela redução do fator de intensidade efetivo ΔK_{eff} . O fenômeno da viscosidade aparentemente pode estar ligado à competição entre diversos fatores tais como: a supressão da fragilização pelo meio, a minimização do fechamento induzido por óxidos e a ação hidrodinâmica do fluido (YI *et al*, 1999); (TZOU *et al.*, 1985)

2.4.3 Fechamento induzido por rugosidade.

O mecanismo de fechamento induzido por rugosidade é ocasionado por irregularidades ou rugosidade característicos da morfologia da superfície de fratura e pode ocorrer tanto em situações de tensão plana como de deformação plana. Para baixos valores de ΔK o escorregamento planar microscópico é induzido à ponta da trinca causando uma fratura cristalográfica resultante em um perfil de trinca facetado em nível macroscópico. Embora sob carregamento predominantemente trativo este poderá estar combinado com o escorregamento na ponta da trinca. Tal escorregamento surge como uma resposta às deformações cisalhantes irreversíveis na ponta da trinca. Por consequência, pontos de contato surgem ao longo da superfície da trinca e uma componente de carregamento em modo II de deslocamento pode surgir conforme esquematizado na FIG 2.12. (WANG *et al*, 1998); (KAMP *et al.*, 2004).

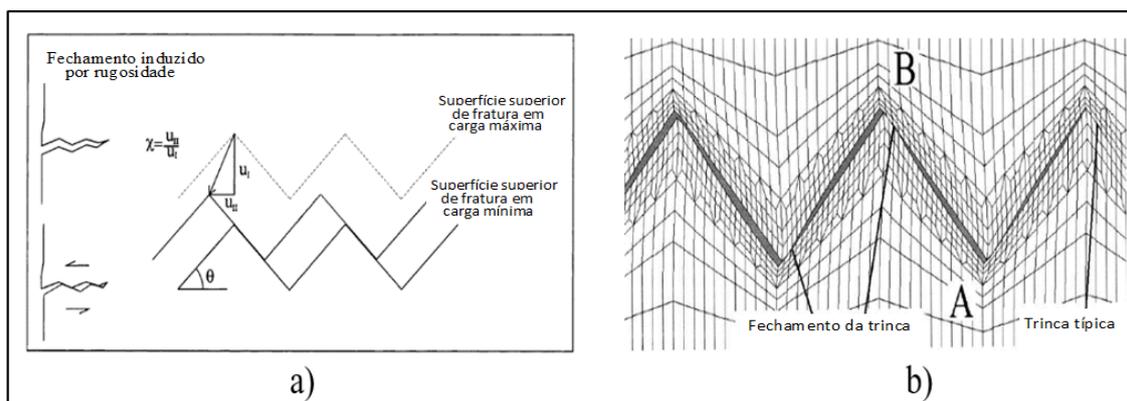


FIGURA 2.12 - Modelo fechamento induzido por rugosidade desenvolvido por Suresh e Ritchie b) Modelo numérico mostrando a combinação do fechamento induzido por rugosidade e plasticidade.

FONTE - (PARRY *et al*, 2000)

2.4.4 Fechamento induzido por plasticidade.

Durante os ciclos de carregamento, o material na região da ponta da trinca experimenta deformações plásticas que não são totalmente revertidas no descarregamento. Durante o avanço da trinca forma-se uma esteira de deformações residuais na direção normal da trinca. Esta região de material deformado plasticamente é restringida pelo material elástico adjacente, o mesmo que tenta retornar o material deformado à sua posição original. A tensão residual compressiva resultante causa contato prematuro das faces opostas da trinca mesmo para carregamentos positivos remotos (SURESH *et al.*, 1982); (JAMES *et al.*, 2003).

2.5 Fatores que afetam a taxa de propagação da trinca por fadiga.

O gráfico da/dN versus ΔK representado na FIG 2.9, refere-se a uma curva de propagação de trinca por fadiga obtida para um corpo de prova ensaiado a temperatura ambiente, submetido a um ciclo de carga ($R > 0$) e amplitude de carregamento e frequência constantes. A taxa de propagação de trinca, no entanto, depende de muitas variáveis que podem ser externas ou do próprio material. Assim, nos materiais metálicos de um modo geral, os fatores mais comumente considerados na literatura que tendem a influenciar a propagação de uma trinca de fadiga são: microestrutura, carregamento e meio-ambiente (CUI, 2002)(NEWMAN, 1998).

2.5.1 Influências da microestrutura.

O tipo do material, tal como, ferro fundido, alumínio, titânio, aços e outros, e as condições de processamento, como por exemplo, forjamento à quente ou à frio, extrusão, laminação, tratamentos térmicos e demais processos, são importantes fatores que afetam o comportamento à fadiga dos materiais e são responsáveis pelas variações microestruturais nos mesmos (CUI, 2002).

Segundo, Das *et al.* (2006), a abordagem sobre a influência da microestrutura na propagação de trinca por fadiga inclui diversos parâmetros, tais como: tamanho e de

grão e textura, distribuição e composição das fases, tamanho e distribuição de partículas e precipitados, entre outros.

Liaw (1988) discute a influência da microestrutura (tamanho de grão) na taxa de propagação de trinca por fadiga no cobre na região de ΔK_{th} para diferentes valores de R . Ele observou que em relação à microestrutura, para valores de R baixos, o aumento do limite de escoamento do material geralmente decresce a resistência à propagação da trinca próximo ao *threshold*, enquanto que o aumento do tamanho de grão promove o efeito inverso. Para valores de R elevados, houve diminuição da influência da microestrutura e do meio ambiente na taxa de crescimento da trinca de fadiga.

2.5.2 Carregamento.

É bem documentado que a aplicação de carregamento cíclico pode acarretar o processo de fadiga. No entanto, uma mudança na intensidade do carregamento invariavelmente resulta em efeitos transitórios que afetam o crescimento de trinca por fadiga e, por conseguinte, a vida em fadiga dos componentes. Por esse motivo, o estudo da quantificação desses efeitos tem sido realizado por mais de trinta anos (SADANANDA, 1999).

Durante o crescimento de trincas por fadiga, quando se aplica uma sobrecarga após uma série de ciclos de amplitude constante, promove-se uma mudança na taxa de propagação nos ciclos subsequentes. O tipo e a sequência de sobrecargas têm efeitos diferentes na taxa de crescimento de trinca (BORREGO *et al.*, 2003), como pode ser visto na FIG 2.13. Onde A é o gráfico de comprimento de trinca em relação ao número de ciclos para um teste sem sobrecarga, B e C mostram curvas que sofreram sobrecargas pontuais ao longo do teste sendo as sobrecargas de B maiores que C.

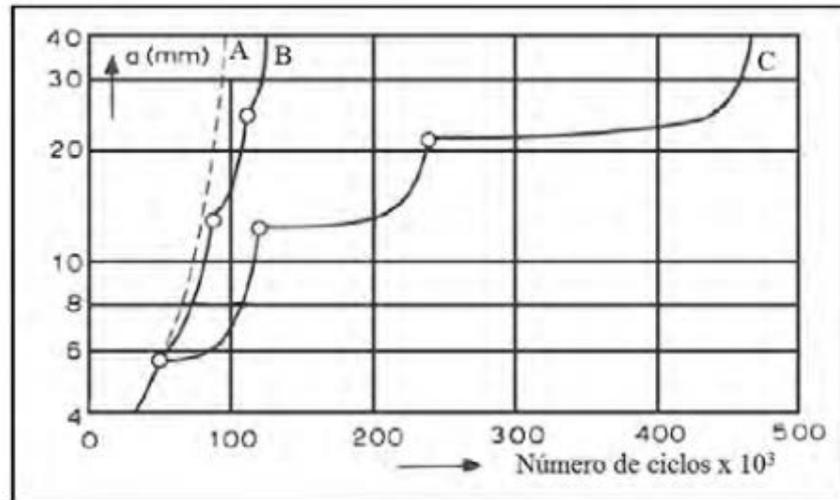


FIGURA 2.14 - Retardo decorrente da aplicação de sobrecargas para uma liga Al 2024-T3.
 FONTE – (SCHIJVE, 2009)

Este comportamento pode ter origem em vários fatores, entre eles: embotamento da ponta da trinca; altas tensões residuais de compressão na ponta da trinca; encruamento do material na ponta da trinca; fechamento de trinca induzido por rugosidade do caminho da trinca e deflexão da trinca (SADANANDA, 1999). Em geral, o retardo do crescimento de trinca após uma sobrecarga aumenta com a porcentagem de sobrecarga efetiva (HERTZBERG *et al*, 1977).

Mills *et al.* (1976) mostram que a distância de retardo do crescimento de trinca, a^* (distância na qual diminui a taxa de crescimento da trinca), desde o ponto de aplicação da sobrecarga, corresponde ao tamanho da zona plástica própria da sobrecarga. Após ter superado aquela zona plástica da sobrecarga, a trinca retoma a sua taxa de crescimento anterior.

Quando são feitas estimativas da vida à fadiga de um componente submetido a um espectro de carga variável, também é necessário considerar a influência de sobrecargas trativas e compressivas. Enquanto sobrecargas trativas diminuem temporariamente a taxa de crescimento de trinca, sobrecargas compressivas tendem a acelerar o crescimento da trinca. Mais ainda, se uma sobrecarga trativa é seguida imediatamente por uma sobrecarga compressiva, o efeito benéfico da sobrecarga trativa pode ser significativamente reduzido (HERTZBERG, 1997).

2.5.3 Efeito da razão de carregamento (R).

A razão entre as cargas mínima e máxima é utilizada como o principal parâmetro mecânico nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Fixado o R, a taxa de propagação dependerá de ΔK . Para um mesmo ΔK e aumentando-se R, aumenta-se K_{\min} e K_{\max} e há uma tendência ao aumento da taxa de propagação de trinca (KUJAWSKI *et al*, 1987). O aumento na taxa de propagação ocorre em todas as regiões da curva sigmoidal FIG 2.14.

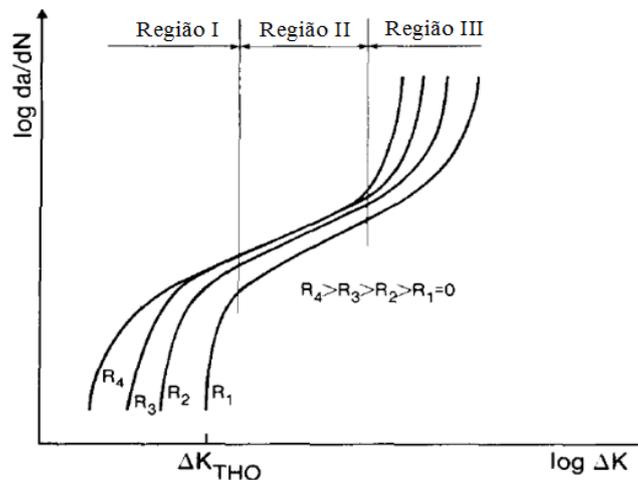


FIGURA 2.15 - Efeito da razão de tensão na taxa de crescimento da trinca de fadiga.

FONTE - (KUJAWSKI *et al*, 1987)

Enquanto na região II este aumento é pequeno, na região III, onde a tenacidade à fratura K_{IC} controla o comportamento, há uma acentuada influência de R na taxa. Na região I, tem sido demonstrado que o aumento de R acarreta a diminuição do ΔK_{th} , sendo que muitos autores (MINAKAWA *et al*, 1981)(RITCHIE, 1979)(VOSIKOVSKY, 1979), atribuem esse fenômeno à influência dos mecanismos de fechamento de trinca atuantes e ao efeito do histórico de carregamento.

2.5.4 Influência do meio na taxa de propagação da trinca.

Sob amplitude de carregamento constante, outros fatores, além da razão de tensão, influenciam a propagação de trinca por fadiga. São eles: meio ambiente,

frequência e espessura, entre outros. O meio ambiente pode afetar de maneira severa o comportamento em fadiga dos metais. Corrosão e temperatura são os dois principais fatores que afetam a taxa de crescimento de trinca (CUI, 2002). É de conhecimento geral que as falhas em componentes de engenharia sujeitos a um ambiente agressivo podem ocorrer sob tensões bem abaixo daquelas em ambientes inertes ou relativamente inofensivos.

Intrusões e extrusões formadas em meios mais agressivos favorecem a adsorção de espécies fragilizantes (como oxigênio ou hidrogênio) ou a formação de camadas de óxidos que torna difícil a reversibilidade destas (SURESH *et al*, 1981). Assim, a corrosão fadiga é um fenômeno que pode produzir falha em um componente ou estrutura por intermédio da combinação de cargas cíclicas com um ambiente agressivo gasoso ou líquido, que isoladamente não necessariamente produziria uma falha.

A iniciação de trincas por fadiga em ambientes agressivos aquosos ocorrem de forma acelerada em relação ao ar. Os mecanismos responsáveis podem estar associados ao aumento de concentração de tensões em pites de corrosão formados em ataque localizado; à dissolução preferencial em região de maior deformação plástica, que age como anodo; à ruptura de filmes protetores pelos ciclos de deformação; à redução da energia superficial causada pela adsorção de espécies presentes no meio, promovendo a propagação de trincas por fadiga; ou ainda à fragilização por hidrogênio (WEI, 1970). Todos estes efeitos podem agir separadamente ou em conjunto.

Um ambiente agressivo também tende a aumentar a taxa de crescimento de trincas por fadiga. Em aços de alta resistência, o efeito de gases e meios aquosos é ilustrado na FIG 2.15. A presença desse meio agressivo acelera a taxa de crescimento de trinca em muitas ordens de magnitude quando o fator de intensidade de tensões máximo ($K_{m\acute{a}x}$) é maior que o fator de intensidade de tensões no trincamento por corrosão sob tensão, quando submetido à tração (K_{ISCC}) (SCHIJVE, 2009) (BAXTER *et al*, 2007).

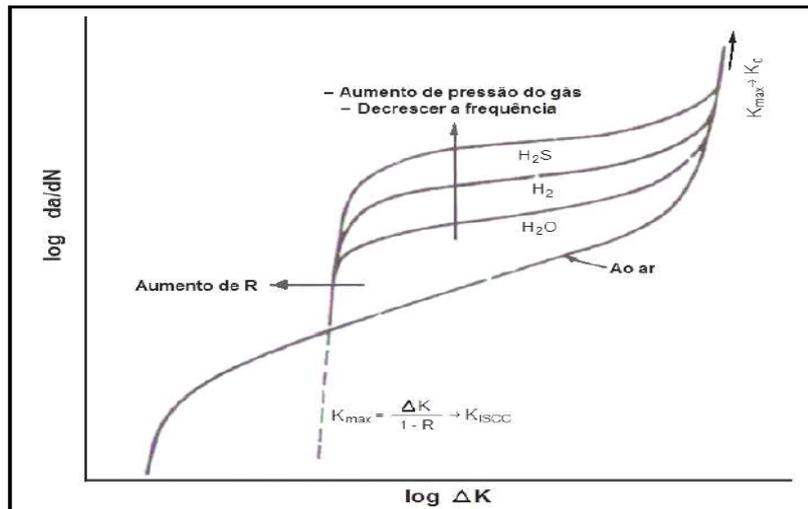


FIGURA 2.16 - Ilustração esquemática do efeito de variáveis ambientais, frequência e razão de carregamento na taxa de trincas por fadiga em aços de alta resistência.

FONTE – SURESH, 1998

É bem difundido na literatura que o comportamento em fadiga num meio corrosivo é fortemente afetado pela frequência. Pela FIG 2.16, pode-se observar que, para frequências mais baixas, o meio corrosivo atua acelerando a taxa de propagação de fadiga. (HUDAK *et al*, 1981) realizaram ensaios variando a frequência de 0,1 a 10 Hz e constataram que a taxa de propagação diminuía com o aumento da frequência.

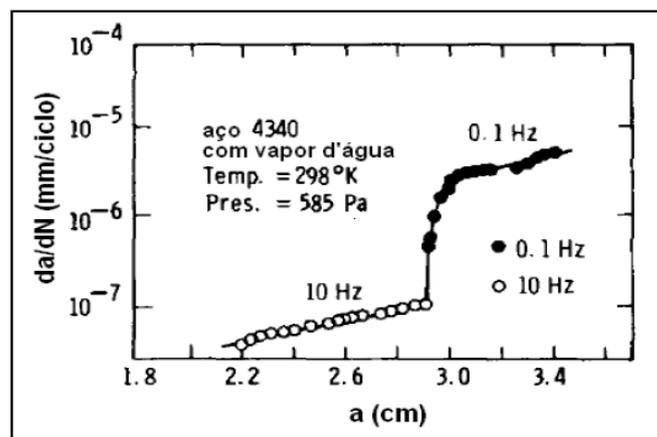


FIGURA 2.17 - Mudança na taxa de propagação da trinca devido a alterações da frequência de carregamento

FONTE – (HUDAK *et al*, 1981).

O efeito da pressão do meio na vida à fadiga de materiais vem sendo estudado e relatado na literatura científica. (HUDSON, 1972), comparou cinco níveis diferentes de pressão atmosférica utilizando ensaios axiais. Constatou que quanto menor a pressão

atmosférica aplicada, maior a resistência do material à fadiga. Nessa análise, a propagação da trinca por fadiga foi, significativamente, mais lenta ao trabalhar com pressões baixas. Esse estudo serviu para mostrar a variação da vida útil dos materiais em diferentes pressões, conforme apresentado na FIG 2.17.

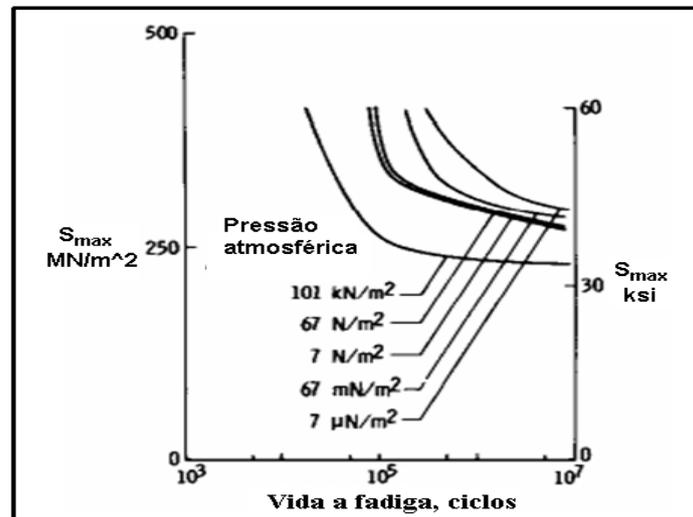


FIGURA 2.18 - Comparação das curvas em diferentes pressões aplicadas.

FONTE - (HUDSON, 1972)

Castro *et al.* (2009) avaliou comportamento estrutural do aço ASTM A-36 após solicitação flexo-rotativa em ambientes refrigerado, em lâmina de água e em água pressurizada a 5 atm. Os resultados obtidos, FIG 2.18, mostram uma dependência entre o aumento da pressão hidrostática (profundidade) e a resistência a fadiga do material. Constata-se que a pressão tem um papel importante, pois, nos ensaios em lâmina d'água, não ocorreu ruptura precoce, mesmo estando dentro da água, ao contrário do ensaio em água pressurizado a 5 atm. Os testes de fadiga subaquática foram realizados utilizando uma máquina de fadiga flexo-rotativa vertical portátil e uma câmara hiperbárica com capacidade para simular profundidades de até 150 m ou 15 atm.

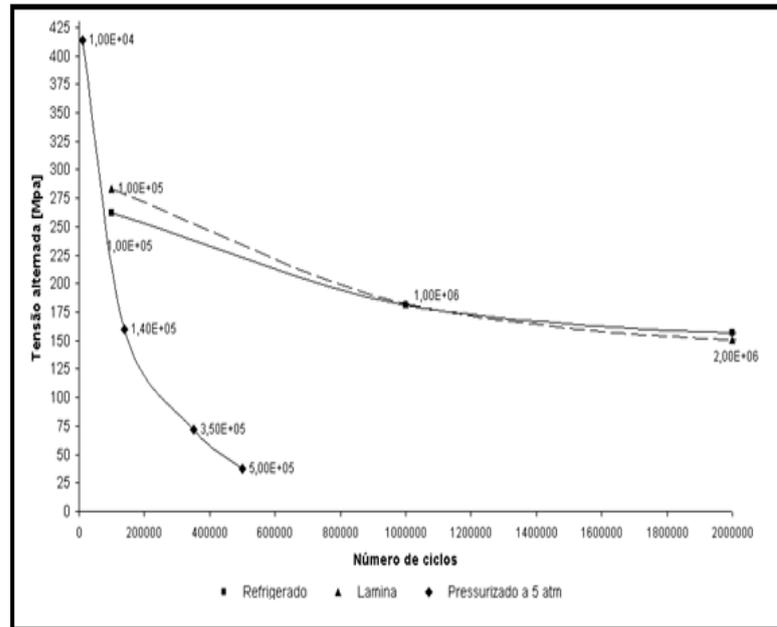


FIGURA 2.19 - Comportamento da vida a fadiga do aço ASTM A-36 com a variação da profundidade.

FONTE - (CASTRO *et al.*, 2009).

Arias (2012) estudou a velocidade de propagação da trinca de fadiga no aço ASTM-A36 testado em condições atmosféricas e subaquáticas, nesta última considerando o efeito da profundidade. O trabalho mostra uma leve diferença da taxa de crescimento da trinca por fadiga em condições subaquáticas, notando-se maior velocidade nas condições de 20m de profundidade. Na TAB. 2.3, apresentam-se os fatores C e m da equação de Paris que descreve o comportamento da velocidade de propagação da trinca para cada condição.

TABELA 2.3

Coeficientes C e m obtidos para condição de ensaio.

Equação de Paris: $da/dN = C(\Delta K)^m$					
Ar		Lâmina de água		20 m de profundidade	
C	m	C	m	C	m
$3,6906 \times 10^{-11}$	4,6944	$6,3991 \times 10^{-12}$	5,0849	$9,3887 \times 10^{-13}$	5,7588

FONTE - (ARIAS, 2012)

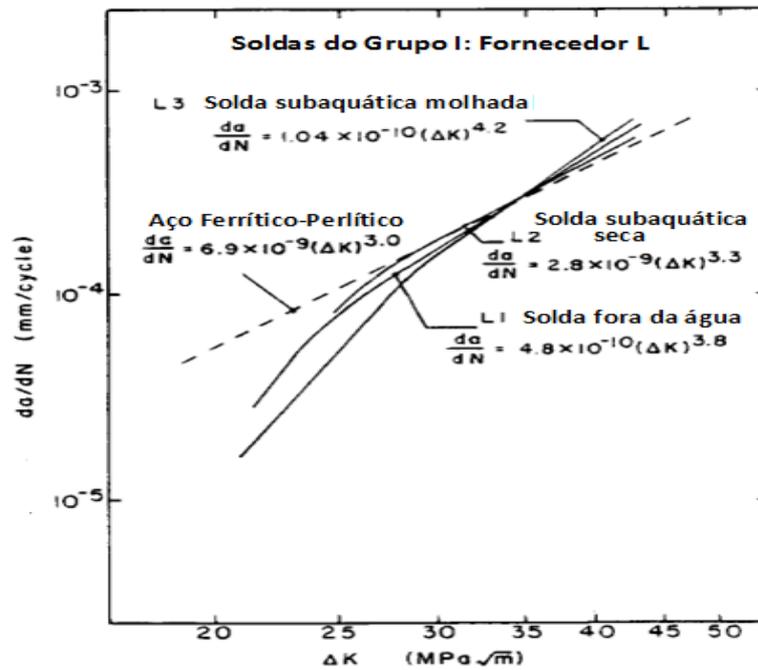
2.6 Propagação de trincas por fadiga em soldas subaquáticas molhadas.

Matlock *et al.* (1983) avaliaram o comportamento da taxa de crescimento de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão ΔK para soldas subaquáticas molhadas feitas com eletrodo E6013. A lei de Paris para crescimento da trinca foi considerada para estudar a taxa de crescimento da trinca por fadiga. Também avaliaram as superfícies de fratura das amostras, para baixos valores de crescimento de trinca (com baixo valor de ΔK), encontrando que os poros fixam efetivamente a frente da trinca e retardam o seu crescimento. Para baixo valor de ΔK a taxa de crescimento da trinca decresce com o aumento da densidade de poros. Entretanto, para altos valores de ΔK o efeito dos poros é explicado por aumentar fundamentalmente a tensão local na ponta da trinca. A variação local no fator de intensidade de tensão é verdadeiramente maior que o calculado, e correspondentemente, a taxa de crescimento de trincas são maiores do que em soldas livres de poros.

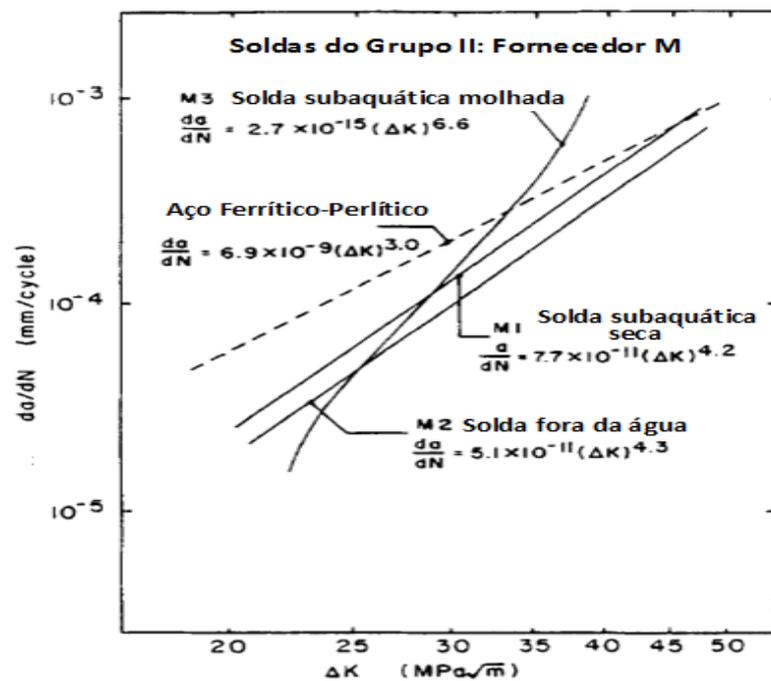
Matlock *et al.* (1987) determinaram que os poros são ancoradores efetivos de frentes de trincas, retardando a taxa de propagação destas trincas em fadiga com baixo fator de intensidade de tensão aplicada. Entretanto, se o fator de intensidade de tensão é alto, o crescimento da trinca é acelerado na presença de porosidade. Na FIG 2.19, mostra-se o resultado obtido para soldas realizadas em condição subaquática molhada, subaquática seca e fora da água produzidas pelos fornecedores L e M.

Matlock *et al.* (1987) descrevem também que a carga de pico de fratura medida após a conclusão do crescimento estável da trinca de fadiga é diretamente dependente da porosidade. O efeito primário da porosidade é reduzir a área da seção transversal da solda.

Arias *et al.* (2015) constaram que existe uma grande heterogeneidade nas soldas multipasses realizadas em condições subaquática molhada (trincas hidrogênio, poros com tamanhos diferentes, mudança de propriedades mecânicas na zona de singularidade, etc.) fazendo com que os testes de taxa de propagação da trinca por fadiga nestas soldas tenham uma maior dispersão nos resultados como mostra o fator R^2 na FIG 2.20.



(a)



(b)

FIGURA 2.19 - Comportamento da taxa de propagação da trinca por fadiga de soldas realizadas em condições: Subaquáticas molhadas, Subaquáticas Secas e Fora da Água produzidas pelas empresas L e M.

FONTE - (MATLOCK *et al.*, 1987)

Arias *et al.* (2015) compararam as taxas de crescimento da trinca por fadiga de soldas subaquáticas molhadas feitas em 10 e 60 metros de profundidade e soldas feitas em ambiente seco. Na FIG 2.20 mostram-se os resultados dos ensaios. Arias *et al.* (2015) concluíram que a taxa de propagação da trinca por fadiga para soldas com maiores níveis de descontinuidades (porosidade) o expoente m da expressão de Paris aumenta. Com isto, de forma geral, a resistência à fadiga das soldas é menor, apesar de, para níveis baixos de ΔK apresentarem um retardo da propagação da trinca (maior resistência à fadiga) e para altos níveis de ΔK uma aceleração da trinca (menor resistência à fadiga).

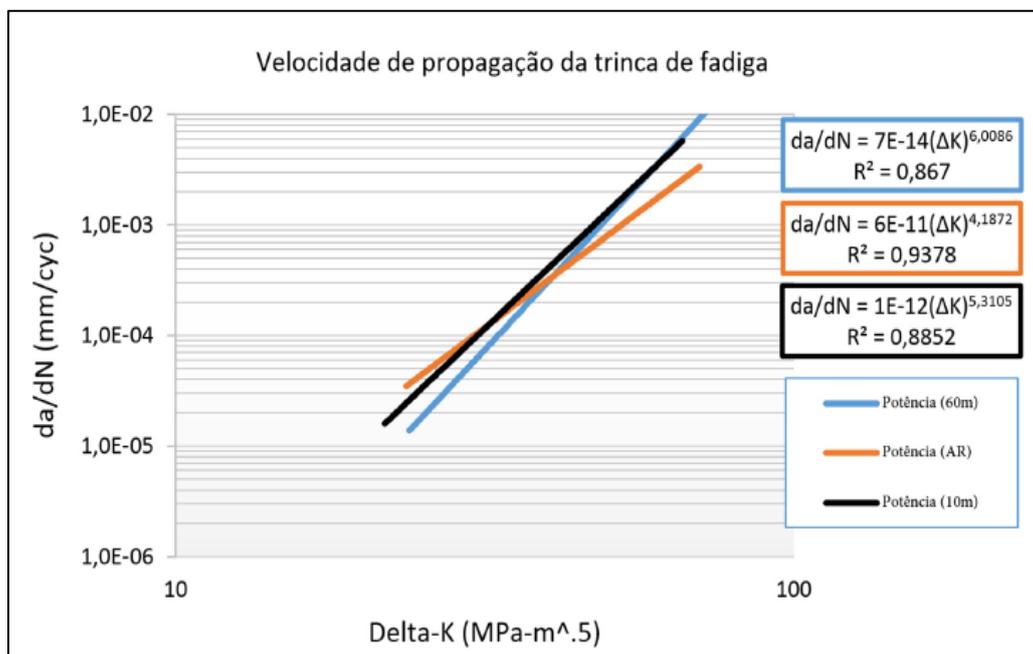


FIGURA 2.20 - Curvas de taxas de propagação da trinca por fadiga da/dN vs ΔK de soldas feitas ao ar e subaquáticas molhadas em profundidades de 10 e 60 metros.

FONTE - (ARIAS *et al.*, 2015)

2.7 Ensaios de propagação de trinca por fadiga.

A norma ASTM E647 considera a medição de taxas de crescimento desde a região próxima ao limiar de propagação até elevadas taxas de crescimento na região de elevado ΔK . Para tanto, os resultados são expressos na forma do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca, de acordo com os critérios estabelecidos na mecânica de fratura linear elástica.

Diferentes métodos de ensaio são indicados e dependem fortemente da magnitude da taxa de crescimento da trinca que se deseja medir. Essencialmente a norma ASTM E647-15 propõe 3 diferentes procedimentos sendo eles: amplitude de carga constante, ΔK -decrecente e K_{\max} -constante.

No ensaio com amplitude de carga constante, as cargas máxima e mínima são mantidas constantes. Enquanto isso, K_{\max} e K_{\min} aumentam à medida que a trinca cresce, conseqüentemente, o ΔK aumenta, conforme mostrado na FIG 2.21. A grande vantagem deste tipo de ensaio é a facilidade de execução, já que não é necessário alterar o valor máximo e mínimo da carga aplicada ao longo do teste e nem controlar o valor de K_{\max} e K_{\min} aplicado, bastando apenas monitorar o crescimento da trinca. Contudo, este procedimento é recomendado apenas para valores de taxa de propagação de trinca superiores a 10^{-5} mm/ciclo. Este ensaio também é conhecido como ensaio a K-crescente.

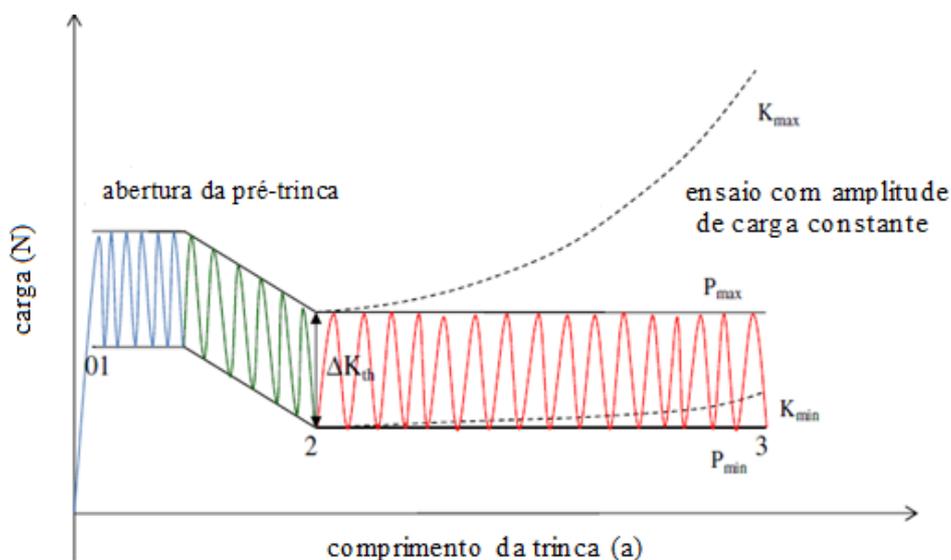


FIGURA 2 21 - Ensaio de fadiga com K-crescentes segundo ASTM E647.

FONTE –(KUJAWSKI *et al*, 2009).

No ensaio por redução de carga (ou ΔK -decrecente), tanto a carga máxima como a carga mínima são reduzidas mantendo-se R constante a uma determinada taxa à medida que a trinca cresce de tal forma que o ΔK diminui ao longo do ensaio como mostrado na FIG 2.22.

A ASTM recomenda a utilização do ensaio a ΔK -decrecente apenas para valores de taxa de propagação de trinca inferiores a 10^{-5} mm/ciclo, visando principalmente a obtenção da amplitude do fator de intensidade de tensões no limiar de fadiga (ΔK_{th}). O método de ΔK -decrecente não é recomendado para taxas de propagação

acima de 10^{-5} mm/ciclo uma vez que o histórico de carregamento associado aos valores de ΔK envolvidos pode influenciar no crescimento próximo ao limiar.

Embora uma determinação mais acurada dos valores de ΔK na região I seja importante para estimar a vida em fadiga, sua obtenção é difícil em ensaios em laboratório. Diversos fatores podem afetar os valores ΔK obtidos experimentalmente, dentre eles: plasticidade induzida, oxidação da superfície de fratura, desalinhamento (*mismatching*) da superfície de fratura, razão de carregamento, o valor de ΔK inicial, configuração e tamanho do corpo de prova. Muitos destes fatores afetam o crescimento da trinca facilitando o mecanismo de fechamento da trinca.

O método de redução de carga ou ΔK -decrecente foi inicialmente desenvolvido por Paris na década de 1970 (PIPPAN *et al*, 1994). Minakawa *et al*. (1981) mostraram que o nível de fechamento de trinca (*crack-closure level*) aumentava à medida que se aproximava de ΔK_{th} durante o método de redução de carga.

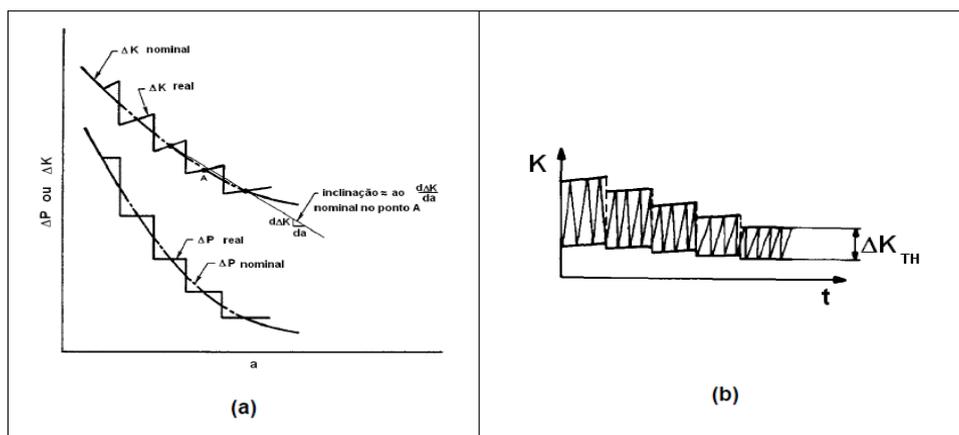


FIGURA 2.20 - Ensaio a ΔK -decrecente (a) redução da carga, P, e do fator de intensidade de tensão, K, e (b) comportamento de ΔK durante o ensaio

FONTE - (PIPPAN *et al*, 1994).

O ensaio a $K_{m\acute{a}x}$ constante se baseia no aumento do valor da carga mínima, visando aumentar o $K_{m\acute{i}n}$ à medida que a trinca cresce e, conseqüentemente, diminuir o ΔK ao longo do ensaio até alcançar o ΔK_{th} como mostra a FIG 2.23. Contudo, como o $K_{m\acute{a}x}$ também tende a aumentar com o crescimento da trinca, é necessário diminuir o valor da carga máxima aplicada para manter o $K_{m\acute{a}x}$ constante. Enquanto que nos ensaios a ΔK -decrecente e ΔK -crescente, a razão de carregamento (R) é mantida constante durante o ensaio, no método a $K_{m\acute{a}x}$ constante, a razão de carregamento aumenta. Adicionalmente,

pelo método de $K_{\text{máx}}$ constante, o fator de intensidade de tensões no limiar de fadiga só será obtido para elevada razão de carregamento ($R > 0,9$).

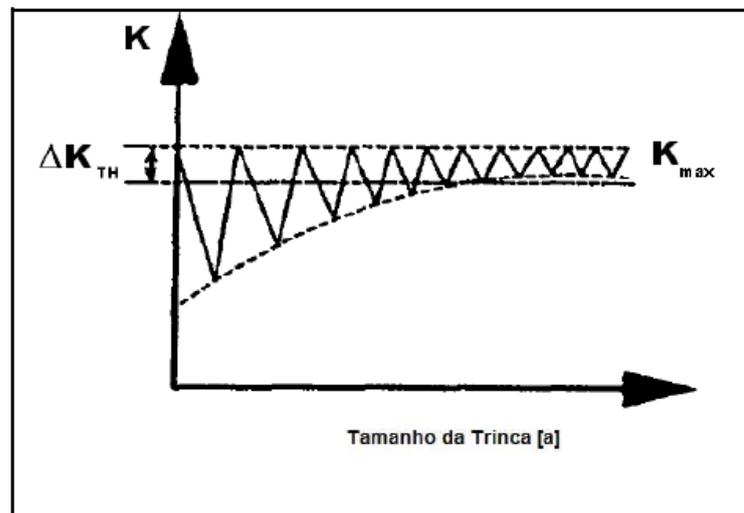


FIGURA 2.21 - Representação do teste com K_{max} constante.

FONTE - (CLARK, 1997)

A abertura de trinca em compressão ou pré-trincamento compressivo é uma técnica que foi inicialmente utilizada nos materiais de baixa tenacidade à fratura, principalmente os cerâmicos, que por outros meios iria romper em tensões trativas durante a abertura da pré-trinca. Hubbard. (1969) adaptou o uso da técnica para materiais de maior ductilidade, como as ligas de alumínio.

A propagação de trincas nos materiais tem sido atribuída, geralmente, a os carregamentos exclusivamente trativos. No entanto, o crescimento de trincas tem sido observado mesmo em materiais submetidos a carregamentos externos compressivos. Diversos estudos têm demonstrado que campos de tensão residual trativa podem surgir como resposta à deformação plástica compressiva resultante da aplicação de um carregamento compressivo sobre uma descontinuidade. Tais campos de tensões residuais trativas podem ser a força motriz para a propagação das trincas de fadiga (PIPPAN, 1988).

Consideremos, inicialmente, uma trinca partindo de um campo de tensões residuais trativas, resultante de um campo de deformações plástico em uma descontinuidade que foi submetida à carga de compressão. Sob carregamento compressivo, as superfícies da trinca se fecham e transmitem a carga compressiva como se não houvesse trinca presente. Logo, idealmente, a zona plástica e o campo de tensões residuais criados no primeiro ciclo compressivo não são alterados durante os repetidos

ciclos de carregamento subsequentes mesmo com a presença de uma trinca. Assim, à medida que a trinca vai crescendo através deste campo de tensões residuais de tamanho inalterado, ela vai inevitavelmente se afastar cada vez mais do mesmo. Desta forma, como o campo de tensões residuais trativas é a força motriz da propagação, a taxa de crescimento vai decaindo ao longo dos ciclos de compressão até que atinja um valor muito pequeno ou nulo (PIPPAN, 1988)(HUBBARD, 1969).

Pippan et al. (1994) foi um dos primeiros a descrever a técnica de obtenção do limiar de propagação com a realização de pré-trincamento em compressão, utilizando corpos de prova do tipo C(T) na liga ARMCO-Fe nos quais realizou o pré-trincamento através da técnica de compressão cíclica e, posteriormente, prosseguiu os testes através do método de amplitude constante com carregamento trativo. Estes autores relatam que para baixos valores de ΔK os corpos de prova apresentavam um crescimento inicial a uma alta taxa e está decaía rapidamente até atingir um valor nulo, ou seja, o crescimento cessava. Já para valores mais altos de ΔK foi observado o mesmo decaimento inicial, observado anteriormente, porém, atingindo um ponto de mínimo onde a taxa voltava a crescer e passava a crescer continuamente. Segundo eles, o que se observa é um crescimento com característica análoga ao de uma trinca curta, onde, inicialmente, o fenômeno de fechamento é mínimo e, à medida que a trinca cresce se observa uma transição para o comportamento de uma trinca longa, quando os fenômenos de fechamento passam a ter influência significativa.

Newman et al. (2010) analisaram o comportamento de cinco diferentes materiais quando ensaiados pelos métodos convencionais da norma ASTM E647 e pelos métodos com pré-trincamento em compressão, apresentaram diferenças significativas, sendo que os métodos com pré-trincamento em compressão apresentaram limiares de propagação menores e maiores taxas de propagação na região próxima ao limiar

2.8 Resumo do capítulo

Na revisão bibliográfica procurou-se enfatizar no efeito da profundidade, formação de descontinuidades nas soldas subaquáticas molhadas que podem afetar a propagação da trinca por fadiga, como por exemplo a porosidade e trincas a frio. Estudou-se também os fatores que afetam a velocidade de propagação da trinca por fadiga. Prestou-se especial atenção nos modelos de fechamento da trinca, por ser estes os mais citados

para descrever alguns dos comportamentos na região do limiar, especialmente para o presente trabalho o efeito da rugosidade nas faces da trinca entre outros.

Por outra parte, realizou-se um estudo mais detalhado dos tipos de ensaio existentes para determinar o limiar de fadiga e as curvas de propagação da trinca por fadiga com vista a propor uma metodologia de teste que cumpra os objetivos desta proposta.

Neste trabalho pretendeu-se utilizar a técnica de pré-trincamento compressivo, para posteriormente determinar o limiar de fadiga das soldas subaquáticas molhadas em diferentes condições de profundidade, utilizando o método de redução de carga ou ΔK -decrecente, serão feitos teste amplitude de carga constante ou K -crescente para determinar as curvas de da/dN vs ΔK , com o intuito de obter as regiões de propagação (II e III).

3. METODOLOGIA.

3.1 Aspectos Gerais.

A metodologia deste estudo será dividida em etapas conforme os itens abaixo:

- Produção de soldas subaquáticas molhadas a diferentes profundidades (10, 60 e 90 metros da coluna de água)
- Elaboração de corpos de prova tipo C(T) segundo a norma ASTM E647 para teste de taxa de crescimento da trinca por fadiga.
- Determinar as curvas de taxa de crescimento da trinca da/dN vs amplitude do fator de intensidade de tensões ΔK , em condições atmosféricas, para soldas subaquáticas molhadas feitas a diferentes profundidades
- Determinar o limiar ΔK_{th} de fadiga, em condições atmosféricas, para soldas subaquáticas molhadas feitas a diferentes profundidades.
- Avaliação das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados.

3.2 Materiais

Os materiais utilizados neste estudo foram:

Para a construção das juntas soldadas utilizou-se o aço carbono ASTM A36 (tipo de aço normalmente aplicados em plataformas marítimas) com limite de escoamento mínimo de 250 MPa e limite de resistência de 400-550 MPa, na forma de chapa de 19,0 mm de espessura. A composição química deste aço e também dos principais elementos do aço da alma dos eletrodos utilizados nesse trabalho está mostrada na TAB. 3.1.

Como metal de adição para realizar a soldagem subaquática molhada foi utilizado o eletrodo rutilico E6013 segundo a classificação da AWS (*American Welding Society*) com alma de 3,25mm de diâmetro e 350 mm de comprimento. Os eletrodos foram protegidos com verniz vinílico Tubolit VVE 815 para evitar a decomposição do revestimento dentro d'água.

Também foram realizados testes no material retirado de um segmento de duto de aço classificado como API 5L grau X65, com limite de escoamento de 526 MPa e limite de resistência de 613 MPa. A composição química da liga esta apresentada na TAB. 3.1, definidas pelo documento (*Specification for Line Pipe; API Specification 5L, 2004*).

TABELA 3.1

Composição química dos aços e da alma dos eletrodos utilizados nos testes.

<i>Elementos (% em massa)</i>												
<i>Aço</i>	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	Cu	Nb	Al	Ti
<i>A-36</i>	0,14	0,22	0,76	0,014	0,009	-	0,01	0,003	0,008	0,002	0,03	0,008
<i>Alma</i>	0,05	0,07	0,33									
<i>X65</i>	0,09	0,24	1,46	0,016	0,003	0,03	0,01	0,04	-	0,04	0,03	0,02

3.3 Equipamento para soldagem subaquática molhada.

A fonte de energia utilizada para as operações de soldagem subaquática molhada é de tipo transformador-retificador, modelo HipER-1. Esta fonte tem como tensão de circuito aberto de 75V e faixa de corrente para eletrodos revestidos de 30 a 450 A. Os valores de corrente que foram utilizados no teste para cada profundidade, são mostrados na TAB. 3.2.

TABELA 3.2

Valores de corrente para cada profundidade

Eletrodo	Profundidade (metros da coluna de água)	Corrente de soldagem (A)
E6013	10	160
	60	170
	90	180

A mecanização da operação de soldagem subaquática molhada foi realizada por intermédio do dispositivo montado dentro de uma câmara Hiperbárica, FIG 3.1. Este sistema permite o ajuste dos ângulos da haste guia (β) e ataque do eletrodo (α). Nos

experimentos foram utilizados ângulos de 80° para (β) e 60° para (α). Tais parâmetros foram definidos a partir da experiência adquirida no uso desse dispositivo em soldagem subaquática molhada e de ensaios realizados durante estudos anteriores (PESSOA *et al.*, 2006).

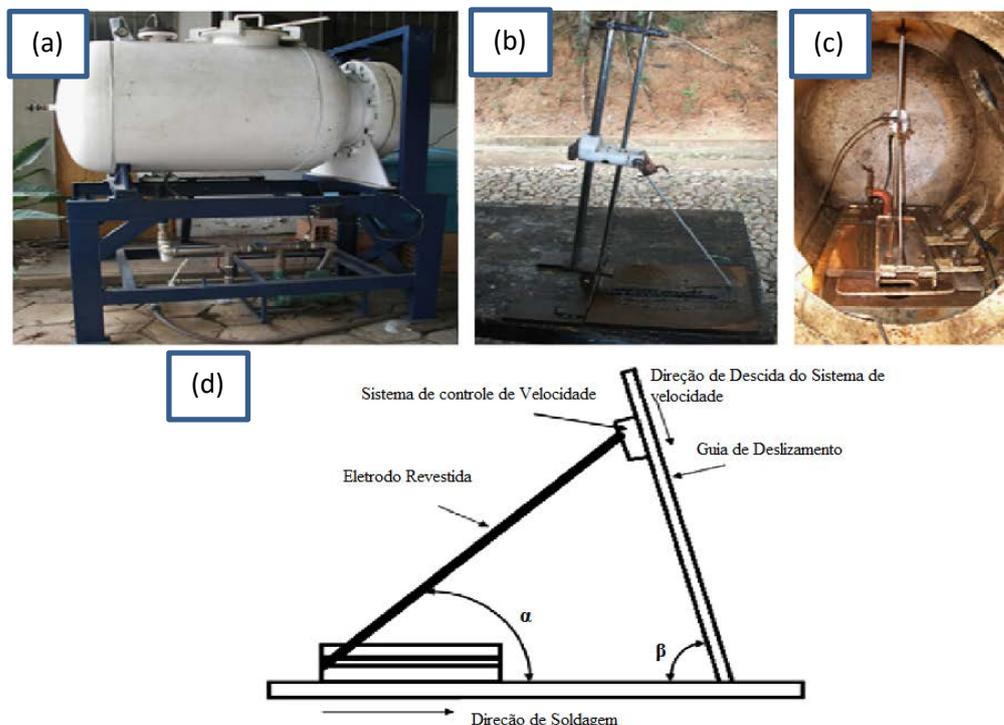


FIGURA 3.1 - (a) Câmara Hiperbárica; (b) Sistema de Soldagem por Gravidade; (c) Sistema dentro da Câmara Hiperbárica e; (d) Representação Esquemática do Sistema de Soldagem por Gravidade.

3.4 Preparação dos corpos de prova.

Os corpos de prova para deposição em chanfro V a 45° foram fabricados a partir de chapas de 19 mm de espessura, 160 mm de largura, 250 mm de comprimento e abertura de raiz de 5 mm com cobre-junta, mostrado na FIG 3.2. Estes corpos de prova são colocados junto com o sistema de soldagem por gravidade dentro do vaso de pressão, posteriormente enche-se com água natural fresca acima de $5/6$ do volume do vaso. A água dentro do vaso deve ficar acima do sistema de soldagem por gravidade e do eletrodo para evitar gradiente de temperatura nesse eletrodo. A pressurização da água para soldagem subaquática a diferentes pressões foi feita por ar comprimido diretamente de um

compressor e verificando em manômetro externo calibrado. O vaso de pressão possui válvula de segurança com alívio de pressão que foi ajustada para 11 atm.

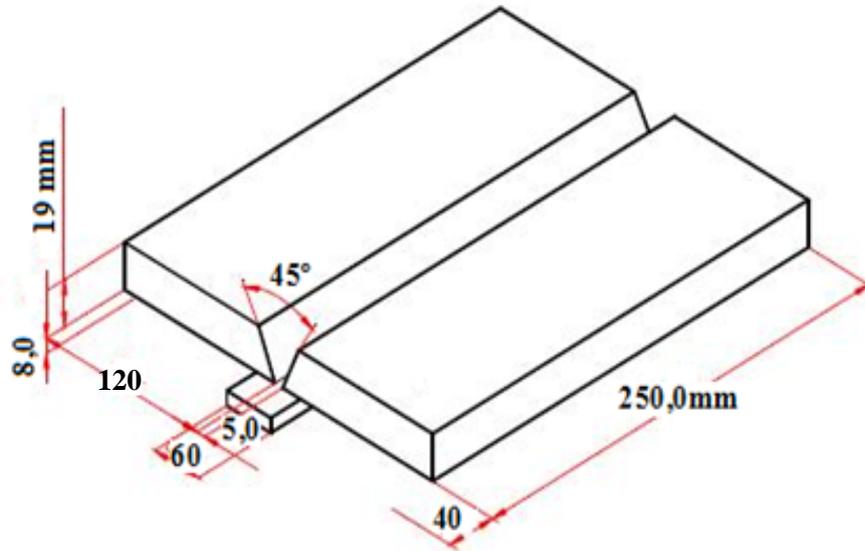


FIGURA 3.2 - Desenho esquemático do corpo de prova utilizado para a produção das soldas subaquáticas molhadas nos chanfros.

Após cada cordão de solda o vaso de pressão foi despressurizado, retirando a água, abrindo a escotilha e feita a limpeza da chapa com escova ou esmerilhadeira para retirada da escória a qual é de fácil remoção. Na FIG 3.3 a, mostra-se o resultado do preenchimento parcial do chanfro depois da limpeza entre passes, nota-se a excelente qualidade visual dos cordões gerados em condições subaquática molhada utilizando o dispositivo de soldagem por gravidade.

As chapas foram rigidamente fixadas ao gabarito durante todas as soldagens subaquáticas molhadas. Mesmo nestas condições de fixação, quando foi necessária a retirada do cupom de soldagem, ocorreram pequenos empenamentos das chapas. Na soldagem subaquática molhada a diferentes pressões executadas dentro do vaso de pressão as bordas inicial e final do cupom soldado foram descartadas, devido principalmente à má qualidade do início e final, por instabilidade do arco elétrico.

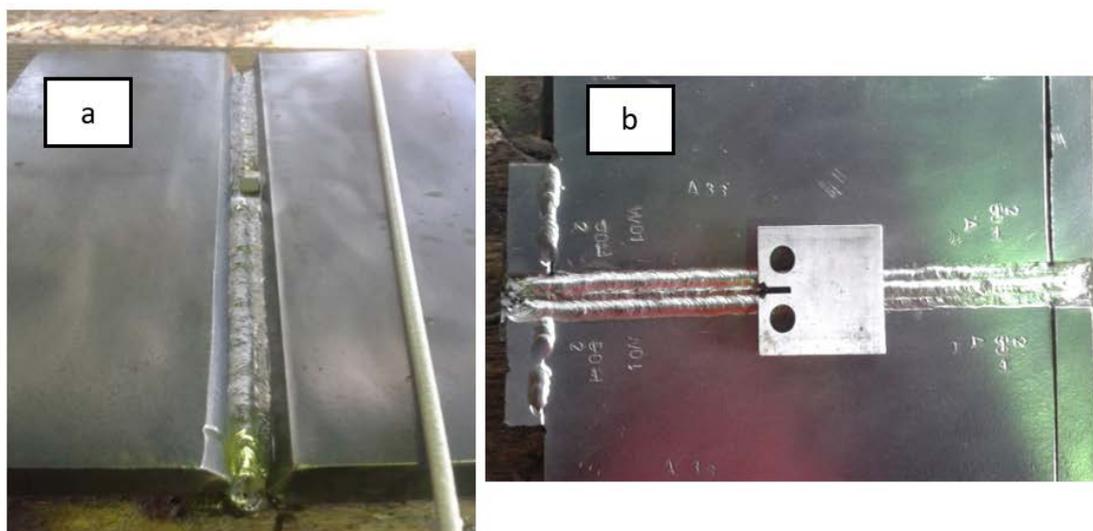


FIGURA 3.3 - a.) Junta com chanfro V sendo preenchido no processo de soldagem subaquática molhada utilizando eletrodo revestido. b.) Disposição de como foram retirados os CPs para o teste de propagação de trinca por fadiga.

Após soldagem, os CP's para o ensaio de propagação de trinca por fadiga foram retirados da junta soldada. Todos os corpos de prova utilizados foram do tipo C(T), de acordo com a norma ASTM E647, as dimensões características deste CP's mostram-se no esquema da FIG 3.4. Os corpos de prova foram fabricados por intermédio de processos convencionais de usinagem sendo que os entalhes foram feitos pelo processo eletroerosão a fio. A superfícies dos corpos de prova foram retificados para obter uma rugosidade de 0,8 a 0,4 microm.

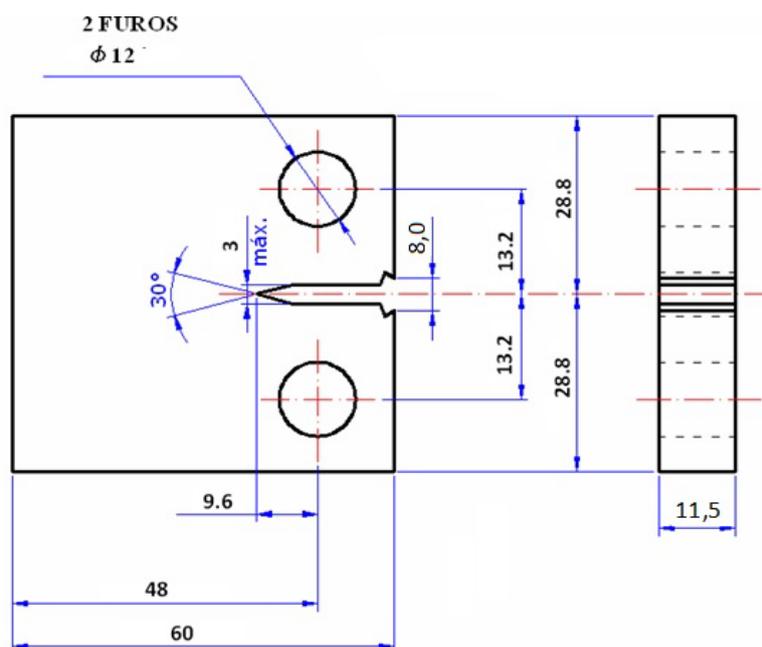


FIGURA 3.4 – Esquema que mostra as dimensões específicas dos corpo de prova C(T).

A disposição da solda com relação ao entalhe é mostrada na FIG 3.5, ressaltando duas soldas feitas em diferentes profundidades. A propagação da trinca por fadiga foi conduzida no metal de solda e sempre no mesmo sentido da soldagem, para não gerar outras variáveis no comportamento de crescimento da trinca por fadiga.

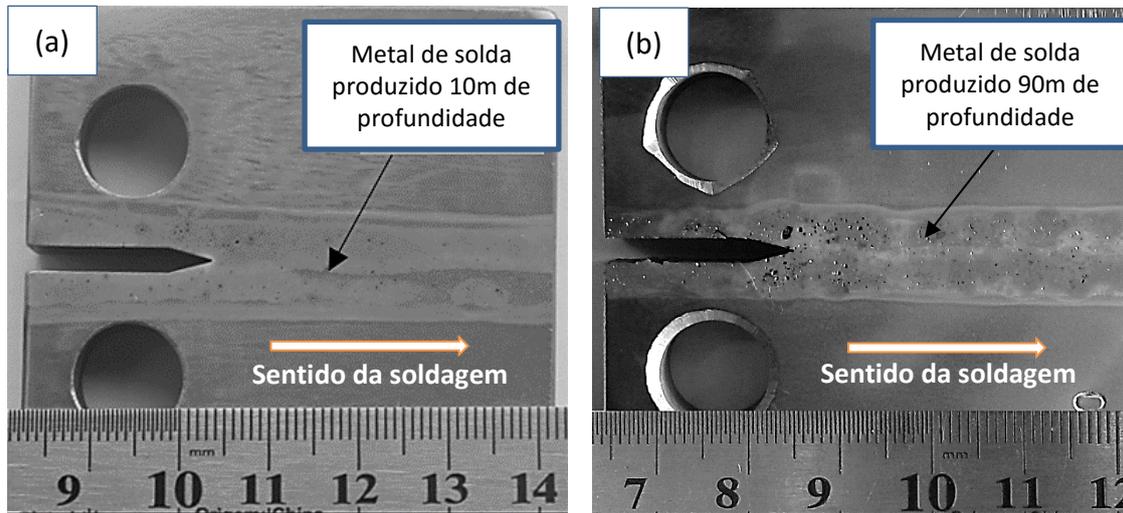


FIGURA 3.5 – Corpos de prova C(T) com entalhe paralelo à direção da solda. a) Soldas feitas a 10 m de profundidade. b) Soldas feitas a 90m de profundidade.

Também foram retirados corpos de prova de um segmento de um tubo para duto de 330 mm de diâmetro externo e espessura de aproximadamente 24,5mm sendo que a orientação seguiu o esquema mostrado na FIG.3.6. Segundo a norma ASTM E399 esta orientação é classificada como C-L. As características do material do tubo foram apresentadas no item 3.2. Os corpos de prova retirados do tubo têm a mesmas dimensões que os retirados da solda como mostra a FIG.3.4. Foi escolhido o material do tubo para fazer a otimização dos parâmetros do teste de propagação de trinca por fadiga por ser um material de excelente homogeneidade e ter resistência mecânica (limite de resistência e escoamento) similar ao metal produzido nas soldas subaquáticas molhadas além da disponibilidade desse material no LRSS (Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação).

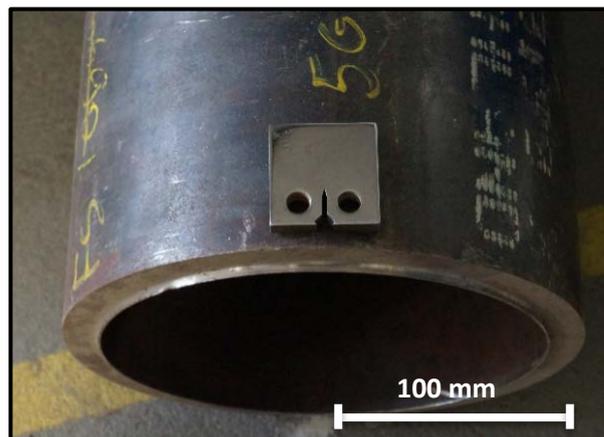


FIGURA 3.6 - Orientação dos corpos-de-prova classificada como C-L de acordo com a norma ASTM E399.

3.5 Ensaios de propagação da trinca por fadiga.

Os testes de taxa de propagação de trincas por fadiga foram realizados com a ajuda da máquina servo-hidráulica universal INSTRON, modelo 8802 B1, mostrada na FIG 3.7. Esta máquina está equipada com um sistema dinâmico com capacidade máxima de 250 kN, controlador eletrônico digital de carga e posicionamento, construído em torre modular para cinco controladores ou placas de aquisição de dados tendo instalado o software Console, o qual consta de uma série de programas aplicativos projetados para atender os requisitos de testes estático e dinâmicos. Um destes programas é o software da/dN (Fatigue Crack Propagation) que proporciona um sistema de controle, aquisição de dados, realiza os cálculos e mostra os resultados em tempo real, em conformidade com a norma ASTM E647-15, facilitando todo o processo do teste.

Com o intuito de obter a precisão na medição da carga, foi adaptada uma nova célula de carga de capacidade máxima de 25KN, do tipo *Dynacell*, que atende muito bem as faixas de carregamento utilizadas neste trabalho, as quais não superam os 20KN. Essa nova célula é totalmente compatível com o sistema de controle do modelo 8802B. Na FIG 3.7, mostra-se a montagem pronta para realização do teste de propagação de trincas por fadiga.

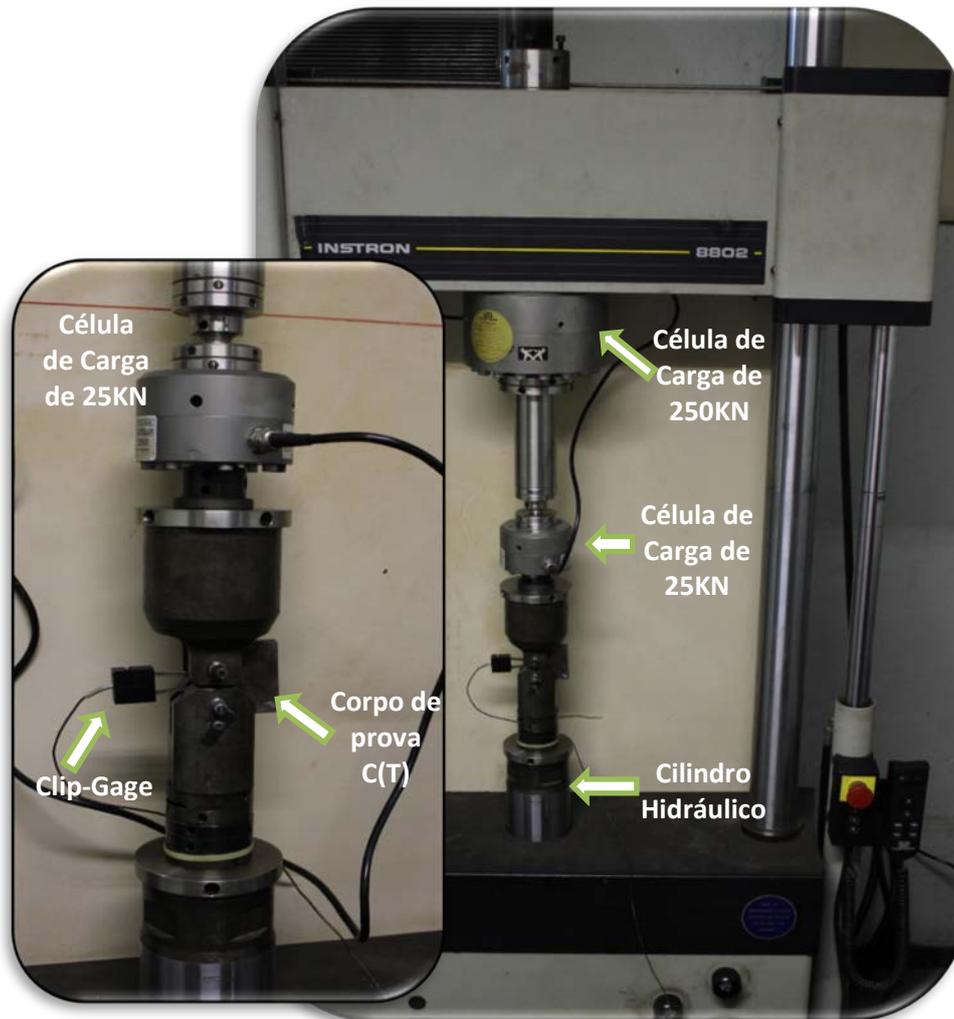


FIGURA 3.7 – Disposição de alguns elementos na máquina Servo hidráulica INSTRON 8802 para realizar o teste de propagação de trincas por fadiga.

3.5.1 Pre-trinca.

Para a execução do ensaio de propagação de trinca, a norma ASTM E647-, estabelece que deve-se ter uma pré-trinca mínima de comprimento $0,1B$, $0,06W$ ou 1mm .

Neste trabalho a abertura da trinca foi realizada em carregamento compressivo utilizando métodos reportados na literatura por Newman *et al.* (2010)

Para viabilizar o trincamento compressivo foi desenvolvido um dispositivo especialmente projetado para este fim. O dispositivo possibilita que a carga seja aplicada às superfícies superior e inferior do corpo de prova conforme representado na FIG 3.8

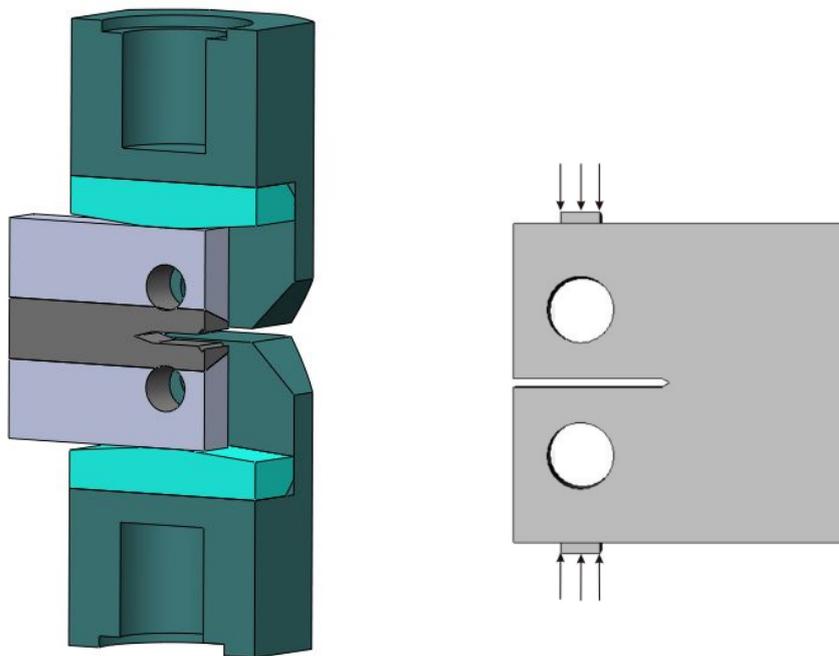


FIGURA 3.8 -a) Desenho do dispositivo para realizar o pré-tincamento compressivo no corpo de prova C(T). b) Esquema mostrando o carregamento compressivo no corpo de prova C(T).

Os parâmetros para gerar a pré-trinca por carregamento compressivo foram mantidos para todas as condições de soldas subaquáticas molhadas, na TAB. 3.3 mostra-se os parâmetros para as diferentes condições testadas.

TABELA 3 3
Parâmetros de teste para geração da pré-trinca com carregamento compressivo.

<i>Pre-trinca por compressão</i>					
<i>Condições das amostras</i>	Razão de Tensões (R)	Pmax (N)	Pmin (N)	Número de ciclos	Comprimento da pré-trinca a (mm)
<i>10 metros</i>	10	-892	-8920	2.595.215	1,0
<i>60 metros</i>	10	-892	-8920	2.392.531	1,2
<i>90 metros</i>	10	-892	-8920	2.594.323	1,1

3.5.2 Métodos de ensaio utilizados para determinação do crescimento da trinca por fadiga.

Para determinação da taxa de crescimento a fadiga na região II, foi utilizado o método de ensaio com amplitude de carga constante, as cargas máxima e mínima são mantidas constantes, com uma variação senoidal entre elas e variando a frequência em dependência da taxa de crescimento da trinca, 30Hz para taxas de propagação menores que 10^{-5} mm/ciclo, 15Hz para taxas entre 10^{-5} mm/ciclo e 10^{-4} mm/ciclo, 5Hz para taxas maiores 10^{-4} mm/ciclo. O valor da amplitude de carga utilizados para todos os testes dessa região foi de 10KN com uma razão de carregamento de $R=0,1$. Enquanto isso, $K_{máx}$ e $K_{mín}$ aumentam à medida que a trinca cresce, conseqüentemente, o ΔK aumenta. A temperatura dos testes foi mantida em torno de 25°C .

Para determinar a propagação de trincas de fadiga na região do limiar utilizou-se o método de redução de carga (ou ΔK -decrecente), tanto a carga máxima como a carga mínima são reduzidas a uma determinada taxa à medida que a trinca cresce de tal forma que o ΔK diminui ao longo do ensaio. Em todas as amostras testada foi utilizado um gradiente de K normalizado (C) de $-0,08 \text{ mm}^{-1}$. A razão de carregamento utilizada nos testes foi de $R=0,1$ e uma frequência de 30Hz até atingir taxas de crescimento próxima a 10^{-7} mm/ciclo.

Todos os ensaios utilizando o método de redução de carga foram controlados pela variação de intensidade de tensão (ΔK), iniciando o teste com valores de $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, propiciando taxas de crescimento de trinca menores de 10^{-5} mm/ciclo como recomendado pela norma ASTM E647, visando principalmente a obtenção da amplitude do fator de intensidade de tensões no limiar de fadiga (ΔK_{th}).

Foram ensaiados CPs para cada condição de material, amostras contendo solda subaquática molhada feita a 10, 60 e 90 metros de profundidade, outras com material homogêneo retirados de um segmento de duto com classificação API 5L X65.

A medição do comprimento da trinca foi feita pela técnica de medição do grau de flexibilidade elástico (*compliance*) do corpo de prova durante o ensaio por meio de um extensômetro (Clip-Gage) localizado na boca do entalhe. Nesta técnica, utiliza-se a relação entre a flexibilidade do corpo de prova e o comprimento da trinca.

3.6. Análise metalográfica e da superfície de fratura.

A análise metalográfica foram realizadas com o objetivo de determinar os constituintes microestruturais e o nível de porosidade das juntas soldadas além de caracterizar caminho da trinca gerada no teste por fadiga, esta última análises foi conduzida em várias regiões do corpo de prova que caracteriza condições específicas do teste. Na FIG 3.9 mostra-se os planos onde foram feitas análises metalográficas, sendo que o plano A mostra o caminho total da trinca por fadiga gerada pelo teste de redução de carga (ΔK -decrecente), o plano B mostra a seção transversal do CP na região de altos valores de ΔK e o plano C representa a seção transversal da zona com baixos valores de ΔK perto do limiar. O equipamento utilizado para gerar as imagens é um microscópio óptico OLYMPUS, modelo BX60M. Para a preparação metalográfica, as amostras soldadas passaram pelas etapas de lixamento em granulometria de 100, 240, 320, 400, 600 e 1200 mesh, polimento em panos com alumina de $1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$, finalmente passaram por ataque químico metalográfico com o reativo químico de Nital 2%.

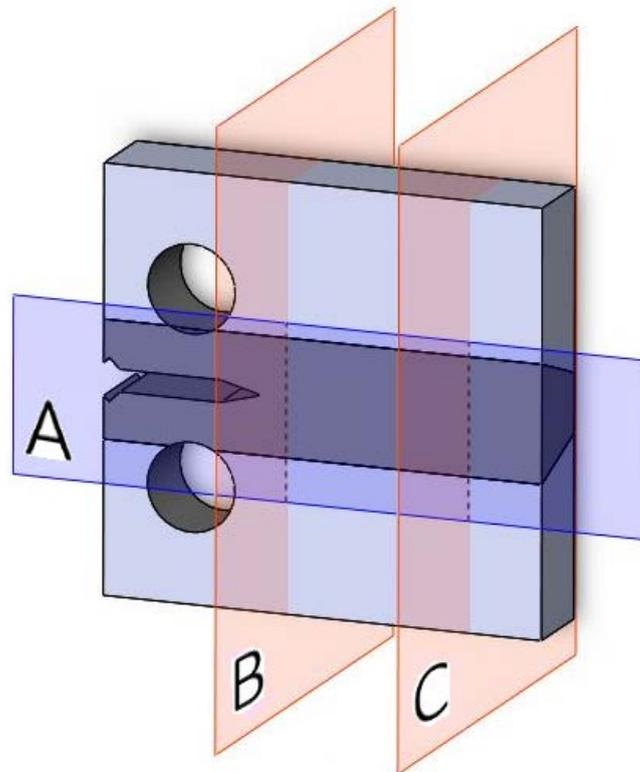


FIGURA 3.9 – Desenho ilustrativo mostrando as regiões onde foram extraídas as amostras para análise metalográfica.

Os ensaios de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram realizados com a finalidade de caracterizar a superfície de fratura das amostras testadas por fadiga. As análises foram conduzidas no Laboratório de Microscopia Eletrônica do CDTN (Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear).

Também foram analisadas a topografia da superfície de fratura utilizando um Microscópio confocal de medição a laser OLYMPUS LEXT OLS4100, com modo de aquisição de imagens 3D sem contato e com resolução de altura de até 10 nm para medidas de micro-perfil. Esta metodologia facilitou a obtenção do perfil da superfície de fratura dos corpos de prova nas diferentes regiões estudadas. As análises foram conduzidas no Laboratório de Engenharia de Superfície do Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG, Campus CETEC.

4 RESULTADO E DISCUSSÃO.

4.1 Análises das soldas subaquáticas molhadas

4.1.1 Caraterísticas macrográficas das soldas subaquáticas molhadas.

Na FIG 4.1 mostra-se a seção transversal das juntas soldadas feitas com processo de soldagem subaquática molhada a 10, 60 e 90 metros de profundidade. A fotografia geral da seção transversal é composta de 150 imagens feitas no microscópio óptico com aumento de 5X, com objetivo de ter maior detalhes da junta soldada. Em geral observou-se a ausência de falta de fusão na interface da solda e de inclusões de escória que poderiam comprometer o posterior ensaio de fadiga, validando com isso o procedimento operacional utilizado para realizar as soldas.

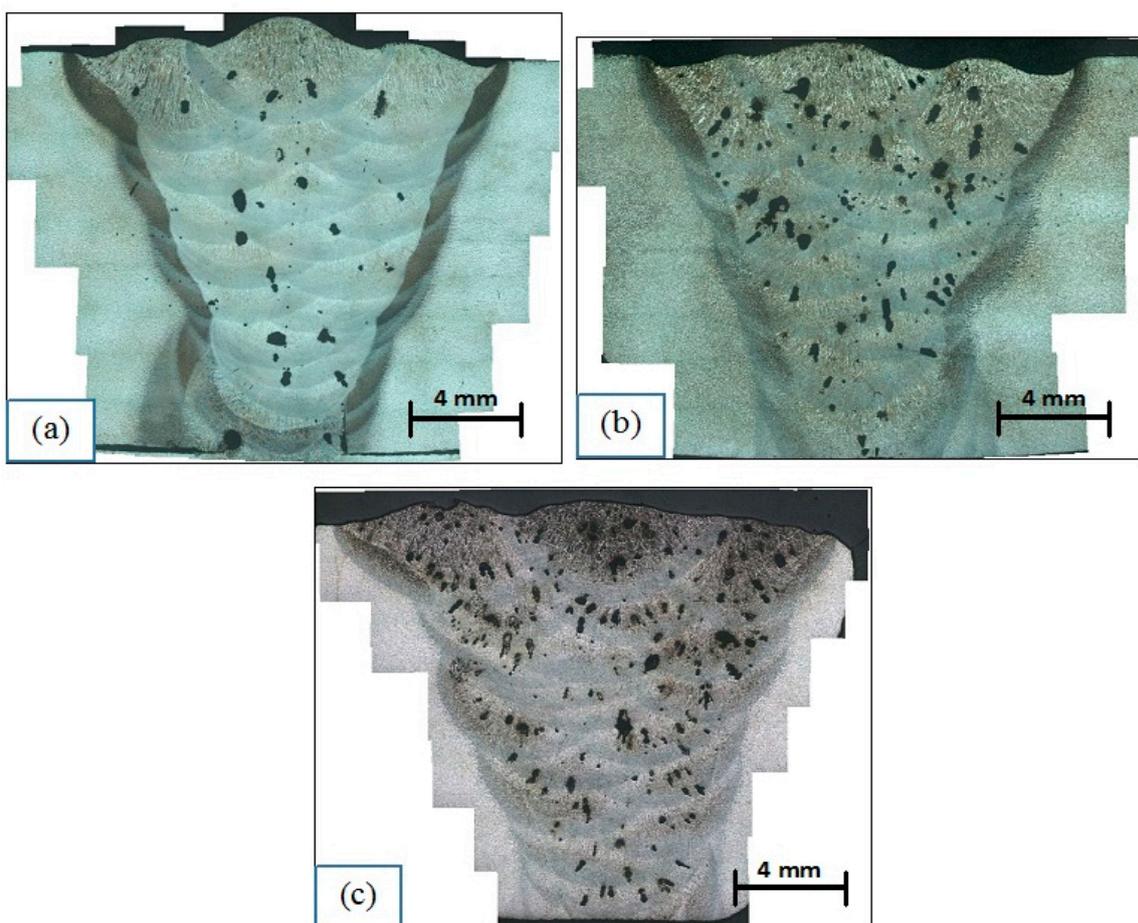


FIGURA 4.1- Macrografias da secção transversal das soldas subaquáticas molhadas feitas a diferentes profundidades, (a) 10 metros (b) 60 metros e (c) 90 metros.

Pode-se observar também o fato relatado na literatura por Suga *et al.* (1986), de que, com aumento da pressão hidrostática na soldagem subaquática molhada aumenta a quantidade de poros no metal de solda.

Na FIG 4.2 mostram-se estereografias tridimensionais da microestrutura óptica da solda subaquática molhada feita 60m de profundidade. Pode-se notar a falta de homogeneidade da junta soldada, especialmente na possível região onde vai propagar a trinca por fadiga no teste de da/dN . Dentro das diferentes discontinuidades que podem levar a uma mudança na propagação da trinca por fadiga, tem-se poros, que não têm uma distribuição espacial e tamanho uniforme na seção da solda.

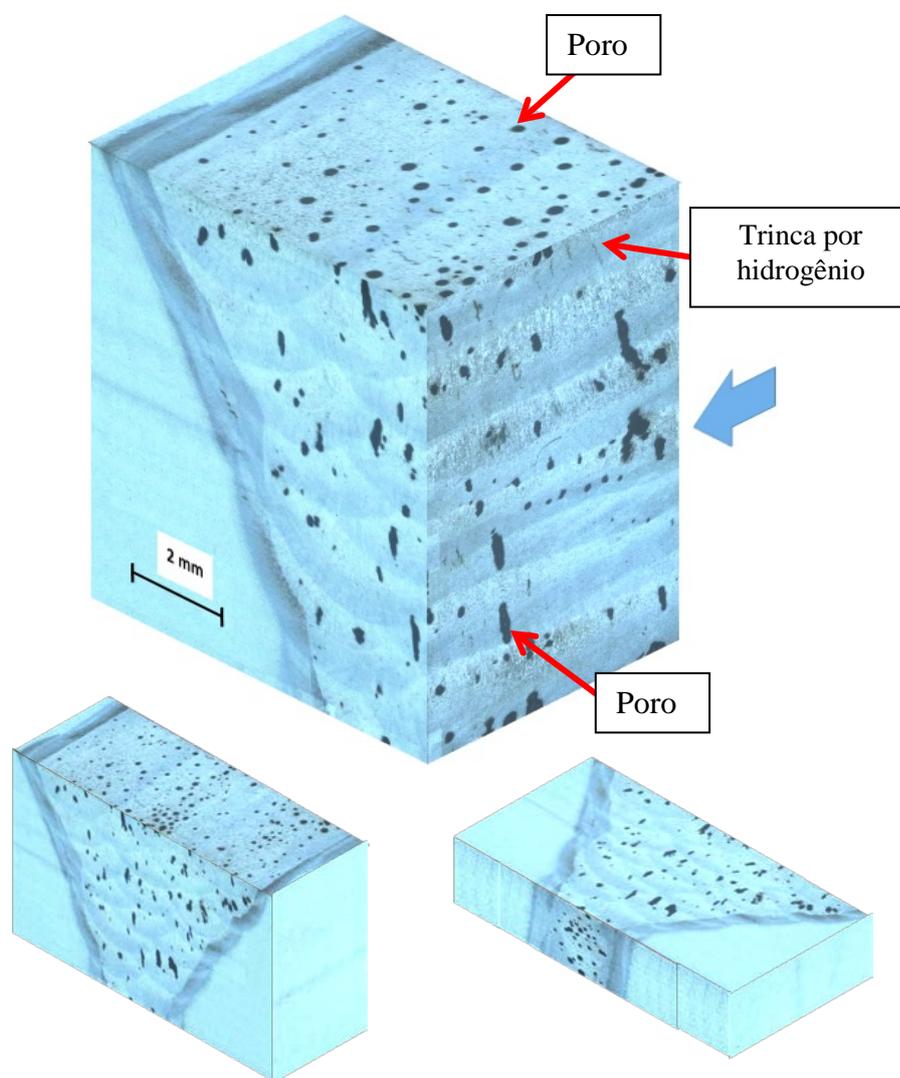


FIGURA 4.2 - Estereografia tridimensional da microestrutura óptica da solda subaquática molhada feita 60m de profundidade. A seta em azul sinaliza a face onde a trinca por fadiga deve se propagar no teste da/dN .

Outra descontinuidade que pode influenciar na propagação da trinca são trincas a frio ou trincas por hidrogênio, que parecem orientar-se preferencialmente na direção transversal ao eixo da solda, o que já foi relatado na literatura por Bracarense *et al.* (2010). Também as regiões de grão colunar, produto do processo de solidificação, e regiões de grãos finos e grãos grosseiros resultantes do reaquecimento pelos passes seguintes, e as diferentes propriedades mecânicas na zona de singularidade, podem fazer com que a cinética da propagação da trinca por fadiga apresente mudanças.

4.1.2 Microestruturas das soldas subaquáticas molhadas.

Análises micrográficas foram feitas com o objetivo de identificar a microestrutura do metal de solda além de procurar alguma mudança microestrutural provocada pela variação de profundidade em que as soldas subaquáticas molhadas foram feitas. Em termos qualitativos, não foram observadas alterações microestruturais significativas no metal de solda com a variação da pressão hidrostática, fato relatado na literatura por Ibarra *et al.* (1994). Segundo estes, aparentemente pressões superiores as encontradas a 10 metros de profundidade não causam uma variação marcante na microestrutura das soldas subaquáticas molhadas. Todavia, como não foram feitas análises quantitativas da microestrutura do metal de solda, não é possível concluir se a profundidade de soldagem afeta a microestrutura das soldas molhadas para o eletrodo utilizado neste trabalho.

Na FIG 4.3 as micrografias mostram uma microestrutura típica de soldas subaquáticas molhadas produzidas com o eletrodo rutílico E6013 a 90m de profundidade, com ferrita de contorno de grão (FCG), ferrita de segunda fase alinhada (FSA) e ferrita poligonal intragranular (FP) para a região de grão colunar, para identificação de microestrutura, utilizou-se a terminologia recomendada pelo IIW (*International Institute of Welding*). Para a região recristalizada observou-se uma região de grãos finos recristalizado (GFR) e outra região de grão grosseiro recristalizado (GGR), decorrente dos ciclos térmicos gerados pelos passes subsequentes.

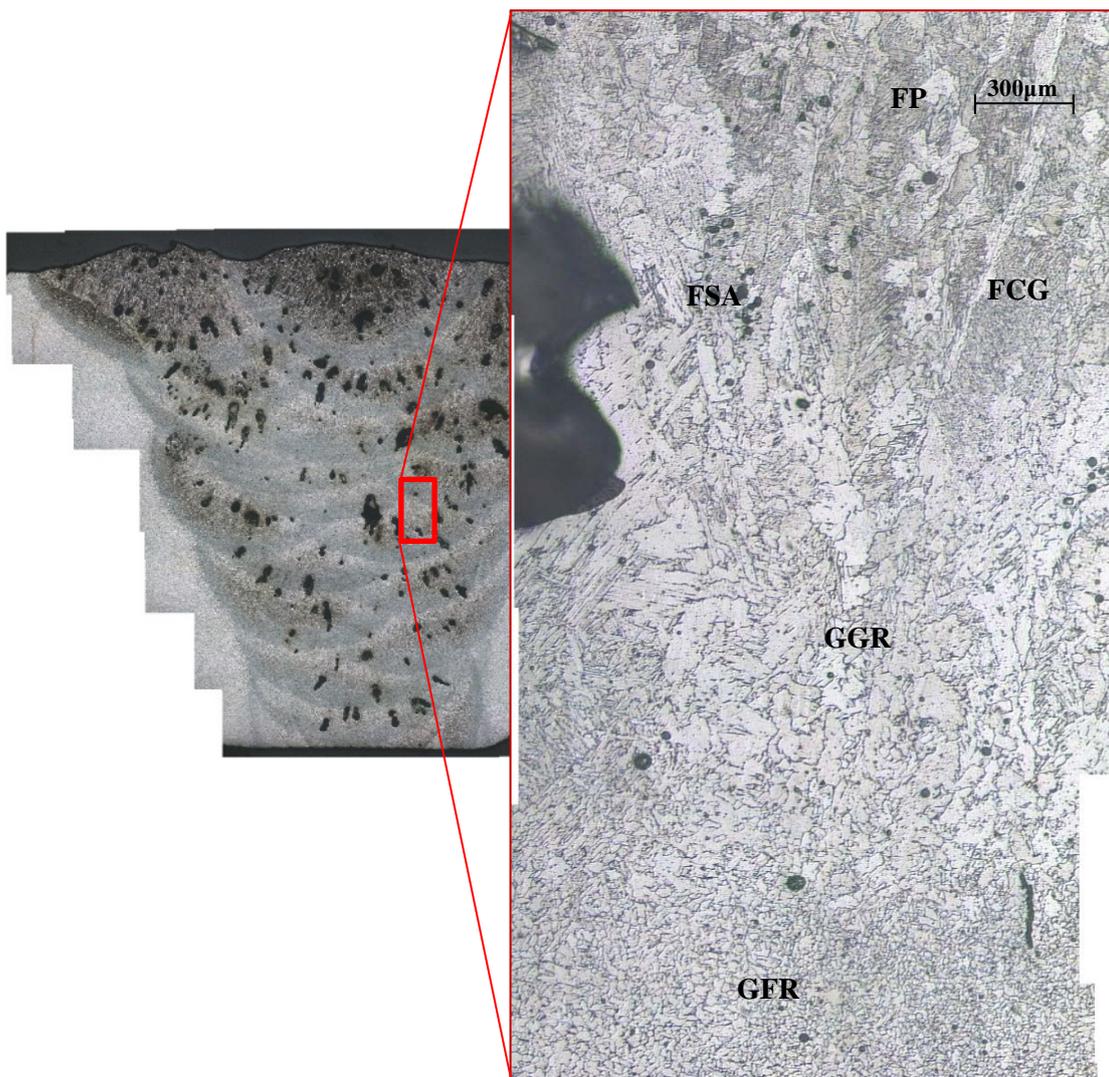


FIGURA 4.3 – Micrografia do cordão de solda subaquáticas molhada feita 90m de profundidade. Amostra atacada com Nital 2% e aumento 250X

4.1.3 Porosidade nas soldas subaquáticas molhadas.

Na FIG 4.4 apresenta-se um exemplo da análise para medir a porosidade por meio do software de processamento de imagem (ImageJ). O primeiro passo é a determinação da área da solda, depois a área total dos poros. A porcentagem de descontinuidades tipo poro para soldas subaquáticas molhadas é a diferença entre as duas áreas encontradas. Foram achados valores de 2% para soldas feitas a 10 metros, 6,8% para soldas feitas a 60 metros e 11,5% para soldas feitas a 90 metros.

O aumento na porosidade com a profundidade está de acordo com os resultados e teoria apresentados por Suga *et al.* (1986), Liu *et al.* (1994) e Trevisan *et al.* (1990).

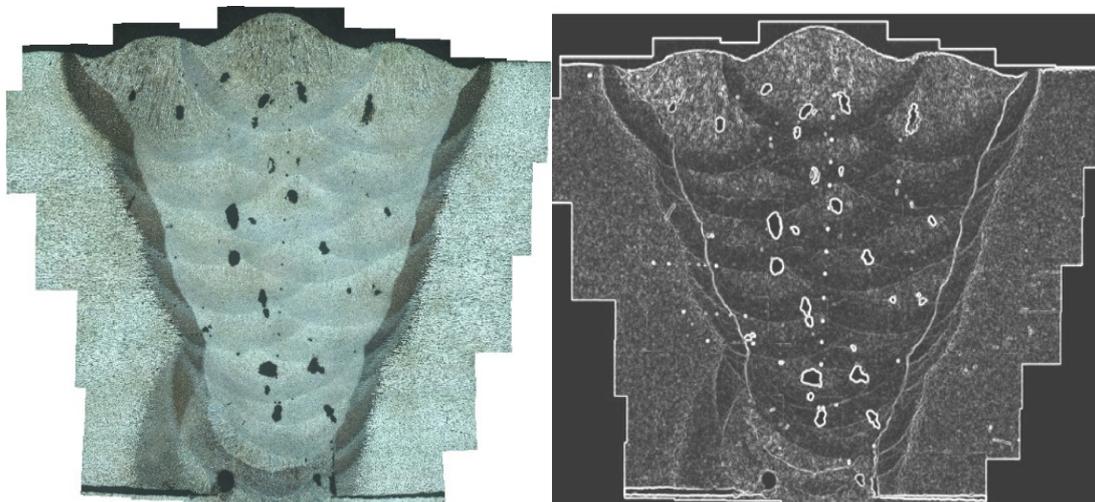


FIGURA 4.4 – Imagem que representa a utilização do software *ImageJ* na determinação da porcentagem de poro em solda subaquática molhada feita a 10m de profundidade.

4.1.4 Dureza nas soldas subaquáticas molhadas.

Foram realizados ensaios de micro-dureza nas superfícies das seções transversais das soldas subaquáticas molhadas do metal de base, metal de solda e a zona termicamente afetada por calor. Os resultados obtidos estão esquematizados na FIG 4.5, exceto a dureza no metal de base que fica em torno de 160 HV1 (aço ASTM A36). A carga aplicada no teste de microdureza foi de 9,807N com um tempo 15 segundos.

Pode ser observado nos resultados de perfis de dureza, que não existe uma variação apreciável da dureza com o aumento da profundidade de soldagem, resultados que estão coerente com os obtidos por Dexter (1990). Por outro lado, estudos mostram um ligeiro decréscimo da dureza com o aumento da profundidade de soldagem, como relatado por Gao *et al.* (2015) e Lorenzo *et al.* (2005).

Conforme esperado, foi obtida uma dureza na ZTA superior à dureza do material-base em todas profundidades de soldagens subaquáticas molhadas. Na soldagem subaquática molhada foi observado que no cordão de solda a dureza é inferior à dureza na ZTA, e pouco superior que à dureza do material-base.

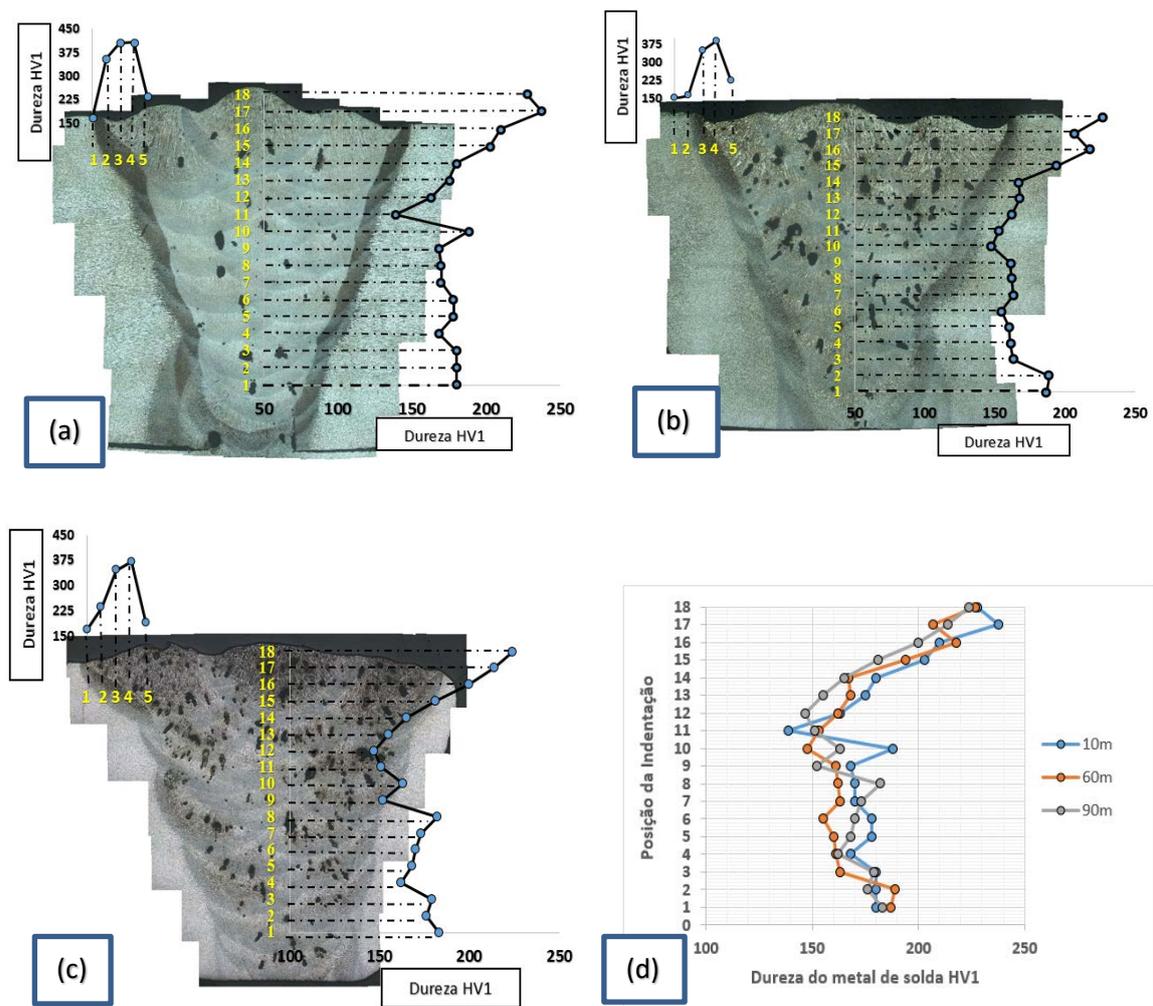


FIGURA 4.5- Perfis de dureza das secções transversais de soldas subaquáticas molhadas feitas a diferentes profundidades (a) 10 metros, (b) 60 metros, (c) 90 metros e (d) Comparação dos perfis de dureza.

4.2 Propagação da trinca por fadiga.

Com o intuito de validar o procedimento de teste da taxa de propagação da trinca por fadiga e tendo em vista que gráficos que mostram o ensaio de metal se solda subaquática molhada não são referenciados na literatura, neste trabalho foram realizados ensaios de da/dN versus ΔK com carga constante e ΔK -decrecente no aço API 5L X65, retirado de um tubo como mostrado na FIG 3.6. Este material é mais homogêneo que a solda subaquática molhada e existem referências na literatura para validar seu comportamento. Na FIG 4.6 mostra a curva da/dN versus ΔK utilizando os métodos carga constante e ΔK -decrecente.

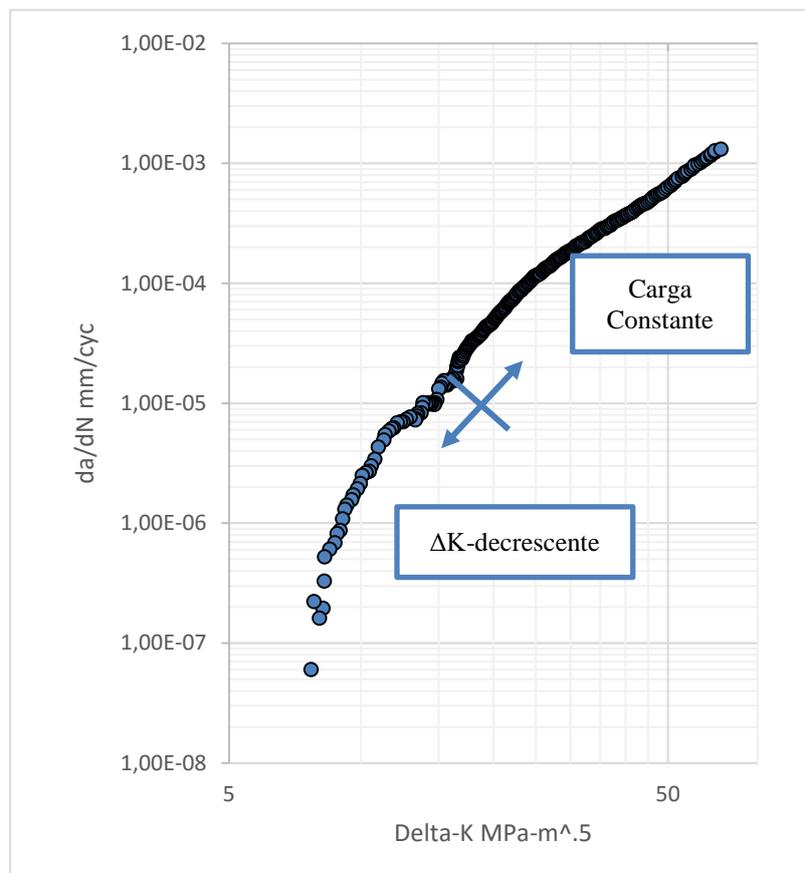


FIGURA 4.6 – Curva da/dN versus ΔK realizada com teste de carga constante e ΔK -decrescente no aço API 5L X65.

Os resultados mostrados na FIG 4.6 demonstram que os parâmetros utilizados no teste da/dN versus ΔK estão adequados e que qualquer perturbação que se apresente nas curvas da/dN versus ΔK feitas para metal de solda subaquática molhada deve ser característica do material e não um erro de medição.

Com objetivo de constatar alguma mudança na curva da/dN versus ΔK na presença de discontinuidades tipo poro foi testado um corpo de prova C(T) fabricado do aço API 5L X65, com 6 furos numa face e 5 na outra com diâmetro aproximado de 1 mm, afastados aleatoriamente e não passantes na espessura, como mostra a FIG 4.7 (a).

Na FIG 4.7 (b) pode-se observar que a trinca tende a procurar as descontinuidades e a FIG 4.7 (c) mostra a mudança gerada no gráfico da da/dN versus ΔK utilizando o método de ΔK -decrecente provocada pela presença de descontinuidades no caminho da trinca.

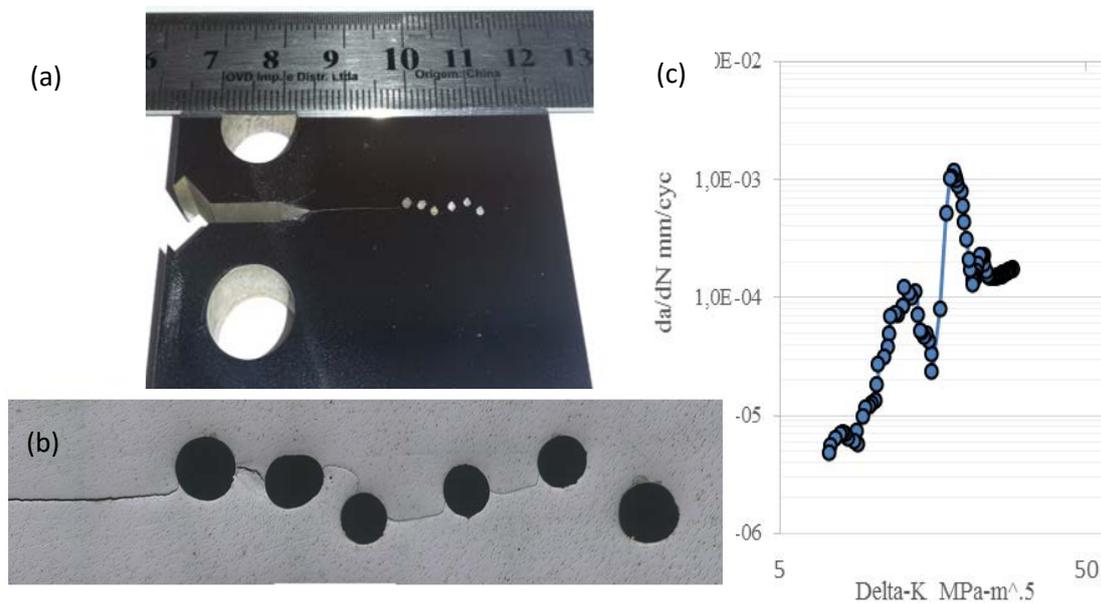


FIGURA 4.7 – (a) Corpo de prova furado (b) caminho da trinca na face do CP furado (c) Curva da/dN versus ΔK realizada com teste de ΔK -decrecente no aço API 5L X65 furado.

Os dados da taxa de crescimento da trinca por fadiga no regime de Paris (Região II) para o metal de solda subaquática molhada nas diferentes condições estudadas são mostrados na FIG 4.8. As equações lineares que descrevem o comportamento do crescimento da trinca por fadiga na região de Paris para solda subaquática molhada são incluídas juntamente com os dados da *British Standard BS 7910*, a qual representa uma expressão simplificada de comportamento a fadiga para aços soldados.

Os códigos atuais de projeto baseados no conceito de adequação ao serviço e tolerância a defeitos, como o API 579 e a BS 7910, definem diretrizes para a análise de componentes que apresentem defeitos do tipo trinca bem como as características esperadas para os materiais frente as mais variadas aplicações. Esses documentos apresentam metodologias de análise de defeitos do tipo trinca bem como definem as propriedades mínimas exigidas para os materiais de acordo com as suas aplicações.

Neste trabalho ao longo dos resultados, diversas vezes são apresentadas as curvas da norma britânica BS 7910. Tais curvas, segundo a norma, definem o comportamento limite recomendado para os aços (ferríticos, austeníticos ou com estrutura

dúplex) com resistência à tração menor que 700MPa ensaiados ao ar e em temperatura inferior a 100 °C. Essa norma recomenda utilizar para avaliações de juntas soldadas valores R maior ou igual a 0,5, que representam a condição mais crítica para desenvolver o projeto.

Várias observações importantes são obtidas a partir da análise dos dados de taxa de crescimento da trinca por fadiga apresentados na FIG 4.8. Em primeiro lugar, em comparação com os dados da BS 7910 e com os dados de metal solda subaquática seca feita a 10 metros de profundidade que foram relatados na literatura (MATLOCK *et al.*, 1987), as duas soldas experimentais (soldas subaquáticas molhadas feitas a 10 e 90 m de profundidade) apresentaram menores taxas de crescimento para valores baixos de ΔK . Esta observação é consistente com estudos anteriores sobre a fadiga em soldas subaquáticas molhadas (MATLOCK *et al.*, 1987) (ARIAS *et al.*, 2015).

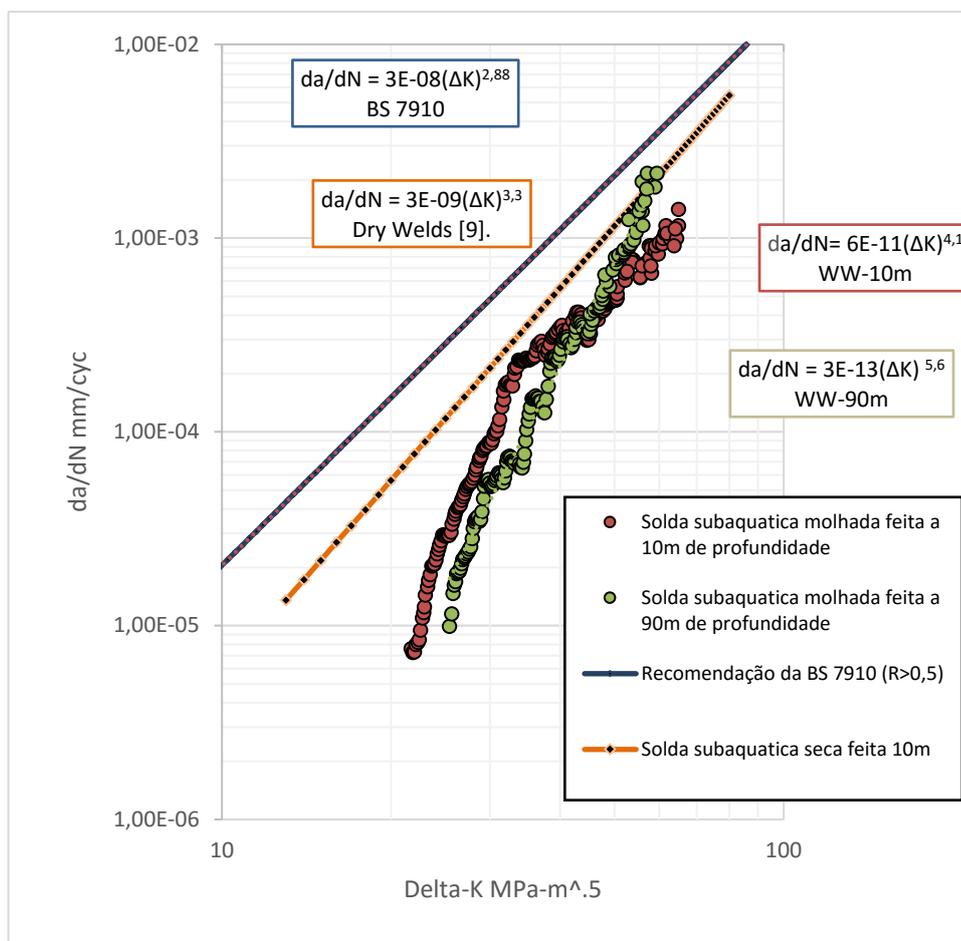


FIGURA 4.8 - Comparação das curvas de propagação de trincas por fadiga na Região de Paris de soldas subaquáticas molhadas feitas em 10 e 90 metros de profundidade. ($R=0,1$)

Além disso, todas as soldas subaquáticas molhadas apresentaram uma maior sensibilidade da taxa de crescimento da trinca por fadiga em relação ao ΔK , como evidenciado pela magnitude do expoente m na EQUAÇÃO (2.8) ($m = 2,88$ para a BS 7910; $m = 3,3$ para a solda subaquática seca, $m = 4,1$ para solda subaquática molhada feita a 10m de profundidade e $m = 5,6$ para solda subaquática molhada feita a 90m de profundidade). A apresentação em termos de $\log C$ e m calculada a partir da EQUAÇÃO (2.8) é apresentada na FIG 4.8. Os valores de m para a soldagem subaquática molhada aumentaram com o aumento da porosidade no metal de solda.

A FIG 4.9 resume a relação obtida experimentalmente entre a taxa de crescimento de trinca (da/dN) e as faixas de fatores de intensidade de tensões (ΔK) para todas as condições de teste. Nesta figura representam-se três setas direcionadas para o eixo horizontal denotando o fator de intensidade de tensão correspondente ao limiar de fadiga para cada condição estudada. Também os dados da Norma Britânica BS 7910 recomendados para avaliação de juntas soldadas são incluídos na figura.

O comportamento de propagação da trinca por fadiga da solda subaquática molhada mostrou-se adequado para o código BS 7910, principalmente para valores baixos e intermediários de ΔK . Para valores elevado de intensidade de tensões o metal de solda subaquática molhada encontra-se perto dos valores críticos para juntas soldadas considerados pela norma, sendo inadequada a utilização deste material em condições de altos níveis de intensidade das tensões.

Pode ser identificada ainda na FIG 4.9 que a taxa de propagação da trinca por fadiga para metal de solda feita em condições subaquáticas apresenta três regiões com comportamento característico, ou seja, região I (valores baixos ΔK), região II (valores intermediários ΔK) e região III (valores elevados ΔK).

Finalmente os resultados apresentados na FIG 4.9 demonstram que o aumento da porosidade presente no metal de solda subaquática molhada, diminui a taxa de propagação da trinca por fadiga para valores de intensidade de tensão baixo e intermediários. Esse comportamento muda para faixas de intensidade de tensão acima de aproximadamente $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, nas quais a taxa de crescimento da trinca tende a ser maior quando o metal de solda subaquática molhada tem mais porosidade.

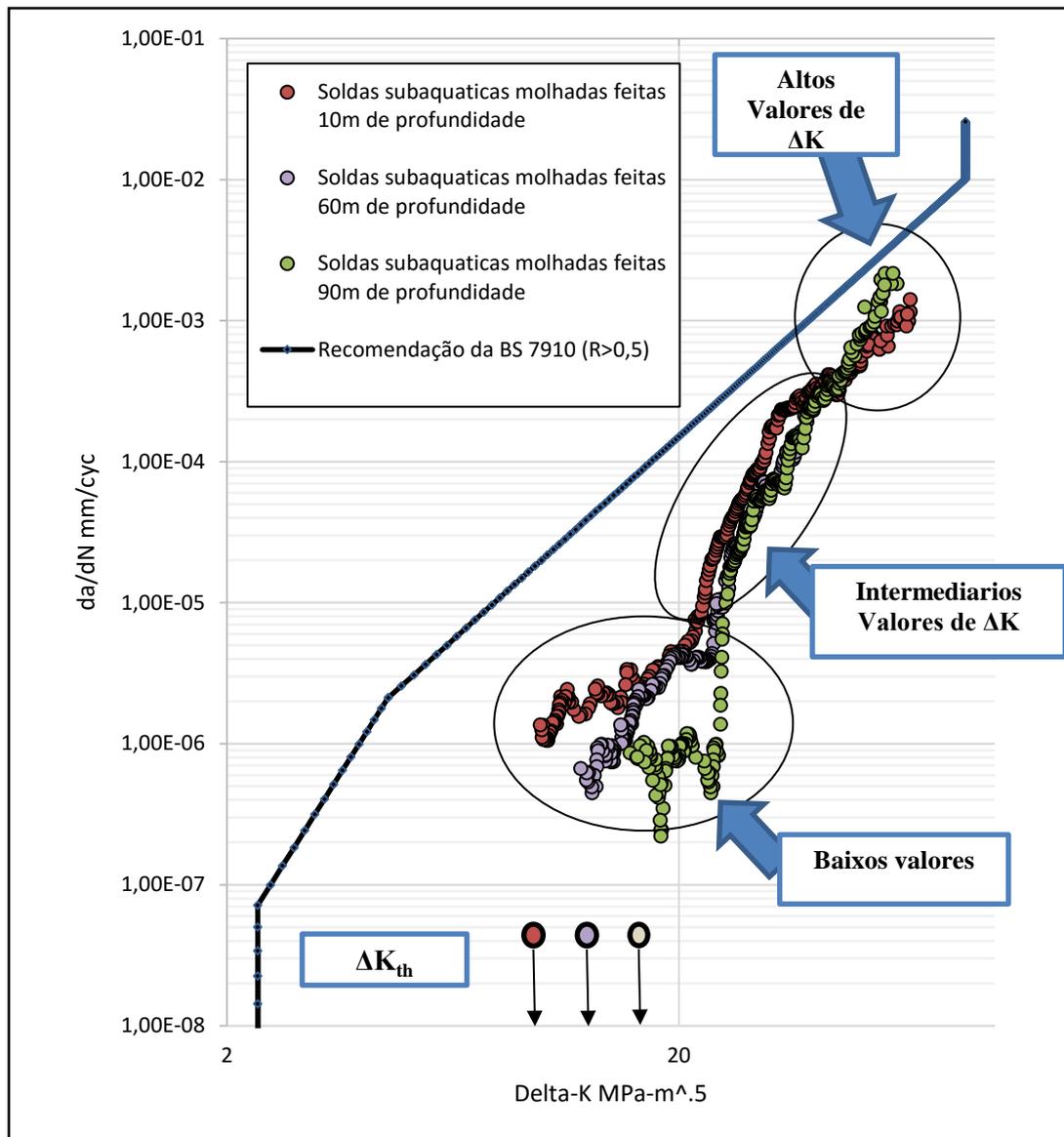


FIGURA 4.9 - Comparação das curvas de propagação de trincas por fadiga na Região de Paris e perto do Limiar de soldas subaquáticas molhadas feitas em 10, 60 e 90 metros de profundidade. ($R=0,1$)

A FIG 4.10 apresenta compara os resultados obtidos de propagação de trinca por fadiga em metal de solda subaquática molhada feita a 90m de profundidade para valores de razão de carregamento de 0,1 e 0,5.

Ao analisar os resultados fica clara a influência da razão de carregamento sobre os ensaios. Os corpos de prova ensaiados com razão de carregamento igual a 0,5 apresentaram uma maior taxa de propagação quando comparados aos ensaiados com razão igual a 0,1. Efeito de fechamento da trinca induzido por rugosidade pode ter um

efeito significativo no retardo da taxa de crescimento da trinca em testes realizados com razão de carregamento igual 0,1.

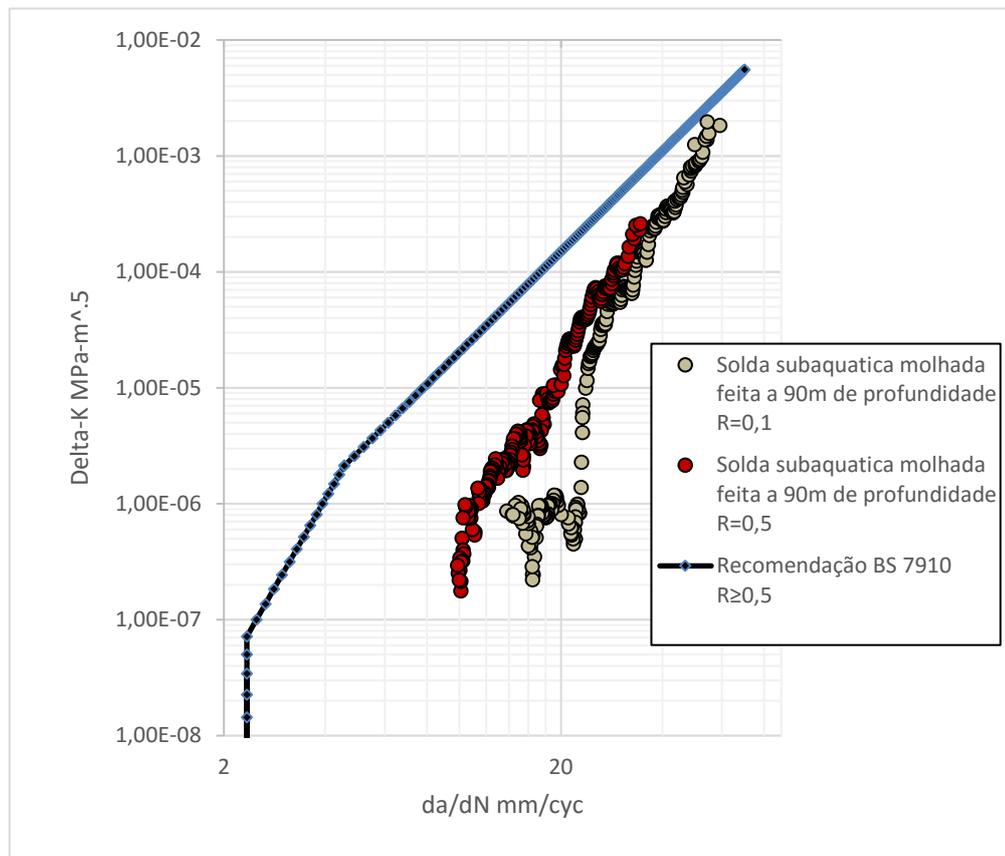


FIGURA 4.10 - Comparação das curvas de propagação de trincas por fadiga na Região de Paris e perto do Limiar de soldas subaquáticas molhadas feitas em 90 metros de profundidade. (R=0,1 e R=0,5).

4.3 Análise da superfície de fatura.

As superfícies da fratura foram analisadas com o auxílio com um Microscópio confocal de medição a laser OLYMPUS LEXT OLS4100. Na FIG 4.11 são mostradas algumas das imagens típicas que resultam deste ensaio, onde pode-se ver o aspecto 3D da superfície de fratura assim com o plano vermelho que representa o perfil topográfico realizado nas seções de interesse. As análises dos perfis das superfícies de fratura foram feitas em regiões de baixo e alto valores de ΔK para soldas subaquáticas molhadas feitas a 10, 60 e 90 metros de profundidade.

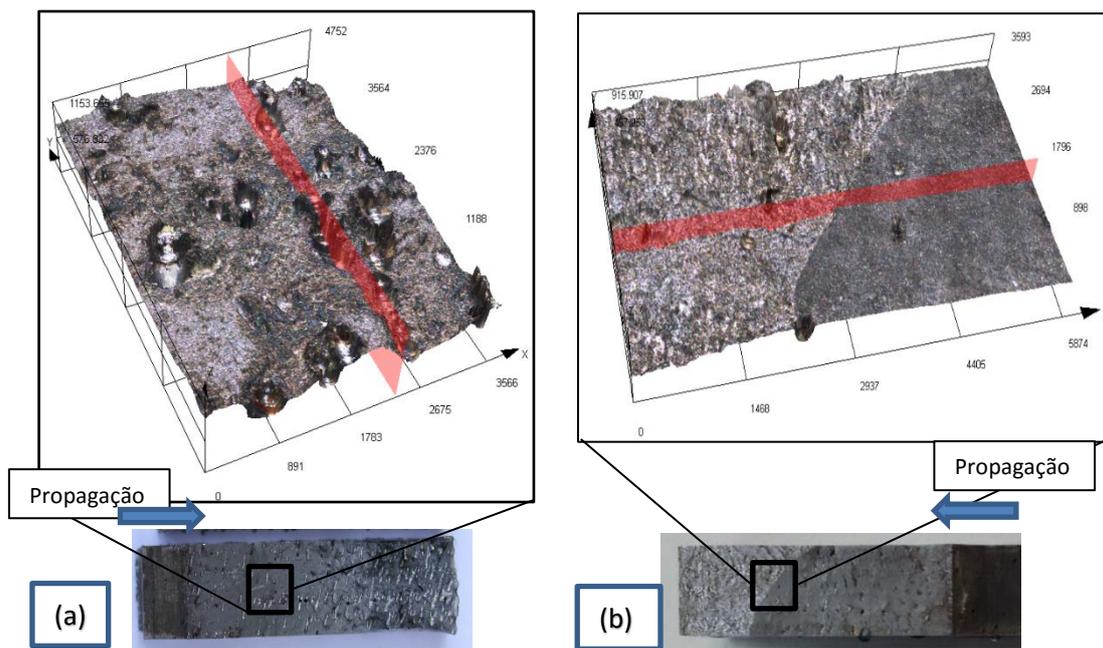


FIGURA 4.11 – Imagem 3D da superfície de fratura obtidas com Microscópio Confocal. O plano vermelho é usado para obter o perfil de superfície. (a) Propagação da trinca região de $\Delta K = 24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (b) Propagação da trinca região de $\Delta K = 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Os resultados destas análises mostram, que para soldas com maior nível de porosidade (Soldas subaquática molhada feitas a 90m de profundidade), a topografia do caminho da trinca é mais abrupta que para as soldas com porosidade reduzida em todos os níveis de intensidade de tensões. A deflexão aparentemente provocada pela interação entre a trinca principal e os poros pode diminuir as taxas de crescimento da trinca global por mecanismos de fechamento induzidos pela rugosidade para baixos e intermediários níveis de ΔK .

A análise das fotografias das superfícies de fratura das amostras testadas no ensaio de propagação da trinca por fadiga, mostradas na FIG 4.12, sugere que o número de poros interceptados pela trinca dominante é controlado por ΔK , aumenta esse número com o aumento dos valores de ΔK .

Da FIG 4.12 é possível ainda observar que a valores de ΔK acima de $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a trinca dominante intercepta um maior número de poros, contudo valores de ΔK inferiores aos $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, menos eventos deste tipo são observados. Para soldas com maior porosidade, a zona de intensificação das tensões engloba maior quantidade de poros ativando o processo de coalescência entre poros e trincas.

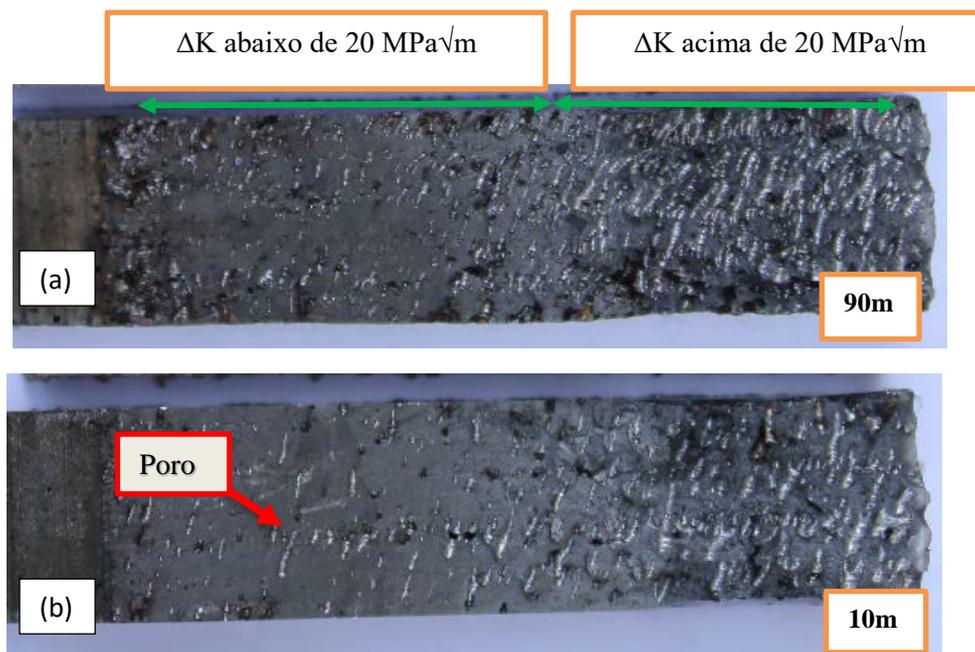


FIGURA 4.12 - Superfície de fratura de corpos de prova CT após teste de fadiga (a) Soldas subaquáticas molhadas feitas 90m de profundidade (b). Soldas subaquáticas molhadas feitas 10m de profundidade

4.4 Análise metalográfica do caminho da trinca por fadiga.

Análises metalográficas de várias regiões dos corpos de prova C(T) trincados, foram feitas para caracterizar o comportamento da propagação da trinca por fadiga no metal de solda subaquática molhada produzidos a 10, 60 e 90 metros de profundidade.

A FIG 4.13 mostra um mosaico da face lateral de um corpo de prova contendo solda subaquática molhada feita a 90m de profundidade, no qual foi realizado teste de da/dN para determinar os valores correspondentes a região I e do limiar a fadiga, utilizando o método de ΔK -decrecente.

Na FIG 4.14 apresenta-se um mosaico de dois cortes da secção transversal do corpo de prova C(T) contendo solda subaquática molhada feita a 90m de profundidade, no qual foi realizado teste de da/dN para determinar os valores correspondentes a região I e do limiar a fadiga, utilizando o método de ΔK -decrecente. Esses cortes foram retirados de regiões afetadas por diferentes valores de ΔK . Na FIG 4.14 (a) o valor de ΔK aproximado para esse comprimento de trinca foi de $\Delta K=24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e na FIG 4.14(b) o valor de ΔK aproximado para esse comprimento de trinca foi de $\Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

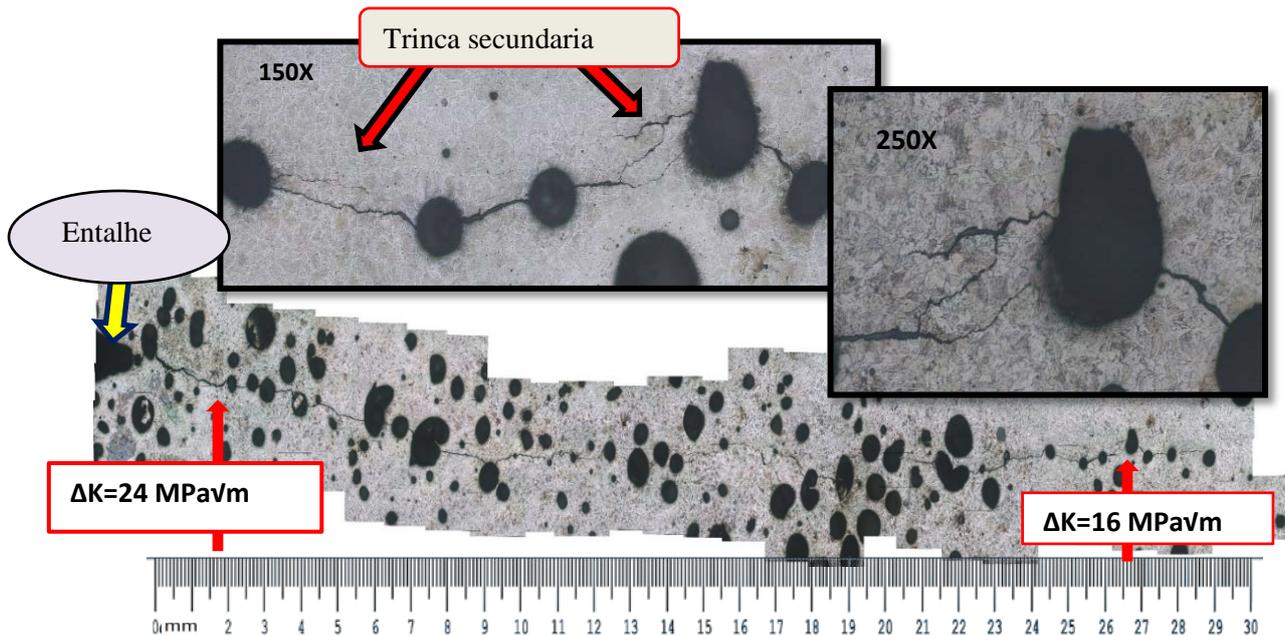


FIGURA 4.13 – Micrografia da face lateral mostrando o caminho da trinca por fadiga em metal de solda subaquática molhada feita 90m de profundidade. ($R=0,1$; Diferentes ampliações) (Ataque feito com Nital 2%)

Analisando as várias micrografias contendo trinca por fadiga em amostras com soldas subaquáticas molhada feitas em 10, 60 e 90 metros de profundidade, observaram-se ramificações ou trincas secundárias ao longo do caminho da trinca em todas as amostras testadas. As ramificações das trincas foram mais severas em amostras com solda subaquática molhada feita a 90 metros de profundidade, como mostrado nas FIG 4.13 e 4.14. Obviamente, a ramificação da trinca ocorre devido à interação entre as trincas e os poros.

As trincas secundárias que se ramificaram a partir da trinca principal ou do poro são mostradas nas FIG 4.13 e 4.14. Depois de atingir um determinado comprimento, a propagação da trinca secundária por fadiga parou. Isso provavelmente foi causado pelo fato de que quando essas trincas propagaram simultaneamente à trinca principal, a energia elástica disponível para a propagação da trinca principal é reduzida devido à criação de maior superfície da trinca, reduzindo assim a taxa geral de propagação da trinca. Adicionalmente, é sugerido na literatura que quando a trinca secundária coalesce com a trinca principal, há um aumento súbito no fator de intensidade de tensões e a taxa de crescimento da trinca por fadiga se recupera (SOBOYEJO *et al.*, 1990). O colapso da

trinca secundária com a trinca principal pode-se ver na FIG 4.15, onde a trinca secundária nucleou no poro e depois juntou-se à trinca principal.

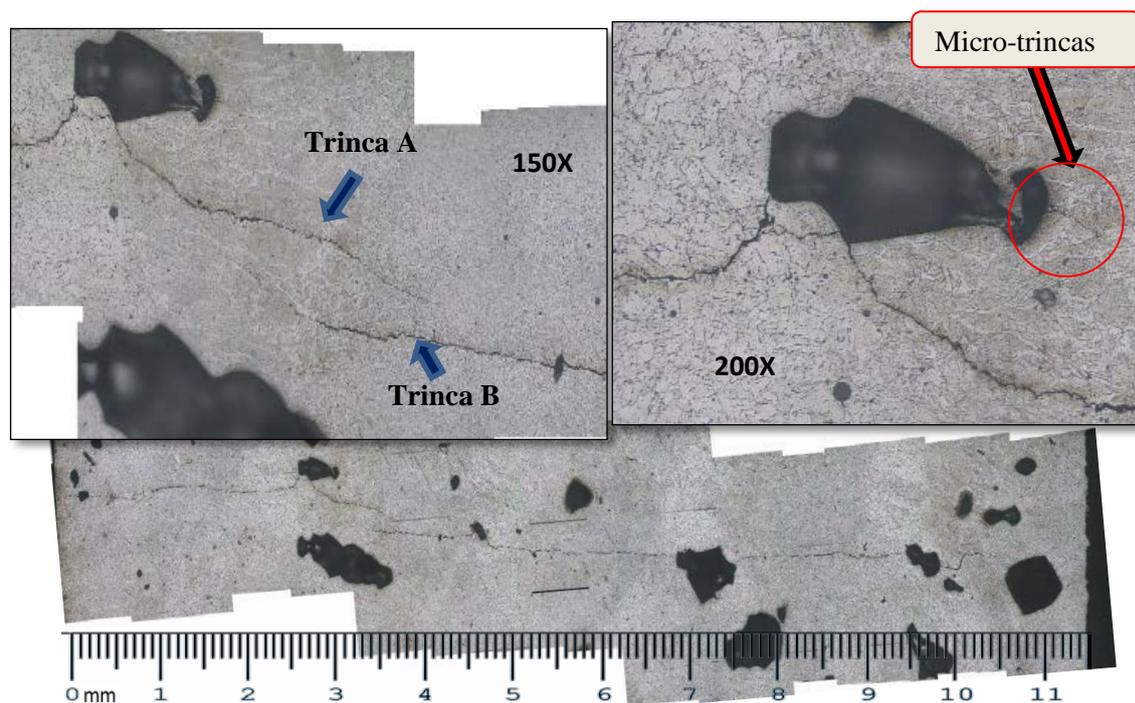
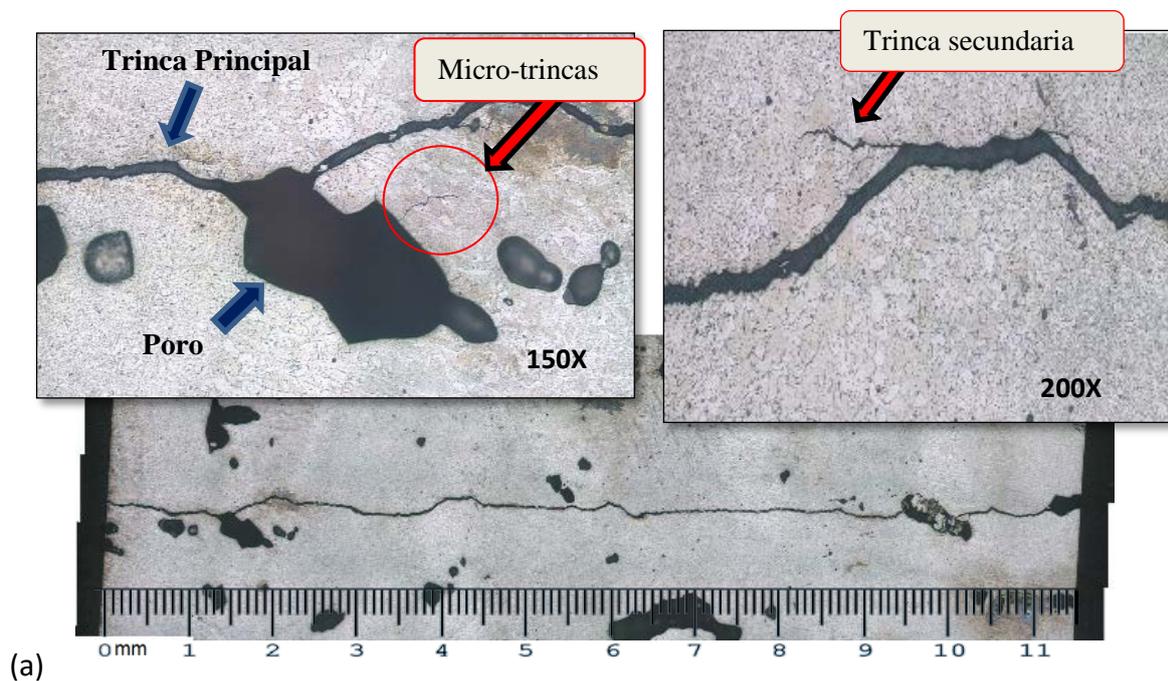


FIGURA 4.14 – Micrografia da secção transversal de corpo de prova C(T) contendo soldas subaquáticas molhadas feitas 90m de profundidades. (a) Região afetada por valores altos de ΔK (b) Região afetada por valores baixos de ΔK . (R=0,1; diferentes ampliações) (Ataque feito com Nital 2%)

O mecanismo representado anteriormente pode explicar a variação da taxa de crescimento da trinca por fadiga em valores baixos de ΔK apresentadas no metal de solda subaquática molhada como mostrado na FIG 4.9.

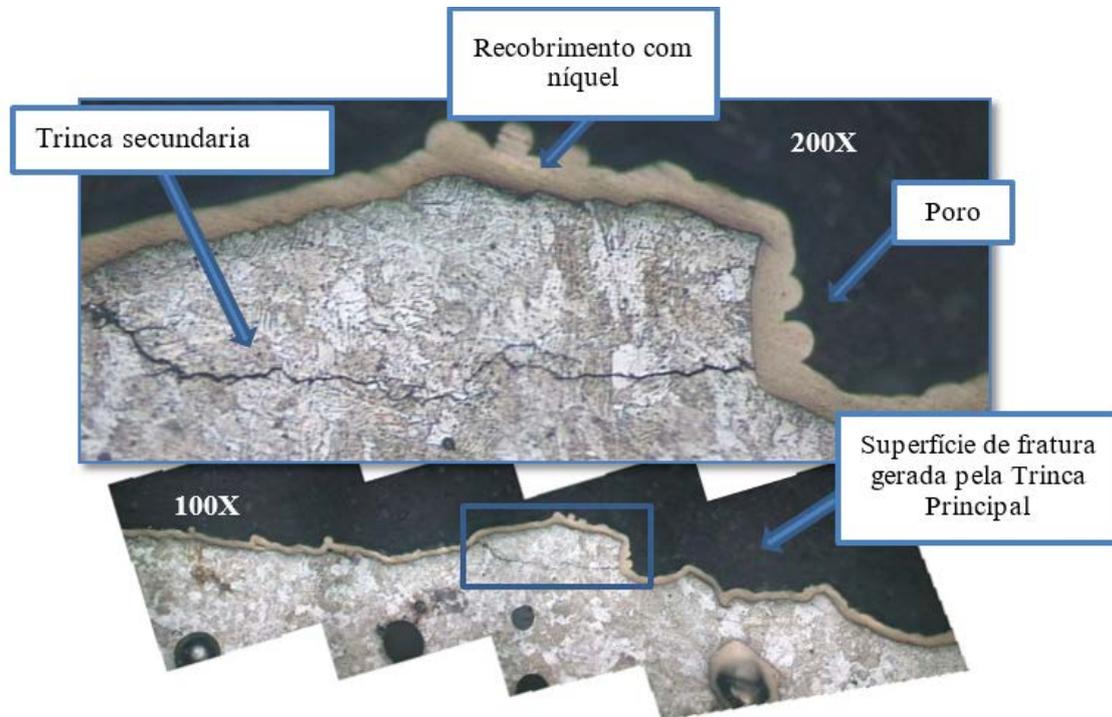


FIGURA 4.15 – Micrografias da face lateral do corpo de prova C(T) contendo solda subaquática molhada feita a 10m de profundidade mostrando o perfil da superfície de fratura. ($R= 0,1$; Diferentes ampliações) (Ataque feito com Nital 2%)

Na FIG 4.14 mostram-se duas trincas principais simultâneas (trinca A e trinca B), as quais propagam-se perpendicularmente na mesma linha de ação da carga axial. Esse fato também pode propiciar uma redução global na taxa de propagação da trinca por fadiga, devido ao fato que energia existente para favorecer propagação da trinca é reduzida pelo fato de aumentar a área de fratura com essas duas trincas.

A interação trinca-poros e trincas secundárias favorecem um caminho da trinca com uma deflexão em forma de zig-zag bem acentuada, contribuindo com uma redução na taxa de crescimento da trinca por fadiga principalmente em regiões de baixo ΔK . Além disso, microestrutura não-homogênea do metal de solda subaquática molhada entre os poros, pode ter uma influência marcante no caminho de trinca, devido a presença de contornos de grão dendríticos e interpasses que mudam a forma como a trinca se propaga. Alguns pesquisadores (KUSKO *et al*, 2004) (DENG *et al.*, 2016) observaram

um aumento na resistência ao crescimento da trinca por fadiga em metais de solda devido a superfícies de fratura ásperas, que conduzem a um caminho de trinca mais tortuoso em relação ao metal de base, favorecendo o fechamento da trinca induzido por rugosidade, principalmente na região perto do limiar.

O exame das imagens ópticas do caminho da propagação da trinca por fadiga em soldas subaquáticas molhadas mostram que as amostras que contêm solda feita em condição de subaquática molhada de 90 metros de profundidade (maior porosidade), apresentam um caminho da trinca mais tortuoso do que as amostras que contêm a solda feita em condições de 10m de profundidade (menor porosidade).

Um mecanismo de propagação da trinca por fadiga que pode ser inferido a partir de uma análise detalhada de metalografias como as representadas nas FIG 4.13 e 4.14, é dada por pequenas trincas que emanam dos poros e crescem em direção à trinca principal. Em outras palavras, a propagação da trinca principal é em parte devido ao início e ao crescimento de pequenas trincas iniciadas em algumas irregularidades superficiais dos poros, quando atingido pelo campo de tensões na frente da trinca. Este mecanismo de propagação é consistente com o sugerido na literatura para mecanismos de crescimento de trincas por fadiga em ferro dúctil austemperado proposto por Greno *et al.* (1999).

Uma evidência deste mecanismo de iniciação de micro-trincas é mostrada na FIG 4.16, por intermédio da análise com microscópio eletrônico de varredura das superfícies dos poros. A FIG 4.16 (a) mostra irregularidades na superfície dos poros geradas no processo de solidificação do metal fundido, produto dos gases aprisionados pela frente de solidificação que avança durante o processo de soldagem subaquática molhada e da alta taxa de resfriamento do metal de solda no entorno do poro.

Na FIG 4.16 (a), para garantir que poro não fosse afetado pelo carregamento do teste e para mostrar que as descontinuidades encontradas dentro dele são produto do processo metalúrgico da soldagem, a temperatura da amostra foi reduzida para causar fratura frágil com vista de expor o poro gerando a menor deformação plástica possível em torno do poro.

A FIG 4.16 (b) mostra um poro que foi interceptado pela trinca de fadiga dominante (trinca gerada no teste). Pode-se ver micro-trincas secundárias nucleadas na superfície dos poros que não se coalesceram com a frente da trinca principal.

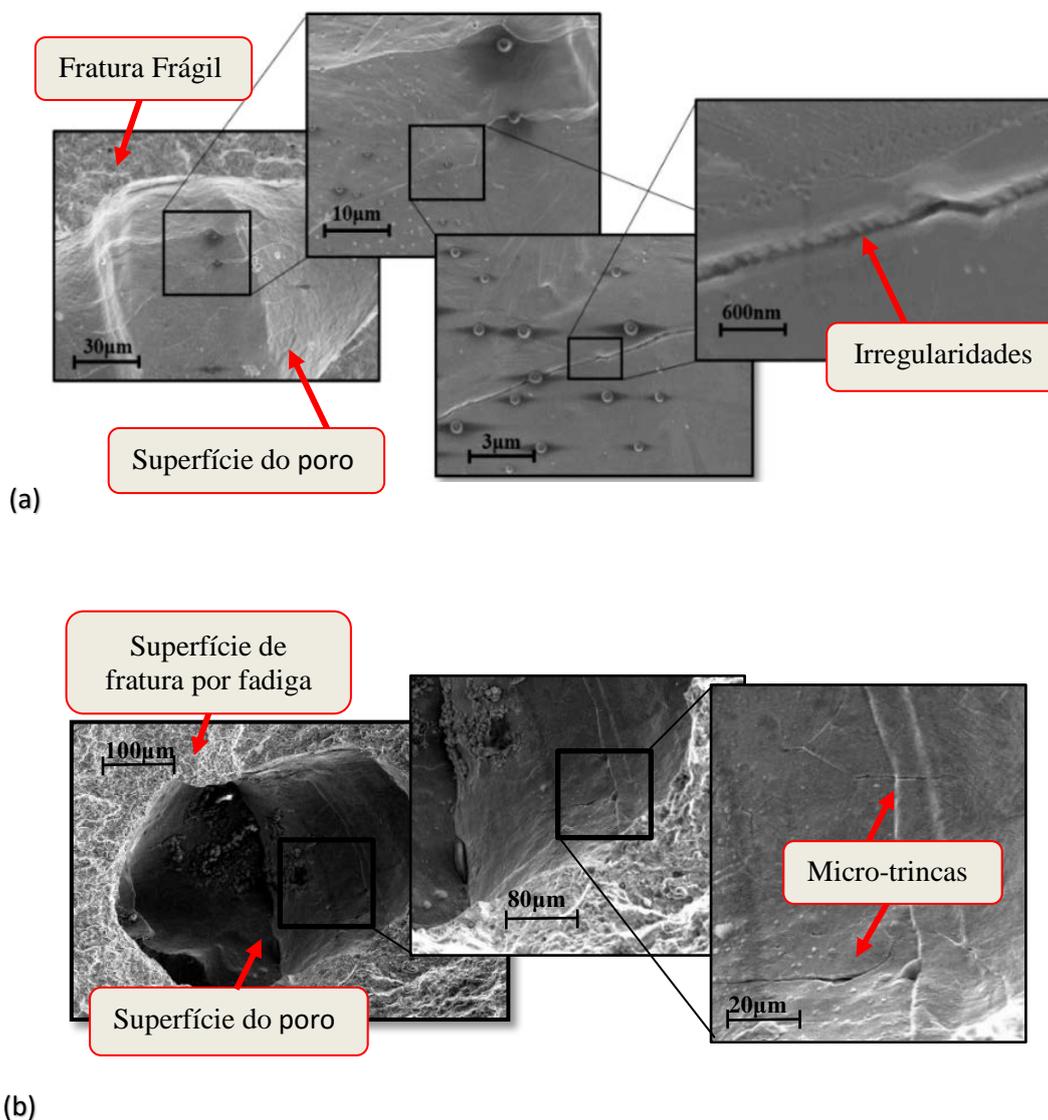


FIGURA 4.16 – Fractografias da superfície dos poros. (a) Superfície do poro que não foi afetado pela trinca por fadiga (b) Superfície do poro dividido pela trinca de fadiga.

A iniciação destas micro-trincas é aparentemente ativada por altos níveis de tensão produzidos quando a ponta da trinca principal está suficientemente próxima do poro. Estas pequenas micro-trincas eventualmente coalescem com a trinca principal que continua a crescer até um novo poro ser atingido. É importante ter em conta que vários poros podem estar envolvidos no processo de crescimento em diferentes regiões da frente da trinca, de modo que a taxa média de crescimento é afetada pelo tamanho, forma e distribuição dos poros.

Estudos desenvolvidos por Bouafia *et al.* (2014) usando modelo de elementos finitos, mostram que a presença dos poros na junta soldada leva a uma concentração de

tensão. Estas concentrações de tensões são mais significativas quando os poros estão muito próximos uns dos outros, como acontece na distribuição de poros na solda subaquática molhada feita 90m de profundidade.

FIG 4.9 mostra uma variação mais acentuada nos valores ΔK_{th} nas condições estudadas neste trabalho. As soldas feitas em condições subaquáticas molhadas com maior porosidade têm valores mais elevados no limiar a fadiga, produto da maior deflexão da trinca devido ao mecanismo de interação trinca-porosidade. Além disso, a redução de eventos de nucleação de micro-trincas a partir dos poros resultante dos baixos níveis de intensificação de tensões, pode causar a detenção da trinca principal, caindo assim a taxa de propagação. Nesta condição os poros atuam como ancoradores efetivos de frentes de trincas.

A maior extensão da zona de intensificação das tensões na ponta da trinca principal, provoca um aumento da probabilidade de iniciação de micro-trincas a partir dos poros, por sua vez, subsequente deflexão da trinca dominante por eventos de coalescência. Portanto, é razoável propor que valores maiores de ΔK resultem em maiores volumes de zonas de intensificação de tensões que podem afetar um número maior de poros resultando no avanço da trinca dominante para "procurar" os poros.

Para valores elevados de ΔK (Na região III), a maior quantidade de poros diminui a área de resistiva de carga total e aumentam a tensão local na ponta da trinca. Correspondentemente, as taxas de crescimento de trincas por fadiga para valores elevados de ΔK foram maiores nas soldas com alto nível de porosidade. Este fato pode estar relacionado com a ocorrência de maiores eventos de nucleação de micro-trincas a partir dos poros, aumentando o processo de dano na frente da trinca. Na FIG 4.17 mostra-se a presença de uma zona danificada grande, caracterizada por uma plastificação da matriz com bandas de deslizamento evidentes, especialmente perto da região do poro que fica mais tensionada, o qual seria o lugar de preferência do surgimento de micro-trincas que se propagam e colapsam com rapidez. Aparentemente os poros têm uma grande influência na distribuição de tensões na ponta da trinca no metal de solda subaquática molhada como mostra a FIG 4.17. Consequentemente, o parâmetro K deve ser considerado apenas como uma primeira aproximação do estado de tensão na ponta da trinca, mas análises mais profundas são necessárias.

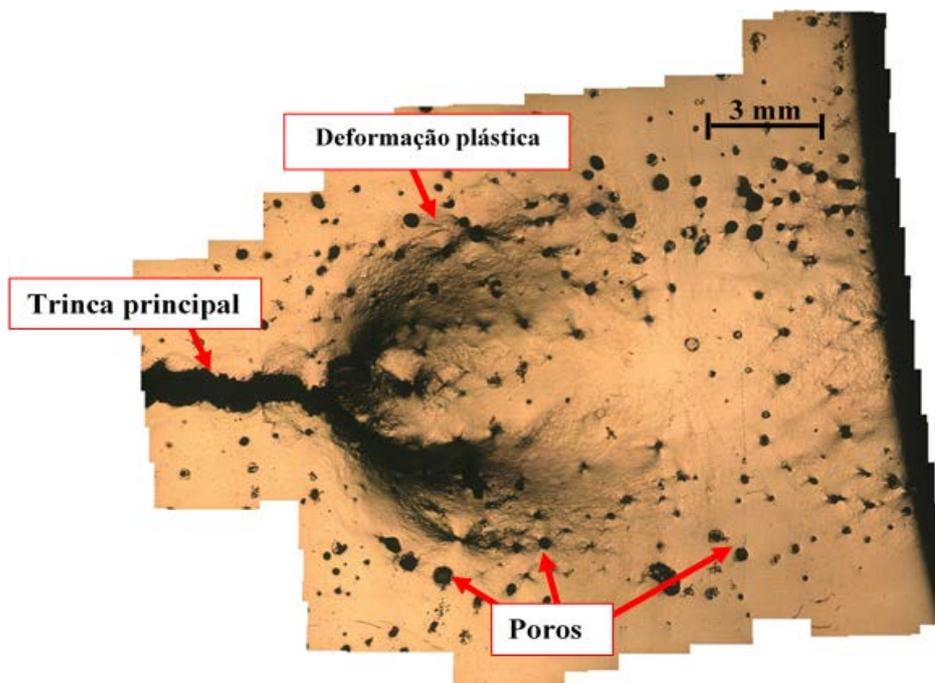


FIGURA 4.17 – Fratura final do corpo de prova C(T) contendo solda subaquática molhada feita 90m de profundidade, $\Delta K = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Nesta região III, mesmo tendo maior deflexão da trinca nas soldas subaquáticas com maior nível de porosidade o efeito do fechamento da trinca induzido por rugosidade não é mais significativo. E mesmo que taxa de propagação da trinca no modo misto I e II no material remanescente provocada pela deflexão da trinca entre dois poros possa ser menor que a taxa de propagação somente no modo I (sem deflexão), o fato de se ter muitos espaços vazios, porosidade, torna o somatório da taxa global de propagação da trinca por fadiga maior, podendo explicar o aumento na taxa de propagação da trinca para valores altos de ΔK .

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos neste trabalho podemos concluir que:

1. O comportamento do crescimento da trinca por fadiga em metal de solda subaquática molhada feitas nas profundidades de 10, 60 e 90 metros, apresentou-se satisfatório em relação às exigências previstas na norma BS7910 para valores baixos e intermediários de ΔK e não satisfatório para valores altos de ΔK .
2. A trinca propagada por fadiga mostra uma morfologia ramificada, que é a consequência da interação entre está e os poros. A ramificação foi mais severa em amostras com solda subaquática molhada feita a 90 metros de profundidade.
3. As superfícies dos poros contêm irregularidades produto da morfologia da interface solido-liquido das soldas subaquáticas molhadas. Estas, em alguns casos, podem constituir pontos de concentração de tensões favorecendo a nucleação de micro-trincas a partir do poro. A proximidade da frente de trinca principal aumenta os níveis de tensão em pontos preferenciais de iniciação da trinca. Isto provoca a propagação de micro-trincas a partir do poro em direção paralela a trinca principal, em sentidos de propagação inverso e favorável ao crescimento geral da trinca, até à união da trinca principal.
4. Com aumento da porosidade no metal de solda encontrou-se uma maior resistência à fadiga para valores baixos e intermediários de ΔK . Isto pode ser atribuído a três fatores principais: 1) ramificação e deflexão da trinca devido à interação trinca-porosidade onde a frente da trinca conecta os poros ao longo de seu trajeto em modo misto I e II absorvendo maior energia que uma trinca que se propaga em modo I; 2) a propagação simultânea de trincas secundárias, além da trinca principal, provoca uma redução da energia elástica disponível para a propagação da trinca principal, criando uma maior superfície de fratura, reduzindo assim a taxa geral de propagação da trinca; 3) o fechamento induzido por rugosidade que reduz a força motriz pela diminuição do valor de ΔK e 4) menores eventos de nucleação de micro-trincas a partir dos poro podem levar a que o poro torne-se um obstáculo na propagação da trinca.

5. Para maiores valores de ΔK a taxa de propagação da trinca aumenta para soldas mais porosas, devido principalmente ao aumento dos eventos de nucleação de micro-trincas a partir dos poros, aumentando a área danificada.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Podem-se destacar como possíveis sugestões para trabalhos futuros:

- Realização de estudos de fechamento da trinca para soldas subaquáticas molhadas com diferentes níveis de porosidade.
- Avaliação da propagação da trinca por fadiga no sentido transversal ao eixo da solda subaquáticas molhadas, visando estudar o efeito da orientação das trincas a frio e porosidade na resistência a fadiga.
- Estudar o efeito da profundidade (Pressão hidrostática) na taxa de crescimento da trinca por fadiga no metal de solda subaquática molhada com diferentes níveis de descontinuidades na região de propagação estável e no limiar.

ABSTRACT

The characteristic of fatigue cracks propagation of welds produced in underwater wet welding were evaluated out of water. Butt welds produced in a hyperbaric chamber at simulated depths of 10, 60 and 90m. A gravity welding system was used to deposit E6013 commercial electrode coated with vinyllic varnish. Welding joints were prepared from an A-36 plate, 19 mm thick with 45° V-grooves filled with an average of 18 passes. The fatigue crack growth rate properties in the near-threshold and Paris regimes for the weld metal were determined by using compression pre-cracking followed by load reduction and constant-amplitude test procedures. Mechanisms of crack propagation were investigated on fracture surface by means of Scanning Electron Microscope and Confocal Laser Scanning Microscopy. Lateral surfaces observations, considering different loading conditions, were made using Optical Microscopy. The resulting fatigue crack growth rates were shown to depend on pore density that varies with underwater wet welding depth. Fatigue crack growth path shows a branched morphology, which is consequence of interaction between cracks and pores. The results of this study show that underwater wet welding procedures produce fatigue resistant weld metal that is adequate for use at low applied stresses in structures, in agreements within design codes.

Keywords: Underwater wet welding, crack growth rate, fatigue, porosity

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANDERSON, T. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. CRC Press, 2^a ed. 1995. v. 2.
- ARIAS, A. R.; *Comportamento da velocidade de propagação de trinca por fadiga do aço ASTM-A36 em condições atmosféricas e subaquáticas*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2012. (Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica).
- ARIAS, A. R.; BRACARENSE, A. Q. *Velocidade de Propagação de Trinca por Fadiga de Soldas Subaquáticas Molhadas: Avaliação Fora da Água*. Soldagem & Inspeção, v. 20, n. 4, p. 403–411, dez. 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM E 647 (2015). *Standard Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. Philadelphia.
- BAXTER, D. P.; MADDOX, S. J.; PARGETER, R. J. *Corrosion Fatigue Behaviour of Welded Risers and Pipelines*. OMAE 2007, p. 117–124.
- BEDEN, S. *Review of fatigue crack propagation models for metallic components*. European Journal of Scientific Research, v. 28, p. 364–397, 2009.
- BORREGO, L. P. *et al. Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure*. Engineering Fracture Mechanics, v. 70, n. 11, p. 1379–1397, jul. 2003.
- BOUAFIA, F. *et al. Effect of Density and Pointed Corner Degree of Pore on Local Stress in Welded Structures: Defect in Marine Structures*. ISRN Mechanical Engineering, p. 1–7, 2014.
- BRACARENSE, A. Q. *et al. Estudo comparativo de eletrodos comerciais para soldagem subaquática molhada*. Soldagem & Inspeção (Impresso), v. 15, n. 4, p. 325–335, dez. 2010.
- BULLOCH, J. H. *Fatigue threshold in steels—Mean stress and microstructure influences*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 58, n. 1, p. 103–127, jan. 1994.
- BULLOCH, J. H. *Threshold fatigue crack extension characteristics of a low alloy steel: The influence of environment and microstructure*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 47, n. 3, p. 317–331, jan. 1991.
- KUSKO, C. S. *et al. The Influence of Microstructure on Fatigue Crack Propagation Behavior of Stainless Steel Welds*. Welding Research Supplement, p. 6–15, January 2004.
- CASTRO, C. A. C., BRACARENSE, A. Q. *Comparative Verification of Fatigue in Steel Using Bending Tension Tests Carried Through Different Environments*. WCE 2009, London: July 2009. p. 1–5.
- CLARK, T. *The influence of the K gradient and K_{cmax} level on fatigue response during*

the K_{cmax} threshold testing of Van 80 steel and Astroloy. International Journal of Fatigue, v. 19, n. 2, p. 177–182, 1997.

CUI, W. *A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures*. Journal of Marine Science and Technology, v. 7, n. 1, p. 43–56, 1 jun. 2002.

DAS, S. K. et al. *The effect of variation of microstructure on fracture mechanics parameters of HSLA-100 steel*. Materials Science and Engineering: A, v. 431, n. 1–2, p. 68–79, set. 2006.

DENG, X. et al. *Microstructure correlation and fatigue crack growth behavior in dissimilar 9Cr/CrMoV welded joint*. Materials Science and Engineering: A, v. 651, p. 1018–1030, jan. 2016.

DEXTER, R. *Fracture Toughness of Underwater Wet Welds*. Fatigue and Fracture Testing of Weldments. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1990. p. 256-256–16.

ELBER, W. *The Significance of Fatigue Crack Closure*. Damage Tolerance in Aircraft Structures. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1971. p. 230-230–13.

FORTH, S.; NEWMAN, J.; FORMAN, R. *On generating fatigue crack growth thresholds*. International Journal of Fatigue, v. 25, n. 1, p. 9–15, jan. 2003.

GAO, W. B. et al. *Underwater Wet Welding for HSLA Steels: Chemical Composition, Defects, Microstructures, and Mechanical Properties*. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), v. 28, n. 9, p. 1097–1108, 25 set. 2015.

GRENO, G; OTEGUI, J. .; BOERI, R. . *Mechanisms of fatigue crack growth in Austempered Ductile Iron*. International Journal of Fatigue, v. 21, n. 1, p. 35–43, jan. 1999.

HERTZBERG, R. W.; HAUSER, F. E. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. Journal of Engineering Materials and Technology, v. 99, n. 1, p. 96, 1977.

HUBBARD, R. P. *Crack Growth Under Cyclic Compression*. Journal of Basic Engineering, v. 91, n. 4, p. 625, 1969.

HUDAK; S.J JR, WEI R.P., *Consideration of non-steady-state crack growth in materials evaluation and design*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 9, p. 63-74, 1981.

HUDSON, C. M. *Investigation of the Effect of Vacuum Environment on the Fatigue and Fracture Behavior of 7075–T6*. Journal of Vacuum Science and Technology, v. 9, n. 6, p. 1424, nov. 1972.

IBARRA, S., GRUPPS, C. E., LIU, S. *State-of-the-Art and Practice of Underwater Wet Welding of Steel*. Proceedings: Internationaal Workshop on Underwater Welding of Marine Structures. New Orleans, Lousiana, pp 49-67, 1994

- IRWIN, G. R. *Linear fracture mechanics, fracture transition, and fracture control*. Engineering Fracture Mechanics, v. 1, n. 2, p. 241–257, ago. 1968.
- JAMES, M.; FORTH, S.; NEWMAN, J. *Load History Effects Resulting from Compression Precracking*. Journal of ASTM International, v. 2, n. 9, p. 12025, 2005.
- JAMES, M. N. et al. *Characterisation of plasticity-induced closure—crack flank contact force versus plastic enclave*. Engineering Fracture Mechanics, v. 70, n. 17, p. 2473–2487, nov. 2003.
- KAMP, N. et al. *Analytical and finite element modelling of roughness induced crack closure*. Acta Materialia, v. 52, n. 2, p. 343–353, jan. 2004.
- KANNINEN, M. F.; POPELAR, C. H.; MCEVILY, A. J. *Advanced Fracture Mechanics*. Journal of Engineering Materials and Technology. V. 108, n. 2, p. 199, 1986.
- KOU, S. *Welding Metallurgy*, A Wiley-Interscience Publication, 2th, EUA, 2003
- KUJAWSKI, D.; ELLYIN, F. *A fatigue crack growth model with load ratio effects*. Engineering Fracture Mechanics, v. 28, n. 4, p. 367–378, jan. 1987.
- KUJAWSKI, D.; SREE, P. C. R. *Generation and analysis of FCG data using a single specimen and $K_{max}-\Delta K$ testing matrix*. International Journal of Fatigue, v. 31, n. 11–12, p. 1638–1647, nov. 2009.
- ŁABANOWSKI, J.; FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G. *Underwater Welding - A Review*. Advances in Materials Sciences, v. 8, n. 3, p. 11–22, 1 jan. 2008.
- LAL, D. *A new mechanistic approach to analysing LEFM fatigue crack growth behaviour of metals and alloys*. Engineering Fracture Mechanics, v. 47, n. 3, p. 379–401, fev. 1994.
- LAWSON, L. *Near-threshold fatigue: a review*. International Journal of Fatigue, v. 21, p. 15–34, set. 1999.
- LIAW, P. *Overview of Crack Closure at Near-Threshold Fatigue Crack Growth Levels*. Mechanics of Fatigue Crack Closure. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1988. p. 62-62–31.
- LIU, S., POPE, A. M., and DAEMEN, R. *Welding Consumables and Weldability*. International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, Louisiana, USA, pp.321-350, 1994.
- LORENZO, R. et al. *Fracture toughness of ferritic steel-underwater wet welded*. SMiRT 18, p. 1882–1895, 2005.
- LORENZO, R. F. D., BRACARENSE, A. Q., PESSOA, E. C. P., *Discontinuities evaluation on submerged wet welds*. 18th International Congress of Mechanical Engineering, Ouro Preto, MG, 2005.
- MATLOCK, D. K.; EDWARDS, G.R.; OLSON, D.L.; IBARRA, S. *An evaluation of fatigue behavior in surface, habitat and underwater wet weld - Underwater Welding*, IIW Conference, 27-28 June 1983, Trondheim, Pergamon Press, pp. 303-310.

MATLOCK, D. K. et al. *Effect of sea water on the fatigue crack propagation characteristics of welds for offshore structures*. Journal of Materials Engineering, v. 9, n. 1, p. 25–34, mar. 1987.

MILLS, W. J.; HERTZBERG, R. W. *Load interaction effects on fatigue crack propagation in 2024-T3 aluminum alloy*. Engineering Fracture Mechanics, v. 8, n. 4, p. 657–667, jan. 1976.

MINAKAWA, K.; MCEVILY, A. J. *On crack closure in the near-threshold region*. Scripta Metallurgica, v. 15, n. 6, p. 633–636, jun. 1981.

NEWMAN, J. C. *The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective*. Progress in Aerospace Sciences, v. 34, n. 5–6, p. 347–390, jul. 1998.

NEWMAN, J.; PIASCIK, R. *Interactions of plasticity and oxide crack closure mechanisms near the fatigue crack growth threshold*. International Journal of Fatigue, v. 26, n. 9, p. 923–927, set. 2004.

NEWMAN JR., J. C.; YAMADA, Y. *Compression precracking methods to generate near-threshold fatigue-crack-growth-rate data*. International Journal of Fatigue, v. 32, n. 6, p. 879–885, jun. 2010.

OHJI, K. *Introduction to Fracture Mechanics*. Journal of the Society of Materials Science, Japan, v. 32, n. 359, p. 935–941, 1983.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. *A Critical Analysis of Crack Propagation Laws*. Journal of Basic Engineering, v. 85, n. 4, p. 528, 1963.

PARRY, M. .; SYNGELLAKIS, S.; SINCLAIR, I. *Numerical modelling of combined roughness and plasticity induced crack closure effects in fatigue*. Materials Science and Engineering: A, v. 291, n. 1–2, p. 224–234, out. 2000.

PESSOA, E. C. P. et al. *Porosity variation along multipass underwater wet welds and its influence on mechanical properties*. Journal of Materials Processing Technology, v. 179, n. 1–3, p. 239–243, 2006.

PIPPAN, R. *The length and the shape of cracks under cyclic compression: The influence of notch geometry*. Engineering Fracture Mechanics, v. 31, n. 4, p. 715–718, jan. 1988.

PIPPAN, R.; STUWE, H.; GOLOS, K. *A comparison of different methods to determine the threshold of fatigue crack propagation*. International Journal of Fatigue, v. 16, n. 8, p. 579–582, 1994.

RITCHIE, R. *Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids*. International Journal of Fracture, v. 100, n. 1, p. 55–83, 1999.

RITCHIE, R. O. *Mechanisms of fatigue crack propagation in metals, ceramics and composites: Role of crack tip shielding*. Materials Science and Engineering: A, v. 103, n. 1, p. 15–28, ago. 1988.

RITCHIE, R. O. *Near-threshold fatigue-crack propagation in steels*. International Materials Reviews, v. 24, n. 1, p. 205–230, 1 jan. 1979.

- RITCHIE, R. O. *Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio*. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 21, n. 7, p. 847–855, 19 abr. 2002
- ROWE, M.; LIU, S. *Recent developments in underwater wet welding*. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 6, n. 6, p. 387–396, 1 dez. 2001.
- SADANANDA, K. *Analysis of overload effects and related phenomena*. *International Journal of Fatigue*, v. 21, p. 233–246, set. 1999.
- SANTOS, V. R. et al. *Development of an Oxyrutile Electrode for Wet Welding*. *Welding Journal*, v. 91, n. 12, 2012.
- SAXENA, A.; MUHLSTEIN, C.L. *Fatigue Crack Growth Testing*. In: LAMPMAN S. R., *ASM Handbook: Fatigue and Fracture*. ASM International, Second printing, p. 410–418, 1997
- SCHIJVE, J. *Fatigue of Structures and Materials*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2009.
- SIH, G. C. *On the westergaard method of crack analysis*. *International Journal of Fracture Mechanics*, v. 2, n. 4, p. 628–631, dez. 1966.
- SILVA, W. et al. *Efeito da profundidade de soldagem no hidrogênio difusível de soldas molhadas*. *Soldagem & Inspeção*, v. 17, n. 4, p. 298–305, dez. 2012.
- SOBOYEJO, W. O. et al. *Fatigue crack propagation of coplanar semi-elliptical cracks in pure bending*. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 37, n. 2, p. 323–340, 1990.
- SUGA, Y.; HASUI, A. *On Formation of Porosity in Underwater Weld Metal (The 1st Report) : Effect of Water Pressure on Formation of Porosity*. *Transactions of the Japan Welding Society*, v. 17, n. 1, p. 58–64, abr. 1986.
- SURESH, S. *Crack initiation in cyclic compression and its applications*. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 21, n. 3, p. 453–463, jan. 1985.
- SURESH, S. *Fatigue of materials.*: Cambridge University Press, 1998
- SURESH, S.; RITCHIE, R. O. *A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness*. *Metallurgical Transactions A*, v. 13, n. 9, p. 1627–1631, set. 1982.
- SURESH, S.; ZAMISKI, G. F.; RITCHIE, D. R. O. *Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior*. *Metallurgical Transactions A*, v. 12, n. 8, p. 1435–1443, ago. 1981.
- TREVISAN, R. E., SCHWEMMER, D.D., e OLSON, D.L. *The fundamentals of weld metal pore formation*. *Welding: Theory and Practice*, Chapter 3, p. 79, 1990.
- TZOU, J. et al. *Fatigue crack propagation in oil environments— II. A model for crack closure induced by viscous fluids*. *Acta Metallurgica*, v. 33, n. 1, p. 117–127, jan. 1985.

VOSIKOVSKY, O. *The effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in steels*. Engineering Fracture Mechanics, v. 11, n. 3, p. 595–602, jan. 1979.

WANG, S.; MÜLLER, C. *Fracture surface roughness and roughness-induced fatigue crack closure in Ti-2.5 wt% Cu*. Materials Science and Engineering: A, v. 255, n. 1–2, p. 7–15, out. 1998.

WASTON, P.D., TSAI C.L.; WOOD, B. *Fitness of service design application for underwater wet welds*; INTERNATIONAL WORKSHOP ON UNDERWATER WELDING OF MARINE STRUCTURES - December 7-9, 1994, New Orleans, Louisiana, USA, AMERICAN BUREAU OF SHIPPING page 201-236

WEI, R. P. *Some aspects of environment-enhanced fatigue-crack growth*. Engineering Fracture Mechanics, v. 1, n. 4, p. 633–651, abr. 1970.

YI, K. S., et al. *Fatigue crack-growth behavior of materials in viscous fluid environments*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v. 47, n. 9, p. 1843–1871, set. 1999.