

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

VALIDAÇÃO DO MÉTODO DE QUEDA DE POTENCIAL PARA MEDIÇÃO DO
COMPRIMENTO DE TRINCA EM CORPOS DE PROVA TIPO SENB COM TRINCA
CURTA EM ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Bruno Diehl Neto

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2014

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

VALIDAÇÃO DO MÉTODO DE QUEDA DE POTENCIAL PARA MEDIÇÃO DO
COMPRIMENTO DE TRINCA EM CORPOS DE PROVA TIPO SENB COM TRINCA
CURTA EM ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

BRUNO DIEHL NETO
Engenheiro de Materiais

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2014

II

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly
Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo
Dr. Toni Roger Schifelhain de Lima

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

AGRADECIMENTOS

A minha família pelo apoio e carinho;

Ao professor orientador Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski por abrir as portas do LAMEF, confiança no trabalho, apoio e orientação na condução de todo o mestrado;

Ao professor Telmo Strohaecker por abrir as portas do LAMEF;

À banca examinadora pelo tempo disponibilizado para avaliação da dissertação;

A todo pessoal do GECOR do LAMEF (ou que passou pelo laboratório) – em especial ao Eliakin, Márcio Antunes, Tiago Renk e Joseane – que colaborou na realização dos ensaios e/ou discussões dos resultados;

Ao colega de trabalho da PETROBRAS Fabricio Pinheiro dos Santos por apoiar na condução do projeto de pesquisa junto ao LAMEF, resumidamente chamado “CRA”;

Ao colega de trabalho Carlos Joia pelo apoio na condução do projeto “CRA” e discussões e comentários da dissertação.

Dedico esta dissertação a minha família.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XII
TERMOS E DEFINIÇÕES	XIV
RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVIII
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Configuração dos Corpos de Prova (CP) em ensaios da/dN x ΔK	2
1.2 Qualificação do Método de QP	4
1.3 Objetivos	5
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 Fator intensidade de tensão na ponta da trinca (K)	6
2.2 Ensaio de fadiga da/dN x ΔK	9
2.2.1 Equação de Paris	10
2.2.2 Curva de crescimento de trinca	11
2.2.3 Fatores que influenciam a curva de Paris	13
2.2.4 Aplicação do método da/dN x ΔK em dutos submarinos	28
2.3 Métodos de medição do tamanho de trinca para testes dos materiais	29
2.3.1 Medidor da propagação de trinca (<i>Crack Propagation Sensor</i>)	29
2.3.2 Método da queda de potencial	30
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	34
3.1 Materiais	34
3.1.1 Corpos de Prova	34
3.1.2 Medidores de Propagação de Trinca	35
3.1.3 Instrumentos de Queda de Potencial	36
3.1.4 Máquina de ensaios universal	37
3.2 Métodos	37
3.2.1 Ensaio de propagação de trinca	38

4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1	Medidor de propagação de trinca.....	43
4.2	Queda de Potencial	45
4.3	Comparação entre os métodos QP e Medidor de Propagação de Trinca.....	47
4.4	da/dN vs ΔK	53
4.4.1	Corpo de prova sem pré-trinca	57
4.4.2	Constricção na Ponta da Trinca	58
4.4.3	Frequência de aquisição de dados de potencial.....	58
4.4.4	Plastificação na ponta do entalhe	59
4.4.5	Razão de Carregamento	60
4.4.6	Acurácia dos Equipamentos	61
4.4.7	Varição na Temperatura do Ensaio	64
4.4.8	Heterogeneidades do CP	65
5	CONCLUSÕES	66
6	TRABALHOS FUTUROS	68
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	69

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Esquema indicando como um CP tipo SENB (ou SENT) com trinca curta pode ser extraído de um duto.	3
Figura 2.1	Trinca vazante em uma chapa infinita submetida a uma tensão de tração remota. Adaptado de (L. ANDERSON, 2005).....	6
Figura 2.2	Três modos de carregamento que podem ser aplicados a um CP trincado. Adaptado de (ANDERSON, 1995).	7
Figura 2.3	Efeito da espessura do CP no modo I de tenacidade a fratura. Adaptado de (ANDERSON, 1995).	8
Figura 2.4	Comportamento de crescimento de trinca por fadiga típico em metais.	11
Figura 2.5	Efeito do R e do método de carregamento na taxa de propagação de trinca próximo ao ΔK_{th} . Adaptado de (HOLTAM e BAXTER, 2011).	17
Figura 2.6	A influência do R nas características de propagação de trinca do aço JIS SS41. Adaptado de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996) que cita (SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, 1988).	18
Figura 2.7	Taxa de propagação de trinca x Comprimento de trinca, ΔK constante ($\sim 300 \text{ Nmm}^{-3/2}$). Testes ao ar e em ambiente ácido. Adaptado de (HOLTAM, 2010).22	
Figura 2.8	Razão de Bixialidade para CPs com geometrias SENB, SENT, DENT e CCT. Adaptado de (ANDERSON, 1995).	25
Figura 2.9	Influência da geometria do CP na taxa de propagação de trincas por fadiga na curva de Paris para o aço carbono em temperatura ambiente (KNÉSL, SEITL e HUTAR, 2002).	27
Figura 2.10	Ilustração esquemática da influência da constrição e geometria do CP na tenacidade a fratura do material (CHIESA, NYHUS, <i>et al.</i> , 2001).	27
Figura 2.11	Aumento da resistência elétrica do Medidor de Propagação de Trinca através do rompimento dos filamentos. Adaptado de (VISHAY MICRO-MEASUREMENTS, 2011).	30
Figura 2.12	Esquema do Método da Queda de Potencial (WILKOWSKI e MAXEY, 1983).	31
Figura 3.1	Esquema do CP tipo SENB com trinca curta utilizado na validação do método de QP.	35

Figura 3.2	(a) Instalação antes do início do ensaio e (b) após o fim do ensaio.	38
Figura 3.3	Diagrama esquemático do sistema de QP por cc. Adaptado de (ASTM INTERNATIONAL, 2011).	39
Figura 4.1	Resistência Elétrica do Medidor de Propagação de Trinca x Tempo para o CP 13Cr5Ni2Mo (CP 2).....	44
Figura 4.2	Tamanho de trinca x Tempo do CP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).....	45
Figura 4.3	Dados da leitura do potencial em função do tempo no ensaio de propagação de trinca por fadiga no 13Cr5Ni2Mo (CP 2).....	46
Figura 4.4	Comprimento da trinca obtido pelo método de QP em função do tempo para o CP em aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).....	47
Figura 4.5	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 1).	48
Figura 4.6	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).	48
Figura 4.7	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 3).	49
Figura 4.8	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 4).	49
Figura 4.9	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 25Cr7Ni (CP 5).....	50
Figura 4.10	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 25Cr7Ni (CP 6).....	50
Figura 4.11	Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço API 5L X60 (CP 7).	51
Figura 4.12	Esquema demonstrando o comprimento de trinca considerado por cada técnica de medição de trinca.	52
Figura 4.13	Comprimento de trinca em função do número de ciclos do ensaio de propagação de trinca do aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).....	53
Figura 4.14	Resultados dos ensaios de propagação de trinca ao ar do aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo e curva ao ar de dois estágios da norma BS 7910 para o aço. .	54

- Figura 4.15 Resultados dos ensaios de propagação de trinca ao ar do aço inoxidável 25Cr7Ni e curva ao ar de dois estágios da norma BS 7910 para o aço..... 55
- Figura 4.16 Resultados dos ensaios de propagação de trinca ao ar do aço baixa liga API 5L X60 e curva ao ar de dois estágios da norma BS 7910 para o aço. 56

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Máxima composição química do API 5L X60 e 13Cr5Ni2Mo. Faixa de composição química do 25Cr7Ni.....	34
Tabela 3.2	Propriedades mecânicas típicas em temperatura ambiente dos materiais utilizados no estudo.....	35
Tabela 3.3	Principais características da fonte de alimentação de cc (AGILENT TECHNOLOGIES).....	36
Tabela 3.4	Frequência de aquisição de dados em função da resolução do multímetro Agilent Technologies 3458A.....	36
Tabela 4.1	Valores de Coeficiente de Pearson e Erro Quadrático Médio absoluto e percentual.....	52
Tabela 4.2	Intervalo mínimo entre medidas para detecção do crescimento de trinca em função da ordem de taxa de crescimento de trinca, frequência de ensaio e crescimento mínimo para detecção da configuração de ensaio utilizada no estudo. Resolução do multímetro de 8,5 dígitos.....	63

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- β – Razão de Biaxialidade;
- ΔK – Variação do fator intensidade de tensão na ponta da trinca;
- ΔK_{th} – ΔK limiar para propagação de trinca por fadiga;
- a_c – tamanho crítico de trinca;
- a_{ic} – maior tamanho inicial de um defeito aceitável;
- QP – Queda de Potencial;
- ca – Corrente Alternada;
- cc – Corrente Contínua;
- CCT – *Center Cracked Tension Specimen*;
- CP – Corpo de Prova;
- CT – *Compact Tension Specimen*;
- CRA – Liga Resistente à Corrosão;
- CSTS – Corrosão Sob Tensão por Sulfetos;
- CST – Corrosão Sob Tensão;
- CSTC – Corrosão sob Tensão por Cloretos;
- ddp – Diferença de Potencial;
- DENT – Double Edge Notched Tension Specimen;
- DSS – Aço Inoxidável Dúplex;
- ECA – *Engineering Critical Assessment* – Avaliação Crítica de Engenharia;
- END – Ensaio não destrutivo;
- FEM – Força Eletromotriz;
- FH – Fragilização pelo Hidrogênio;
- H^0 – Hidrogênio Atômico;
- H^2 – Hidrogênio Molecular;
- H_{ab} – Hidrogênio Atômico Absorvido;
- H_{ad} – Hidrogênio Atômico Adsorvido;
- K_{max} – K máximo na ponta de uma trinca durante um ciclo de fadiga;
- K_{min} – K mínimo na ponta de uma trinca durante um ciclo de fadiga;
- MEF – Método dos Elementos Finitos;

MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica;
PC – Proteção Catódica;
PRE_N – Resistência a pite equivalente;
R – Razão de K_{\max} por K_{\min} ;
SDSS – Aço Inoxidável Superdúplex;
SENB – Single Edge Notched Bend Specimen;
SENT – Single Edge Notched Tension Specimen;
TIH – Trincamento Induzido pelo Hidrogênio;
TTIH – Trincamento sob Tensão Induzido pelo Hidrogênio;
 V/V_r – Potencial normalizado;
 V_r – Potencial de referência.

TERMOS E DEFINIÇÕES

Liga Resistente à Corrosão – Definição de acordo com a norma ISO 15156-1. Liga pretendida para ser resistente à corrosão uniforme e localizada em ambientes da área de petróleo que são corrosivos ao aço carbono;

Aço inoxidável Dúplex – Liga de aço inoxidável a qual sua microestrutura em temperatura ambiente consiste de uma mistura de 50% de austenita e 50% ferrita. Apresenta usualmente 22% de cromo em sua composição química e PRE_N da ordem de 34;

Aço Inoxidável Superdúplex – Liga de aço inoxidável a qual sua microestrutura em temperatura ambiente consiste de uma mistura de 50% de austenita e 50% ferrita. Apresenta usualmente 25% de cromo em sua composição química e PRE_N superior a 40;

Resistência a pite equivalente (PRE ou PRE_N) – É uma medida da resistência à corrosão localizada de aços inoxidáveis baseado na sua composição química;

Corrosão Sob Tensão – Trincamento de metal suscetível ao fenômeno envolvendo processos de corrosão localizada e tensão de tração (residual e/ou aplicada);

Corrosão Sob Tensão por Sulfetos – Trincamento de metal suscetível ao fenômeno envolvendo processos de corrosão e tensão de tração (residual e/ou aplicada) na presença de água e H_2S ;

Corrosão Sob Tensão por Cloretos – Trincamento de metal suscetível ao fenômeno envolvendo processos de corrosão e tensão de tração (residual e/ou aplicada) na presença de água e cloretos;

Engineering Critical Analysis – É uma análise baseada nos princípios da mecânica da fratura, onde é determinado o risco de uma determinada trinca causar falha em um componente ou uma estrutura por fratura frágil, fadiga, fluência ou colapso plástico sob específicas condições de carregamento;

Fragilização pelo Hidrogênio – Perda de ductilidade e resistência do material devido à entrada de hidrogênio molecular na rede cristalina do metal. É assumido que a FH é causada pelos átomos de hidrogênio que não combinam para formar moléculas;

Trincamento Induzido pelo Hidrogênio – Fenômeno que ocorre em aços carbono (principalmente laminados com elevado nível de inclusões) quando o hidrogênio molecular difunde para dentro do material até algum sítio em que fica trapeado (e.g. inclusões). Neste local, os átomos de hidrogênio se recombinam, com consequente aumento de volume, pressurizando internamente o material até o trincamento ocorrer. Não é necessária a aplicação de tensão externa no material para este tipo de trinca ocorrer;

Trincamento Sob Tensão Induzido pelo Hidrogênio – Trincamento que resulta da presença do hidrogênio no metal, proveniente da proteção catódica, e tensão de tração (residual e/ou aplicada);

Serviço ácido – Exposição ao ambiente típico na produção de petróleo com H₂S suficiente para causar trincamento dos materiais por mecanismos como corrosão sob tensão por sulfetos e trincamento induzido pelo hidrogênio.

RESUMO

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga em meios corrosivos apresentam um desafio para os laboratórios, onde os métodos de medição mais utilizados (e.g. Medidor de Propagação de Trinca e *Clip Gauge*) para a medição do comprimento da trinca, se deterioram. O método de Queda de Potencial (QP) pode ser uma alternativa viável e de boa precisão para este propósito, porém deve ser demonstrado que o laboratório tem capacidade de obter elevada precisão e acurácia através do método.

Este trabalho tem o objetivo principal de avaliar uma metodologia para a determinação do comprimento de trinca curta durante ensaios de fadiga para caracterização das propriedades de materiais utilizados como dutos de coleta na indústria do petróleo em ambientes corrosivos. Os demais objetivos são:

- Consolidar o método de QP para o monitoramento do comprimento da trinca em Corpo de Prova (CP) tipo SENB com trinca curta;
- Apresentar as curvas ao ar de propagação de trinca $da/dN \times \Delta K$ obtidas em ensaios nos materiais 13Cr5Ni2Mo, 25Cr7Ni e API 5L X60;
- Identificar melhorias no procedimento dos ensaios para elevar a precisão e acurácia das curvas de taxa de propagação de trinca.

Foram realizados ensaios de propagação de trinca em três aços diferentes, isto é, inoxidáveis Supermartensítico e superdúplex e Aço Carbono, sendo registrados os dados do Medidor de Propagação de Trinca (gabarito) e da técnica de QP (método a ser avaliado). Foram validadas as equações necessárias para determinar o tamanho de trinca do CP em função da diferença de potencial transversalmente à trinca com o Medidor de Propagação de Trinca e foram apresentadas as curvas ao ar de taxa de propagação de trinca $\times \Delta K$ dos materiais estudados.

Foi observada uma forte correlação entre os dois métodos de medição de trinca. Acreditamos que as pequenas diferenças observadas nos valores de tamanho de trinca entre as duas técnicas se devem, principalmente à:

- Efeito de tunelamento na frente da trinca, já que cada método mede a trinca em diferentes regiões do CP;
- Imprecisões na distância do ponto na soldagem dos fios do multímetro (que mede o potencial para técnica de QP) à trinca.

As curvas de propagação de trinca foram similares à curva de dois estágios para aços da norma BS 7910 ($R \geq 0,5$) na maior parte da curva. Entretanto, em ΔK próximos a $15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (faixa inicial de ΔK aplicado), os aços apresentaram taxas de propagação significativamente inferiores à curva da norma. Foram indicados possíveis motivos para os desvios da curva e sugeridas melhorias nos procedimentos dos ensaios para elevar a precisão e acurácia na obtenção das curvas $da/dN \times \Delta K$.

ABSTRACT

Fatigue crack growth rate (FCGR) tests in corrosive environments are a challenge for laboratories, where the most used techniques (e.g. Clip Gage and Crack Propagation Sensor) for crack size measurements, deteriorate. Potential Drop (PD) technique is a high precision viable alternative, however, it must be demonstrated that the laboratory has capacity to obtain high precision and accuracy through the method.

This study has the main objective of evaluate a methodology to determine the short crack size during fatigue tests to properties characterization of materials used as oil gathering pipes in the oil and gas industry in corrosive environment. The other objectives are:

- Consolidate the PD technique for crack size monitoring in short crack SENB specimen configurations;
- Introduce the 13Cr5Ni2Mo, 25Cr7Ni and API 5L X60 crack propagation rate curves ($da/dN \times \Delta K$) tested in air;
- Identify test procedures improvements to enhance precision and accuracy of FCGR test curves.

FCGR tests were performed in three different steels, i.e. Supermartensitic, Superduplex and Carbon Steel, where Crack Propagation Sensor (template) and PD technique (evaluated method) data were registered. Equations to determine specimen crack size in function of the potential difference measured transversally to the crack were validated with the Crack Propagation Sensor and FCGR curves in air for the studied materials were presented.

A strong correlation between both crack size measurement techniques was observed. It is believed that small differences in measured crack size between techniques are mainly due to:

- The tunneling effect in the crack front, both methods measuring the crack in different specimen regions
- The imprecisions in the distance of the welding point of the multimeter wires used in PD to the crack.

The FCGR curves behavior were similar to the two stage curve in air ($R \geq 0.5$) from BS 7910 standard for the most of the curve. However, when ΔK was close to 15 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (initial applied ΔK range), the steels presented significantly lower propagation rate compared to the standard curve. It was pointed out possible reasons for this deviation and tests procedures improvements were suggested in order to increase FCGR test precision and accuracy.

1 INTRODUÇÃO

Durante décadas na indústria de exploração de óleo e gás, o aço carbono foi praticamente o único material utilizado, mesmo que medidas mitigadoras à corrosão (e.g. inibidores de corrosão) tivessem que ser adotadas. A produção de petróleo em ambientes mais corrosivos, com equipamentos expostos a maiores temperaturas e pressões, determinou o uso de Ligas Resistentes à Corrosão (CRA) (CASSAGNE, 2012).

Nos últimos anos no Brasil foram descobertos diversos campos de petróleo *offshore* com elevada capacidade exploratória, localizados abaixo de uma camada de sal (Pré-Sal). Para exploração destes reservatórios, desafios tecnológicos devem ser superados na seleção de materiais com o mínimo custo possível, mas que apresentem desempenho satisfatório em ambientes com presença de H₂S, elevados teores de CO₂, elevadas pressões, elevados teores de cloretos e, em alguns casos, elevadas temperaturas.

Neste cenário, o uso de aço carbono torna-se uma alternativa pouco atrativa em dutos submarinos de produção (*risers* e *flowlines*) em função da necessidade de grande quantidade de inibidores de corrosão com elevada disponibilidade e eficiência.

Assim, restam três opções para as operadoras nesses sistemas: CRA monolítico (tubo de liga resistente à corrosão), dutos flexíveis e dutos em aço carbono revestidos internamente em CRA (*clad/liner*) (CUNHA DIAS HENRIQUES, BANDEIRA DE MELLO JOIA, *et al.*, 2012).

Acompanhado da seleção de CRA monolítico, os modos de falha conhecidos por Trincamento Sob Tensão Induzido pelo Hidrogênio (TTIH) e Corrosão Sob Tensão por Sulfetos (CSTS) tornaram-se uma preocupação em instalações submarinas sob proteção catódica e ambientes contendo H₂S, respectivamente. A corrosão fadiga também é uma questão importante a ser considerada nestas condições (CASSAGNE, 2012). Portanto, o uso de CRAs monolíticos inicialmente deve ser descartado até que se adquira um melhor conhecimento das propriedades destes materiais nos meios atualmente encontrados na produção de petróleo.

Um esforço muito grande deve ser conduzido para definir os limites de aceitação de defeitos de soldagem: curvas de crescimento de trinca ($da/dN \times \Delta K$) e critérios de Avaliação Crítica de Engenharia (ECA) (CUNHA DIAS HENRIQUES, BANDEIRA DE MELLO JOIA, *et al.*, 2012). Após definidas essas propriedades, o uso de CRAs monolíticos poderia voltar a ser uma opção de utilização em dutos submarinos.

Embora possua elevada resistência à corrosão uniforme, a corrosão por fresta pode ocorrer nas conexões com geometria favorável a este fenômeno em dutos com material em aço inoxidável Super Duplex (SDSS) em água do mar aerada sem proteção catódica (NORSOK, 2002). A (NORSOK, 2005) indica que um potencial mais negativo que -600 mV de proteção catódica (PC) é necessário para proteger o aço inoxidável Duplex (DSS). Adicionalmente, a PC pode incidir no SDSS devido à necessidade de proteger outras estruturas de aço carbono ou baixa liga conectados ao SDSS e de um isolamento ineficiente (CASSAGNE e BUSSCHAERT, 2005).

De modo a quantificar as propriedades desses materiais em água do mar com PC e/ou serviço ácido, testes em laboratório devem ser realizados para estabelecer os limites de uso dos diversos CRAs monolíticos. Ensaios de tenacidade à fratura e ensaios de taxa de propagação de trinca ($da/dN \times \Delta K$) indicam as propriedades destes materiais que devem ser consideradas nos estudos de ECA para determinar os máximos defeitos de solda admissíveis.

1.1 Configuração dos Corpos de Prova (CP) em ensaios $da/dN \times \Delta K$

Observa-se na literatura que a configuração de corpo de prova (CP) mais usual em ensaios de propagação de trinca por fadiga é a do tipo *Compact Tension* (CT). Entretanto, nesta configuração a propagação da trinca ocorre em uma trinca já passante no cordão de solda, enquanto na realidade a trinca em uma solda circunferencial geralmente é nucleada em algum ponto na raiz da junta e propaga até virar uma trinca passante (falha do duto). Assim, a orientação de propagação neste CP é diferente de uma trinca propagando em um duto.

Adicionalmente CPs tipo *Single Edge Notched Bend Specimen* (SENB) ou *Single Edge Notched Tension Specimen* (SENT), ao contrário dos CPs tipo CT, possibilitam ensaios em uma trinca de pequena profundidade (trinca curta). A trinca curta em uma junta soldada de um duto é a situação em que a mesma deve propagar pela maior parte de sua vida, pois após atingir uma determinada dimensão, a variação do fator intensidade de

tensões na ponta da trinca (ΔK) aplicada e a taxa de propagação serão conseqüentemente elevadas. Assim, a falha do duto é eminente.

Um duto, estrutura ou CP com trinca curta pode levar a um maior carregamento de hidrogênio na ponta da trinca quando exposto ao meio corrosivo, levando a taxas de propagação de trinca mais elevadas (HOLTAM, 2010).

A Figura 1.1 apresenta o posicionamento do CP tipo SENB (ou SENT) com trinca curta, usinado a partir de um duto. Observa-se que a trinca no CP é posicionada junto à raiz da junta soldada, e deve crescer em direção similar a uma trinca a partir de um defeito de solda do duto em operação.

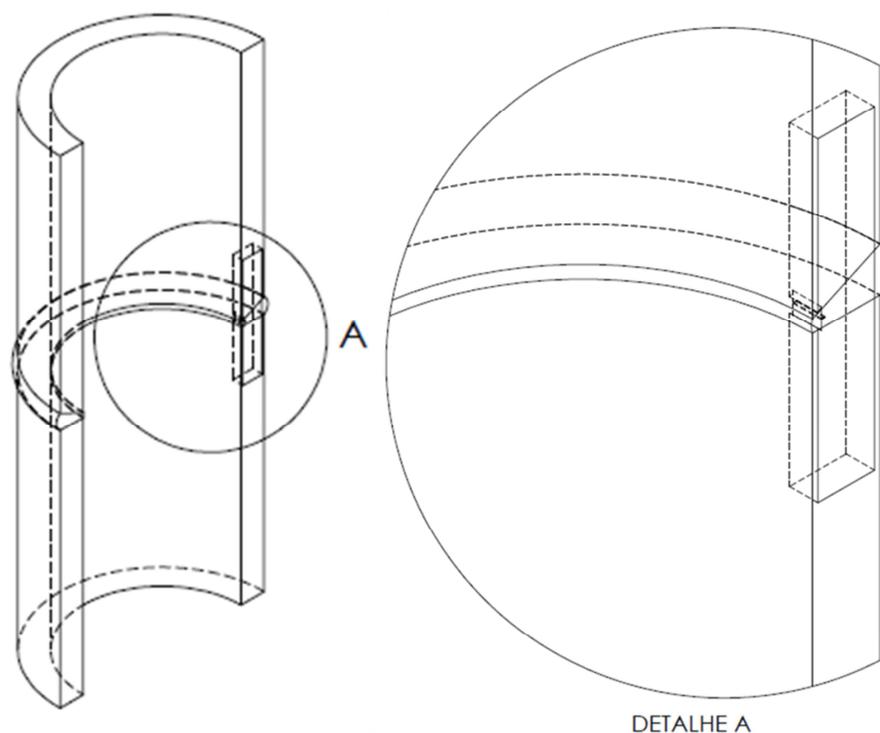


Figura 1.1 Esquema indicando como um CP tipo SENB (ou SENT) com trinca curta pode ser extraído de um duto.

No presente estudo, decidiu-se pela utilização do CP tipo SENB, preferencialmente ao SENT, principalmente devido ao limite de carga da máquina de ensaios disponível, uma vez que o CP tipo SENT, com trinca curta, exige uma máquina muito robusta. Na época em que se tomou esta decisão, também se acreditava que a menor constrição na ponta da trinca do CP tipo SENT, levaria a taxas de propagação de trinca pouco conservativas para um determinado ΔK , similarmente ao que ocorre em ensaios de tenacidade à fratura. Entretanto, conforme pode ser observado no Item 2.2.3, esta premissa pode não ser verdadeira.

1.2 Qualificação do Método de QP

Para ser possível a construção das curvas de taxa de propagação de trinca da/dN x ΔK a partir de ensaios de laboratório, deve ser consolidado um método em que o tamanho da trinca inserida no CP possa ser monitorado em função do número de ciclos de fadiga.

O *Clip Gauge* e o Medidor de Propagação de Trinca (*Crack Propagation Sensor*) são dispositivos relativamente simples de monitoração de tamanho de trinca. Entretanto, são instrumentos sensíveis, e devem se deteriorar na presença do meio corrosivo de ensaio ($\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{S}$ em solução aquosa) quando anexados ao CP.

Uma solução precisa para o monitoramento do comprimento de trinca durante os ensaios de taxa de propagação de trinca de fadiga, que pode ser aplicado em meios corrosivos, é o da técnica de Queda de Potencial (QP). O procedimento para aplicação desta técnica está padronizado no anexo A.6 da norma ASTM E-647 (ASTM INTERNATIONAL, 2011) e anexo B.3.1 e B.3.2 da norma BS 6835-1 (BSI, 1998).

Cada configuração de CP apresenta diferentes resoluções para determinar o tamanho de trinca através da QP. Essas são geralmente expressas em função da diferença de potencial normalizado entre dois pontos ao redor da trinca (V/V_r) e um tamanho de trinca de referência (a_r), conforme a Equação 1.1.

$$a = f(V/V_r, a_r) \quad (\text{Equação 1.1})$$

A norma ASTM E-647 apresenta as equações para determinar o tamanho de trinca em função do potencial normalizado para três configurações de CPs em condição de corrente contínua. Entretanto, não apresenta diretamente a equação da configuração tipo SENB. Desta forma, para a configuração de CP utilizada neste estudo (SENB com trinca curta), torna-se necessário realizar uma validação desta função.

Soluções empíricas podem ser encontradas ao calibrar as medições de voltagem normalizada com os tamanhos de trinca obtidos através de outro método para praticamente qualquer configuração de CP. Assim, poderíamos obter a equação para determinar o tamanho de trinca em função do potencial normalizado para a configuração do tipo SENB.

1.3 Objetivos

O presente estudo tem o objetivo principal de avaliar uma metodologia para a determinação do comprimento de trinca curta durante ensaios de fadiga para caracterização das propriedades de materiais utilizados como dutos de coleta na indústria do petróleo em ambientes corrosivos. Os demais objetivos são:

- Consolidar o método de QP para o monitoramento do tamanho da trinca em ensaios de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$), através da comparação com um método de medição direta, utilizando uma configuração de CP tipo SENB com trinca curta, cuja solução para determinar o tamanho de trinca por QP em função do potencial elétrico normalizado não é diretamente apresentada pela norma ASTM E-647;
- Determinar as curvas de propagação de trinca por fadiga ao ar dos aços inoxidáveis 13Cr5Ni2Mo (supermartesítico) e 25Cr7Ni (superduplex) e para o aço baixa liga API 5L X60, para ΔK a partir de aproximadamente $15 \text{ MPa.m}^{1/2}$;
- Comparar os resultados de propagação de trinca para os materiais descritos acima com a curva média ao ar de 2 estágios e $R \geq 0,5$ da BS 7910 para o aço carbono;
- Identificar os possíveis motivos dos desvios dos dados obtidos com a curva da BS 7910;
- Sugerir melhorias nos procedimentos de ensaios adotados de modo a obter dados de tamanho de trinca, ΔK e, por consequência, dados de taxa de propagação de trinca por fadiga mais precisos.

Foi monitorado o tamanho de trinca em ensaios de taxa de propagação de trinca por fadiga ao ar em três materiais utilizados em linhas de coleta na indústria do petróleo através de duas técnicas de medição: Medidor de Propagação de Trinca (método de medição direta – gabarito) e QP. A QP foi comparada com o método gabarito, de modo a validar as equações que relacionam a diferença de potencial medida através da trinca com o tamanho de trinca no CP.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fator intensidade de tensão na ponta da trinca (K)

O fator intensidade de tensão (K) é um parâmetro da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) que descreve o estado de tensão e deformação na ponta de uma trinca, decorrente de um carregamento remoto no material e do efeito concentrador de tensão da geometria do defeito, considerando um material isotrópico (L. ANDERSON, 2005). O fator intensidade de tensões na ponta da trinca (K) é a força motriz para uma trinca propagar em um material que apresenta um comportamento globalmente elástico.

Determinações aproximadas para o K aplicado na ponta de uma trinca podem ser encontradas na literatura para diversas configurações mais simples de CPs e/ou estruturas, e.g.: (LANDES e BEGLEY, 1972), (RICE, PARIS e MERKLE, 1973) e (SHIH, 1981). Uma placa infinita com uma trinca vazante submetida a uma tensão de tração remota (ver Figura 2.1) é um exemplo clássico para a determinação do K aplicado, conforme a Equação 2.1.

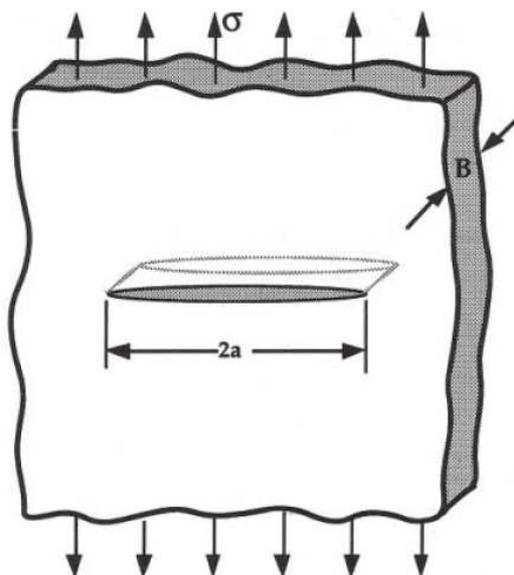


Figura 2.1 Trinca vazante em uma chapa infinita submetida a uma tensão de tração remota. Adaptado de (L. ANDERSON, 2005).

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{Equação 2.1})$$

Onde:

σ – Tensão de tração aplicada remotamente à chapa;

K_I – Fator Intensidade de tensão modo I de carregamento;

a – metade do tamanho da trinca.

Para situações mais complexas, o K pode ser estimado experimentalmente ou através de análises numéricas.

Geralmente, os números I, II ou III subscritos estão presentes ao lado do K . Esses se referem ao tipo de carregamento na ponta da trinca. A Figura 2.2 apresenta, esquematicamente, cada modo de carregamento, conforme explicado abaixo:

- Modo I – Abertura – Carregamento principal aplicado no plano normal à trinca (tração);
- Modo II – Cisalhamento no plano – Deslizamento das faces das trincas;
- Modo III – Cisalhamento fora do plano.

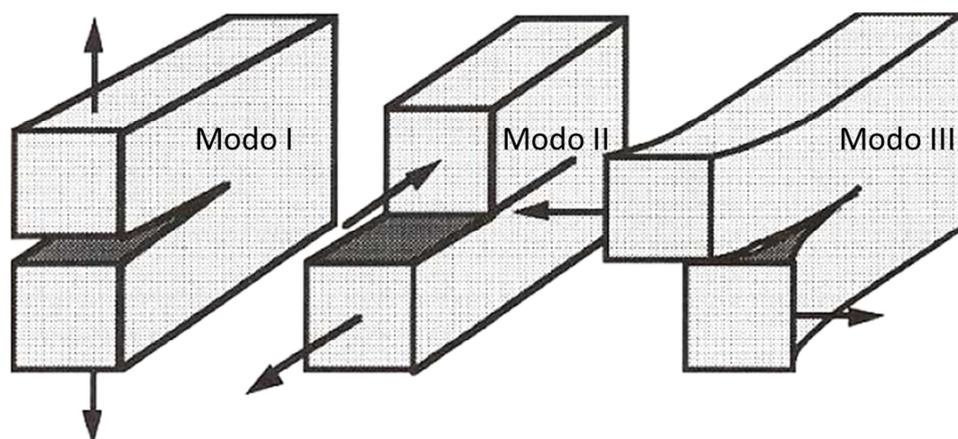


Figura 2.2 Três modos de carregamento que podem ser aplicados a um CP trincado. Adaptado de (ANDERSON, 1995).

Ao assumirmos que um material elástico deve falhar localmente em uma combinação crítica de tensão e deformação, então a fratura deve ocorrer em um fator intensidade de tensão crítica (K_c). O K_c , portanto, é uma medida de tenacidade à fratura de materiais cujo comportamento global é linear elástico. Ou seja, a zona plástica na ponta da trinca é pequena comparada com as dimensões do CP e tamanho da trinca.

O K_c pode sofrer influência de triaxialidade das tensões na ponta da trinca. A Figura 2.3 apresenta a tenacidade à fratura no modo I de carregamento do material em função da espessura do CP.

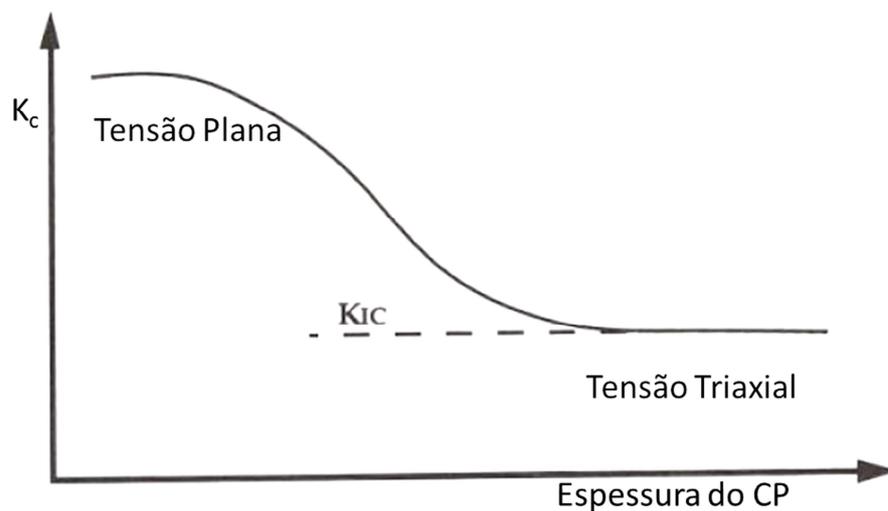


Figura 2.3 Efeito da espessura do CP no modo I de tenacidade a fratura. Adaptado de (ANDERSON, 1995).

Primeiramente define-se que a tenacidade à fratura do material geralmente é inferior em estado triaxiais de tensões, comparado ao estado plano de tensões, pois o material não tem a mesma liberdade para se deformar elasticamente.

Pode ser observado que o K_c de um componente diminui com o aumento da espessura até certo limite (K_{Ic}). A partir deste ponto, a tenacidade à fratura do material é considerada independente da espessura, pois a razão de volume de material próximo às bordas do CP pelo volume total de material não é alterada significativamente. O material que se encontra no interior de um CP espesso, não tem a mesma liberdade para se deformar, e, portanto, estará submetido a um estado triaxial de tensões. O estado puramente biaxial de tensões só existe na superfície do CP. O nível de triaxialidade no estado de tensão vai de zero (na superfície) até um valor máximo no centro do CP.

Pode-se, portanto, definir que o K na MFLE é análogo à tensão aplicada na mecânica clássica, enquanto o K_c seria análogo à tensão de escoamento ou tensão de ruptura do material.

Diversos componentes podem falhar devido à propagação de defeitos inerentes aos processos de fabricação, como por exemplo, falta de fusão ou falta de penetração no processo de soldagem.

Com o conhecimento da tenacidade à fratura do material e o nível e modo de carregamento remoto na estrutura, o tamanho máximo de defeito de fabricação pode ser

estimado através dos cálculos da MFLE para os materiais que tenham um comportamento globalmente elástico.

Essa metodologia também é importante para se estimar a vida a fadiga de algum equipamento/componente, pois se pode determinar qual o tamanho de trinca máximo tolerável na estrutura, para não haver propagação instável de trinca. Entretanto, neste caso, deve-se ter o conhecimento da taxa de propagação de trinca por carregamentos cíclicos para cada nível de ΔK aplicado. Deste modo, se pode estabelecer o tamanho máximo tolerável de defeito de fabricação do componente para que a trinca não alcance o tamanho crítico no período da vida de projeto do equipamento.

2.2 Ensaio de fadiga da/dN x ΔK

(PARIS, GOMEZ e ANDERSON, 1961) demonstraram que o crescimento de uma imperfeição “tipo trinca” até um tamanho crítico pode ser descrita por uma única teoria através de ferramentas da mecânica da fratura, diferentemente da metodologia tradicional que considera a fadiga como um problema multifase que separa os fenômenos de iniciação e propagação da trinca. A partir deste estudo, passou a ser possível calcular a vida remanescente de uma estrutura, com um tamanho máximo de defeito tolerável, submetida a carregamentos cíclicos a partir de ensaios dos materiais em laboratório.

Este método teve seu início entre os anos de 1957 a 1959, entretanto foi somente publicado no ano de 1960, pois havia sido rejeitado por três jornais (ASME, AIAA e Phil. Mag). Essa metodologia encontrou outras dificuldades de aceitação, como por exemplo, no final da década de 1960, pelo conselho externo de revisão federal para estudos exploratórios de transporte supersônico que não acreditou no método que estava sendo reconhecido pela Boeing. Tais rejeições demonstram a dificuldade na aceitação que para a época foi uma descoberta “radical”. Hoje em dia o método é largamente aceito (PARIS, TADA e DONALD, 1999).

Através das curvas da/dN x ΔK , método desenvolvido por Paris, foi possível quantificar a taxa de crescimento de trinca (da) a cada ciclo de fadiga (dN) para uma determinada variação do fator intensidade de tensão na ponta de uma trinca (ΔK) para um ciclo de carga. A partir de então, os gráficos da/dN x ΔK puderam ser construídos através de ensaios para uma gama de materiais e o comportamento destes materiais, quando trincados e solicitados através de carregamentos cíclicos, pôde ser avaliado.

O conceito de similitude fornece a base teórica da propagação de trinca por fadiga através da mecânica da fratura. A similitude implica que as condições na ponta da trinca são definidas por somente um parâmetro como o fator intensidade de tensões. Para isso, a zona plástica formada na ponta de uma trinca deve ser suficientemente pequena, comparada a zona elástica (ANDERSON, 1995).

O K sendo um parâmetro da MFLE, em situações de carregamento monotônico, não faz sentido ser utilizado em materiais de elevada ductilidade e baixa resistência mecânica. Entretanto, nos estudos de propagação de trinca por fadiga, esse pode ser adotado visto que valores muito baixos de K são aplicados para gerar o crescimento da trinca. Assim, o tamanho da zona plástica é suficientemente pequeno para a abordagem da MFLE (STROHAECKER). No caso de fadiga de baixo ciclo, as condições na ponta da trinca não podem ser definidas somente com a informação do K , devido à formação de uma zona plástica relativamente grande comparada às dimensões do CP.

2.2.1 Equação de Paris

Paris e Gomez (PARIS, GOMEZ e ANDERSON, 1961) correlacionaram dados de ensaios de fadiga em uma liga de alumínio de três publicações independentes, tornando possível estimar a vida remanescente de uma estrutura solicitada em carregamento cíclico através de ensaios dos materiais.

Através desses dados, foi verificado que a taxa de propagação de trinca por um ciclo de carregamento, pode ser completamente descrita pelo K_{\max} e pela razão do K_{\max} por K_{\min} (R).

Pode ser, portanto, investigado para uma gama de razões de carregamento (R) e materiais, o comportamento do crescimento de uma trinca, e assim estimar a vida remanescente de um componente solicitado em carregamento cíclico. Na época, Paris e Gomes consideravam somente o crescimento de uma trinca ao ar. Entretanto, é sabido que o ambiente também tem papel fundamental na propagação de trinca por fadiga.

De acordo com (STROHAECKER) a equação da taxa de propagação de trinca, também conhecida por equação de Paris, assumiu a forma definitiva no trabalho de Paris e Erdogan (PARIS e ERDOGAN, 1963), conforme a Equação 2.2.

$$\frac{da}{dN} = A. \Delta K^m \quad (\text{Equação 2.2})$$

Onde,

m – Inclinação da curva de Paris variando normalmente entre 2 e 5, sendo obtida experimentalmente;

A – Constante obtida experimentalmente.

A equação de Paris permite a obtenção de critérios para a seleção de materiais para uma determinada aplicação e também permite comparar as características de crescimento de trinca no desenvolvimento de novas ligas.

2.2.2 Curva de crescimento de trinca

A Figura 2.4 apresenta uma curva de crescimento de trinca $da/dN \times \Delta K$ típica para as ligas metálicas.

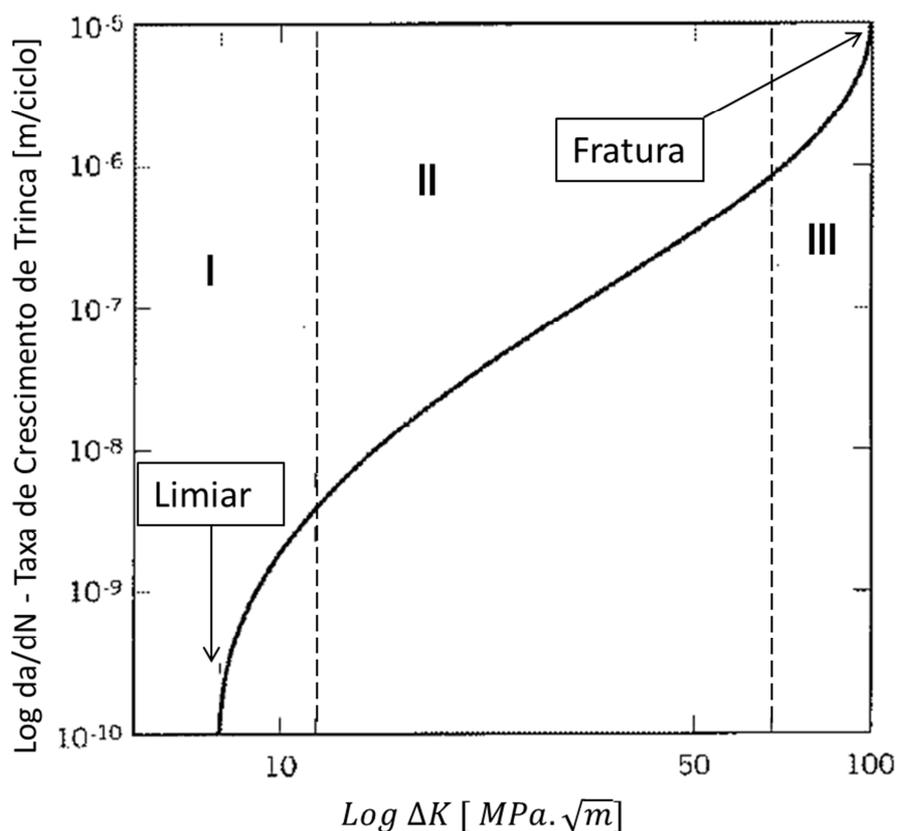


Figura 2.4 Comportamento de crescimento de trinca por fadiga típico em metais.

Pode ser observado na Figura 2.4 que a curva de crescimento de trinca $da/dN \times \Delta K$ apresenta três fases bem distintas, que dependem do ΔK aplicado. Um defeito pequeno pode começar a propagar com uma baixa taxa (Fase I), devido ao baixo ΔK resultante na

ponta trinca, e passar pela Fase II, à medida que a trinca e o ΔK crescem, e por fim deve ocorrer a fratura ao fim da Fase III (ao atingir o K_c do material).

As equações de crescimento de trinca (Item 2.2.1) geralmente preveem somente o crescimento da trinca durante a Fase II da curva. Essa simplificação pode ser realizada nas situações em que as trincas propagam na maior parte de sua vida dentro dessa fase. A inclinação da curva na Fase II é o coeficiente m da Equação de Paris. Esse coeficiente pode ser determinado experimentalmente para cada situação de material, meio, frequência de ensaio, etc.

Cada uma das fases de propagação de trinca previstas nas curvas de Paris apresenta características distintas. Os principais parâmetros que afetam cada uma das fases estão apresentados a seguir (STROHAECKER).

Fase I

Em relação à taxa de crescimento de trinca:

- Taxa de propagação superestimada pela Lei de PARIS e ERDOGAN;
- Baixa taxa de propagação de trinca;
- Desaceleração da taxa de crescimento de trinca com o aumento do ΔK ;
- Limite inferior do ΔK (ΔK_{th}) abaixo do qual a trinca não propaga ou propaga a uma taxa não detectável para fins práticos.

Em relação aos fatores que influenciam na taxa de propagação:

- Grande influência da microestrutura;
- Grande influência da tensão média.

Em relação à superfície de fratura:

- Superfície facetada.

Fase II

Em relação à taxa de crescimento de trinca:

- Bem descrita pela Lei de PARIS e ERDOGAN;
- Crescimento constante da taxa de propagação de trinca;
- Moderada taxa de propagação de trinca.

Em relação aos fatores que influenciam na taxa de propagação:

- Pequena influência da microestrutura;
- Pequena influência da tensão média.

Em relação à superfície de fratura:

- Apresenta estriações.

Fase III

Em relação à taxa de crescimento de trinca:

- Taxa de propagação subestimada pela Lei de PARIS e ERDOGAN;
- Aceleração da taxa de crescimento de trinca;
- Propagação instável da trinca, no momento que o K alcança o K_c ;
- Elevada taxa de propagação da trinca.

Em relação aos fatores que influenciam na taxa de propagação:

- Grande influência da microestrutura;
- Grande influência da tensão média.

Em relação à superfície de fratura:

- Clivagem e/ou
- Coalescência de microcavidades (STROHAECKER).

Foi comentado que a taxa de crescimento de trinca na Fase II seja pouco afetada por fatores como microestrutura e tensão média. Isso significa dizer que, para a maioria dos casos, as constantes A e m da equação de Paris não devam ser significativamente modificadas. Entretanto, como as Fases I e III são bastante sensíveis a esses parâmetros, a Fase II pode ter sua fração de vida minimizada.

2.2.3 Fatores que influenciam a curva de Paris

A curva e equação de Paris preveem a taxa de propagação de trinca em função de um único parâmetro: o ΔK . Entretanto, outros fatores, apresentados a seguir, também tem demonstrado influenciar significativamente na propagação de trinca. Portanto, devemos ter cuidado ao comparar resultados de taxa de propagação de trinca por fadiga de certo

material ou ao adotar uma curva de Paris representativa para determinar a vida remanescente de uma estrutura.

Influência do meio (Corrosão-fadiga)

As curvas da/dN também podem ser construídas para diferentes meios em que o material estará submetido. O meio pode influenciar significativamente todas as fases da curva de taxa de propagação de trinca. De maneira geral, pode-se dizer que a corrosão fadiga pode impactar nas curvas de propagação de trinca devido a dois mecanismos: Dissolução de material na ponta da trinca (dissolução anódica) e a uma queda na tenacidade devido à entrada de hidrogênio no material (Fragilização pelo Hidrogênio - FH).

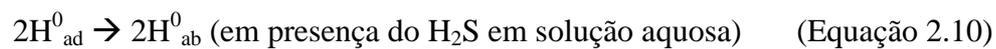
A dissolução de material na ponta da trinca em ambientes corrosivos pode ser tanto prejudicial quanto benéfica à taxa de propagação de trinca. A trinca pode ser acelerada devido à remoção de material metálico que ocorre no processo corrosivo em microestruturas mais suscetíveis, tais como os contornos de grão. Entretanto, o processo corrosivo pode promover um cegamento da ponta da trinca, ou gerar produtos de corrosão que agem no sentido de diminuir o ΔK efetivo na ponta da trinca durante os ciclos de carregamento (o último é um exemplo de fechamento de trinca).

A fragilização pelo hidrogênio ocorre devido à absorção do hidrogênio atômico no material, concentrando-se em regiões onde a estrutura do metal está deformada e capaz, conseqüentemente, de alojar uma maior quantidade de átomos de hidrogênio, como é o caso da região da ponta da trinca. O hidrogênio, uma vez tendo permeado no material, pode fragilizá-lo. A suscetibilidade dos aços ao fenômeno de FH tende a se elevar com o aumento de resistência mecânica da liga.

Na indústria do petróleo, incluem-se as seguintes fontes de hidrogênio atômico nos materiais (HOLTAM, 2010):

- Processo corrosivo: Em solução aquosa o ferro se oxida, liberando íons Fe^{2+} e $2e^-$ (Equação 2.3). O H_2S e/ou CO_2 (contaminantes nos fluido produzidos de petróleo) se dissociam gerando prótons H^+ (Equação 2.4 a 2.7) que por sua vez recebem os elétrons gerando hidrogênio atômico H^0 (Equação 2.8). O H_0 permanece por algum período adsorvido à superfície do metal (H_{ad}). Normalmente, dois H_{ad} se combinam gerando hidrogênio molecular H_2 (Equação 2.9), que é desprendido da superfície do metal na forma gasosa. Entretanto, o H_2S presente na fase aquosa retarda a

reação de formação de H_2 . Assim, o H_{ad} tem liberdade para difundir para dentro do material, H_{ab} (Equação 2.10). O processo geral de entrada de H_{ab} para material está apresentado na Equação 2.11.



- Dependendo do pH da água, o H_2S dissolvido pode não se dissociar ou dissociar um ou dois dos seus prótons H^+ (Equação 2.4 e 2.5);
- De modo geral, o pH na produção de petróleo depende predominantemente da concentração de CO_2 e bicarbonatos dissolvidos na fase aquosa, pois estes contaminantes costumam ser produzidos em frações muito mais elevadas que o H_2S ;
- O CO_2 dissolvido na fase aquosa primeiramente reage com a água formando ácido carbônico (Equação 2.6), que em seguida se dissocia (Equação 2.7) liberando o próton H^+ .
- Aplicação de um sobrepotencial catódico na estrutura (e.g. proteção catódica);
- Durante a soldagem: O hidrogênio pode vir da umidade da atmosfera ou dos materiais envolvidos (eletrodos);
- Gases ou fluidos do processo (HOLTAM, 2010).

O meio corrosivo pode contribuir significativamente para diminuição do tempo, ou até suprimir, a nucleação de uma trinca a fadiga. Este período poderia representar cerca de 80% da vida de um material solicitado ao ar. Entretanto, a avaliação do crescimento de

trinca através da mecânica da fratura desconsidera o período de nucleação. Ou seja, considera que o componente já apresenta uma trinca nucleada.

Em ambiente corrosivo, a frequência de carregamento cíclico também pode influenciar na taxa de propagação de trinca, por dois motivos indicados a seguir:

- Quanto menor a frequência mais tempo o ambiente pode interagir com o material e o hidrogênio difundir até a região na ponta da trinca (Fragilização pelo Hidrogênio);
- Quanto menor a frequência maior é o tempo para ocorrer o processo de corrosão (dissolução anódica) na ponta da trinca em cada ciclo.

Considerando o efeito da FH na taxa de propagação de trinca, de modo geral, quanto mais baixa a frequência, mais elevada é a taxa de propagação, até a “frequência de saturação” que corresponde à máxima frequência a qual a difusão do hidrogênio consegue acompanhar a velocidade de propagação da trinca, sempre mantendo a ponta da trinca fragilizada.

Efeito de fechamento de trinca e histórico de carregamento

(ELBER, 1970) demonstrou que as deformações plásticas permanentes (estriações), que resultavam da propagação de uma trinca, impediam o fechamento total da trinca, pois as superfícies de fratura não se encaixavam perfeitamente.

O ΔK_{th} é o limiar de propagação da trinca por fadiga de certo material em condições específicas (meio corrosivo, razão de carregamento, forma da curva de carregamento, etc.). O método de carregamento (ΔK crescente ou decrescente) próximo ao ΔK_{th} também pode influenciar no valor limiar obtido. O ΔK crescente consiste em realizar o ensaio em $\Delta\sigma$ constante e à medida que o tamanho da trinca cresce o ΔK aplicado se eleva. No método do ΔK decrescente, a variação de tensão aplicada ($\Delta\sigma$) é diminuída com o passar do ensaio, de uma maneira que se obtém um menor ΔK aplicado à medida que a trinca cresce.

No método de ΔK decrescente pode ocorrer um efeito de histórico de carregamento, pois ao aplicar um ΔK relativamente elevado, pode-se promover uma plastificação da ponta da trinca, criando-se assim um campo de tensões residuais compressivas. A tensão residual gerada nos elevados $\Delta\sigma$ no início do ensaio pode interferir na propagação à medida que se diminui o ΔK aplicado com o passar do ensaio.

Alguns laboratórios podem preferir realizar os ensaios de propagação de trinca pelo método do ΔK decrescente para a região próxima ao limiar, pois é uma maneira relativamente fácil e rápida de obter os resultados. Entretanto, conforme pode ser observado na Figura 2.5, essa pode ser uma aproximação que gera resultados não conservativos, devido ao efeito de histórico de carregamento. Assim, pode-se obter um ΔK_{th} não representativo de uma condição de operação de um duto, onde o efeito do histórico de carregamento não pode ser garantido.

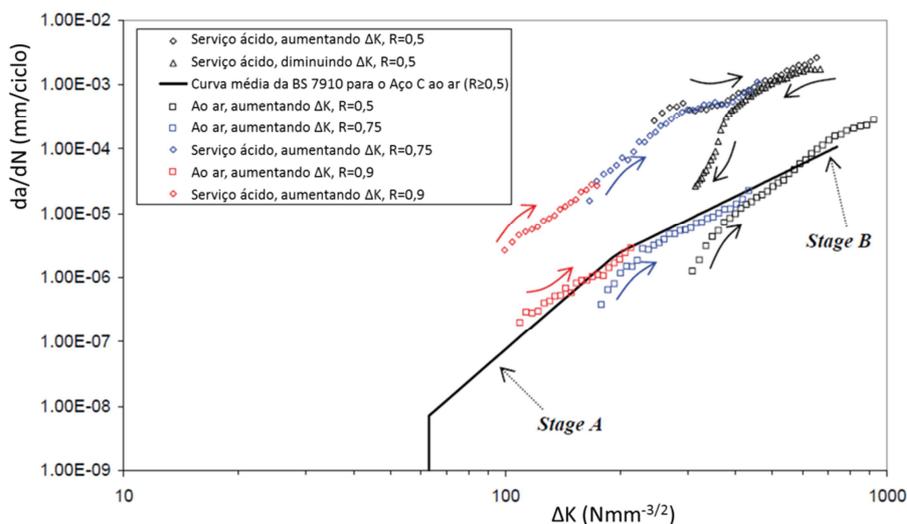


Figura 2.5 Efeito do R e do método de carregamento na taxa de propagação de trinca próximo ao ΔK_{th} . Adaptado de (HOLTAM e BAXTER, 2011).

Influência da razão de carregamento (R)

Um aumento na razão de carregamento, ou conseqüentemente na tensão média, deve influenciar na curva de propagação de trinca, de modo a diminuir o ΔK_{th} e o ΔK crítico, onde ocorre a fratura do material (ΔK_c) (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996). A Figura 2.6 apresenta a curva de propagação de trinca do aço JIS SS41. Pode ser observado que quanto mais elevado for o R , menor tende a ser o ΔK_{th} na curva.

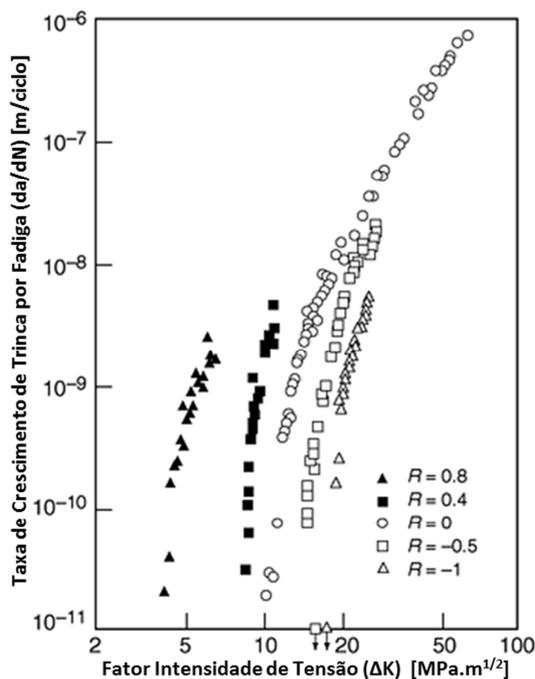


Figura 2.6 A influência do R nas características de propagação de trinca do aço JIS SS41. Adaptado de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996) que cita (SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, 1988).

É possível realizar um pré-trincamento com cargas compressivas em um CP do tipo CT que induzem cargas trativas muito pequenas na ponta da trinca, de modo que o mesmo não apresente histórico de carregamento e, portanto, sua ponta da trinca não esteja plastificada. Deste modo, é possível obter baixos valores do ΔK_{th} ao realizar um ensaio pelo método do ΔK crescente. Alternativamente, (HOLTAM e BAXTER, 2011) demonstraram que também é possível obter baixos ΔK_{th} em ensaios realizados com um elevado R ao ar e em ambiente ácido ($H_2S + CO_2$ em fase aquosa) no aço API 5L X65. Assim, obtém-se a curva $da/dN \times \Delta K$ próxima ao limiar de propagação, conforme apresentado na Figura 2.5.

Observa-se que no ensaio ao ar em elevado R ($=0,9$), foram obtidos valores de limiar de propagação próximo ao ΔK_{th} da norma BS 7910 para o aço carbono ao ar. O autor ainda enfatiza que o ΔK_{th} da norma é uma estimativa mais baixa da faixa.

Efeito de trinca curta ou trinca pequena

As trincas de um equipamento ou componente em serviço são pequenas para uma parte significativa da sua vida total e, portanto, a avaliação de seu comportamento é de grande importância prática. O comportamento de crescimento destas trincas pode ser diferente daquele previsto através de ensaios de fadiga em CPs com tamanho de trinca convencionais. Além de crescerem mais rápido, as trincas pequenas podem crescer a uma

taxa não negligenciável em ΔK ainda menores que o ΔK_{th} obtido através dos ensaios. As trincas pequenas podem apresentar um comportamento não esperado nas curvas de propagação de trinca $da/dN \times \Delta K$. É possível que, em ΔK menores que o ΔK_{th} , a velocidade de propagação de trinca até mesmo diminua com o aumento do ΔK (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996).

Segundo R. Craig McClung et. al. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996), a razão fundamental para esta diferença na taxa de propagação entre uma trinca pequena e uma grande é frequentemente uma falta de similitude, ou seja, a zona plástica na ponta da trinca não é suficientemente pequena comparada com a zona elástica. Os efeitos de plasticidade localizada, fechamento de trinca, influências microestruturais na deformação da ponta da trinca ou química localizada na ponta da trinca podem influenciar na força motriz do crescimento de trinca.

Se não fosse o efeito das trincas pequenas, a tensão necessária para nuclear uma trinca a partir de uma superfície lisa deveria ser infinita (L. ANDERSON, 2005). Ao observar a Figura 2.4, é possível perceber que uma trinca pequena implica em um ΔK muito pequeno (abaixo do ΔK_{th}) em componentes encontrados em campo com trincas menores que 1 mm. Entretanto, na prática se observa que tais trincas podem por fim crescer, chegando até um tamanho crítico para o nível de tensão que o componente está submetido.

Diferentes tipos de trincas pequenas podem ser estabelecidos, a depender do mecanismo responsável pelo efeito de trinca pequena em sua propagação. É crítico, portanto, a compreensão do tipo de trinca pequena antes de selecionar um tratamento analítico apropriado (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996). Uma breve introdução dos mecanismos de cada tipo de trinca é apresentada a seguir.

Trinca microestruturalmente pequena

As trincas microestruturalmente pequenas, e suas respectivas zonas plásticas, apresentam dimensões da ordem do tamanho de grão (menor que 100 μm). A taxa de crescimento deste tipo de trinca pode ser mais elevada que as trincas grandes, devido à falta de similitude na ponta da trinca. Seu crescimento, entretanto, pode ser esporádico. A trinca pode crescer rapidamente em um intervalo de tempo e então ser ancorada por um contorno de grão ou partícula de segunda fase (L. ANDERSON, 2005).

Trinca mecanicamente pequena

Uma trinca com dimensões entre 100 μm e 1 mm é uma trinca mecanicamente pequena. Para este tipo de trinca, dois fatores podem contribuir para um crescimento mais acelerado que o previsto pelos ensaios com trinca grande:

- O tamanho da zona plástica é significativamente grande comparado ao comprimento da trinca, portanto, não existe a similitude necessária na ponta da trinca, e o K calculado é inválido;
- O fechamento de trinca, que ocorre em trinca pequena com um comportamento diferente do que ocorre em trinca grande (L. ANDERSON, 2005).

Trinca quimicamente pequena

Experimentos tem demonstrado que uma maior taxa de propagação de trinca quimicamente pequena (alguns milímetros), quando em meio corrosivo, ocorra devido à química oclusa que se desenvolve na ponta da trinca, ou seja, a solução aquosa na ponta da trinca apresenta uma composição em teores de íons ou oxigênio diferentes da solução exterior.

Acredita-se que o mecanismo específico responsável por este efeito é um maior teor de hidrogênio na ponta da trinca, resultado de um ou mais fatores que controlam a evolução da química na ponta da trinca: mistura convectiva, difusão iônica, ou reações eletroquímicas na superfície. (GANGLOFF, 1985) propôs 2 fatores que possam estar contribuindo para explicar a maior evolução de hidrogênio na ponta da trinca em trincas curtas, conforme resumidamente apresentados a seguir:

- Acidificação e superposição de crescimento de trinca de carregamento estático: Ocorre uma maior acidificação eletrolítica, pois os íons Fe^{2+} , resultado do processo corrosivo, são mais facilmente eliminados da ponta da trinca. O Fe^{2+} em outros casos iria retardar as reações de dissolução e reações de hidrólise, pois influencia no pH da solução aquosa e no potencial local. Em condições mais ácidas ocorre uma maior evolução de hidrogênio para dentro do material, que promove uma fragilização na ponta da trinca e promove uma taxa de propagação de trinca mais elevada, mesmo em situações de carregamento estático, pois o K limiar de propagação de trinca é influenciado pela severidade do ambiente corrosivo;
- Inibição do oxigênio: Para os ambientes aerados, o oxigênio dentro de uma trinca oclusa consome os prótons H^+ resultando em um aumento no pH e redução na

entrada de hidrogênio para o material, inibindo a fragilização pelo hidrogênio na corrosão fadiga. Durante o ciclo de fadiga, o oxigênio é fornecido para solução da trinca através da convecção com difusão e reage catodicamente. A reação pelo O_2 é mais rápida que seu suprimento para trincas com elevada razão de área de superfície metálica por volume de solução oclusa, e posterior consumo de H^+ , ou a inibição, é cessada. Trincas curtas em baixa tensão de carregamento exibem um pequeno deslocamento da boca, uma grande área por volume de solução, e, portanto, uma inibição pelo O_2 mínima à FH. A redução pelo O_2 persiste, e a acidificação é cada vez mais reduzida para um aumento do tamanho de trinca e nível de tensão, ou seja, para maior abertura da boca da trinca. Para o caso dos ensaios realizados na presente dissertação, a solução aquosa foi previamente desaerada. Assim, a influência do oxigênio para diferentes tamanhos de trinca na taxa de propagação de trinca não deve ser levado em conta.

Embora estes fenômenos sejam diferentes daqueles reportados para as trincas microestruturalmente e mecanicamente pequenas, a plasticidade que ocorre na ponta destes tipos de trinca, pode estimular as reações eletroquímicas através da criação de novas superfícies frescas e altamente reativas (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996).

Holtan (HOLTAM, 2010) avaliou a influência do tamanho de trinca na taxa de propagação de trinca em CP tipo SENB do aço baixa liga API X65, tipicamente utilizado em dutos na indústria do óleo e gás, em ensaios de fadiga. Conforme pode ser observado na Figura 2.7, quando o ensaio foi realizado em ambiente ácido (desaerado), o tamanho da trinca influenciava consideravelmente quando essa apresentava comprimento da ordem de 2 a 5 mm. Os ensaios foram realizados em ΔK constante para cada ponto no gráfico, de modo a eliminar outros efeitos que poderiam influenciar na propagação, como o histórico de carregamento, de modo a se observar diretamente o efeito do comprimento de trinca.

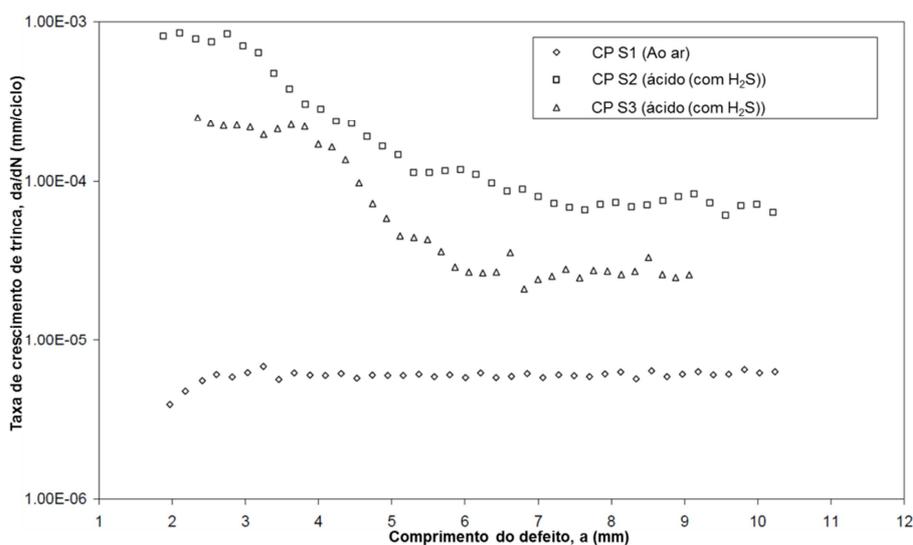


Figura 2.7 Taxa de propagação de trinca x Comprimento de trinca, ΔK constante ($\sim 300 \text{ Nmm}^{-3/2}$). Testes ao ar e em ambiente ácido. Adaptado de (HOLTAM, 2010).

Nota-se que os ensaios foram realizados com tamanho de trinca fora da faixa das trincas microestruturalmente e mecanicamente pequenas (até 1 mm). Em outras palavras, deve haver similitude na ponta da trinca e o K calculado deve ser válido. Os ensaios ao ar, apresentados ainda no mesmo gráfico, confirmam que somente o efeito de trinca quimicamente pequena deve estar atuando para esta faixa de tamanho de trinca, pois apresentaram resultados relativamente constantes independentemente do tamanho da trinca.

A presença do H_2S apresenta um efeito envenenador na recombinação do hidrogênio atômico (H^0), que foi produzido pela reação catódica. Deste modo, o H^0 está livre para penetrar no material, fragilizando-o. Percebe-se que a trinca curta possibilitou um efeito ainda mais intenso na fragilização do aço, provavelmente devido à maior concentração de H^0 permeada até a ponta da trinca. As reações de formação do hidrogênio foram apresentadas no item que apresenta a influência do meio na corrosão fadiga.

O autor (HOLTAM, 2010) sugere que a maior taxa de propagação ocorreu na trinca quimicamente curta, pois a absorção do hidrogênio deve ocorrer preferencialmente nas superfícies externas do CP que estão próximo à ponta da trinca.

O hidrogênio na ponta da trinca, que contribui para aceleração da taxa de propagação de trinca do material, pode vir de duas fontes: gerado na superfície do CP e difunde até a ponta da trinca; ou gerado diretamente na ponta da trinca. Observa-se no CP tipo SENB que a ponta da trinca curta fica próxima à superfície. O hidrogênio gerado na

superfície do CP difunde por uma distância menor para chegar à ponta da trinca, comparado com uma trinca mais profunda. Assim, em um CP com trinca profunda tem uma concentração reduzida de hidrogênio, uma vez que é mais baixa a concentração do hidrogênio gerado na superfície dos CPs.

Os efeitos de fechamento de trinca e de diferenças da química (ambiente de oclusão) da ponta da trinca não foram possíveis de serem descartados no estudo do (HOLTAM, 2010). Entretanto, independentemente do mecanismo, ambas as teorias apontam para maiores taxas de propagação em trincas curtas.

Efeito da constrição na ponta da trinca

A curva de Paris é uma aproximação da taxa propagação de trinca em função de um parâmetro, o ΔK . Isto significa que, indiferentemente do nível de tensão, tamanho de trinca e geometria de CP, todos os dados de $da/dN \times \Delta K$ para determinadas condições de ensaio deveriam apresentar o mesmo resultado. Entretanto, diversos trabalhos, e.g: (KNÉSL, SEITL e HUTAR, 2002; HUTAR, SEITL e KRUML; KUMAR SAXENA, MALAKONDAIAH e RADHAKRISHNAN, 1994; HUTAR, SEITL e KNÉSL, 2006; KRAVCHENKO, KRAVCHENKO e SUN, 2014), tem demonstrado que o nível de constrição, relacionado às características da zona plástica, na ponta da trinca pode também influenciar a taxa de propagação de trinca em ensaios de fadiga.

O nível de constrição na ponta da trinca em um CP depende da configuração e local da trinca relativo à superfície externa, a espessura do material, o tipo e magnitude do carregamento aplicado e das propriedades de tensão-deformação do material (KRAVCHENKO, KRAVCHENKO e SUN, 2014).

Uma vez que o nível de constrição tenha sido identificado, é possível prever através de modelos de engenharia, juntamente com o fator intensidade de tensões, o comportamento de crescimento de trinca por fadiga e de fratura de materiais de estruturas, através de ensaios laboratoriais em CPs.

Para levar em conta a geometria do CP e componentes estruturais (diferentes níveis de constrição na ponta da trinca), a mecânica da fratura biparamétrica fornece uma ferramenta que contabiliza essas diferenças através da “Tensão T”.

A tensão T significa uma tensão uniforme na direção do plano da trinca, definindo o nível de triaxialidade no campo elasto-plástico. O campo de tensões e a forma do campo plástico gerado determinam o sinal e a magnitude desta tensão (DONATO, 2014).

Os parâmetros K e T são relacionados ao primeiro e segundo termo da expansão de Williams (WILLIAMS, 1957), que quantifica o campo de tensões na ponta da trinca para o modo normal de carregamento para um material elástico, isotrópico em estado plano de deformações. A expansão está apresentada na Equação 2.12 (HUTAR, SEITL e KNÉSL, 2006).

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{1i}\delta_{1j} \quad [\text{Equação 2.12}]$$

Onde,

$f_{ij}(\theta)$ é uma função conhecida de ângulo de orientação θ , de um ponto com respeito ao eixo polar localizado na ponta da trinca;

K_I – Fator intensidade de tensões na ponta da trinca;

r – Distância da ponta da trinca;

T – Tensão T;

σ_{ij} – Tensão no ponto ij ;

δ_{1i} e δ_{1j} – Kronecker delta: A tensão T contribui somente para a tensão σ_{11} na ponta da trinca.

O K caracteriza a amplitude do primeiro e único termo singular em uma expansão que consiste de muitos termos de maior ordem que descreve o estado de tensões a frente da ponta da trinca. A contribuição do segundo termo (T) depende da distância da ponta da trinca (r), a geometria e o tamanho do CP, e a extensão da plasticidade na ponta da trinca. Assim que nos aproximamos à ponta da trinca, $r \rightarrow 0$, o termo singular domina a magnitude da tensão e os outros termos podem ser negligenciados. Entretanto, ao distanciarmos da ponta da trinca, esse já não é mais o caso.

O dano que leva a fratura do material se desenvolve na maioria das vezes a frente da ponta da trinca. Assim, os termos de maior ordem da expansão não devem ser negligenciados (SAXENA, 1998).

Os parâmetros K e T são relacionados através da razão de biaxialidade (β) (Equação 2.13), onde é expresso o impacto no campo de tensões na ponta da trinca em função da geometria do CP.

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I} \quad [\text{Equação 2.13}]$$

Onde,

a – Metade do comprimento da trinca;

β é a razão de biaxialidade;

T é a tensão T;

K_I é o fator intensidade de tensões na ponta da trinca.

A Figura 2.8 apresenta soluções de β para diversas geometrias de CP, sendo assim possível obter os valores de T para cada configuração.

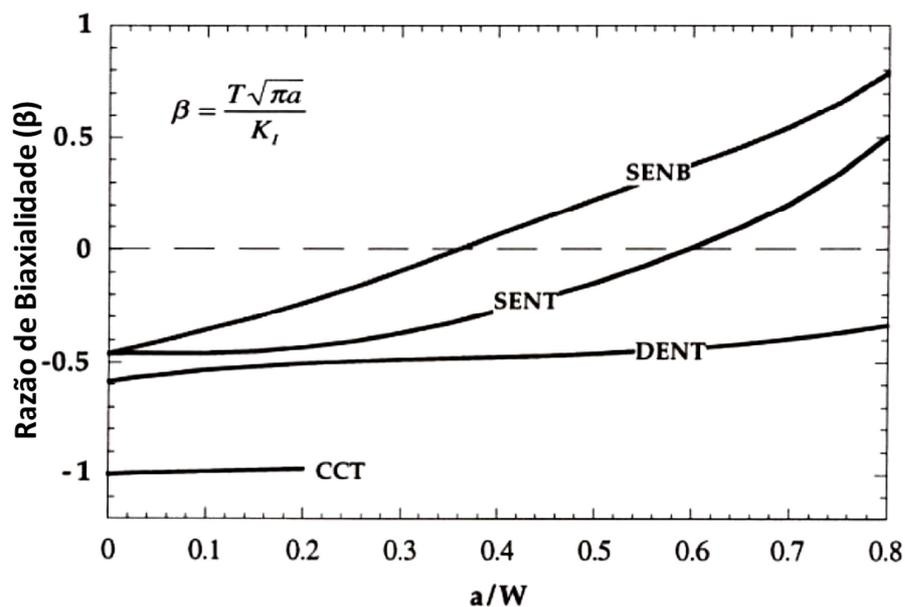


Figura 2.8 Razão de Biaxialidade para CPs com geometrias SENB, SENT, DENT e CCT. Adaptado de (ANDERSON, 1995).

(FETT, 1998) e (MESHII, TANAKA e LU, 2010) apresentam soluções para Tensão-T para as mais variadas configurações de CPs e para uma trinca semi-elíptica em um cilindro, respectivamente.

A Figura 2.9 apresenta os ensaios de fadiga realizados em mesmas condições, para as configurações do CP tipo *Center Cracked Tension Specimen* (CP com trinca central - CCT) e CT em um aço carbono com 0,65% C em temperatura ambiente. Os autores (KNÉSL, SEITL e HUTAR, 2002) reportam que o fato do CP tipo CCT apresentar uma maior taxa de propagação de trinca por fadiga para um determinado ΔK é resultado de um menor nível de constrição na ponta da sua trinca. O autor ainda apresenta soluções para o cálculo do da/dN em função dos dois parâmetros da MFLE biparamétrica. Assim, através dos valores de ΔK e T, é possível construir uma nova curva em função do ΔK efetivo (ΔK_{eff}) que não deve apresentar variações para diferentes configurações de CP.

Esses resultados parecem ser contrários aos obtidos em determinação de tenacidade à fratura, onde são esperados maiores valores em CPs com baixo nível de constrição na ponta da trinca. (CHIESA, NYHUS, *et al.*, 2001), por exemplo, indicam que o CP tipo SENT, que apresenta baixo nível de constrição, pode ser adotado em ensaios de tenacidade para avaliação de dutos instalados pelo método de *reeling*. Conforme esquematizado na Figura 2.10, observa-se que o CP tipo SENT apresenta constrição na ponta da trinca comparada a um duto real quando submetido a esforços característicos do *reeling*, sendo que ambos apresentam valor de tenacidade do material sensivelmente mais elevada que uma avaliação através de CPs tipo SENB ou CT, com maior nível de constrição na ponta da trinca.

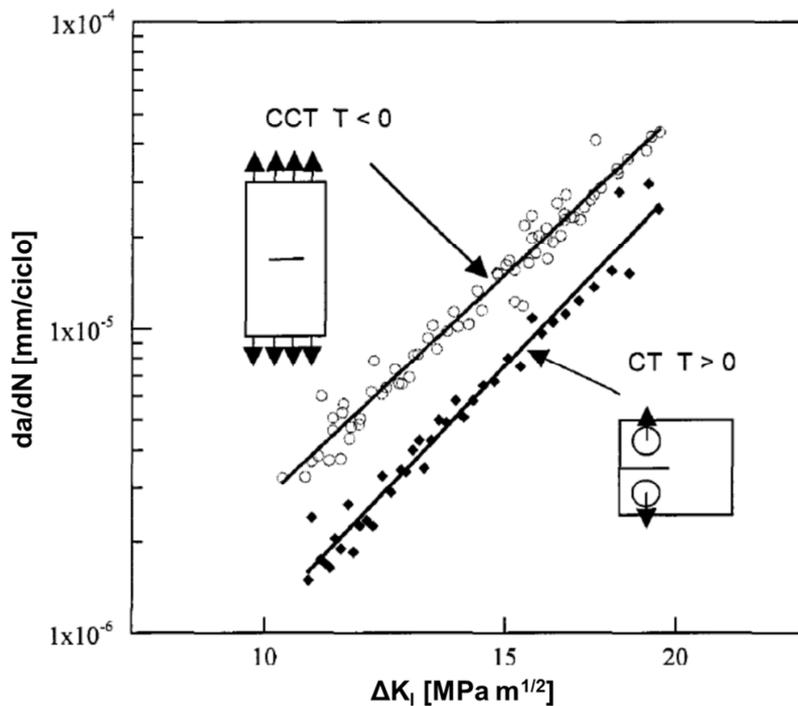


Figura 2.9 Influência da geometria do CP na taxa de propagação de trincas por fadiga na curva de Paris para o aço carbono em temperatura ambiente (KNÉSL, SEITL e HUTAR, 2002).

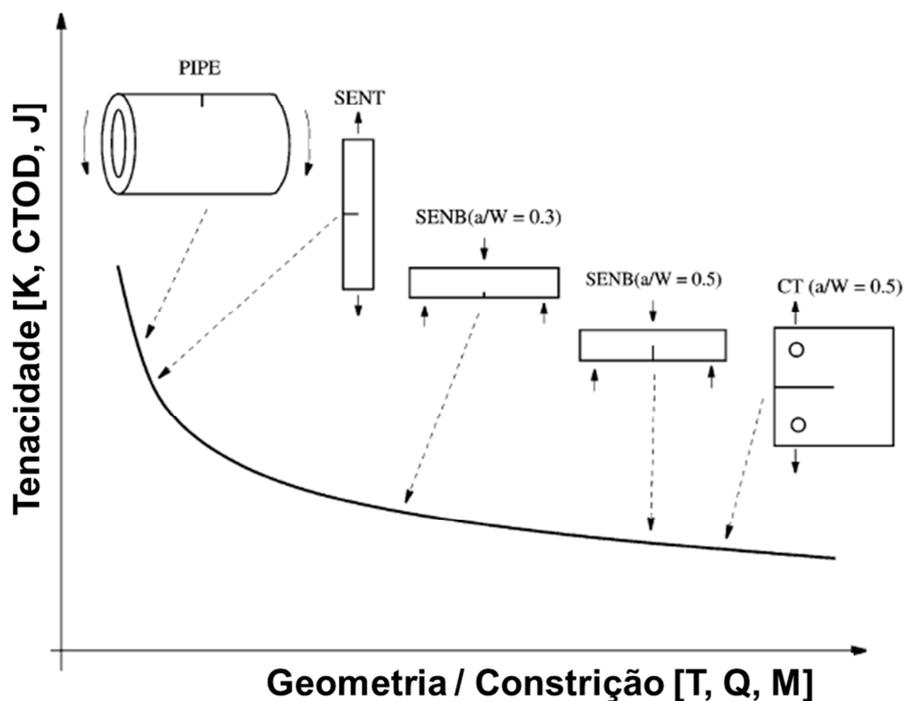


Figura 2.10 Ilustração esquemática da influência da constrição e geometria do CP na tenacidade a fratura do material (CHIESA, NYHUS, *et al.*, 2001).

A questão da influência do nível de constrição na taxa de propagação de trinca dos materiais parece que ainda não é consenso na literatura. Enquanto alguns autores indicam

que a curva era penalizada quanto menor o nível de constrição (e.g. Figura 2.9), outros indicam o contrário (e.g. (KRAVCHENKO, KRAVCHENKO e SUN, 2014)).

2.2.4 Aplicação do método da/dN x ΔK em dutos submarinos

Uma aplicação para a metodologia de Paris seria a de estabelecer o maior tamanho inicial de defeito aceitável (a_{ic}) para que a estrutura não propague uma trinca até um tamanho crítico (a_c) (na vida prevista do duto), quando a concentração de tensões na ponta da trinca seria maior do que a tenacidade à fratura do material ou o ligamento (espessura restante desde a ponta da trinca até o outro lado da trinca) do componente não seja menor que o necessário para que o carregamento fique abaixo da resistência mecânica do material.

Juntamente com as curvas da/dN x ΔK , é necessário realizar um estudo detalhado de todos os carregamentos cíclicos que uma estrutura será submetida ao longo de sua vida e também conhecer o tamanho e configuração de forma de cada trinca existente. Em seguida, deve-se calcular a variação de K para cada tipo de carregamento e finalmente utilizar o gráfico da/dN x ΔK , encontrando o a_i para que nunca ocorra a falha no tempo da vida do duto prevista.

Através de Ensaios Não Destrutivos (END), previamente qualificados, pode-se medir e averiguar a localização de cada trinca na estrutura, caso existente ou caso seja maior que a resolução do equipamento de END utilizado, garantindo que as trincas localizadas sejam inferiores ao a_i estabelecido. Caso seja encontrada alguma trinca com dimensões maiores ao a_i , um reparo da junta soldada deve ser realizado.

Esta aplicação é largamente utilizada na indústria do óleo e gás para conhecer o a_i em juntas soldadas de dutos rígidos utilizados como *risers* e/ou *flowlines* para escoamento de fluidos produzidos ou injetados na formação.

O efeito de trinca quimicamente pequena nestas situações deve ser considerado, pois essa deve ser pequena na maior parte de sua vida enquanto pode crescer subcriticamente em uma junta soldada de um duto até alcançar um a_c . Assim, os CPs utilizados nos ensaios para determinar as propriedades de propagação de trincas por fadiga devem possibilitar a configuração com trinca pequena (ordem de 2 a 4 mm).

Na prática, para este caso, a avaliação de trincas microestrutural e mecanicamente pequenas não são fundamentais, visto que a resolução dos métodos de END de campo

atualmente disponíveis não detectam trincas desta ordem de grandeza (≤ 1 mm) nos componentes/equipamentos.

2.3 Métodos de medição do tamanho de trinca para testes dos materiais

Os métodos apresentados a seguir podem ser empregados para o monitoramento do crescimento de trincas em CPs em função do número de ciclos corridos.

Notar que os métodos apresentados a seguir são largamente utilizados em laboratórios para construir as curvas da/dN x ΔK , não sendo comumente empregados para medição do tamanho das trincas de estruturas em campo. Nestes casos, algumas técnicas de END, como aquelas que utilizam o princípio do ultrassom, são comumente utilizadas.

2.3.1 Medidor da propagação de trinca (*Crack Propagation Sensor*)

O medidor da propagação de trinca é um dispositivo de medição direta do comprimento de trinca em um CP. É composto por diversos filamentos posicionados paralelamente entre si embebidos em uma matriz polimérica reforçada com fibra de vidro. Este medidor é anexado ao CP, dispondo os filamentos perpendicularmente ao sentido de propagação da trinca.

Por esses filamentos, passa uma corrente elétrica de magnitude conhecida. A cada rompimento de filamento, resultado do encontro com a trinca na superfície do CP, ocorre uma elevação por degraus na resistência do sistema. Através do monitoramento da tensão e corrente no circuito, é possível determinar o comprimento da trinca no momento em que cada filamento é rompido.

A Figura 2.11 apresenta o monitoramento da resistência elétrica do Medidor de Propagação de Trinca a cada sucessivo rompimento de filamento. Com o conhecimento do espaçamento entre os filamentos, pode-se determinar o tamanho da trinca em cada momento durante o ensaio.

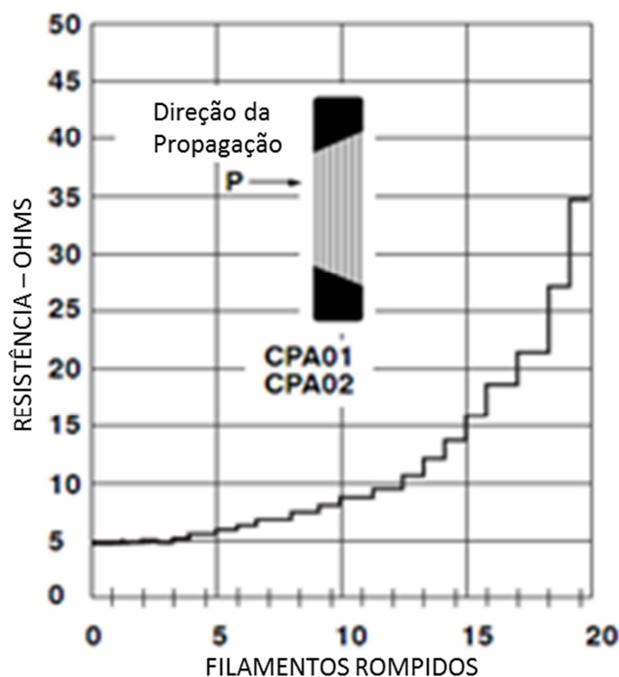


Figura 2.11 Aumento da resistência elétrica do Medidor de Propagação de Trinca através do rompimento dos filamentos. Adaptado de (VISHAY MICRO-MEASUREMENTS, 2011).

2.3.2 Método da queda de potencial

Aplicação

O método da queda de potencial (QP) pode ser aplicado a quase qualquer material condutor em uma diversidade de ambientes, tanto para ensaios com carregamentos monotônicos ou ensaios de fadiga e corrosão fadiga. Materiais não condutores também podem ser testados com o uso de um filme condutor anexado e sendo tratado como uma réplica do corpo de prova (ASTM INTERNATIONAL, 2011).

Princípio

O princípio do método, conforme apresentado na Figura 2.12, envolve a aplicação de uma corrente (contínua ou alternada) através de um CP pré-trincado de uma maneira que a mudança no tamanho da trinca altere a diferença de potencial (ddp) entre dois pontos apropriadamente escolhidos próximos à trinca. A ddp entre esses pontos é monitorada e calibrada em relação ao tamanho da trinca (WILKOWSKI e MAXEY, 1983).

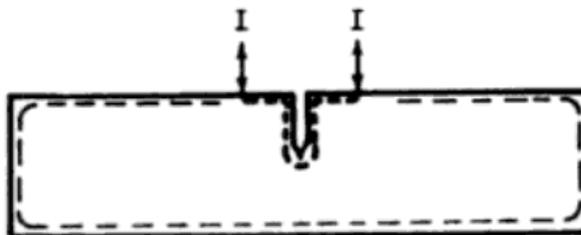


Figura 2.12 Esquema do Método da Queda de Potencial (WILKOWSKI e MAXEY, 1983).

Vantagens e desvantagens da ca e cc

O método de corrente contínua (cc) é o mais simples e tem menor custo, não necessitando equipamentos eletrônicos avançados, sendo perfeitamente possível seu uso na presença de água, sem afetar os processos eletroquímicos. Entretanto, a voltagem através de pequenas trincas pode ser da faixa de microvolts, necessitando de cuidados para eliminar ruídos para ser obtida maior precisão. O efeito termoelétrico, o qual produz potenciais em adição àqueles impostos no CP através da cc, também pode ser uma fonte de erros (WILKOWSKI e MAXEY, 1983).

A norma ASTM E647 recomenda subtrair as medições de voltagem realizadas com a corrente desligada das medições realizadas com a corrente ligada, uma vez que o efeito termoelétrico estará presente mesmo sem a entrada da corrente. Uma alternativa seria realizar medidas enquanto a direção da corrente é revertida. Logo, as medidas de QP são iguais à metade da diferença dos potenciais em cada polaridade (ASTM INTERNATIONAL, 2011).

(WILKOWSKI e MAXEY, 1983) também alertam que efeitos na voltagem da Força Eletromotriz (FEM) térmica também devem ser considerados quando utilizado o método de cc. Esta diferença da tensão elétrica pode ocorrer quando os fios soldados de diferente material do CP apresentam temperaturas diferentes em cada ponto. Entretanto, se a temperatura é a mesma, as voltagens da FEM térmica irão cancelar uma a outra. Fios de mesmo material dos CP também não devem apresentar esse problema, desde que os fios estejam eletricamente protegidos para evitar voltagens eletromagneticamente induzidas.

O método de corrente alternada (ca) usa uma corrente normalmente senoidal de amplitude constante para gerar a queda de potencial na ponta da trinca, necessitando de equipamentos, como uma fonte de corrente e voltímetro mais especializados. Com a mesma magnitude de corrente, este equipamento pode ser usado para obter uma maior resolução de trinca do que aqueles que operam com corrente contínua. Isto é em parte

devido a diferente amplificação e técnica de filtragem deste método e parte devido ao efeito de pele (*skin effect*). Para frequências relativamente baixas (<100 Hz), o campo é aproximadamente bidimensional, assim como para o caso de cc. Pode ocorrer uma distribuição de corrente não uniforme através da espessura quanto maior a frequência e permeabilidade magnética do CP (ASTM INTERNATIONAL, 2011).

O efeito de pele é caracterizado pela tendência da corrente elétrica se tornar mais densa próxima à superfície do condutor elétrico na aplicação de corrente alternada, principalmente em elevadas frequências. Decorre devido à variação no campo magnético induzido pela variação da intensidade da corrente no condutor, que, por sua vez, induz um campo elétrico que se opõe à mudança de intensidade de corrente, que é mais significativo no centro do condutor, forçando os elétrons a se conduzirem pela superfície do material.

A técnica de ca pode ser dividida em elevada (>100 Hz) e baixa (<100 Hz) frequência. A técnica de baixa frequência é semelhante à técnica cc, exceto pela complexidade dos equipamentos. O método de elevada frequência tem a vantagem de se obter maior resolução no dimensionamento da trinca com a mesma corrente de entrada. Isto ocorre porque o efeito de pele reduz a espessura do CP para as camadas da superfície e o fato que a voltagem de saída é inversamente proporcional à espessura do CP. Assim, somente o tamanho de trinca próximo à superfície será obtido. Isto deve ser levado em conta se a curvatura na ponta da trinca é significativa.

Calibração

Para estimar o tamanho da trinca através dos dados de QP obtidos no ensaio, torna-se necessário desenvolver uma equação analítica ou empírica onde o tamanho de trinca é função do potencial medido. Essas relações são geralmente expressas em termos de potencial normalizado (V/V_r) e tamanho de trinca de referência (a_r). É possível desenvolver relações empíricas para qualquer configuração de CP usado em ensaios de fadiga. Para realizar essa validação, torna-se necessário a verificação experimental através de outra técnica de medição em diversos tamanhos de trincas na faixa de interesse. Uma medição “post-mortem” da superfície de fratura do CP também pode ser realizada para checar se o tamanho inicial e de propagação instável da fratura coincidem com as medidas obtidas pela técnica de QP (ASTM INTERNATIONAL, 2011).

Procedimento

O procedimento para a montagem do sistema de medição de trinca por queda de potencial e execução dos ensaios é apresentado detalhadamente na norma ASTM E-647 (ASTM INTERNATIONAL, 2011).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho monitorou-se o tamanho de trinca em ensaios de taxa de propagação de trinca por fadiga ao ar em três materiais utilizados em linhas de coleta na indústria do petróleo através de duas técnicas de medição: Medidor de Propagação de Trinca (método de medição direta – gabarito) e QP. A QP foi comparada com o método gabarito, de modo a validar as equações que relacionam a diferença de potencial medida através da trinca com o tamanho de trinca no CP.

3.1 Materiais

3.1.1 Corpos de Prova

Foram utilizados CPs tipo SENB usinados na orientação L-R (Anexo A.2 da norma ASTM E1823) de dutos sem costura de transporte de fluidos largamente utilizados na indústria de óleo e gás. Os dutos são de aços inoxidáveis Supermartensítico, ou 13Cr5Ni2Mo (CPs 1 a 4), Superdúplex, ou 25Cr7Ni (CPs 5 e 6) e aço baixa liga API 5L X60 (CP 7). A Tabela 3.1 apresenta a composição química típica em peso de cada material e a Tabela 3.2 apresenta as propriedades mecânicas típicas.

Tabela 3.1 Máxima composição química do API 5L X60 e 13Cr5Ni2Mo. Faixa de composição química do 25Cr7Ni.

Material	Composição química (% em peso)										
	C	Mn	P	S	Ti	Cr	Ni	Si	Mo	N	Outros
API 5L X60	0,28	1,40	0,03	0,03	0,04						a, b
13Cr5Ni2Mo	0,01	-	-	-	-	12	5	-	2	0,01	
25Cr7Ni	0,03	1	0,035	0,02		24,0 a	6,0 a	0,8	3,0 a	0,24 a	
						26,0	8,0		4,0	0,32	

a – A soma do conteúdo de Colômbio (Nióbio), Vanádio ou combinações delas pode ser usada por arbítrio do fabricante.

b – A soma do conteúdo de Colômbio (Nióbio), Vanádio e Titânio não deve ultrapassar 0,15% em peso.

Tabela 3.2 Propriedades mecânicas típicas em temperatura ambiente dos materiais utilizados no estudo.

Material	Tensão de Ruptura	Tensão de Escoamento	Módulo de Elasticidade	Dureza
API 5L X60	520 MPa (min)	415 MPa (min)		
13Cr5Ni2Mo		80 Ksi		
25Cr7Ni	800-1000 MPa	550 MPa @ 0,2% deformação	200 GPa	≤ 32 HRC

Os CPs foram usinados com um entalhe da ordem de 2 mm. As demais dimensões do CP estão de acordo com a norma ASTM E-399. Os CPs não foram pré-trincados, como geralmente é recomendado em práticas de mecânica da fratura e avaliações de taxa de propagação de trinca por fadiga. A proposta deste procedimento é estender o comprimento de propagação estável das trincas.

As dimensões do CP tipo SENB estão apresentados na Figura 3.1. Com o entalhe com comprimento inicial da ordem de 2 mm, este pode ser considerado uma trinca do tipo “quimicamente curta”. Isto implica que a trinca pode propagar em fadiga mais rapidamente que uma trinca longa, sendo garantida a singularidade na ponta da trinca, ou seja, o ΔK calculado, através das equações para o CP tipo SENB, é válido. A definição deste tipo de trinca é apresentada no Item 2.2.3.

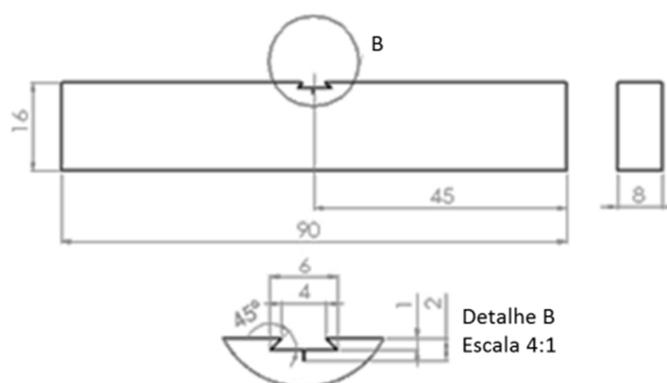


Figura 3.1 Esquema do CP tipo SENB com trinca curta utilizado na validação do método de QP.

3.1.2 Medidores de Propagação de Trinca

Foram utilizados Medidores de Propagação de Trinca com as seguintes características:

- Fabricante: VISHAY Micro-Measurements;
- Modelo: TK-09-CPA02-005DP;
- Número de filamentos: 20;

- Espessura: 0,043 mm;
- Espaçamento entre filamentos: 0,51 mm.

Foi utilizado o sistema de aquisição de dados SPYDER® C8 e o *software* de computador CATMAN® 4.0 para aquisição de dados.

3.1.3 Instrumentos de Queda de Potencial

Para a monitoração do potencial medido entre os dois pontos no CP, conforme esquematizado na Figura 2.12, foi utilizado o método de cc, sendo assim possível a utilização de instrumentos relativamente simples.

Fonte de alimentação de cc

Para a utilização da técnica de QP, deve-se utilizar uma fonte de corrente que apresente baixa variação da corrente. Assim, as variações no potencial medido pelo multímetro devem ser exclusivamente da propagação da trinca durante o ensaio. A Tabela 3.3 apresenta as principais características da fonte de alimentação de cc utilizada nos ensaios.

Tabela 3.3 Principais características da fonte de alimentação de cc (AGILENT TECHNOLOGIES).

Fabricante	Modelo	Grau de saída de cc			Acurácia	
		Tensão	Corrente	Potência	Tensão	Corrente
Agilent Technologies	N5744A	20 V	38 A	760 W	20 mV	114 mA

Multímetro

Foi utilizado um multímetro modelo 3458A do fabricante Agilent Technologies com 8,5 dígitos de resolução. A Tabela 3.4 apresenta a frequência máxima de aquisição de dados do equipamento em função da resolução utilizada.

Tabela 3.4 Frequência de aquisição de dados em função da resolução do multímetro Agilent Technologies 3458A.

Resolução [dígitos]	Frequência de aquisição máxima [leituras por segundo]
4,5	100000
5,5	50000
6,5	6000
7,5	60
8,5	6

A importância de utilizar um multímetro de elevada resolução vem da necessidade de medir pequenas variações de potencial, quando a taxa de propagação de trinca é muito lenta, ou seja, próximo ao limiar de propagação. Entretanto, observa-se que é necessário ter um compromisso entre resolução e frequência de aquisição de dados.

A medição do tamanho de trinca costuma variar durante um ciclo de fadiga, pois nos vales da curva de carregamento, as superfícies da trinca se tocam. Já nos picos das curvas de carregamento, as superfícies da trinca se afastam, ocorrendo uma elevação no potencial medido. Assim, é desejável que a frequência de aquisição de dados seja muito superior à frequência de ensaio de modo a assegurar que os picos de tamanho de trinca estão sendo medidos.

A aquisição dos dados foi realizada através da plataforma Labview®, sendo que foi desenvolvido pela equipe do laboratório LAMEF um *software* especialmente para este fim.

3.1.4 Máquina de ensaios universal

Os testes de fadiga foram realizados em uma máquina de ensaios universal MTS Systems Corporation modelo MTS 858 Table Top System, equipada com uma célula de carga de 25 kN e sensor de deslocamento LVDT de 100 mm. A máquina pode operar em uma faixa ampla de frequências de ensaio. Como os ensaios foram realizados ao ar, não houve a necessidade de utilizar uma câmara de pressurização.

A máquina é controlada pelo sistema FlexTest SE em conjunto com o *software* MPT (Multi Purpose Testware).

3.2 Métodos

A validação do método de QP para monitorar o tamanho de trinca em CP tipo SENB com trinca curta foi realizada através da comparação com a medida da trinca indicada pelos medidores de propagação de trinca.

Através dos medidores, era possível conhecer o tamanho de trinca a cada rompimento de seus filamentos, conforme esquematizado na Figura 2.11, com o conhecimento do espaçamento entre os filamentos.

O sinal de potencial normalizado (V/V_r), obtido pelo método de QP, era então comparado com o tamanho de trinca indicado pelos medidores de propagação de trinca.

3.2.1 Ensaio de propagação de trinca

Os CP, após serem usinados, foram limpos e desengraxados com acetona. Posteriormente, o medidor de propagação de trinca era aderido em uma lateral (com uma cola especial para este propósito), conforme indicado pelo manual do fabricante (VISHAY MICRO-MEASUREMENTS, 2011) e os fios da fonte de alimentação e do multímetro foram soldados ao CP por descarga capacitiva (solda ponto). Por fim, o CP era posicionado na máquina de ensaios utilizando uma configuração de carregamento por três pontos, conforme mostra a Figura 3.2.

Os fios do multímetro geralmente são instalados de maneira cruzada através da boca da trinca numa tentativa de obter sua profundidade média, minimizando o efeito de tunelamento (onde o comprimento da trinca é maior no centro do corpo de prova que nas laterais) nos resultados dos ensaios (WILKOWSKI e MAXEY, 1983). Entretanto, neste trabalho, optou-se por soldar ambos os fios centralizados no CP, pois neste caso buscamos o ponto de maior comprimento de trinca no CP, que geralmente se localiza na região de maior triaxialidade (centro da trinca no CP).

A Figura 3.2 apresenta o CP instalado na máquina de testes, sendo que em (a) antes do início do teste e em (b) após o fim. Notar o medidor de propagação de trinca anexado ao CP e aos fios deste dispositivo e do sistema de QP. O CP é eletricamente isolado da estrutura metálica de carregamento através de roletes poliméricos (PEEK).

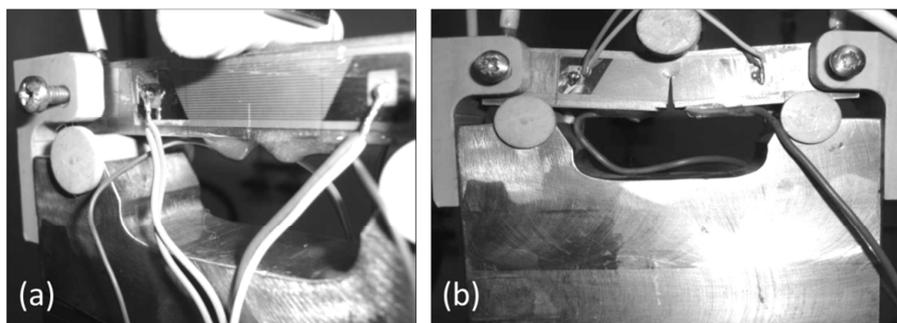


Figura 3.2 (a) Instalação antes do início do ensaio e (b) após o fim do ensaio.

O procedimento para o sistema de QP foi realizado conforme a norma ASTM E-647 – Anexo A6 e o trabalho de (HOLTAM, 2010), onde a técnica de QP também foi utilizada em um CP do tipo SENB.

A Figura 3.3 apresenta o diagrama esquemático do sistema de QP em cc utilizado neste trabalho.

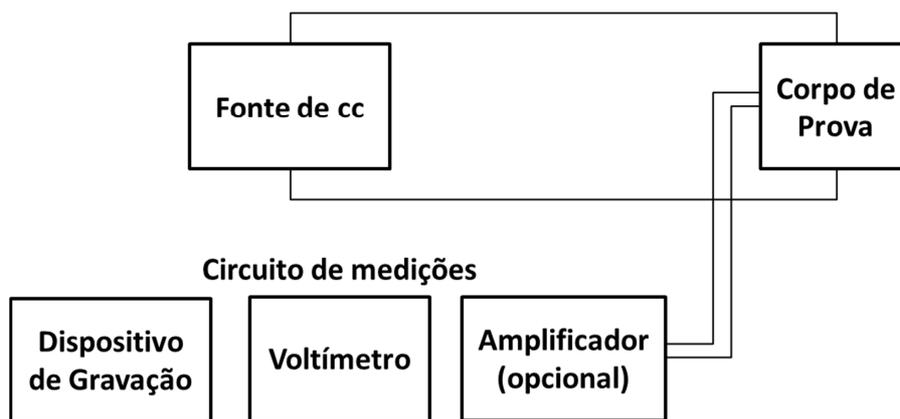


Figura 3.3 Diagrama esquemático do sistema de QP por cc. Adaptado de (ASTM INTERNATIONAL, 2011).

Após a montagem do CP, o ensaio de fadiga foi iniciado e conduzido de acordo com o procedimento descrito na norma ASTM E-647. Foi adotado o método de carregamento constante (ΔK crescente), sendo que o carregamento foi estabelecido de modo a buscar um ΔK inicial de aproximadamente $15 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Notar que o CP utilizado nos ensaios não foi pré-trincado, de modo a ser obtida uma maior seção de propagação do CP (maior comprimento de propagação).

A força aplicada pode então ser calculada de acordo com a Equação 3.1 e 3.2, descritas na norma ASTM E-399, para a configuração de CP do tipo SENB.

$$K_Q = \frac{P \times S}{\sqrt{B \times B_N}} \times \frac{f(a/W)}{W^{3/2}} \quad (\text{Equação 3.1})$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 3\sqrt{a/W} \times \frac{1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \times \left(1 - \frac{a}{W}\right) \times \left[2,15 - 3,93 \times \frac{a}{W} + 2,7\left(\frac{a}{W}\right)^2\right]}{2\left(1 + 2\frac{a}{W}\right) \times \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (\text{Equação 3.2})$$

Onde,

B – Espessura do CP;

B_N – Espessura real do CP ($B_N = B$ quando não há ranhuras laterais no CP);

P – Carregamento aplicado;

S – Distância entre vãos (*Spam*);

W – Largura do CP;

a – tamanho de trinca;

K_Q – Fator Intensidade de tensões.

Encontrou-se um carregamento máximo de ensaio de 700 kgf e mínimo de 350 kgf, ao estabelecer um R de 0,5 para os ensaios.

Os ensaios foram realizados ao ar na temperatura ambiente, com frequência de carregamento cíclico de 20Hz (frequência relativamente alta), esperando-se que esses testes fossem finalizados em no máximo 5 horas. Notar que o objetivo destes ensaios não era o de verificar o comportamento destes materiais em fadiga em meio corrosivo, o que nos permite assim o emprego de altos valores de frequência.

A corrente aplicada foi de 10 A, ajustada empiricamente tendo o cuidado para não ocorrer um aquecimento significativo do CP devido ao efeito Joule.

Ressaltamos que a temperatura do CP influencia significativamente na condutividade elétrica do material, o que pode comprometer as leituras de potencial do multímetro e, conseqüentemente, dos comprimentos de trinca medidos. Assim, deve haver um controle bastante rígido do ambiente. A temperatura da sala onde os ensaios foram realizados foi controlada ($25\text{ °C} \pm 1$), evitando assim flutuações significativas.

O processador dos sinais do multímetro (Labview®), utilizado para leitura da tensão pelo método de QP, foi programado para considerar as máximas leituras de tensão em uma frequência de 6 leituras por segundo e gravar a tensão máxima a cada dez segundos. A frequência de 6Hz é a frequência máxima de aquisição do multímetro em resolução de 8,5 dígitos.

Quando todos os parâmetros e equipamentos estavam posicionados, o teste estava pronto para ser inicializado. A experiência da equipe do Laboratório onde os testes foram conduzidos (UFRGS - LAMEF) mostrou que as medições de QP sofrem oscilações se um tempo de estabilização não é respeitado (principalmente devido ao efeito Joule de um leve aquecimento do CP devido à aplicação da corrente). Portanto, foi estabelecido, como uma prática padrão, ligar a fonte de alimentação de cc e o multímetro 24 horas antes do início dos testes.

Os testes foram considerados finalizados quando as trincas propagavam de maneira instável, conforme apresentado na Figura 3.2 (b).

Uma calibração da relação entre o potencial medido e o tamanho de trinca deve ser estabelecida experimentalmente. Foi utilizada como partida as Equações 3.3 à 3.6,

disponíveis no trabalho de (HOLTAM, 2010), onde esse autor havia referenciado o trabalho de (COOKE e ROBINSON, 1973).

$$a = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1} \sqrt{\left[\frac{1-B_1^2}{B_2-B_1^2 B_3} \right]} \quad (\text{Equação 3.3})$$

Onde,

W = largura do CP;

π = constante;

$$B_1 = \frac{e^{v/2k-1}}{e^{v/2k+1}} \quad (\text{Equação 3.4})$$

$$B_2 = \sec h^2 \frac{\pi f}{2W} \quad (\text{Equação 3.5})$$

$$B_3 = \sec h^2 \frac{\pi d}{2W} \quad (\text{Equação 3.6})$$

f = distância entre o fio e o plano da trinca;

k = coeficiente de calibração.

O k deve ser obtido de uma observação na profundidade da trinca (a_0) em um potencial correspondente (v_0) usando as Equações 3.7 a 3.9.

$$k = \frac{v_0}{2 \log_c \left[\text{mod} \left(\frac{\alpha+\beta}{\alpha-\beta} \right) \right]} \quad (\text{Equação 3.7})$$

onde,

$$\alpha = \sqrt{\text{mod} \left[\sec h^2 \frac{\pi f}{2W} \cos^2 \frac{\pi a_0}{2W} - 1 \right]} \quad (\text{Equação 3.8})$$

$$\beta = \sqrt{\text{mod} \left[\sec h^2 \frac{\pi d}{2W} \cos^2 \frac{\pi a_0}{2W} - 1 \right]} \quad (\text{Equação 3.9})$$

a_0 = tamanho inicial de trinca;

d = Distância da conexão da fonte de potência ao plano da trinca;

ev = potencial medido;

f = Distância da medida da QP de cc para ao plano da trinca;

v_0 = Potencial inicial medido.

O v_0 foi determinado dividindo o potencial (v) por um valor de ajuste, de modo que os valores do tamanho da trinca inicial (medidos pela técnica de QP) sejam iguais aos valores medidos por análise de imagem do CP após o ensaio. A superfície de fratura da propagação de trinca apresenta uma morfologia (textura) diferente da superfície deixada pela usinagem do entalhe por eletroerosão à frio.

O tamanho de trinca final também poderia ter sido medido para verificar se coincidiam com o tamanho final da trinca medido pela técnica de QP. Entretanto, na época dos ensaios, esse procedimento não foi realizado.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Medidor de propagação de trinca

Os dados registrados de resistência elétrica vs. tempo estão apresentados na Figura 4.1 para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2). Pode-se perceber que a resistência elétrica se eleva em degraus a cada rompimento de filamento do dispositivo. Cada incremento na resistência representa um crescimento da trinca de 0,51 mm.

O período de nucleação da trinca, a partir do entalhe, é elevado. Por isso, o tempo necessário para a ruptura do primeiro filamento foi muito maior. A trinca também propaga mais rapidamente com o passar do ensaio, pois com o seu crescimento também se eleva o ΔK na ponta da trinca.

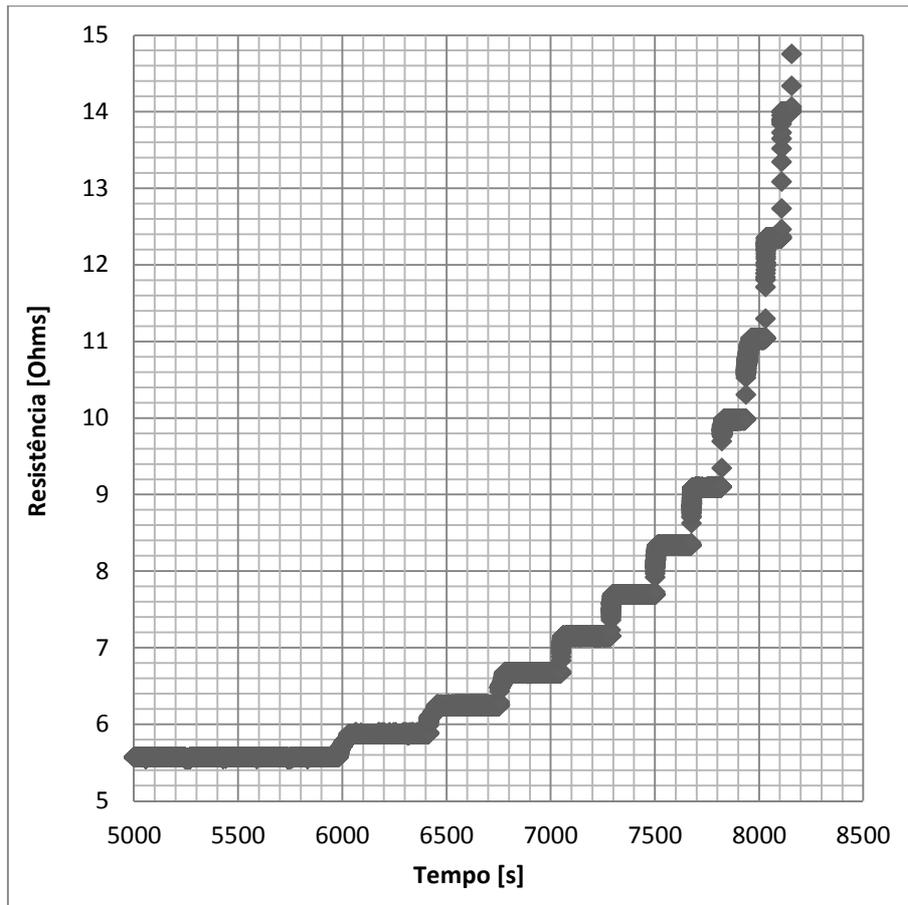


Figura 4.1 Resistência Elétrica do Medidor de Propagação de Trinca x Tempo para o CP 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

O comprimento da trinca nos momentos de ruptura de cada filamento do Medidor de Propagação de Trinca pode ser determinado através do conhecimento do tamanho inicial do entalhe (~2 mm), da distância da ponta do entalhe ao primeiro filamento e do espaçamento entre filamentos. O resultado do comprimento da trinca em função do tempo para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2) está apresentado na Figura 4.2.

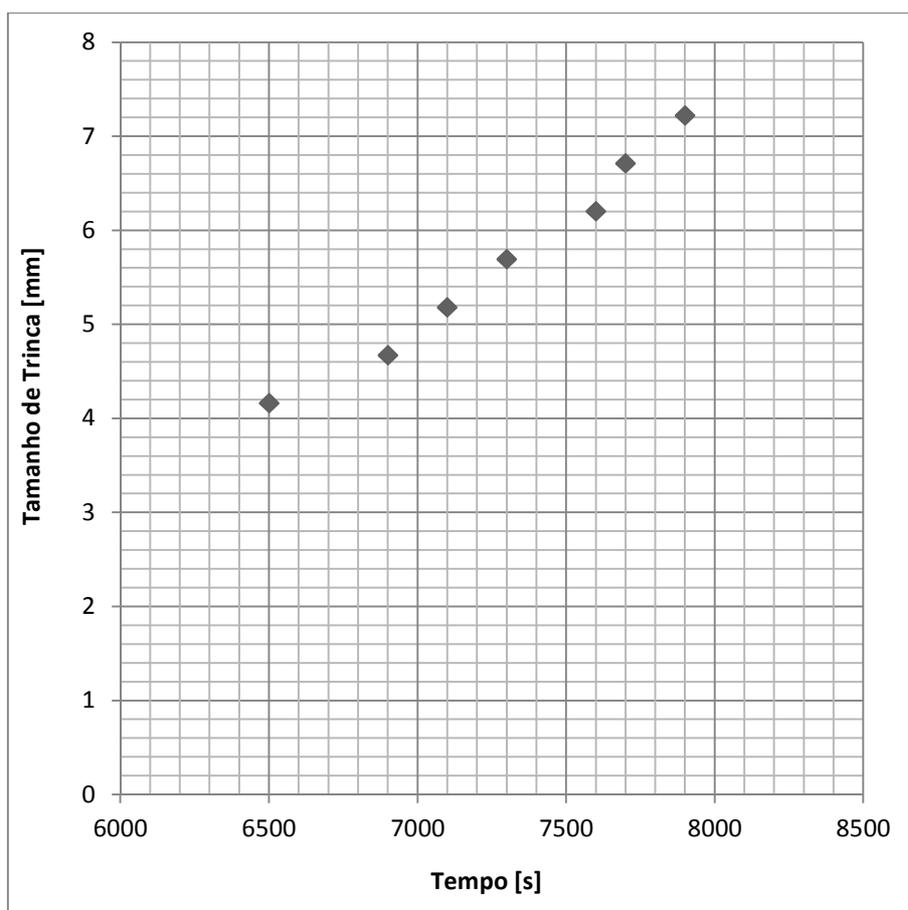


Figura 4.2 Tamanho de trinca x Tempo do CP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

Foi determinada a propagação de trinca em função do tempo utilizando o medidor de propagação de trinca para os demais CPs (incluindo os aços 25Cr7Ni e API 5L X60) de maneira idêntica à apresentada acima.

Pode ser observado que o tamanho do entalhe é menor que o comprimento da trinca no rompimento do primeiro filamento. Isso se deve ao fato do Medidor de Propagação de Trinca ter sido anexado ao CP em uma posição mais a frente da ponta do entalhe, devido às diferenças de proporções geométricas do medidor e do CP que impedia que o Medidor de Propagação fosse anexado com o primeiro filamento exatamente na ponta do entalhe.

4.2 Queda de Potencial

Os dados obtidos pelo sistema de QP estão apresentados na Figura 4.3 na forma de potencial em função do tempo para o ensaio do corpo de prova em aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

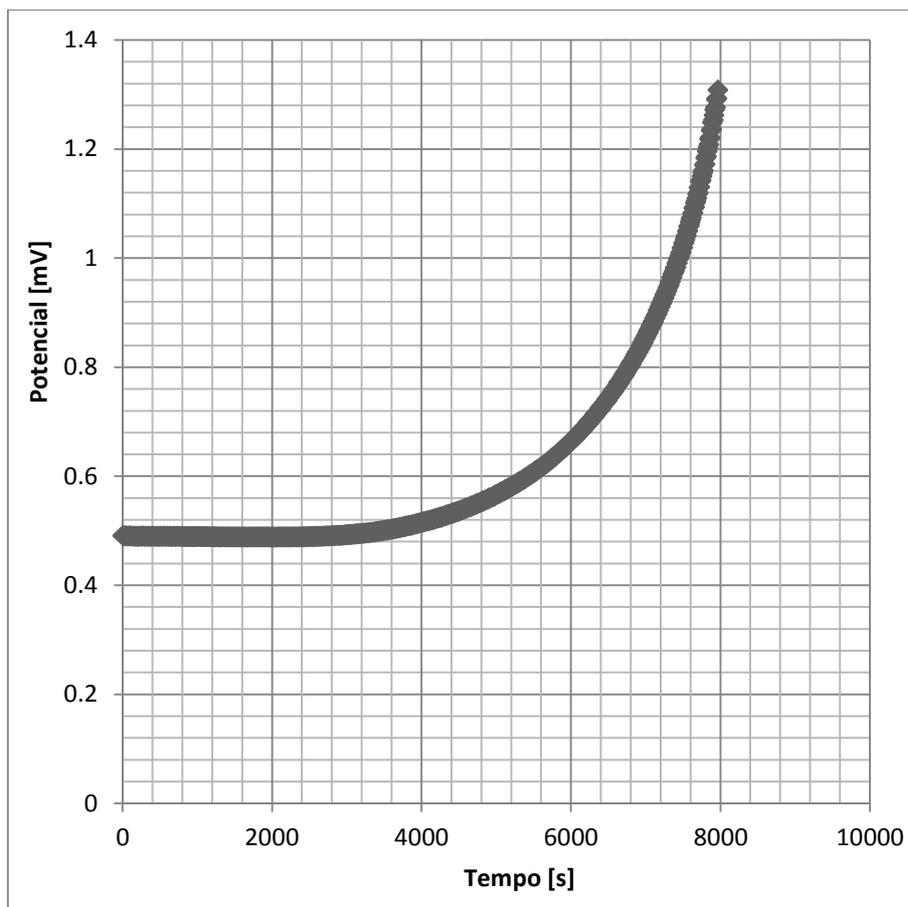


Figura 4.3 Dados da leitura do potencial em função do tempo no ensaio de propagação de trinca por fadiga no 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

Pode ser observado que essa curva tem formato similar à curva obtida pelo medidor de propagação de trinca. Entretanto, na QP é possível acompanhar o crescimento da trinca desde o início do ensaio. Com o medidor de propagação de trinca, a mudança no potencial medido só ocorre a partir do rompimento do primeiro filamento.

Pode ser observado que foi necessário um tempo inicial para a nucleação da trinca a partir do entalhe. Após o período de nucleação, essa começou a crescer.

Através das equações apresentadas no Item 3.2.1 (Equações (3.3) a (3.9)), foi calculado o tamanho da trinca em cada momento do ensaio. A Figura 4.4 apresenta o tamanho da trinca, obtido pelo método de QP, em função do tempo para os ensaios de propagação de trinca realizados no aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

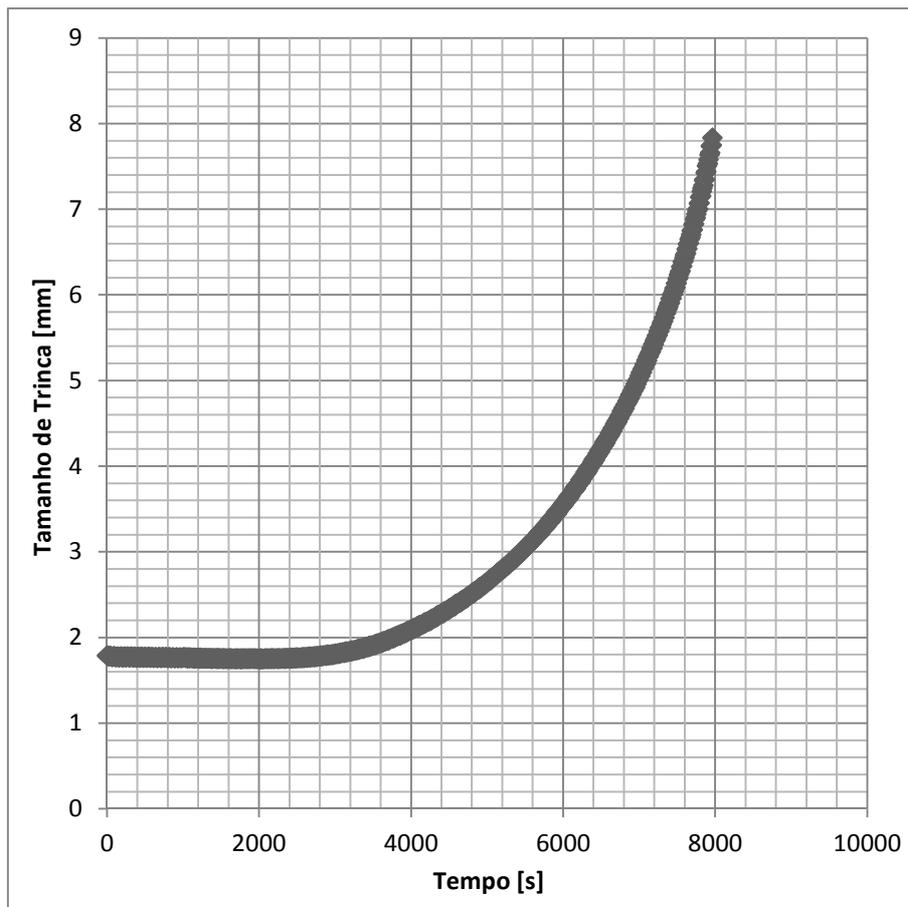


Figura 4.4 Comprimento da trinca obtido pelo método de QP em função do tempo para o CP em aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

Foi determinada a propagação de trinca em função do tempo utilizando o método de QP para os demais CPs (incluindo o aço inoxidável 25Cr7Ni e aço baixa liga API 5L X60) de maneira idêntica à apresentada acima.

4.3 Comparação entre os métodos QP e Medidor de Propagação de Trinca

As Comparações dos resultados de tamanho da trinca em função do tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP estão apresentadas para cada corpo de prova na Figura 4.5 a 4.8 (para os quatro CPs do aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo), Figura 4.9 e 4.10 (para os dois CPs do aço inoxidável 25Cr7Ni) e Figura 4.11 (para o CP do aço baixa liga API 5L X65).

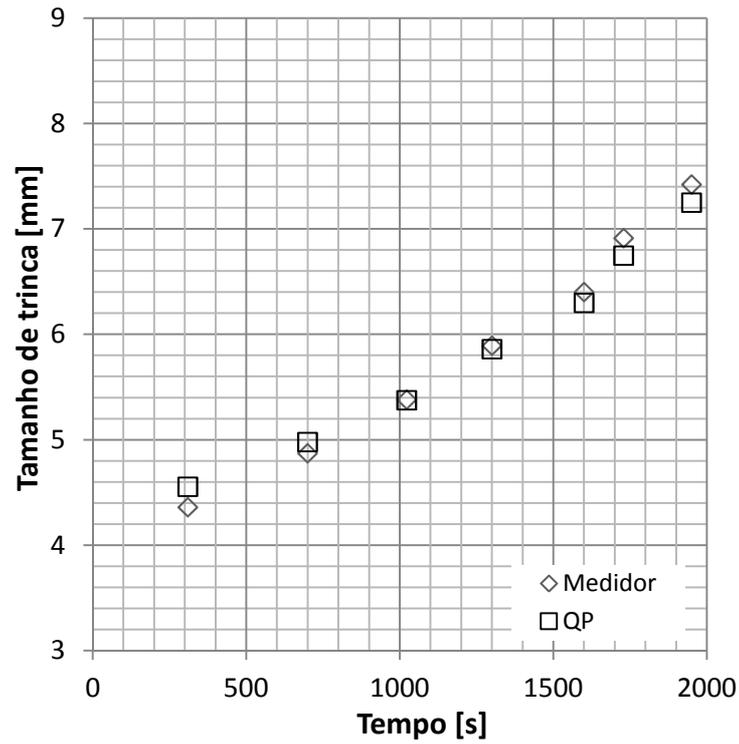


Figura 4.5 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 1).

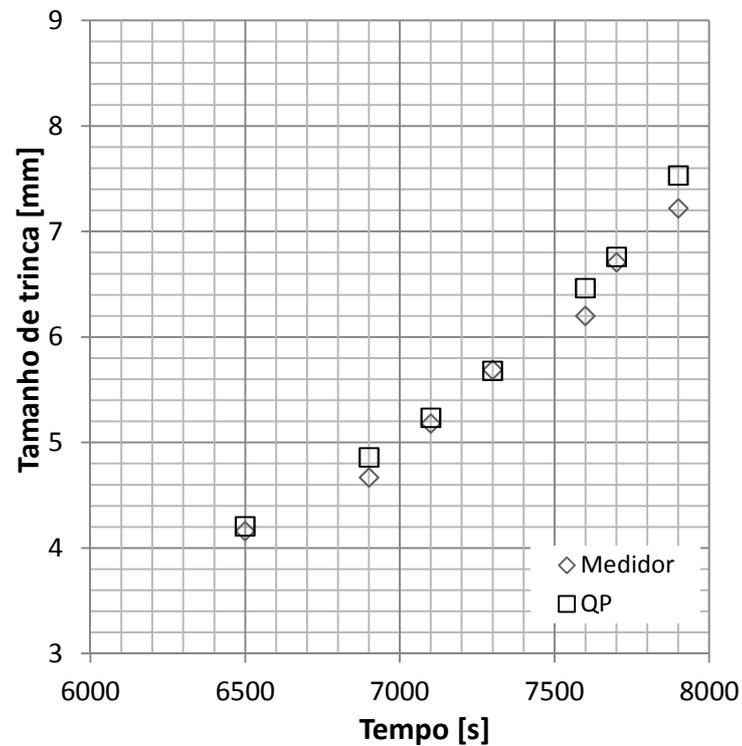


Figura 4.6 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

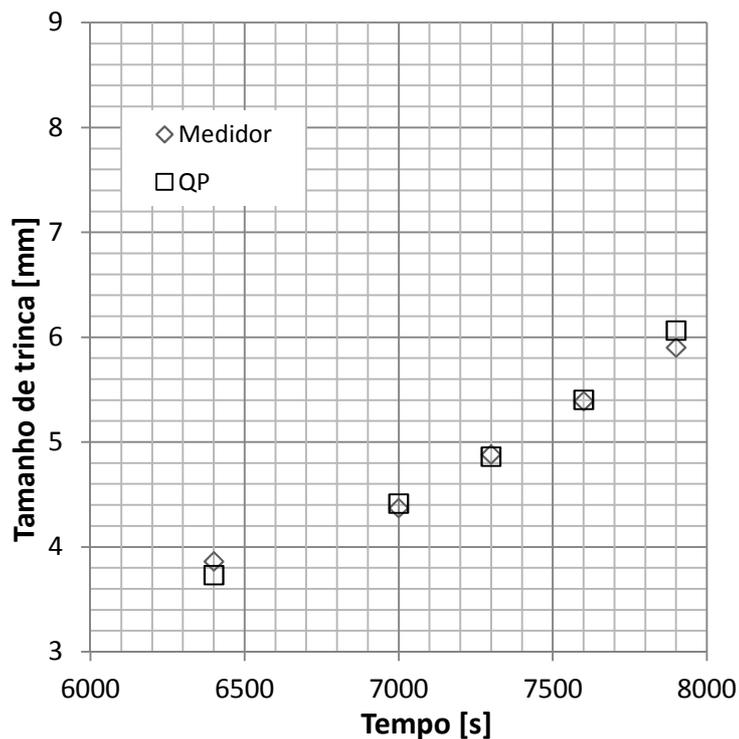


Figura 4.7 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 3).

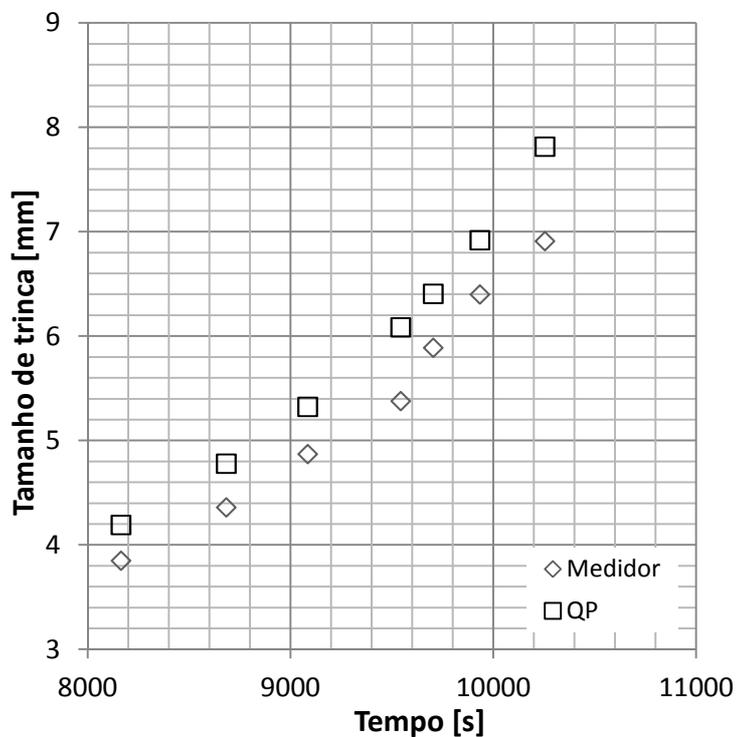


Figura 4.8 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 4).

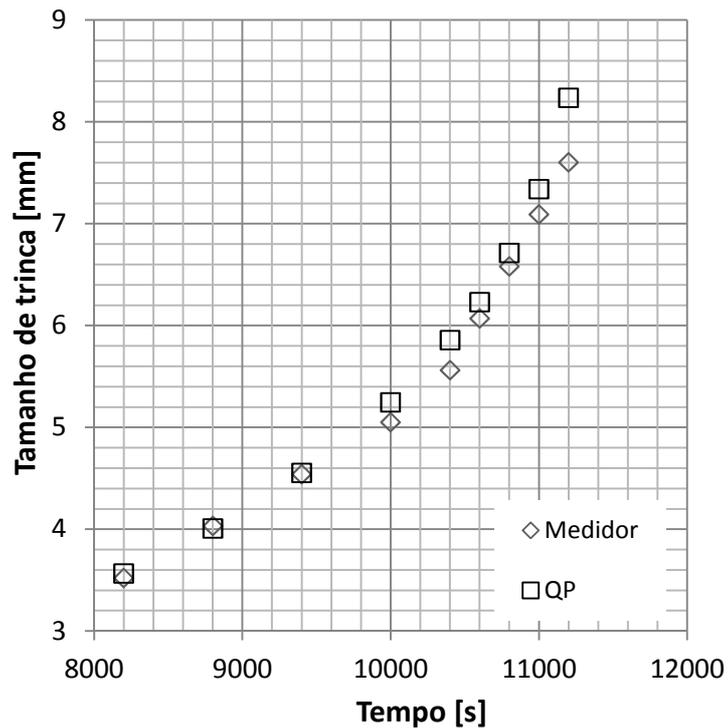


Figura 4.9 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 25Cr7Ni (CP 5).

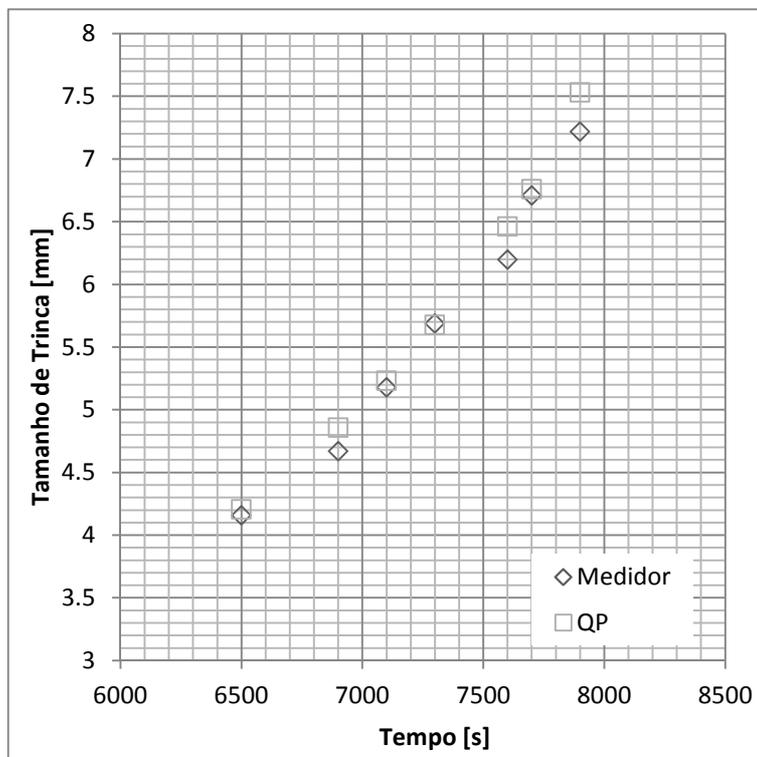


Figura 4.10 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço inoxidável 25Cr7Ni (CP 6).

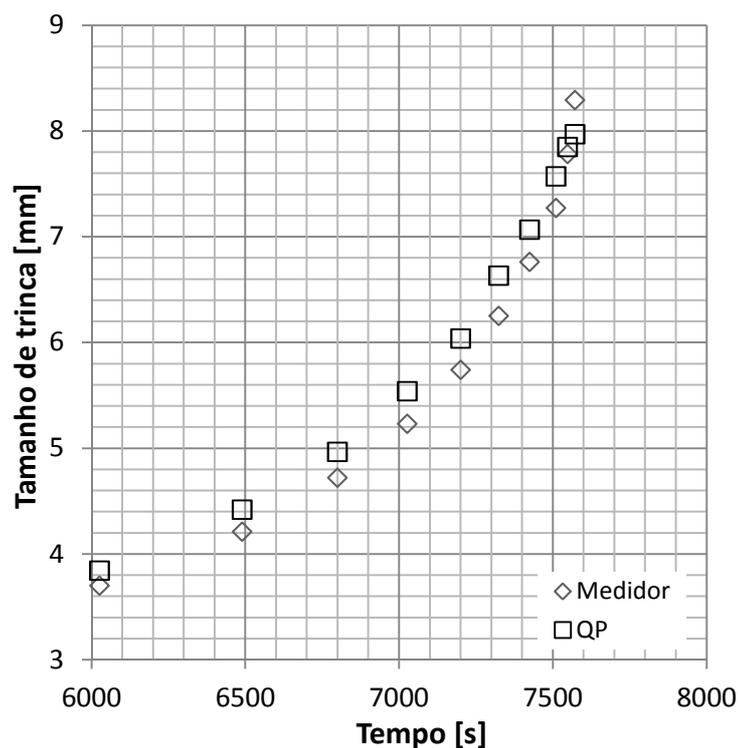


Figura 4.11 Comparação do tamanho de trinca medido vs. tempo entre o medidor de propagação de trinca e o método de QP para o aço API 5L X60 (CP 7).

Foi determinado o coeficiente de correlação de Pearson (r), o qual determina o grau de correlação (associação linear entre as variáveis) dos dados de tamanho de trinca obtidos pelo método de QP comparando com o Medidor de Propagação de Trinca (gabarito). Ter correlação perfeita ($r = 1$) significa que o valor de uma variável pode ser determinado exatamente ao se saber o valor da outra.

A acurácia do método também foi investigada através do cálculo do Método do Erro Quadrático Médio (EQM).

O EQM é utilizado como medida do erro da previsão. Mede a média dos quadrados dos erros. É a diferença entre o “estimador” e o valor real que está sendo estimado, ponderados pelo número de termos, de acordo com a Equação 4.1.

$$EQM = \sum_i \frac{(y_i - \hat{y}_i)^2}{n} \quad [\text{Equação 4.1}]$$

$y_i - \hat{y}_i$ – É o erro de cada medida.

A Tabela 4.1 apresenta os valores de r e os valores absolutos e percentuais do EQM.

Tabela 4.1 Valores de Coeficiente de Pearson e Erro Quadrático Médio absoluto e percentual.

CPs	r	EQM (mm)	EQM (%)
CP 1 13Cr5Ni2Mo	0,999545372	0,05	0,68
CP 2 13Cr5Ni2Mo	0,995368169	0,07	0,92
CP 3 13Cr5Ni2Mo	0,997942895	0,04	0,66
CP 4 13Cr5Ni2Mo	0,995475173	0,12	1,59
CP 5 25Cr7Ni	0,996792653	0,07	1,09
CP 6 25Cr7Ni	0,989949221	0,09	1,53
CP 7 API 5L X60	0,992263339	0,13	0,89

Pode ser observado que existe uma forte correlação entre os dados medidos através do método de QP e o Medidor de Propagação de Trinca, pois os valores de r foram para todos os ensaios muito próximos a 1. O erro da medição pela QP também foi pequeno (máximo 0,12 mm ou 1,59%) e sempre positivo. Acredita-se que a principal fonte de erro é devido ao efeito de tunelamento da ponta da trinca, pois o primeiro método mede o tamanho da trinca no centro do CP e o último na superfície, conforme esquematicamente apresentado na Figura 4.12.

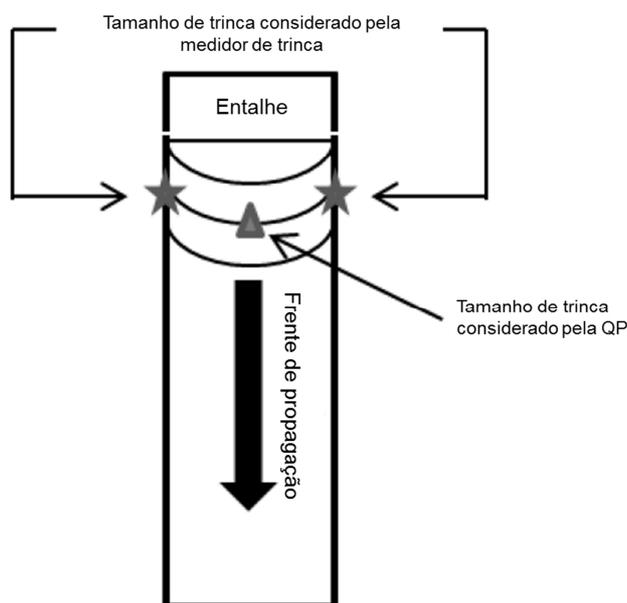


Figura 4.12 Esquema demonstrando o comprimento de trinca considerado por cada técnica de medição de trinca.

Acreditamos que o controle exato da distância entre os pontos de solda dos fios do multímetro à trinca também podem influenciar nos erros das medidas, pois as equações do tamanho de trinca em função do potencial medido são válidas somente para essa configuração de CP.

Pode ser observado que entre os diversos ensaios, o CP 4 apresentou maior EQM. Neste caso pode ter havido um maior tunelamento ou maior erro na soldagem do ponto de solda do fio do multímetro neste CP. Entretanto, não foram realizados registros do tunelamento nem distância dos pontos de solda.

4.4 da/dN vs ΔK

O tamanho de trinca, medido através da técnica de QP, nos CPs dos diferentes materiais, foi acompanhado em função do número de ciclos registrados durante os ensaios. A evolução no crescimento da trinca em função do número de ciclos é apresentada, como exemplo, na Figura 4.13 para o aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2). Curvas similares podem ser construídas para todos os CPs.

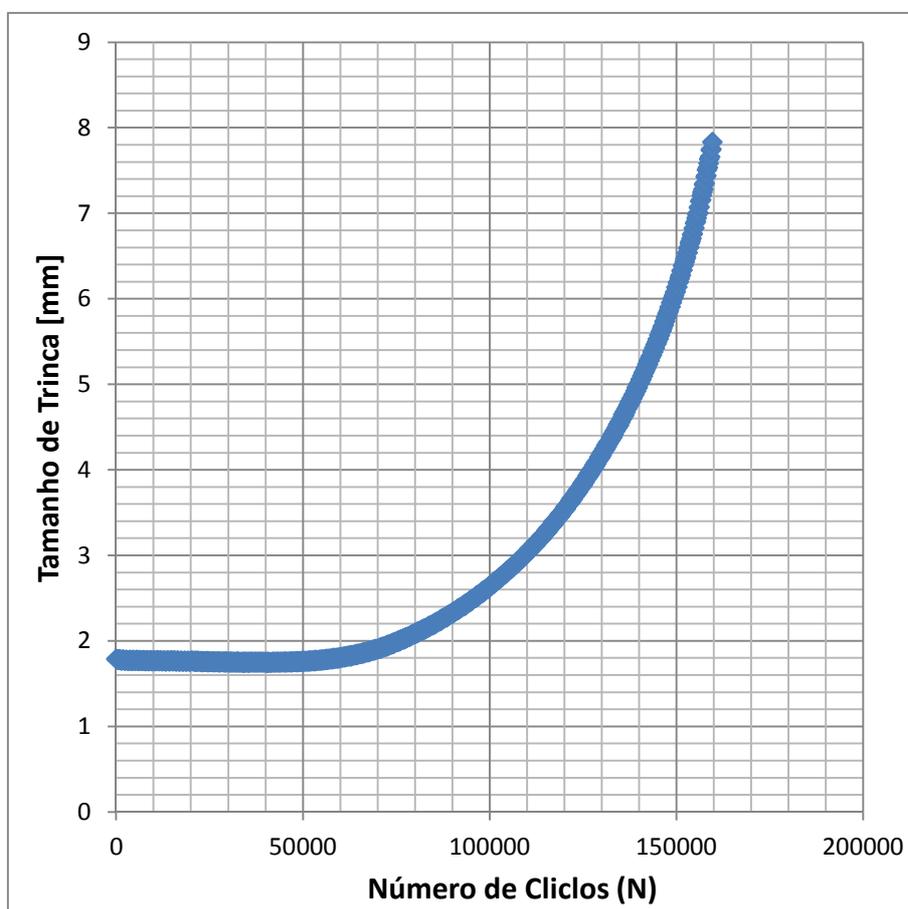


Figura 4.13 Comprimento de trinca em função do número de ciclos do ensaio de propagação de trinca do aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo (CP 2).

As curvas de taxas de propagação de trinca em função do ΔK foram determinadas através dos dados de tamanho de trinca e ΔK aplicado. Foi utilizado o método do incremento polinomial recomendado pelo Apêndice X1.2 da norma ASTM E647 (ASTM

INTERNATIONAL, 2011) para minimizar a dispersão dos dados de comprimento de trinca.

A curva de comprimento de trinca ajustada em função do número de ciclos ($\hat{a} \times N$) foi derivada em função de N , obtendo-se a equação que define o “ da/dN ”. Finalmente, foi determinada a taxa de propagação de trinca em função do ΔK aplicado para cada CP ensaiado.

As Figuras 4.14 a 4.16 apresentam os dados dos ensaios de propagação de trinca ao ar em função do ΔK para os CPs em aços inoxidáveis Supermartensítico (13Cr5Ni2Mo) e Superdúplex (25Cr7Ni) e aço baixa liga API 5L X60. A curva de propagação média de dois estágios do aço ao ar da norma BS 7910 ($R \geq 0,5$) foi inserida em cada gráfico para comparação.

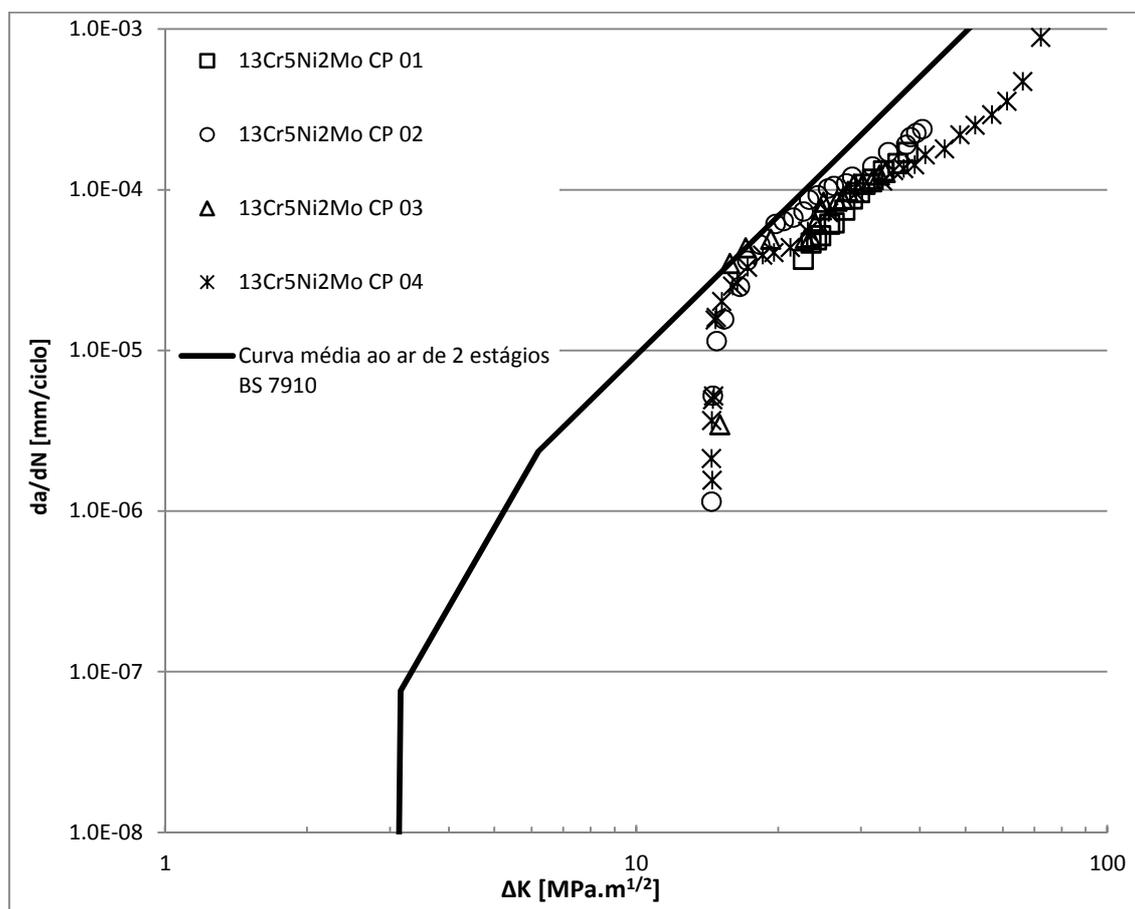


Figura 4.14 Resultados dos ensaios de propagação de trinca ao ar do aço inoxidável 13Cr5Ni2Mo e curva ao ar de dois estágios da norma BS 7910 para o aço.

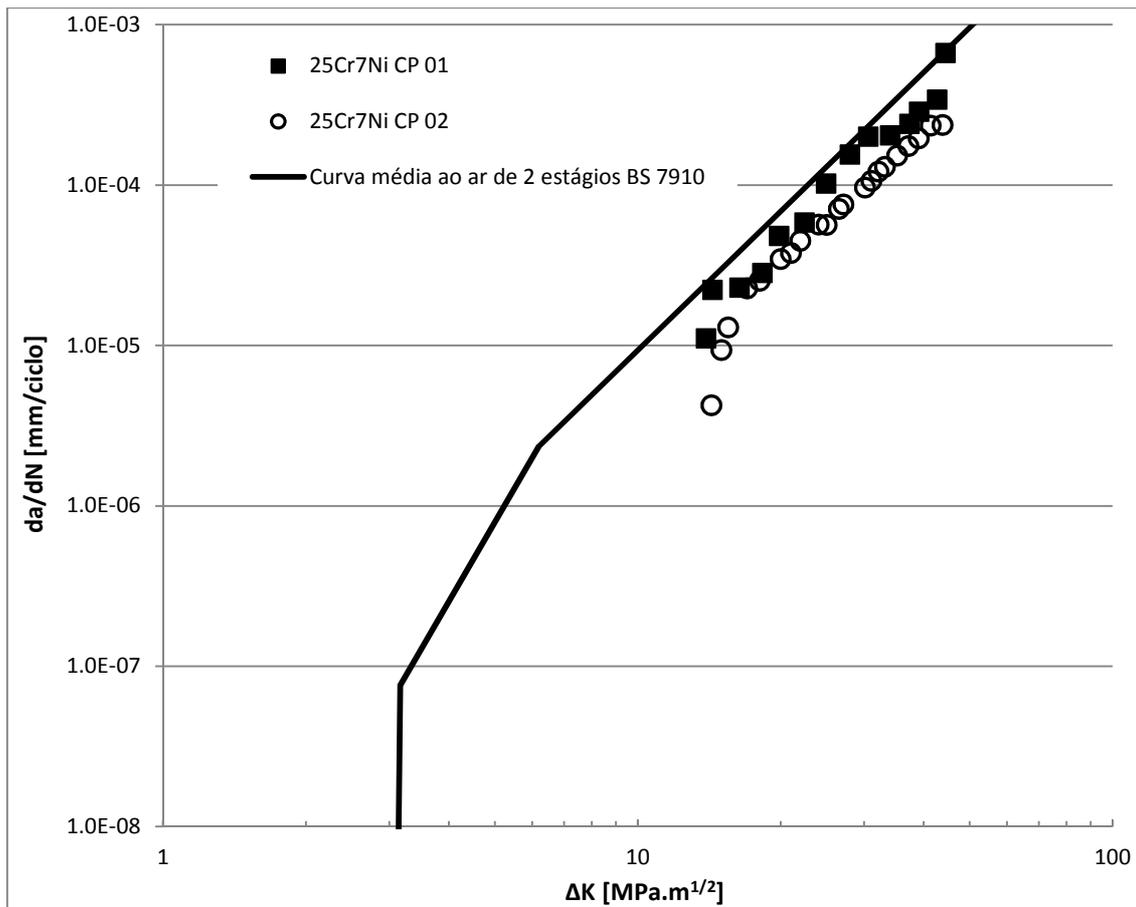


Figura 4.15 Resultados dos ensaios de propagação de trinca ao ar do aço inoxidável 25Cr7Ni e curva ao ar de dois estágios da norma BS 7910 para o aço.

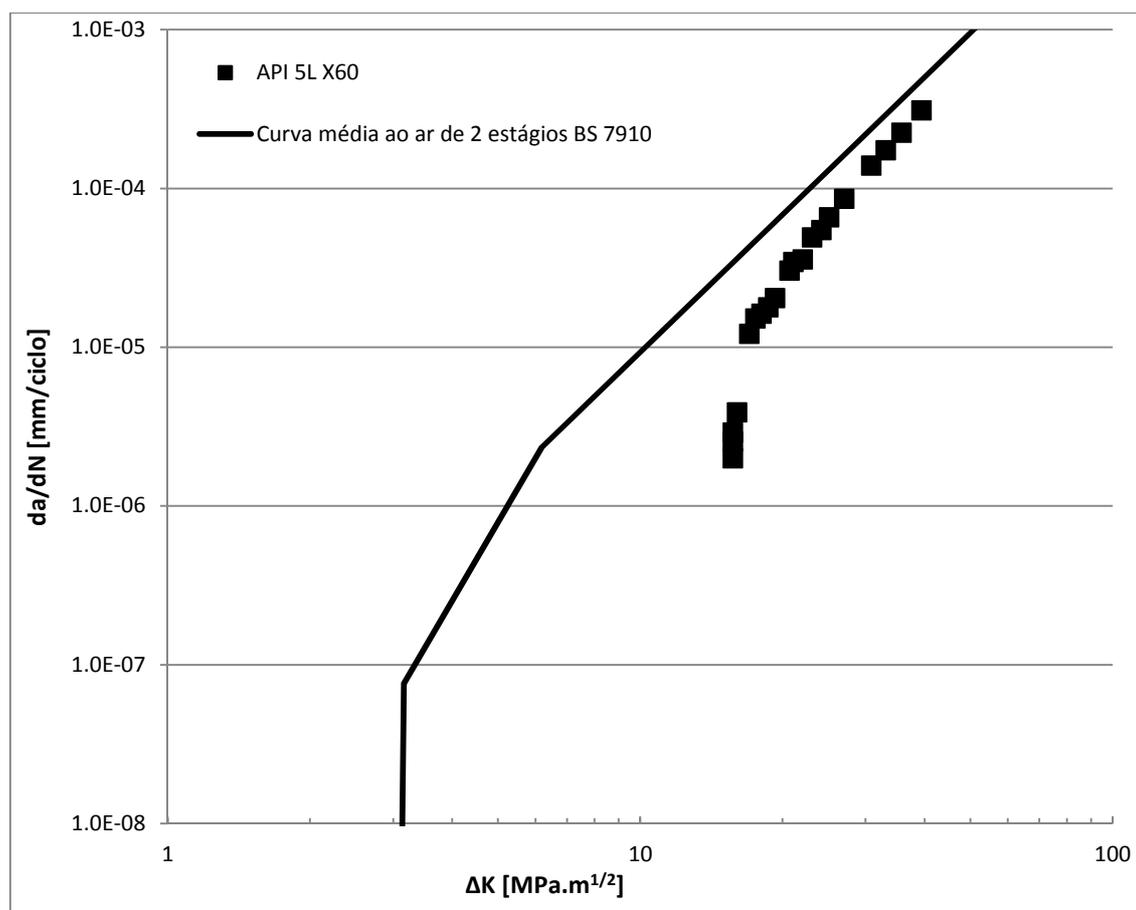


Figura 4.16 Resultados dos ensaios de propagação de trinca ao ar do aço baixa liga API 5L X60 e curva ao ar de dois estágios da norma BS 7910 para o aço.

A curva de propagação de trinca foi determinada com o ΔK a partir de aproximadamente $15 \text{ MPa.m}^{1/2}$, pois os ensaios foram inicializados com o CP sem pré-trinca de fadiga, o que geralmente seria recomendado. Enfatizamos que se fosse aplicado um ΔK mais baixo, levaria um tempo maior para uma trinca nuclear a partir do entalhe.

O objetivo principal do trabalho foi o de validar o método de QP. Assim, os ensaios foram realizados com o CP sem pré-trinca para obter uma faixa maior de propagação estável no CP.

A taxa de propagação de trinca dos aços inoxidáveis SDSS e SMSS apresenta comportamento semelhante ao aço carbono quando testados ao ar (WOOLIN, BAXTER e MADDOX, 2005; MOURA BRANCO, MADDOX e SONSINO, 1998). Assim, seria esperado que os dados das curvas apresentadas fossem sempre muito próximos à curva da norma BS 7910.

De acordo com os resultados apresentados nos gráficos acima, podemos observar que os dados de propagação de trinca dos materiais foram relativamente próximos ao da curva da norma BS 7910, apresentada como referência. Entretanto, em ΔK próximos de 15 MPa.m^{1/2} (faixa inicial de ΔK aplicado), os dados se distanciaram da curva de referência (incluindo o aço carbono CP 07).

O ΔK_{th} da curva da norma BS 7910 é um limite inferior, dentro dos resultados dispersos, de testes para a construção da curva (HOLTAM e BAXTER, 2011). Assim, é normal que resultados dos ensaios de propagação de trinca sejam, até certo ponto, inferiores a curva da norma. Entretanto, neste caso o limiar de propagação de trinca por fadiga (ΔK_{th}) parece ter se distanciado demasiadamente da curva da BS7910.

Os resultados apresentados não são conservadores se comparados à norma. É importante, na obtenção de uma curva de propagação de trinca, obter resultados confiáveis, inclusive em baixos ΔK (próximos ao limiar), pois nesta região um defeito no material ainda é pequeno, situação real de um duto pela maior parte de sua vida em operação.

É enfatizado, no entanto, que o principal objetivo deste trabalho foi o de validar o método de QP para a configuração de CP (SENB com trinca curta) e materiais utilizados no estudo. As curvas de propagação de trinca foram apresentadas complementarmente, de modo que se pudessem identificar melhorias nos procedimentos e sugestões para futuros trabalhos.

A seguir, são discutidos os prováveis motivos que podem ter influenciado no desvio dos dados obtidos neste estudo da curva da norma BS-7910. Também são apresentadas propostas de melhoria nos procedimentos de ensaio e estudos de modo que no futuro sejam obtidos dados mais confiáveis de propagação de trinca, principalmente na região de baixo ΔK aplicado (próximo ao limiar de propagação).

4.4.1 Corpo de prova sem pré-trinca

Conforme discutido no Item 3.2.1, os CPs utilizados neste estudo não foram pré-trincados, de modo a obtermos uma maior extensão de propagação de trinca dentro do CP. Os gráficos de taxa de propagação de trinca incluem os dados de início de ensaio quando a trinca ainda não havia nucleado a partir do entalhe. Assim, o ΔK efetivo aplicado na ponta do entalhe é muito inferior ao calculado, devido à geometria mais arredondada do entalhe realizado por eletroerosão à frio.

Dentre as fontes de erros indicados nos ensaios, acredita-se que esta é a mais significativa no desvio da curva da norma BS 7910 em ΔK próximos ao inicial (~ 15 MPa.m^{1/2}).

Seria esperado, no entanto, que a propagação fosse completamente nula enquanto a trinca não é nucleada. Entretanto, acredita-se que a taxa de propagação medida possa ter sido devido a ruídos intrínsecos aos equipamentos ou, conforme indicado em (ASTM INTERNATIONAL, 2011), como uma possível fonte de erros, devido à deformação plástica na ponta do entalhe (formada já no início do ensaio). Assim, ocorre uma alteração local na resistividade do material, que impacta no potencial medido.

4.4.2 Constricção na Ponta da Trinca

Os ensaios que serviram de base para a construção da curva da norma BS 7910 foram realizados em configurações de CP com níveis de constricção na ponta da trinca diferentes dos utilizados neste estudo.

Conforme discutido no Item 2.2.3, o nível de constricção na ponta da trinca (das diferentes configurações de CP) deve influenciar na curva de fadiga de um parâmetro à luz da mecânica da fratura. Deste modo, uma análise da mecânica da fratura biparamétrica poderia produzir curvas de propagação de trinca para os materiais sem depender do nível de constricção na ponta da trinca.

Alternativamente, poder-se-ia utilizar uma configuração de CP que produzisse níveis de constricção na ponta da trinca similares aos dutos em operação, para os diversos tipos de carregamentos cíclicos. Essa proposta não levaria necessariamente à obtenção de resultados mais próximos à curva de propagação do aço carbono da norma BS 7910.

4.4.3 Frequência de aquisição de dados de potencial

Durante os ciclos de carregamento, pode ocorrer contato elétrico (curto circuito) entre as superfícies da trinca, modificando o potencial medido pelo multímetro. Assim, a leitura do potencial deve ser realizada sempre no pico de carregamento.

O multímetro utilizado no estudo apresenta uma taxa de aquisição máxima de 6 leituras por segundo, em resolução de 8,5 dígitos. Os ensaios foram realizados em frequência de 20 Hz. Assim, fica claro que não é garantido que o potencial medido estava sendo medido sempre no pico de carregamento.

A (ASTM INTERNATIONAL, 2011) indica que, dependendo da resposta dos multímetros, pode ser necessário diminuir a frequência de ensaio ou, em circunstâncias extremas, até mesmo interromper o ensaio durante a medida da voltagem para garantir que está sendo medida somente no pico de carregamento e sem atenuação do sinal.

Podemos observar que existe um compromisso entre a elevada resolução necessária (e.g. 8,5 dígitos), para medir variações de potenciais no crescimento de trinca próximos ao limiar de propagação, e a frequência de ensaio, para que não se tornem muito demorados. Quanto menor a resolução do multímetro utilizado nos ensaios, maior a taxa de aquisição de dados (ver Tabela 3.4).

Diferentes combinações de resolução no multímetro, frequência de aquisição de dados e frequência de ensaio podem ser utilizadas para construir uma curva de propagação de trinca, dependendo da taxa de crescimento de trinca que está sendo medida. Próximo ao limiar de propagação deve-se dar preferência à elevada resolução de leitura (em detrimento à frequência de ensaio e de aquisição de dados). Contudo, à medida que a taxa de propagação se eleva, poder-se-ia aumentar a frequência de ensaio (para aumentar a produtividade), diminuindo-se a resolução de medida do potencial e elevando a taxa de aquisição de dados.

É recomendado realizar um estudo para verificar a frequência máxima de ensaio, para cada resolução do multímetro, de modo que seja garantido que o potencial seja medido no pico de carregamento mecânico.

4.4.4 Plastificação na ponta do entalhe

É possível que a usinagem do CP possa deixar tensões residuais na ponta do entalhe. Isso poderia impactar no ΔK efetivo, mesmo após a nucleação da trinca. Caso as tensões residuais produzidas sejam compressivas, se trataria de um fenômeno de fechamento de trinca, com ΔK efetivo inferior ao calculado. Entretanto, caso as tensões residuais sejam trativas, ocorreria o contrário.

O entalhe, neste estudo, foi usinado através da técnica de eletroerosão à frio, sendo minimizada qualquer tensão residual ou alteração microestrutural do material. Assim, acredita-se que a plastificação na ponta da trinca é, neste estudo, uma fonte de erro desprezível.

Quando os ensaios forem realizados com um corpo de prova pré-trincado, recomenda-se realizar o procedimento de pré-trincamento evitando um histórico de carregamento (tensões residuais) na ponta da trinca no início do ensaio. Conforme discutido no Item 2.2.3, um pré-trincamento em compressão, deve atenuar este problema.

Geralmente, não é garantido que um efeito de fechamento de trinca esteja ocorrendo na realidade em um equipamento ou componente em operação. Assim, devem-se realizar ensaios mais conservadores, onde não ocorram tais efeitos.

(KUHN, 2011) validou no laboratório uma técnica de pré-trincamento sob compressão para os CPs tipo CT, onde virtualmente não remanesceriam tensões residuais devido ao histórico de carregamento, tornando possível obter dados de ΔK_{th} muito baixos. Entretanto, algumas adaptações na máquina de ensaio devem ser realizadas para aplicar a mesma metodologia para o CP tipo SENB. Ademais, este tipo de pré-trincamento demandaria um trabalho mais complexo.

4.4.5 Razão de Carregamento

A curva da norma BS-7910 indicada nos gráficos de propagação de trinca foi construída através de ensaios com razão de carregamento (R) maior/igual a 0,5. Possivelmente, os resultados dos ensaios que formaram a curva da norma foram realizados com valores de R muito elevados (mais próximos a 1), pois conforme apresentado na Figura 2.5, quanto maior o R utilizado no ensaio, menor é o valor do limiar de propagação da trinca (Δk_{th}).

Os ensaios realizados neste estudo foram realizados com um R igual a 0,5 (limite inferior de validade da curva da norma BS-7910). Possivelmente poderíamos ter obtido taxas de propagação de trinca superiores em baixo ΔK , se os ensaios tivessem sido realizados em R mais próximo a 1.

Para determinar o ΔK_{th} recomenda-se realizar os ensaios com um R elevado, pois em elevada tensão média, ocorre uma tendência de minimizar qualquer efeito de fechamento de trinca que possa estar ocorrendo no CP.

Devem ser observados os limites nas proporções dos CPs, conforme o anexo D da norma BS 6835 (BSI, 1998) para o CP tipo SENB. Podem ser necessários mais de um ensaio (variando o R) para formar uma curva de propagação de trinca por fadiga (verificar Figura 2.5).

4.4.6 Acurácia dos Equipamentos

Cada equipamento utilizado nos ensaios de propagação de trinca apresenta limitada resolução, precisão, acurácia e ruídos intrínsecos. Todos esses fatores devem impactar no erro da medição do tamanho da trinca pelo método de QP e, por consequência, na determinação da taxa de crescimento de trinca (da/dN) e no ΔK calculado. Esses erros, de modo geral, devem ser mais expressivos quando estamos determinando o ΔK_{th} , pois um pequeno erro na medida do tamanho de trinca pode ser elevado comparado às baixas taxas de propagação nesta região da curva de Paris.

Os fabricantes de cada um destes dispositivos apresentam as limitações (acurácia, precisão, resolução, ruído, etc.) de cada equipamento quando estão calibrados. Através dessas informações é possível quantificar o erro máximo possível na leitura do tamanho de trinca e leitura da carga aplicada. Assim, por consequência, determinar o erro máximo no tamanho de trinca medido, ΔK calculado e taxa de propagação de trinca.

A seguir, serão apresentadas brevemente e comentadas algumas das características que podem influenciar no erro da técnica de QP para cada equipamento utilizado e, quando aplicável, são apresentadas algumas sugestões de melhorias para minimizar os erros. Não foi objetivo deste trabalho uma tentativa de quantificar os erros gerados pelas limitações dos equipamentos, pois conforme discutido acima, existem outros fatores que devem estar influenciando mais fortemente na curva de propagação de trinca, como o fato do CP não ter sido pré-trincado. Entretanto, é fortemente recomendado, como trabalho futuro, que os erros na propagação de trinca sejam quantificados.

Célula de carga

Limites de precisão e acurácia na medição da carga influenciam no cálculo do ΔK . Entretanto, não influenciam na precisão de medição do tamanho de trinca durante o ensaio.

O manual do fabricante da célula de carga deve ser consultado de modo a quantificar o erro associado à medição do carregamento aplicado no ensaio.

Devem ser utilizadas células de carga que apresentam elevada estabilidade e acurácia.

Fonte de Corrente

Ruído da corrente aplicada – As flutuações na intensidade de corrente aplicada influenciam as medições do potencial medido pelo multímetro. Assim, não é possível isolar a variação do potencial devido à propagação de trinca da variação do potencial que resulta das flutuações da corrente aplicada.

O manual do fabricante da fonte deve ser consultado de modo a quantificar os erros relacionados à estabilidade da fonte de corrente.

Para mitigar este problema, uma fonte de corrente de elevada estabilidade deve ser adotada. A (ASTM INTERNATIONAL, 2011) recomenda, adicionalmente, normalizar o potencial através de medidas adicionais em um local de referência. O local de referência pode ser tanto em outra região no próprio CP, quanto em um CP alternativo inserido no mesmo ambiente, sendo alimentado pela mesma fonte de corrente aplicado no CP de teste. Esta técnica também pode ser utilizada para corrigir os erros devido a variações na temperatura (resistividade elétrica do material) ou variações nos ganhos dos amplificadores ou calibração dos multímetros.

Multímetro

Resolução – O multímetro utilizado neste estudo apresenta resolução de 8,5 dígitos. Isto significa que o instrumento detecta uma variação no potencial de 10 nV. Através das equações 3.3 a 3.9 pode ser observado que, para a configuração de CP e equações para determinar o tamanho de trinca (em função do potencial medido) utilizadas neste estudo, é possível detectar variações da ordem de $1,37 \times 10^{-4}$ mm. Assim, não é possível determinar a taxa de propagação de trinca próximo ao limiar de propagação do aço carbono ao ar (10^{-8} a 10^{-7} mm/ciclo) com as medidas de potencial em apenas um ciclo. As medidas no potencial consideradas devem ser intervaladas até que a trinca tenha propagado na ordem da mínima variação detectável.

Observa-se que o erro na medida do tamanho de trinca, relacionado à resolução do equipamento de 8,5 dígitos, é de no máximo 0,007%, considerando entalhe de no mínimo 2 mm.

A norma ASTM E647 apresenta sugestões para o intervalo de medidas dos CPs tipo CT e M(T). Aparentemente não são dadas recomendações para o CP tipo ESE(T), que é similar ao SENB.

A Tabela 4.2 apresenta o intervalo e número de ciclos necessários para que a trinca propague o mínimo necessário para detecção para cada ordem de taxa de crescimento de trinca (10^{-8} , 10^{-7} , 10^{-6} e 10^{-5} mm/s) ao utilizar um multímetro com 8,5 dígitos de resolução. Foram consideradas três frequências de ensaio (20, 1 e 0,2 Hz).

Tabela 4.2 Intervalo mínimo entre medidas para detecção do crescimento de trinca em função da ordem de taxa de crescimento de trinca, frequência de ensaio e crescimento mínimo para detecção da configuração de ensaio utilizada no estudo. Resolução do multímetro de 8,5 dígitos.

Taxa de crescimento de trinca	Frequência de ensaio	Crescimento de trinca por segundo	Crescimento mínimo de detecção	Intervalo mínimo para detecção	Número de ciclos mínimo para detecção
mm/ciclo	Hz	mm/s	mm	segundos	
1.E-08	20	2.E-07	1.37E-04	685	13700
1.E-07		2.E-06		69	1370
1.E-06		2.E-05		7	137
1.E-05		2.E-04		1	14
1.E-08	1	1.E-08		13700	13700
1.E-07		1.E-07		1370	1370
1.E-06		1.E-06		137	137
1.E-05		1.E-05		14	14
1.E-08	0.2	2.E-09		68500	13700
1.E-07		2.E-08		6850	1370
1.E-06		2.E-07		685	137
1.E-05		2.E-05		69	14

Pode ser observado que na frequência de ensaio utilizada neste estudo (20 Hz) e ordem de 10^{-8} mm/s de taxa de crescimento de trinca, é necessário um intervalo mínimo de 685 segundos, ou 13700 ciclos, entre as medidas de potencial consideradas para o crescimento ser detectável. Em frequência de ensaio 0,2 Hz, o intervalo entre medidas de potencial deve ser de aproximadamente 68500 segundos (aproximadamente 19 horas). À medida que a taxa de crescimento se eleva (resultado da elevação do ΔK aplicado), o intervalo mínimo para detecção da propagação a trinca diminui.

Através das equações 3.1 e 3.2, quando a trinca propaga o mínimo para que seu crescimento seja detectado ($1,37 \times 10^{-4}$ mm), obtemos o valor mínimo de crescimento de ΔK da ordem de 5×10^{-4} MPa.m^{1/2}. É um valor pequeno, comparado à ordem de ΔK que se aplica no ensaio (de 3 a 100 MPa.m^{1/2}). O erro na medida do ΔK relacionada à resolução de 8,5 dígitos é de no máximo 0,02%.

Conclui-se que a resolução de 8,5 dígitos é suficiente para obter elevada precisão na medida do comprimento de trinca e determinação da taxa de propagação de trinca em função do ΔK , mesmo na ordem de crescimento de 10^{-8} mm/s (limiar de propagação). O erro é desprezível quando comparamos com outras fontes de erro da técnica.

A norma ASTM E647 indica que é possível obter maior resolução de trinca através da técnica de QP com ca, devido à diferente amplificação, técnica de filtragem e ao efeito de pele, onde a corrente é concentrada nas superfícies do CP. Entretanto, são necessários equipamentos mais complexos para realização das medidas da QP.

Acurácia – A acurácia na medição do potencial impacta no comprimento de trinca medido pela queda de potencial e no ΔK calculado. O fabricante do multímetro apresenta em seu manual, os parâmetros que influenciam na acurácia do equipamento. Um estudo mais detalhado do erro no tamanho de trinca medido e na taxa de propagação de trinca em função do ΔK ainda deve ser conduzido.

Precisão e instabilidade no ganho dos amplificadores – Outro parâmetro que deve ser observado é a instabilidade do equipamento na leitura do potencial. Se o potencial medido variar devido a questões intrínsecas ao equipamento, os resultados serão interpretados como uma variação no tamanho da trinca. A técnica de normalizar o potencial medido através de medidas adicionais em um local de referência, conforme discutido no item da fonte de corrente, também deve mitigar os erros associados aos ruídos intrínsecos ao multímetro.

4.4.7 Variação na Temperatura do Ensaio

Uma pequena variação na temperatura durante o ensaio pode modificar as propriedades de condutividade elétrica do material, e, por consequência influenciar na medida do potencial. Assim, ficando difícil isolar a variação do potencial devido ao crescimento da trinca com o efeito da temperatura.

Deve-se verificar a variação da resistividade do material em função da temperatura (dentro dos limites de controle da temperatura). Assim, pode ser estabelecida a mudança de potencial máxima que pode ocorrer, para a corrente aplicada, em função da mudança da resistividade. Por fim, verifica-se o erro no tamanho de trinca e ΔK calculado para essas mudanças no potencial.

Durante os ensaios realizados neste estudo, tentou-se controlar a temperatura ambiente em mais ou menos 1°C. Entretanto, não houve registros da temperatura e, portanto, não se pode garantir que variações mais elevadas não ocorreram. Geralmente o controle da temperatura é mais fácil de ser realizado para os ensaios realizados em meio corrosivo.

A norma ASTM E647 recomenda técnica de normalizar o potencial medido através de medidas adicionais em um local de referência, conforme discutido no item da fonte de corrente. Assim, os efeitos das variações da condutividade no material, devido à variação da temperatura, ocorrem igualmente para ambos CP, anulando o efeito quando o potencial for normalizado.

4.4.8 Heterogeneidades do CP

A norma ASTM E647 indica que heterogeneidades inerentes aos materiais em composição química, microestrutura ou ambos podem também influenciar no potencial medido pela técnica. Esse erro parece ser difícil de ser mensurado, compensado ou isolado. Entretanto, às vezes pode explicar diferentes resultados obtidos para um mesmo material em mesmas condições de ensaio entre diferentes laboratórios.

Uma junta soldada, por exemplo, pode apresentar diferentes taxas de propagação de trinca em cada microestrutura formada na mesma (Metal de Base, Zona Termicamente Afetada ou Metal de Solda). Assim, pode ser necessário um estudo das diferenças na propagação de trinca por fadiga para essas diferentes microestruturas.

5 CONCLUSÕES

As seguintes conclusões foram obtidas durante o trabalho de validação do método de Queda de Potencial (QP) para medição do comprimento de trinca em ensaios de propagação de trinca por fadiga em Corpo de Prova (CP) tipo SENB com trinca curta (~2 mm).

- Foi possível consolidar a equação que determina o tamanho de trinca em função do potencial normalizado obtido através da técnica de QP para o CP tipo SENB;
- Foi observada uma forte correlação (coeficiente de Pearson sempre igual ou superior a 0,99) e acurácia do método de QP, comparado com o Medidor de Propagação de Trinca, que é uma técnica de medição direta do tamanho de trinca (gabarito). Dentre os CPs ensaiados observou-se um Erro Quadrático Médio de no máximo 1,59% na medida do comprimento de trinca entre as duas técnicas;
- O Medidor de Propagação de Trinca aferiu, de modo geral, tamanho de trincas levemente menores que pelo método de QP. Acredita-se que isso se deve ao tunelamento da trinca no CP que ocorre neste tipo de ensaios, ou devido às pequenas diferenças na distância do ponto de solda dos fios de multímetro em relação à trinca;
- Observou-se que os diferentes aços estudados apresentaram taxas de propagação de trincas semelhantes na maior parte da curva da norma BS 7910. Entretanto, essas taxas foram bem inferiores para valores de ΔK próximos ao inicial aplicado ($15 \text{ MPa.m}^{1/2}$);
- Os seguintes motivos foram identificados como possibilidades para explicar as discrepâncias nas taxas de propagação de trinca obtidas neste estudo com as da norma BS 7910:
 - O CP não foi pré-trincado;
 - Diferentes configurações de CPs levam a diferentes níveis de constrição na ponta da trinca. As publicações com os ensaios que determinaram a taxa de propagação de trinca do aço carbono adotadas para construção das curvas da norma BS 7910 utilizaram diferentes configurações de corpo de prova;

- Baixa taxa de aquisição de dados de QP, comparado com a frequência de ensaio;
- Plastificação na ponta do entalhe devido à usinagem do entalhe;
- Razão de carregamento utilizada nos ensaios de 0,5, sendo como o limite inferior de validade da curva da norma BS-7910;
- Para obtenção de dados precisos da taxa de propagação de trinca por fadiga próximo ao limiar (ΔK_{th}) são necessários equipamentos e procedimentos de ensaios que se obtenha elevada estabilidade (precisão), acurácia e resolução nas medições da carga aplicada no CP e no potencial medido pela técnica de QP.

6 TRABALHOS FUTUROS

Recomenda-se realizar os seguintes estudos para dar continuidade ao trabalho de obter as propriedades de fadiga dos aços inoxidáveis Supermartensítico e Superdúplex em ambiente corrosivo:

- Melhorar a precisão e acurácia do método de QP na medição do tamanho de trinca e cálculo do ΔK através das diversas recomendações indicadas no Item 4.4;
- Determinar o erro máximo da técnica de QP, conforme indicado no Item 4.4, e verificar se a precisão e acurácia dos equipamentos utilizados são suficientes para a obtenção de dados confiáveis, principalmente em taxa de propagação de trinca próxima ao limiar de propagação de trinca por fadiga (ΔK_{th});
- Obter as curvas de propagação de trinca para os aços SDSS e SMSS, nas diferentes regiões microestruturais da junta soldada (Metal de Base, Metal de Solda e Zona Termicamente Afetada), em meios corrosivos contendo CO_2 e H_2S , característicos dos reservatórios do Pré-sal;
- Realizar ensaios de propagação de trinca com ΔK constante, de modo a isolar os parâmetros que possam influenciar na taxa de propagação de trinca, como por exemplo, o tamanho de trinca e frequência de solitação mecânica do ensaio. Um desenvolvimento de um *software* que controle a máquina para este fim pode ser necessário;
- Realizar as adaptações nas máquinas de ensaio de propagação de trinca para utilizar a metodologia do pré-trincamento em compressão para o CP tipo SENB com trinca curta.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGILENT TECHNOLOGIES. **3458A Multimeter**. [S.l.]. (Manual Part Number: 03458-90014).

AGILENT TECHNOLOGIES. **Agilent N5700 Series - System DC Power Supplies**. [S.l.].

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L**. Washington: [s.n.], 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Handbook - Fatigue and Fracture**. [S.l.]: [s.n.], v. 19, 1996.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. 2a. ed. Boca Raton: CRC Press, 1995.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method Linear Elastic Plain Strain Fracture Toughness of Metallic Materials**. American Society for Testing and Materials. West Conshohocken. 2009. (ASTM E-399). Revisão de Dezembro de 2010.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates**. American Society for Testing and Materials. West Conshohocken. 2011. (E-647).

BSI. **Method for the determination of the rate of fatigue crack growth in metallic materials. Part 1: Fatigue crack growth rates above 10E-8m per cycle**. British Standard Institution. [S.l.]. 1998. (BS 6835-1).

CASSAGNE, T. **Environmental Cracking in the Upstream Oil and Gas Industry**. EUROCORR. Istanbul. 2012. (1710).

CASSAGNE, T.; BUSSCHAERT, F. **A Review on Hydrogen Embrittlement of Duplex Stainless Steels**. NACE International. Houston. 2005. (Paper n° 05098).

CHIESA, M. et al. Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint-corrected SENT specimen approach. **Engineer Fracture Mechanics**, 2001. 527-547.

COOKE, R. J.; ROBINSON, J. L. **Some Further Considerations of the Potential Drop Method for Measuring Crack Length**. University of Birmingham. [S.l.]. 1973.

CUNHA DIAS HENRIQUES, C. et al. **Material Selection for Brazilian Presalt Fields**. Offshore Technology Conference. Houston. 2012. (OTC 23320).

DONATO, G. V. P. **Nível de restrição de trincas sob o estado de tensões secundárias**. UFRJ/COPPE. Rio de Janeiro, p. 57-60. 2014. Tese de doutorado.

ELBER, W. Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension. **Engineering Fracture Mechanics**, 2, 1970. 37-45.

FETT, T. **A Compendium of T-Stress Solutions**. Institut für Materialforschung. [S.l.]. 1998. (FZKA 6057).

FRANCIS, R.; BYRNE, G.; WARBURTON, G. **The Corrosion of Superduplex Stainless Steel in Different Types of Seawater**. NACE International. Houston. 2011. (11351).

GANGLOFF, R. P. Crack Size Effects on the Chemical Driving Force for Aqueous Corrosion Fatigue. **Metallurgical Transactions A**, 16A, May 1985. 953 - 969.

HOLTAM, C. **Structural Integrity Assessment of C-Mn Pipeline Steels Exposed to Sour Environments**. Loughborough University - Centre for Innovative and Collaborative Engineering (CICE). Loughborough. 2010. Engineering Doctorate Thesis (EngD).

HOLTAM, C. M.; BAXTER, D. P. **Fatigue Crack Growth Performance of Sour Deepwater Riser Welds in the Near-Threshold Regime**. Houston. 2011. (OTC 21279).

HUTAR, P.; SEITL, S.; KNÉSL, Z. Effect of Constraint on Fatigue Crack Propagation Near Threshold in Medium Carbon Steel. **Elsevier - Computational Materials Science**, 37, 2006. 71-17.

HUTAR, P.; SEITL, S.; KRUMML, T. **Effect of Specimen Geometry on Fatigue Crack Propagation in Threshold Region**. Institute of Physics of Materials of the Academy of Science of the Czech Republic. Brno.

KNÉSL, Z.; SEITL, S.; HUTAR, P. Accounting for Effects of Constraint on Propagation of a Fatigue Crack. **Damage and Fracture Mechanics VII**, Southampton, 2002.

KRAVCHENKO, S. G.; KRAVCHENKO, O. G.; SUN, C. T. A two-parameter fracture mechanics model for fatigue crack growth in brittle materials. **Engineering Fracture Mechanics**, 2014. 132-147.

KUHN, C. G. **Comparação Entre os Métodos Convencional e de Pré-Trincamento Compressivo para a Obtenção de Curvas de Propagação de Trinca no Aço API 5L X60**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). Porto Alegre. 2011.

KUMAR SAXENA, V.; MALAKONDAIAH, G.; RADHAKRISHNAN, V. M. Influence of Specimen Configuration and Loading History on Fatigue Crack Growth Behaviour of 2024-T3 Clad Aluminium Alloy. **Engineering Fracture Mechanics**, 49, No 1, 1994. 153-157.

L. ANDERSON, T. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. Third Edition. ed. Boca Raton: [s.n.], 2005.

LANDES, J. D.; BEGLEY, J. A. **The effect of specimen geometry on JIC**. Philadelphia: [s.n.], 1972. 24-29 p. ISBN ASTM TP 514. American Society for Testing and Materials.

LYE, R. E. **Splash Zone Protection. A Nowweigan Operator's View**. NACE International. Houston. 2001. (01469).

MESHII, T.; TANAKA, T.; LU, K. **T-Stress Solutions for a Semi-Elliptical Axial Surface Crack in a Cylinder Subjected to Mode-I non-Uniform Stress Distributions**. [S.l.]. 2010. (EFC 77 (2010)). Engineering Fracture Mechanics.

MOURA BRANCO, C.; MADDOX, S. J.; SONSINO, C. M. **Fatigue Design of Welded Stainless Steel**. Instituto Superior Técnico; TWI Limited; Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit LBF. [S.l.]. 1998. (EUR 19971 EN).

NORSOK. **Materials Selection**. [S.l.]. 2002. (M-001). Rev. 3.

NORSOK. Design Guideline to Avoid Hydrogen Induced Stress Cracking in Subsea Duplex Stainless Steels. [S.l.]: [s.n.], 2005. ISBN NORSOK M-WA-01.

PARIS, P. C.; GOMEZ, M. P.; ANDERSON, W. E. A Rational Analytic Theory of Fatigue. **The Trend in Engineering, Vol 13**, p. 9-14, 1961.

PARIS, P. C.; TADA, H.; DONALD, J. K. Service load fatigue damage - a historical perspective. **International Journal of Fatigue**, 1999. S35-S46.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. A critical analysis of crack propagation laws. **Journal of Basic Engineering - ASME**, New York, 85, 01 Dezembro 1963.

RIBEIRO ANTUNES, M. et al. **Validation Methodology of Crack Growth Measurement Using Potential Drop Method on SENB Specimens**. UFRGS/PETROBRAS. Nantes. 2013. (OMAE2013-10902). International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering.

RICE, J. R.; PARIS, P. C.; MERKLE, J. G. **Some further results of J-Integral analysis and estimates**. Philadelphia: [s.n.], 1973. 231-245 p. ISBN ASTM STP 536. American Society for Testing and Materials.

SAXENA, A. **Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers**. Boca Raton: CRC Press LLC, 1998.

SHIH, C. F. Relationship between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for stationary and extending cracks. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol 29, 1981. 305-326.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **Fatigue Design Handbook**. 2a. ed. [S.l.]: [s.n.], 1988. 42 p.

STROHAECKER, T. R. **Mecânica da Fratura**. Porto Alegre: [s.n.]. Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) - Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF).

THODLA, R.; JOIA, C.; PALMIERI BAPTISTA, I. Effect of Environmental Factors on Corrosion Fatigue Performance of Duplex. **International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering**, Rio de Janeiro, 2012.

VISHAY MICRO-MEASUREMENTS. **Special Use Sensors - Crack Propagation Sensors**. [S.l.]. 2011. (11521). Revisão: 27/04/2011.

WILKOWSKI, G. M.; MAXEY, W. A. Review and Applications of the Electric Potential Method for Measuring Crack Growth in Specimens, Flawed Pipes, and Pressure Vessels.

Fracture Mechanics: Fourteenth Symposium, v. II: Testing and Applications, ASTM STP 791, J. C. Lewis and G. Sines, Eds., American Society for Testing and Materials, p. 266-294, 1983.

WILLIAMS, M. L. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. **Journal of Applied Mechanics**, Pasadena, March 1957. 109-114.

WOOLIN, P.; BAXTER, D. J.; MADDOX, S. J. **Corrosion Fatigue of Welded Stainless Steels for Deepwater Riser Applications**. The Welding Institute. Halkidiki. 2005. (OMAE2005-67498).