



CURVAS DA/DN VERSUS ΔK E ΔK_{TH} DO METAL DE SOLDA LONGITUDINAL
DE TUBOS UOE DE AÇO DE ESPECIFICAÇÃO API 5L X70

Michel Costa de Paula Pinto

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

Orientadores: Celio Albano da Costa Neto
Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro
Agosto de 2018

CURVAS DA/DN VERSUS ΔK E ΔK_{TH} DO METAL DE SOLDA LONGITUDINAL
DE TUBOS UOE DE AÇO DE ESPECIFICAÇÃO API 5L X70

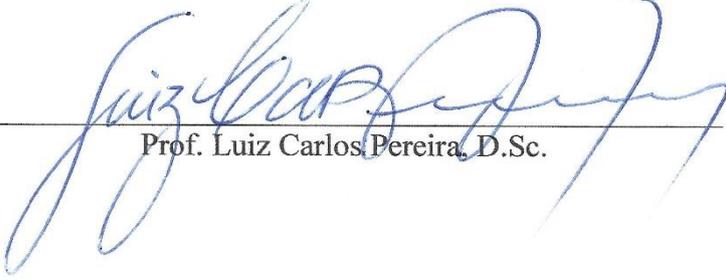
Michel Costa de Paula Pinto

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA
POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO
PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
ENGENHEIRO METALÚRGICO.

Examinada por:



Prof. Celio Albano da Costa Neto, PhD.



Prof. Luiz Carlos Pereira, D.Sc.



Eng.ª Camila Finamore Gomes de Almeida, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
AGOSTO DE 2018

Pinto, Michel Costa de Paula

Curvas da/dN versus ΔK e ΔK_{TH} do metal de solda longitudinal de tubos UOE de aço de especificação API 5L X70/ Michel Costa de Paula Pinto. – Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2018.

VII, 45 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Celio Albano da Costa Neto

Enrique Mariano Castrodeza

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/
Curso de Engenharia Metalúrgica, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 43-44.

1. Mecânica da Fratura. 2. Propagação de trincas por fadiga. 3. Limiar de fadiga. I. Costa, Celio A.. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Título.

Agradecimentos

Primeiramente a Deus por ter me dado o privilégio da oportunidade de cursar engenharia metalúrgica na Universidade Federal do Rio de Janeiro.

Aos meus pais, Sérgio de Paula Pinto e Rosilene Pereira da Silva Costa, por terem me dado todo apoio e suporte para que este momento viesse a acontecer.

Às minhas avós, Célia e Tereza, por todo auxílio que me deram e por terem depositado tanta confiança.

Ao professor Enrique Mariano Castrodeza por disponibilizar a estrutura do Laboratório de Mecânica da Fratura e estar sempre disposto à me orientar e transmitir conhecimento. Juntamente com o Engenheiro João Menezes que deu todo suporte para realização dos ensaios.

Ao professor Celio Albano da Costa Neto por ter aceitado o convite de participar da orientação e por ter me dado tanta orientação na apresentação e escrita do trabalho.

Ao professor José Antônio da Cunha Ponciano Gomes que teve uma participação determinante para conclusão do meu curso de engenharia me concedendo a oportunidade de trabalhar como estagiário de iniciação científica no Laboratório de Corrosão da COPPE/UFRJ.

Aos amigos de graduação que estudaram e passaram por muitas provas comigo ao longo de todos esses anos.

Muito Obrigado a todos.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgico.

CURVAS DA/DN VERSUS ΔK E ΔK_{TH} DO METAL DE SOLDA LONGITUDINAL DE TUBOS UOE DE AÇO DE ESPECIFICAÇÃO API 5L X70

Michel Costa de Paula Pinto
Agosto/2018

Orientadores: Celio Albano da Costa Neto
Enrique Mariano Castrodeza

Curso: Engenharia Metalúrgica

Este trabalho tem como objetivo determinar experimentalmente curvas da taxa de propagação de trinca por fadiga da/dN em função da amplitude do fator de intensidade de tensões ΔK do aço API 5L X70 retirados de tubos fabricados para a indústria de petróleo pela rota de fabricação conhecida como UOE. Os testes foram realizados de acordo com o que determina a norma ASTM E647 com corpos de prova do tipo compacto de tração C(T). Os corpos de prova utilizados correspondem a junta soldada longitudinal do tubo com o intuito de avaliar o crescimento de trinca por fadiga no metal de solda na orientação CL, ou seja, a propagação da trinca se dá na direção perpendicular a direção circunferencial do tubo e paralela ao sentido de soldagem. Os corpos de prova foram submetidos a carregamentos cíclicos trativos com razão de carregamento igual a 0,7. A partir das curvas geradas foi possível encontrar valores para as constantes da Lei de Paris-Erdogan que descreve o comportamento da propagação de trinca na região de regime estável, bem como encontrar valores para limiar de fadiga ΔK_{TH} pelo método proposto pela norma ASTM E647. Os resultados obtidos foram comparados com trabalhos experimentais existentes na literatura e foi observado coerência em relação aos resultados de outros autores.

Palavras Chave: Mecânica da Fratura, Propagação de Trinca por Fadiga, Limiar de fadiga.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Engineer.

DA/DN VERSUS ΔK CURVES AND ΔK_{TH} FOR LONGITUDINAL WELD METAL OF API 5L X70 STEEL SPECIFICATION UOE PIPE

Michel Costa de Paula Pinto
August/2018

Advisors: Celio Albano da Costa Neto
Enrique Mariano Castrodeza

Course: Metallurgical Engineering

The aim of this work is to determine experimentally curves of the fatigue crack propagation rate da/dN versus stress intensity factor amplitude ΔK for API 5L X70 steel used in UOE pipes made for oil and gas industry. The tests were performed following the guidelines of standard ASTM E647 using compact tension C(T) specimens. The specimens used corresponding to the longitudinal welded joint and fatigue crack growth was evaluated on weld metal in the CL orientation, that means the direction of fatigue crack growth occurs perpendicular to circumference direction and parallel to the welding direction. The specimens were subject to trative cyclic loading with load ratio 0.7. Then, with the determined curves analysis was possible to find values for the Paris-Erdogan Law constants that describe behavior of crack growth rate in stable region, and was found values for fatigue threshold ΔK_{TH} following method from standard ASTM E647. Obtained results were compared to experimental works from literature and it could be observed a consistent relation with others authors' results.

Keywords: Fracture Mechanics, Fatigue Crack Growth, Fatigue Threshold.

Sumário

1 Introdução	1
2 Revisão Bibliográfica	2
2.1 Mecânica da Fratura	2
2.1.1 Mecânica da fratura linear elástica	2
2.1.2 O fator de intensidade de tensões K	2
2.1.3 Plasticidade na ponta da trinca	5
2.2 Fadiga dos Metais	6
2.2.1 Mecânica da fratura aplicada ao crescimento de trincas por fadiga	8
2.2.2 Curva de propagação de trinca por fadiga	9
2.2.3 Efeito da razão de carregamento	11
2.2.4 Testes de fadiga em corpos de prova do tipo C(T)	13
2.2.5 Avaliações experimentais	17
2.2.5.1 Região II - Constantes da Lei de Paris	17
2.2.5.2 Região I - Limiar de fadiga	20
2.3 Aços API 5L	21
2.3.1 Processo de fabricação UOE de tubos	23
3 Materiais e Métodos	25
3.1 Corpos de Prova	25
3.2 Preparação de Amostra	26
3.3 Testes de Fadiga	27
4 Resultados	29
4.1 Análise Metalográfica	29
4.2 CP 01	30
4.3 CP 02	31
4.4 CP 03	33
4.5 CP MB	36
5 Análise e Discussão dos Resultados	40
5.1 Regime de Crescimento Estável da Trinca – Lei de Paris	40
5.2 ΔK limiar de fadiga	42
6 Conclusões	43
7 Referências	44

1. Introdução

Com o aumento da demanda por petróleo, gás e seus derivados, se intensifica cada vez mais a necessidade de exploração e exploração em profundidades maiores no ambiente marítimo onde as condições são ainda mais severas. Isso demanda a utilização de materiais mais resistentes mecanicamente, menos suscetíveis à corrosão, com boa soldabilidade, boa tenacidade e com custos economicamente viáveis. Essa necessidade motiva a pesquisa e desenvolvimento dos aços que seguem a norma API (*American Petroleum Institute*) que regulamenta as características de aços os classificando de acordo com seus limites de escoamento mínimo, de modo que o aço API 5L X70 utilizado para confecção dos corpos de prova testados neste trabalho tem limite de escoamento mínimo de 70 ksi [1].

Em muitos casos esse tipo de aço é utilizado para a construção de tubulações. Um dos processos de fabricação de tubos de aço é o processo UOE utilizado para confeccionar tubos com costura de grandes diâmetros para indústria de petróleo e gás. Consiste basicamente na conformação mecânica de chapas de aço em diferentes etapas a fim de obter o formato cilíndrico do tubo combinada a um processo de soldagem longitudinal por arco submerso (SAW) [2]. Assim sendo, é necessário estudar o comportamento em fadiga da junta longitudinal, direção mais propensa a propagação de uma trinca. Tubos deste tipo sofrem esforços mecânicos variados por vários motivos, por exemplo, variações na pressão do fluido transportado em seu interior ou ondulações de marés, para citar casos corriqueiros. Neste cenário, há variações nas tensões aplicadas, processo de fadiga, que pode ser crítica no caso da existência de uma trinca, particularmente se ela estiver localizada na junta soldada longitudinal.

O objetivo deste trabalho foi avaliar experimentalmente o comportamento do material na presença de trincas quando o mesmo é submetido a carregamentos cíclicos trativos. É comum a existência de defeitos provenientes dos processos de fabricação empregados assim, é de suma importância ter conhecimento de como tais defeitos se comportam quando estão em operação sob solicitações mecânicas. Neste trabalho foram avaliadas curvas da/dN versus ΔK mediante ensaios de fadiga conforme a norma ASTM E647 [3] utilizando corpos de prova do tipo compacto de tração C(T) retirados do metal de solda longitudinal de tubos fabricados pelo processo UOE de um aço que atende às especificações da norma API 5L X70 na orientação CL, o que corresponde ao crescimento da trinca na direção longitudinal paralelo à direção de soldagem.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Mecânica da fratura

A fratura é um problema enfrentado ao longo dos anos desde que se tem estruturas construídas pelo homem. Na sociedade contemporânea, com maior oferta de tecnologia e legislação mais preocupada com aspectos ambientais, quando comparadas às de séculos precedentes, fratura deve ser evitada. Neste contexto, os avanços na área da mecânica da fratura ocorridos desde a segunda guerra mundial vêm nos ajudando a compensar este aumento dos riscos decorrentes da demanda da sociedade, particularmente em energia, prevenindo que falhas aumentem consideravelmente [4].

A mecânica da fratura nos dá uma metodologia mais apropriada para avaliar a integridade estrutural de materiais na existência de trincas. Os critérios convencionais são baseados em limite de resistência à tração, limite de escoamento e limite de resistência à flambagem. Estes critérios são adequados para muitas estruturas mas são insuficientes quando se tem existência de trincas. Com isso a mecânica da fratura se mostra como uma importante ferramenta de projeto de estruturas e deve ser utilizada de forma complementar aos critérios convencionais, minimizando os problemas de integridade estrutural [5].

2.1.1. Mecânica da fratura linear elástica

O avanço no entendimento do efeito de trincas e outros defeitos na fratura dos materiais promoveu o surgimento da mecânica da fratura linear elástica [6], que foi desenvolvida para avaliar corretamente a fratura de materiais no regime elástico-linear, isto é, nos casos em que o crescimento da trinca ocorre quando a deformação plástica é muito restrita. Assim sendo, as metodologias da mecânica da fratura linear elástica podem ser aplicadas em casos onde a região de deformação plástica na ponta da trinca é pequena se comparada ao tamanho da trinca e as dimensões da estrutura.

Westergaard [7] introduziu um parâmetro, que foi o critério utilizado neste trabalho, conhecido como fator de intensidade de tensões K que supõe que uma trinca se propaga quando este atinge um determinado valor crítico K_c denominado tenacidade a fratura do material. Williams [8] e Irwin [9] desenvolveram técnicas para determinar o fator de intensidade de tensões.

2.1.2. O fator de intensidade de tensões K

Na Figura 1 se encontram ilustrados os três modos básicos de crescimento de uma trinca. O crescimento de uma trinca em uma estrutura ocorrerá em algum desses modos puros, ou mediante a uma combinação dos mesmos.

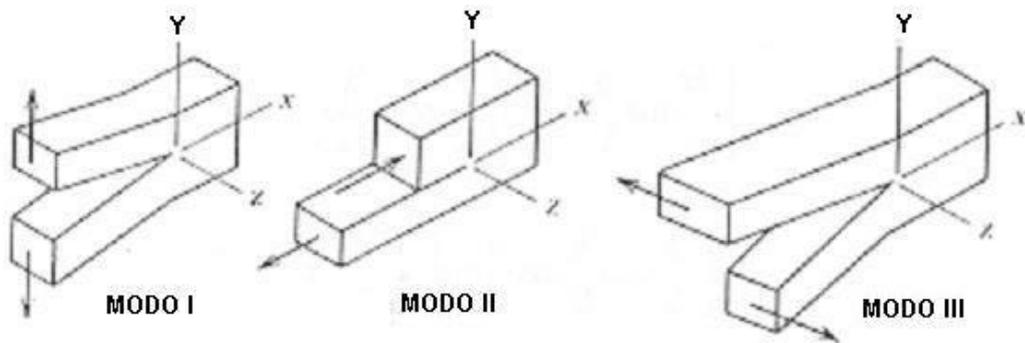


Figura 1: Principais modos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos de superfície de trinca [10]

No modo I observa-se um carregamento trativo em que ocorre a abertura das superfícies da trinca. O modo II apresenta um cisalhamento no próprio plano da trinca e o modo III um cisalhamento das superfícies para fora do plano. Estes tipos de carregamentos são definidos como elementares de forma que o estado de tensões na superfície da trinca possa ser determinado de forma independente ou até pela combinação dos três modos [10].

Entretanto, devido ao fato do modo I ser o mais efetivo para o perfil de carregamento que será estudado neste trabalho é razoável ignorar os esforços cisalhantes e definir a seguir o fator de intensidade de tensões apenas considerando tensões trativas.

Fixando a origem do eixo de coordenadas polares na região da ponta da trinca, como demonstrado na Figura 2, de um material que possui comportamento linear-elástico. Sendo K_I o fator de intensidade de tensão para o modo I de carregamento. O campo de tensões na região da ponta da trinca é definido pelas equações (1), (2) e (3):

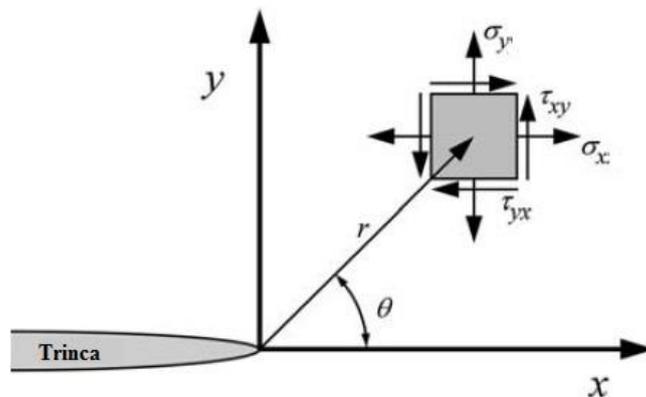


Figura 2: Campo de tensões na ponta da trinca [4]

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

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

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

Considerando o modo I como único modo de carregamento, sendo $\theta = 0$ (plano da trinca), a tensão cisalhante é nula e temos as relações demonstradas nas equações 4 e 5:

$$\tau_{xy} = 0 \quad (4)$$

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (5)$$

Quando $r \rightarrow 0$ a equação 5 leva a tensões singulares na região da ponta da trinca. Para qualquer esforço aplicado cada componente do campo de tensões produzirá uma singularidade $1/\sqrt{r} \rightarrow \infty$. O fator de intensidade de tensões define a amplitude da singularidade na ponta da trinca. Ou seja, as tensões variam na região da ponta da trinca proporcionalmente a K. Se K é conhecido, pode-se resolver as componentes de tensões, deformações e deslocamento como uma função de r e θ [4].

A Figura 3 descreve o comportamento da tensão normal ao plano da trinca em função da distância r para $\theta = 0$. Demonstrando a relação entre K_I e σ_y na região de domínio da singularidade $1/\sqrt{r}$ [4].

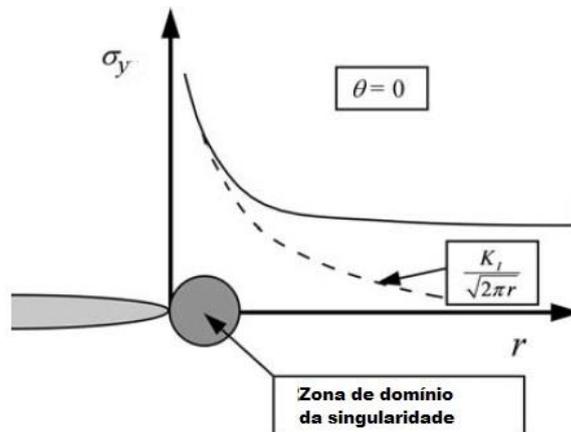


Figura 3: Distribuição de tensão e zona de singularidade na ponta da trinca no Modo I de carregamento [4].

As equações (2), (3) e (4) são válidas apenas para placas infinitas. Para placas finitas, como é o caso do corpo de prova analisado neste trabalho, é necessário adicionar a fórmula de cálculo do fator de intensidade de tensão K uma função $f(\frac{a}{W})$ denominada fator de forma, onde W é a espessura da peça e a é o tamanho de trinca. Assim, K é expresso pela equação 6:

$$K = f\left(\frac{a}{W}\right)\sigma\sqrt{\pi a} \quad (6)$$

2.1.3. Plasticidade na ponta da trinca

A análise das tensões lineares elásticas na região da ponta da trinca leva a valores de tensões que tendem ao infinito. Entretanto, em materiais reais, as tensões possuem valores finitos. Deformações inelásticas nos materiais, tais como plasticidade em metais, aliviam as tensões na região da ponta da trinca [4].

O estudo fundamentado apenas em esforços elásticos gera resultados imprecisos conforme o tamanho dessas zonas de deformação plástica aumenta. Irwin[11] desenvolveu um método para estimar a extensão desta região e corrigir para um tamanho efetivo de trinca a fim de tornar mais precisos os resultados obtidos pela Mecânica da Fratura Linear Elástica para situações de parcela pequena de esforços inelásticos.

Considerando que no plano da trinca ($\theta = 0$), apenas o modo I de carregamento e no estado plano de tensões é necessário atingir a tensão limite de escoamento (σ_{ys}) do material de comportamento linear elástico para que ocorra deformação plástica. Irwin [11] fez uma primeira estimativa para o tamanho da zona plástica r_y substituindo $\sigma_{ys} = \sigma_y$ na equação 6, chegando na relação apresentada na equação 7:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (7)$$

Entretanto, esta primeira consideração não está estritamente correta pois, por se tratar de uma análise elástica da ponta da trinca, não considera tensões de magnitudes que superam σ_{ys} . A zona plástica tende a crescer para acomodar tais tensões. Irwin [11] então fez uma segunda estimativa da extensão da zona plástica r_p , como mostra a equação 8, por meio de um balanço de forças para considerar tal crescimento:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (8)$$

Onde $r_p = 2r_y$ como mostra a Figura 4:

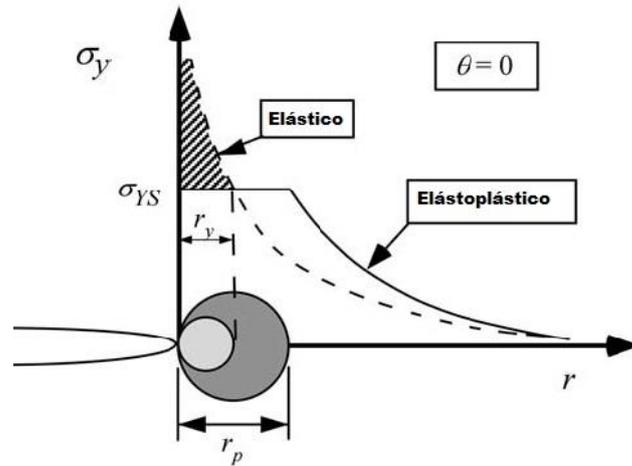


Figura 4: Primeira e segunda estimativa de Irwin. A área rachurada representa os esforços que resultam no crescimento da zona plástica [4].

De acordo com a Figura 4 o material na região de deformação plástica está submetido a tensões menores do que sofreria se estivesse no regime puramente elástico. Irwin [11] define então, na equação 9, um tamanho de trinca efetivo a_{ef} como sendo o tamanho da trinca original somado ao fator de correção r_y citado anteriormente:

$$a_{ef} = a + r_y \quad (9)$$

2.2. Fadiga dos Metais

A norma ASTM E1823 [12] define o termo fadiga como sendo um processo progressivo de alteração estrutural, permanente e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações cíclicas em um ou vários pontos, e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de ciclos.

Estima-se que cerca de 90% das falhas em serviço dos componentes sujeitos a esforços repetitivos ou vibrações têm suas origens em processos de fadiga. Verifica-se que estas ocorrem sob tensões de magnitude inferiores àquelas necessárias para levar ao rompimento o material sob carregamento constante [13] [14].

Segundo Dieter [13], estudos relacionados com as variações estruturais básicas experimentadas por um metal sujeito a tensões cíclicas levaram à divisão do processo de fadiga nos seguintes estágios:

1. Iniciação e crescimento da trinca em banda de deslizamento – inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, seguido do

- aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão cisalhante, também conhecido como estágio primário de crescimento de trinca.
2. Crescimento de trinca nos planos de alta tensão de tração – envolve o crescimento de uma trinca bem definida na direção normal à tensão de tração máxima, também conhecido como estágio secundário de crescimento de trinca.
 3. Ruptura final estática – ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

As linhas de deslizamento geralmente são formadas durante os primeiros poucos mil ciclos de tensão e os ciclos que se sucedem produzem bandas de deslizamento adicionais. Em muitos metais o aumento do deslizamento visível apresenta rapidamente uma saturação. Porém, as trincas geralmente ocorrem em regiões de deformação intensa, paralelas às bandas de deslizamento. De modo que a ocorrência de deslizamento não significa necessariamente a formação de uma trinca. Entretanto, existem as chamadas bandas de deslizamento persistentes, as quais podem ser observadas após a aplicação de um determinado número de ciclos que são trincas de fadiga embrionárias, pois após a aplicação de pequenas deformações de tração elas se transformam em trincas macroscópicas [13].

No estágio primário a trinca se propaga inicialmente ao longo das bandas de deslizamento persistentes. Em um metal policristalino a trinca pode percorrer poucos diâmetros de grãos antes que o mecanismo de propagação mude para o estágio secundário e tome a direção normal à maior tensão de tração aplicada [13].

A Figura 5 esquematiza a iniciação e crescimento da trinca de modo que Estágio I e Estágio II representam os estágios primário e secundário respectivamente.

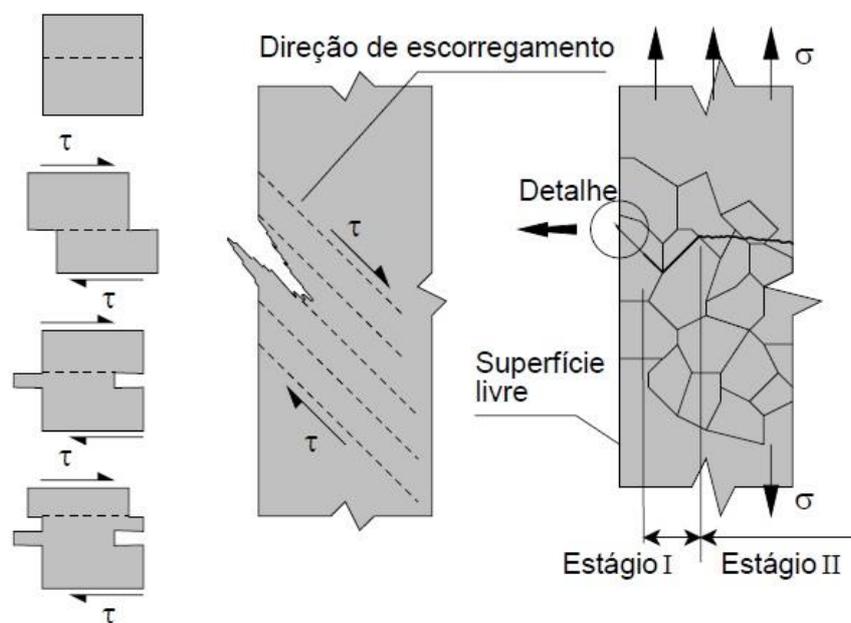


Figura 5: Estágios de propagação de uma trinca de fadiga [15]

Os principais fatores necessários para causar a falha por fadiga são uma tensão de tração máxima, uma diferença entre a tensão máxima e mínima e um número de ciclos suficientemente grandes. E apresenta três principais métodos básicos de apresentação de dados experimentais para o estudo da fadiga: a curva S-N (*stress-based*), também conhecida como curva de Whöler, que apresenta a tensão aplicada em função do número de ciclos necessários para que ocorra a fratura utilizada para fadiga de alto ciclo; a curva ϵ -N (*strain-based*), que mostra a variação de deformação plástica em função do número de ciclos utilizada para fadiga de baixo ciclo e altas tensões; e a metodologia para projetos de fadiga que apresenta curva da/dN versus ΔK , utilizada para materiais que já possuem trincas de um certo comprimento [13], que será discutida na seção 2.2.2.

2.2.1. Mecânica da fratura aplicada ao crescimento de trincas por fadiga

Nas últimas décadas tem se intensificado a aplicação da mecânica da fratura no estudo de fadiga dos materiais devido a necessidade de avaliar o comportamento de defeitos previamente existentes em componentes utilizados em projetos de engenharia. A metodologia de danos permissíveis garante que não ocorrerá a fratura desde que o defeito não atinja uma dimensão crítica antes de um período de tempo previsto. Ensaio de propagação de trinca por fadiga podem ser realizados em corpos de prova pré trincados, sob carregamento cíclico provocando o crescimento da trinca. O desenvolvimento da trinca pode ser monitorado por diversos métodos, como o da *compliance* ou flexibilidade, que será apresentado na seção 2.2.4 [16].

A Figura 6 ilustra um carregamento cíclico de fadiga apresentando fatores relevantes para o estudo do processo de fadiga. Onde σ_{max} , σ_{min} , σ_m e $\Delta\sigma$ representam, respectivamente, a tensão máxima, tensão mínima, tensão média e amplitude de tensão.

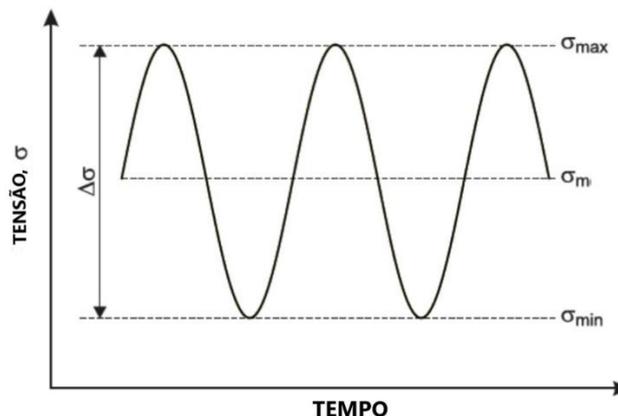


Figura 6: Parâmetros do carregamento cíclico

O fator de intensidade de tensões K , definido na seção 2.1.2, também pode ser aplicado ao caso da fadiga. Como em diferentes carregamentos se tem proporcionalmente diferentes K , como mostrado na equação 5, A amplitude de carregamento $\Delta\sigma$ aplicada nos testes de fadiga podem ser expressos em valores de ΔK pela equação 10:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (10)$$

Onde K_{\max} é o fator de intensidade de tensões referente ao carregamento máximo σ_{\max} e K_{\min} ao carregamento mínimo σ_{\min} . Pelas relações das equações 11 e 12:

$$K_{\max} = f\left(\frac{a}{W}\right) \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \quad (11)$$

$$K_{\min} = f\left(\frac{a}{W}\right) \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} \quad (12)$$

Outro parâmetro de grande importância para a avaliação do problema da fadiga é a razão de carregamento R entre as cargas máxima e mínima aplicadas que é definido pela equação 13:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (13)$$

2.2.2. Curva de propagação de trinca por fadiga

A Figura 7 ilustra o comportamento típico do crescimento de trinca por fadiga de metais apresentando os dados numa curva $\log da/dN$ em função de $\log \Delta K$, onde da/dN é a velocidade de crescimento da trinca. A curva sigmoidal apresenta três regimes claramente diferenciados [4].

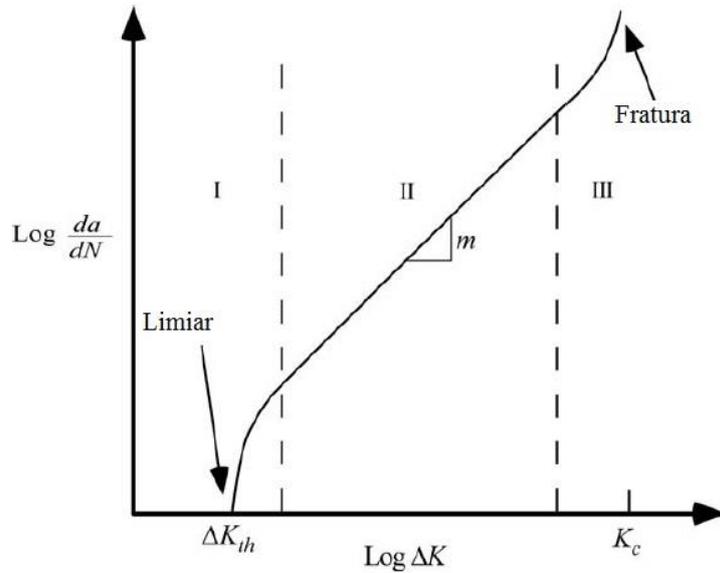


Figura 7: Comportamento típico do crescimento de uma trinca por fadiga em metais [4]

Na região I é notada a dependência de da/dN em função de ΔK de modo que a taxa de propagação da trinca é muito baixa existindo um valor de ΔK para o qual abaixo deste a trinca apresenta velocidade de crescimento nulo ou desprezível, valor este denominado o ΔK limiar de fadiga ou ΔK_{th} (do inglês *threshold*). A norma ASTM E647 [3] considera como sendo ΔK limiar aquele cuja taxa de propagação da/dN correspondente for menor que 10^{-10} m/ciclo.

A região II se caracteriza por ser um intervalo do processo de fadiga em que se observa uma linearidade entre o ΔK aplicado e a velocidade de crescimento da trinca (da/dN). É nessa região que a maior parte da vida de uma trinca crescendo por fadiga acontece nas estruturas metálicas.

Na região III se observa um aumento pronunciado da velocidade de crescimento da trinca em função do ΔK aplicado. Nessa região da curva K_{max} se aproxima cada vez mais do limite de tenacidade à fratura do material K_C . Em materiais frágeis, quando K_{max} atinge K_C ocorrerá a fratura final da estrutura.

Alguns modelos foram desenvolvidos para descrever o comportamento de da/dN - ΔK por meio de ajuste dos parâmetros obtidos experimentalmente.

A região II é regida pela equação 14, apresentada a seguir proposta por Paris e Erdogan, que é o principal modelo para descrição da propagação de trincas por fadiga.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (14)$$

A equação 14 é conhecida como Lei de Paris, onde C e m são constantes do material determinadas experimentalmente. Estudos subsequentes mostraram que para a maioria dos metais o valor de m pode variar entre 2 e 4 [4].

Forman propôs um modelo que descreve as regiões II e III apresentado pela equação 15 cujas maiores diferenças conceituais em relação a Lei de Paris é a consideração da razão de carregamento $R = (\sigma_{\min} / \sigma_{\max})$ e o fator de intensidade de tensão crítico K_C .

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{[(1-R)K_C] - \Delta K} \quad (15)$$

C e m são constantes do material porém possuem valores e unidades diferentes das do método anterior [4].

Forman e Mettu propuseram um modelo mais geral para descrever as regiões I, II e III pela equação 16.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{TH}}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_C}\right)^q} \quad (16)$$

Onde C , m , p e q são constantes do material. Na região II, onde $\Delta K \gg \Delta K_{TH}$ e $K_{max} \ll K_C$, a equação 16 se reduz a equação de Paris-Erdogan, assim C e m possuem os mesmos valores nas equações 14 e 16 [4].

2.2.3. Efeito da razão de carregamento

A razão de carregamento R expressa a componente estática da carga aplicada e pode influenciar na taxa de propagação de trinca por fadiga de alguns materiais de forma significativa. Analisando a Figura 8 que representa os efeitos de R na curva de propagação da/dN versus ΔK nota-se que com o aumento de R a velocidade de propagação cresce para os mesmos valores de ΔK , porém isto se dá de forma mais acentuada nas regiões I e III [17].

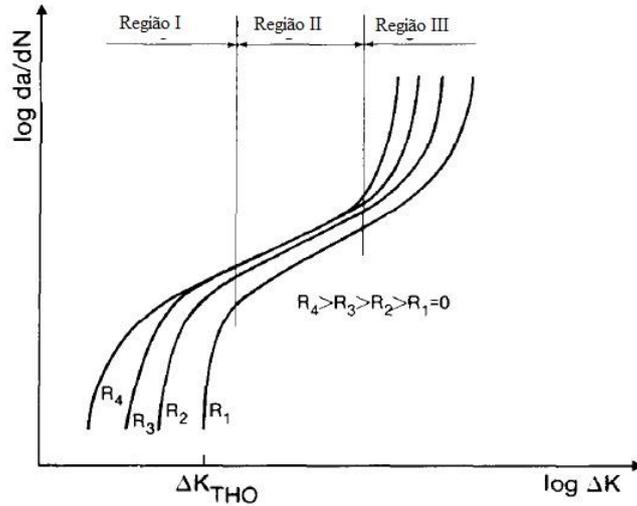


Figura 8: Efeito de R na taxa de crescimento de trinca por fadiga [17]

Muitos pesquisadores estudaram os efeitos da razão de carregamento no comportamento de diversos materiais no regime próximo ao ΔK limiar de fadiga, como apresenta a Figura 9. Chegando à conclusão de que na maioria dos casos o valor de ΔK_{TH} é menor para R mais altos, porém estes efeitos são mais discretos para valores de $R > 0,5$ em ensaios realizados sob vácuo.

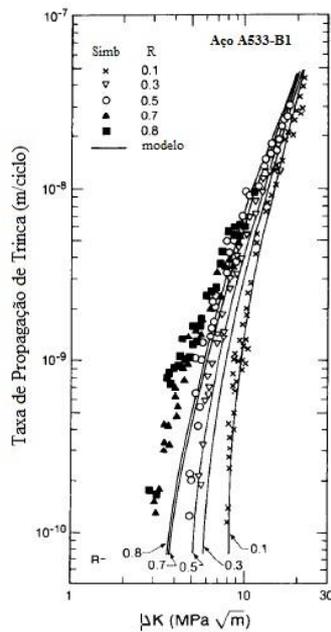


Figura 9: Influência de R no ΔK_{TH} [17].

A relação entre R e ΔK_{TH} pode ser representada de maneira genérica pela equação 17:

$$\Delta K_{TH} = \Delta K_{TH0} f(R) \tag{17}$$

Klesnil e Lucas [18], propuseram uma equação teórica simples para $f(R)$, apresentada na equação 18:

$$\Delta K_{TH} = \Delta K_{TH0}(1 - R)^\mu \quad (18)$$

Onde ΔK_{TH0} corresponde ao ΔK limiar de fadiga para $R = 0$ e μ é um parâmetro para ajustar os dados obtidos experimentalmente. Para testes ao ar seus valores variam entre 0,3 e 1. Entretanto quando são realizados sob vácuo $\mu=0$.

2.2.4. Teste de fadiga em corpos de prova do tipo C(T)

Ensaio de propagação de trinca por fadiga seguem a norma ASTM E647 [3]. Os testes são realizados em corpos de prova com dimensões tais que permitam a aplicação dos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica. Os corpos de prova são entalhados e pré trincados para que seja feito estudo da taxa de crescimento da trinca no decorrer do carregamento cíclico e os dados sejam interpretados em termos de ΔK , visto que K também é uma função do tamanho da trinca.

O tamanho da trinca pode ser acompanhado durante o teste por diversos métodos como óticos, flexibilidade elástica, diferença de potencial elétrico, etc. As medidas são obtidas em função do número de ciclos e por fim tratadas por métodos matemáticos possibilitando a apresentação dos dados na forma da/dN versus ΔK discutidos na seção 2.2.2.

A Figura 10 apresenta a configuração determinada pela norma ASTM E647 [3] de um corpo de prova do tipo compacto C(T). E a Figura 11 apresentam no detalhe as dimensões do entalhe e o tamanho mínimo da pré trinca de fadiga.

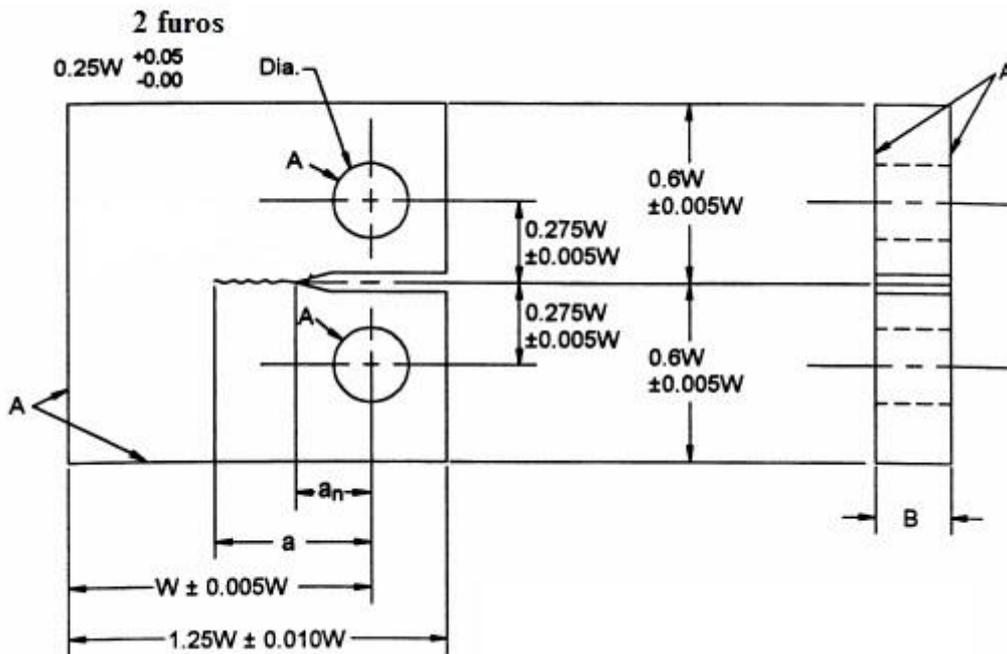


Figura 10: Corpo de Prova do tipo C(T). Adaptada de [3]

Espessura recomendada: $\frac{W}{20} \leq B \leq \frac{W}{4}$

Dimensões mínimas sugeridas: $W = 25 \text{ mm}$ e $a_n = 0,20W$

Nota 1: As superfícies devem ser paralelas e perpendiculares dentro de $0,002W$

Nota 2: Rugosidades de todas as superfícies de $0,8 \mu\text{m}$.

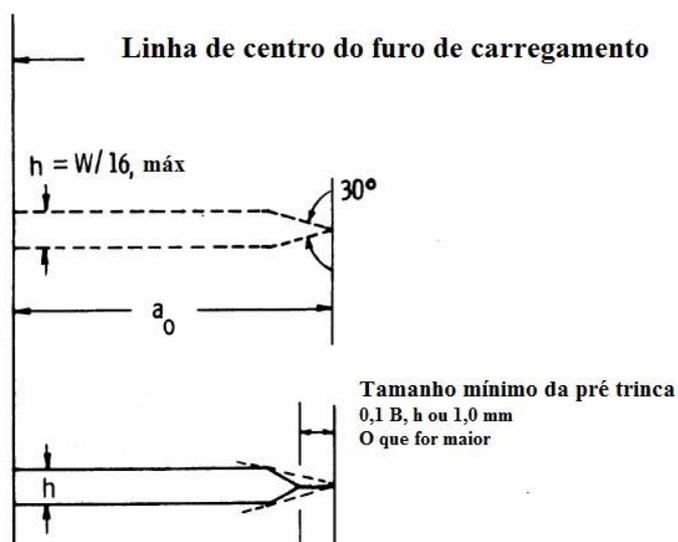


Figura 11: Configuração do entalhe e da pré trinca. Adaptada de [3].

A equação 19 expressa como é feito o cálculo da amplitude do fator de intensidade de tensão ΔK para o corpo de prova C(T):

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)^{\frac{3}{2}}}{(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}} (0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (19)$$

Onde $\alpha = a/W$ para $a/W \geq 0,2$.

No que diz respeito ao método de medição e acompanhamento do tamanho da trinca o da flexibilidade é largamente utilizado. Este relaciona indiretamente o tamanho da trinca com a abertura do entalhe medida por um extensômetro posicionado em uma das posições ilustradas na Figura 12 a partir da equação 20 para $0,2 \leq a/W \leq 0,975$.

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 u_x + C_2 u_x^2 + C_3 u_x^3 + C_4 u_x^4 + C_5 u_x^5 \quad (20)$$

Onde C_0, C_1, C_2, C_3, C_4 e C_5 são coeficientes específicos para cada posição do extensômetro apresentados para as principais posições na Tabela 1 e u_x é determinado pela equação 21. Onde E é o módulo de elasticidade do material e v é a medida do extensômetro da abertura do entalhe.

$$u_x = \left\{ \left[\frac{E v B}{P} \right]^{\frac{1}{2}} + 1 \right\}^{-1} \quad (21)$$

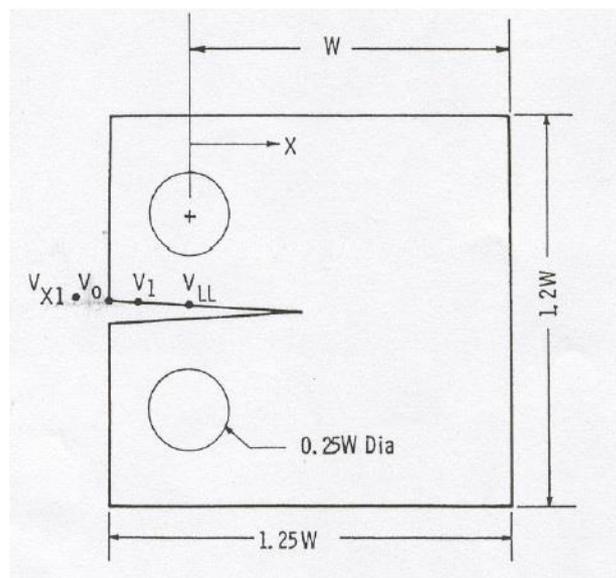


Figura 12: Posições recomendadas para alocação do extensômetro [3].

Tabela 1: Valores das constantes utilizadas para o cálculo de α [3]

Posição do extensômetro	Distância do centro do furo (X/W)	C ₀	C ₁	C ₂	C ₃	C ₄	C ₅
V _{X1}	-0,345	1,0012	-4,9165	23,057	-323,91	1798,3	-3513,2
V ₀	-0,250	1,0010	-4,6695	18,460	-236,82	1214,9	-2143,6
V ₁	-0,1576	1,0008	-4,4473	15,400	-180,55	870,92	-1411,3
V _{LL}	0	1,0002	-4,0632	11,242	-106,04	464,33	-650,68

Para que os resultados sejam válidos a norma ASTM E647 [3] determina que o corpo de prova permaneça no regime predominantemente elástico. Para isto devem ser respeitadas as restrições impostas pela expressão apresentada na equação 22:

$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi}\right) \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad (22)$$

Onde σ_{ys} é o limite de escoamento do material.

A norma ASTM E647 [3] recomenda dois métodos matemáticos para estimar a taxa de crescimento de trinca por fadiga para ensaios com ΔK crescente. O método do polinômio incremental e o método da secante.

O método do polinômio incremental consiste em ajustar uma parábola por mínimos quadrados com um conjunto de $(2n + 1)$ pontos, onde n pode ser 1, 2,3 ou 4. A expressão tem a forma apresentada na equação 23.

$$\hat{a}_i = b_0 + b_1 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2}\right) + b_2 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2}\right)^2 \quad (23)$$

Onde b_0 , b_1 e b_2 são os parâmetros da regressão realizada no intervalo $a_{i-n} \leq a \leq a_{i+n}$. $C_1 = 0,5(N_{i-n} + N_{i+n})$, $C_2 = 0,5(N_{i+n} - N_{i-n})$ e \hat{a}_i o tamanho da trinca em N_i .

A velocidade de crescimento para N_i é obtida através da derivada da equação 23 e é expressa pela equação 24:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\hat{a}_i} = \frac{b_1}{C_2} + \frac{2b_2(N_i - C_1)}{C_2^2} \quad (24)$$

O ΔK associado a esta velocidade é calculado utilizando valores de \hat{a}_i para N_i .

No método da secante a taxa de propagação da trinca em um intervalo é estimada pela inclinação de uma reta ligando dois pontos entorno de um ponto médio através das equações 25 e 26.

$$\bar{a} = \frac{(a_{i+1} - a_{i-1})}{2} \quad (25)$$

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\bar{a}} = \frac{(a_{i+1} - a_{i-1})}{(N_{i+1} - N_i)} \quad (26)$$

Nesta metodologia ΔK é calculado utilizando os valores de \bar{a} .

2.2.5. Avaliações experimentais

Encontra-se na literatura trabalhos de autores que avaliaram em diversas condições de ensaio o comportamento em fadiga de aços de alta resistência e baixa liga da classe API 5L cujos resultados obtidos podem ser confrontados com os avaliados neste trabalho.

2.2.5.1. Região II – Constantes da Lei de Paris

Godefroid [19] em seu estudo que visava a comparação entre aços de especificações API 5L X60 e X70 para fabricação de dutos para indústria da mineração realizou ensaios de fadiga a temperatura ambiente. Ambos os materiais foram submetido a testes com $R=0,1$ e 30Hz de frequência seguindo os padrões recomendados pela norma ASTM E647 [3]. A Figura 13 apresenta a curva da da/dN versus ΔK encontrada e a Tabela 2 os coeficientes de Paris correspondentes a cada material analisado.

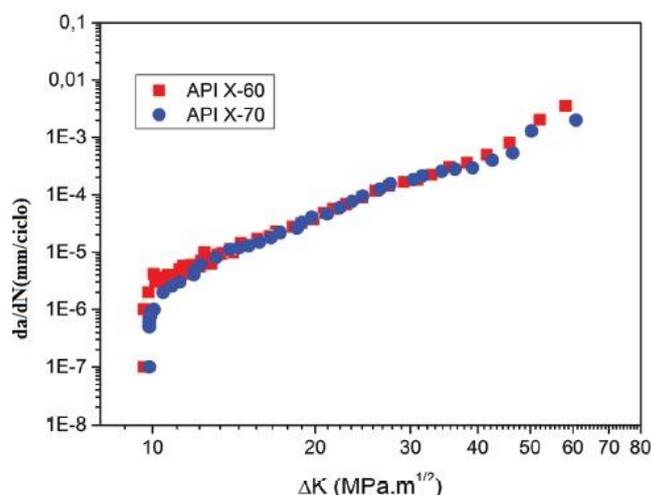


Figura 13: Curvas da/dN versus ΔK avaliadas por Godefroid [19].

Tabela 2: Constantes da Lei de Paris obtidas por Godefroid [19].

Material	C (mm/ciclo)	m
API 5L X-60	$1,07 \times 10^{-9}$	3,52
API 5L X-70	$0,95 \times 10^{-9}$	3,55

Beltrão [20] avaliou em seu estudo o comportamento em fadiga de uma junta soldada longitudinal de uma tubulação de aço de especificação API 5L X70, cuja orientação dos corpos de prova está representada pela Figura 14, nas regiões do metal de base (BM), metal de solda (WM) e zona termicamente afetada (HAZ) sob carregamento constante e com sobrecargas alternadas de 75% e 100% da carga máxima aplicadas a cada 2,5mm de crescimento da trinca. Utilizou $R=0,1$ e $R=0,5$ com frequência de 30Hz em temperatura ambiente. A Figura 15 ilustra as curvas da/dN versus ΔK obtidas para os ensaios sob carregamento constante, que são os de interesse deste trabalho, e a Tabela 3 apresenta os valores calculados para as constantes de Paris referentes às respectivas condições de teste.

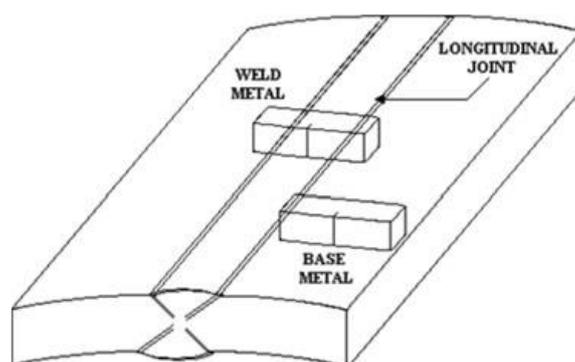


Figura 14: Orientação dos corpos de prova em relação à junta soldada [20].

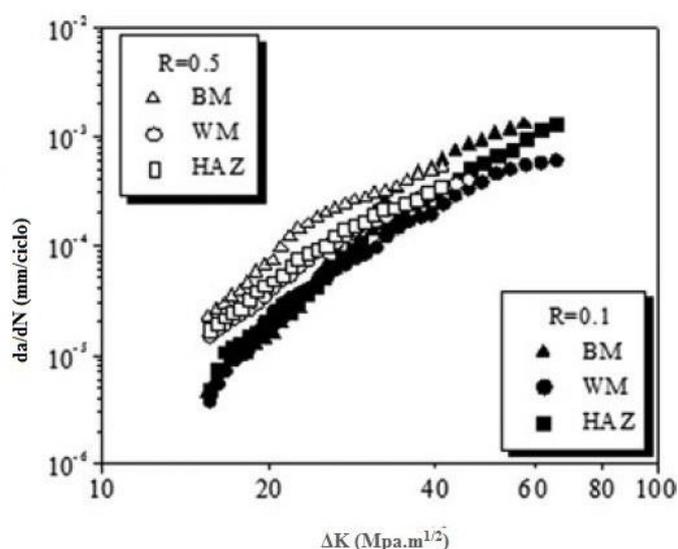


Figura 15: Curvas da/dN versus ΔK avaliadas por Beltrão [20].

Tabela 3: Constantes C e m determinadas por Beltrão [20] para os respectivos materiais estudados.

Material	R	C (mm/ciclo)	m
BM	0,1	$2,06 \times 10^{-11}$	4,59
BM	0,5	$3,73 \times 10^{-9}$	3,28
WM	0,1	$1,60 \times 10^{-9}$	3,22
WM	0,5	$3,07 \times 10^{-9}$	3,16
HAZ	0,1	$4,03 \times 10^{-10}$	3,66
HAZ	0,5	$3,18 \times 10^{-9}$	3,20

Um outro estudo foi realizado por Sorrija [21], que avaliou o comportamento em fadiga de corpos de prova do tipo C(T) retirados do metal de base de tubulação fabricada pelo método UOE de um aço que atende a especificação API 5L X70 em duas posições, a 90° e 180° em relação ao cordão de solda, como mostra a Figura 16, sendo três corpos de prova para cada posição. Os testes foram realizados a temperatura ambiente, com tensão máxima de 9kN, $R=0,1$ e 10Hz de frequência. A Figura 17 ilustra a taxa de propagação de trinca média em função de ΔK para cada posição e a Tabela 4 apresenta os valores de C e m calculados.

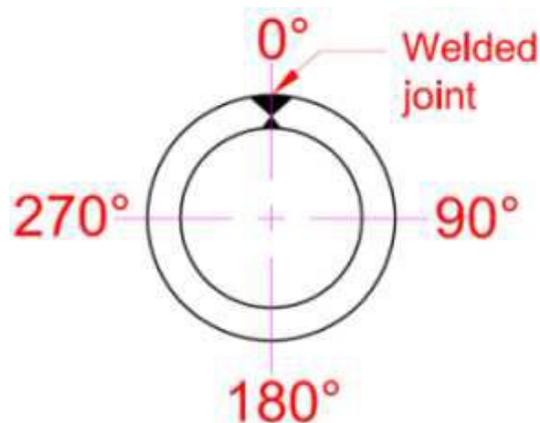


Figura 16: Seção transversal do tubo esquematizada [21]

Tabela 4: Constantes C e m determinadas por Sorrija[21].

Posição	C (mm/ciclo)	m
90°	$1,90 \times 10^{-7}$	2,09
180°	$5,38 \times 10^{-8}$	2,43

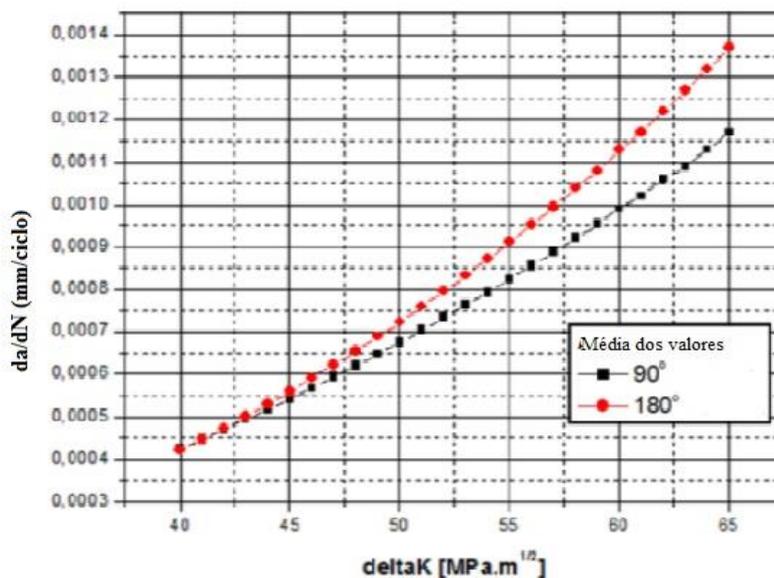


Figura 17: Curvas da/dN versus ΔK avaliadas com os valores médios obtidos por Sorrija [21].

Todos os ensaios foram realizados nas mesmas condições e ambas as posições pertenciam à região do metal de base, ou seja a mesma composição química. Porém, devido às características do processo de fabricação tais regiões tiveram um histórico de carregamento diferente e o limite de escoamento médio do material na posição 90° era de 499,35 MPa e em 180° de 552,75 MPa. Sorrija [21] observou que os valores de C para 90° era uma ordem de grandeza maior e os de m 16,3% menores se comparados aos valores para 180°. Demonstrando que outros fatores além das condições de carregamento podem influenciar no comportamento do aço estudado em fadiga como propriedades mecânicas e tensões residuais.

2.2.5.2. Região I – Limiar de Fadiga

Godefroid [19] apresentou ΔK limiar de fadiga em seu trabalho para um aço que atende às especificações da norma API 5L X70, para R=0,1, sendo $\Delta K_{TH} = 9,8 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Porém, observou a influência do fenômeno de fechamento de trinca devido a rugosidade na superfície de fratura nas proximidades da ponta da trinca para baixos valores de ΔK , de modo que o fator de intensidade de tensão K_{cl} foi calculado em 40% de K_{max} no limiar.

Kim [22] avaliou ΔK limiar de fadiga experimentalmente de acordo com a norma ASTM E647 [3] em corpos de prova do tipo C(T), com direção de crescimento de trinca paralela à direção de rolamento do tubo, confeccionados com aços de especificação API 5L de diferentes graus X60, X70 e X80. Todos os testes foram realizados a temperatura ambiente, com R=0,1 e 20Hz de frequência. E não foi identificada influência significativa do fenômeno de fechamento de trinca para o aço API 5L X70, cuja liga metálica é a de interesse deste trabalho. A Figura 18 ilustra as curvas da/dN versus ΔK e a Tabela 5 demonstra os valores de ΔK_{TH} .

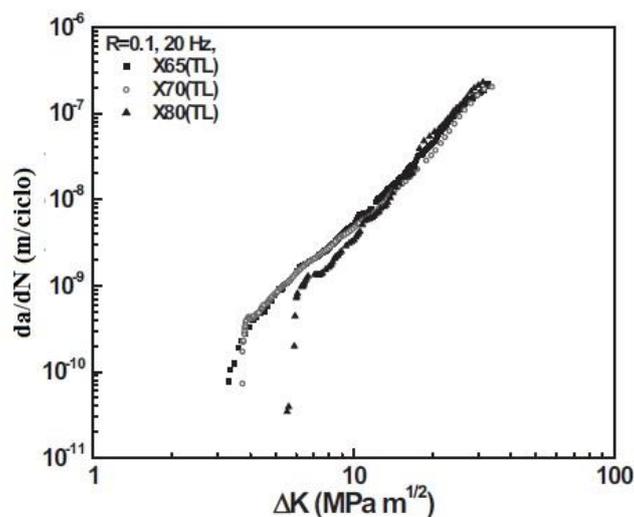


Figura 18: Curvas da/dN versus ΔK avaliadas por Kim [22].

Tabela 5: ΔK_{TH} determinados por Kim [22].

Material	API 5L X65	API 5L X70	API 5L X80
ΔK_{TH} (MPa.m ^{1/2})	3,32	3,74	5,62

Fernandes [23] avaliou experimentalmente o desempenho em fadiga de corpos de prova C(T) retirados do metal de solda de uma tubulação confeccionada conforme o processo de fabricação UOE de um aço de especificação API 5L X65 na direção CL. O ensaio para obtenção da curva da/dN versus ΔK na região I foi realizado de acordo com o que determina a norma ASTM E647 [3] a temperatura ambiente, com R=0,7 e 25 Hz de frequência. Foi encontrado o ΔK limiar de fadiga $\Delta K_{TH} = 2,87 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

2.3. Aços API 5L

A utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) tem se intensificado com a necessidade de fabricar dutos para indústria de petróleo e gás de modo a reduzir os custos com tubos de menor espessura de parede e maior produtividade dos processos de soldagem. Pois estes aços possuem alta resistência mecânica, boa tenacidade e boa soldabilidade devido a uma combinação de baixo teor de carbono e processos termomecânicos [24]. Também chamados de aços microligados porque apresentam baixos teores de titânio, vanádio, nióbio ou uma combinação destes contribuindo para um melhor controle da microestrutura permitindo melhorar as propriedades mecânicas.

As normas API (*American Petroleum Institute*) regulamentam e classificam as propriedades de tais tubulações levando em conta principalmente as composições químicas e a resistência mecânica. As especificações API 5L A e B são utilizados em

sistemas de baixas pressões, enquanto que as API 5L X52, 60, 70 e 80 em altas pressões [25].

Para graus intermediários, do X42 ao X80, a nomenclatura utilizada é a letra X seguida de dois números que representam o limite de escoamento mínimo de acordo com o sistema americano de unidades [1]. Ou seja, o aço API 5L X70 deve ter um limite de escoamento mínimo de 70 ksi (483 MPa), quando na forma de tubo.

A norma API 5L estabelece ainda dois níveis de especificação de produto (PSL – *product specification level*) denominados PSL 1 e PSL 2. Ambos os níveis são válidos para especificar aços de graus entre X42 e X70, enquanto que X80 deve atender à PSL 2. As principais diferenças entre os níveis é que PSL 2 tem requisitos obrigatórios para carbono equivalente, tenacidade à fratura, máximo limite de escoamento e máximo limite de resistência [1].

A Tabela 6 apresenta as composições químicas recomendadas dos aços ARBL para tubos com costura (soldados) e a Tabela 7 as propriedades mecânicas.

Tabela 6: Requisitos químicos para tubos API com costura. Adaptada de [1]

Grau e Classe	C _{max} ^(a) (%)	Mn _{max} ^(a) (%)	P _{max} (%)	S _{max} (%)	Ti _{max} (%)	Outros
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	^{(b),(c)}
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	^(c)
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	^(c)
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	^(c)
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	^(c)
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	^(c)
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	^(c)

Notas: ^(a) Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o teor de carbono, um aumento de 0,05% acima do teor de manganês especificado é tolerado até um máximo de 1,50% para os graus X42 até X52, até 1,65% para os graus acima de X52 e abaixo de X70 e até 2,00% para os graus a partir de X70. ^(b) A soma das quantidades de nióbio e vanádio não deve ultrapassar 0,03% exceto por acordo entre comprador e fabricante. ^(c) Nióbio, vanádio ou combinações destes podem ser utilizados conforme descrição do fabricante.

Tabela 7: Requisitos mecânicos para tubos API com costura. Adaptada de [1]

Grau e Classe	Limite de Escoamento Mínimo (MPa)	Limite de Escoamento Máximo ^(a) (MPa)	Resistência à Tração Mínima (MPa)	Resistência à Tração Máxima ^(b) (MPa)
B	241	448	414	758
X42	290	496	414	758
X46	317	524	434	758
X52	359	531	455	758
X56	386	544	490	758
X60	414	561	517	758
X65	448	600	531	758

X70	483	621	565	758
X80	552	690	621	827
Notas: ^(a) O limite de escoamento máximo para um grau intermediário deve ser o máximo para o grau imediatamente superior. ^(b) Todos os graus intermediários apresentam uma resistência à tração máxima de 758 MPa.				

A adição de elementos estabilizadores da austenita, molibidênio e manganês por exemplo, retarda a transformação da austenita em ferrita contribuindo para o refinamento da microestrutura. Pois a ferrita é formada a temperaturas mais baixas com maior taxa de nucleação e menor velocidade de crescimento dos grãos. A microestrutura mais comum desses aços é ferrita e perlita, podendo conter bainita e ferrita acicular em aços com pequenas alterações microestruturais [26]. Em juntas soldadas é possível observar várias morfologias de ferrita [25].

Características microestruturais como discordâncias, precipitações e contornos de grãos são determinantes para as propriedades mecânicas dos aços. Que são controladas conforme o resfriamento na laminação de acordo com a taxa e a temperatura limite de resfriamento [27].

2.3.1. Processo de fabricação UOE de tubos

Tubos utilizados na indústria de petróleo e gás com diâmetros maiores que 40 centímetros são geralmente fabricados a partir de conformação a frio de chapas longas (12,2 a 18,3 metros). A rota de processamento conhecida como UOE possui quatro etapas principais esquematizadas na Figura 19. A Figura 20 apresenta fotos do processo de fabricação.

Primeiramente as bordas da chapa são prensadas em um arco com sentido da curvatura voltado para parte interior do tubo, Figura 19a. Em seguida a chapa é conformada na forma de U, como mostra Figura 19b, onde um pistão pressiona o centro da chapa para baixo e dois rolos laterais empurram as bordas externamente. A chapa em U é então prensada para conferir o formato circular em O, Figura 19c.

Depois de sair da prensa O o tubo é soldado longitudinalmente pelo processo de soldagem a arco submerso (SAW), primeiro na face interna e depois a externa. A solda é examinada por ultrassom para conferir sua integridade e depois segue para a etapa E que consiste na expansão de dentro para fora da tubulação a fim de garantir máxima circularidade, como mostra Figura 19d [2].

Por fim o tubo ainda passa por estágios de ensaios não destrutivos para verificar a presença de defeitos. O resultado final é uma tubulação com alta circularidade, entre 0,15% e 0,35% de variação dimensional. Sendo assim muito utilizados em aplicações offshore onde se tem o colapso entre pressões internas e externas [2].

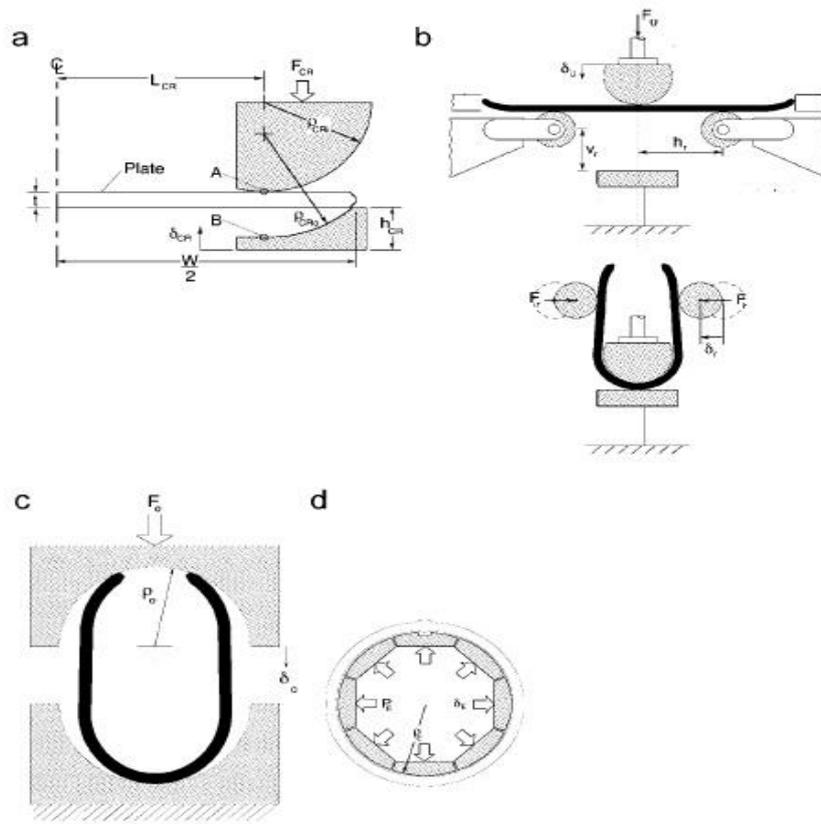


Figura 19: Esquematização das principais etapas do processo UOE. Adaptada de [2]



Figura 20: Fotos do processo UOE [2]

3. Materiais e Métodos

3.1. Corpos de Prova

Os corpos de prova utilizados foram usinados a partir da junta soldada longitudinal de um tubo com costura fabricado pelo processo UOE de um aço de alta resistência e baixa liga que atende às especificações da norma API 5L X70. Três corpos de prova correspondem ao metal de solda e um ao metal de base ambos na orientação CL, ou seja, o crescimento da trinca segue a direção paralela a da solda longitudinal. A Figura 21 esquematiza a posição no tubo e a orientação de onde foram retirados os corpos de prova em relação a junta soldada. A Tabela 8 apresenta as propriedades mecânicas dos materiais utilizados.



Figura 21: Representação, sem escala, da orientação CL dos corpos de prova.

Tabela 8: Propriedades Mecânicas do aço API 5L X70 utilizado.

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
Metal de Base	506	564
Metal de Solda	658	648

A geometria dos corpos de prova seguem as recomendações da norma ASTM E647 [3] para corpos de prova do tipo compacto de tração C(T) para $W = 60\text{mm}$, $B = 10\text{mm}$ e $a_n = 12\text{mm}$, cujas dimensões estão explicitadas na Figura 22.

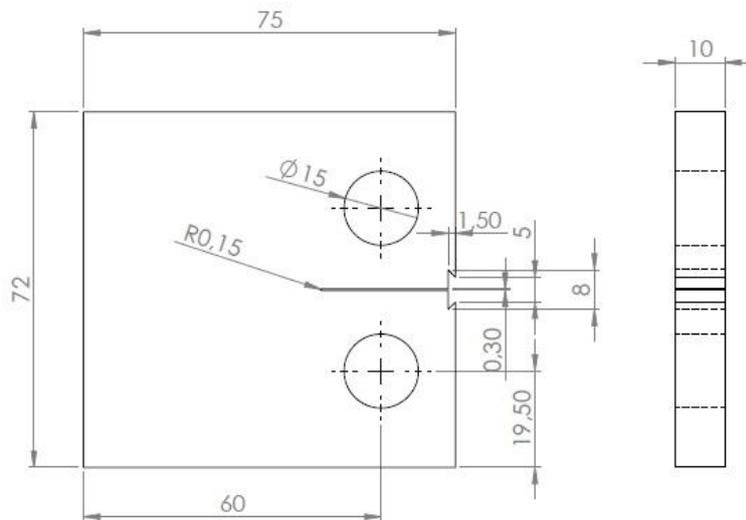


Figura 22: Dimensões dos corpos de prova C(T) utilizados.

3.2. Preparação de amostra

Os corpos de prova foram lixados para remover produtos superficiais de corrosão das laterais para facilitar a visualização da trinca. Em seguida foram submetidos ao pré trincamento de fadiga com carregamento trativo.

O pré trincamento foi realizado de acordo com as recomendações da norma ASTM E647 [3], que determina que K_{max} durante o pré trincamento seja menor que K_{max} inicial do ensaio e a velocidade de propagação de trinca seja inferior a 10^{-8} m/ciclo. A Tabela 9 mostra os parâmetros utilizados.

Tabela 9: Parâmetros do Pré Trincamento

Frequência (Hz)	25
K_{max} (MPa.m ^{1/2})	15
R	0,1

Foi utilizada uma Servo Hidráulica MTS Landmark, como mostra Figura 23, com célula de carga com capacidade de 25 kN operada pelo software MTE Elite programado para realização de ensaios segundo a norma ASTM E647 [3]. Monitorando o crescimento da trinca, de forma indireta, através de um extensômetro da marca MTS modelo 632.02F-20 pelo método da flexibilidade posicionado na posição V_0 , como mostrado na Figura 24.



Figura 23: Servo Hidráulica MTS Landmark do Laboratório de Fratura da COPPE-UFRJ.

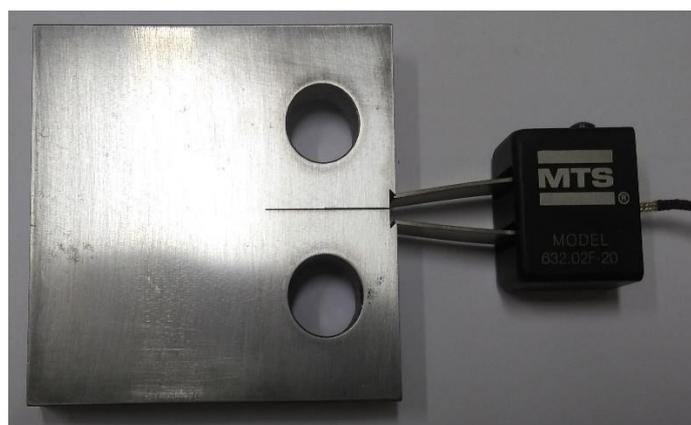


Figura 24: Extensômetro posicionado na posição V_0 .

3.3. Testes de fadiga

Os corpos de prova CP 01 e CP 02 retirados do metal de solda foram submetidos a testes de fadiga por esforços trativos com carga constante, razão de carregamento $R = 0,7$, frequência de 25 Hz e temperatura ambiente de aproximadamente 25°C a fim de avaliar o comportamento em fadiga na região II da curva da dN versus ΔK e determinar as constantes da Lei de Paris. Os testes foram realizados utilizando a mesma Servo-Hidráulica MTS Landmark ilustrada na Figura 23 seguindo a norma ASTM E647 [3] utilizando o método da flexibilidade elástica, com extensômetro de CMOD (*crack mouth opening displacement* ou abertura da boca do entalhe) posicionado em V_0 .

Os corpos de prova CP 03 do metal de solda e CP MB do metal de base foram submetidos a duas etapas de testes. Primeiramente foram realizados ensaios de fadiga com ΔK decrescente a fim de identificar o ΔK limiar de fadiga (ΔK_{TH}). E posteriormente

foram realizados ensaios com carga constante. Ambos com $R = 0,7$, 25 Hz de frequência e temperatura ambiente de aproximadamente 25°C.

Para todos os corpos de prova as medidas do tamanho de trinca foram realizadas a partir da equação 20, e ΔK pela equação 19. Conforme determina a norma ASTM E647 [3]. E os parâmetros de ensaio para cada corpo de prova serão apresentados no capítulo 4. A Figura 25 apresenta uma foto do corpo de prova CP 01 após o ensaio.

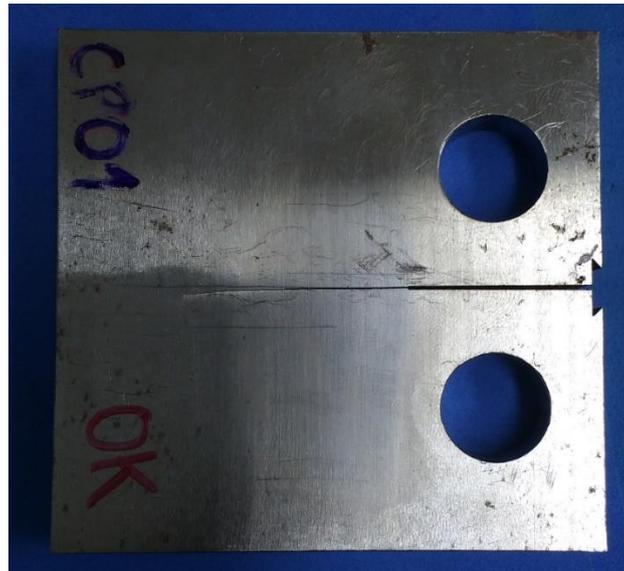


Figura 25: Corpo de Prova após ensaio.

4. Resultados

4.1. Análise Metalográfica

Analisando as micrografias dos aços utilizados foi possível notar as diferenças típicas existentes entre metal de base e metal de solda. O metal de base apresenta grãos de ferrita mais grosseiros, se comparado ao metal de solda. Com tamanhos de grão da ordem de 10 μm com uma morfologia mais equiaxial, como ilustra a Figura 26.

Já o metal de solda apresenta uma morfologia que consiste em grãos de ferrita mais refinados e de formato acicular, como mostra a Figura 27.

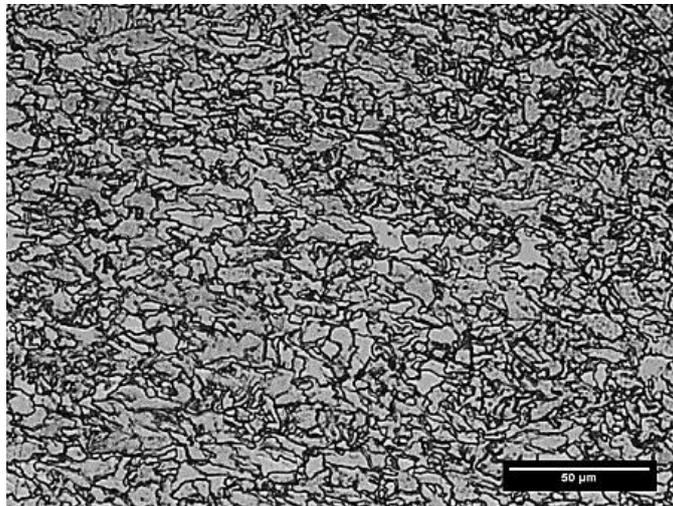


Figura 26: Metal de Base, 200x, Nital 2%.

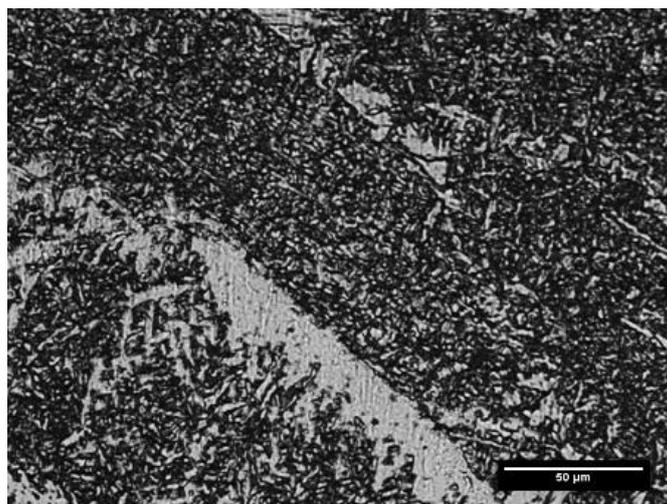


Figura 27: Metal de Solda, 200x, Nital 2%.

4.2. CP 01

O corpo de prova foi submetido a ensaio de fadiga com carga constante, sendo a carga máxima $P_{\max} = 12\text{kN}$ e a razão de carregamento $R = 0,7$, a fim de identificar a região II da curva da/dN versus ΔK e determinar experimentalmente as constantes da equação 16 (Lei de Paris). Tendo como condições iniciais $\Delta K_{\text{inicial}} = 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e tamanho de trinca $a_{\text{inicial}} = 22,3 \text{ mm}$. O teste foi concluído conforme os parâmetros explicitados na Tabela 10.

Tabela 10: Parâmetros de Ensaio com P constante do CP 01.

Etapa	Número de Ciclos (10^6 ciclos)	ΔK_{final} ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	a_{final} (mm)
1	1,4	30,5	41,7

Assim, observa-se que foram necessários mais de 1 milhão de ciclos para que o corpo de prova atingisse o regime de crescimento instável de trinca (Região III). A curva da/dN versus ΔK obtida é apresentada na Figura 28.

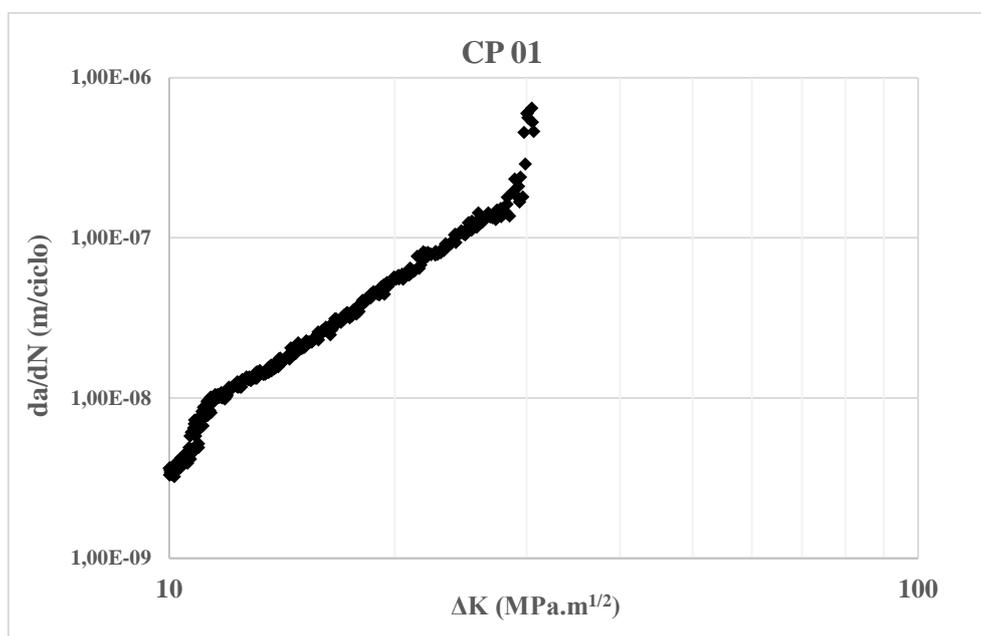


Figura 28: Curva da/dN versus ΔK do CP 01

Para obtenção dos coeficientes da Lei de Paris foi traçada uma reta de aproximação linear no intervalo que corresponde à apenas dados entre $\Delta K = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ até $\Delta K = 29 \text{ MPa.m}^{1/2}$ onde é observado o crescimento estável da trinca antes de entrar no regime instável, como mostra Figura 29. Os valores avaliados para as constantes de Paris são apresentados na Tabela 11.

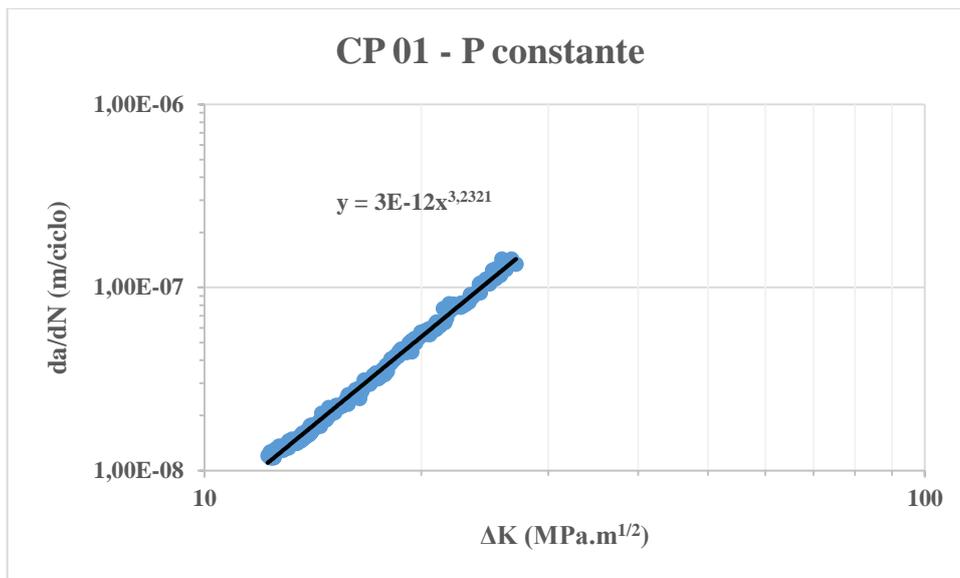


Figura 29: Aproximação Linear para obtenção das constantes C e m.

Tabela 11: os coeficientes C e m da Lei de Paris para o CP 01.

C (m/ciclo)	$3,00 \times 10^{-12}$
m	3,23

4.3. CP 02

Da mesma maneira que o CP 01, o CP 02 foi submetido a ensaio de fadiga com carregamento constante porém a carga máxima $P_{max} = 19$ kN com razão de carregamento $R = 0,7$ para determinar os pontos da curva da/dN versus ΔK na região II regida pela Lei de Paris. A Tabela 12 apresenta os parâmetros do teste.

Tabela 12: Parâmetros do Ensaio a P constante do CP 02.

Número de ciclos (10 ⁶ ciclos)	a _{inicial} (mm)	a _{final} (mm)	ΔK _{inicial} (MPa.m ^{1/2})	ΔK _{final} (MPa.m ^{1/2})
0,95	13,7	37,3	10,7	33,8

A Figura 30 apresenta a curva da/dN versus ΔK obtida.

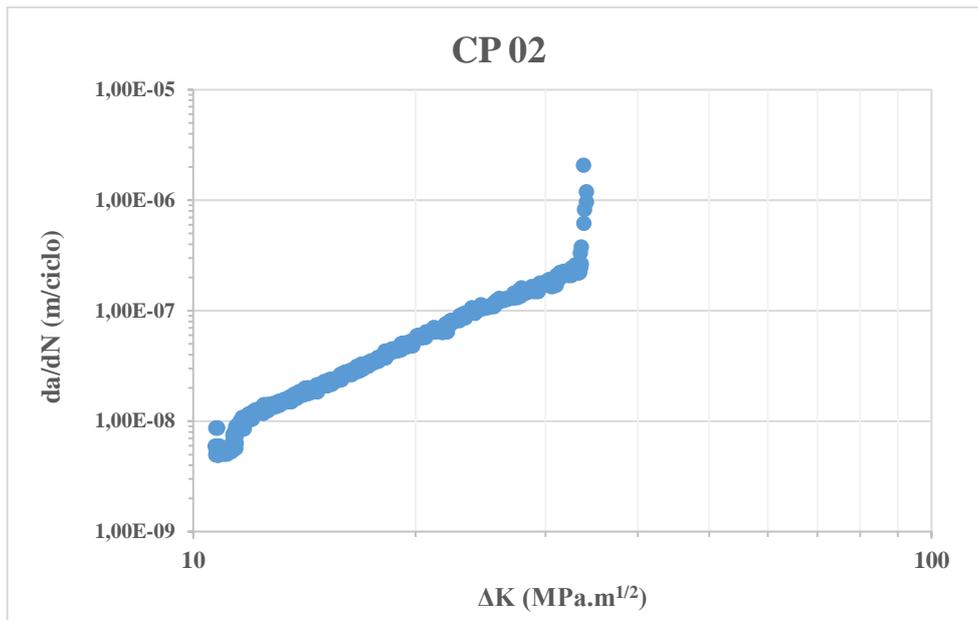


Figura 30: curva da/dN versus ΔK do CP 02

Para determinar os coeficientes da Lei de Paris foi utilizado o mesmo método de aproximação linear utilizado para o CP 01 utilizando o mesmo intervalo da curva da/dN- ΔK começando em $\Delta K = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ até $\Delta K = 29 \text{ MPa.m}^{1/2}$ onde o comportamento linear é mais regular. Como está apresentado na Figura 31.

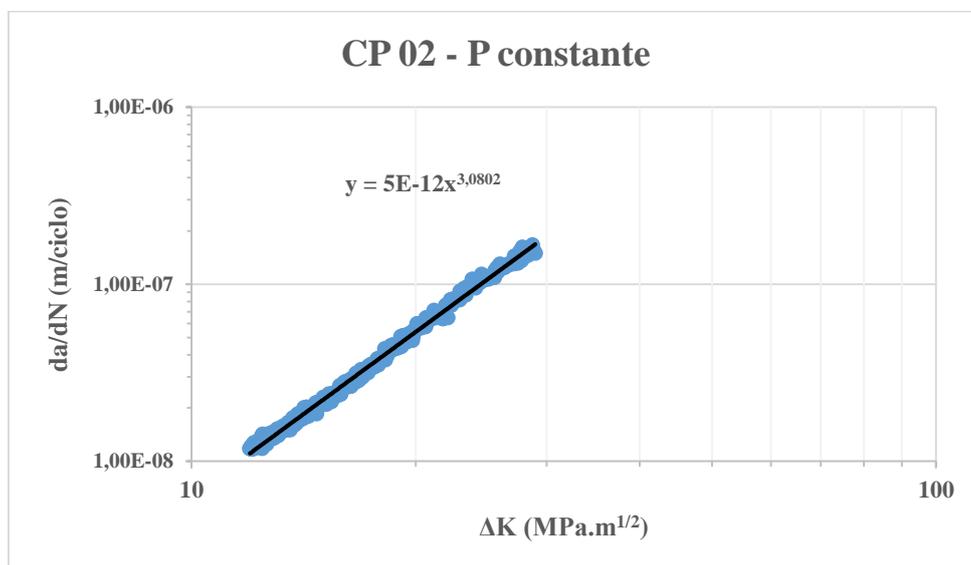


Figura 31: Aproximação Linear para obtenção das constantes C e m do CP 02.

A partir desta aproximação foi possível obter os coeficientes C e m para Lei de Paris representados na Tabela 13.

Tabela 13: Constantes C e m para o CP 02.

C (m/ciclo)	$5,00 \times 10^{-12}$
m	3,08

4.4. CP 03

Para o CP 03 foram realizados ensaios com duas formas distintas de carregamento, como especificados na ASTM E647[3]. Primeiramente o corpo de prova foi submetido ao ensaio com ΔK decrescente e razão de carregamento $R = 0,7$ a fim de obter o valor de ΔK limiar de fadiga (ΔK_{TH}) no qual para valores menores de ΔK a taxa de propagação de trinca por fadiga da/dN é nula ou desprezível. De acordo com a norma ASTM E647[3] o ΔK limiar é aquele cuja velocidade de propagação de trinca seja igual 10^{-10} m/ciclo. A Tabela 14 apresenta os parâmetros de ensaio da etapa ΔK decrescente.

Tabela 14: valores dos parâmetros da etapa do ensaio a ΔK decrescente.

Número de ciclos ($\times 10^6$)	25,7
$a_{inicial}$ (mm)	18,4
a_{final} (mm)	22,4
$\Delta K_{inicial}$ ($MPa \cdot m^{1/2}$)	4,9
ΔK_{final} ($MPa \cdot m^{1/2}$)	3,5
da/dN (menor valor medido) (m/ciclo)	$1,22 \times 10^{-10}$
R	0,7

A Figura 32 ilustra o desenvolvimento do tamanho da trinca no decorrer do ensaio com o aumento do número de ciclos.

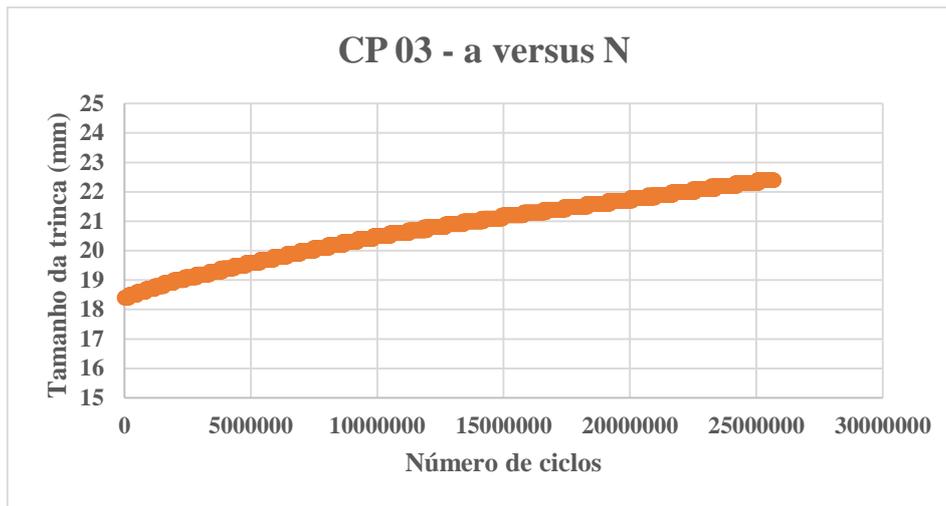


Figura 32: Evolução da trinca do CP 03 durante ensaio ΔK decrescente.

Em seguida o corpo de prova foi submetido ao ensaio de fadiga com carga constante, da mesma forma que CP 01 e CP 02 com o objetivo de obter os coeficientes da Lei de Paris. Com razão de carregamento $R = 0,7$ e carga máxima $P_{\max} = 12,5$ kN. Utilizando os parâmetros demonstrados na Tabela 15.

O ensaio sob ΔK decrescente foi realizado apenas no CP 03 do metal de solda por se tratar de um procedimento que demanda mais tempo, tornando difícil para a rotina operacional do laboratório realiza-lo nos três corpos de prova.

Tabela 15: Parâmetros do ensaio a P constante para o CP 03.

Número de ciclos (10^6 ciclos)	a_{inicial} (mm)	a_{final} (mm)	$\Delta K_{\text{inicial}}$ ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	ΔK_{final} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
0,98	22,4	41,5	10,4	31,1

A Figura 33 ilustra a curva da/dN versus ΔK para o CP 03 com as duas etapas de ensaio.

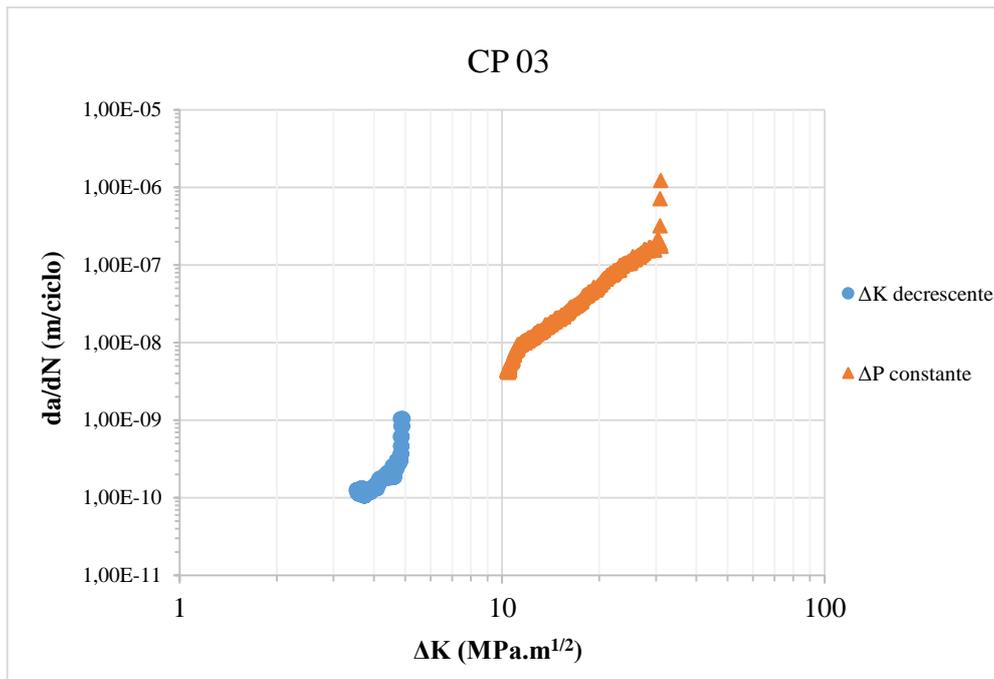


Figura 33: Curva da/dN versus ΔK do CP 03.

Para determinação do ΔK limiar de fadiga a norma ASTM E647 [3] indica que seja traçada uma linha reta de aproximação no gráfico da/dN versus ΔK utilizando pelo menos 5 pontos equidistantes no intervalo $10^{-10} < da/dN < 10^{-9}$ de modo que ΔK_{TH} seja aquele que corresponda a taxa de propagação de trinca $da/dN = 10^{-10}$ m/ciclo de acordo com a equação da reta de aproximação.

A Figura 34 apresenta a aproximação com 5 pontos equidistantes que permitiu chegar ao valor $\Delta K_{TH} = 3,92$ MPa.m^{1/2}.

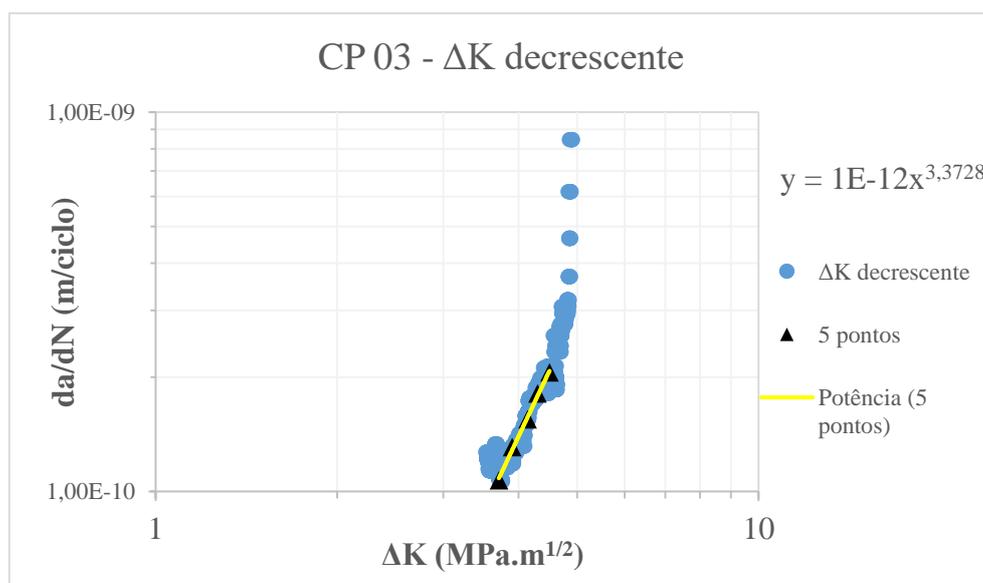


Figura 34: Método dos 5 pontos para determinação do ΔK limiar de fadiga para CP 03.

Então, para obtenção das constantes da Lei de Paris para o CP 03 foi feita aproximação linear de maneira análoga a CP 01 e CP 02 no intervalo entre $\Delta K = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ até $\Delta K = 29 \text{ MPa.m}^{1/2}$ como apresentado na Figura 35. Os valores avaliados para as constantes de Paris são apresentados na Tabela 16.

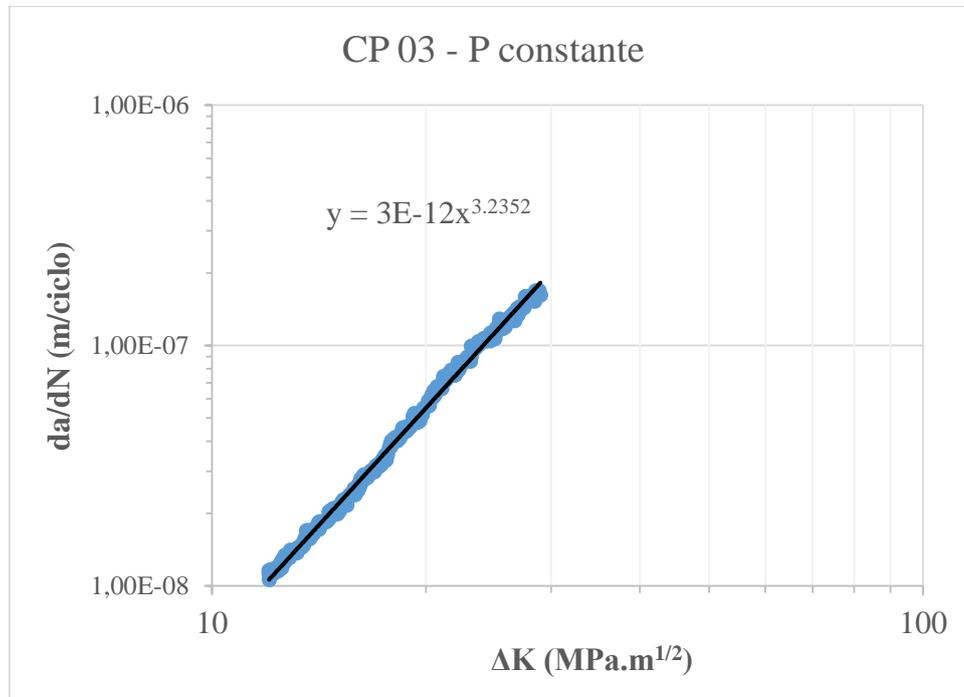


Figura 35: Aproximação linear para determinação das constantes C e m para o CP 03.

Tabela 16: Valores calculados de C e m para CP 03

C (m/ciclo)	$3,00 \times 10^{-12}$
m	3,2352

4.5. CP MB (Metal de Base)

Foram realizados testes sob ΔK decrescente e P constante em um corpo de prova retirado do metal de base com o objetivo de comparação dos dados obtidos.

De forma análoga ao CP 03 inicialmente foi feito teste de fadiga com ΔK decrescente a fim de determinar o ΔK limiar de fadiga (ΔK_{TH}) que é definido pela norma ASTM E647[3] como o ΔK correspondente a taxa de propagação $da/dN = 10^{-10}$ m/ciclo. A Tabela 17 apresenta os valores dos parâmetros utilizados na primeira etapa.

Tabela 17: Parâmetros do Ensaio a ΔK decrescente para CP MB.

Número de ciclos (x 10 ⁶)	13,7
a _{inicial} (mm)	13,2
a _{final} (mm)	15,7
$\Delta K_{inicial}$ (MPa.m ^{1/2})	5,45
ΔK_{final} (MPa.m ^{1/2})	4,07
da/dN (menor valor medido) (m/ciclo)	8,25 x 10 ⁻¹¹
R	0,7

A etapa de ensaio com carga constante foi realizada com P_{max} = 8,5 kN e razão de carregamento R = 0,7 utilizando os parâmetros da Tabela 18.

Tabela 18: Parâmetros de ensaio a P constante para o CP MB.

Número de ciclos (10 ⁶ ciclos)	a _{inicial} (mm)	a _{final} (mm)	$\Delta K_{inicial}$ (MPa.m ^{1/2})	ΔK_{final} (MPa.m ^{1/2})
3,9	20,5	43,0	6,5	24,5

A curva da/dN versus ΔK obtida para este material é apresentada na Figura 36.

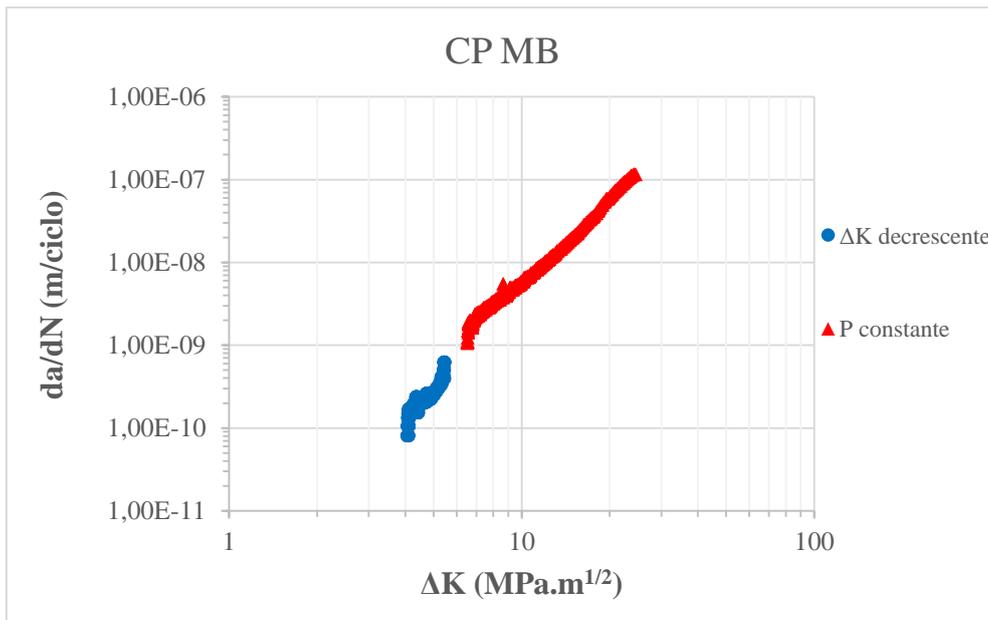


Figura 36: curva da/dN versus dK do CP MB.

Assim, seguindo o método utilizado para encontrar ΔK_{TH} para o CP 03, recomendado pela norma ASTM E647 [3], a partir da equação da reta de aproximação demonstrada na Figura 37, foi obtido um $\Delta K_{TH} = 3,84 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

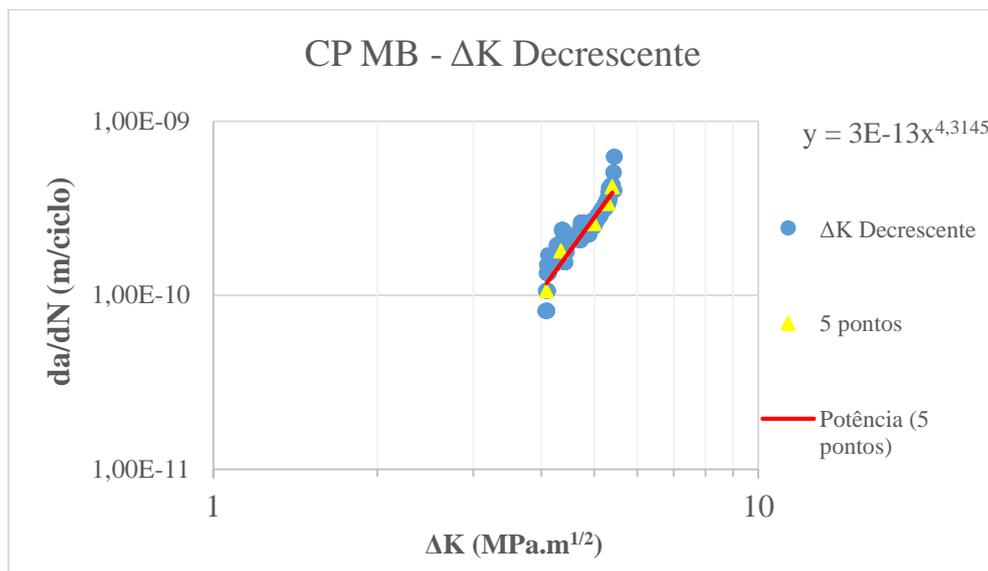


Figura 37: Determinação de ΔK limiar pelo método dos 5 pontos para CP MB.

Enquanto que para determinação das constantes C e m da Lei de Paris foi realizada aproximação no intervalo entre $\Delta K = 7 \text{ MPa.m}^{1/2}$ a $\Delta K = 24 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Como ilustra a Figura 38. Os valores avaliados para as constantes de Paris são apresentados na Tabela 19.

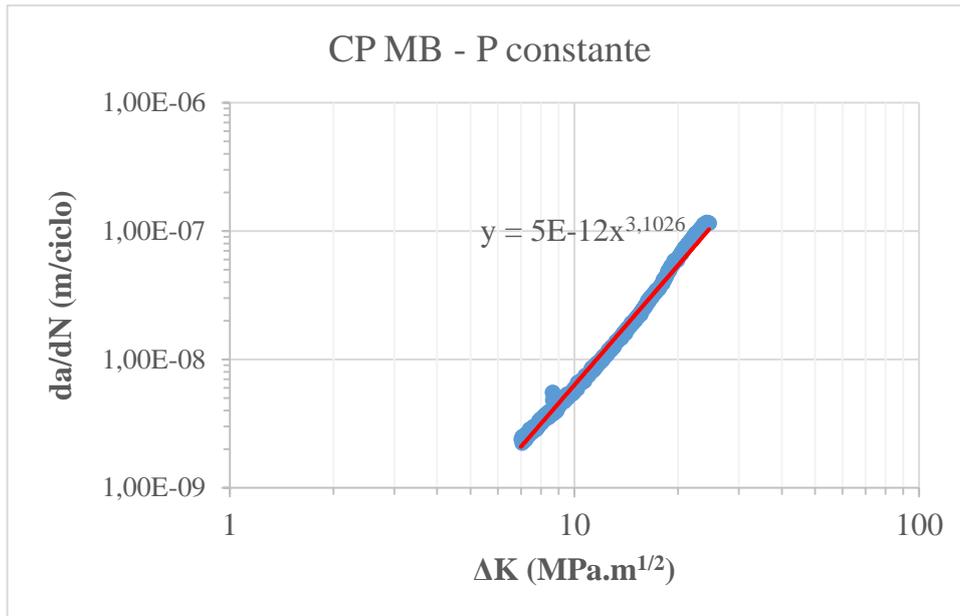


Figura 38: Aproximação Linear para determinação das constantes C e m para CP MB.

Tabela 19: Constantes C e m determinadas para CP MB.

C (m/ciclo)	$5,00 \times 10^{-12}$
m	3,1026

5. Análise e Discussão dos Resultados

5.1. Regime de Crescimento Estável da Trinca – Lei de Paris

A Tabela 20 apresenta os resultados obtidos para as constantes de Paris dos ensaios realizados nos corpos de prova estudados neste trabalho.

Tabela 20: Constantes C e m determinadas.

	C (m/ciclo)	m
CP 01	$3,00 \times 10^{-12}$	3,23
CP 02	$5,00 \times 10^{-12}$	3,08
CP 03	$3,00 \times 10^{-12}$	3,23
CP MB	$5,00 \times 10^{-12}$	3,10
MÉDIA	$4,00 \times 10^{-12}$	3,16
DESVIO PADRÃO	$1,154 \times 10^{-12}$	0,08124

Valores estes que se apresentam coerentes com o previsto na literatura onde é encontrado que para a maioria dos metais os valores de m variam entre 2 e 4 [4]. Onde também observa-se a coerência esperada entre os próprios valores obtidos dos três corpos de prova retirados do metal de solda testados contribuindo positivamente para representatividade de tais resultados.

A Figura 39 apresenta, para fins comparativos, as curvas da/dN versus ΔK traçadas em um mesmo gráfico no intervalo de dados referente ao regime II para estes corpos de prova, juntamente com a curva avaliada para o corpo de prova do metal de base.

A fim de comparação, a Tabela 21 reúne os valores determinados dos coeficientes da lei de Paris neste trabalho aos dos outros autores citados anteriormente para aços de especificação API 5L X70.

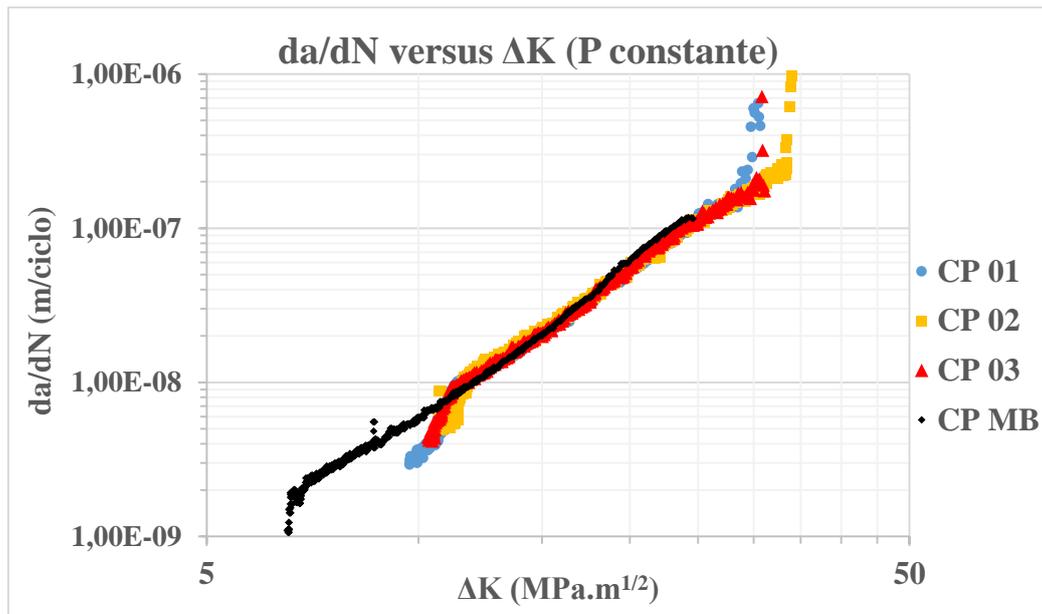


Figura 39: Curvas da/dN versus ΔK a P constante dos CPs 01, 02, 03 e MB.

Tabela 21: Comparação dos Valores de C e m para aço de especificação API 5L X70.

Origem dos dados	R	C (m/ciclo)	m
Este trabalho (CP 01)	0,7	$3,00 \times 10^{-12}$	3,23
Este trabalho (CP 02)	0,7	$5,00 \times 10^{-12}$	3,08
Este trabalho (CP 03)	0,7	$3,00 \times 10^{-12}$	3,23
Este trabalho (CP MB)	0,7	$5,00 \times 10^{-12}$	3,10
Godefroid [19]	0,1	$0,95 \times 10^{-12}$	3,55
Beltrão [20] (BM)	0,5	$3,73 \times 10^{-12}$	3,28
Beltrão [20] (WM)	0,5	$3,07 \times 10^{-12}$	3,16
Sorrija [21] (90°)	0,1	$1,90 \times 10^{-10}$	2,09
Sorrija [21] (180°)	0,1	$5,38 \times 10^{-11}$	2,43

Os valores de C e m obtidos neste trabalho estão coerentes com a literatura de um modo geral, como se pode observar na comparação com os de Godefroid [19] e Beltrão [20]. Entretanto, os resultados de Sorrija [20] para corpos de prova retirados de tubulação, a qual também API 5L grau X70, mostraram variação de C e m em relação à literatura, incluindo o presente estudo. Esta diferença entre Sorrija e a literatura pode ser decorrente do histórico de deformações mecânicas (e/ou termomecânicas) sofridas tanto na fabricação da chapa como no processamento do tubo. Desta forma, a combinação dos

históricos de processamento (chapa e tubo) podem resultar em microestruturas, tensões residuais, níveis de encruamento que resultaram em variações nos coeficientes de fadiga determinados.

5.2. ΔK limiar de fadiga

A Tabela 22 reúne os valores de ΔK_{TH} avaliado por outros autores, juntamente com os avaliados experimentalmente neste trabalho.

Tabela 22: Comparação de ΔK_{TH} de tubos que seguem a especificação API 5L.

Origem dos dados	Aço API 5L	R	ΔK_{TH} (MPa.m ^{1/2})
Este trabalho (CP 03)	X-70	0,7	3,92
Este trabalho (CP MB)	X-70	0,7	3,84
Godefroid [19]	X-70	0,1	9,8
Kim [22]	X-65	0,1	3,32
Kim [22]	X-70	0,1	3,74
Kim [22]	X-80	0,1	5,62
Fernandes [23]	X-65	0,7	2,87

Para os tubos correspondentes à norma API 5L de grau X70 avaliados neste trabalho, observa-se que o corpo de prova referente ao metal de solda apresentou ΔK_{TH} similar ao do metal de base, apesar de possuírem diferentes microestruturas, históricos termomecânicos e até maior limite de escoamento do metal de solda. O ΔK_{TH} avaliado por Kim [22] para o metal de base um tubo de grau X70 foi também similar ao observado aqui, mesmo não tendo sido reportado os históricos de fabricação. O valor obtido por Godefroid [19] para o ΔK_{TH} foi 250% superior, aproximadamente, aos demais trabalhos em X70 aqui reportados. Ele [19] observou a influência do fenômeno de fechamento de trinca, que é mais frequente em testes realizados com baixas razões de carregamento, diferentemente dos ensaios realizados neste trabalho, que utilizou razão de carregamento R=0,7.

No que diz respeito ao ΔK_{TH} de tubos de especificação API 5L de graus diferentes ao X70, como os de grau X65 avaliados por Kim [22] e Fernandes [23] e o de grau X80 avaliado por Kim [22], os valores reportados são próximos entre si, não sendo possível fazer discussões específicas em função das poucas informações disponibilizadas nos respectivos estudos.

6. Conclusões

Analisando os resultados obtidos foi possível verificar que na região da junta soldada os corpos de prova referentes ao metal de solda e do metal de base possuem comportamentos muito similares. Visto que os valores encontrados para as constantes da Lei de Paris e do ΔK limiar de fadiga ΔK_{TH} são muito próximos.

No que diz respeito à região II da curva da/dN versus ΔK onde prevalece o comportamento descrito pela Lei de Paris os resultados apresentados neste trabalho estão similares com os avaliados por outros autores, a menos de Sorrija [21].

Quanto ao ΔK_{th} , foi observado que os valores encontrados a partir dos testes realizados são similares entre si e com os apresentados por outros autores. Exceto o valor obtido por Godefroid [19], o qual foi mais elevado e explicado como sendo decorrente do fenômeno de fechamento de trinca.

É importante frisar que a avaliação do comportamento mecânico dos tubos que seguem a especificação API deve ser realizada caso a caso, com os parâmetros de testes ajustados criteriosamente, dado que há um número considerável de variáveis que podem influenciar nas respectivas propriedades, sendo a fadiga uma delas.

7. Referências

- [1] API 5L, Specification for line pipe steel API5L. 43 ed, New York, American Petroleum Institute, 2004.
- [2] HERYNK, M. D. et al, “Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing processes on pipe collapse pressure”. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 49, pp. 533-553, 2007.
- [3] ASTM E647, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, Philadelphia, ASTM International, 2011.
- [4] ANDERSON, T.L., **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3 ed. New York, CRC Press, 2011.
- [5] BROEK, D., **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 4 rev ed. Netherlands, Kluwer Academic Publishers, 1982.
- [6] BASTIAN, F. L., CAMINHA, H.M, MORAES, M., **Mecânica da Fratura**. S.i: Ibqn, 1987.
- [7] WESTERGAARD, H. M., “Bearing Pressures and Cracks”, **Journal of Applied Mechanics**, v. 6, pp. 49-53, 1939.
- [8] WILLIAMS, M. L., “On the stress distribution at the base of a stationary crack”, **Journal of Applied Mechanics** v. 24, pp. 109-114, 1957.
- [9] IRWIN, G.R., “Analysis of stresses and strains near the end of a crack transversing a plate”, **Journal of Applied Mechanics** v.24, pp. 361-370, 1957.
- [10] FORTES, C., **Mecânica da Fratura**. ESAB BR, Assistência Técnica Consumíveis, 2003.
- [11] IRWIN, G.R., “Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness”, **Sagamore Research Conference Proceedings** v. 4, pp. 63-78, Syracuse University Research Institute, New York, USA, 1961.
- [12] ASTM E1823, Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia, ASTM International, 1996.
- [13] DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.
- [14] MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo, Edgard Blucher, 1982.
- [15] ROSA, E. **Análise de Resistência Mecânica (Mecânica da Fratura e Fadiga)**. Santa Catarina, UFSC, 2002.
- [16] HERTZBERG, R.W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. 4 ed. New York, John Wiley & Sons, 1996.

- [17] KUJAWSKI, D., ELLYING, F., “A Fatigue Crack Growth Model With Load Ratio Effects”, **Engineering Fracture Mechanics** v. 28, n. 4, pp. 367-378, 1987.
- [18] KLESNIL, M., LUKAS, P., “Effect of Stress Cycle Asymmetry on Fatigue Crack Growth”, **Materials Science Engineering** v. 9, pp. 231-240, 1972.
- [19] GODEFROID, L.B. et al, “Microstructure and Mechanical Properties of Two Api Steels for Iron Ore Pipelines”, **Materials Research**, v. 17, pp. 114-120, 2014.
- [20] BELTRAO, M.A.N. et al. “Fatigue crack propagation in API 5L X-70 pipeline steel longitudinal welded joints under constant and variable amplitudes”, **Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures**, 2010.
- [21] SORRIJA, B. A., NASCIMENTO, M.P. “Fatigue Crack Growth Rate Analysis in an API 5L X70 Steel Pipe”, **Rio Pipeline Conference & Exposition 2015**, Rio de Janeiro, Brasil, 22-24 September 2015.
- [22] KIM, Y.P., KIM, C.M., KIM, W.S. “Near Threshold Fatigue Crack Growth Behavior and Crack Closure of Natural Gas Pipeline Steels”, **Procedia Engineering**, v. 10, pp. 813-820, 2011.
- [23] FERNANDES, G.B. “**Determinação Experimental de ΔK Limiar e dos Coeficientes da Lei de Paris do Metal de Solda do Aço API X65**”, Projeto de Graduação, Escola Politécnica da UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2017.
- [24] ALBUQUERQUE, S.F., SILVA, R.S., MACIEL, T.M., “Estudo do Comportamento do Aço API 5L X80 quando submetido à Soldagem por Processo Automatizado”, **Soldagem & Inspeção** v.17, n. 2, pp. 137-146, São Paulo, 2012.
- [25] VENTRELLA, V.A., ALCANTARA, N.G., FERREIRA, M.H.M. “Microestrutura do metal de solda do aço API-X70 soldado com arame tubular AWS E-8171-Ni”. **XXVII CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM**, Campinas-SP, 2001.
- [26] COHEN, M., HANSEN, S.S., “Microstructural Control in Microalloyed Steels”. **MiCon 78: Optimization of Processing. Properties and Service Performance Through Microstructural Control**, pp. 34-52, 1979.
- [27] GODOY, J.M., **Estudo da Ocorrência de Trinca por Fadiga em Tubos de Aço Soldados, devido ao Transporte**. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, SP, Brasil, 2008.