

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA
DO RIO DE JANEIRO



Gabriela Cardoso Costa Sertã

**Estudo da propagação de trincas por
fadiga em um aço de baixo carbono**

Projeto de Graduação

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia
Mecânica da PUC-Rio

Orientador: Jaime Tupiassú Pinho de Castro

Rio de Janeiro
Dezembro de 2017

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer primeiramente ao meu orientador por todo o conhecimento transmitido e ajuda concedida, sem a qual seria impossível completar este projeto.

Aos meus queridos pais que sempre apoiaram todas as minhas decisões e estiveram presentes nos momentos mais difíceis.

Ao meu namorado cujo afeto e carinho foram essenciais para concluir esse projeto.

Resumo

A taxa de propagação de uma trinca em função do coeficiente da gama de intensidade de tensões caracteriza a resistência de um material ao crescimento de trincas. A propagação podendo gerar um eventual rompimento da peça torna o conhecimento da sua resistência à falha um estudo necessário para o dimensionamento de estruturas. Ao detectar um defeito deste tipo, é necessário saber quantificar o dano que ele poderá causar. O objetivo deste projeto foi de entrar em contato com esses conceitos e tentar corroborá-los através de ensaios práticos. Nesse trabalho foi estudada a propagação de trincas em um aço de baixo carbono, devido à sua importância atual na economia mundial, graças ao seu baixo preço e excelentes propriedades de rigidez e resistência.

É comprovado que trincas nascem por fadiga em locais aonde há concentração de tensões, geralmente caracterizados por pontas afiadas em sua microestrutura ou entalhes na sua geometria. No entanto, às vezes, essas concentrações de tensões podem ser tão altas, caso de materiais muito resistentes, que a trinca cessa de propagar, caracterizando um material com vida infinita. Para poder modelar a resistência do aço 1020 à propagação, foram fabricados corpos de prova do tipo DC(T), possuindo um entalhe, garantindo que ao ser submetido a cargas de amplitude constante uma trinca seja formada e possa se propagar pela geometria da peça.

Palavras chave: Fadiga, concentração de tensões, corpo de prova, fator de intensidade de tensões, zona plástica, limiar de propagação, sobrecarga, vida de propagação à fadiga, carga de amplitude constante, taxa de propagação.

Abstract

Studying Fatigue Crack Growth on Low Carbon Steel Specimens

Crack growth rate as a function of stress intensity factor range characterizes a material's resistance to crack extension under cyclic loading. Crack growth may eventually cause fracture which justifies the importance of this study in order to conceive well dimensioned structures. When this type of default is detected, it is necessary to be able to quantify it's damage and risk. Therefore, the purpose of this research was to get in contact with the theory behind fatigue crack growth and corroborate it by completion of practical tests in the laboratory. In this project, crack growth rates were measured on low carbon steel, more specifically AISI 1020 carbon steel, thanks to its excellent properties, low price and importance in the world economy nowadays.

It is proven that cracks have more chances of initiating in regions where stress concentration is present. This may be due to inclusions or holes in the microstructure of the material, sharpened ends, notches or variations in the geometry of a structure. Sometimes, when a material is very resistant, high stress concentrations can actually be benefic to the structure and cause crack growth to stop. In order to take all these factors into account in the study of crack growth on low carbon steels, DC(T) specimens were machined with a Straight Thru notch, guaranteeing crack initiation when submitted to cyclic constant amplitude loading.

Key-words: Fatigue, Stress concentration, Specimen, Stress Intensity Factor, Plastic Zone, Fatigue Crack Growth Threshold, Overload, Constant Amplitude Loads, Crack Fatigue Life, Fatigue Crack Growth Rate.

Sumário

1	Introdução	7
	a. Teoria Prévia	8
	b. Objetivo	9
	c. Resultados Esperados e Limitações	9
2	Teoria da propagação de trincas	10
	a. Fator de Concentração de tensões	10
	i. Fator de concentração de Tensões em fadiga	12
	b. Zona Plástica	14
	c. Fator de Intensidade de Tensões	15
	d. A Propagação de Trincas por Fadiga	18
	i. A forma Sigmoidal das Curvas de Propagação	19
	ii. O Limiar de Propagação	20
	iii. A Regra de Paris	21
	iv. A Tenacidade dos Materiais	22
	e. O Efeito de Retardo causado pela Aplicação de Sobrecargas	24
3	Execução dos ensaios em fadiga	27
	a. Escolha do Material para o CP	27
	b. Escolha da Geometria do CP	28
	c. Normalização do Ensaio	30
	i. Considerações Gerais	30
	ii. Escolha do Método de Medição do Comprimento de Trinca	31
	iii. Preparação do CP	33
	iv. A medição por Extensometria	36
	v. Procedimento	38
	d. Cálculos realizados para Obtenção do Gráfico $da/dN \times \Delta K$	40
4	Análise e Comparação dos Resultados Obtidos	43
	a. Filtragem dos Dados	43
5	Conclusões e Recomendações	52

Lista de figuras

<i>Figura 1: Linhas de força peça com entalhe</i>	10
<i>Figura 2: Furo Elíptico</i>	11
<i>Figura 3: Comparação de zonas plásticas versus elastoplásticas (Fadiga sob Cargas Reais de Serviço, Castro e Meggiolaro 2009)</i>	14
<i>Figura 4: : Modos de carregamento de uma trinca em uma placa</i>	15
<i>Figura 5: Forma Sigmoidal das curvas de propagação</i>	19
<i>Figura 6: Efeito do retardo na curva de propagação</i>	26
<i>Figura 7: Dimensões CP DC(T)</i>	28
<i>Figura 8: Dimensões dos CPs fabricados e utilizados nos testes</i>	29
<i>Figura 9: Flexão da parte traseira do CP</i>	31
<i>Figura 10: Curva Força vs. Deformação</i>	33
<i>Figura 11: Conexão do Strain Gage, colado ao CP, aos fios do sistema de aquisição.</i>	35
<i>Figura 12: Ponte de Wheaston ligada a um sistema de aquisição</i>	36
<i>Figura 13: Vistas lateral e frontal da garra utilizada durante os ensaios</i>	38
<i>Figura 14: Dados Coletados para R=0,05</i>	43
<i>Figura 15: Zoom dos dados coletados para R=0,05</i>	44
<i>Figura 17: Dados filtrados para R=0,05</i>	45
<i>Figura 16: Dados filtrados para R=0,3</i>	45
<i>Figura 18: Dados filtrados para R=0,7</i>	46
<i>Figura 19: Gráfico da/dN vs. dK para R=0,05</i>	47
<i>Figura 20: Gráfico da/dN vs. dK para R=0,7</i>	47
<i>Figura 21: Fase II da curva da/dN vs. dK para R=0,05</i>	48
<i>Figura 23: Fase II da curva da/dN vs. dK para R=0,3</i>	49
<i>Figura 22: Fase II da curva da/dN vs. dK para R=0,7</i>	49
<i>Figura 24: Fase II da curva da/dN vs. dK para os três valores de R</i>	50

1 Introdução

O crescimento e a propagação de trincas por fadiga são fenômenos que ocorrem em peças submetidas a cargas variáveis que geram deformações plásticas alternadas, as quais induzem um dano paulatino e cumulativo que causa o trincamento progressivo do material. Este mecanismo de dano é a causa primária da maioria das falhas estruturais observadas na prática,

Quando a geração das trincas ocorre no âmbito microestrutural, ela pode ser devida à defeitos tipo inclusões ou vazios na estrutura cristalina dos metais, por exemplo. No entanto, na maior parte das vezes, os grandes desastres ocorrem devido à erros de projeto que levam à fabricação de peças com entalhes que, quando em funcionamento, concentram tensões facilitando a geração da trinca. Todavia, devido à própria natureza de certas peças, elas precisam ter entalhes como ombros, rasgos ou furos necessários para a sua fixação na estrutura ou para o seu funcionamento, falhas acabam sendo geradas por fadiga. Esse trabalho, no entanto, tem como intuito estudar a propagação das trincas e não o seu surgimento ou crescimento inicial, a qual é modelada por conceitos da Mecânica da Fratura que assumem que o raio da ponta da trinca é nulo. Como essas trincas idealizadas geram campos de tensão singulares, seus efeitos precisam ser modelados pela intensidade do campo, já que as tensões na ponta da trinca supostas infinitas não podem ser comparadas com as resistências do material.

As trincas reais, não obstante, possuem um raio de ponta finito que influencia muito na concentração de tensões na região em torno da ponta da trinca, gerando, conseqüentemente, uma zona onde as tensões não correspondem às idealizadas no CP. Portanto, é necessário sair desta região de perturbação que gera escoamento localizado para podermos fazer a análise dessas trincas pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (ou MFLE como mencionaremos daqui em diante).

A seguir apresentaremos uma breve descrição da mecânica da fratura linear e em que ela consiste.

a. Teoria Prévia

A mecânica da fratura linear elástica pode ser aplicada em materiais cuja zona plástica formada no entorno da ponta da trinca seja desprezível quando comparada ao tamanho da peça real e, por essa razão, as tensões no entorno desta região ainda possam ser analisadas de forma linear elástica. A base da mecânica da fratura linear elástica, desenvolvida em 1920 por Griffith, é de que o efeito das trincas, apesar de suposto singular, pode ser descrito por uma variável chamada de taxa de alívio da energia G , que quantifica a diminuição da energia de deformação (potencial) armazenada na peça com o crescimento da trinca.

Griffith observou isso ao perceber que a tensão necessária para se fraturar um bloco de vidro era da ordem de 100MPa, enquanto que a tensão necessária para se quebrar as ligações atômicas desse (e de qualquer outro) material é da ordem de $E/10$, ou seja um décimo do seu módulo de elasticidade, um valor muito maior do que as resistências medidas na prática. Portanto, ele assumiu que a estrutura dos materiais possuía imperfeições e decidiu modelar a propagação das trincas por um balanço de energia entre o trabalho realizado pelas forças externas e a energia armazenada para fraturar a peça. O objetivo dele era de compreender porque as peças não se rompiam automaticamente uma vez trincadas, visto que segundo Inglis as tensões na ponta das trincas seriam infinitas.

A MFLE, que modela o comportamento das trincas nos materiais enquanto eles permanecem primariamente elásticos, começou a ter verdadeiros avanços quando Irwin e Williams introduziram um parâmetro chamado fator de intensidade de tensões (FIT) que quantifica a intensidade do campo de tensões linear elástico em volta da trinca. Isso foi um grande avanço sobre as ideias iniciais de Griffith, pois se pode usar os FITs sem uma análise global do campo e tensões e deformações da peça trincada.

b. Objetivo

O objetivo deste trabalho é obter experimentalmente a fase II ou de Paris de três curvas de propagação $da/dN \times \Delta K$, onde da/dN é a taxa de propagação das trincas por fadiga e $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ é a gama do fator de intensidade de tensões aplicado na peça, medida sob cargas de amplitude constante em três razões $R = K_{\min}/K_{\max}$ diferentes: $R = 0,05$, $R = 0,3$ e $R = 0,7$, onde K_{\max} e K_{\min} são os valores máximos e mínimos do FIT, de acordo com os procedimentos especificados na norma ASTM E647. O material usado neste trabalho é um aço de baixo carbono AISI 1020, com 0,2%C em peso. Essas curvas são necessárias para modelar o comportamento das trincas sob cargas de amplitude constante.

c. Resultados Esperados e Limitações

A fase dois da curva de propagação é sua parte parabólica, modelada por Paris por $da/dN = A\Delta K^m$. Portanto, a partir dos resultados coletados no experimento, espera-se encontrar uma reta que aproxime bem os pontos medidos, quando eles são plotados em log-log. A variação no valor de R deve aumentar o valor da taxa de propagação, mas não a inclinação da reta que ajusta os dados medidos. Ou seja, quanto maior for R, mais elevada deve sua curva da/dN , logo maior devem ser suas taxas de propagação geradas por um mesmo valor de ΔK . No entanto, espera-se que todas as 3 curvas sejam retas aproximadamente paralelas.

A maior limitação encontrada durante a realização deste trabalho foi a disponibilidade das máquinas servohidráulicas necessárias para realizar os testes, que são muito longos. Devido a essa dificuldade de acesso às máquinas, o processo de aprendizado, necessário para poder dominar bem a máquina e realizar testes corretamente, foi longo.

2 Teoria da propagação de trincas

A propagação de trincas começou a ser estudada a partir do momento em que se percebeu que a fratura da peça não é iminente após a iniciação de uma trinca por fadiga, e avançou após o desenvolvimento dos princípios da mecânica da fratura linear elástica. Para explicar um pouco melhor essa teoria, alguns dos seus conceitos básicos serão introduzidos a seguir.

a. Fator de Concentração de tensões

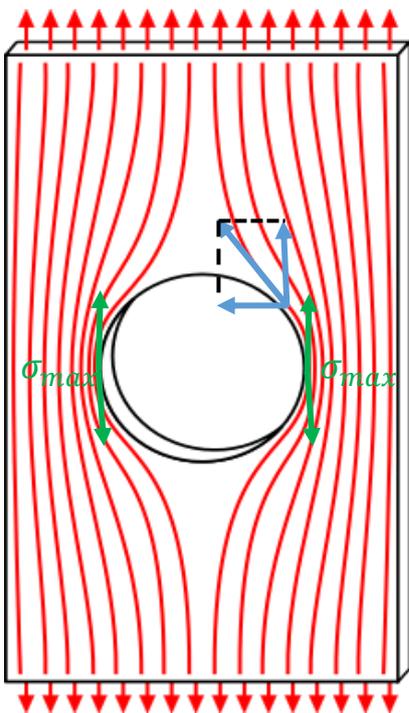


Figura 1: Linhas de força peça com entalhe

Quando uma peça possui um entalhe, as linhas de força que passam por essa região são deformadas e a tensão que antes era uniforme passa a ter duas componentes, visto que ela será sempre tangente à linha de força, como mostrado na figura ao lado. Essa deformação e consequente aproximação das linhas de força caracterizam a concentração de tensões.

O fator de concentração de tensões K_t é definido como sendo a razão entre a tensão máxima que atua na raiz do entalhe e a tensão nominal agindo sobre uma peça:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n} \text{ (Eq. 2.1_1)}$$

Onde a tensão nominal σ_n é a tensão calculada pelas fórmulas clássicas da resistência dos materiais que age nas regiões da peça longe de transições bruscas, segundo o princípio de Saint Venant. Elas podem ser originadas por flexão, torção, tração e/ou cisalhamento.

Já a tensão máxima é a tensão presente na raiz do entalhe, que foi calculada analiticamente pela primeira vez em 1898 por Kirsch. Ele quantificou a distribuição de tensões em torno de um furo circular de raio R para uma placa de dimensões infinitas tracionada por uma tensão nominal σ_n :

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma_n}{2} \left[\left(1 + \frac{R^2}{r^2} \right) - \left(1 + \frac{3R^4}{r^4} \right) \cos 2\theta \right] \text{ (Eq. 2.1_2)}$$

Onde “r” é a distância de um ponto qualquer da placa ao centro do furo. De acordo com essa expressão, percebe-se que a tensão é máxima quando $r = R$ e $\theta = \pi/2$, como mostrado na figura acima. Nesse caso teremos:

$$\sigma_{max} = 3\sigma_n \rightarrow K_t = 3$$

É importante ressaltar que no caso de placas com dimensões finitas, K_t já não seria mais quantificado desta forma, ou seja, esse parâmetro depende não só do tipo de carga aplicada, como também da geometria da peça e do entalhe. Prova disto foi o resultado do problema de concentração de tensões encontrado por Inglis em 1913 que trouxe conclusões ainda mais importantes para o estudo da fadiga.

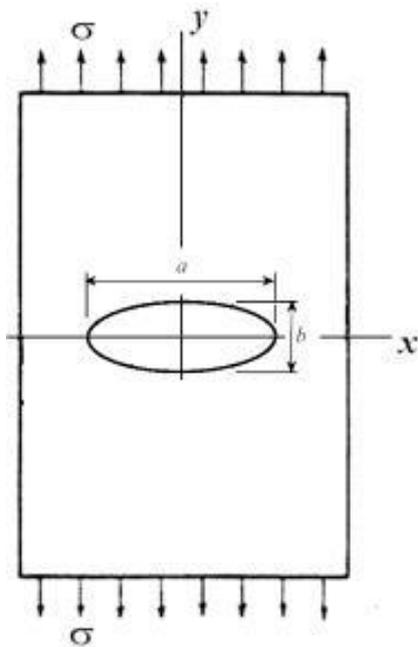


Figura 2: Furo Elíptico

Inglis foi capaz de calcular a distribuição de tensões em torno de um furo elíptico de uma placa infinita tracionada por uma tensão nominal σ_n , como mostrado na figura abaixo. A partir desse resultado, ele concluiu que:

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \text{ (Eq. 2.1_3)}$$

Onde ρ é o menor raio da elipse: $\rho = b^2/a$, “a” e “b” estão ilustrados na figura 2 ao lado.

A partir desse resultado, percebe-se que K_t é inversamente proporcional ao raio do entalhe, ou seja, quanto mais afiado for o entalhe maior será a tensão lá atuante.

Essa solução é coerente, pois percebemos que quando $a = \rho$ a elipse passa ser um círculo e $K_t = 3$ que foi justamente a solução encontrada por Kirsch. Além disso, de forma análoga à Kirsch, a tensão máxima que age na elipse é paralela à tensão nominal longe da região do entalhe, e se encontra no ponto de raio menor da elipse $x = \pm a$. Finalmente, em $x = 0$ e $y = \pm b$ Inglis encontrou uma tensão compressiva atuando nesse ponto com o valor de $-\sigma_n$, assim como Kirsch.

Os resultados encontrados por Inglis são muito importantes para a análise das tensões de trincas que se propagam sob fadiga, pois ao olharmos uma trinca no microscópio, percebemos que o formato de sua ponta se aproxima muito ao de uma meia elipse. Portanto, inicialmente, acreditou-se que as tensões atuando na ponta da trinca poderiam ser analisadas utilizando a solução de Inglis e aproximando o raio ρ a um valor infinitamente pequeno.

i. Fator de concentração de Tensões em fadiga

O efeito da concentração de tensões é essencial na fadiga, visto que a iniciação das trincas “são primeiramente causadas pelas gamas de tensão atuantes no ponto crítico” (Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob cargas reais de serviço, Castro e Meggiolaro 2009).

Logo, de acordo com a teoria vista acima, levando em consideração que a concentração de tensões é a causa da iniciação de trincas, seria lógico afirmar que a resistência à fadiga de uma peça perfeita seria K_t vezes maior do que a resistência de uma peça entalhada. No entanto, experimentos nos mostram que este não é o caso. Essa constante K_t tende a ser menor quando as peças estão submetidas à fadiga. O fator de concentração de tensões sob fadiga é então definido como sendo a razão entre a resistência à fadiga de um CP padrão S_L' e da peça entalhada S_L :

$$K_f = \frac{S_L'}{S_L} \text{ (Eq. 2.1.1_1)}$$

No dimensionamento à fadiga, é comum relacionar esse fator à sensibilidade ao entalhe da trinca, pelo princípio simples de que quanto menor for o raio ρ da trinca, maior deve ser o fator de concentração de tensões. A sensibilidade ao entalhe é definida como sendo:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \text{ (Eq. 2.1.1_2)}$$

Logo, quando a sensibilidade vale 1, ou seja, a trinca é 100% afetada pelo entalhe, o fator de concentração de tensões à fadiga tende ao valor de K_t . Esses são os casos onde o raio do entalhe são grandes, pois a solução do problema de concentração de tensões se aproxima mais dos resultados analíticos encontrados por Kirsch e Inglis.

Esse fator também é afetado pela resistência à ruptura dos materiais. Quanto maior for a resistência do material, maior será sua capacidade de manter a raiz do entalhe afiada, logo maior serão as tensões concentradas nesse ponto. Consequentemente, “q” aumenta com o aumento da resistência à ruptura.

b. Zona Plástica

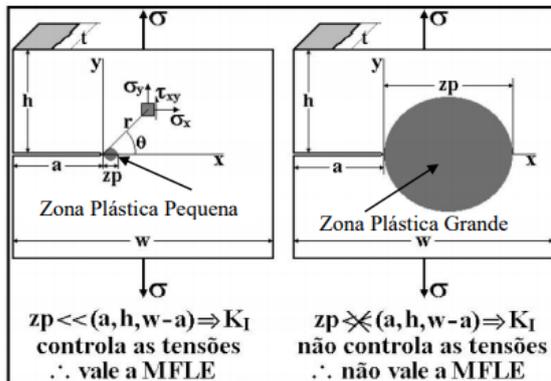


Figura 3: Comparação de zonas plásticas versus elastoplásticas (Fadiga sob Cargas Reais de Serviço, Castro e Meggiolaro 2009)

As trincas possuem um raio de ponta muito pequeno, pode-se assumir que ele tende a zero. De acordo com essa hipótese, se fôssemos utilizar a solução de Inglis ($\sigma_{\max} = K_t \sigma_n = \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \sigma_n$) para calcular a concentração de tensões nessa região as tensões máximas tenderiam ao infinito. Porém, sendo tensões infinitas uma impossibilidade física, conclui-se que na região da ponta

da trinca aonde as tensões são extremamente altas, o comportamento da peça passa a ser não-linear e, conseqüentemente, não pode ser modelada pelos princípios da MFLE. Essa região é chamada de zona plástica.

A zona plástica é comumente descrita por um cilindro possuindo uma altura equivalente à espessura do entalhe, como mostrado na figura ao lado. Se esse entalhe for muito espesso, a trinca será representada por um estado plano de deformações, pois a existência de matéria causará uma contração da região próxima do raio de entalhe, interna à peça, que será dimensionada por uma tensão perpendicular ao plano da trinca. Já quando a peça é fina e a zona plástica esbelta, ela estará livre de contração e será modelada por um estado plano de tensões, onde a tensão no eixo z, perpendicular ao plano principal do raio do entalhe (ver figura 4), é nula.

Quando essa zona plástica é muito pequena comparada ao tamanho da peça, vale a teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica e o estado de tensão da região da peça próxima ao entalhe será controlado pelo fator de intensidade de tensões, parâmetro linear elástico catalogável que será explicado a seguir.

c. Fator de Intensidade de Tensões

Apesar de um dos pilares da teoria da MFLE ser a taxa de alívio G , implícita nas ideias originais de Griffith, encontrar a energia elástica de uma peça requer uma análise global de sua estrutura, o que pode ser muito trabalhoso e pouco econômico. Logo, em 1957 Irwin e Williams conseguiram, por resoluções diferentes, calcular analiticamente o campo de tensões lineares elásticos, a uma distância “r” e um ângulo θ da ponta de qualquer trinca, para cada um dos modos de carregamento. Os eixos principais na ponta da trinca com seus respectivos modos de carregamento são representados na figura 4 abaixo.

O modo I é a tração simples, modo mais fácil de propagação de trincas, pois exige menos energia. O modo II é de cisalhamento e o modo III é de torção.

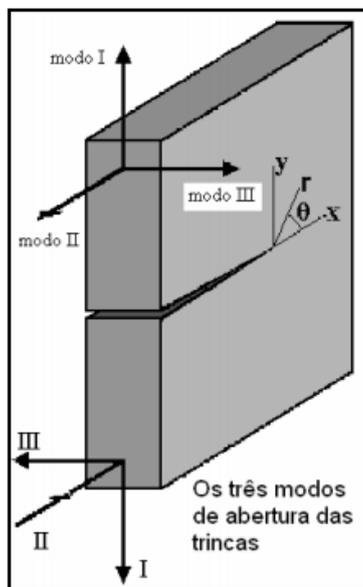


Figura 4: : Modos de carregamento de uma trinca em uma placa

Esse campo de tensões é descrito pela seguinte expressão genérica:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = K \frac{f_{ij}(\theta)}{\sqrt{2\pi r}} \quad (\text{Eq. 2.3}_1)$$

Onde o valor de K depende do respectivo modo de carregamento da peça. A partir da equação acima, percebe-se que o campo de tensões é controlado inteiramente pelo valor de K, visto que as funções $f_{ij}(\theta)$ são as mesmas para qualquer peça trincada, dado que o material seja linear, elástico, isotrópico e homogêneo.

O fator de intensidade de tensões K é representado pela forma geral

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{w}\right) \text{ (Eq. 2.3_2)}$$

Logo ele depende da tensão nominal, do tamanho da trinca e da geometria da peça (função $f\left(\frac{a}{w}\right)$). Finalmente, ele varia de acordo com o tipo de carregamento ao qual a trinca está submetida (modos I, II ou III).

Os valores dessa variável são catalogados e foram calculados para vários tamanhos e tipos de peça diferentes, utilizando os Métodos de Elementos Finitos (MEF), inclusive para o corpo de prova DC (T) utilizado nesse trabalho. Visto que o corpo de prova será submetido somente a forças de tração e compressão (modo I) o único valor de K utilizado foi

$$K_I = \frac{P}{t\sqrt{w}} \times \frac{\left(2 + \frac{a}{w}\right)}{\left(1 - \frac{a}{w}\right)^{1,5}} \times \left[0,76 + 4,8 \frac{a}{w} - 11,58 \left(\frac{a}{w}\right)^2 + 11,43 \left(\frac{a}{w}\right)^3 - 4,08 \left(\frac{a}{w}\right)^4\right] \text{ (Eq. 2.3_3)}$$

Essa equação é válida tanto para K_{\max} quanto para K_{\min} como para ΔK , desde que o valor da carga P seja alterada de forma análoga a esses valores.

Levando em consideração que na ponta da trinca o raio é muito pequeno, no caso ideal nulo, o campo de tensões lineares elásticos nessa região, segundo a equação (Eq. 2.3_1) apresentada acima tenderia ao infinito. No entanto, sabe-se que esta hipótese é fisicamente incoerente. Concluiu-se, então, que a análise linear elástica não pode descrever o campo de tensões na ponta das trincas que são caracterizadas por uma região não linear chamada de zona plástica, anteriormente justificada pela solução da placa de Inglis. Por esta razão, as trincas nunca se propagam em materiais virgens, ela só consegue se propagar cortando material que já sofreu deformações elastoplásticas cíclicas.

Não obstante, a teoria do fator de intensidade de tensões é a solução utilizada, pois descobriu-se que para se descrever a propagação de trincas não é necessário conhecer o campo de tensões na ponta da trinca, como será explicado mais adiante. O conhecimento do comportamento do material na região próxima à ponta já é suficiente para descrever o fenômeno de propagação.

A partir da equação (Eq. 2.3_1) pode-se deduzir o tamanho da zona plástica supondo um campo de tensões $\sigma_y(r = z_p, \theta = 0) = S_E$ na ponta da zona plástica, região até onde o material estaria começando a escoar, pois é o limiar entre a região elástica e a região onde haverá plasticidade. Em modo I, a tensão na direção y é dada pela seguinte expressão:

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \quad (\text{Eq. 2.3}_4)$$

Logo, para $\sigma_y(r = z_p, \theta = 0) = S_E$:

$$S_E = K_I \frac{1}{\sqrt{2\pi z_p}} \rightarrow z_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{S_E}\right)^2 \quad (\text{Eq. 2.3}_5)$$

Essa aproximação é grosseira, pois, como mostrado na figura 5, o campo de tensões na região perto da ponta da trinca possui 2 componentes, no caso do estado de tensões planas, logo a forma mais correta de se resolver esse problema seria encontrando a tensão equivalente de Mises que engloba o efeito dessas três componentes e igualar este valor ao limite de escoamento do material. Muitas estimativas foram feitas por cientistas para deduzir o tamanho desta zona plástica. A estimativa utilizada neste trabalho foi a de Irwin:

$$z_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{S_E}\right)^2 \quad (\text{Eq. 2.3}_6)$$

A propagação de trincas é na realidade dominada por dois fatores: ΔK e K_{\max} . Isso significa que na ponta de cada trinca, na realidade, haverá duas zonas plásticas. Uma zona plástica chamada de monotônica, calculada em função de K_{\max} e a outra, chamada de zona plástica reversa, é controlada por ΔK .

Finalmente, é importante ressaltar que independente desta zona plástica reversa inerente ao efeito de propagação da trinca, os ligamentos residuais elásticos da peça são em geral bem maiores do que esta pequena região, o que justifica a utilização da MFLE para a modelização do problema de propagação e consequente domínio de ΔK sobre o crescimento da trinca por fadiga, como será explicado com mais detalhes a seguir.

d. A Propagação de Trincas por Fadiga

De acordo com os conceitos apresentados acima, percebemos que o nascimento da trinca é dominado pelo campo de tensões e deformações que atuam em seu ponto crítico, já a propagação é dominada pelo FIT. Sendo a falha mecânica por fadiga caracterizada não só pelo nascimento, mas também pela propagação da trinca, saber dimensionar essa fase também é de extrema importância, especialmente quando se deseja projetar componentes contra erros de fabricação que podem trincar a peça antes mesmo de ser ciclada, causando a sua falha independente da projeção à vida infinita de iniciação realizada.

Foram Paris e Erdogan que comprovaram a dominância do FIT que causa a gama de tensões $\Delta\sigma$ na fase de propagação, ao realizarem um experimento com duas placas de alumínio idênticas de largura w e espessura t sendo submetidas à mesma história de cargas ΔP constante. Logo, se a propagação das trincas fosse dominada pela gama de tensões, as curvas de taxa de propagação $da/dN \times \Delta\sigma$ deveriam ser idênticas, visto que as placas eram idênticas. No entanto, não foi isso o observado. Quando plotaram a curva $da/dN \times \Delta K$ observou-se que neste caso, sim, elas possuíam uma forma muito parecida, comprovando sua teoria.

Graças a esse experimento, esses dois cientistas conseguiram desmistificar a ideia de que o escoamento presente na ponta da trinca impede que a propagação seja modelada de forma linear elástica e a utilização do FIT no dimensionamento da propagação de trincas sob fadiga passou a ser amplamente aceito e utilizado.

i. A forma Sigmoidal das Curvas de Propagação

As curvas de propagação possuem um formato característico que permite dividi-la em 3 fases, como mostrado na figura abaixo, onde cada uma dessas fases possui características próprias.

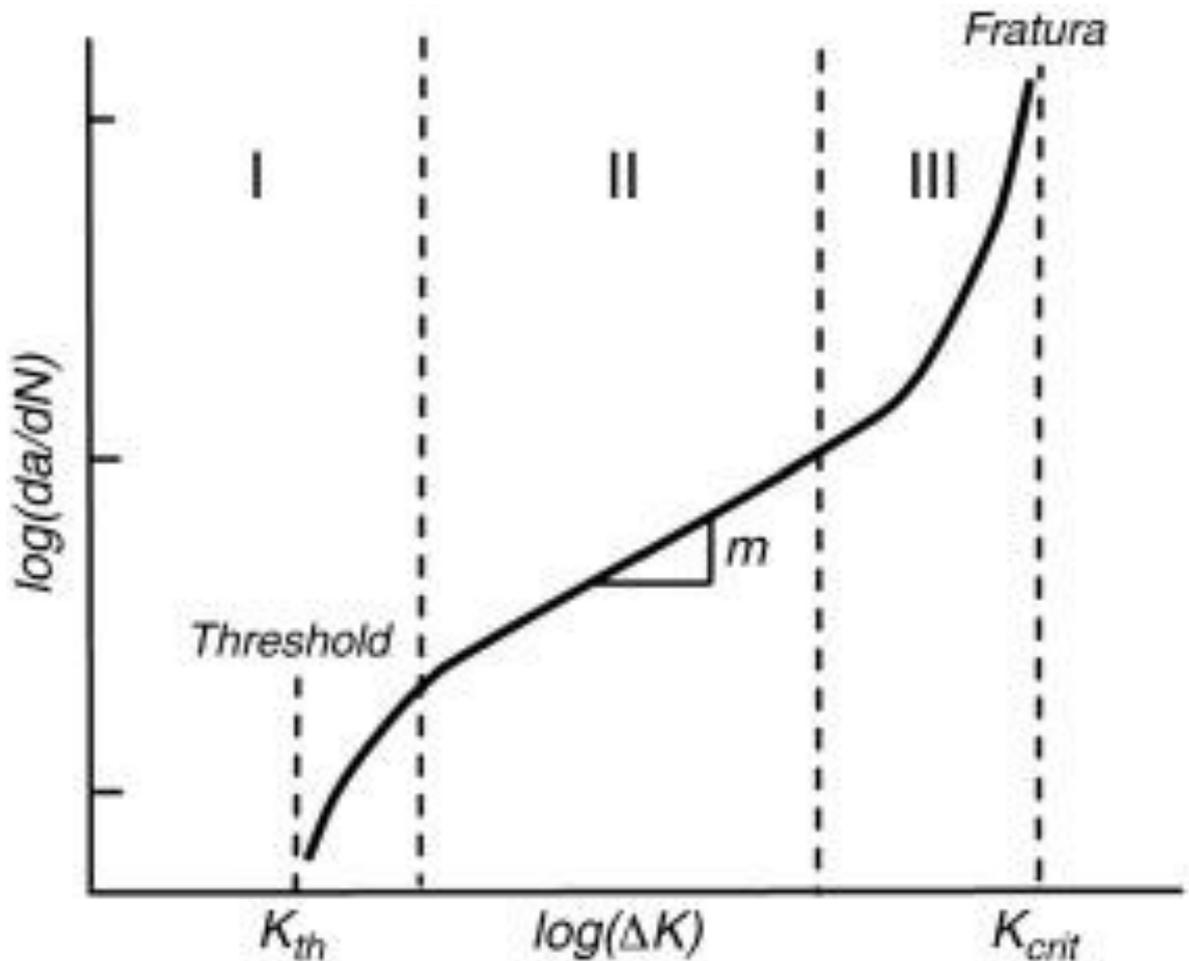


Figura 5: Forma Sigmoidal das curvas de propagação

A fase I da curva é caracterizada pelo limiar de propagação, valor de ΔK abaixo do qual a trinca não se propaga mais. Logo, para valores de carga muito baixas é possível que a trinca não se propague e essas características benéficas devem ser levadas em conta no dimensionamento contra a falha por fadiga. Essa fase da curva é chamada de decrescente pois a derivada diminui à medida que o fator de intensidade de tensões cresce.

A fase II da curva é a parte linear da curva (plotada em log-log), conseqüentemente ela é muito bem modelada pela regra de Paris, onde a derivada é uma constante, como será visto mais à frente.

A fase III é a parte crescente da curva que caracteriza a fratura do CP. Esta fase é muito influenciada pela espessura da peça, visto que a tenacidade à fratura dos materiais possui uma grande dependência da geometria.

Apesar do gráfico ser dado em função da gama de intensidade de tensões, existem outros fatores que influenciam na taxa de propagação das trincas, tais como o fator de intensidade de tensões máximo (K_{max}), a microestrutura do material, o meio ambiente e a carga de abertura. Certas características influenciam mais algumas regiões da curva do que outras, mas ΔK e K_{max} influenciam sempre todas as fases da curva

ii. O Limiar de Propagação

O limiar de propagação à fadiga é uma propriedade dos materiais obtida experimentalmente durante os testes decrescentes da curva da/dN , realizada para obtenção da fase I da curva. A norma ASTM647 que regulamenta os experimentos para obtenção de curvas de propagação de trinca sob fadiga define o limiar de propagação como sendo o valor de ΔK para o qual a taxa de propagação vale 10^{-10} m/ciclo. Na prática, o limiar de propagação corresponde ao valor da variação do fator de intensidade de tensão para o qual a trinca para de crescer ao diminuirmos paulatinamente as cargas às quais ela está submetida.

A microestrutura do material influencia muito o seu limiar de propagação. Da mesma forma que vazios ou inclusões podem causar o aumento da taxa de propagação das trincas sob cargas altas, devido ao efeito de concentração de tensões, em cargas baixas, elas podem ser a causa da diminuição das taxas de propagação, devido ao cegamento da ponta da trinca, conseqüentemente aumentando o valor de ΔK_{th} .

Essa propriedade também é muito influenciada pelo valor de $R = \frac{P_{min}}{P_{max}}$, visto que quanto maior for a carga média aplicada maiores serão as taxas de crescimento, pois a trinca poderá se abrir com maior facilidade. Como o FIT depende tanto do tamanho da trinca quanto da carga, quanto maior forem esses valores, maior será o valor do FIT. De forma análoga, as taxas também poderão atingir valores mais baixos com o aumento do valor de R, o que implica em uma diminuição no valor do limiar.

iii. A Regra de Paris

Paris, além de causar a segunda revolução no estudo da fadiga, após Wöhler, ao afirmar que a taxa de crescimento da trinca dependia de ΔK e não da variação de tensões, também foi o primeiro a propor uma equação que modele essa relação. A curva de propagação $da/dN \times \Delta K$ possui uma forma sigmoideal que permite dividi-la em 3 fases, como explicado acima. Paris percebeu que a fase II desta curva poderia ser aproximada por uma reta e conseqüentemente propôs que a vida residual à fadiga de uma peça trincada possa ser encontrada integrando a curva de propagação $da/dN \times \Delta K$, segundo a equação abaixo.

$$\text{Regra de Paris: } \frac{da}{dN} = A * \Delta K^m \quad (\text{Eq. 2.4.2}_1)$$

Onde os parâmetros A e m variam de acordo com o tipo de material e podem ser medidos a partir de testes da/dN .

Essa descoberta foi revolucionária devido à sua simplicidade, pois dependendo da equação que descreve o FIT, ou seja, da função $f\left(\frac{a}{w}\right)$ que caracteriza a geometria da peça, o problema da falha por fadiga pode ser resolvido de forma analítica. No entanto, essa dependência não é nada evidente à primeira vista e por essa razão foi tão contrariada quando Paris a propôs, pois é difícil de se acreditar que a velocidade da trinca pode ser modelada por um parâmetro linear, quando a sua propagação só ocorre graças ao escoamento presente na sua ponta.

Apesar da importância dada à descoberta de Paris, por ter sido o pioneiro, a regra por ele proposta é extremamente simplória, pois ela não considera o efeito de diferentes amplitudes de carga. Mas também, e principalmente, por ela só modelar bem a fase II da curva que não é a etapa mais importante para a fadiga. A maior parte da vida à fadiga das peças está na fase I onde as trincas ainda são muito pequenas e possuem taxas de crescimento baixas. Portanto, é muito importante saber modelar bem esta fase.

Por esta razão, outros pesquisadores propuseram regras de propagação que levam em conta o limiar de propagação assim como a variação das cargas à amplitude constante (variação da razão R).

iv. A Tenacidade dos Materiais

A tenacidade é uma propriedade que caracteriza a fratura. Quanto mais tenaz for um material, maior é a sua resistência às trincas. Geralmente, materiais que conseguem sofrer grandes deformações após um impacto são considerados materiais tenazes. Já os que se deformam pouco durante o impacto são geralmente os que possuem alta resistência à ruptura, visto que a resistência à ruptura é uma característica de materiais dúcteis submetidos à muitos ciclos de fadiga, enquanto o impacto pode ser modelizado como sendo meio ciclo de fadiga. Essas propriedades também são muito influenciadas pela temperatura.

Existem algumas formas de se medir a tenacidade dos materiais, a mais comum dentre elas sendo por meio de ensaios Charpy, por serem extremamente baratos e fáceis de se realizar. No entanto, também é possível descobrir a tenacidade à fratura de um material realizando ensaios de propagação de trinca sob fadiga. A fase III da curva de propagação caracteriza o fenômeno de ruptura e, por esta razão, a propriedade que se deseja obter nesta fase é a tenacidade do material.

Esta propriedade é representada pelo símbolo K_{IC} e ela é obtida ao igualarmos o seu valor ao K_{max} do material na ruptura. No entanto, esta propriedade é muito sensível à geometria do material, logo, em peças muito finas ela deixa de ser uma propriedade do material e passa a depender da forma da carga, da amplitude e da frequência na qual é realizada o teste.

$$K_{IC} = \frac{P_{max}}{t\sqrt{w}} \times \frac{\left(2 + \frac{a_{final}}{w}\right)}{\left(1 - \frac{a_{final}}{w}\right)^{1,5}} \times \left[0,76 + 4,8 \frac{a_{final}}{w} - 11,58 \left(\frac{a_{final}}{w}\right)^2 + 11,43 \left(\frac{a_{final}}{w}\right)^3 - 4,08 \left(\frac{a_{final}}{w}\right)^4\right] \quad (\text{Eq. 2.4.3}_1)$$

A norma pede que a espessura mínima do CP a ser testado para se obter a tenacidade do material seja:

$$t \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{S_E}\right)^2 \quad (\text{Eq. 2.4.3}_2)$$

Logo, somente em um estado de deformação plana é possível se obter essa propriedade. Como o CP utilizado foi dimensionado para se obter um estado de tensão plana, a característica da ruptura que pode ser obtida testando esse tipo de CP é $K_c(t)$, a tenacidade do material que depende da espessura.

Algumas equações empíricas foram propostas para se encontrar o valor de K_{IC} a partir de $K_c(t)$, como a de Irwin apresentada abaixo, onde t_0 é a espessura determinada pela norma.

$$\frac{K_c(t)}{K_{IC}} = \sqrt{1 + 0,224 \left(\frac{t}{t_0}\right)^2} \quad (\text{Eq. 2.4.3}_3)$$

O aço baixo carbono estudado possui uma outra característica ainda não mencionada que impede que possamos encontrar o valor de K_{IC} , utilizando a metodologia apresentada acima. Por ser um material extremamente dúctil e resistente, o aço tende a plastificar. A partir de um certo tamanho de trinca, a zona plástica monotônica formada devido ao efeito de K_{max} deixa de ser desprezível com relação ao resto da peça, submetida a tensões elásticas. Conseqüentemente, a ruptura que sofre este material será por plasticidade e não poderá mais ser quantificada pela teoria da MFLE, mostrada acima. Para se encontrar a tenacidade do material estudado seria necessário recorrer aos conceitos da Mecânica da Fratura Elastoplástica, não estudada neste trabalho.

e. O Efeito de Retardo causado pela Aplicação de Sobrecargas

A aplicação de sobrecargas é um fenômeno bastante comum que pode ocorrer durante a realização de experimentos quando não se domina muito bem a máquina, podendo ser causa de erros e obtenção de resultados inválidos. Devido à frequência de ocorrência desse evento durante a coleta de dados, foi importante compreender as conseqüências por ele geradas e como solucioná-lo.

Quando se aplica uma carga superior à carga máxima utilizada durante o teste de carga constante, dizemos que foi aplicada uma sobrecarga. Conseqüência disso é a formação de uma zona plástica hipertrofiada, ou seja, muito maior do que a zona plástica inerente à ponta da trinca que é essencial no fenômeno da propagação.

Uma característica das zonas plásticas é de deixar um envelope de deformações residuais nas faces da trinca, que no caso das zonas hipertrofiadas podem ser vistas a olho nu na superfície do CP. Esta é uma das formas possíveis de se observar a aplicação de uma sobrecarga.

Devido a essas deformações residuais, uma vez que a peça for aliviada das tensões, a zona elástica presente em grande parte da peça, terá tendência a comprimir as faces da trinca e a magnitude da força compressiva aplicada será proporcional ao tamanho da zona plástica presente nas faces. Desta forma, ao recarregarmos a peça, uma parte da carga aplicada será responsável por combater essas forças de compressão e abrir a trinca, enquanto o restante é que será efetivamente responsável pela propagação. Esse valor é chamado de gama efetiva ΔK_{ef} e é definido por:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{ab} \quad (\text{Eq. 2.4.5}_1)$$

onde K_{ab} é o fator de intensidade de tensões ligado à carga de abertura.

De acordo com essa lógica, seria natural pensar que devido à sobrecarga a carga de abertura teria um acréscimo que provocaria uma diminuição da gama efetiva, causando um retardo na propagação da trinca e conseqüente diminuição da taxa da/dN . No entanto, é importante compreender que esse fenômeno não ocorre no ciclo seguinte à aplicação da sobrecarga, pois é necessário que a trinca cresça o suficiente para que a sua ponta seja afetada pela z_{pSC} . Na realidade, após a aplicação da sobrecarga haverá uma aceleração na taxa de propagação devido ao fenômeno de cegamento da ponta da trinca que tende a diminuir K_{ab} .

Logo, a variação da taxa de propagação da trinca de acordo com a variação de ΔK no caso da aplicação de uma carga de amplitude constante, após a aplicação da sobrecarga é dada pelo gráfico apresentado abaixo.

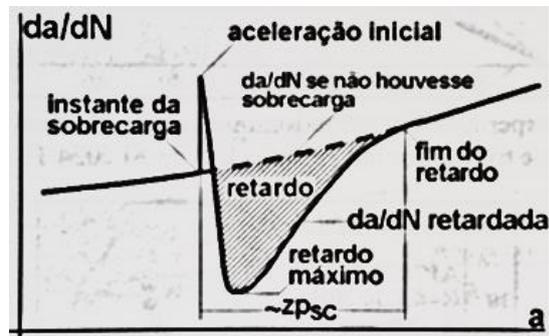


Figura 6: Efeito do retardo na curva de propagação

A variação das taxas se explica pelo fato das deformações residuais nas faces da trinca causadas pela z_{psc} serem decrescentes a partir do ponto de aplicação da SC. Ou seja, a carga de abertura vai diminuindo uma vez que a trinca for crescendo, visto que as deformações vão diminuindo até que se termine a z_{psc} .

Conseqüentemente, a partir da figura acima, percebe-se que é possível sair da z_{psc} e voltar a obter resultados coerentes. Mas, para tal é necessário que se conheça o valor da sobrecarga ou o raio da z_{psc} . Quando pode-se determinar o valor do pico da sobrecarga, fica simples de descobrir o tamanho da zona afetada que é dada pela seguinte relação descrita por Irwin no caso de uma peça sob estado de tensão plana:

$$z_{psc} = \frac{1}{\pi} \times \left(\frac{K_{max_{SC}}}{S_y} \right)^2 \quad (\text{Eq. 2.4.3}_2)$$

Conhecendo o valor máximo da sobrecarga, calcula-se $K_{max_{SC}}$ utilizando a expressão do fator de intensidade de tensões para o corpo de prova utilizado. S_y é o limite de escoamento do material. O tamanho da z_{psc} nos dirá o quanto se deve propagar a trinca antes de voltar a obter resultados que podem ser utilizados para a construção da curva sigmoideal. Geralmente é recomendado propagar a trinca de duas vezes o tamanho da zona afetada para ter a certeza de que não exista mais nenhum resquício de efeito de retardo influenciando na medida.

Muitas vezes, no entanto, é natural não se conhecer o valor dessa carga. Nesse caso, pode-se medir a olho nu o tamanho aproximado da z_{pSC} , visto que as deformações residuais consequentes da aplicação da sobrecarga deixam uma marca na superfície do CP. Da mesma forma que no método anterior, uma vez conhecido o valor da zona plástica, a trinca deverá ser propagada do dobro desse valor antes de recomeçar a coleta de dados.

3 Execução dos ensaios de fadiga

a. Escolha do Material para o CP

Os aços são materiais pesados muito presente na fabricação devido à sua grande variedade, dado que sua microestrutura pode ser facilmente alterada dando características diferentes à mesma liga. De acordo com a porcentagem de carbono presente na liga e dos tratamentos térmicos aos quais o material é submetido ele terá uma propriedade específica.

Aços de baixo teor em carbono podem ser encontrados em trilhos de trem, plataformas de petróleo, arranha-céus, tanques de produtos petrolíferos, para citar alguns exemplos. A vantagem desse material é que eles são rígidos, resistentes, facilmente usináveis e muito baratos. Devido à sua maleabilidade eles podem facilmente ser laminados, usinados em vigas I ou circulares, para reforço. Além disso, eles possuem, muitas vezes, em suas microestruturas átomos de manganês, níquel ou silício. Devido à sua grande aplicabilidade em diferentes domínios da engenharia e à sua importância na economia escolheu-se o aço AISI1020 para se obter as propriedades de propagação à fadiga.

b. Escolha da Geometria do CP

Uma vez que o material havia sido escolhido, faltava ainda decidir qual geometria seria utilizada para realizar os testes. A norma ASTM647 “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rate” determina três tipos de geometria: C(T) – Compact Specimen - M(T) – Middle Tension Specimen - e ESE(T) – Eccentrically-Loaded Single Edge Specimen - para as quais são dadas as equações do FIT (determinada pela FEM), além de outras equações necessárias para se medir o tamanho da trinca. No entanto, esses três tipos de corpos de prova são retangulares e o aço 1020 que tinha disponível no laboratório era um cilindro de diâmetro 3”. De forma a aproveitar o máximo possível de material, o corpo de prova de geometria DC(T) – Disk Shaped Compact Specimen - foi escolhido para realizar os testes. As dimensões desse CP estão determinadas na norma E399 e são definidas a seguir:

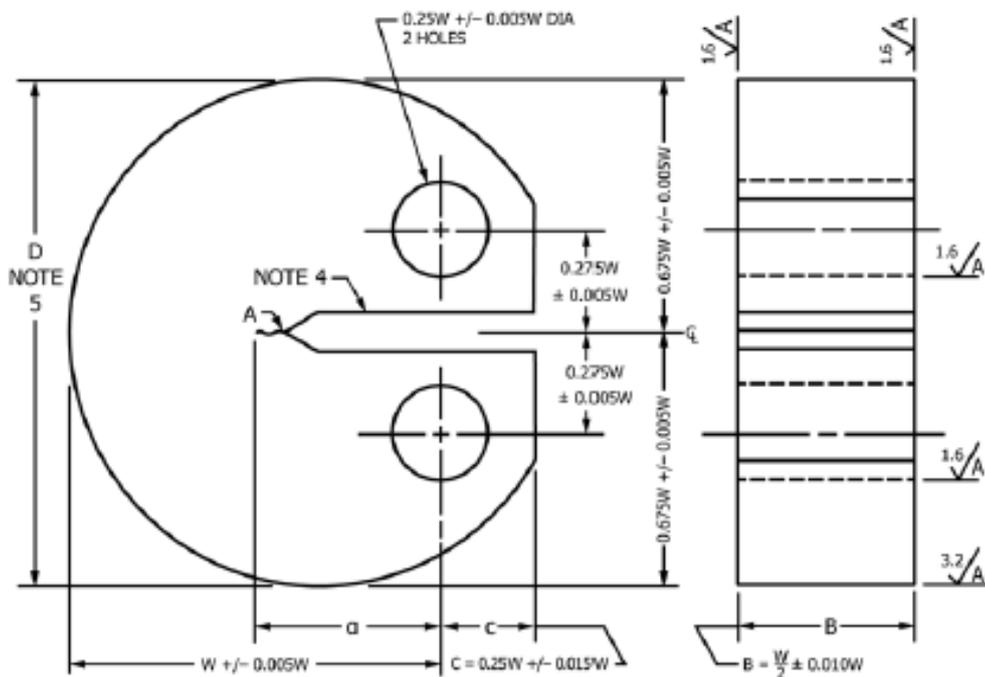


Figura 7: Dimensões CP DC(T)

Na figura 7 acima, o comprimento “a” representa o tamanho total da trinca uma vez que a peça já estiver sido submetida à gama de cargas ΔP . A dimensão “W” é o tamanho característico do CP, visto que todas as outras dimensões dependem dele, e é definido como sendo o máximo que a trinca pode se propagar, caso não haja fratura. As dimensões escolhidas, levando em consideração que o diâmetro do CP seria de 3" $\approx 76,2\text{mm}$, estão apresentadas no desenho abaixo:

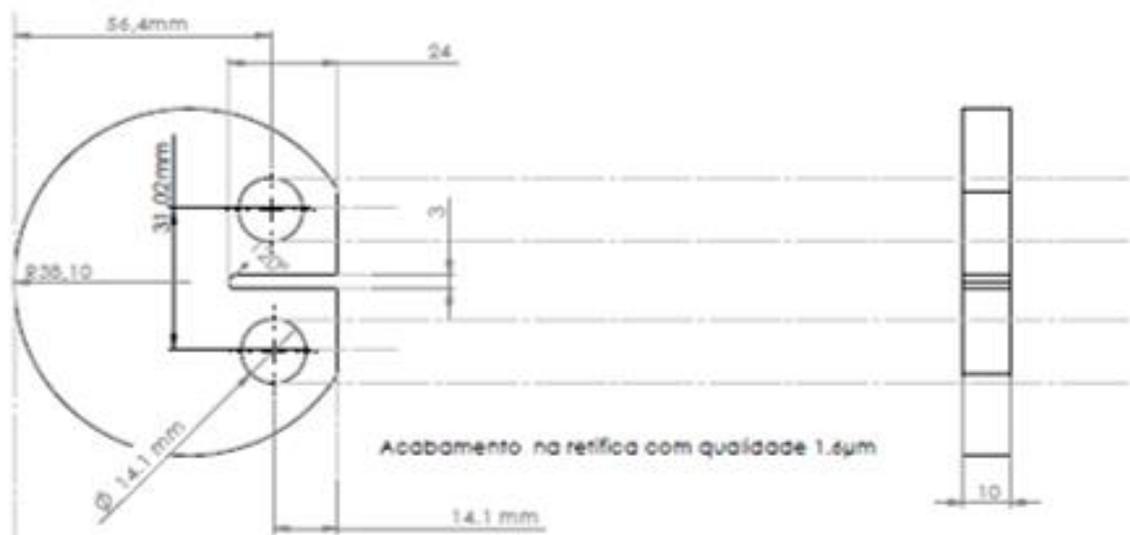


Figura 8: Dimensões dos CPs fabricados e utilizados nos testes

O valor de W foi determinado a partir do tamanho do raio da peça de aço que possuímos, ou seja, $0,675W = 38,1\text{mm} \rightarrow W = 56,4\text{mm}$. Esse valor nos indica o quanto da peça deverá ser cortada para formar a parte reta da direita. A espessura do CP não é $W/2$, pois uma espessura deste tamanho seria grande demais para as garras disponíveis. Para se determinar se a espessura é fina o suficiente para considerar um estado de tensão plana normalmente considera-se $B \leq 10\rho$, onde $\rho = 1\text{mm}$ é o raio do entalhe com o qual foi fabricado o CP.

c. Normalização do Ensaio

A medição da curva de propagação é um procedimento normalizado pela ASTM. A norma E647 determina os procedimentos base que devem ser seguidos para determinar as taxas de propagação desde o limiar de propagação até a fratura. As recomendações e requerimentos principais determinados pela norma, e utilizados durante a realização dos ensaios, serão apresentados a seguir.

i. Considerações Gerais

A medição de taxas de propagação depende do FIT e da razão de forças R . Esse teste deve ser realizado a temperaturas controladas, pois uma variação muito brusca da temperatura pode acentuar os efeitos de R sobre a taxa da/dN além de introduzir novos efeitos, como o da frequência ou do tipo de carregamento cíclico imposto.

A vantagem deste tipo de teste é que ele pode ser realizado em qualquer tipo de geometria, desde que as condições ambientais sejam bem reproduzidas e o material estudado seja o mesmo, os resultados obtidos testando um pequeno CP podem ser utilizados para avaliar a falha de grandes estruturas. Os efeitos da geometria podem ser considerados não-negligenciáveis quando a espessura da peça que falhou for muito grande. Essa propriedade influencia principalmente a avaliação da tenacidade à fratura do material que possui uma dependência grande com a espessura.

Uma atenção especial deve ser dada a possíveis tensões residuais presentes no CP que podem ser consequentes do processo de fabricação. A presença de tais tensões pode ser percebida durante a medição caso haja variações muito bruscas da taxa de propagação ou então desvios ou curvaturas no caminho da trinca. Por último, a presença de uma abertura na boca da trinca enquanto a peça está relaxada, isenta de forças aplicadas, também é um indicativo da presença de tensões residuais.

ii. Escolha do Método de Medição do Comprimento de Trinca

Inicialmente, para se ganhar uma maior experiência com a máquina e o procedimento do teste, a escolha de utilização de um método de medição ótico foi feita, por ser o método mais simples e que possui a menor fonte de erros. Para tal, foi necessário desenvolver um programa no MatLab que conseguisse realizar os cálculos desejados, apresentados na seção “Cálculos Realizados” deste relatório. Além disso, o programa seria capaz de medir o tamanho da trinca a partir de uma foto, levando em consideração uma razão mm/pixels, calculada para cada foto tirada. O programa foi criado, no entanto, não foi automatizado, pois é muito complicado garantir que a foto seja tirada no momento em que a trinca está aberta ao máximo, especialmente quando o CP está submetido a frequências muito altas. Por isso, era necessário parar os testes a cada medida realizada de forma a impor a carga máxima ao CP e em seguida tirar a foto. Esse método seria extremamente lento e complicado de ser utilizado durante os testes de K-decrescente, onde as taxas de propagação são extremamente baixas e, conseqüentemente, as frequências a serem utilizadas precisam ser bem maiores.

Logo, uma vez que o procedimento do teste havia sido bem dominado, o método de medição utilizado foi por extensometria conhecido como “Back-face Compliance”. Esse método consiste em colar um strain gage na espessura do CP. Quando a peça for submetida ao carregamento cíclico, essa região do CP sofrerá uma flexão quando sob tração, o que deformará o strain gage, como mostrado, de forma exagerada, na figura abaixo.

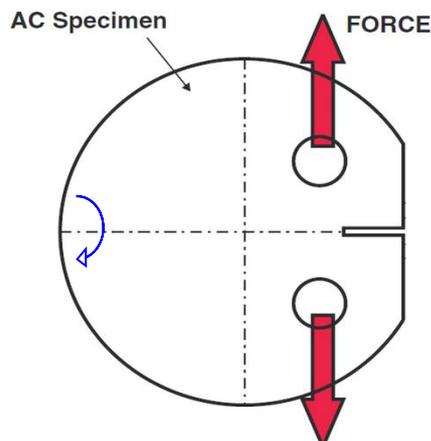


Figura 9: Flexão da parte traseira do CP

O strain gage, instrumento que recebe como input uma voltagem e fornece em output uma variação de resistência, deverá ser capaz de ler essa deformação que será analisada por um sistema de aquisição de dados. A variação relativa de resistência é transformada em deformação ao dividir esse valor pela gage factor do strain gage.

Utilizando a análise por elementos finitos, é possível encontrar uma equação, que varia de acordo com a geometria de cada CP, que relaciona o tamanho da trinca à deformação. Essas equações são dadas na norma e são todas escritas sob forma:

$$a/W = N_0 + N_1U + N_2U^2 + N_3U^3 + N_4U^4 + N_5U^5$$

Onde todas as variáveis N são constantes e as variáveis U dependem da deformação, das propriedades do material, das dimensões do CP e da carga aplicada:

$$U = \frac{1}{[A^{0,5} + 1]} \quad e \quad A = \left| \frac{\epsilon EBW}{P} \right|$$

Logo, para cada tipo de corpo de prova, os valores das constantes N vão variar. Essa equação foi embutida em um programa, criado no LabView, por um aluno de doutorado da PUC, que calcula o tamanho da trinca a partir dos dados coletados de variação de resistência do strain gage, do valor da força aplicada que é coletada através do sinal fornecido pelo controlador e das dimensões da peça e propriedades do material que são informadas ao programa pelo utilizador.

O programa é formado de diferentes janelas. Uma delas serve de osciloscópio, nos garantindo que as cargas máximas e mínimas que estão sendo aplicadas pela máquina correspondem às cargas desejadas. Outra informa a curva da força x deformação, curva que possui o seguinte aspecto:

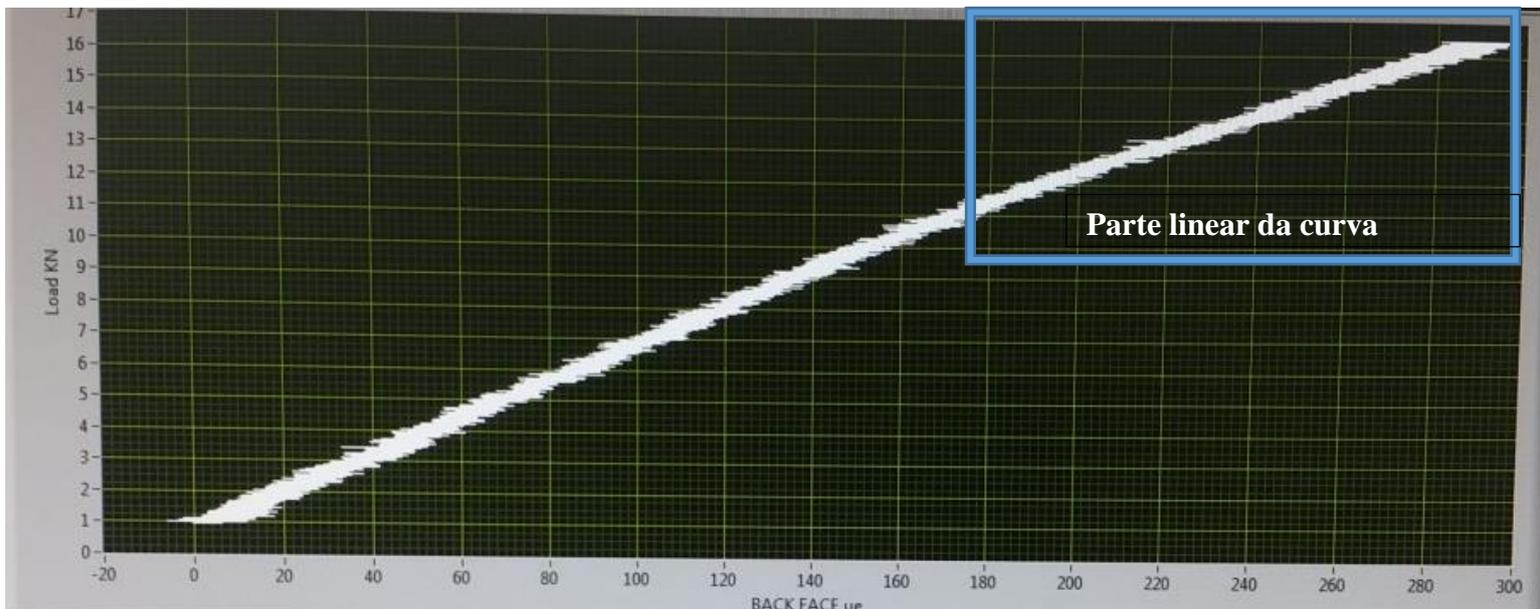


Figura 10: Curva Força vs. Deformação

iii. Preparação do CP

1. Lixamento do CP

Para melhorar o acabamento superficial deixado pela usinagem e poder observar melhor a trinca e qualquer deformação ou erro que possa ocorrer durante o teste, como por exemplo a aplicação de sobrecargas, a primeira etapa para se realizar o ensaio consiste em lixar o CP. Retirar os riscos e marcas mais profundas da superfície é essencial, pois eles podem dificultar a propagação correta da trinca. O mais importante no final desse processo é que o polimento fique perpendicular ao sentido de propagação da trinca, especialmente na região do entorno da linha de propagação. Para tal utilizaram-se lixas 120-220-400-600-1200 nessa ordem.

2. Colagem do Strain Gage

Como foi explicado anteriormente, o método de medição escolhido para se obter os dados da curva foi por extensometria. Os strain gages são instrumentos de medida muito delicados, logo para medirem corretamente as deformações é necessário seguir uma série de precauções durante a sua colagem.

Inicialmente, para se fazer o teste utilizando esse método de medição, é necessário colar o instrumento com um dia de antecedência, para garantir que toda a cola tenha secado e o instrumento esteja bem fixado no corpo de prova. Uma cola de cianoacrilato é necessária para se fixar o instrumento no CP. A escolha da cola depende do material do qual é feito o próprio strain gage e também do material no qual será colado o instrumento. Essas informações são dadas no “modo de utilização” do instrumento.

A primeira etapa na fase de colagem é lixar a espessura do CP em várias direções diferentes, para garantir a isotropia da região. Não é preciso lixar toda a espessura, somente a região central da direção na qual a trinca se propagará, que é onde será fixado o strain gage. O extensômetro é um instrumento que funciona se deformando de acordo com a deformação da peça, logo qualquer impureza, gordura ou poeira presente na interface dos dois afetará a forma como o instrumento lê essas deformações. Portanto, após o lixamento, é necessário limpar a superfície lixada utilizando um algodão com acetona.

Em seguida, podemos fazer as marcações necessárias na espessura do CP (desde que não afete a região aonde será colado o strain gage) para nos orientar durante o processo de colagem. É importante ressaltar que não só a qualidade da superfície, como também a direção na qual é colada o instrumento afetam a medição. A medição por back-face compliance exige que o extensômetro seja colado a 90° da direção de crescimento da trinca e como desejamos obter medidas com uma precisão de 100µm, qualquer pequena variação nesse ângulo pode falsificar os resultados.

iv. A medição por Extensometria

O tipo de strain gage utilizado, que mede deformação de flexão, são chamados strain gage em quarto de ponte. Razão disto está no mecanismo de medição das variações de resistência que são feitos utilizando a ponte de Wheaston.

A escolha de utilização de extensômetros para se medira deformações geralmente é feita quando se deseja medir deformações muito pequenas, na ordem do milistrain. Supondo que desejamos medir variações de $500\mu\epsilon$. Considerando um strain gage de 120Ω com gage fator igual a 2, a variação de resistência necessária para se medir essa deformação será

$$\Delta R = 500 * 10^{-6} * 2 * 120\Omega = 0,12\Omega$$

Uma variação de resistência tão pequena só pode ser medida utilizando uma ponte de Wheaston.

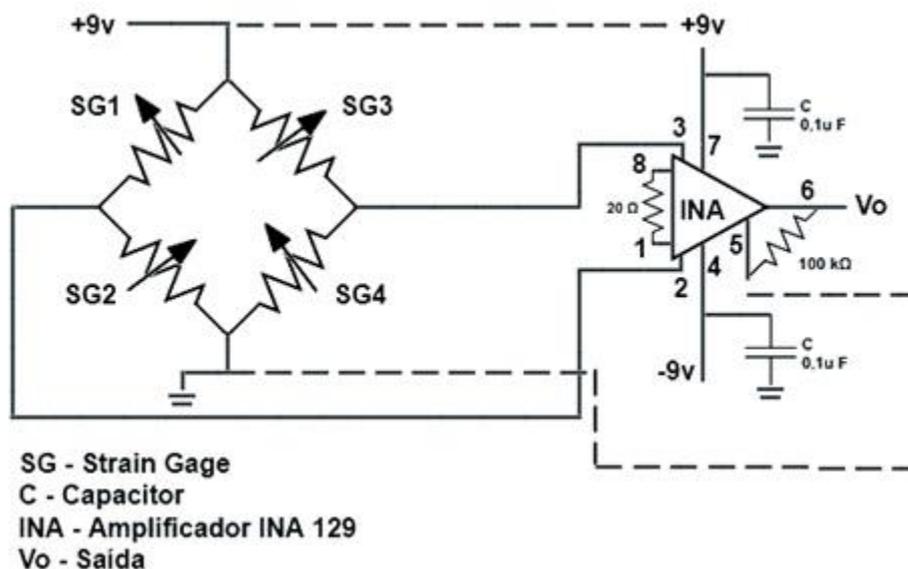


Figura 12: Ponte de Wheaston ligada a um sistema de aquisição

A ponte de Wheaston funciona como dois circuitos divisores de tensão em paralelo. Quando esse conjunto está em equilíbrio, a tensão de saída vale zero e as resistências valem:

$$\frac{R_1}{R_2} = \frac{R_4}{R_3}$$

Logo, quando uma dessas resistências variar, a ponte deixa de estar em equilíbrio e resultará em uma tensão de saída diferente de zero.

Como para medir a flexão na parte traseira do CP só precisamos de um strain gage que consiste em um elemento ativo da ponte de Wheaston (um strain gage \Leftrightarrow uma resistência) vamos precisar de um resistor passivo que complemente o quarto de ponte. A National Instruments produz esse componente ao qual serão conectados os fios soldados no CP.

Esse componente será conectado a módulos responsável por fazer a interface entre o sinal elétrico e a aquisição de dados.

v. Procedimento

Uma vez que o corpo de prova tiver sido preparado, o strain gage colado e conectado a um sistema de aquisição, é necessário montar as garras adequadas ao teste da/dN na máquina, ilustrada na figura 8 abaixo.

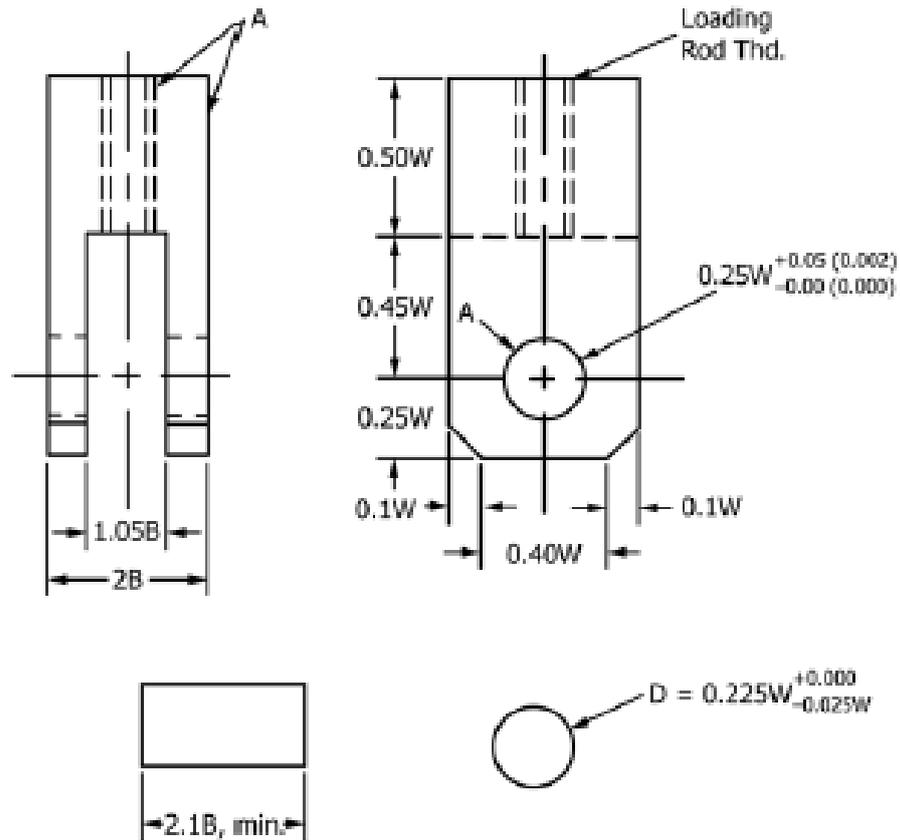


Figura 13: Vistas lateral e frontal da garra utilizada durante os ensaios

Testes da/dN são dinâmicos, ou seja, necessitam aplicação de ciclos de carga. As servo-hidráulicas são máquinas capazes de impor esse tipo de carregamento e por isso são essenciais para realização deste tipo de teste.

A montagem da garra na máquina é feita através de um sistema simples de parafuso, com a utilização de anéis para impedir o contato direto da superfície da garra com o atuador. Esses anéis também garantem a fixação da garra com relação à máquina e que os parafusos não sofram deformações quando submetidas às cargas cíclicas. Para garantir este último, é necessário aplicar uma sobrecarga nas garras e apertar os anéis enquanto esta sobrecarga está agindo, imobilizando os parafusos.

Uma vez que a garra estiver montada e apertada corretamente, pode-se montar o CP na garra. Para tal é utilizado um pino de diâmetro igual ao do furo do CP. Em seguida aplica-se uma pequena força, da ordem de 0,5kN garantindo que o CP esteja bem fixado. Nesse momento é realizada a calibração do strain gage, para que ele saiba que esse é o ponto zero de medição. Por último, é necessário informar ao controlador os valores de carga média, amplitude, frequência e tipo de carregamento (sinusoidal) para em seguida iniciar o teste.

A primeira etapa do teste consiste em criar uma pré-fissura no CP de forma a sair da zona de tensões residuais impostas pela fabricação do entalhe. O tamanho dessa pré-fissura é regulamentado pela norma como sendo a maior das seguintes medidas: 1mm, 0,1B ou h (altura do entalhe). No caso do CP DC(T) fabricado, a maior dessas dimensões era a altura $h=3\text{mm}$. Logo foi necessário propagar a trinca por 3mm, calculando os valores de ΔK para cada crescimento de 0,25mm, antes de iniciar o teste decrescente.

A segunda etapa consiste na fase decrescente dos testes cujo objetivo é encontrar o limiar de propagação do material. Esta fase do teste é dividida em patamares, em cada patamar mede-se o avanço da trinca a cada 0,1mm, obtendo um total de 5 pontos por patamar. Após cada patamar é realizada uma redução de carga. Esse procedimento é feito até que a trinca pare de crescer, o que significa que o limiar de propagação foi atingido. Os resultados deste tipo de teste não são apresentados nesse trabalho.

A terceira e última etapa do teste consiste na fase crescente. Uma vez que o limiar de propagação foi atingido, a força que se impões ao CP é a mesma força que foi aplicada inicialmente para sair da zona de influência do entalhe, o teste será realizado a amplitude constante. Calcula-se o valor da gama do FIT correspondente ao tamanho de trinca e gama de força aplicada e faz-se o caminho contrário da curva, retomando a fase I, até atingirmos a fase II, linear da curva sigmoidal. É recomendado pela norma realizar medidas repetidas para mesmos valores de FIT, de forma a aumentar a precisão dos resultados. As medidas são tomadas a cada avanço de 0,25mm ou de 10x a precisão do instrumento de medição da trinca, até a ruptura do CP.

As medidas são consideradas inconsistentes caso haja um desvio de 20° ou mais no sentido de propagação da trinca. Além disso, caso a medição seja realizada na face frontal e traseira do CP, que é o procedimento recomendado pela norma, se houver um desvio de mais de 2,5mm entre as duas medições, elas são consideradas inválidas.

d. Cálculos realizados para Obtenção do Gráfico da/dN x ΔK

Como a geometria de CP escolhida não está determinada na norma ASTM E647, algumas das equações utilizadas para fazer os cálculos tiveram que ser retiradas da literatura. Para se realizar a primeira etapa do teste de criação da pré-fissura, foi necessário calcular uma carga a partir da qual se iniciaria o teste. Normalmente para encontrar esse valor, partimos de um valor de ΔK correspondente ao início da fase II da curva. No caso do aço 1020, a literatura nos diz que o valor do limiar de propagação é entorno de $11,6 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, logo escolheu-se um valor inicial de $\Delta K = 25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Para se calcular a força média e amplitude do teste para esse valor de gama de FIT e $R=0,05$, os seguintes cálculos foram realizados:

```

##### Cálculo da carga a amplitude constante a ser aplicada no teste de K-crescente #####
R=0.05;
dK = 25000000; [Pa√m]
Kmax_inicial = dK/(1-R); [Pa√m] % a partir da relação R=Kmin/Kmax e
                                dK = Kmax-Kmin
Kmin_inicial = Kmax_inicial*R; [Pa√m]

t = 0.01; %[m] espessura do CP
w = 0.0564; % [m] dimensão característica do CP
a0 = 0.0099; % [m] tamanho inicial da trinca - distância do furo até a
ponta do entalhe no caso de um CP ainda não trincado
Pmax = ((Kmax_inicial*t*(w^0.5))*((1-a0/w)^1.5)/(2+a0/w))/(0.76 +
4.8*(a0/w) - 11.58*(a0/w)^2 + 11.43*(a0/w)^3 - 4.08*(a0/w)^4); [N] %equação
do FIT retirada da literatura
Pmin = R*Pmax; % [N] a partir da relação R=Pmin/Pmax
Pmed = (Pmax + Pmin)/2; % [N]
amplitude = Pmax - Pmed; % [N]
dP = Pmax-Pmin; % [N]

```

Uma vez que esses valores foram determinados e informados ao controlador, era necessário acompanhar o crescimento da pré-trinca e calcular os valores de ΔK para cada avanço de 0,25mm no tamanho da trinca. Para tal, levando em consideração o valor de Pmax calculado acima, os seguintes cálculos foram realizados:

```

##### Cálculo da variação do FIT para teste de K-crescente #####
a1=0.0224; % [m] tamanho total da trinca = tamanho medido pelo strain
gauge + 0,0099
Z = (a1/w);
Kmax = (Pmax/(t*(w^0.5)))*((2+Z)/(1-Z)^1.5)*(0.76 + 4.8*Z - 11.58*Z^2 +
11.43*Z^3 - 4.08*Z^4); %[Pa√m]
Kmin = Kmax*R ; %[Pa√m]
dk = Kmax-Kmin; %[Pa√m]

```

Esses cálculos são realizados durante a fase crescente do teste. No entanto, uma vez que a pré-trinca tiver sido formada, é necessário passar aos testes decrescentes e nessa fase é necessário descobrir de quanto será necessário diminuir o FIT para obter os novos valores de carga média e amplitude. Para tal, a norma determina que a seguinte equação seja utilizada:

$$\frac{dK}{K} = -80 da \rightarrow \ln(K) - \ln(K_0) = -80(a_1 - a_0) \rightarrow \Delta K = \Delta K_0 \exp(-80da)$$

Neste caso, ΔK_0 é o valor da gama de FIT da última medida realizada e ΔK será o valor reduzido da variação do fator de intensidade de tensões. A partir deste valor os seguintes cálculos foram realizados para se determinar as cargas médias e amplitudes, dado um valor de ΔK_0 e comprimento de trinca.

```

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%% Cálculo da redução da gama de FIT para teste de K-decrescente %%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

R = 0.05;
t = 0.01; % [m]
w = 0.0564; % [m]
da = 0.0005; % [m] crescimento total da trinca após as 5 medições
                    realizadas no mesmo patamar

dk0 = 2.6757*10^7; % [Pa√m] valor calculado pelo cálculo crescente

dK = dk0*exp(-80*(da)); % [Pa√m] redução do FIT
Kmax = dK/(1-R); % [Pa√m]
Kmin = Kmax*R; % [Pa√m]
a_total = 0.0224; % [m] valor medido pelo strain gage + 0,0099
Z = (a_total/w);
Pmax = ((Kmax*t*(w^0.5))*((1-Z)^1.5)/(2+Z))/(0.76 + 4.8*(Z) -
11.58*(Z)^2 + 11.43*(Z)^3 - 4.08*(Z)^4); % [N]
Pmin = R*Pmax; % [N]
Pmed = (Pmax + Pmin)/2; % [N]
amplitude = Pmax - Pmed; % [N]

```

Ao decrescer o valor da força máxima aplicada, a norma recomenda que a variação não exceda 10% do valor da força máxima e um crescimento total de no mínimo 0,5mm da trinca seja realizado por patamar.

Como os testes são realizados à carga de amplitude constante, durante as próximas 5 medições esse será o valor de carga aplicada, no entanto, para se calcular o valor de ΔK de cada uma dessas medidas, utiliza-se o mesmo cálculo realizado na parte crescente. Ou seja, dado um valor de P_{max} e um tamanho total de trinca a_1 , ΔK será sempre calculado da seguinte forma:

%% Cálculo da variação do FIT para teste de K-crescente %%%

```
Z = (a1/w);  
Kmax = (Pmax/(t*(w^0.5)))*((2+Z)/(1-Z)^1.5)*(0.76 + 4.8*Z - 11.58*Z^2 +  
11.43*Z^3 - 4.08*Z^4); [Pa√m]  
Kmin = Kmax*R; [Pa√m]  
dk = Kmax-Kmin; [Pa√m]
```

4 Análise e Comparação dos Resultados Obtidos

a. Filtragem dos Dados

Os dados coletados de tamanho de trinca “a” versus número de ciclos “N”, para uma razão de cargas R=0,05 estão representados no gráfico abaixo.

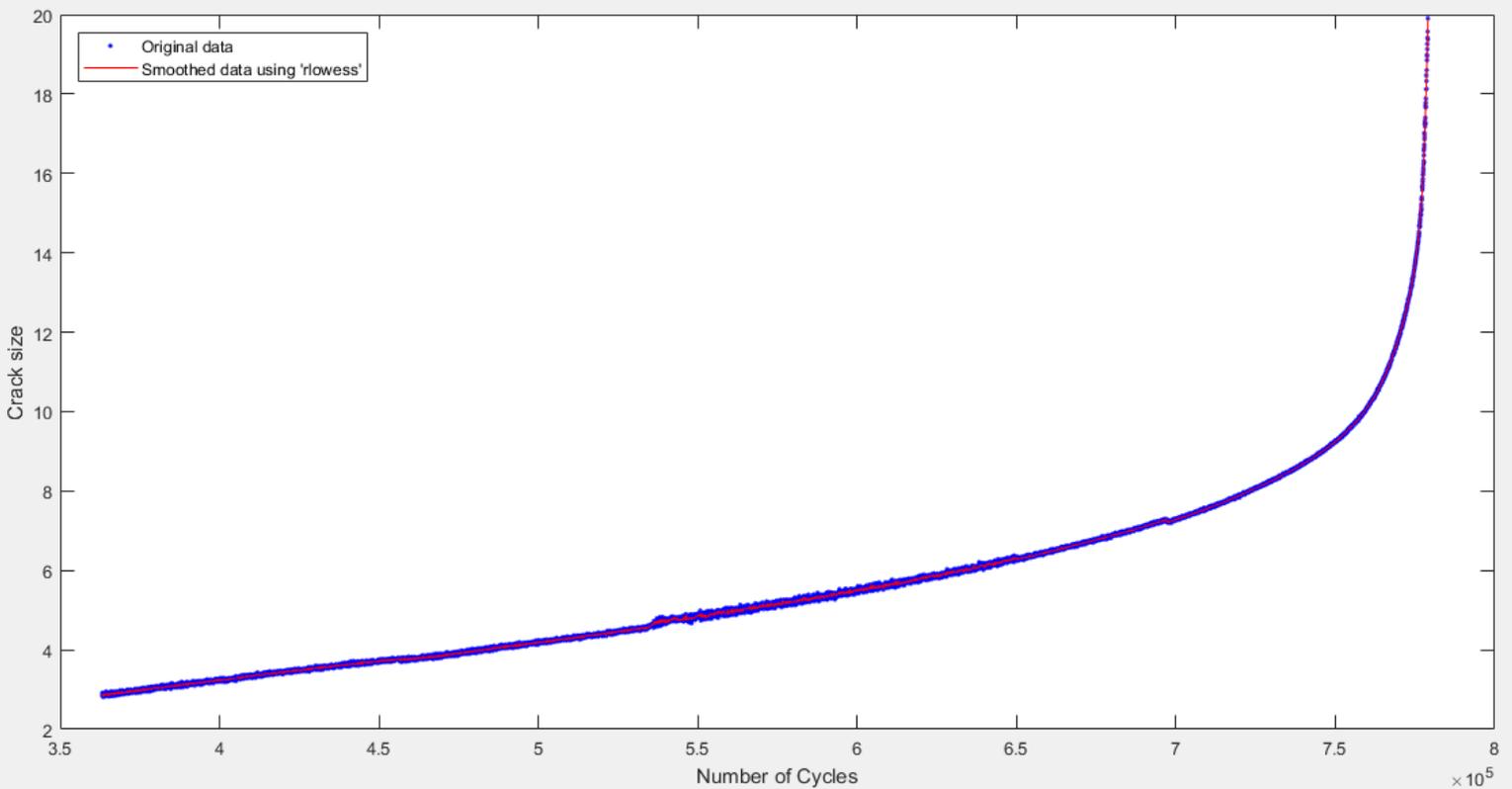


Figura 14: Dados Coletados para R=0,05

Os pontos em azul correspondem aos dados coletados, enquanto a linha em vermelho é a função que melhor ajusta esses pontos. Ao olharmos esses pontos mais de perto, percebe-se que existe bastante ruído na medida, relativa à precisão do instrumento, como mostrado na figura a seguir:

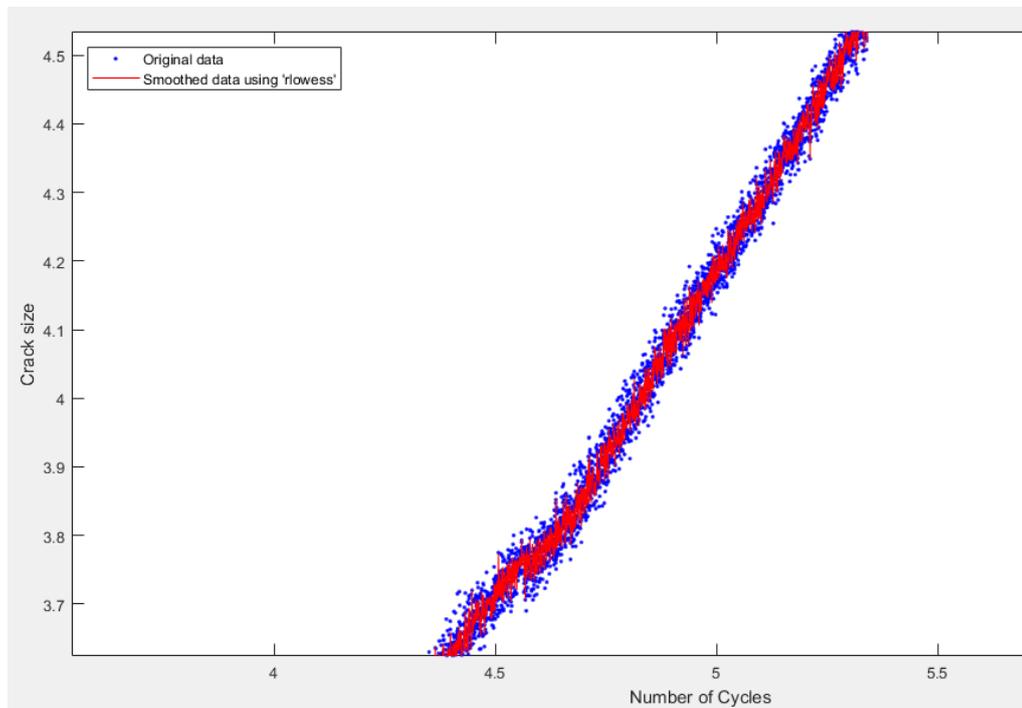


Figura 15: Zoom dos dados coletados para $R=0,05$

Visto que é impossível ter um decrescimento da trinca, pois os efeitos do dano são irreversíveis, é necessário fazer uma filtragem desses dados de forma a obter uma curva de dados crescentes. Um programa foi desenvolvido no Matlab para se fazer a filtragem desses dados e as curvas obtidas para cada uma das razões R serão apresentadas a seguir.

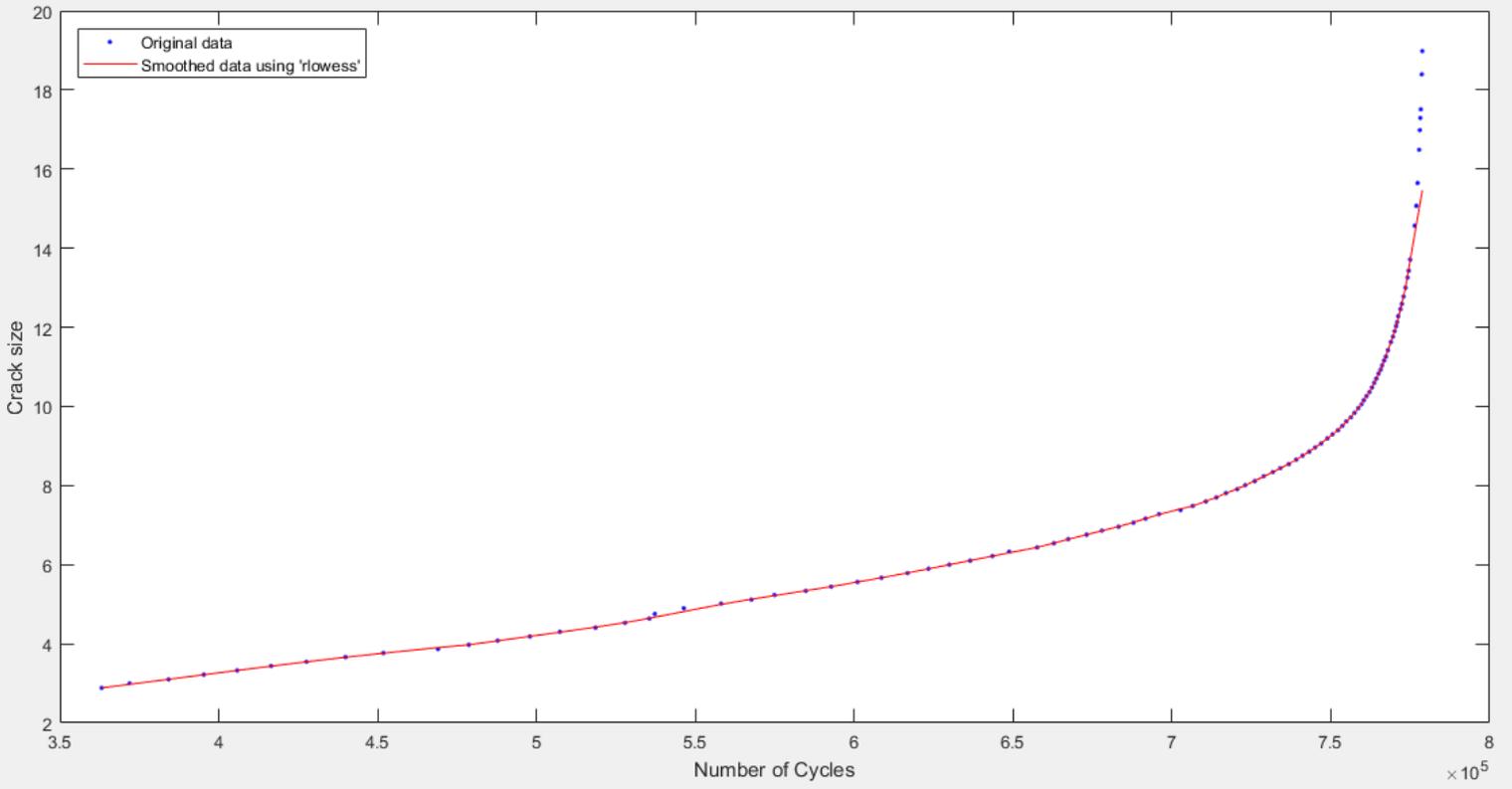


Figura 17: Dados filtrados para $R=0,05$

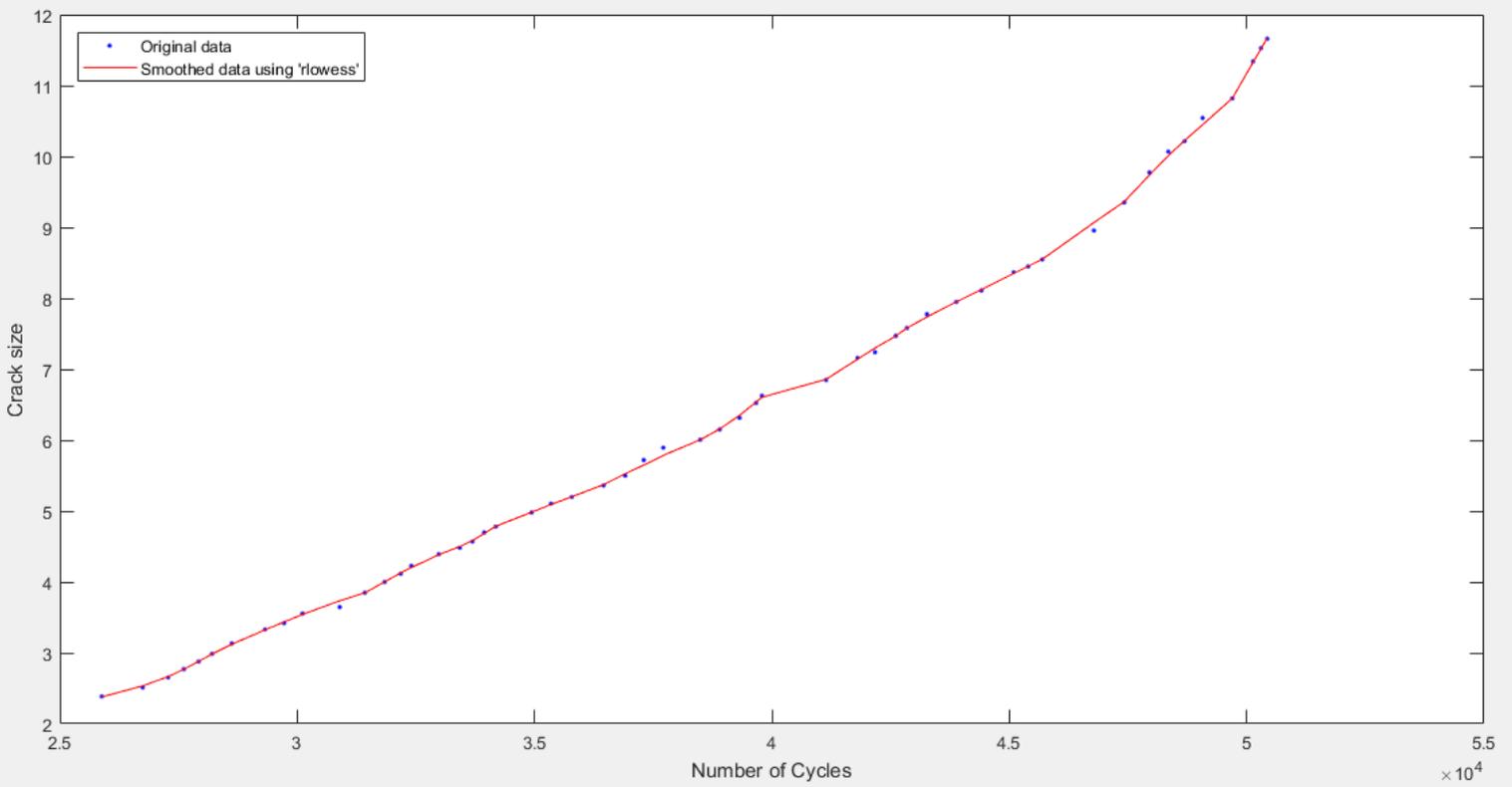


Figura 16: Dados filtrados para $R=0,3$

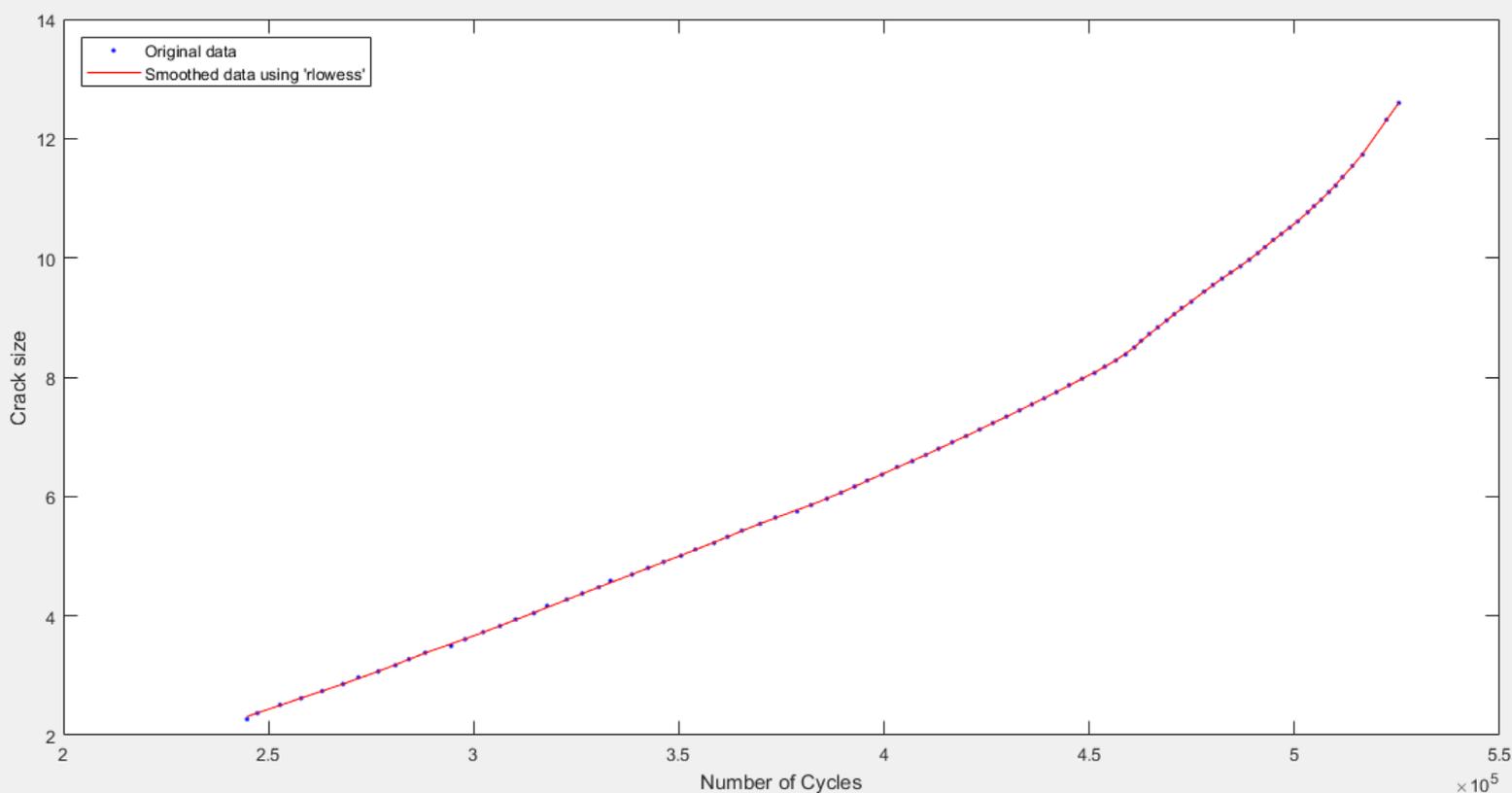


Figura 18: Dados filtrados para $R=0,7$

O strain gage lê variações de tamanho de trinca da ordem de $10\mu\text{m}$, no entanto, como já foi explicado anteriormente, a precisão na medição de taxas de propagação só é obtida para variações de tamanho de no mínimo $100\mu\text{m}$. Logo, ao filtrar os dados, foram utilizados espaçamentos de no mínimo $0,1\text{mm}$ entre cada ponto.

Uma vez que possuímos uma curva que ajusta bem os valores de tamanho de trinca “a”, podemos utilizar esses dados para calcular as taxas de propagação e os fatores de intensidade de tensão correspondentes, através do procedimento “Cálculo da variação do FIT para teste de K-crescente” explicado anteriormente.

A partir destes cálculos foi possível obter os seguintes gráficos:

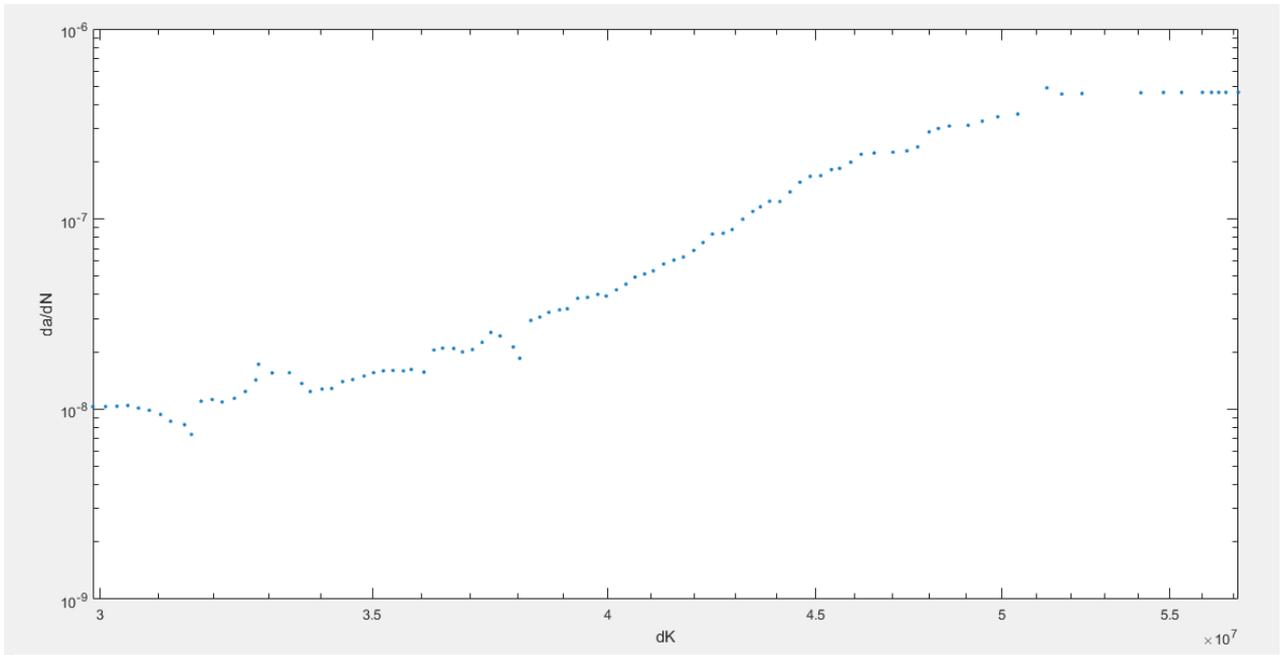


Figura 19: Gráfico da/dN vs. dK para $R=0,05$

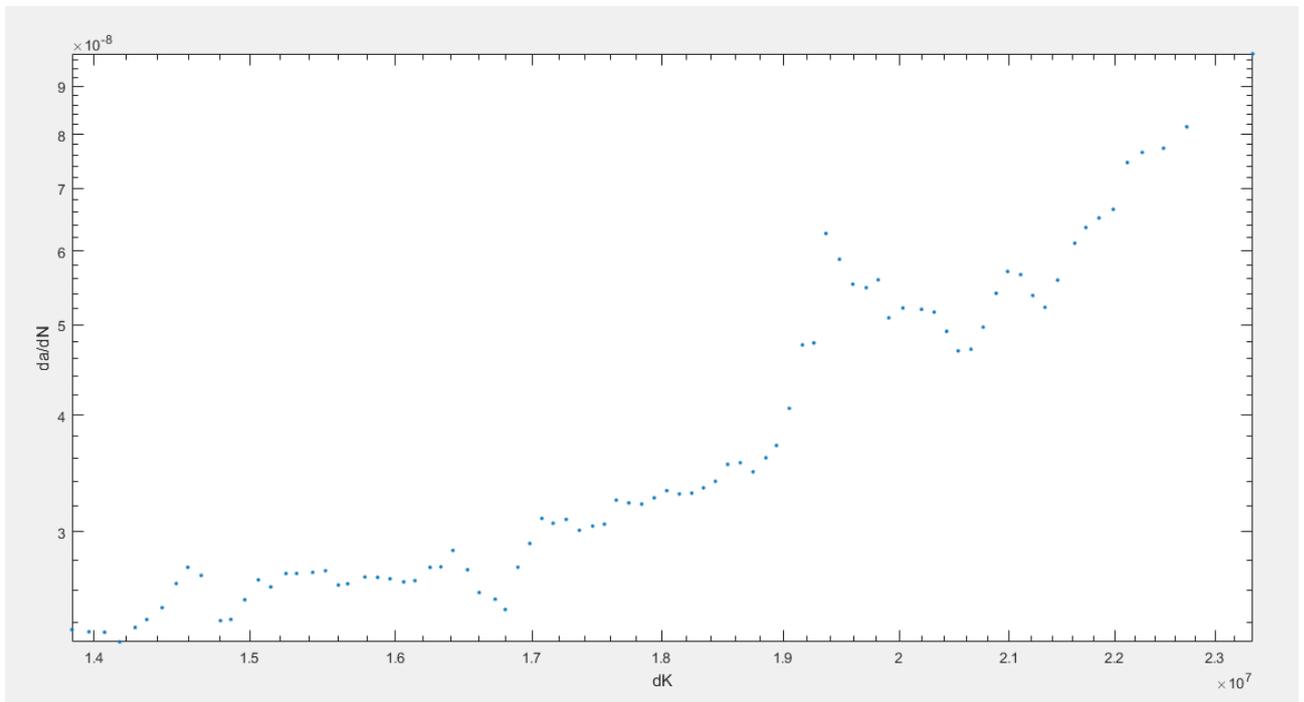


Figura 20: Gráfico da/dN vs. dK para $R=0,7$

A partir destes pontos deseja-se obter uma reta correspondente à fase II da curva de propagação do aço 1020. Logo, percebe-se que ainda existe uma pequena fonte de ruído nesses gráficos que deverão ser retirados antes de se fazer o ajuste do modelo teórico de Walker a esses dados experimentais. Uma das razões para se ter essa fonte de ruído é que essas curvas estão representando não somente a fase II, como também a ruptura. Como o não utilizado é muito dúctil, a ruptura não é bem modelizada pelos conceitos da MFLE, logo esses pontos deverão ser retirados da curva. Após essa última filtragem, os seguintes dados foram obtidos:

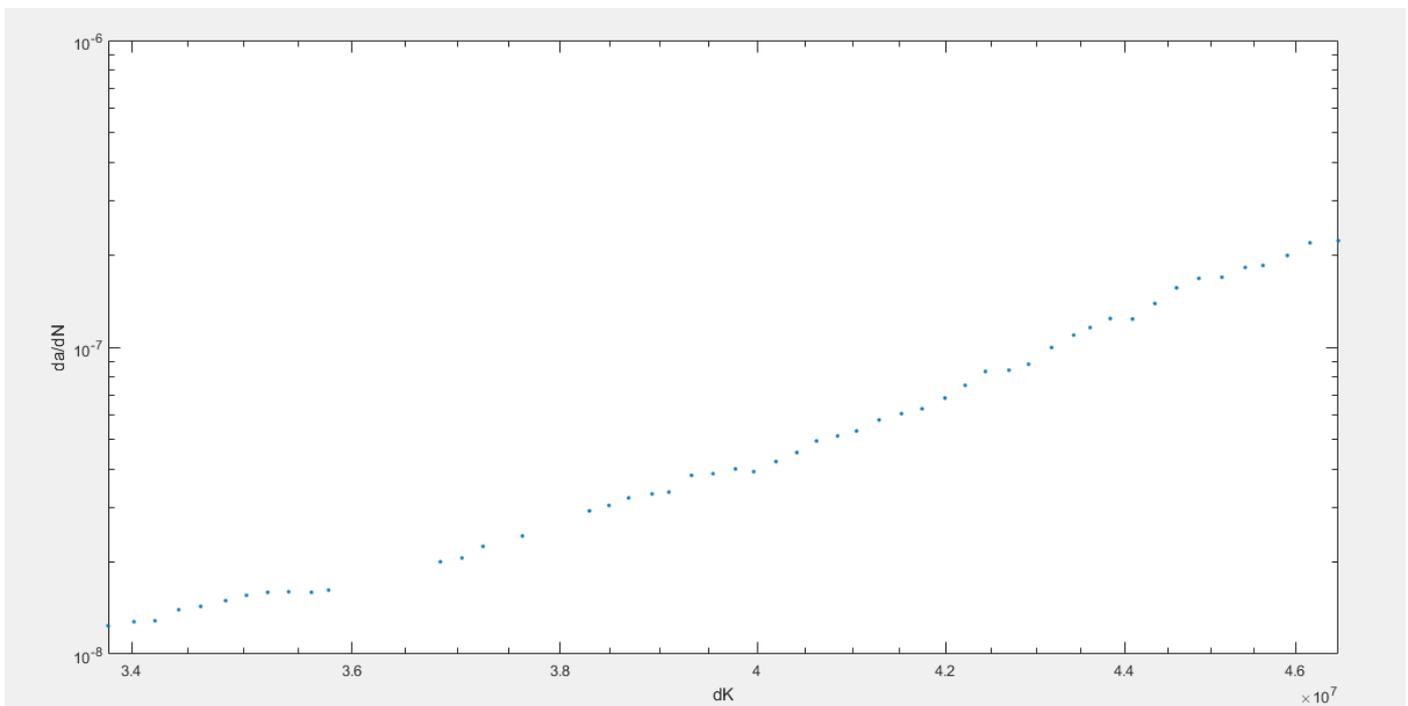


Figura 21: Fase II da curva da/dN vs. dK para $R=0,05$

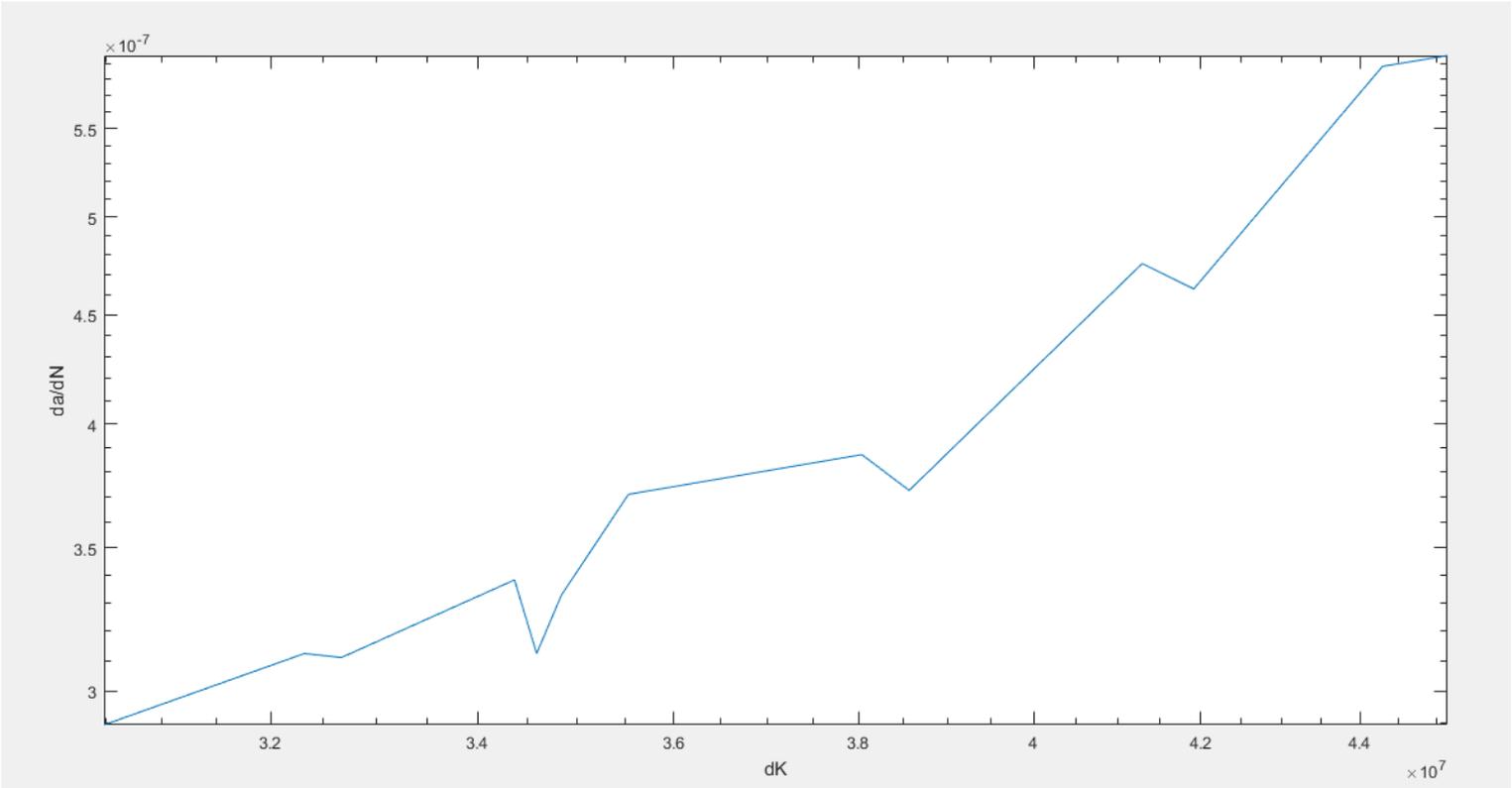


Figura 22: Fase II da curva da/dN vs. dK para $R=0,3$

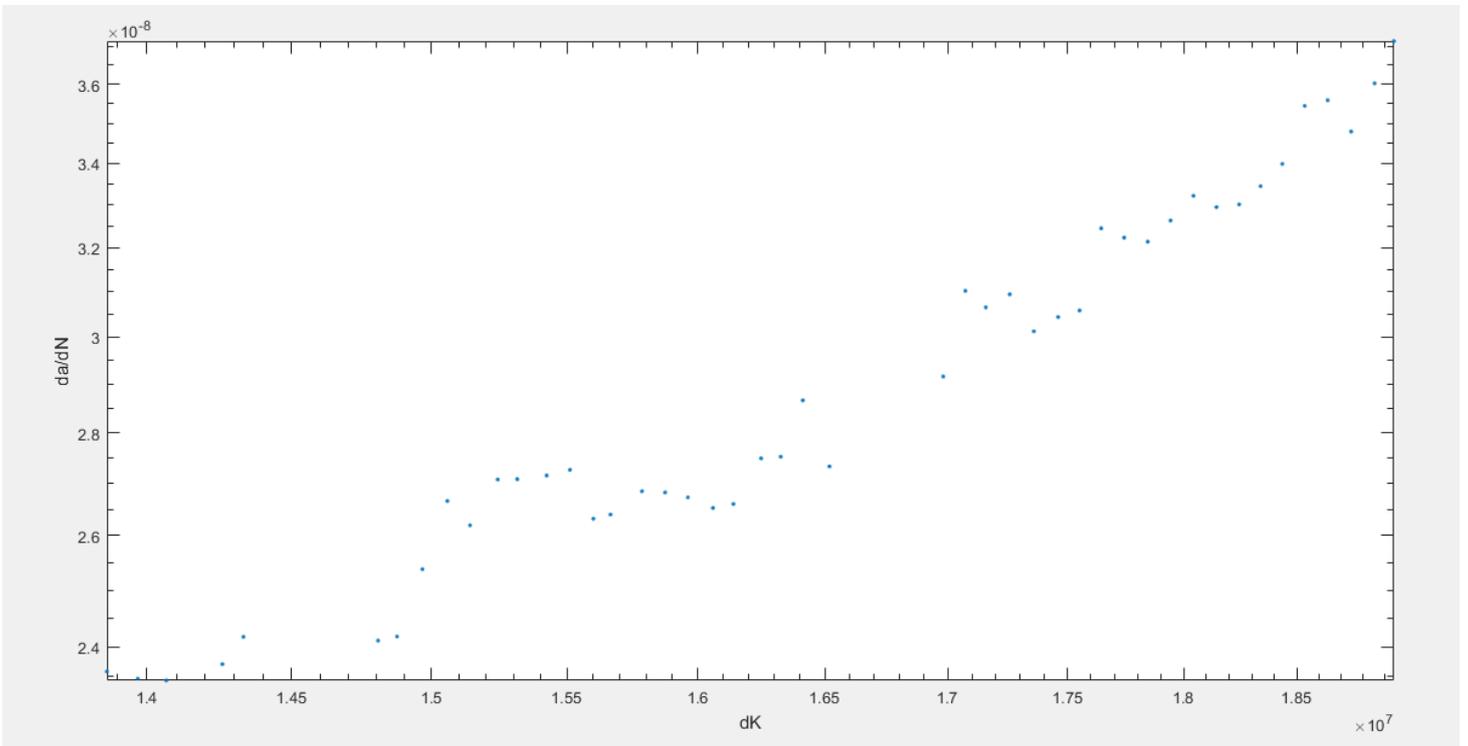


Figura 23: Fase II da curva da/dN vs. dK para $R=0,7$

Percebemos a partir destes gráficos que os valores de ΔK variam muito na fase II de $R=0,7$ para $R=0,05$. Este fenômeno pode ser explicado em partes pelo mecanismo de fratura dos materiais. A fratura é controlada por K_{max} , logo, para um mesmo material, o CP deveria fraturar para um mesmo valor de K_{max} . Quanto maior for a carga máxima aplicada ao CP, maior será o valor de K_{max} , logo o CP conseguirá fraturar a um comprimento de trinca muito menor. Além disso, quanto maior for R , menor será ΔP . Ambas essas condições (ΔP pequeno e “a” pequeno) implicam em valores de ΔK mais baixos no final da fase dois, para R altos.

De forma análoga, um maior valor de R implica também em um menor valor de limiar de propagação. Foi por esta razão que ao realizar testes em $R=0,05$ e $R=0,3$ o valor de ΔK inicial escolhido foi de $25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, para se ter certeza que estávamos na fase II da curva. Já para $R=0,7$ o teste começou em $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, pois sabíamos que o limiar de propagação estaria abaixo disto.

Abaixo encontra-se um gráfico das três retas plotadas.

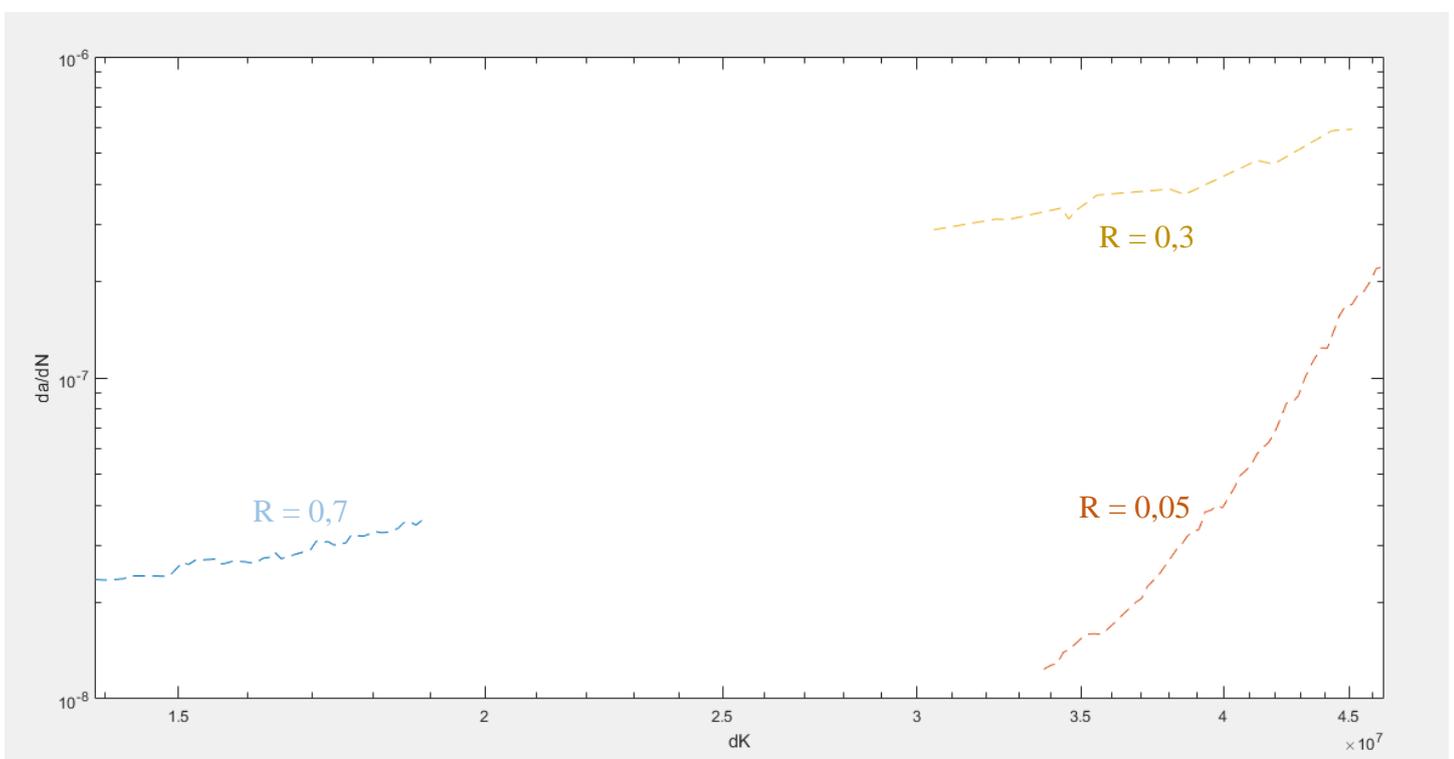


Figura 24: Fase II da curva da/dN vs. dK para os três valores de R

Como foi explicado anteriormente, o aço 1020 é um material extremamente dúctil e por essa razão não foi possível modelar a sua fase III que só pode ser bem descrita pela mecânica da fratura elastoplástica. No entanto, como esse não era possível prever em que valor de ΔK a plasticidade ocorreria, o valor de ΔK escolhido para iniciar a medição, durante o primeiro teste realizado, foi de $\Delta K = 25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, correspondente ao início da fase II do material para $R=0,05$. Neste teste o CP fraturou por plasticidade em $K_{max} = 76\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Ao fazer o teste de $R=0,7$ percebeu-se que para $\Delta K = 25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_{max} = 83\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, o que significa que o CP fraturaria por plasticidade assim que a trinca nascesse. Logo, esse valor era muito alto para iniciar o teste, pois não tínhamos dados que caracterizassem a fase II desta curva. Com isso, os teste de $R=0,7$ foram iniciados a $\Delta K = 12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, conseqüentemente a curva de propagação obtida engloba uma faixa de ΔK que não coincide com a de $R=0,05$. Portanto, apesar das duas curvas não serem paralelas, nenhuma conclusão concreta pode ser feita quanto à inexatidão dos dados coletados.

Já para a curva de $R=0,3$ ocorreu uma aceleração muito grande da trinca que produziu taxas de propagação extremamente altas e incoerentes. Na teoria, para $R=0,3$ deveríamos encontrar uma fase II da curva de propagação idêntica a de $R=0,05$, pois na realidade uma variação pequena de R vai alterar bastante a fase I e III da curva, mas pouquíssimo a fase II.

5 Conclusões e Recomendações

Os resultados encontrados neste trabalho não correspondem exatamente ao que diz a teoria, o que não invalida completamente os resultados encontrados, só impede a comparação direta entre eles. Por esta razão, seria interessante dar continuidade a este projeto realizando testes decrescentes que permitem a coleta de dados da fase I da curva de propagação e estudando a mecânica da fratura elastoplástica para compreender os mecanismos de fratura desse material

Ao realizar testes decrescentes alguns procedimentos são recomendados. Primeiramente, recomenda-se sempre utilizar mais de um método de medição do tamanho da trinca, para se ter a certeza que os valores coletados estão coerentes. Quando o segundo método de medição escolhido for ótico, é importante saber que o tamanho total da trinca medido pode não corresponder ao valor calculado pelo programa, pois é possível que a trinca cresça mais em uma face do CP do que na outra. O programa faz uma média desses valores para calcular o tamanho da trinca. O importante é perceber se a taxa de crescimento observada óticamente corresponde à taxa medida numericamente.

Os testes devem ser contínuos, não se recomenda deixar o CP parado por mais de 1 dia devido aos efeitos de corrosão que podem atrasar o crescimento da trinca. Caso seja necessário parar por mais de um dia, deve-se inserir o CP em um recipiente com óleo para evitar contato com o vapor d'água presente no ar.

Por último, ao se atingir o limiar de propagação, é recomendado fazer testes crescentes novamente, ou seja, subir a curva no sentido contrário para se obter o máximo de pontos possíveis da curva e validar os resultados obtidos neste trabalho.

Este trabalho permitiu atingir os objetivos desejados de adquirir as técnicas necessárias para medir as taxas de propagação utilizando máquinas servo-hidráulicas, assim como de consolidar os conceitos da MFLE.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

CASTRO E MEGGIOLARO Técnicas Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume I- Iniciação de Trincas

CASTRO E MEGGIOLARO Técnicas Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume II- Propagação de Trincas, Efeitos Térmicos e Estocásticos