

unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

**COMPORTAMENTO FRACTAL DE SUPERFÍCIES DE FADIGA EM LIGAS
AERONÁUTICAS**

Guaratinguetá
2012

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

COMPORTAMENTO FRACTAL DE SUPERFÍCIES DE FADIGA EM LIGAS
AERONÁUTICAS

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

Guaratinguetá
2012

Oliveira, José Alberto de
O482c Comportamento Fractal de Superfícies de Fadiga em Ligas Aeronáuticas
/ José Alberto de Oliveira – Guaratinguetá : [s.n], 2012.
75 f. : il.
Bibliografia: f. 71-75

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012.
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

1. Fractografia 2. Fadiga I. Título

CDU 620.184

**COMPORTAMENTO FRACTAL DE SUPERFÍCIES DE FADIGA DE LIGAS
AERONÁUTICAS**

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO PARTE
DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE "GRADUADO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS"

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS


Prof. Dr. MARCOS VALERIO RIBEIRO
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. ANA PAULA ROSIENI ALVES CLARO
UNESP-FEG


Ms. KAMILA AMATO CAMPOS
UNESP-FEG

Novembro de 2012

OLIVEIRA, J. A. **Comportamento Fractal de Superfícies de Fadiga em Ligas Aeronáuticas**. 2012. 75 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

RESUMO

Superfícies de fratura expressam sequência de eventos de liberação de energia com a propagação de trincas, em ligas metálicas, a evolução das formações topográficas pode indicar as linhas de ação de carga, falhas de uso ou de processamento. A fractografia quantitativa é uma importante ferramenta no estudo de superfícies de fratura, pois possibilita sua interpretação e caracterização. Com objetivo de avaliar a efetividade da caracterização de superfícies de fratura baseada em conceitos, tais como, auto-similaridade e auto-afinidade, utilizou-se o aço 15-5PH que foi caracterizado através de ensaios metalográfico e de tração. A metalografia permitiu a caracterização microestrutural deste aço que demonstrou a presença da fase martensita em forma de ripas e de uma granulação fina, tanto no sentido radial como no sentido axial do tarugo. O ensaio de tração (ASTM E8) deste material possibilitou a determinação de suas propriedades mecânicas que de um modo geral, com base nos resultados obtidos pode-se afirmar que o aço 15-5PH além de elevadas propriedades mecânicas possui um bom alongamento. Também foi realizado o ensaio de propagação de trinca, normalizado pela ASTM E647-00, deste modo foram obtidas as superfícies de fratura para caracterização sob as abordagens monofractal e multifractal. Conclui-se que em todas as medidas realizadas a correlação entre a posição da ponta da trinca e a dimensão fractal foi estabelecida de acordo com mudanças na espessura e os micromecanismos de fraturas atuantes. Além disso, a abordagem multifractal se mostrou mais sensível a essas variações permitindo uma caracterização mais detalhada da morfologia.

PALAVRAS-CHAVE: Fractografia Quantitativa. Superfícies de fratura. Geometria Fractal. Auto-similaridade. Auto-afinidade.

OLIVEIRA, J. A. **Fractal Behavior of Fatigue Surfaces in Aeronautical Alloys**. 2012. 75 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

ABSTRACT

Fracture surfaces express sequences of events of energy release with crack propagation in metal alloys, the evolution of topographic features can indicate the lines of load action, failures during the use or processing. The quantitative fractography is an important tool in the study of fracture surfaces, because it allows their interpretation and characterization. In order to evaluate the effectiveness of the characterization of fracture surfaces grounded on concepts such as self-similarity and self-affinity, it used the 15-5PH steel that was characterized by metallographic and tensile tests. The metallography allows the microstructural characterization of this steel and proved the presence of the martensite phase in the slats form and a fine-grained, both in the radial and in the axial direction of the dowel. The tensile test (ASTM E8) of this material allowed the determination of the mechanical properties, so based on the obtained results it was possible to affirm that the 15-5PH steel has high mechanical properties and a good stretch. Besides, the specimens also underwent testing of crack propagation, standardized by ASTM E647-00, thus it was obtained the fracture surfaces for characterization under monofractal and multifractal approaches. In front of all the exposed it was possible to conclude that in all measurements the correlation between the crack tip position and the fractal dimension was established in accordance with changes in the thickness and in the fracture micromechanisms presents. Furthermore, the multifractal approach was more sensitive to these variations allowing a more detailed characterization of the morphology.

KEYWORDS: Quantitative fractography. Fracture surfaces. Fractal Geometry. Self-similarity. Self-affinity.

SUMÁRIO

| | |
|---|----|
| 1 OBJETIVOS | 6 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 6 |
| 2.1 Mecânica da fratura linear elástica | 6 |
| 2.1.1 Modos de abertura da trinca | 10 |
| 2.2 Teoria de A. A. Griffith | 10 |
| 2.3 Fundamentos da fratura | 12 |
| 2.3.1 Mecanismos de fratura | 12 |
| 2.3.2 Fratura frágil | 13 |
| 2.3.3 Fratura dúctil | 14 |
| 2.4 Fadiga em materiais | 16 |
| 2.4.1 Curvas S-N | 19 |
| 2.5 Fractografia Quantitativa | 20 |
| 2.6 Geometria fractal | 20 |
| 2.6.1 Dimensão fractal | 22 |
| 2.7 Fractal Misto | 22 |
| 2.8 Superfícies de fratura versus fractal | 23 |
| 2.9 Método box-counting | 24 |
| 3 MATERIAIS E MÉTODOS | 26 |
| 3.1 Material | 26 |
| 3.2 Análise metalográfica | 27 |
| 3.2.1 Preparação das amostras | 27 |
| 3.2.2 Ataque químico | 27 |
| 3.2.3 Aquisição das imagens | 28 |
| 3.3 Microscopia eletrônica de varredura | 28 |
| 3.4 Ensaio de tração | 29 |
| 3.5 Ensaio de propagação de trinca | 30 |
| 3.6 Microscopia das superfícies de fratura | 34 |
| 4 RESULTADOS | 40 |
| 4.1 Ensaio Metalográfico | 40 |
| 4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura | 41 |
| 4.3 Ensaio de tração | 49 |
| 4.4 Ensaio de propagação de trinca por fadiga | 50 |
| 4.5 Análise da dimensão fractal ao longo da superfície de fratura | 56 |
| 4.5.1 Análise comparativa entre dimensão fractal e micrografias | 60 |
| 4.6 Comportamento da dimensão fractal x fator intensidade de tensão | 67 |
| 5 CONCLUSÕES | 70 |
| REFERÊNCIAS | 71 |

1 OBJETIVOS

Avaliar a efetividade da caracterização de superfícies de fadiga em ligas metálicas pelo conceito de auto-similaridade, por medidas de dimensão fractal pelo método Box-counting.

Estudar a evolução dos valores da caracterização multifractal desde a nucleação até o início do estágio III da fratura por fadiga com os resultados de ensaios mecânicos de propagação de trincas, buscando relacionar o crescimento da trinca com o comportamento multifractal.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica

A mecânica da fratura consiste em uma metodologia que admite a existência de defeitos em componentes estruturais e permite determinar o tamanho limite da trinca que pode ser tolerada, a certa tensão, sem que ocorra a falha do componente (PRESEZNIAK, 2007).

Entretanto, a obtenção dos dados de propagação de trinca por fadiga pode ser feita através de ensaios de corpos de prova pré-trincados, submetidos à ação de um carregamento cíclico (AMORIM, 2006).

O fator intensidade de tensão (K) caracteriza a magnitude do campo de tensões na ponta da trinca sob comportamento linear elástico. Este fator também é válido para condições de deformação não elástica, desde que a região de deformação seja pequena e esteja confinada dentro da região de domínio do fator intensidade de tensão, como é mostrado na figura 01, onde um corpo de prova de espessura igual a “ t ” sob esforço de tração, cuja tensão é “ σ ” (COURTNEY, 2000).

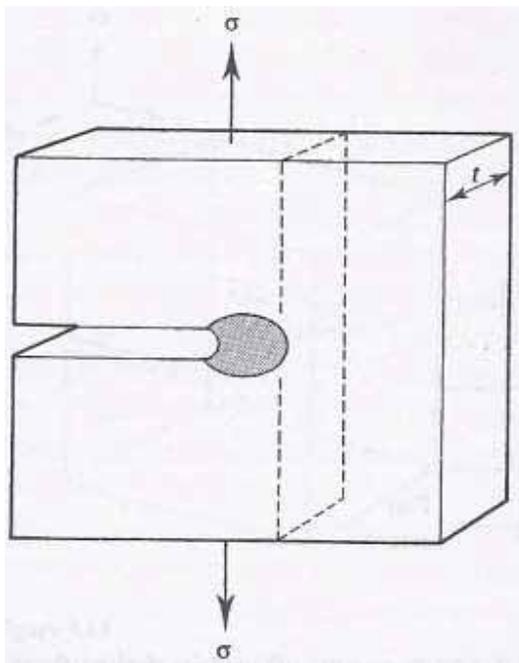


Figura 01 – Ilustração do campo de tensões na ponta da trinca (COURTNEY, 2000).

Após certa quantidade de deformação plástica o fator intensidade de tensão (K) perde a capacidade de caracterização do campo de tensões, dessa forma é necessário que se garanta condições de deformação plana, conforme ilustrado na figura 02 (GUIMARÃES, 2008).

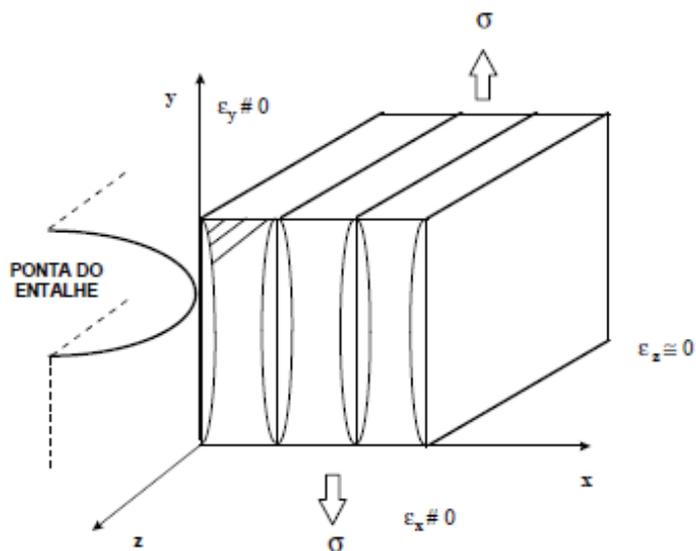


Figura 02 – Ilustração do estado de deformação plana.

Estado triaxial de tensões

$$\sigma_X \neq 0$$

$$\sigma_Y \neq 0$$

$$\sigma_Z \neq 0$$

Estado de deformação plana

$$\varepsilon_X \neq 0$$

$$\varepsilon_Y \neq 0$$

$$\varepsilon_Z = 0$$

No caso de carregamento monotônico, a expressão geral para o fator intensidade de tensão para diferentes modelos de trinca e geometrias do corpo de prova, é dada pela equação (01).

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1)$$

Onde:

K – fator intensidade de tensão [MPam^{0,5}];

σ - tensão nominal aplicada [MPa];

a - tamanho da trinca [m];

Y = f(a/W), função que depende da geometria do corpo de prova.

A amplitude do fator intensidade de tensão é dada pela equação 02:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2)$$

Onde K_{\max} e K_{\min} são respectivamente os valores de K máximo e mínimo no ciclo de carregamento. Portanto, de acordo com a equação 01, tem-se:

$$K_{\max} = Y\sigma_{\max}\sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

$$K_{\min} = Y\sigma_{\min}\sqrt{\pi a} \quad (2.2)$$

Em que, σ_{\max} e σ_{\min} , são respectivamente as tensões máxima e mínima do ciclo de tensão. Outro parâmetro importante é a razão de carregamento R, dada por:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (3)$$

A equação 04 também pode ser expressa em função do fator intensidade de tensão:

$$R = K_{\min} / K_{\max} \quad (4)$$

O comportamento da propagação de trincas por fadiga em metais pode ser descrito pela relação entre a taxa de crescimento da trinca (d_a/d_N) e a variação do fator intensidade de tensão na ponta da trinca, ΔK . Tal comportamento pode ser observado na figura 03 (OLIVEIRA, 2008).

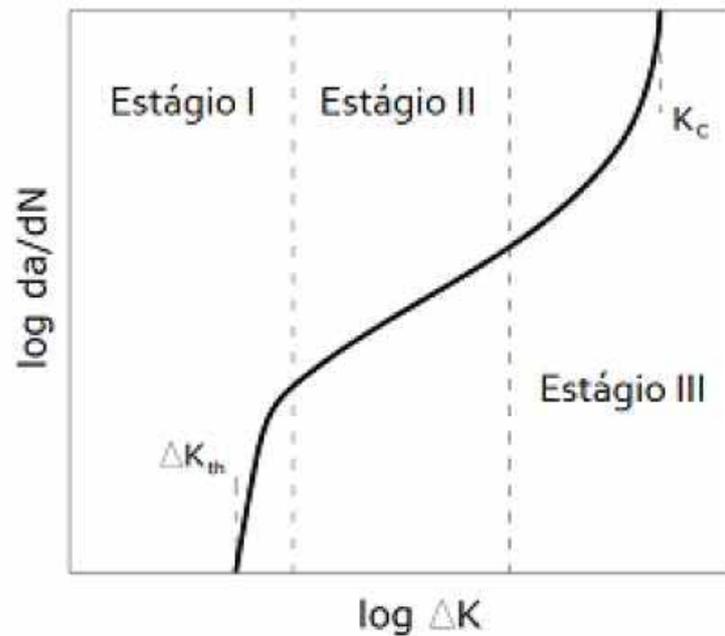


Figura 03 – Comportamento da taxa de propagação da trinca no processo de fadiga.

Existem modelos que permitem quantificar a taxa de propagação da trinca por fadiga através de variáveis de parâmetros que são ajustados aos resultados obtidos em testes experimentais. Com isso é possível descrever parte do comportamento da curva da/dN versus ΔK . Dentre esses modelos o mais conhecido é o modelo de Paris, equação 06 (PUGNO, 2006).

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

Este modelo é restrito ao estágio II do processo de fadiga e não leva em consideração a razão de carregamento R . Os parâmetros C e m são constantes empíricas dependentes do material utilizado. Entre tanto, é relevante ressaltar que existem modelos adaptados a partir do modelo de Paris para o estágio II e III do processo de fadiga, por exemplo, o modelo proposto por Forman que leva em consideração a razão de carregamento (R) e o fator intensidade de tensão crítico (K_c), de acordo com a equação 6 (OLIVEIRA, 2008).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot (\Delta K)^m}{[(1-R) \cdot K_c] - \Delta K} \quad (6)$$

2.1.1 Modos de abertura de trinca

Existem três modos distintos de abertura da trinca, que diferem devido ao movimento superficial imposto pelo carregamento. Deste modo, estes são classificados em: Modo I (tração), Modo II (cisalhamento), Modo III (rascamento) (PRESEZNIAK, 2007); conforme a figura 04.

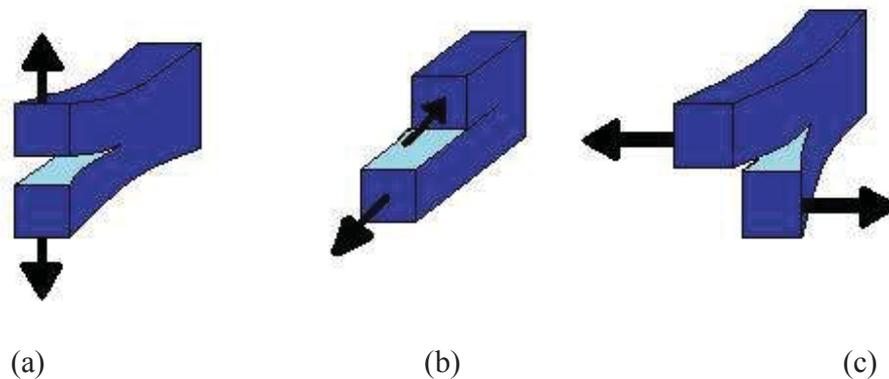


Figura 04: Modos de abertura da trinca: a) Modo I, b) Modo II, c) Modo III.

2.2 Teoria de A.A.Griffith

Publicada em 1921, a teoria de A. A. Griffith propõe que a ocorrência de fratura em materiais frágeis era ocasionada pela existência de trincas em sua estrutura com orientações aleatórias e que na ponta de cada trinca, existe certa concentração de tensões que conduzem a propagação da mesma até a fratura macroscópica do material (PÍRJE; MARIGO 2010).

A figura 05 representa o modelo utilizado por A. A. Griffith, onde uma placa com espessura unitária, contendo uma trinca elíptica de comprimento $2c$ em direção perpendicular a direção do esforço de tração, ao qual a placa está submetida. Como dito anteriormente, na ponta da trinca há uma concentração de tensões, sendo que o máximo esforço pode ser determinado pela equação 07 (OBERT, 1972).

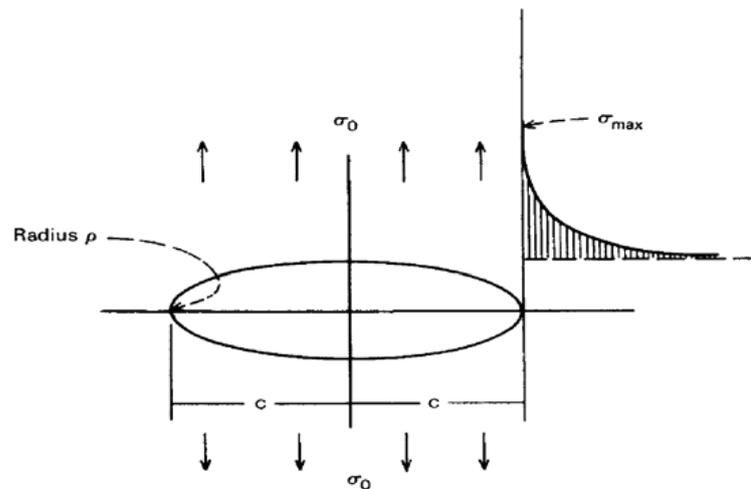


Figura 05 – Ilustração da distribuição de tensão em uma trinca elíptica.

$$\sigma_{max} = 2\sigma_0 \sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad (7)$$

Onde σ_0 é o valor médio do esforço e ρ o raio de curvatura da elipse.

As equações de Griffith são baseadas em algumas considerações, uma delas diz respeito ao raio de curvatura da ponta da trinca (ρ) que deve ser extremamente agudo, dessa forma tem-se $2c \gg \rho$, pois isso garantiria que a tensão local seria superior à resistência coesiva, por fim, outra consideração impõe que o material seja elástico (FORTES, 2003).

A equação de Griffith é considerada válida para materiais idealmente frágeis, ao se tratar de materiais dúcteis que possuem energia de fratura consideravelmente maior que a energia superficial, tais equações não se aplicam (FORTES, 2003).

Entretanto, sabe-se que a existência de uma trinca necessita de um balanço entre o decréscimo da energia potencial e o aumento da energia superficial devido à presença da trinca.

Dessa forma, o crescimento da trinca se dá, quando é fornecido ao sistema energia de superfície suficiente, a qual é proveniente da configuração de não equilíbrio entre os átomos vizinhos mais próximos a superfície do material (CIOCLOV; DUMITRU, 2001).

2.3 Fundamentos da fratura

De modo geral a fratura consiste na separação de um corpo em duas ou mais partes em resposta a uma tensão de natureza estática ou dinâmica que é imposta, podendo ser de tração, de cisalhamento, de torção, de impacto, etc.

Para materiais metálicos dois mecanismos de fratura são possíveis: dúctil e frágil. A classificação esta baseada na capacidade do material em apresentar deformação plástica. Materiais dúcteis apresentam grande proporção de deformação plástica acompanhada de grande absorção de energia antes da ruptura, enquanto que, materiais frágeis apresentam pouca ou nenhuma deformação plástica acompanhada de pouca absorção de energia (CALLISTER, 2007).

Simplificadamente o processo de fratura de um material consiste na formação e propagação de trincas. O modo como se dá a propagação da trinca é dependente do mecanismo de fratura operante, isto é, no caso da fratura dúctil, a propagação da trinca envolve uma grande quantidade de deformação plástica nas vizinhanças da ponta da trinca, portanto, o crescimento ocorre de forma lenta e é denominado como crescimento estável. No entanto, na fratura frágil, o crescimento da trinca se processa com pouca ou nenhuma deformação plástica na vizinhança da ponta da trinca, assim, o crescimento se dá de forma rápida e é denominado como crescimento instável, além disso, uma vez iniciado, evolui de forma espontânea mesmo com a manutenção da magnitude da tensão aplicada (CALLISTER, 2007).

2.3.1 Mecanismos de fratura

Comumente, a análise de uma fratura é baseada nos mecanismos originados por deformações plásticas ocorridas antes da ruptura do material e se estende por características macroscópicas e microscópicas da superfície de fratura. Entretanto, faz-se de grande importância identificar os mecanismos de fratura a fim de compreender as causas que levaram a falha, sendo

possível descobrir informações sobre modo de carregamento, sentido de propagação de trincas, características do ambiente de exposição, etc.

2.3.2 Fratura frágil

A fratura frágil corresponde à ruptura das ligações atômicas, de modo que não há o desenvolvimento de mecanismos de deformação plástica com significativa intensidade. Este tipo de ruptura é facilitado pela presença de defeitos no arranjo cristalino, tais como, vazios que concentram tensões, ou pela diferente capacidade de deformação entre o arranjo cristalino e defeitos de natureza diversa. Além disso, diz-se também que a ruptura frágil ocorre quando a energia introduzida localmente por solicitações externas se iguala ou é superior à energia de ligação atômica (CALLISTER, 2007).

Existem alguns tipos característicos de ruptura frágil, por exemplo, a clivagem e a ruptura intergranular. A clivagem (figura 06) corresponde à quebra de ligações de um conjunto de átomos que pertencem a um mesmo plano cristalográfico em particular. Por fim, a ruptura intergranular (figura 07) é uma clivagem que segue o contorno de grão, sendo que as regiões de contorno de grão possuem uma elevada concentração de defeitos e devido a isso são zonas naturais de concentração de tensão (MEYERS, CHAWLA, 1982).

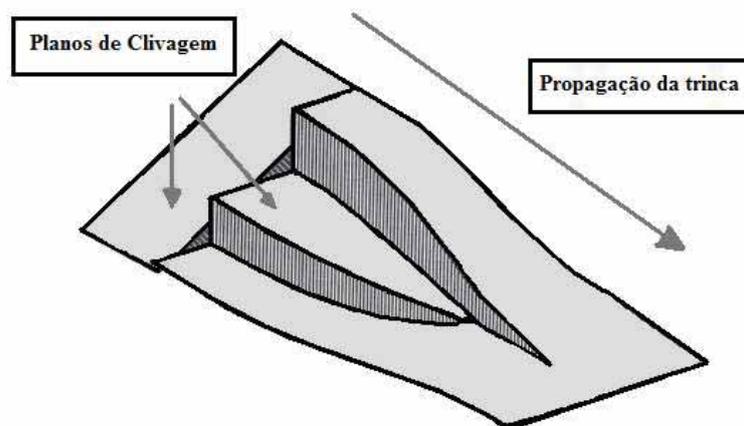


Figura 06 – Propagação de Trinca por clivagem (JANSSEN, 2006).

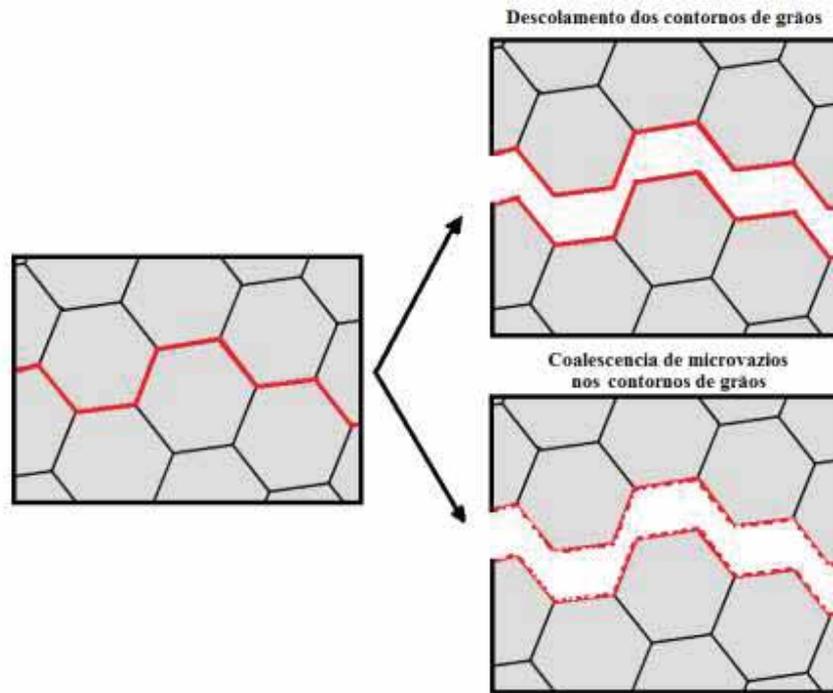


Figura 07 – Ilustração da fratura intergranular.

2.3.3 Fratura dúctil

A fratura dúctil está associada a uma grande absorção de energia e deformação plástica, este mecanismo tem origem em vazios gerados pela concentração de tensões em regiões de discordâncias e defeitos cristalinos. Este processo se dá de forma que há a presença de alguns estágios característicos antes da ruptura do material, tais como, formação de dimples, estrição, o coalescimento das cavidades para a formação da trinca, a propagação da trinca e a fratura final (HAYDEN, 1968 ; LAWN, 1993). Devido a grande quantidade de deformação plástica a superfície de fratura dúctil possui algumas características típicas, sendo fosca e com rugosidade acentuada. Na figura 08 estão ilustrados os estágios do processo de fratura dúctil (CALLISTER, 2007).

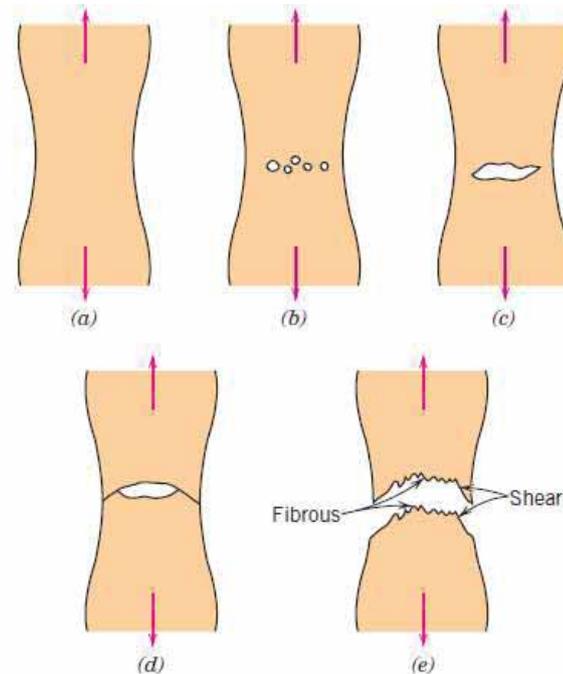


Figura 08 - Processo de fratura em materiais dúcteis: a) Estrição; b) Formação dos dimples; c) Coalescência dos dimples; d) Propagação da trica e) Fratura final.

O processo de formação de alvéolos (figura 09), denominados também como dimples, está associado a uma alta energia de deformação e pode estar presente em fraturas de metais com os mais diversos níveis de resistência. Sua formação tem origem a partir da nucleação de micro vazios, os quais ocorrem comumente em regiões de discontinuidades, associadas com a presença de precipitados, inclusões e contornos de grão (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

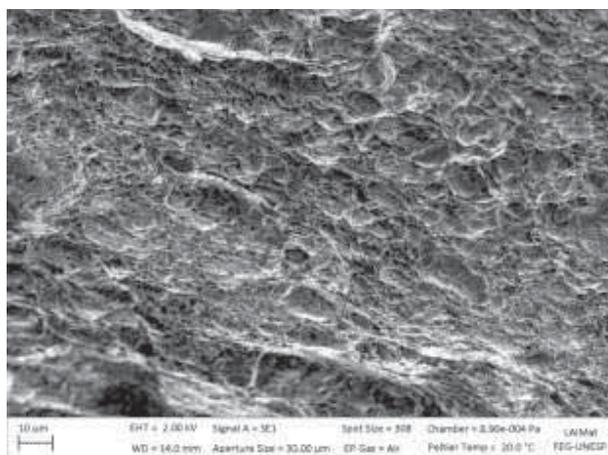


Figura 09 - Aspecto microscópico da ruptura dúctil (Zeiss EVO LS-15, DMT, FEG-UNESP).

2.4 Fadiga em materiais

A falha por fadiga é consequência de esforços alternados de intensidade consideravelmente inferior ao limite de escoamento do material, isto é, na região elástica. Em geral tal falha tem início em um ou em vários pontos de concentração de tensões, podendo culminar em trincas ou até mesmo na ruptura total do material após um número suficiente de ciclos.

Este assunto vem ganhando cada vez mais espaço em pesquisas científicas, pois estima-se que 90% das falhas de componentes metálicos sejam por processos de fadiga.

Na figura 10, pode-se observar uma ilustração da fratura por fadiga evidenciando alguns de seus aspectos característicos.

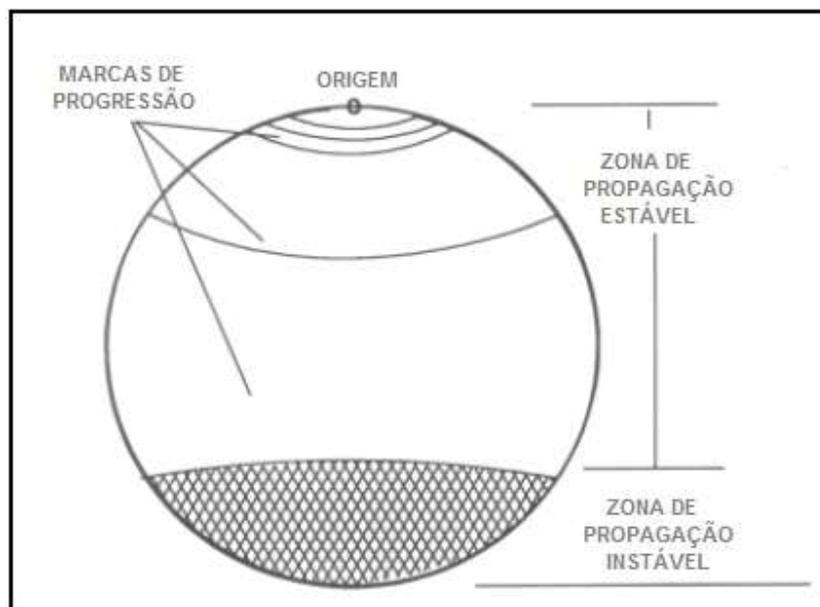


Figura 10 – Ilustração dos estágios da fratura por fadiga.

Diversas estruturas de engenharia estão sujeitas a processos de fadiga, dentre estas um exemplo é uma aeronave que tem sua estrutura sujeita a compressões e expansões devido a variações de pressão sofridas durante o vôo. Então, a fim de prevenir tais estruturas contra processos de fadiga e outros que possam vir a ocorrer, estas são testadas em solo além de sua vida útil estabelecida em projeto, antes de serem utilizadas.

Na figura 11 pode-se observar um acidente com um Boeing 737 da Aloha devido a uma fratura por fadiga ocasionada por corrosão.



Figura 11 – Fratura por processo de fadiga em um Boeing 737.

O processo de fadiga tem início em um ponto de descontinuidade do material que com a aplicação de esforços alternados tende a crescer, se difundindo pelo material. Com isso dá-se início a uma trinca que cresce em conjunto com a aplicação dos esforços até que atinge um tamanho limite, após o qual tem-se a ruptura do material (OLIVEIRA, 2008). Portanto, de maneira mais detalhada pode-se dividir o processo de fadiga em três estágios (BRESCIANI, 1986):

- Estágio I: Consiste na nucleação da trinca em pontos de descontinuidade ou pontos de concentração de tensão, por deformação plástica localizada. Este estágio pode conter o maior número de ciclos, pois a taxa de crescimento da trinca é muito pequena.
- Estágio II: Tem-se a propagação estável da trinca em um plano perpendicular à direção da tensão principal de tração.
- Estágio III: É caracterizado pela propagação instável da trinca até que seja atingido um tamanho crítico, onde ocorre a ruptura do material.

Entretanto, é relevante ressaltar que o estágio II pode apresentar morfologia característica denominada estrias de fadiga (figura 12), porém isto não é observado em materiais com microestrutura complexa, pois nestes casos a fratura apresenta um relevo altamente segmentado.

As estrias de fadiga não são visíveis a olho nu, só é possível sua observação através de grandes ampliações como é o caso da figura 12 obtida a partir de um microscópio eletrônico de varredura (KERLINS; PHILLIPS, 1992).



Figura 12 – Morfologia característica do estágio II do processo de fadiga.

A propagação de trinca por fadiga sofre influência de diversos fatores, no entanto os principais são: microestrutura do material, meio ambiente e carregamento (OLIVEIRA, 2008).

- Microestrutura do material: este tem influência devido a fatores como tamanho e orientação preferencial dos grãos, distribuição e composição química das fases e precipitados contidos na microestrutura.
- Meio ambiente: em meios agressivos, isto é, meios corrosivos a ruptura do material pode ocorrer em níveis de tensão bem abaixo daquelas em ambientes inertes. Geralmente os ambientes mais agressivos são as soluções de cloretos enquanto que o menos agressivo é o ar seco.

- Carregamento: a taxa de propagação da trinca sofre influencia direta da magnitude do carregamento aplicado, assim sendo com o aumento do carregamento aumenta-se a taxa de propagação da trinca.

2.4.1 Curvas S-N

Um método básico para apresentação de dados experimentais de fadiga é a curva S-N, onde S corresponde à tensão e N o número de ciclos. Na figura abaixo se pode observar um exemplo de curva S-N (COLIM, 2006). Através da figura 13 é possível identificar duas regiões divididas em:

- Região de fadiga de baixo-ciclo ($N < 10^4$);
- Região de fadiga de alto-ciclo ($N > 10^4$);

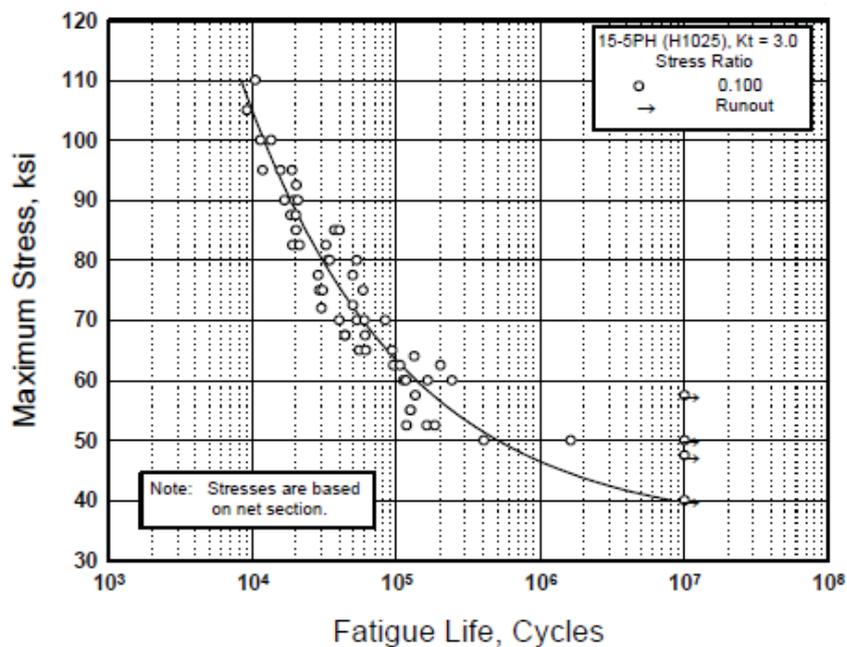


Figura 13 – Curva S-N do aço 15-5PH na condição H1025.

Para alguns materiais empregados em engenharia, a curva SN se torna horizontal em uma determinada região denominada limite de resistência à fadiga. No entanto, a maioria de materiais não ferrosos não apresenta limite de resistência à fadiga.

2.5 Fractografia Quantitativa

A fractografia quantitativa consiste na análise da superfície de fratura e compreensão de sua geometria, a qual está relacionada com as características microestruturais do material e contém informações sobre o processo de fratura. Entretanto, a principal meta é desvendar esta grande complexidade que é a caracterização quantitativa da geometria dos mecanismos atuantes na superfície de fratura (ANTOLOVICH,1990).

O processo de fratura envolve nucleação e propagação da trinca. A distinção entre nucleação e propagação nem sempre é clara. Frequentemente grandes trincas são resultados da coalescência de múltiplas trincas menores (GOLDSMITH, 2000). A partir da fractografia pode-se determinar o ponto de nucleação de uma trinca e avaliar as possíveis razões da falha do material (GUIYUN ZHOU., NINA S.N., LAM, A., 2005).

A fractografia quantitativa pode ser relacionada com a caracterização da superfície de fratura através de parâmetros como: rugosidade da superfície, comportamento fractal, etc. Sendo aplicada com sucesso na análise de fraturas, para relacionar a rugosidade da superfície com suas propriedades mecânicas.

Recentemente o conceito de geometria fractal provou-se útil na caracterização das superfícies de fratura. De fato, este novo conceito se tornou um ferramenta a ser aprimorada para análise fractográfica.

2.6 Geometria Fractal

A natureza apresenta diversos elementos com geometria complexa que não podem ser descritos pela geometria euclidiana, por exemplo, a costa litorânea do Brasil ou mesmo uma montanha cuja geometria se assemelha a de uma pirâmide, porém sua superfície não é plana e apresenta diversas imperfeições. Com a necessidade de descrever tais elementos um matemático francês, Benoît Mandelbrot, introduziu um novo conceito conhecido como geometria fractal, cujo

foco é o estudo de elementos com geometria complexa e que não podem ser caracterizados por uma dimensão integral (MANDELBROT, 1982).

Uma característica importante de um elemento fractal é a auto-similaridade, que é definida como uma propriedade de um subconjunto que quando observado em diferentes escalas de ampliação, é mantido o mesmo padrão de relevo. Um exemplo que ilustra essa característica é a curva de Von Koch (figura 14) (CAMPOS, 2010).

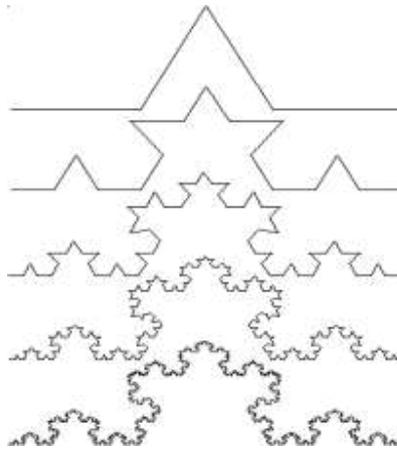


Figura 14 – Representação da curva de Von Koch.

Além disso, um comportamento comumente visto é a auto-afinidade (figura 15) que se refere à manutenção do padrão em diferentes escalas de ampliação, entretanto, neste caso o padrão observado é dependente da direção de observação (LOPES, 2009).



Figura 15 – Comportamento auto-afim presente na samambaia (FANTINATO, 2008).

2.6.1 Dimensão Fractal

Na geometria euclidiana os objetos são caracterizados por uma, duas ou três dimensões, entre tanto, tal fato não ocorre com objetos fractais, pois estes não podem ser caracterizados por uma dimensão integral e sim como uma transição entre duas dimensões. Com isso foi criada a dimensão fractal, definida por números não inteiros que indicam o grau de complexidade ou irregularidade de um objeto fractal (LOPES, BETROUNI, 2009).

Analogamente com a geometria euclidiana, um valor de dimensão fractal estará entre $D = 1$ (reta) e $D = 2$ (plano), ou entre $D = 2$ (plano) e $D = 3$ (volume). Além disso, uma característica importante dos objetos fractais é que suas propriedades métricas, como comprimento, área, dependem da escala de medida.

A dimensão fractal pode ser calculada considerando uma curva de comprimento L , segmentada em N partes iguais, onde cada parte tem comprimento $d = L/N$. Isto nos leva a seguinte relação, apresentada na equação 08.

$$N = (L/d)^D \quad (8)$$

Rearranjando a equação e extraindo logaritmo de cada membro tem-se, equação 09.

$$D = \log(N) / \log(L/d) \quad (9)$$

2.7 Fractal Misto

Ao longo dos anos, os estudos realizados em superfícies de fratura demonstraram que essa não pode ser descrita por um fractal auto-similar, pois apenas apresentam simetria localmente e em uma pequena faixa de ampliação. Com isso viu-se necessário à expansão da abordagem monofractal, a fim de se adequar a esses casos, então deu-se início a abordagem multifractal (RUSS, 1994).

Com base nisso, Brian Kaye desenvolveu alguns trabalhos, nos quais identificou dois segmentos de reta nos gráficos que fazia para cálculo da dimensão fractal. Estes segmentos de reta foram denominados de “textural” e “estrutural”. A dimensão “textural” (D_t) corresponde ao

menor coeficiente angular, onde a escala de ampliação é pequena e descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície. Enquanto que a dimensão “estrutural” (D_s) é dada pelo maior coeficiente angular, onde os valores da escala são maiores e as características estruturais do material se emergem (RUSS, 1994; HOROVISTIZ, 2010).

Na figura 16, tem-se uma representação de fractal misto, caracterizados pela presença de dois segmentos de reta com diferentes coeficientes angulares.

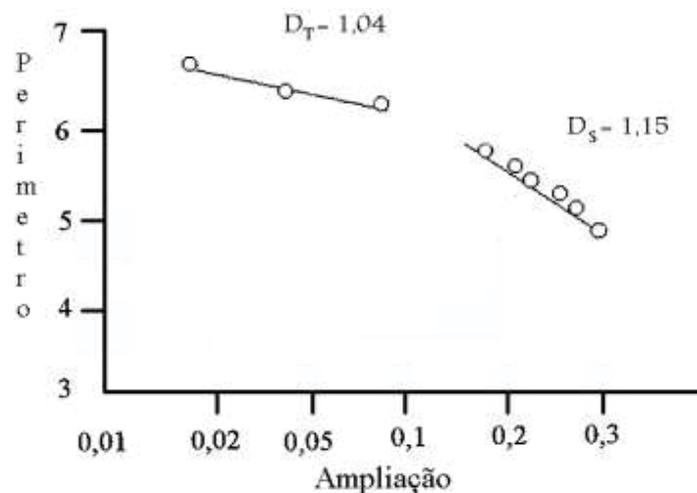


Figura 16 – Fractal misto, exemplo de dimensões fractais textural e estrutural (RUSS, 1994).

2.8 Superfícies de Fratura Versus Fractal

Atualmente, muitos tópicos na ciência dos materiais vêm sendo estudados através de análises embasadas em fractais. Esses desenvolvimentos são geralmente associados à fractografia quantitativa, que tem como principal ferramenta, a análise de imagens associadas com morfologias matemáticas, tais como, as superfícies de fratura (COSTER; SAPOVAL, 1994).

Os primeiros trabalhos nesta área consideravam que as superfícies de fratura podiam ser descritas por um fractal auto-similar. Assim, as investigações eram limitadas a medida de uma dimensão fractal auto-similar, no entanto, estudos recentes têm mostrado que tais superfícies não podem ser caracterizadas somente por este modelo fractal, e mais, que é impossível descrever a rugosidade da superfície usando uma simples dimensão fractal (MILLER; ODLING; WANG, 1996).

Embora, haja alguns trabalhos que consideram uma abordagem auto-similar suficiente para descrever superfícies de fratura, as conclusões alcançadas até o momento convergem para uma mesma direção, a abordagem multifractal, isto é, a existência de correlação entre a dimensão fractal e as propriedades mecânicas do material em estudo (UNDERWOOD; BOUCHAUD, 1990).

Com os trabalhos de Wang (2010) e Tayfun (2000) pode-se ver que a abordagem fractal é utilizada para uma gama de materiais, não restringindo-se somente aos metais. Wang (2010) em seu trabalho demonstrou que para o material compósito constituído de borato de alumínio reforçado com a liga de alumínio 6061, as superfícies de fratura obtidas, foram tratadas pelo conceito de auto-afinidade, devido à complexidade da morfologia. Com isso chegou-se a uma conclusão positiva entre a correlação entre a dimensão fractal e as propriedades mecânicas dos materiais.

Contudo, em meio às divergências ainda persistentes, alguns pesquisadores vêm demonstrando em seus trabalhos propostas de correlação entre a dimensão fractal e propriedades mecânicas do material, como é o caso de Hein (2009), onde foi proposto um modelo capaz de descrever a largura da zona de estiramento, envolvendo medidas da tenacidade local em função da dimensão fractal e da espessura.

2.9 Método Box-counting

O método box-counting é um dos métodos mais utilizados no cálculo de dimensão fractal devido à sua facilidade matemática e na estimativa experimental.

A técnica consiste na sobreposição de uma malha de quadrados à uma imagem em duas dimensões (R^2) e contabilizar o número de quadrados que foram necessários para cobri-la.

Para imagens em três dimensões (R^3), como as superfícies de fratura, utiliza-se uma sobreposição e contagem de cubos.

Assim, o cálculo da dimensão fractal dá-se com base na equação 10.

$$D = - \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(N(r))}{\log(r)} \quad (10)$$

Onde:

$N(r)$: número de cubos que intercepta a imagem (box count);

r : Medida da aresta do cubo (box size);

Então, a imagem é dividida em um número de cubos (box count), com dimensão r de aresta, sendo o valor da altura do cubo influenciada pelos níveis de cinza referentes à profundidade da imagem.

Com a manipulação de resultados, a dimensão fractal pode ser determinada pelo coeficiente angular da reta no gráfico – $\log(\text{box size})$ versus $\log(\text{box count})$, figura 17.

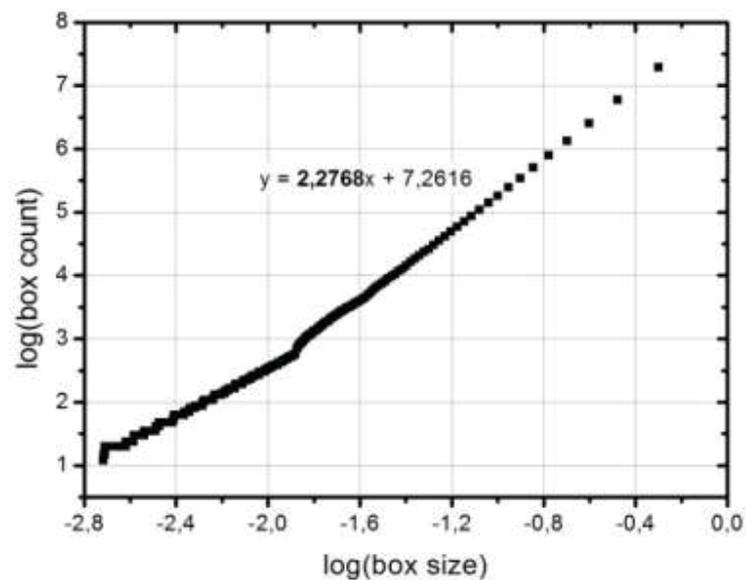


Figura 17 – Gráfico obtido pelo método box-counting.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

O 15Cr-5Ni, ou 15-5PH, é um aço inoxidável obtido pelo mecanismo de endurecimento por precipitação, possui estrutura martensítica que o proporciona, elevadas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão até a temperatura de 316°C. Além disso, este também apresenta características como, boa tenacidade em ambas às direções, longitudinal e transversal, e boa soldabilidade (AK STEEL, 1999).

Na tabela 01, são apresentadas as condições do tratamento térmico de envelhecimento do 15-5PH, sendo que o material utilizado neste trabalho foi processado na condição H1025.

Tabela 01 – Condições de endurecimento por precipitação (KRABBE, 2006).

| <i>Condição</i> | <i>Temperatura</i> | <i>Tempo de Permanência</i> |
|-----------------|--------------------------------|-----------------------------|
| H900 | 900°F ± 10 (482°C ± 6) | (1 ± 0,1) hora |
| H925 | 925°F ± 10 (496°C ± 6) | (4 ± 0,3) horas |
| H1025 | 1025°F ± 10 (552°C ± 6) | (4 ± 0,3) horas |
| H1075 | 1075°F ± 10 (579°C ± 6) | (4 ± 0,3) horas |
| H1100 | 1100°F ± 10 (593°C ± 6) | (4 ± 0,3) horas |
| H1150 | 1150°F ± 10 (621°C ± 6) | (4 ± 0,3) horas |

Devido as suas propriedades é muito utilizado em aplicações que requerem alta resistência à flexão e dureza, tais como peças de válvulas, conexões e parafusos, eixos engrenagens e em componentes de aeronaves (TEIXEIRA, 2006).

É relevante ressaltar que este material foi doado pela Villares Metals SA, na forma de tarugo com diâmetro de 107 mm e comprimento de 500 mm.

3.2 Análise metalográfica

O ensaio metalográfico consistiu em três etapas, sendo estas, preparação das amostras, ataque químico e aquisição das imagens, conforme descrito nas próximas seções.

3.2.1 Preparação das amostras

Nesta etapa, primeiramente, foi realizado o corte das amostras nos sentidos transversal e longitudinal, de tal modo que não foi necessário o embutimento das mesmas. Em seguida deu-se início ao lixamento nas lixas 220, 320, 400, 600 e 1200. Com isso, foi possível planificar a superfície e eliminar os defeitos, devido ao processo de corte. Durante o lixamento foram tomados alguns cuidados, visando aumentar sua eficiência, tais como, a cada troca de lixa a amostra era rotacionada em cerca de noventa graus de forma que, os riscos da lixa estivessem se sobrepondo perpendicularmente, a fim de evitar a formação de abaulamentos na superfície da mesma.

O polimento das amostras foi realizado com suspensão de óxido de magnésio Struers OP-U em uma máquina politriz, de modo a recobrir toda sua superfície. Por fim, as amostras foram submetidas a um banho ultrassônico composto por água destilada e algumas gotas de detergente, durante cinco minutos para retirada de impurezas ainda presentes na superfície. Ao fim do banho as amostras foram lavadas com álcool etílico e secas com um jato de ar frio por meio de um secador convencional.

3.2.2 Ataque químico

Para tanto, foi utilizado o reagente Marble, cuja composição é 200mL H₂O + 200mL HCl + 40g CuSO₄, preparado no Departamento de Física e Química da própria universidade. O procedimento foi todo realizado dentro da capela presente no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), sendo este realizado por imersão, durante oito segundos.

Após o ataque, as amostras foram lavadas com água destilada, para interrupção do ataque, e secas com um jato de ar frio.

3.2.3 Aquisição das imagens

A aquisição das imagens foi realizada no microscópio óptico Nikon Epiphot 200, equipado com uma câmera digital AxioCam ICc3 da marca Zeiss, nas ampliações de 200 e 500 vezes.

3.3 Microscopia eletrônica de varredura

A fim de verificar a evolução dos mecanismos de fratura ao longo da trinca propagada, foi realizada uma análise através da microscopia eletrônica de varredura, desde o início de a pré-trinca até o início do estágio III da fratura por fadiga. O equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15 (Figura 18) do Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LaIMat), do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG-UNESP.



Figura 18 – Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS-15, DMT-FEG-UNESP.

A otimização das condições de trabalho a serem utilizadas na análise foi realizada através de simulações com o programa CASINO V. 2.42, para o Ferro (Figura 19), tendo como base, critérios como a profundidade média de emissão de elétrons secundários e seu ganho. Além

disso, análise foi realizada com um detector de elétrons secundários em alto vácuo e sob tensões de aceleração de 2 e 3 keV.

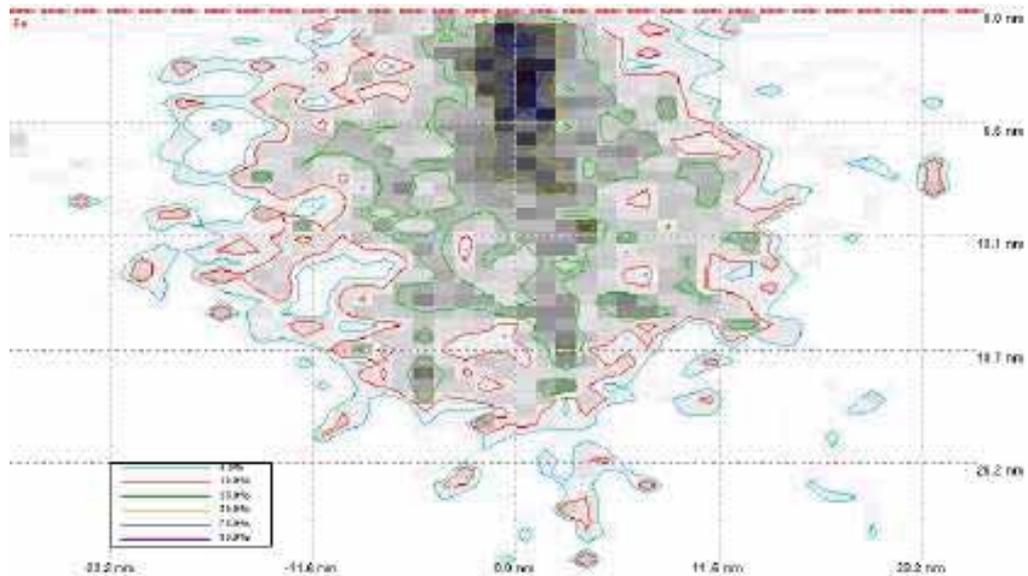


Figura 19 – Simulação para a energia de emissão de elétrons em função da profundidade de escape, a 2 keV para o Fe.

3.4 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado conforme a norma ASTM - E8/E8M - 09, onde o modelo de corpo de prova utilizado está ilustrado na figura 20.

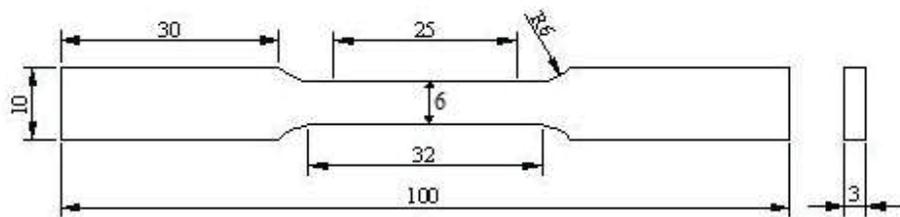


Figura 20 – Ilustração do modelo de corpo de prova utilizado no ensaio de tração.

Foram ensaiados quatro corpos de prova sob as condições apresentadas na tabela 02, abaixo.

Tabela 02 – Condições utilizadas no ensaio de tração.

| | |
|-----------------------|----------|
| Modo de ensaio | Simplex |
| Tipo de ensaio | Tração |
| Velocidade | 1 mm/min |

Utilizou-se a máquina de ensaios da marca Shimadzu AG-X, equipada com uma célula de carga de 50 kN, a qual dispõe de recursos automatizados, onde todo o controle do ensaio é feito através de um software, somente a fixação do corpo de prova é feita manualmente. A figura 21 (a) ilustra o corpo de prova preso na garra da máquina de ensaio, por conseguinte, na figura 21 (b) tem-se o corpo de prova fraturado após o ensaio de tração.



(a)



(b)

Figura 21 – (a) Foto da máquina de ensaio com o corpo de prova devidamente posicionado, (b) corpo de prova já ensaiado.

Por fim, é relevante ressaltar que os corpos de prova utilizados neste ensaio foram usinados na própria universidade, no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT).

3.5 Ensaio de Propagação de trinca (ASTM E647-00)

Neste ensaio foi utilizado o modelo de corpo de prova normalizado pela ASTM E647-00 (figura 22) e sua metodologia consistiu em duas etapas. Em um primeiro momento, foi realizada a nucleação da pré-trinca, posteriormente a propagação da trinca até a ruptura do material.

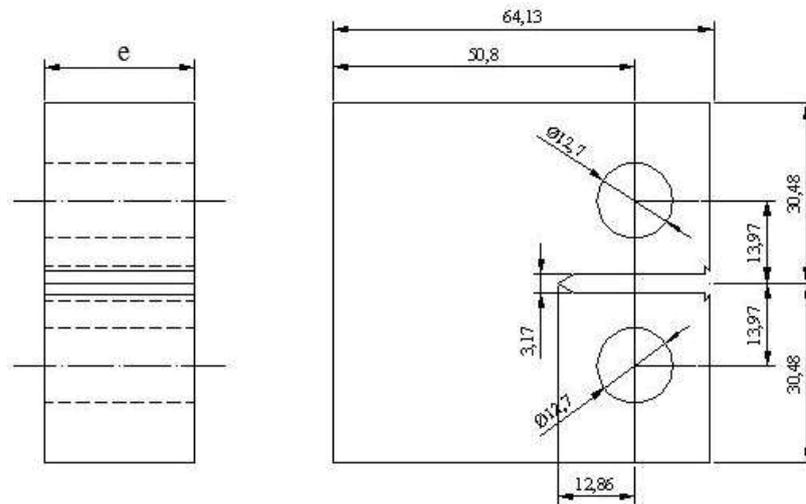


Figura 22 – Ilustração do corpo de prova utilizado no ensaio de propagação.

Os corpos de prova foram extraídos da barra de seção circular, na direção C-L, conforme a figura 23.

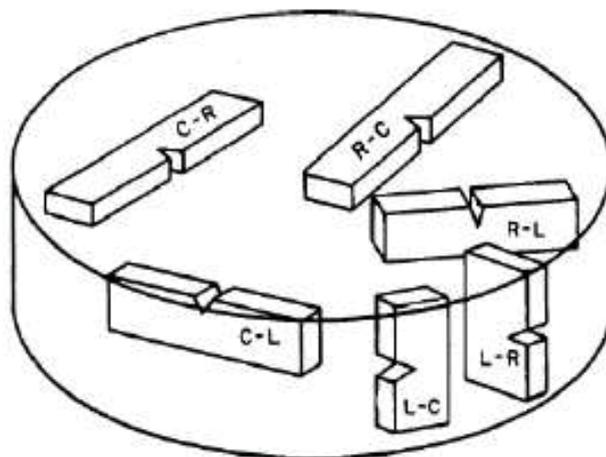


Figura 23 – Posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de propagação de trincas.

Nas tabelas 03 e 04, são apresentadas as condições utilizadas na nucleação da pré-trinca e na propagação da trinca até a ruptura, respectivamente.

Tabela 03 – Condições utilizadas para nucleação da pré-trinca.

| CDP | σ_{esc} | $\% \sigma_{esc}$ | R | Frequência [Hz] | Pméd [kN] | Amplitude [kN] |
|-----|----------------|-------------------|-----|-----------------|-----------|----------------|
| 1 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 17,16 | 9,24 |
| 2 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 17,16 | 9,24 |
| 3 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 17,16 | 9,24 |
| 4 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 17,16 | 9,24 |
| 5 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 25,74 | 13,86 |
| 6 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 25,74 | 13,86 |
| 7 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 25,74 | 13,86 |
| 8 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 25,74 | 13,86 |
| 9 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 34,32 | 18,48 |
| 10 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 34,32 | 18,48 |
| 11 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 34,32 | 18,48 |
| 12 | 1029,647 | 75 | 0,3 | 10 | 34,32 | 18,48 |

Tabela 04 – Condições utilizadas para propagação da trinca até a ruptura do material.

| CDP | σ_{esc} | $\% \sigma_{esc}$ | R | Frequência | Pméd [kN] | Amplitude [kN] |
|-----|----------------|-------------------|-----|------------|-----------|----------------|
| 1 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 16,016 | 8,624 |
| 2 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 16,016 | 8,624 |
| 3 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 16,016 | 8,624 |
| 4 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 16,016 | 8,624 |
| 5 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 24,024 | 12,936 |
| 6 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 24,024 | 12,936 |
| 7 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 24,024 | 12,936 |
| 8 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 24,024 | 12,936 |
| 9 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 32,032 | 17,248 |
| 10 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 32,032 | 17,248 |
| 11 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 32,032 | 17,248 |
| 12 | 1029,647 | 70 | 0,3 | 10 | 32,032 | 17,248 |

Neste ensaio foram definidas três espessuras diferentes para um grupo de doze corpos de prova, deste modo, têm-se três grupos de quatro corpos de prova com diferentes espessuras, enquanto que, os outros parâmetros dimensionais foram mantidos fixos conforme figura 22. Na tabela 05 estão apresentados os valores de espessura utilizados. Esta variação na espessura tem

como finalidade avaliar e confrontar o comportamento da dimensão fractal da superfície de fratura obtida.

Tabela 05 – Valores de espessura dos corpos de prova.

| CDPs | e [mm] |
|-----------------------|---------------|
| 1, 2, 3 e 4 | 12,70 |
| 5, 6, 7 e 8 | 19,05 |
| 9, 10, 11 e 12 | 25,40 |

Através da máquina servo-hidráulica INSTRON 8810 que dispõe de um mecanismo de automatização controlado por software, onde somente a fixação do corpo de prova na garra (figura 24 (a)) é feita manualmente, o final do ensaio era alcançado somente com a ruptura do corpo de prova (figura 24 (b)). Os corpos de prova utilizados neste ensaio, também foram usinados na própria universidade, no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT).

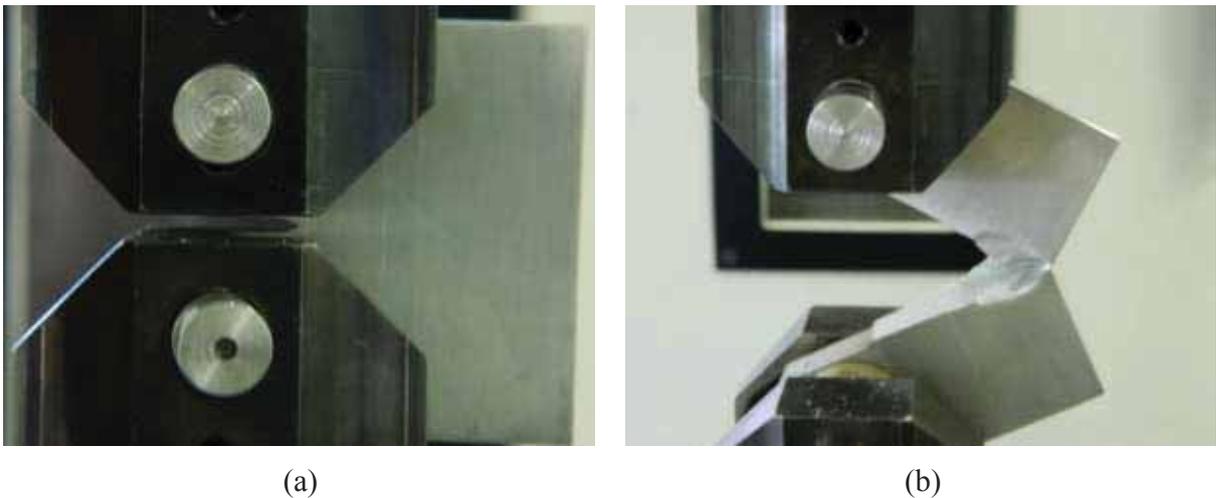


Figura 24 – (a) Corpo de prova fixado na garra da máquina de ensaio, (b) corpo de prova fraturado ao final do ensaio.

Entretanto, nesta seção faz-se necessário ressaltar que, devido a um problema com o extensômetro, o acompanhamento do crescimento da trinca foi prejudicado. Com isso, uma nova metodologia foi desenvolvida para contornar este obstáculo e não comprometer os ensaios. Esta metodologia consistiu na definição de um intervalo de ciclos, e com a câmera fotográfica posicionada a uma distância fixa da máquina de ensaio, a qual é mantida até o fim do ensaio, de

modo que se consiga focar o corpo de prova a uma boa ampliação. Ao final de cada intervalo de ciclos a trinca é fotografada e este procedimento se mantém até a ruptura final do corpo de prova.

Por conseguinte, as imagens são processadas através do software NIH ImageJ a fim de medir o comprimento da trinca em cada foto, sendo que o número de ciclos entre cada foto é conhecido, então é possível chegar a uma estimativa para o valor de da/dN ao longo do ensaio. Esta metodologia está simplificada no fluxograma, figura 25.

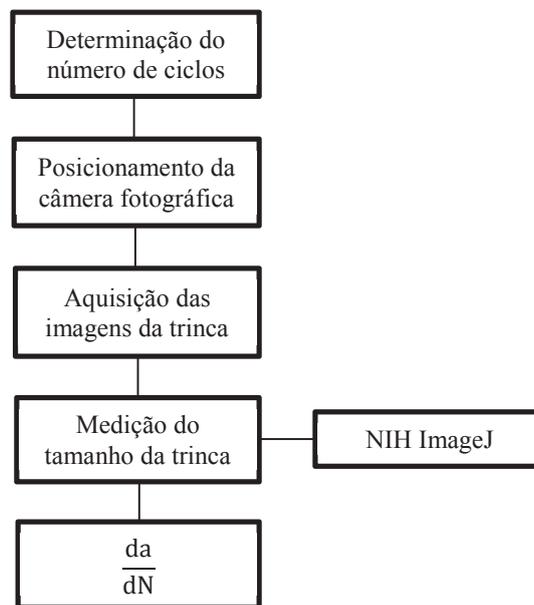


Figura 25 – Fluxograma da metodologia empregada para acompanhamento da taxa de crescimento da trinca (da/dN).

3.6 Microscopia das superfícies de fratura

As imagens das superfícies de fratura foram adquiridas no microscópio óptico e processadas segundo o método de reconstrução por extensão de foco na microscopia óptica, que auxilia a análise do comportamento fractal de texturas formadas pelos detalhes de relevo, correspondentes aos mecanismos de fratura atuantes, para o desenvolvimento de uma metodologia de caracterização fractográfica adequada ao estudo de superfícies de fadiga, ou seja, obtenção de um padrão na análise de imagens para estudo de superfícies de fratura e relação com o processo de fadiga.

O processamento de imagens de superfícies de fratura consiste na reconstrução de relevos para caracterização dos parâmetros da fratura, como dimensão fractal e rugosidade.

A reconstrução de imagem por extensão de foco com o auxílio do software NIH Image J tem a metodologia descrita na figura 26.

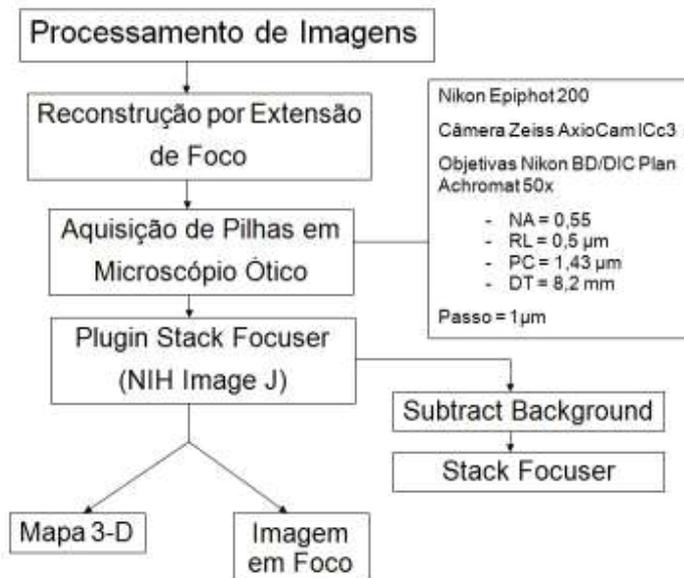


Figura 26 – Fluxograma do método de reconstrução por extensão de foco.

Na reconstrução de relevo das superfícies fraturadas usa-se o método de reconstrução por extensão de foco na microscopia óptica, que consiste no posicionamento da objetiva de mesma ampliação com diferentes planos de foco, elevando-a com passos regulares de $1\mu\text{m}$ em mesma ampliação, obtendo-se pilhas de imagens (figura 27) alinhadas que, após serem processadas digitalmente, geram uma imagem completamente focada (figura 28 (a)) e um mapa topográfico (figura 28 (b)) para cada ponto localizado no sentido de propagação da trinca (Horovistiz, et al., 2003).

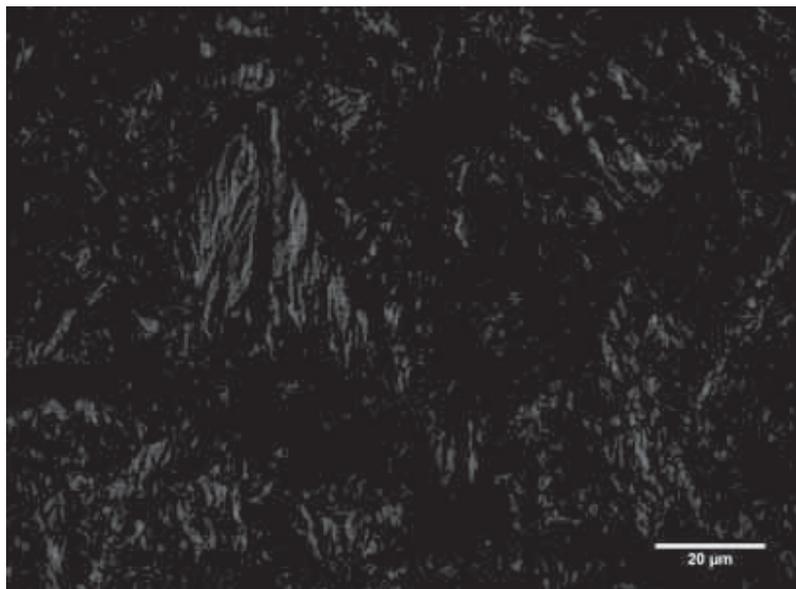


Figura 27 – Pilha de imagens da superfície de fratura.

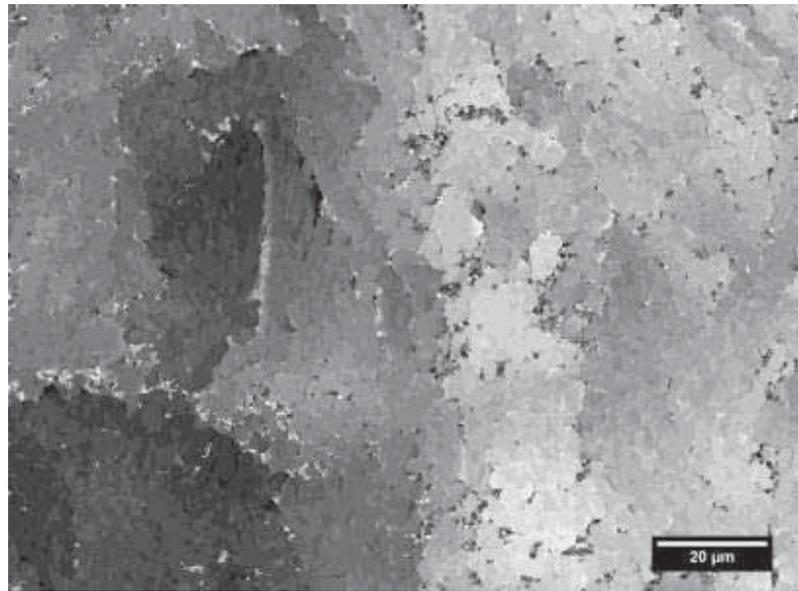
Esta técnica depende de parâmetros como: distância de trabalho (DT), profundidade de campo (PC), abertura numérica (NA), resolução lateral (RL) e controle de movimento vertical da objetiva do microscópio óptico. A aplicação deste método não é limitada pelas características do

relevo, como em outras técnicas de reconstrução tridimensional, como reconstrução por paralaxe, reconstrução seriada ou perfilometria de contato.

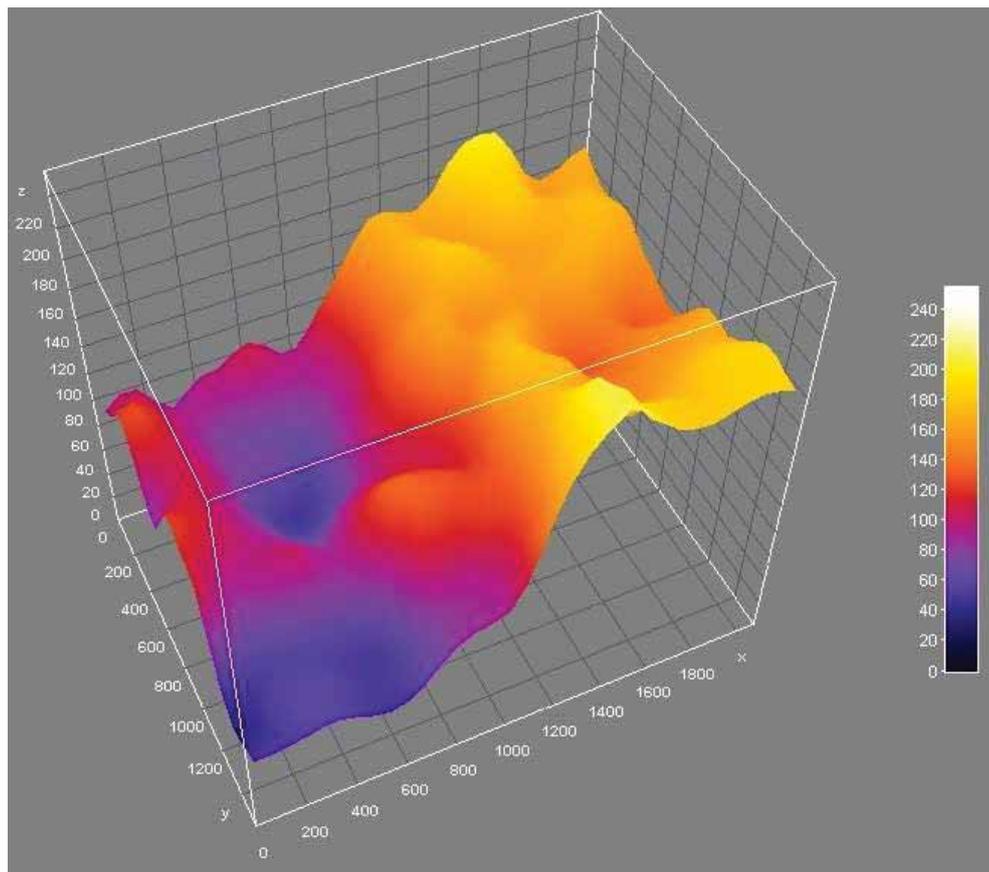
Neste trabalho, o processamento digital de imagens para fractografia quantitativa é feito com a utilização de rotinas (plugins) desenvolvidas em Java para o software NIH Image J, que é um pacote desenvolvido em código aberto, em trabalho coordenado pelo Dr. Wayne Rasband do National Institute of Health em Bethesda, EUA (Rasband, 2008). Este programa é gratuito e o desenvolvimento de rotinas também pressupõe sua disponibilização gratuita, o que é uma garantia para o acesso dos pesquisadores a uma metodologia que se pretende popularizar. O programa ainda permite o processamento digital necessário para cálculo da dimensão fractal e medidas de rugosidade.



(a)



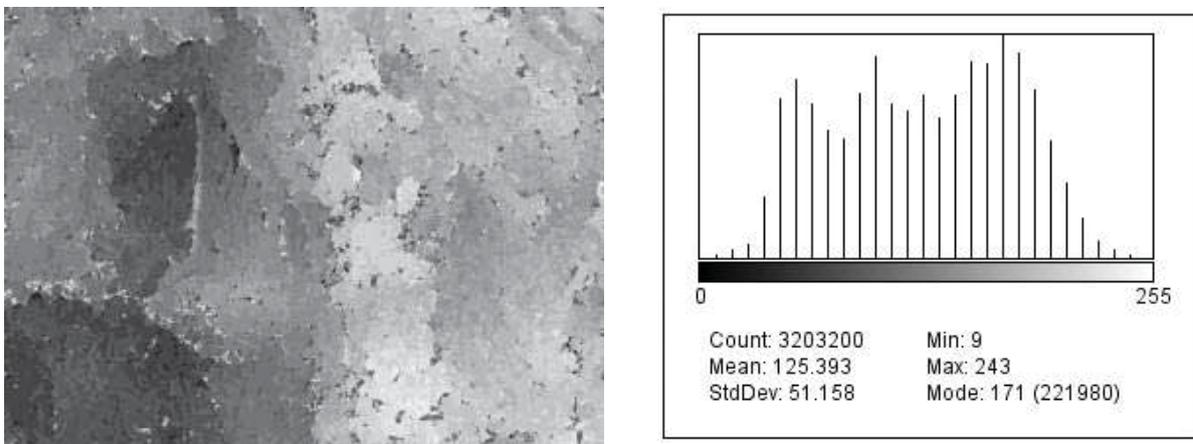
(b)



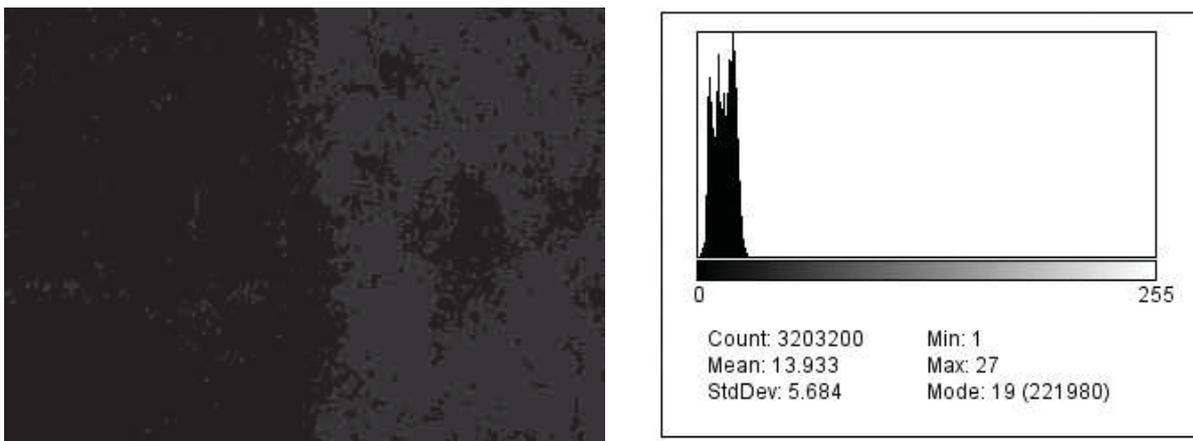
(c)

Figura 28 – (a) Mapa de elevação, (b) imagem completamente focada e (c) visualização do mapa de elevação em 3D.

O mapa de elevações obtido a partir da pilha de imagens (figura 28 (a)) apresenta um histograma com uma distribuição dispersa em 255 tons de cinza. Uma vez que, cada tom de cinza presente no mapa de elevações (figura 29 (a)) representa 1 μ m de distância entre dois planos de foco subsequentes. Então, para o cálculo da dimensão fractal é necessário uma correção do mapa do de elevações que consiste na divisão do mesmo pelo valor mínimo correspondente. Com isso obtem-se uma imagem (figura 29 (b)) coerente com as dimensões da topografia da superfície de fratura. O processo de divisão dos mapas de elevações foi realizado por meio do software NIH ImageJ (RASBAND, 2008).



(a)



(b)

Figura 29 – Correção do mapa de elevação: (a) mapa de elevação gerado pelo programa Stack Focuser; (b) Mapa de elevação corrigido.

4 RESULTADOS

4.1 Ensaio Metalográfico

Com base nas micrografias do aço 15-5PH, figura 30, itens de (a) até (d), é possível observar a presença da fase martensítica em forma de ripas, revelada na fase mais escura, além disso, nota-se também que há certa similaridade na distribuição das fases tanto no sentido axial, itens (a) e (b), quanto no sentido radial, itens (c) e (d).

Outro aspecto relevante é a presença de uma granulometria fina característica de aços de elevada resistência mecânica, como é o caso do 15-5PH.

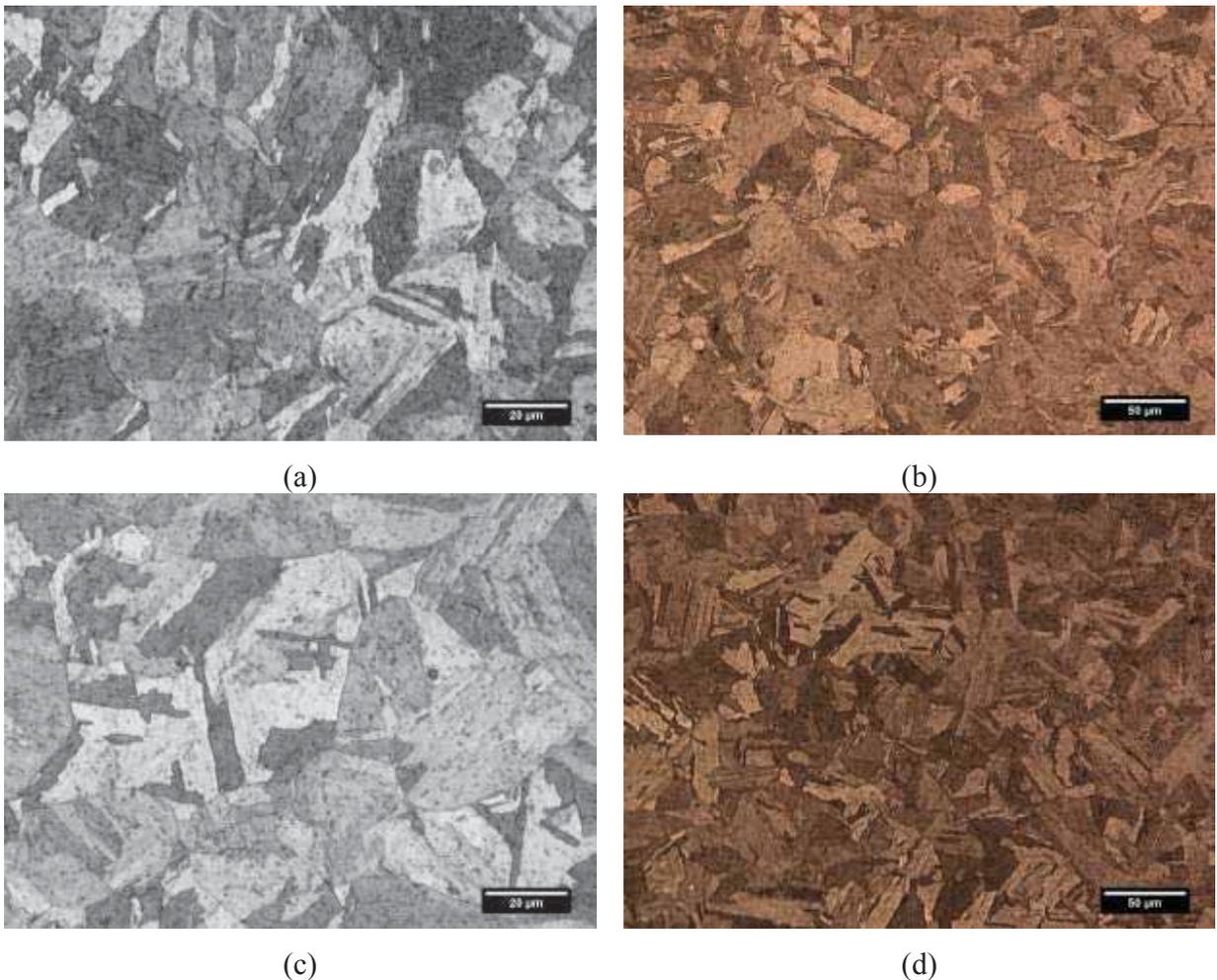


Figura 30 – Metalografia do 15-5PH no sentido axial (a) e (b) e no sentido radial (c) e (d) do tarugo.

4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

As figuras 31, 32 e 33, dispostas nos itens de (a) a (n), apresentam as micrografias ao longo da superfície de fratura obtida no ensaio de propagação de trinca para três corpos de prova de diferentes espessuras, ou seja, a figura 31 corresponde à espessura de 12,70 mm, a figura 32, 19,05 mm e a figura 33, 25,40 mm de espessura. As micrografias foram feitas com auxílio do microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15 do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG-UNESP, cujas condições utilizadas para aquisição das imagens foram descritas na seção 3.3 deste trabalho.

Cada micrografia a seguir tem um espaçamento de dois milímetros, com início na posição dois milímetros e seguindo até vinte e cinco milímetros. Com exceção da última foto que em relação à penúltima, está espeçada em um milímetro.

Com base nas micrografias apresentadas, é possível observar e identificar alguns micromecanismos de fratura atuantes ao longo da superfície.

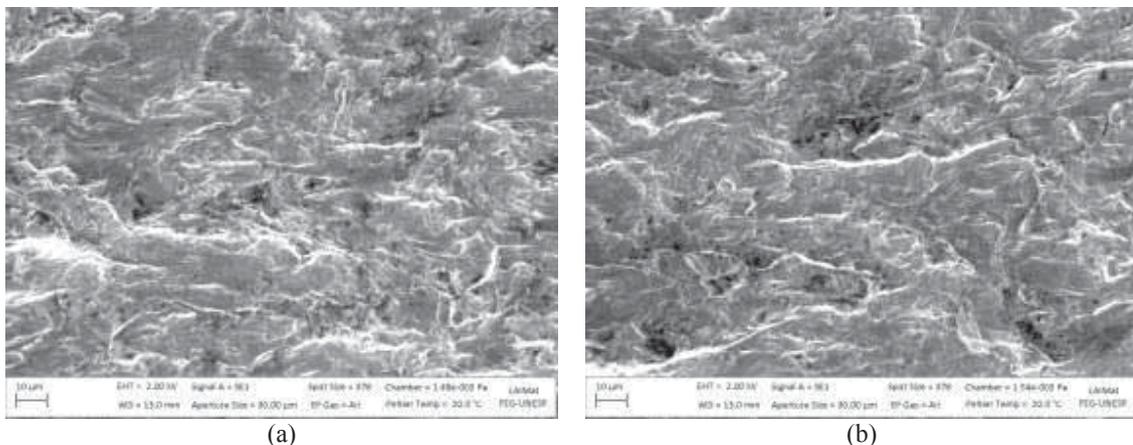


Figura 31 – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 12,70mm de espessura.

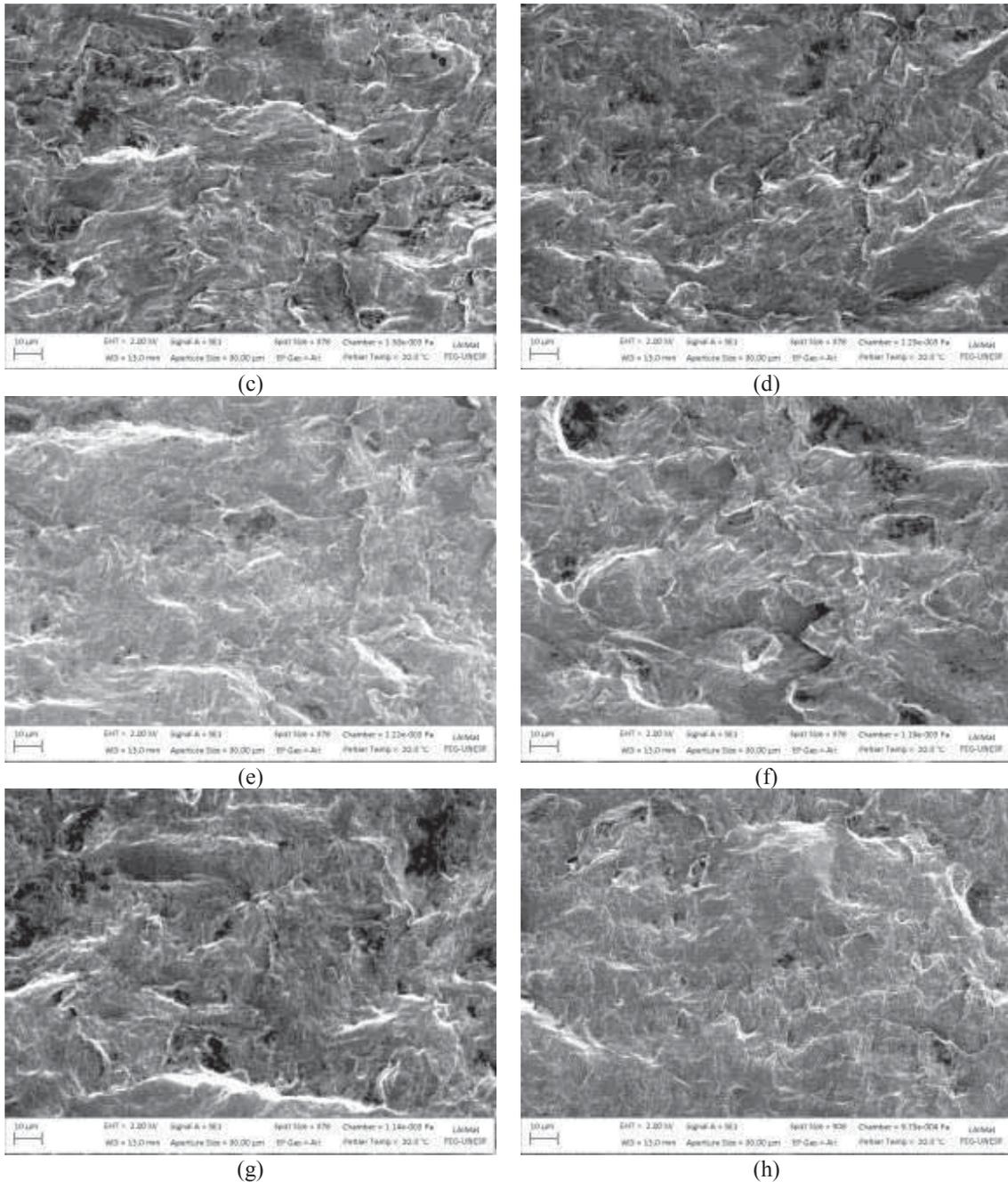


Figura 31 (continuação) – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 12,70mm de espessura.

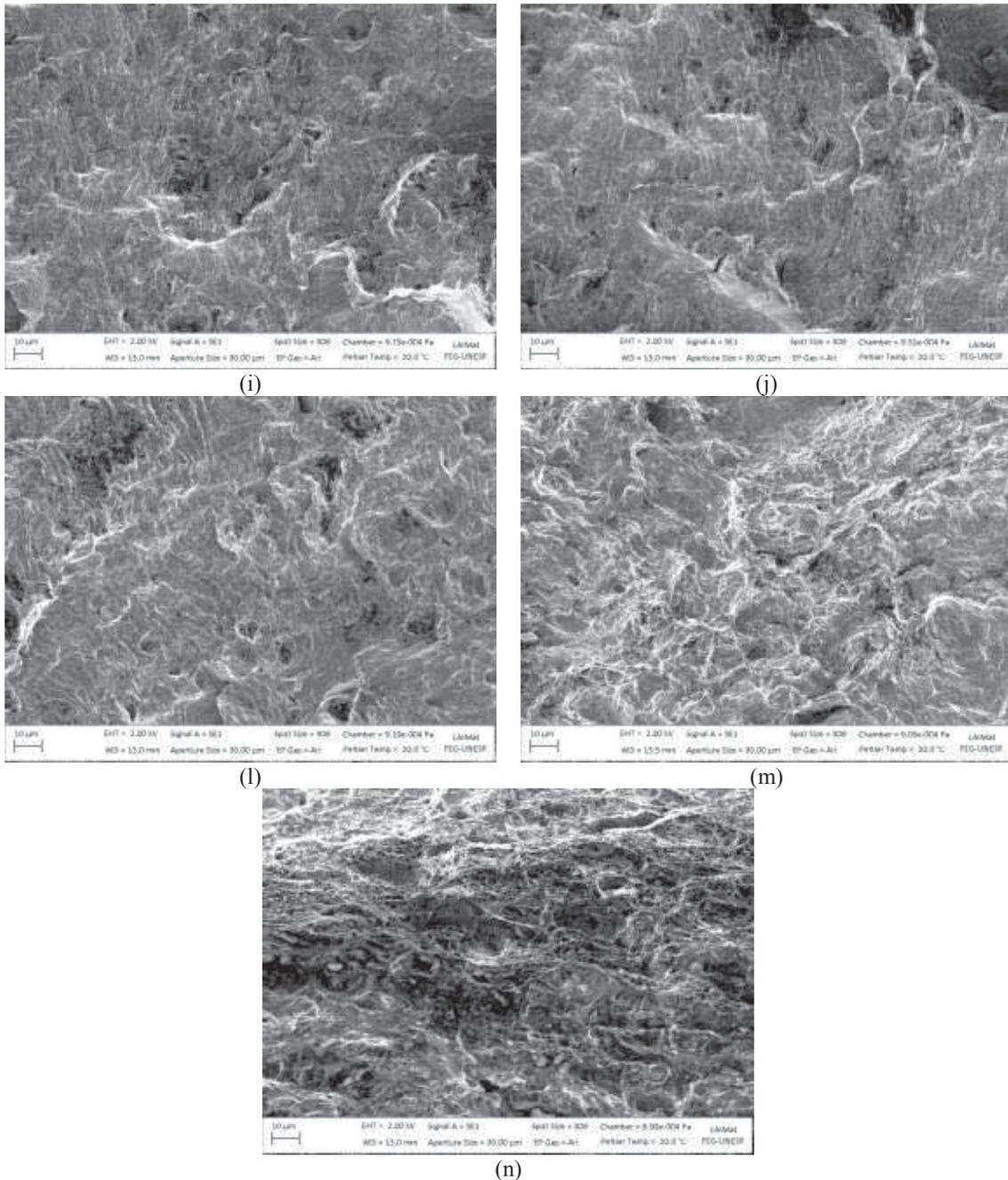


Figura 31 (continuação) – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 12,70mm de espessura.

A figura 31 corresponde ao corpo de prova com espessura de 12,70mm, onde pode-se identificar nos itens (a) até (d), a presença em algumas regiões de quase clivagem, além disso, em (f) há uma trinca secundária que acompanha o contorno de grão. Nas micrografias, (g) até (l), nota-se a ocorrência das estrias de fadiga, mecanismo esse característico do estágio de propagação estável da trinca no processo de fadiga. Por fim, em (m) e (n), tem-se o surgimento

de micro cavidades ou “dimples” característicos do estágio de propagação instável da trinca, indicando que em m a trinca já se propagava de modo instável.

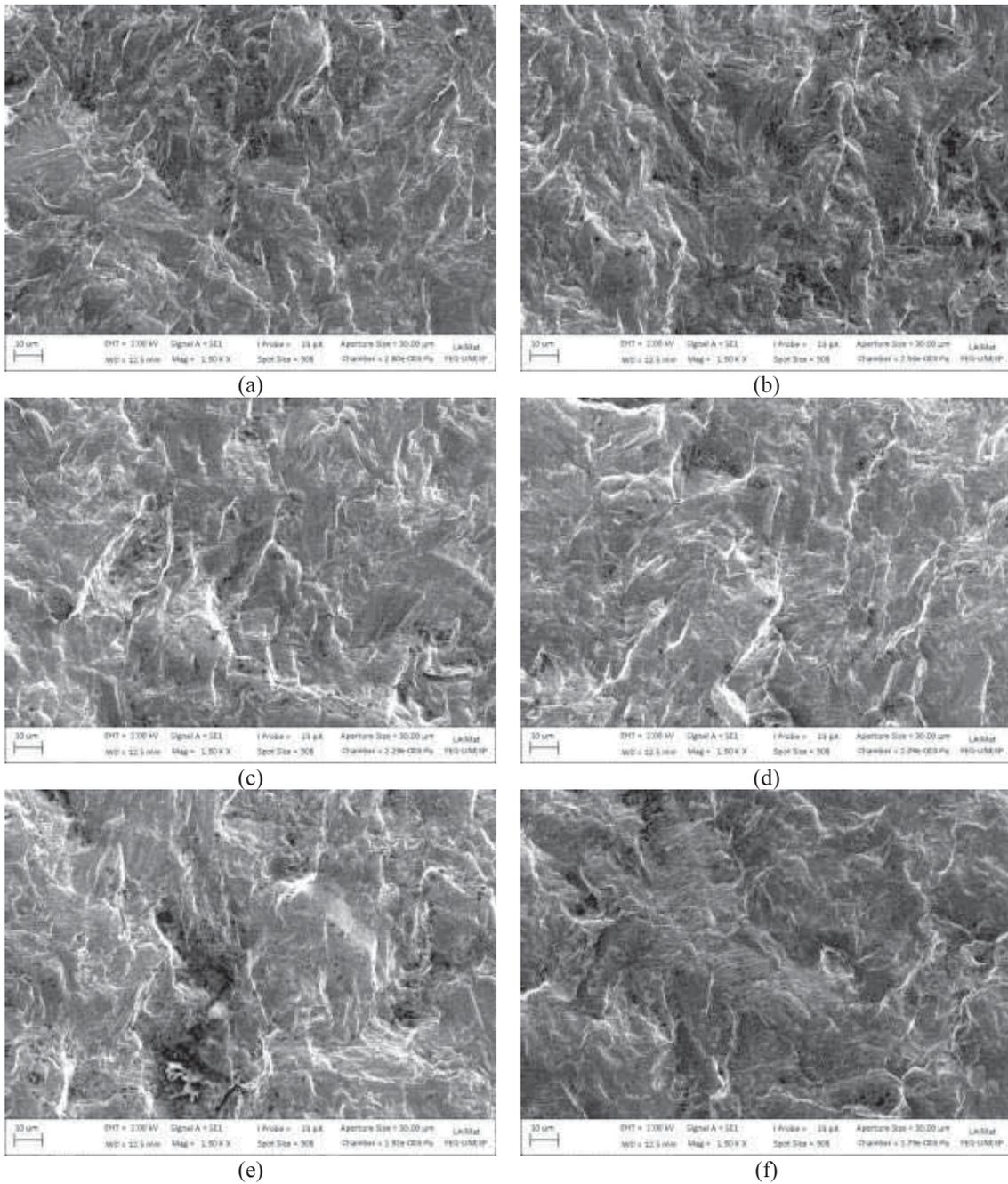


Figura 32 – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 19,05mm de espessura.

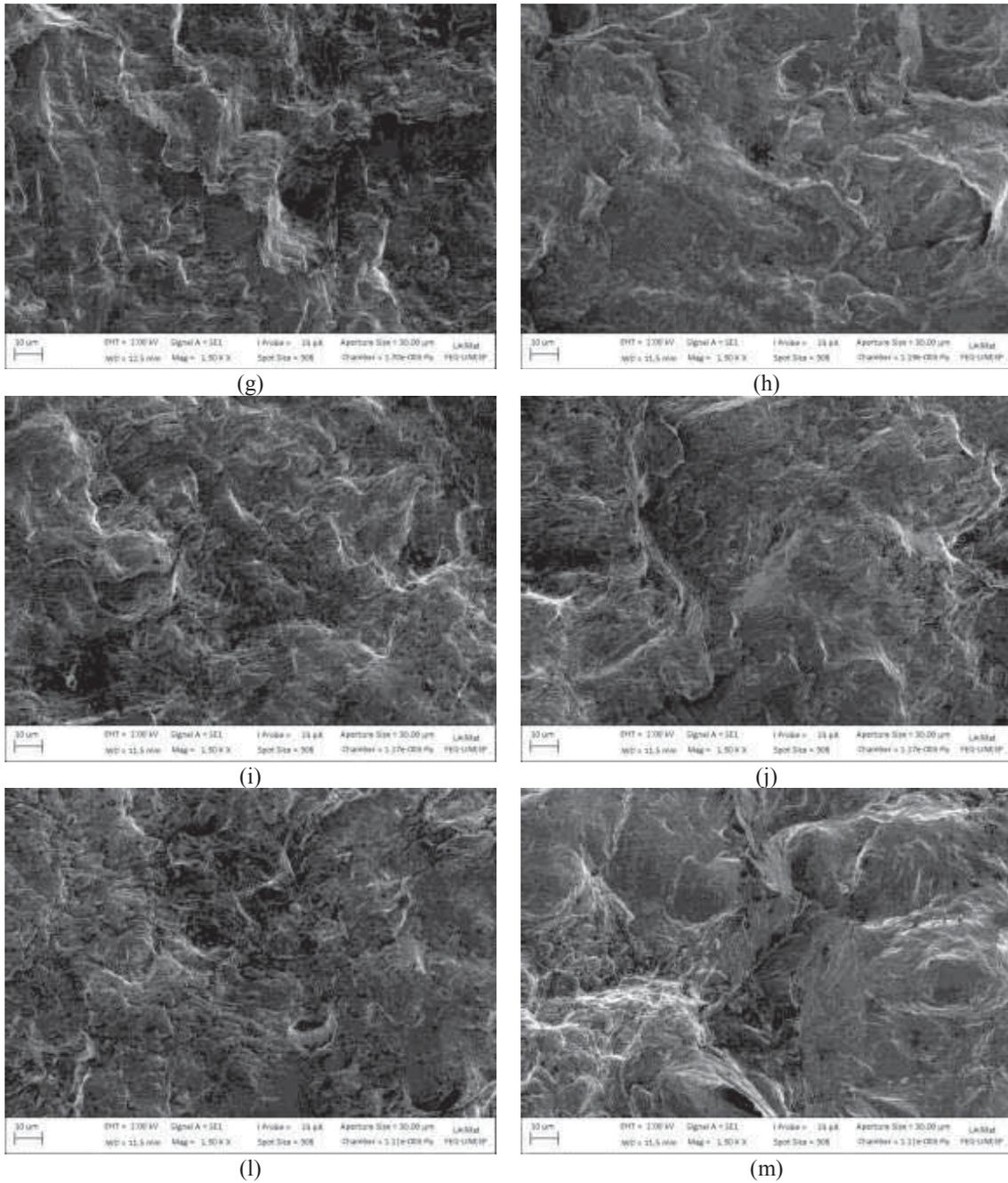
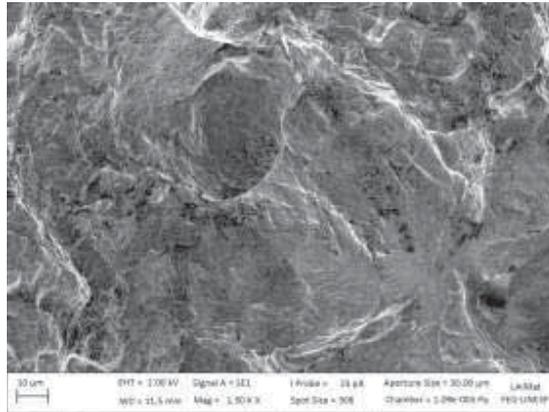


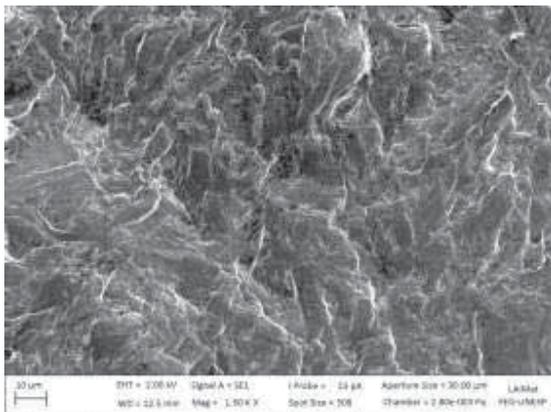
Figura 32 (continuação) – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 19,05mm de espessura.



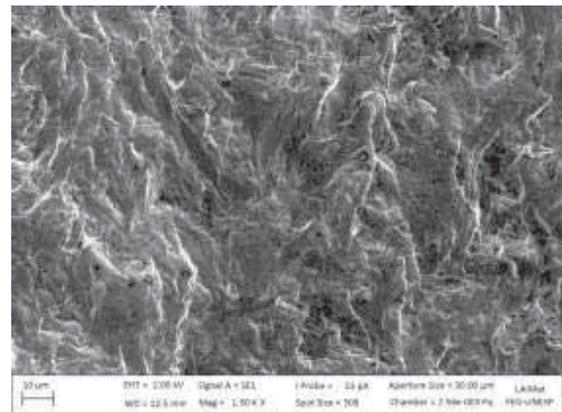
(n)

Figura 32 (continuação) – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 19,05mm de espessura.

Para o corpo de prova com espessura de 19,05 mm, a partir das micrografias correspondentes aos itens de (a) até (e) pode-se notar a presença em algumas regiões de micro mecanismos de fratura, tais como, quase clivagem, além disso, em “e” na região central a presença de ruptura intergranular. Nas seguintes micrografias (f), (g), (j) e (l) a ocorrência de estrias de fadiga caracterizando assim a propagação estável da trinca, enquanto que em (h) pode-se ver a presença de clivagem propriamente dita. Nas micrografias restantes, itens (m) e (n), nota-se algumas regiões com a presença de dimples rasos indicando assim, a propagação instável da trinca.



(a)



(b)

Figura 33 – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 25,40mm de espessura.

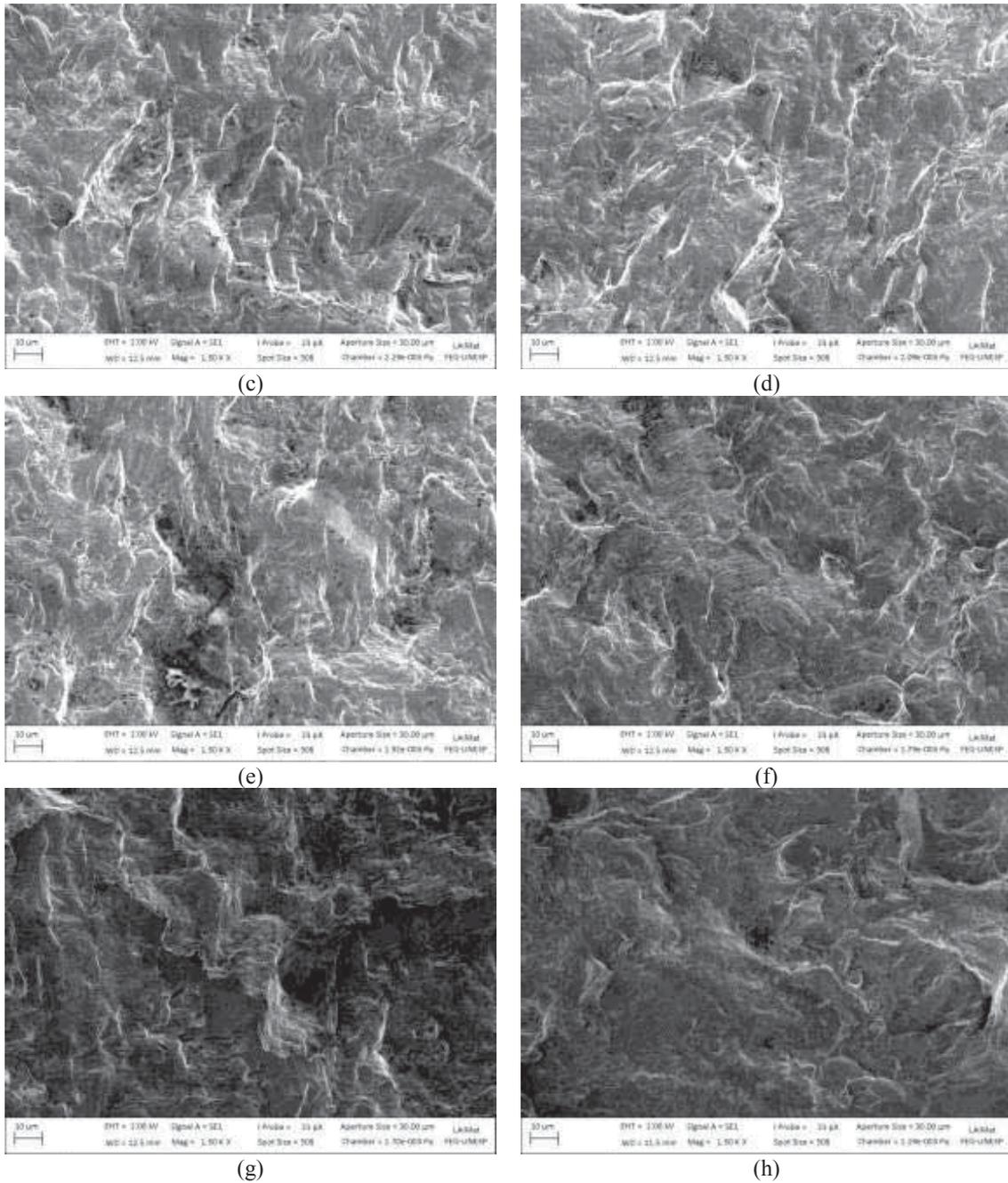


Figura 33 (continuação) – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 25,40mm de espessura.

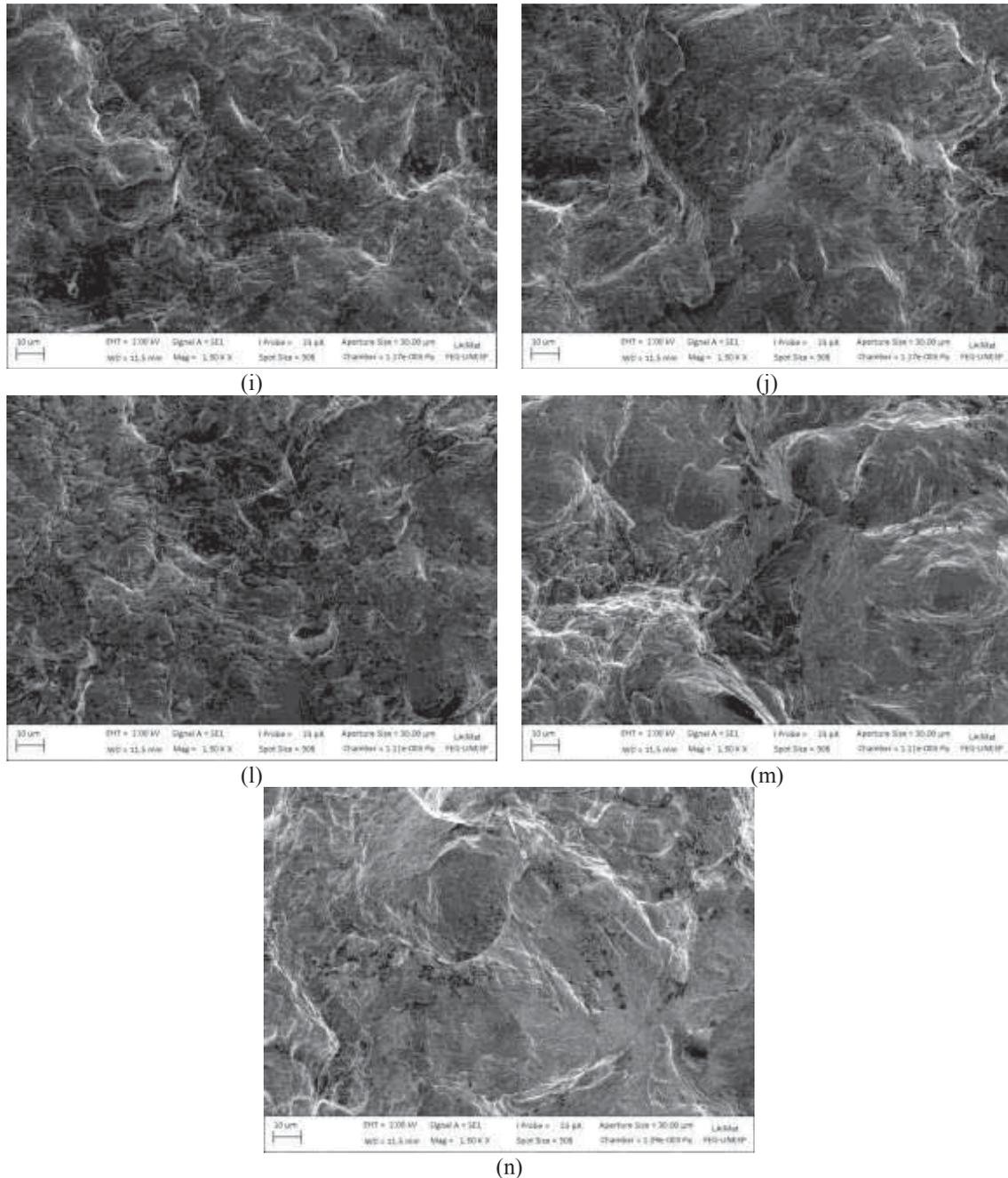


Figura 33 (continuação) – Micrografias obtidas com o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15, para o corpo de prova de 25,40mm de espessura.

Nas micrografias de (a) até (e) nota-se a presença de quase clivagem, entretanto, em (h) há a ocorrência de clivagem em algumas regiões. As estrias de fadiga aparecem nas micrografias de (f) até (l). Por fim, em (m) pode-se observar também pequenas regiões de estiramento indicando o início da transição do estágio de propagação estável para o instável da trinca, o que é confirmado adiante pela presença de dimples em algumas regiões específicas, dos itens (m) e (n).

Portanto, de um modo geral, pode-se dizer que em todas as espessuras analisadas, as superfícies de fratura apresentaram morfologia composta por mecanismos de fratura semelhantes, e mais, isso ocorreu em posições similares ao longo da propagação da trinca. Este resultado já era esperado, uma vez que, todos os corpos de prova foram ensaiados sob as mesmas condições de deformação plana.

4.3 Ensaio de Tração

A partir do ensaio de tração (ASTM - E8/E8M – 09) realizado para o aço 15-5PH, cujos corpos de prova possuíam os dimensionamentos apresentados na tabela 06, foi possível determinar propriedades como alongamento, limite de escoamento e limite de resistência à tração, cujos valores estão apresentados na tabela 07.

Tabela 06 – Dimensionamento dos corpos de prova de tração.

| CDP | e [mm] | w [mm] | L₀ [mm] |
|------------|---------------|---------------|---------------------------|
| 1 | 2,97 | 5,82 | 33,47 |
| 2 | 3,03 | 6,16 | 32,86 |
| 3 | 3,09 | 5,71 | 32,41 |
| 4 | 3,01 | 6,18 | 32,20 |

Tabela 07 – Valores das propriedades mecânicas do aço 15-5PH obtidas no ensaio de tração.

| CDP | σ_e[MPa] | $\sigma_{r,i}$[MPa] | ϵ [%] |
|--------------|-----------------------------------|---------------------------------------|----------------------------------|
| 1 | 1015,69 | 1069,41 | 9,22 |
| 2 | 1068,59 | 1081,44 | 9,51 |
| 3 | 981,249 | 1073,95 | 8,68 |
| 4 | 1053,06 | 1093,89 | 8,79 |
| MÉDIA | 1029,647 | 1079,673 | 9,05 |

Além disso, com os dados obtidos neste ensaio plotou-se a curva tensão x deformação (figura 34), com auxílio do software Origin 7.0, a qual demonstra o comportamento do material sob esforço de tração até o momento da ruptura.

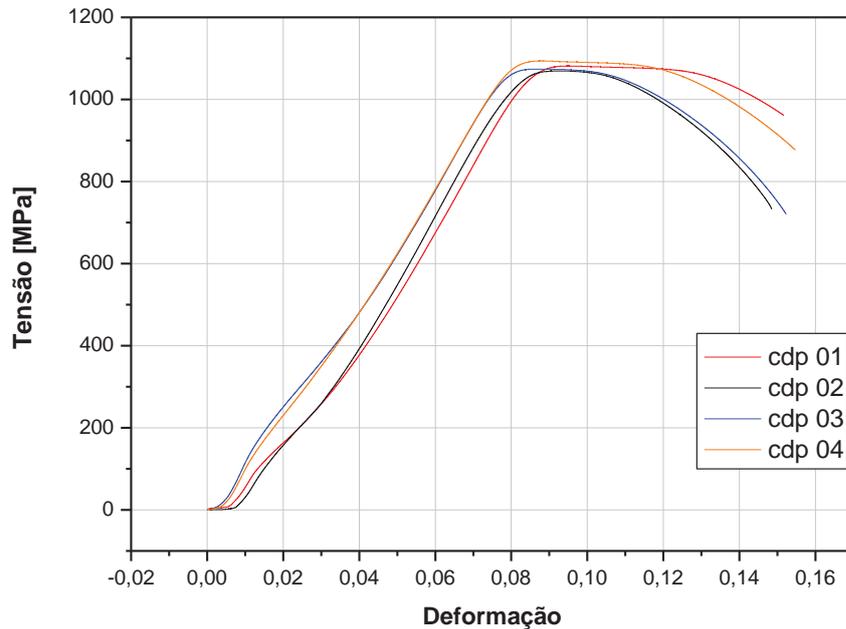


Figura 34 – Gráfico tensão x deformação para o aço 15-5PH.

Através da análise dos dados apresentados na tabela 07, nota-se que os valores das propriedades avaliadas foram próximos, o que valida o ensaio, no entanto, o corpo de prova número três, foi o que apresentou uma maior diferença dentre os valores obtidos, isto pode estar relacionado com a pequena diferença no dimensionamento dos corpos de prova (tabela 06), devido ao processo de usinagem do corpo de prova.

Com base na curva tensão x deformação (figura 34) do aço 15-5PH pode-se observar que este material não possui um limite de escoamento definido, entretanto, apresenta um bom alongamento de cerca de 9%, vide tabela 07.

4.4 Ensaio de propagação de trinca por fadiga

A figura 35 ilustra três dos doze corpos de prova ensaiados, conforme a metodologia apresentada na seção 3.5 deste trabalho, onde, pode-se observar também as três espessuras adotadas.

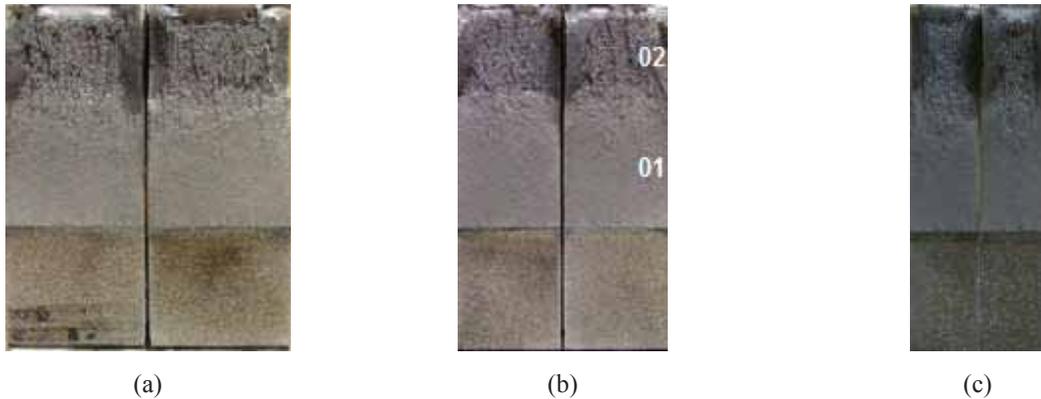


Figura 35 – Fotos dos corpos de prova já ensaiados, sendo que (a) possui espessura 25,40mm, (b) 19,05mm e (c) 12,70mm.

Sob uma visão qualitativa da figura 35, é possível notar certa semelhança nas superfícies de fratura obtidas, isto é, de modo geral, todas apresentam um relevo menos acidentado na região de propagação estável da trinca (01) e mais acidentado na região de propagação instável (02).

Após o ensaio dos corpos de prova, os resultados obtidos estão apresentados na curva de comprimento da trinca (a) [mm] x número de ciclos (N) e na curva da taxa de propagação da trinca (da/dN) x fator intensidade de tensão (ΔK). Nesta seção é relevante ressaltar que com a falta do extensômetro, as medidas de comprimento da trinca foram feitas conforme a metodologia descrita na seção 3.5, a qual foi desenvolvida a fim de contornar tal problema. Entretanto, durante os ensaios houve algumas dificuldades inesperadas, dessa forma do total de doze corpos de prova, somente seis deles foram mensurados conforme esta metodologia. Tais dificuldades foram má iluminação do local, dificuldade de foco da trinca do corpo de prova, entre outras.

Na figura 36 estão apresentadas as curvas de comprimento da trinca em milímetros (a) x número de ciclos (N).

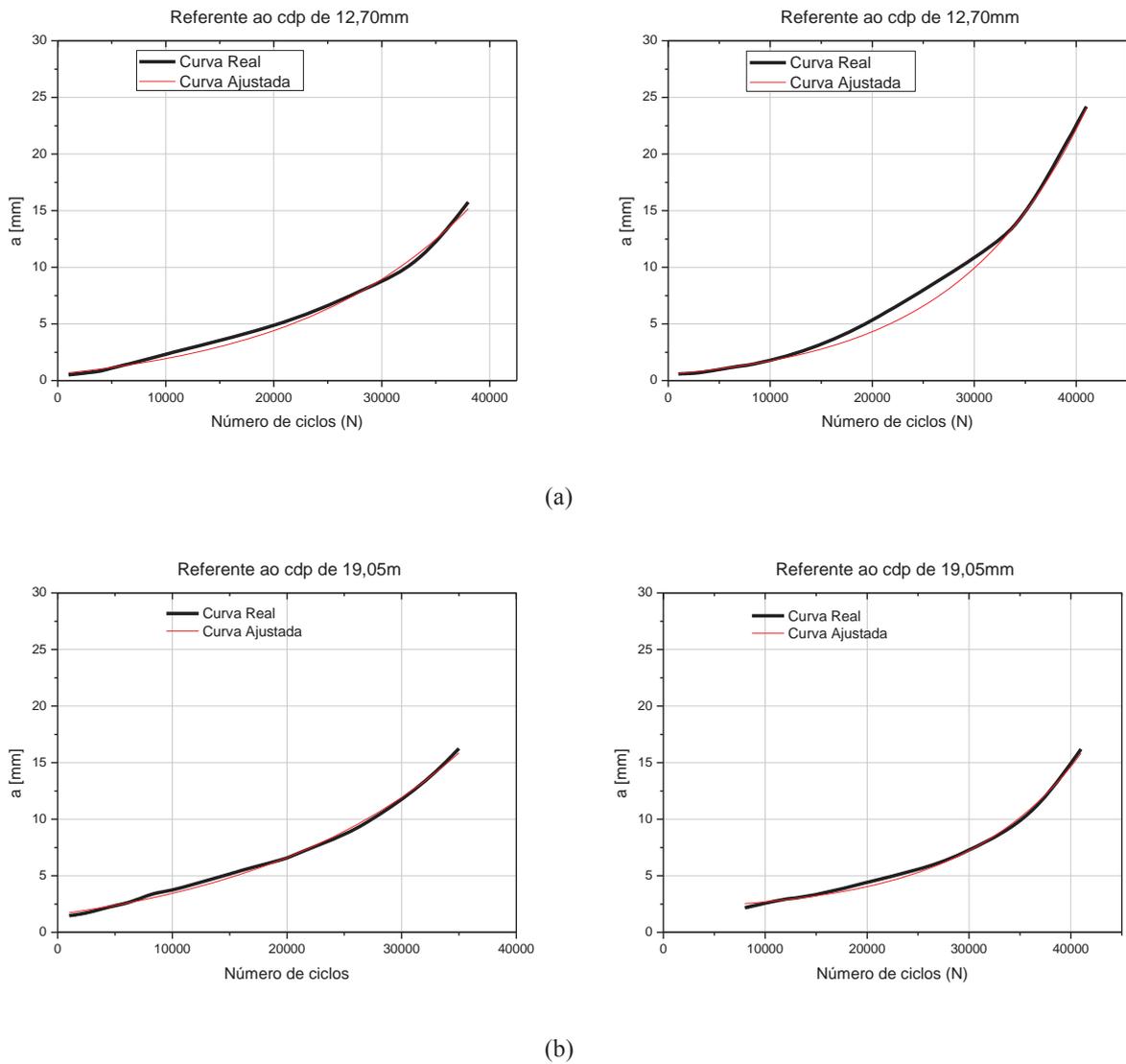


Figura 36 – Comportamento de a (tamanho da trinca) em relação ao número de ciclos, onde (a) corresponde ao corpo de prova de 12,70mm de espessura, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.

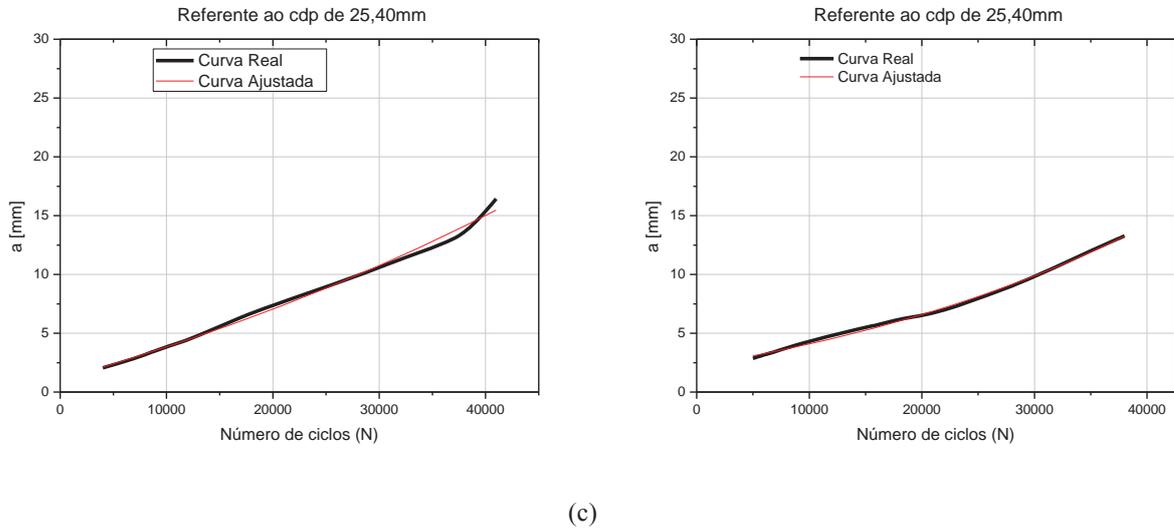


Figura 36 (continuação) – Comportamento de a (tamanho da trinca) em relação ao número de ciclos, onde (a) corresponde ao corpo de prova de 12,70mm de espessura, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.

Através da figura 36, pode-se ver que as curvas obtidas possuem pequeno desvio da curva ajustada, que possui um comportamento exponencial, entretanto, faz-se uma ressalva de que tal desvio é proveniente da dificuldade encontrada com a iluminação da sala de ensaio mecânico, tornando muito difícil encontrar o real ponto final da trinca nas fotos tiradas, mesmo com auxílio do NIH ImageJ que é um software que conta com inúmeros recursos, e boa precisão em suas medidas.

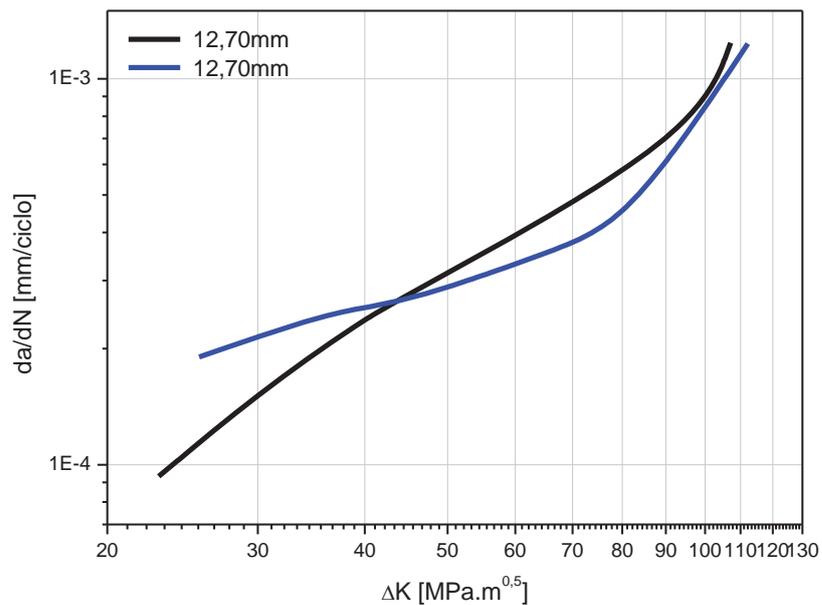
Outro aspecto que pode ser observado na figura 36 é o número de ciclos necessários para que fosse alcançada a fratura final do corpo de prova. Em todas as curvas este número esteve próximo a quarenta mil ciclos, que é um número razoável frente ao carregamento utilizado no ensaio, que foi calculado utilizando 70% do limite de escoamento do material, no entanto, um fator que pode ser dito como o responsável por atenuar a vida em fadiga do material é a razão de carga utilizada, que foi de 0,3, com isso tem-se uma diminuição na amplitude de carregamento e, conseqüentemente, um aumento na vida em fadiga do material.

A fim de quantificar o desvio entre a curva real e a ajustada, foi calculado o valor de correlação entre a curva real e a curva ajustada, tabela 08, que demonstram uma boa correlação devido à proximidade dos valores de R^2 a uma unidade. Tanto as curvas quanto o cálculo do coeficiente de correlação foram feitos com auxílio do Software Origin 7.0.

Tabela 08 – Valores do coeficiente de correlação entre as curvas.

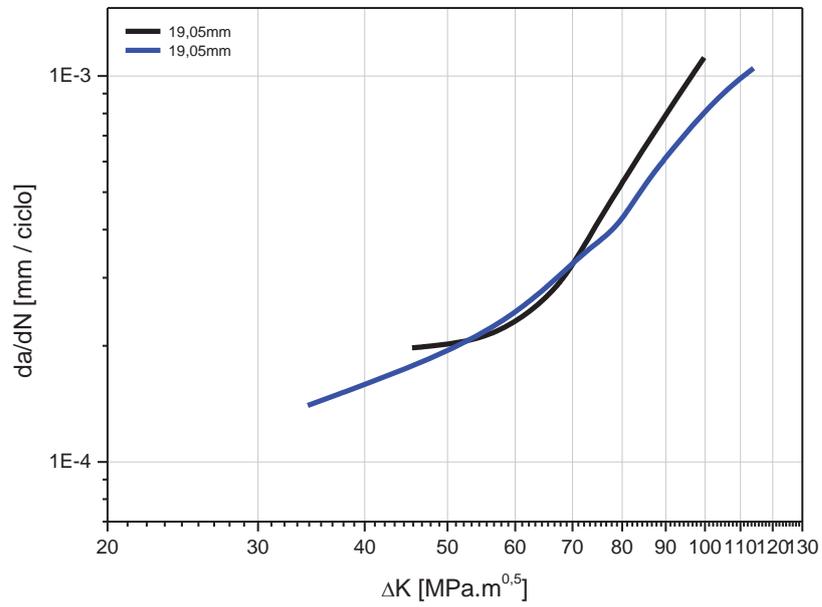
| Espessura [mm] | R² | Média |
|-----------------------|----------------------|--------------|
| 12,70 | 0,9991 0,9949 | 0,9970 |
| 19,05 | 0,9950 0,9960 | 0,9955 |
| 25,40 | 0,9906 0,9974 | 0,9940 |

Com base nos resultados apresentados nesta seção, foi também plotada a curva de da/dN x ΔK para os seis corpos de prova, figura 37, onde pode-se observar o comportamento obtido, com base nos dados coletados.

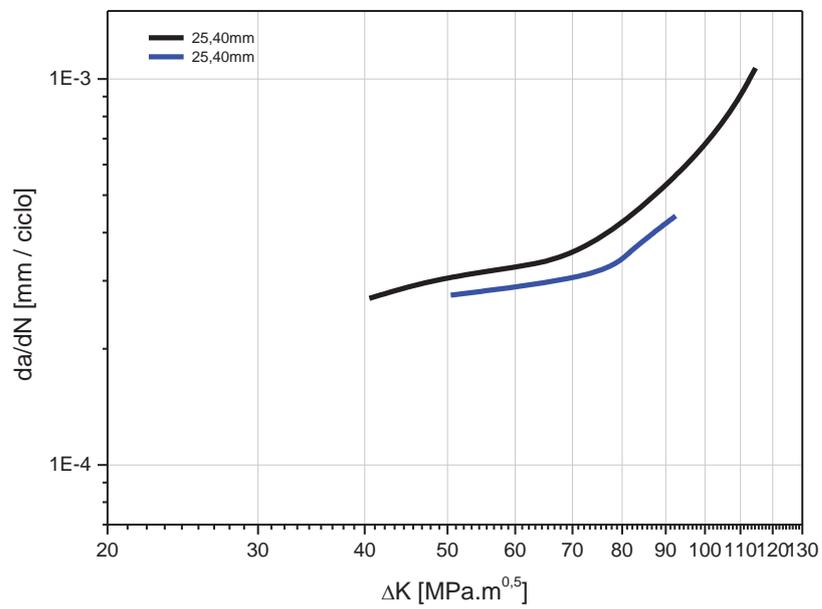


(a)

Figura 37 – Comportamento da taxa de propagação da trinca x fator intensidade de tensão (K), onde (a) corresponde ao corpo de prova de 12,70mm de espessura, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.



(b)



(c)

Figura 37(continuação) – Comportamento da taxa de propagação da trinca x fator intensidade de tensão (K), onde (a) corresponde ao corpo de prova de 12,70mm de espessura, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.

Com base nas curvas $da/dN \times \Delta K$ (figura 37), itens de (a) até (c), pode-se notar que o comportamento apresentado se assemelha ao comportamento teórico apresentado na seção 2.1, figura 03, no entanto, não se tem uma região linear definida, conforme descreve o modelo de Paris (figura 03). Uma vez que as medidas de tamanho da trinca não foram tomadas por meio de um extensômetro, dispositivo esse que garante razoável precisão em suas medidas, não se pode dizer que há inconsistência no modelo proposto por Paris, apesar de outros trabalhos apresentarem resultados que levam a mesma direção, como é o caso de MARQUES, 2012. Ainda com base no modelo de Paris, observa-se, de modo qualitativo que a propagação instável da trinca se dá, em valores a partir de $80 \text{ MPa.m}^{0,5}$ do fator intensidade de tensão. No entanto, a região de transição entre o estágio I e II do processo de fadiga não foi definida, devido à dificuldade na aquisição dos dados.

Da figura 37 (a), correspondente aos corpos de prova com espessura de 12,70mm, pode-se ver que a fratura final ocorreu em valores próximos do fator intensidade de tensão (K), sendo o maior valor foi igual a $112,23 \text{ MPa.m}^{0,5}$, o mesmo é observado para os corpos de prova de 19,05mm de espessura, porém neste caso a magnitude do máximo fator intensidade de tensão foi de $113,96 \text{ MPa.m}^{0,5}$. Para os corpos de prova de espessura de 25,40mm o valor do fator intensidade de tensão (K) se diferenciam consideravelmente, sendo o maior igual a $114,63 \text{ MPa.m}^{0,5}$, isto pode estar relacionado a algum defeito do corpo de prova, sendo que o mesmo alcançou a fratura final em um número de ciclos inferior, o que pode ser visto na figura 36, item (c).

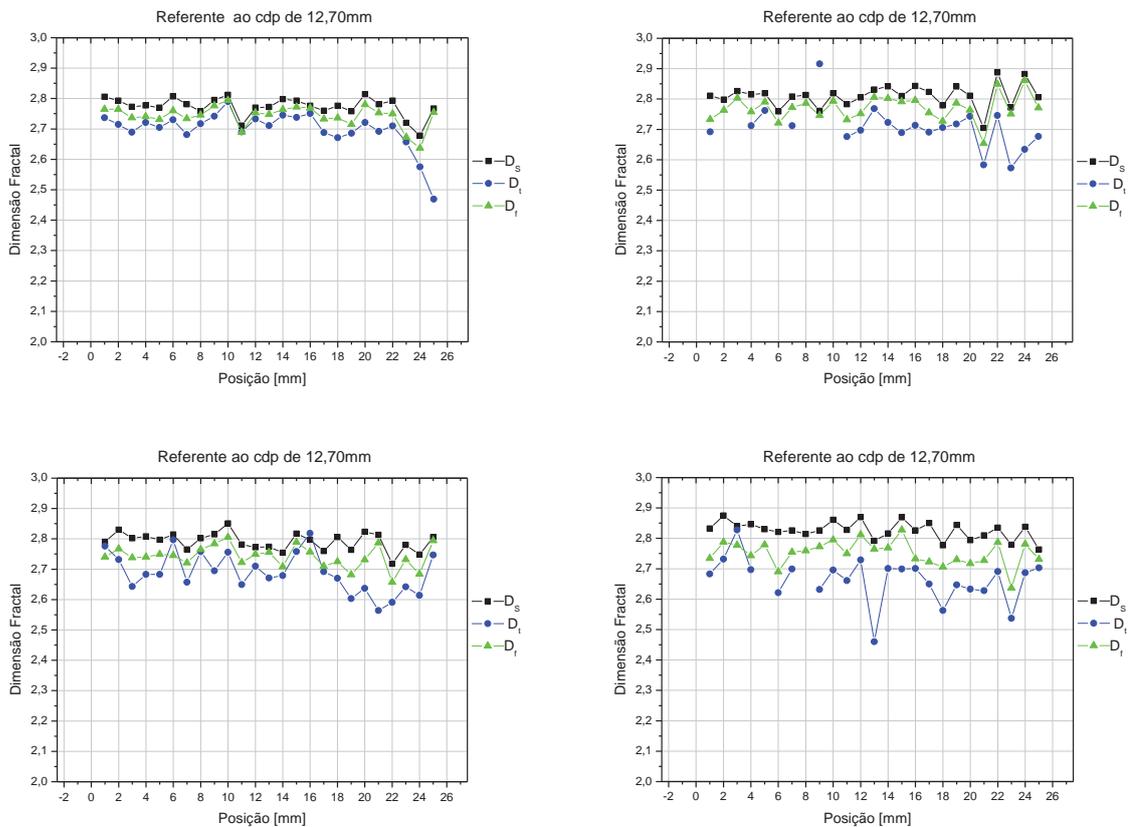
Contudo, é possível notar também que, os valores máximos do fator intensidade de tensão determinados através da curva $da/dN \times \Delta K$, são semelhantes, uma vez que a variável de ensaio mantida constante foi à tensão, conseqüentemente, os corpos de prova de diferentes espessuras ensaiados, estavam sob as mesmas condições de deformação plana.

4.5 Análise da dimensão fractal ao longo da superfície de fratura

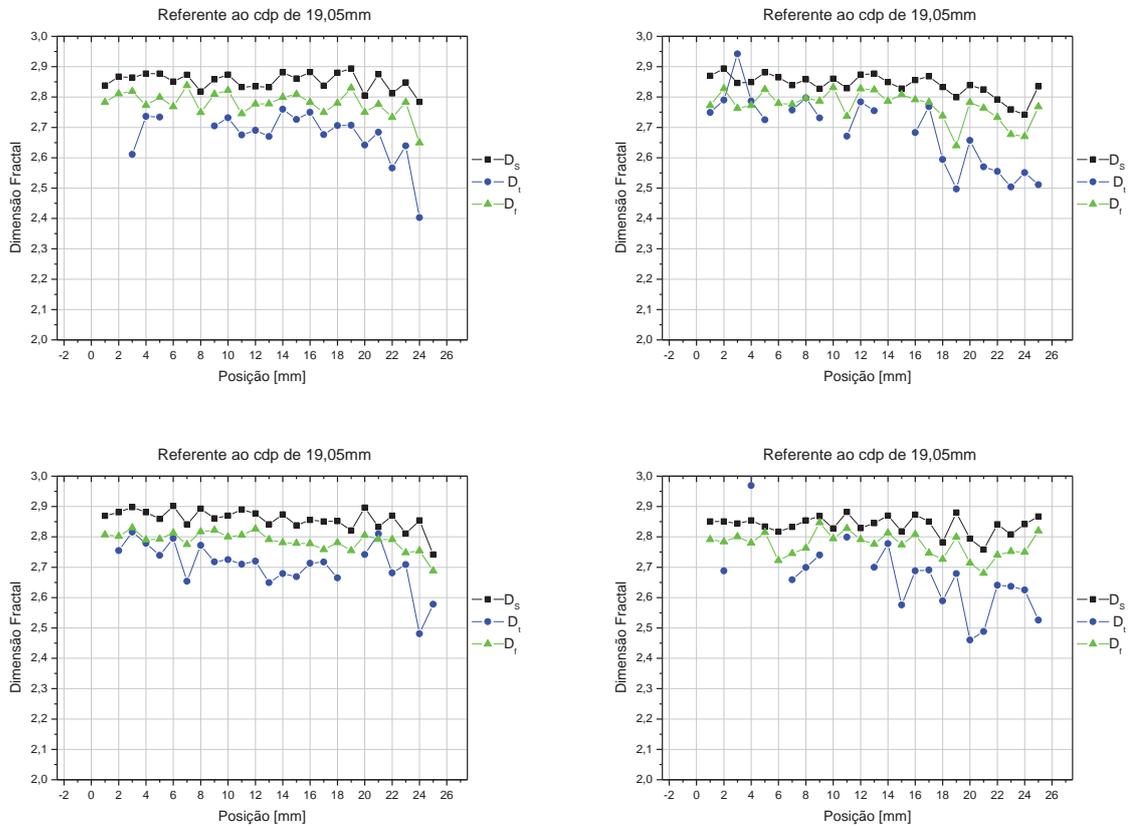
A dimensão fractal da superfície de fratura foi calculada sob uma escala multifractal, considerando a superfície de fratura composta por um padrão auto-afim, representado pelos parâmetros D_s e D_t , entretanto, como a abordagem monofractal é também muito utilizada, determinou-se também o valor de D_f .

O parâmetro D_f corresponde a uma abordagem monofractal, que considera a superfície de fratura como sendo composta por um padrão fractal auto-similar, enquanto que, D_s e D_t fazem parte de uma abordagem que vem sendo aderida por vários autores, como um modelo mais próximo do real. Onde, D_s é dito como parâmetro caracterizador do comportamento anisotrópico da morfologia, devido à evolução dos campos de tensão na ponta da trinca e sua relação com a microestrutura é local. Ainda no mesmo contexto, D_t é um parâmetro que descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície (RUSS, 1994).

Na figura 38, é possível observar os gráficos da dimensão fractal em relação à posição ao longo da superfície de fratura. Este comportamento foi analisado para os doze corpos de prova submetidos ao ensaio de propagação de trincas, sendo que, com as condições utilizadas no ensaio, todos os corpos de prova estavam sujeitos às mesmas condições de deformação plana, independente da espessura, conforme tabelas 03 e 04, da seção 3.5.

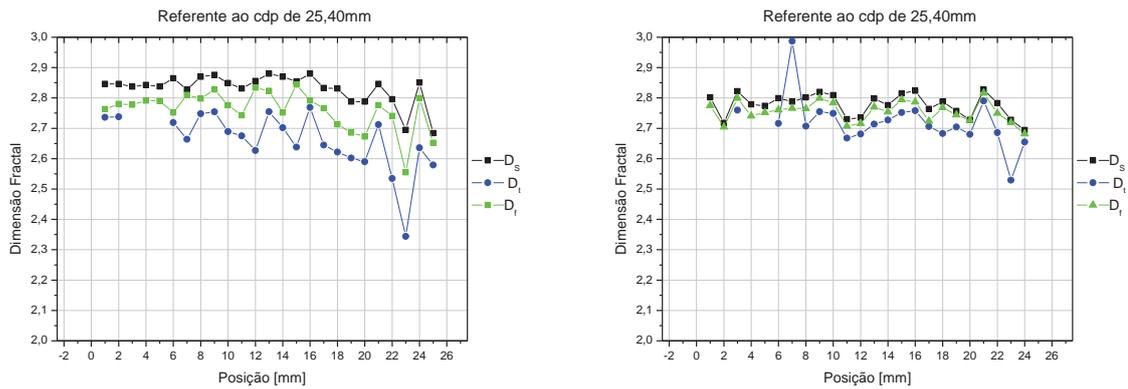


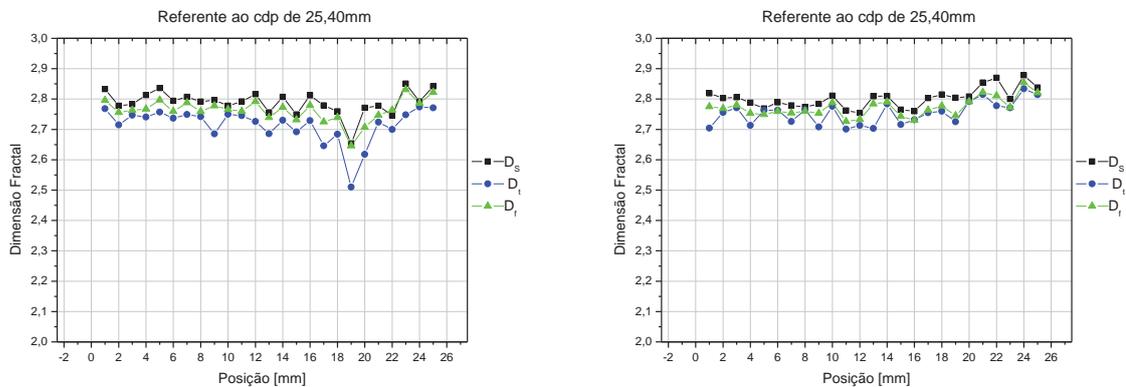
(a)



(b)

Figura 38 – Comportamento da dimensão fractal ao longo da trinca, onde (a) corresponde ao corpo de prova de 12,70mm, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.





(c)

Figura 38 (continuação) – Comportamento da dimensão fractal ao longo da trinca, onde (a) corresponde ao corpo de prova de 12,70mm, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.

Com base nos gráficos apresentados na figura 38 (a), (b) e (c), fica evidente a existência de uma tendência na dispersão entre os valores de D_s , D_t e D_f ao longo da superfície de fratura. Com isso, a fim de quantificar tal dispersão foram calculados os desvios padrão, cujos valores estão apresentados na tabela 09.

Tabela 09 – Valores dos desvios padrão para D_s , D_t e D_f .

| e [mm] | Ds | Dt | Df |
|---------------|-----------|-----------|-----------|
| 12,70 | 3,220 | 8,229 | 3,864 |
| 19,05 | 3,231 | 12,602 | 3,996 |
| 25,40 | 3,993 | 12,946 | 4,192 |

Por meio da tabela 09, nota-se que o parâmetro com a maior dispersão foi D_t , e mais, o mesmo ocorreu para as três espessuras analisadas. Entretanto, D_s teve uma variação entre 3 e 4% nos três casos, seguido de D_f , cuja variação foi semelhante à D_s .

Um comportamento semelhante entre os gráficos apresentados na figura 38, já era esperado, uma vez que, os três corpos de prova foram submetidos às mesmas condições de deformação plana.

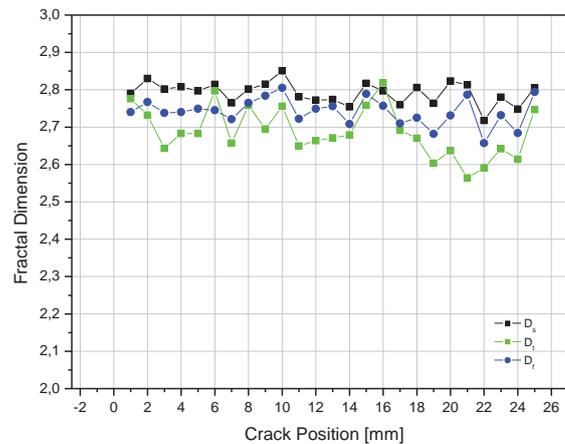
Entretanto, ainda na figura 38 e com base nos valores de desvio padrão (tabela 09), pode-se dizer que é bastante perceptível o maior espalhamento dos valores de D_t ao longo da evolução da trinca, o que indica a relação entre essa medida e a resposta do material às condições mecânicas locais do processo de fratura, que evoluem de modo progressivo e em conjunto com o fator intensidade de tensão. Por outro lado, os valores de D_s obtiveram a menor dispersão, assim, pode-

se dizer que D_s é responsável por descrever a homogeneidade nos efeitos microestruturais da superfície de fratura (CAMPOS, 2010).

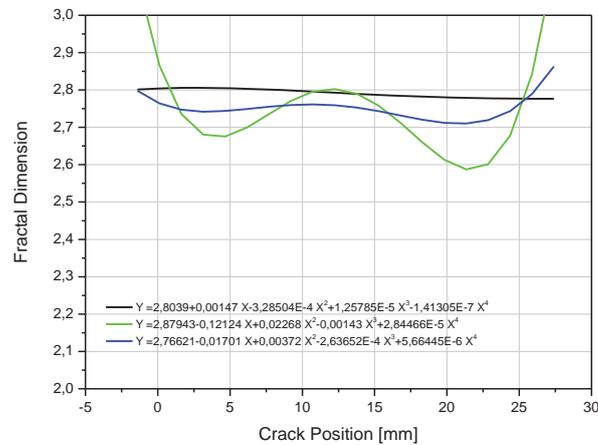
4.5.1 Análise comparativa entre dimensão fractal e micrografias

Esta etapa do trabalho foi desenvolvida de modo a determinar a região de transição do estágio II para o III do processo de fadiga. Nas figuras 39, 41 e 43 estão apresentados os resultados obtidos, na forma de gráfico, feitos através do software Origin 7.0, que serão confrontados com as micrografias obtidas com auxílio do microcópico eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15.

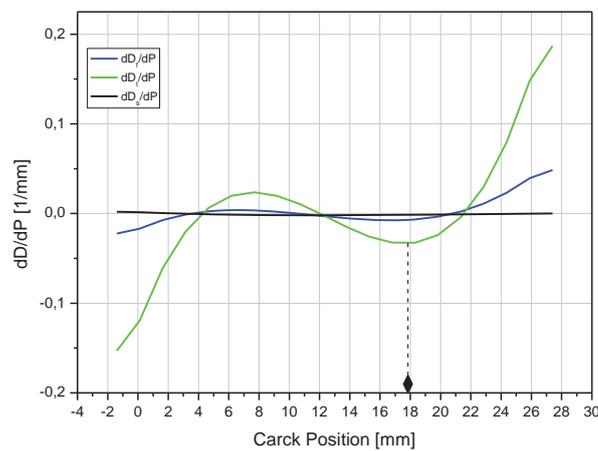
Nas figuras 39, 41 e 43 tem-se à curva dos valores de dimensão fractal x posição na superfície de fratura, item (a), item (b) o ajuste destas curvas e item (c) derivada das curvas de ajuste, correspondentes às espessuras de 12,70mm, 19,05mm e 25,40mm, respectivamente.



(a)



(b)



(c)

Figura 39 - Item (a) corresponde à curva dimensão fractal x posição na superfície de fratura, (b) curvas de ajuste e (c) derivada das curvas ajuste.

Com base na figura 39, item a tem-se o comportamento da dimensão fractal ao longo da trinca, expresso pelo gráfico, dimensão fractal x posição [mm], com isso, através do software Origin 7.0, foram plotados também, item b, três curvas de ajuste, onde cada uma corresponde a um parâmetro, D_s , D_t e D_f , como indicado na legenda. Para cada uma das curvas, foi gerada também uma equação correspondente ao modelo de ajuste. No item c, tem-se a derivada das curvas ajustadas, para a determinação do ponto de inflexão, que supostamente, corresponde à zona de transição, no entanto, isso só é confirmado com a análise das micrografias correspondentes a região indicada, pela seta.

Conforme mostrado no item c, o ponto de transição corresponde à posição de 18 mm, desta forma, na figura 40, tem-se a micrografia correspondente a esta posição, e mais duas posições posteriores, ou seja, 19 e 20mm, a fim de observar a evolução dos micro mecanismos.

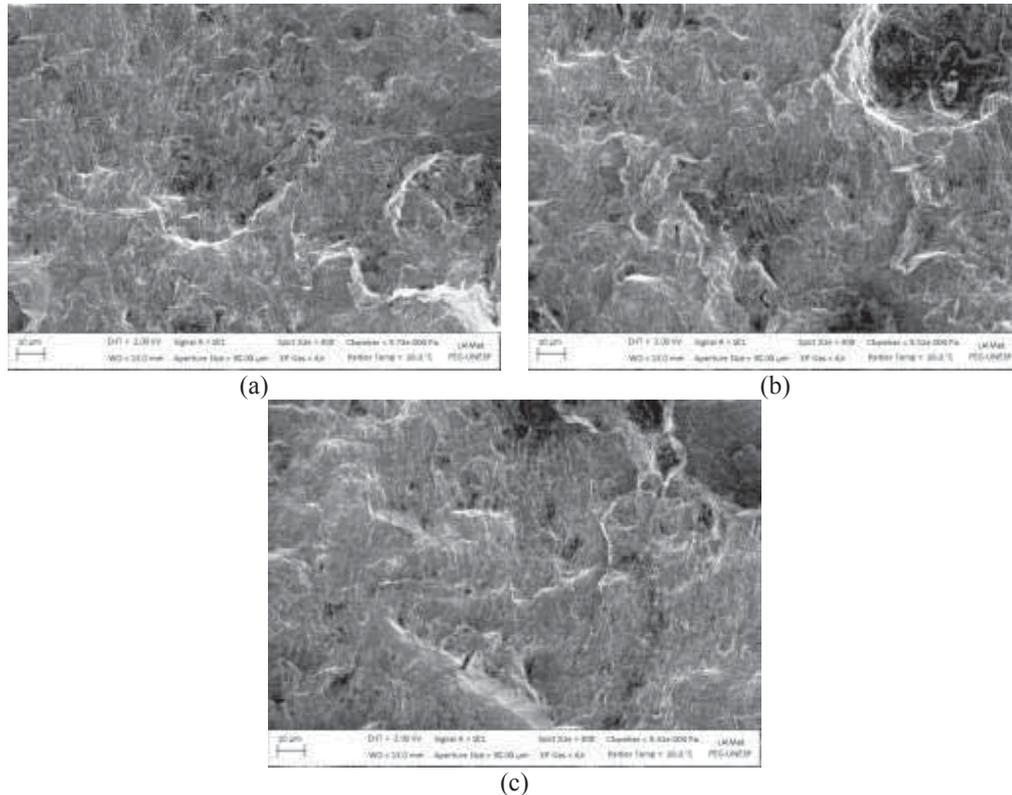
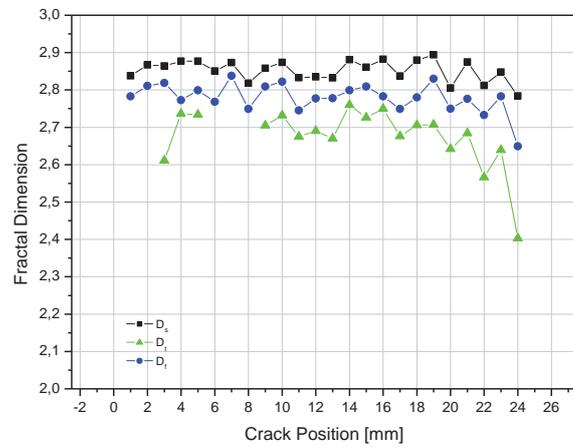


Figura 40 – Micrografias correspondentes (a) posição de transição, (b) e (c) posições subsequentes, espaçadas em um milímetro.

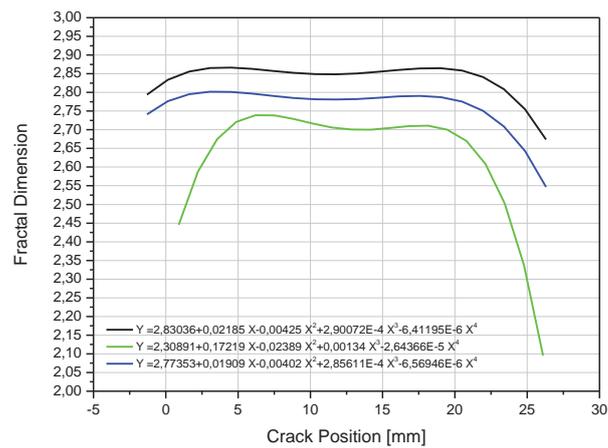
Com base nas micrografias apresentadas acima, figura 40, especificamente no item (a), que corresponde à posição de 18 mm nota-se no canto inferior direito uma pequena região proveniente de algum estiramento, em diante, no item (b) pode-se notar a presença de estrias mais espaçadas em relação às micrografias apresentadas na seção 4.2, figura 31, itens (i) e (j). No item (c), na parte inferior a presença de uma pequena região de estiramento. Essas características citadas acima indicam o início da transição do estágio II para o estágio III, no entanto, não se pode afirmar que a transição propriamente dita ocorreu nessas posições, devido à manutenção de alguns micromecanismos característicos do estágio II, como as estrias de fadiga.

Do mesmo modo, foram analisadas as curvas obtidas para o corpo de prova de 19,05 mm de espessura, que corresponde à figura 41, abaixo.

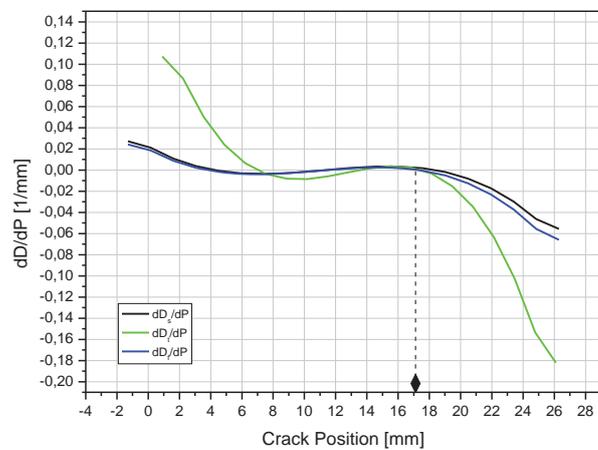


(a)

Figura 41 - Item (a) corresponde à curva dimensão fractal x posição na superfície de fratura, (b) curvas de ajuste e (c) derivada das curvas ajuste.



(b)



(c)
 Figura 41 (continuação) - Item (a) corresponde à curva dimensão fractal x posição na superfície de fratura, (b) curvas de ajuste e (c) derivada das curvas ajuste.

Através do item c, da figura 41, sabe-se que a posição para ocorrência da transição é 17 mm, com base na derivada. Na figura 42 estão apresentadas a micrografias desta posição e outras duas, subsequentes.

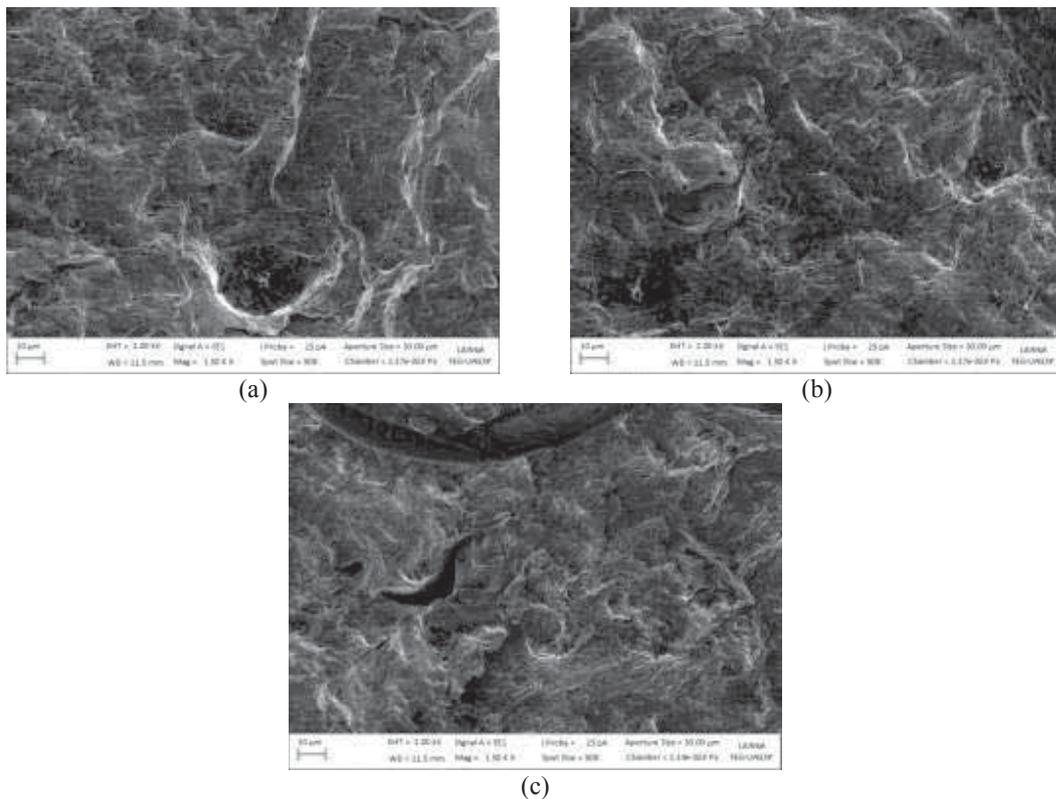
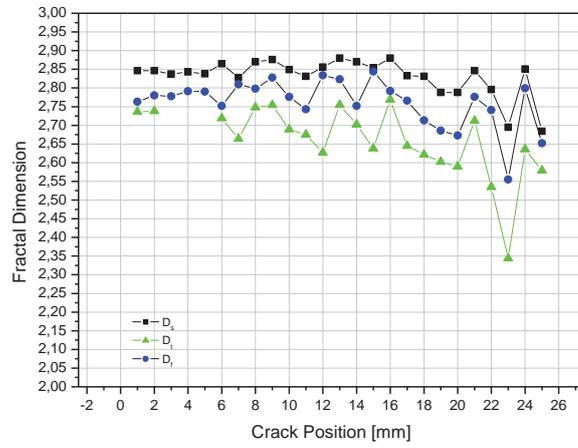


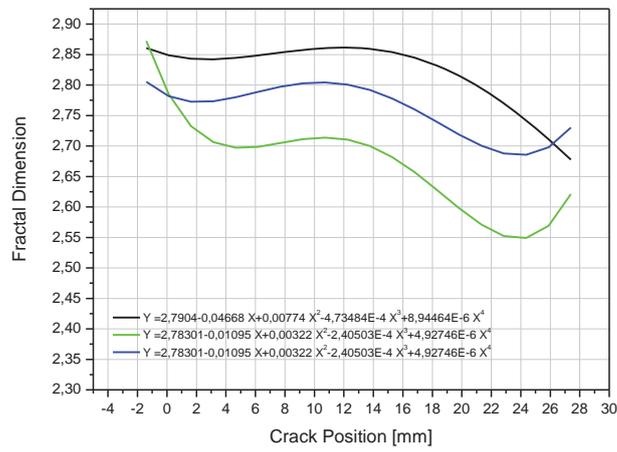
Figura 42 - Micrografias correspondentes (a) posição de transição, (b) e (c) posições subsequentes, espaçadas em um milímetro.

No item (a) da figura 42 pode-se notar a presença de uma pequena região de estiramento no canto direito da micrografia, outro aspecto relevante é notado no item c, onde na região central há uma trinca secundária e logo acima da mesma, uma região que expõe um aspecto diferenciado, que pode ter sido originada a partir de um defeito intrínseco do material.

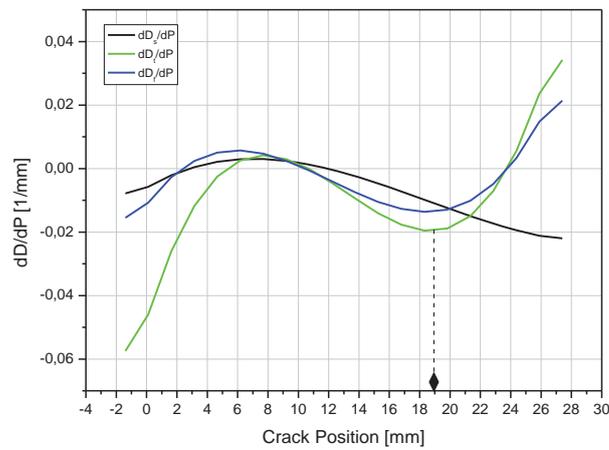
Por fim, na figura 43 estão apresentadas as curvas referentes ao corpo de prova de 25,40 mm, com isso, de modo análogo aos anteriores, foi realizada a análise da zona de transição.



(a)



(b)



(c)

Figura 43 - Item (a) corresponde à curva dimensão fractal x posição na superfície de fratura, (b) curvas

de ajuste e (c) derivada das curvas ajuste.

Na figura 44 apresenta-se a micrografia correspondente à posição determinada como a posição de transição, 19 mm e duas posições subsequentes a essa.

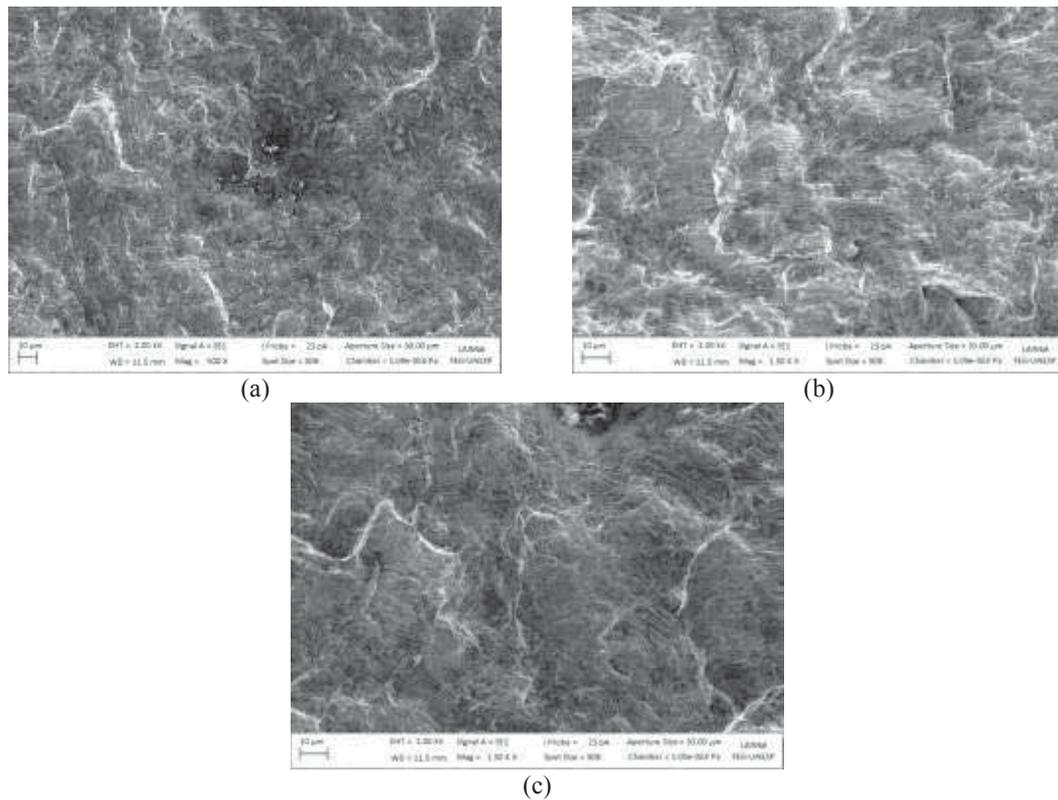


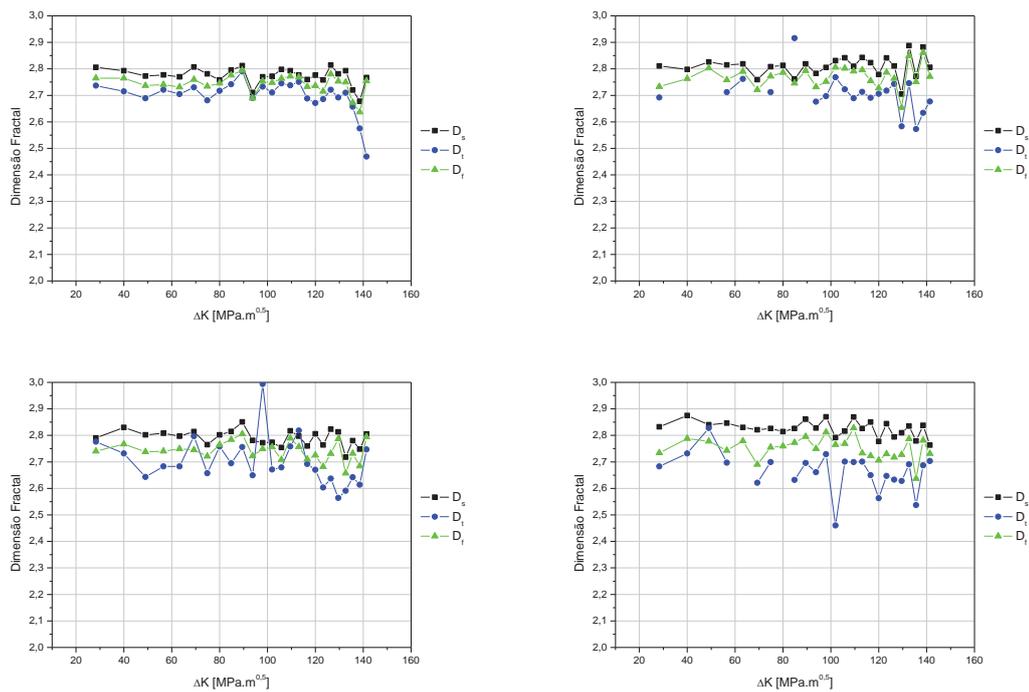
Figura 44 - Micrografias correspondentes (a) posição de transição, (b) e (c) posições subsequentes, espaçadas em um milímetro.

Neste caso em todas as micrografias apresentadas, não há nenhuma região de grande destaque que caracterize o início do estágio III, ou melhor, a transição do estágio II para o III.

Embora, tenha-se encontrado algumas correlações confrontando os resultados gráficos e as micrografias, este método ainda se demonstra pouco preciso.

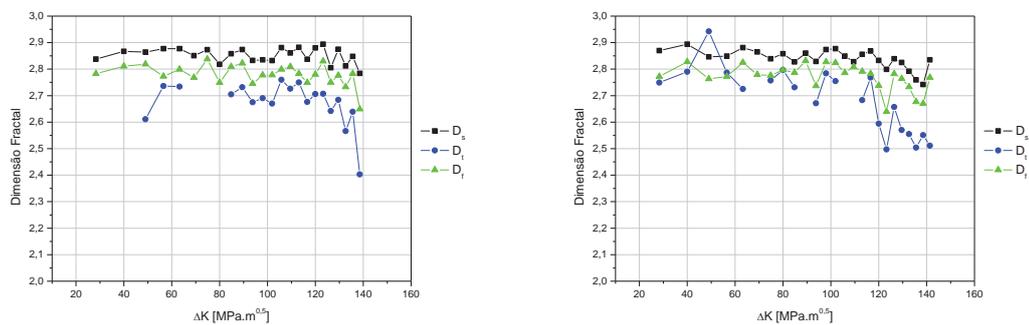
4.6 Comportamento da dimensão fractal x fator intensidade de tensão

Na figura 45 observa-se o comportamento da dimensão fractal expressa nas escalas multifractal (D_s e D_t) e monofractal (D_f) em relação ao fator intensidade de tensão (ΔK) ao longo da superfície de fratura.



(a)

Figura 45 – Comportamento da dimensão fractal, D_s , D_t e D_f em relação ao fator intensidade de tensão para os corpos de prova com espessura (a) 12,70mm, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.



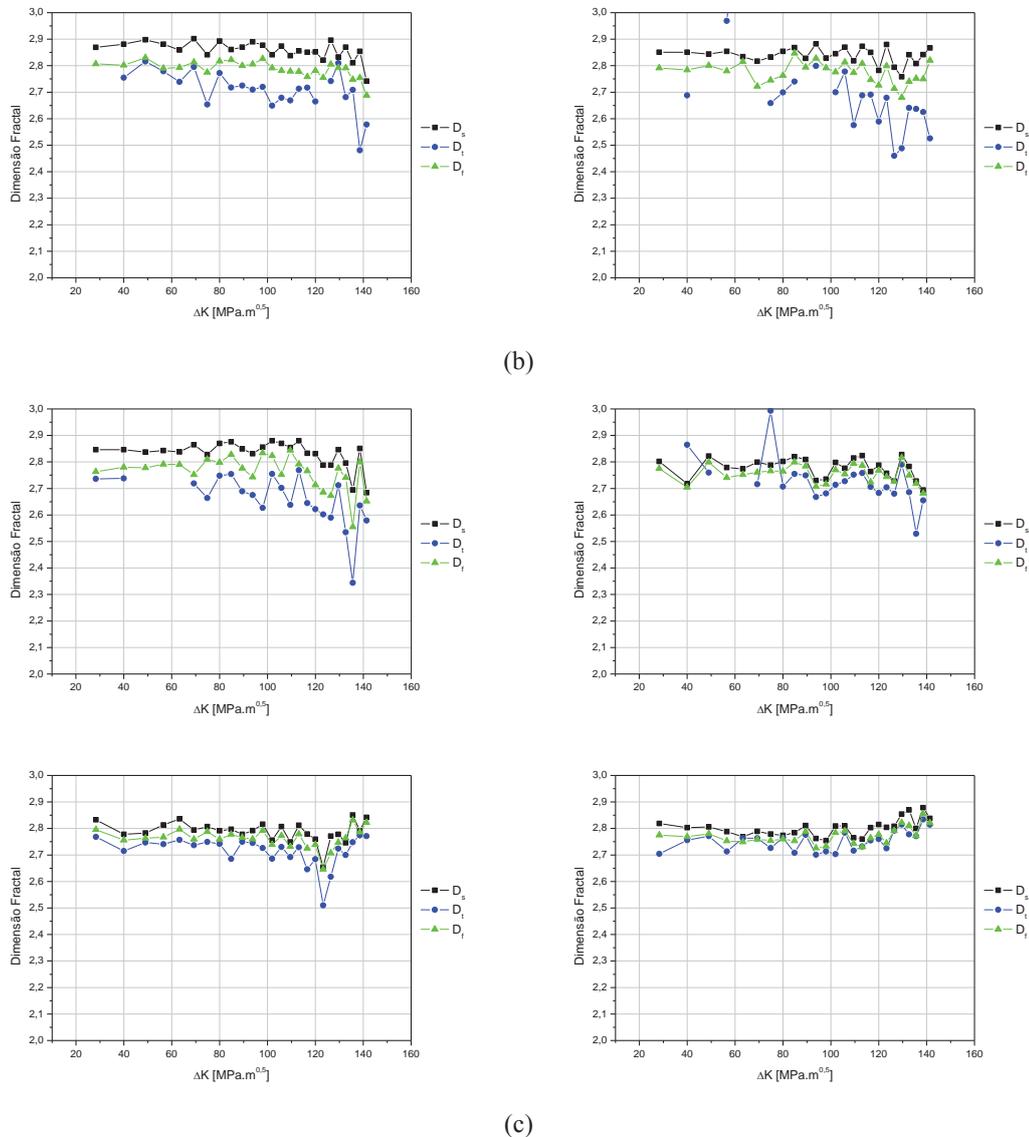


Figura 45 (continuação) – Comportamento da dimensão fractal, D_s , D_t e D_f em relação ao fator intensidade de tensão para os corpos de prova com espessura (a) 12,70mm, (b) 19,05mm e (c) 25,40mm.

De um modo geral, com base na figura 45, nota-se certa dispersão nos valores de dimensão fractal com a evolução do fator intensidade de tensão, entretanto, ainda assim pode-se dizer que esses valores compartilham uma mesma tendência em ambas às escalas medidas, isto é, multifractal (D_s e D_t) e monofractal (D_f).

A partir dos resultados obtidos na seção 4.5.1, pode-se estimar, ainda que com pouca precisão, uma pequena região que apresenta o início da transição entre os estágios II e III do processo de fadiga. Com isso, nesta etapa é possível associar esses resultados com os valores do

fator intensidade de tensão, e assim, avaliar as mudanças de comportamento nos valores de dimensão fractal.

Para o item (a) que corresponde à espessura de 12,70 mm, foi determinado que o início da zona de transição foi na posição 18 mm. Nesta posição o valor do fator intensidade de tensão é $119,98 \text{ MPa.m}^{0,5}$, então através dos gráficos apresentados neste item, nota-se realmente que a partir deste ponto há uma maior dispersão dos valores de dimensão fractal em ambas as escalas analisadas.

Com relação à espessura de 19,05mm, o início da região de transição também foi determinado na seção anterior e corresponde a 17 mm. O valor do fator intensidade de tensão correspondente é $116,60 \text{ MPa.m}^{0,5}$, com base no item (b) da figura 45, pode-se constatar uma dispersão mais acentuada nos valores de dimensão fractal.

Por fim, para a espessura de 25,40 mm a posição determinada na seção anterior como posição de transição é igual a 19 mm, correspondente ao valor $123,27 \text{ MPa.m}^{0,5}$, e agora com base no item (c) da figura 45, pode-se notar comportamento similar às outras duas espessuras analisadas anteriormente.

Outro aspecto relevante, e que reforça as afirmações acima, foi apresentado na seção 4.4, figura 37 que corresponde à curva da taxa de propagação da trinca em relação ao fator intensidade de tensão que demonstra que em ambas as curvas itens (a), (b) e (c) que correspondem às espessuras de 12,70, 19,05 e 25,40 mm, respectivamente, a trinca inicia a propagação de modo instável, quando o fator intensidade de tensão atinge o valor de $80 \text{ MPa.m}^{0,5}$, valor esse inferior aos valores apresentados acima.

Contudo, pode-se dizer que as medidas de dimensão fractal, independente da escala analisada, se mostraram sensíveis às variações dos campos de tensões a frente da trinca, o que foi caracterizado através do fator intensidade de tensão.

5 CONCLUSÃO

Frente aos objetivos propostos por este trabalho foi possível concluir que:

A evolução dos valores de dimensão fractal ao longo da superfície de fratura apresentou um mesmo padrão de espalhamento em ambas às espessuras avaliadas. Além disso, esta evolução se mostrou sensível aos mecanismos de fratura operantes, sendo que as mudanças no padrão de espalhamento ocorreram de forma coerente com as variações na morfologia, ou seja, próximo ao início da zona de transição entre a propagação estável e instável da trinca o espalhamento foi mais expressivo.

Com relação às escalas de medida utilizadas para a dimensão fractal, a escala monofractal, se mostrou mais grosseira, o que dificulta a caracterização da superfície, isto é, a identificação da morfologia. Por outro lado, a escala multifractal permite uma caracterização de forma mais detalhada, através dos parâmetros D_s e D_t . O parâmetro D_t , além de mais sensível às variações na morfologia, indica a relação entre essa medida e a resposta do material às condições mecânicas locais do processo de fratura, que evoluem de modo progressivo e em conjunto com o fator intensidade de tensão, enquanto que D_s é responsável por descrever a homogeneidade nos efeitos microestruturais da superfície de fratura.

A metodologia utilizada para estimar o valor da taxa de crescimento da trinca apresentou algumas dificuldades inesperadas, tais como a iluminação da sala de ensaio, a dificuldade de foco da região trincada do material, entre outras. No entanto, foram obtidos bons resultados o que possibilitou a determinação de um ajuste de dados compatível com o modelo teórico proposto por Paris. Outro aspecto que deve ser levado em conta é a necessidade de um maior processamento dos dados, aumentando assim a imprecisão do resultado final, portanto o método mais indicado para realização dessa medida é por meio do extensômetro que, circunstancialmente, não pôde ser utilizado neste trabalho.

O cálculo da dimensão fractal através do método box-counting é diretamente dependente da qualidade do mapa de elevações gerado, dessa forma, além do tratamento da pilha de imagens outro parâmetro importante é à distância de progressão entre dois planos de foco subsequentes. Neste trabalho a progressão foi realizada manualmente, deste modo não se garante grande precisão no mapa, mesmo com tratamento adequado da pilha de imagens.

REFERÊNCIAS

AK STEEL. **AK Steel 15-5PH stainless steel data sheet**. 1999. 2p. Disponível em: <http://www.aksteel.com/pdf/markets_products/stainless/precipitation/15-5_PH_Data_Sheet.pdf> Último acesso em: 20 setembro. 2011.

AMORIM, S.T. A.: **Análise dos problemas bidimensionais da mecânica da fratura elástica linear usando a formulação dual do método dos elementos de contorno**. 2006.

ANTOLOVICH, S. D., GOKHALE, A. M., BATHIANS, C. **Applications of Quantitative fractography and computed tomography to fracture processes in materials**, *Quantitative methods in fractography*, ASTM STP 1085, B.M. Strauss and S.K. Putatunda, Eds., American Society for testing and materials, Philadelphia, 1990, pp3-25.

ASTM International, **ASTM E 647 - 00 (2000)**: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. West Conshohocken, PA, EUA, 2000.

ASTM International, **ASTM E8/E8M - 09 (2009)**: Standard test method for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2009.

BOUCHAUD, E; LAPASSET, G; PLANES, J. **Fractal dimension of fractured surfaces: a universal value**. Europhys. Lett. 1990;13(1):73±9.

BRESCIANI F., ETTORE. **Seleção de Materiais Metálicos**. Campinas: Editora Unicamp, 1986. 326p.

CALLISTER JR, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. LTC, 7ed, 2007.

CAMPOS, K.A. **Fractografia quantitativa: análise do comportamento fractal de fratura em compósitos carbono/epóxi, por processamento digital de imagens**. 2010. 136 f. Dissertação

(Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

CIOCLOV, D. **Mecanica Ruperii Materialelor**. Ed. Academiei Române, București, 1977.

COLIM, G. M. **Fadiga dos materiais**. 2006. Escola politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de engenharia de construção civil. 2006.

COSTER, M; CHERMANT, JL. **Recent developments in quantitative fractography**. Int Met Rev 1983;28(4):228±50.

COURTNEY, T. H. **Mechanical Behavior of Materials**. Waveland Press, INC. 2 ed. 2000.

DUMITRU, I; MARŞAVINA, L. **Introducere în Mecanica Ruperii**. Ed. Mirton, Timișoara, 2001.

FANTINATO, P. C. **Segmentação de voz baseada na análise fractal e na transformada de wavelet**. 2008. 123f. Dissertação (Mestrado em Ciência na Área de Física Aplicada) – Instituto de Física de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2008.

FORTES, C. **Mecânica da Fratura**. Assistência Técnica Consumíveis – ESAB BR. 2003.

GOLDSMITH N. T. **Deep focus: a digital image processing technique to produce improved focal depth in light microscopy, Image Analysis and Stereology**. - 2000. - Vol. 19. - pp. 163-167.

GUIMARÃES, V. A. **Ensaio de Tenacidade a Fratura**. UNESP, Departamento de Materiais e Tecnologia. 50f. 2008.

GUIYUN ZHOU., NINA S.N., LAM, A. **Comparison of fractal dimension estimators based on multiple surface generation algorithms**. 2005.

HAYDEN, H. W. **Propriedades Mecánicas**. 1968, México.

HEIN, L. R. O; YOSHINO, C; CAMPOS, K. A. **Fractal behavior throughout stretch zone of 15-5PH steel under elastic-plastic loading conditions**. *Materials Science and Engineering A* 525, 37–41. 2009.

HOROVISTIZ, A.L.; RIBEIRO, L.M.F.; CAMPOS, K.A.; HEIN, L.R.O. Quantitative fractography under light microscopy: a digital image processing approach. **Praktische Metallographie**, v. 40, p. 57-68, 2003.

HOROVISTIZ, A. L. et. al. Fractal characterization of brittle fracture in ceramics under mode I stress loading. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, p. 4847-4850, 2010.

JANSSEN M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. J. H. **Fracture Mechanics**. 2.ed. EUA: VSSD Press, 2006. 365p.

KERLINS, V.; PHILLIPS, A. **Modes of Fracture**. In: *Fractography ASM Handbook*. 2.ed. EUA: ASM International, v.12, p. 33-140, 1992.

KRABBE, D.F.M. **Otimização do fresamento do aço inoxidável aeronáutico 15-5PH**. 2006. 119 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

LAWN, B.R. **Fracture of Brittle Solids**. 2ed, Cambridge University Press, London, Chapter 1 and 2, 1993.

LOPES, R; BETROUNI, N. **FRACTAL AND MULTIFRACTAL ANALYSIS: A REVIEW**. *Medical Image Analysis*, n.13, p. 634–649. 2009.

MANDELBROT, B. **The Fractal Geometry of Nature**. Freeman (Eds), 1983. 468pp.

MARIGO, J. **Iniciation of cracks in Griffith's theory: in argument of continuity in favor of global minimization.** Journal of Nonlinear Science 20. 2010.

MARQUES, T.P.Z. **Fractografia quantitativa de superfícies obtidas em ensaios de propagação de trincas por fadiga em aço inoxidável 15-5PH.** 2012. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de metalurgia mecânica.** São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 505p.

MILLER, S. M; MCWILLIAMS, P. C; KERKERING, J, C. in: Proc. 31th U.S. Symp. Rock Mech., eds. W.A. Hustrulid, GA. Jonhson, (Balkema, Rotterdam, 1990), p. 471.

OBERT, L. **Brittle fracture of rock, in Fracture.** Academic Press, New York and London, ed. H. Liebowitz, v.VII., p. 93-155. 1972.

ODLING, N.E. **Rock Mech.** Eng. 27 (1994) 135.

OLIVEIRA, L. G. **Determinação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga dos Aços SAE-1050 e SAE-4130 Empregados na Fabricação de Eixos Ferroviários.** 2008. 151f. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica na área de materiais) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá. 2008.

PÎRJE, I. **The Application of Griffith's Theory in Rock Fracture.** Universitatea Politehnica Din Timisoara, Catedra de Rezistentă Materialelor – Annals of the Faculty of Engineering Hunedoara. 2004.

PRESEZNIAK, F.A. **Identificação de danos e determinação da vida útil em estruturas usando transformada wavelet e conceitos de mecânica da fratura.** 2007.

PUGNO, N et al. **A generalized Paris's law for fatigue crack growth**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. n. 54, p. 1333-1349. 2006.

RASBAND, W.S., J. Image, U.S. National Institutes of Health, Bethesda, Maryland, USA, Disponível em: <<http://rsb.info.nih.gov/ij/>>, 1997–2008.

RUSS, J. C., **Fractal Surfaces**. New York: Plenum Press, 1994. 309p.

SAPOVAL, B. L. **Âchanges Á travers les fractales**. Pour la science 1994;198:30±7.

TEIXEIRA F., F. **A utilização de fluido de corte no fresamento do aço inoxidável 15-5PH**. 2006. 206f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

UNDERWOOD E, E; BANERJI, K. **Fractals in fractography**. Mater Sci Engng 1986;A 80:1±14.

WANG, J. A; XIE, H; KWNSNIEWSKI, M. A; J. China Coal Sci.1 (1996) 16.