

TALES MARONGIO COTRIM DE MORAES

**COMPORTAMENTO FRACTAL DE SUPERFÍCIES DA ZONA DE ESTIRAMENTO
EM AÇO 300M TEMPERADO**

TALES MARONGIO COTRIM DE MORAES

COMPORTAMENTO FRACTAL DE SUPERFÍCIE DA ZONA DE ESTIRAMENTO
EM AÇO 300M TEMPERADO

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
2013

M827c Moraes, Tales Marongio Cotrim de
Comportamento Fractal de Superfície da Zona de Estiramento em Aço 300M Temperado / Tales Marongio Cotrim de Moraes – Guaratinguetá : [s.n], 2013.
57 f. : il.
Bibliografia: f. 53-57

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

1. Fractografia 2. Mecânica da fratura I. Título

CDU 620.184

**COMPORTAMENTO FRACTAL DE SUPERFÍCIES DA ZONA DE
ESTIRAMENTO EM LIGAS AERONÁUTICAS**

TALES MARONGIO COTRIM DE MORAES

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. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI
UNESP-FEG


Prof. Ms. KAMILA AMATO DE CAMPOS
UNESP-FEG

Dezembro 2013

MORAES, T. M. C. **Comportamento Fractal de Superfície da Zona de Estiramento em Aço 300M Temperado**. 2013. 57 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

As superfícies de fratura são a marca de um processo de fratura, que é caracterizado pela liberação de energia guiado pelo modo de falha. A tenacidade à fratura expressa esta energia em termos de tensão e deformação em corpos pré fraturados. A zona de estiramento é a região característica formada da transição de fratura por fadiga para fratura final e tem na sua deformação a relação com a energia liberada na falha. A fractografia quantitativa é uma ferramenta amplamente utilizada na caracterização de superfícies de fratura que pode apontar para um aspecto do material ou do próprio processo de fratura. O processamento de imagens funciona como ferramenta de investigação, orientando os estudos ligados à área. Com o objetivo de avaliar a efetividade da caracterização de superfícies e seu respectivo estudo, utilizou-se o aço 300M que foi tratado termicamente segundo processo conhecido do ramo aeronáutico e caracterizado através de ensaio de tração e micro análise por espectrometria de energia dispersiva (EDS). O ensaio de tração deste material, através da norma ASTM E8, possibilitou a confirmação da efetividade do tratamento, além de determinar as propriedades mecânicas. O EDS confirmou a composição do material, além de embasar conclusões sobre a presença de mecanismos de fratura. Também foi realizado o ensaio de tenacidade à fratura, que serviu para obtenção das superfícies de fratura estudadas sob as abordagens de auto-afinidade e auto-similaridade. Conclui-se que, a dimensão fractal funciona como um parâmetro de estudo do processo de fratura, sendo permitida a relação dos seus valores com as mudanças de espessura, que interfere diretamente no comportamento do material na abordagem da tenacidade à fratura.

PALAVRAS-CHAVE: fractografia quantitativa, tenacidade à fratura, superfícies de fratura, zona de estiramento, auto-afinidade, auto-similaridade.

MORAES, T. M. C. **Comportamento Fractal de Superfície da Zona de Estiramento em Aço 300M Temperado**. 2013. 57 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

Fracture surfaces are the fracture process marks, that it is characterized by energy release guided by failure mode. The fracture toughness express this energy em stress and strain terms in pre-cracked samples. The stretch zone is the characteristic region forms by the transition of fatigue fracture and final fracture and it width demonstrate the relation with failure energy release. The quantitative fractography is a broadly tool uses in failure surfaces characterization that it can point to a material's aspect or a fracture process. The image processing works like an investigation tool, guiding a lot of studies in this area. In order to evaluate the characterization effectivity and it respectivity studies, it used 300M steel that it was thermal treated by an aeronautical process known and it characterized by tensile test and energy dispersive spectroscopy (EDS). The tensile test of this material, made by ASTM E8, allowed the heat treatment effectivity confirmation, beyond of mechanics properties determination. The EDS confirmed the material composition, beyond of base the discussion about fracture mechanism presence. The fracture toughness test has also made, that it works to obtain the fracture surfaces studies below self-similarity and self-affinity approaches. In front of all the exposed it was possible to conclude that the fractal dimension works like a study parameter of fracture process, allowing the relation of their values with changes in thickness, which interferes directly in material's behaviour in fracture toughness approach.

KEYWORDS: quantitative fractography, fracture toughness, fracture surfaces, stretch zone, self-affinity, self-similarity.

SUMÁRIO

1 OBJETIVO	6
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 Mecânica da fratura	6
2.1.1 Modos de Abertura da Trinca	10
2.2 Teoria de Griffith	11
2.3 Fundamentos da Fratura	12
2.3.1 Mecanismos de Fratura	14
2.3.2 Fratura Dúctil	14
2.3.3 Fratura Frágil	16
2.4 Fadiga em materiais	17
2.4.1 Curvas S-N	21
2.5 Zona de Estiramento	22
2.5.1 Formação da Zona de Estiramento	23
2.6 Fractografia Quantitativa	24
2.7 Geometria Fractal	25
2.7.1 Dimensão Fractal	27
2.8 Fractal Misto	27
3 MATERIAIS E MÉTODOS	28
3.1. Aço 300M	28
3.2 Tratamento Térmico de Têmpera	29
3.3 Ensaio de Tração – ASTM E8M	31
3.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura – ASTM E1820	32
3.5 Aquisição das imagens	35
3.6 Microscopia Eletrônica de Varredura	35
3.7 Reconstrução de Imagem por Extensão de Foco	36
3.8 Cálculo da Dimensão Fractal (Método Box-Counting)	38
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4.1 Ensaio de Tração	39
4.2 Análise Fractográfica	39
4.3 Micro análise por Espectrometria de Energia Dispersiva (EDS)	44
4.4 Resultados do Ensaio de Tenacidade à Fratura	45
4.5 Análise da dimensão fractal na extensão da zona de estiramento	47
5 CONCLUSÃO	52
REFERÊNCIAS	53

1 OBJETIVO

Avaliar a caracterização de superfícies de fratura em ligas metálicas pelo conceito de auto-similaridade (monofractal) e auto-afinidade (auto-similaridade), por medidas de dimensão fractal pelo método Box-counting.

Estudar a relação dos valores da caracterização multifractal da região da zona de estiramento entre amostras de diferentes espessuras com os resultados do fator de intensidade de tensão do ensaio de tenacidade à fratura, buscando relacionar o estado de deformação plana com o comportamento fractal.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

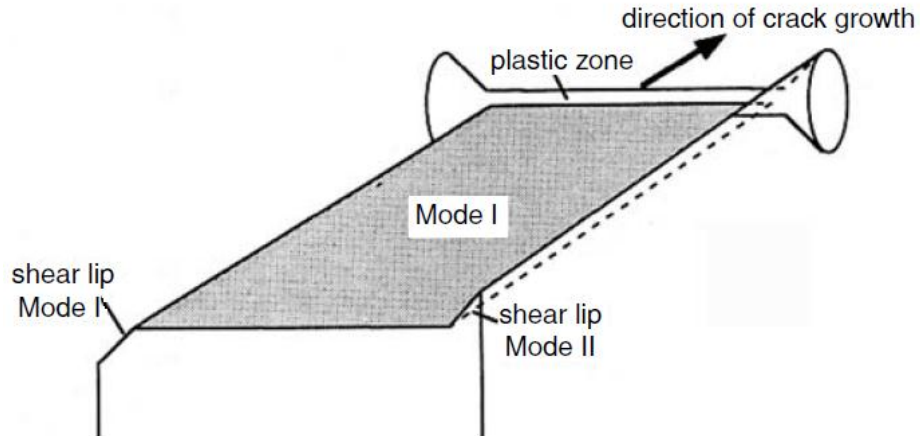
2.1 MECÂNICA DA FRATURA

A mecânica da fratura consiste em uma metodologia que admite a existência de defeitos em componentes estruturais e é capaz de determinar o tamanho limite da trinca que pode ser tolerada, a uma 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) descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um determinado material com 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, (OLIVEIRA, 2008).

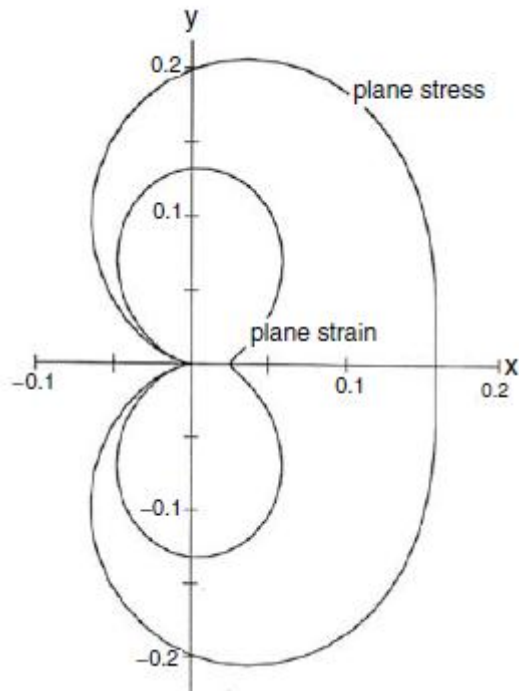
Figura 1 - Ilustração da deformação plástica na ponta da trinca



Fonte: (HOSFORD, 2005).

Há uma transição do estado de tensão plana para o estado de deformação plana com o aumento da distância da superfície, sendo necessário que estas condições seja guardadas para que se possa ter a caracterização do campo de tensões a partir do fator de intensidade de tensão (K).

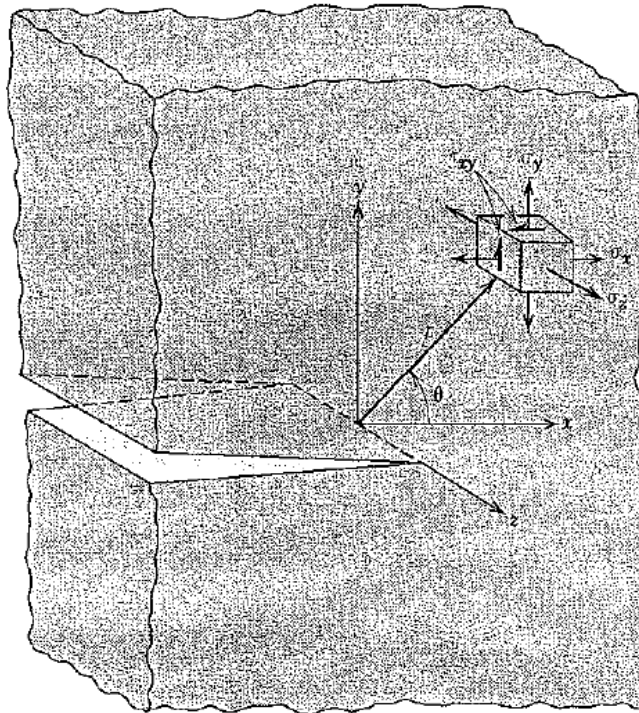
Figura 2 – Zona Plástica associada com os estados de tensão plana e deformação



Fonte: (HOSFORD, 2005).

O estado de tensão plana é caracterizado pela tensão nula no eixo z ($\sigma_z = 0$). Já o estado de deformação plana é caracterizado pela deformação nula no eixo z ($\varepsilon_z = 0$), ocorrendo nos eixos x e y ($\varepsilon_x \neq 0$ e $\varepsilon_y \neq 0$), condição necessária para a caracterização do estado triaxial de tensões ($\sigma_x \neq 0$; $\sigma_y \neq 0$; $\sigma_z \neq 0$).

Figura 3 – Diagrama de tensões na ponta da trinca



Fonte: (CALLISTER, 2007)

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 (1):

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

Onde:

K – fator intensidade de tensão [MPa(\sqrt{m})];

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 (2):

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

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 (1), 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:

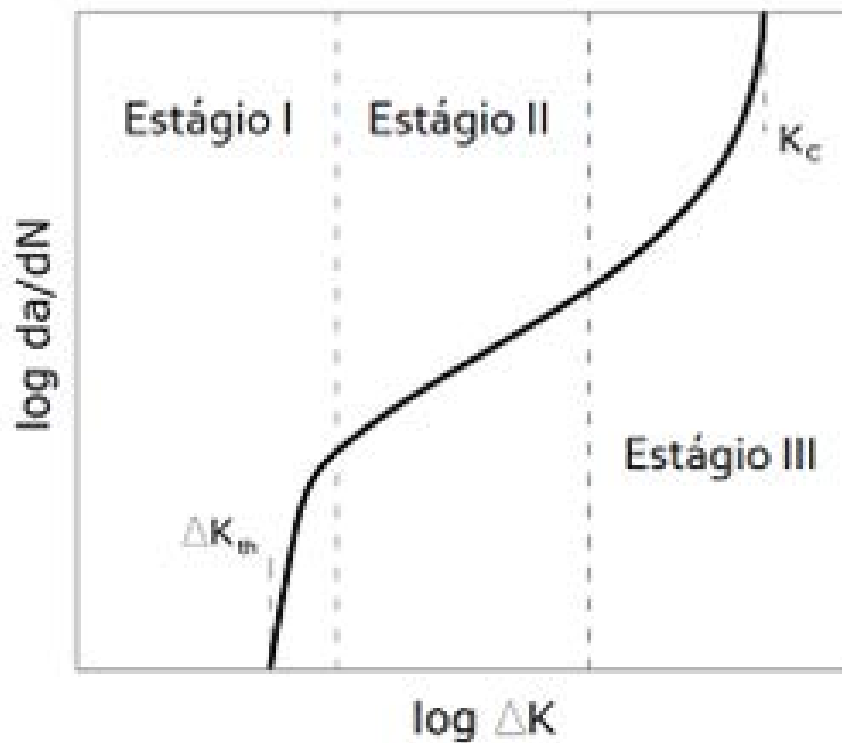
$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} \quad (3)$$

que 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 (da/dN) e a variação do fator intensidade de tensão na ponta da trinca, ΔK . Tal comportamento pode ser observado na figura 4.

Figura 4 - Crescimento da trinca nos 3 estágios do processo de fadiga.



Fonte: (OLIVEIRA, 2008).

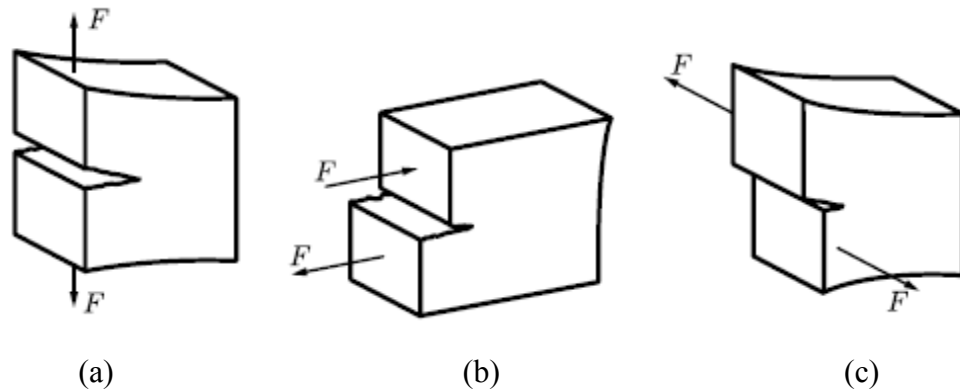
2.1.1 Modos de Abertura da Trinca

Três casos característicos de carregamento distintos são considerados na mecânica da fratura, sendo diferenciados pela orientação do campo de tensão na trinca.

Mo modo I (tração) a tensão principal é orientada perpendicularmente à trinca, provocando a abertura da trinca e separando as superfícies.

Nos modos II (cisalhamento) e III (cisalhamento), as superfícies da trinca são carregadas em corte, sendo que a abertura da trinca não é observada. Quando o carregamento é aplicado, as superfícies da trinca deslizam com fricção (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Figura 5 - Modos de carregamento da trinca: a) Modo I, b) Modo II, c) Modo III



Fonte: (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007)

2.2 TEORIA DE GRIFFITH

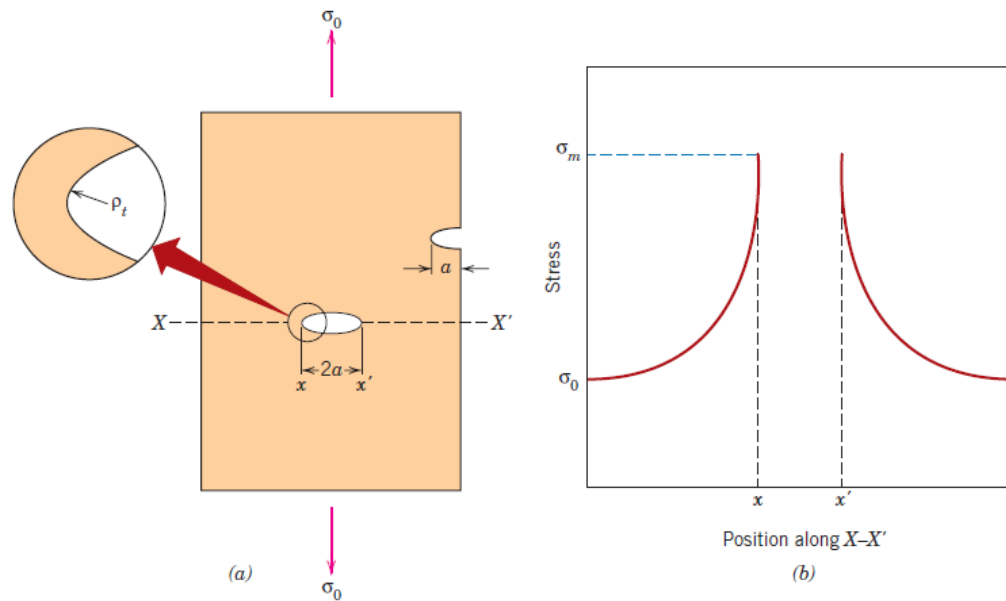
Por volta de 1920, A.A. Griffith empregou o método de energia nos primeiros trabalhos em mecânica da fratura. Em sua abordagem, ele considerou a discrepância de valores que existia entre a resistência teórica de um material, em função das forças de coesão dos átomos, e a resistência à fratura determinada experimentalmente, e observou que este fato só poderia ser explicado pela presença de defeitos ou trincas muito pequenos, microscópios, que existem sob condições normais na superfície e no interior do corpo de um material. (CALLISTER, 2007)

A partir desta abordagem, Griffith propõe que todos os materiais frágeis contêm trincas que variam em tamanho, geometria e orientação. Assim sendo, a fratura ocorrerá quando a resistência à tração teórica for ampliada na extremidade de uma das trincas, considerando um situação de carregamento de tração.

Em seu modelo, ele considerou uma larga placa de espessura unitária, com uma trinca elíptica central de comprimento $2c$ sob uma tensão leve tensão de tração σ , em que estas duas componentes apresentavam-se perpendicularmente uma à outra, como visto na figura 5 (CALLISTER, 2007).

Assim sendo, Griffith conseguiu propor uma equação para determinar o máximo esforço na ponta da trinca, analisando-se a energia associada à trinca, como descrito na expressão (5).

Figura 6 – a) Amplificação de tensão na ponta da trinca; b) Esquemático do perfil de tensão



Fonte: (CALLISTER, 2007)

$$\sigma_{max} = 2\sigma_0 \sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad (5)$$

É importante observar que as equações de Griffith são consideradas válidas para os casos de sólidos idealmente frágeis, pois estas apresentam algumas inconsistências como: a consideração do raio da ponta da trinca (ρ) extremamente agudo, fazendo com que $2c \gg \rho$. Além disso, para o caso de materiais dúcteis, onde a energia de fratura é algumas ordens de grandeza maior que a energia superficial, as equações de Griffith não se aplicam (FORTES, 2003).

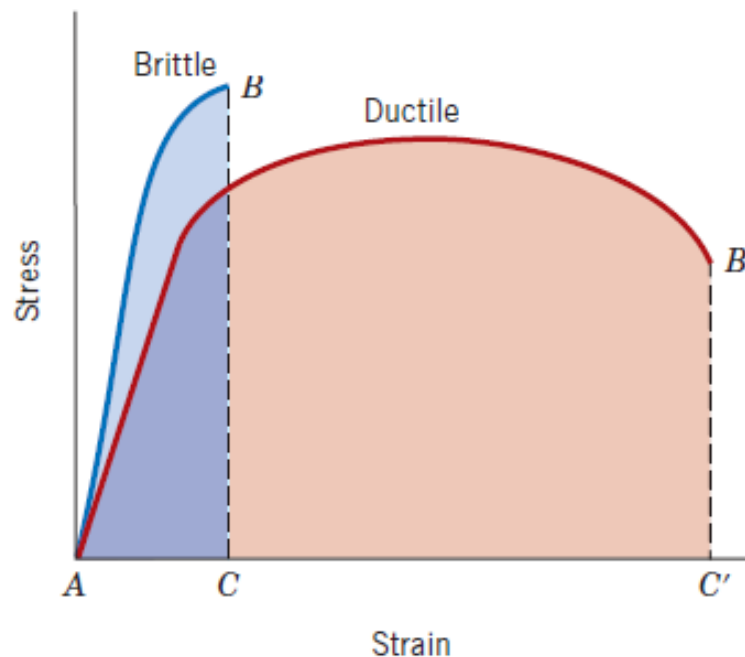
2.3 FUNDAMENTOS DA FRATURA

O conceito de fratura consiste na separação de um corpo em 2 ou mais pedaços em resposta a uma tensão estática imposta, de tração, compressão, cisalhamento ou torção, e a temperaturas significativamente inferiores à temperatura de fusão do material (CALLISTER, 2007).

Para materiais na engenharia, são possíveis dois modos de fratura: dúctil e frágil. A classificação está baseada na habilidade de um material em experimentar uma deformação

plástica. Os materiais dúcteis apresentam uma deformação plástica substancial com grande absorção de energia antes da ocorrência da fratura, enquanto que materiais frágeis exibem normalmente pouca ou nenhuma deformação plástica com baixa absorção de energia. Porém, vale salientar que os termos “dúctil” e “frágil” são relativos, dependendo da situação da fratura (CALLISTER, 2001).

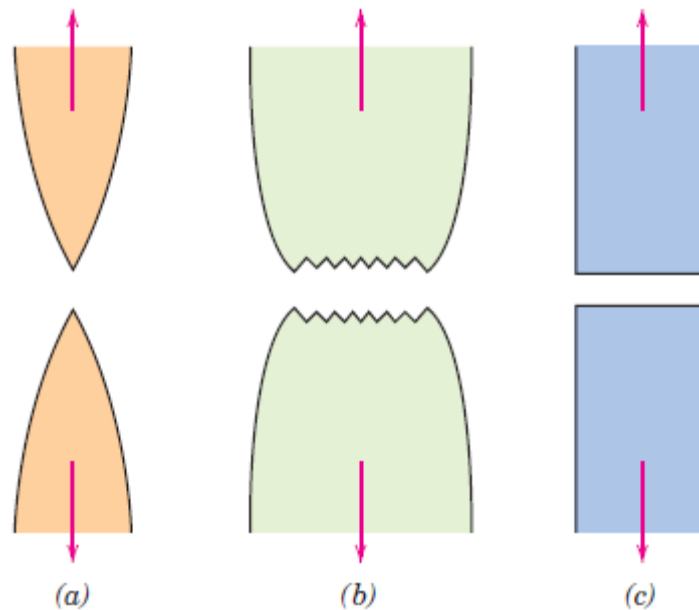
Figura 7 - Representação esquemática do comportamento de materiais carregados até a fratura



Fonte: (CALLISTER, 2007)

Em suma, o processo de fratura é caracterizado por duas etapas em resposta à imposição de uma tensão, a formação e a propagação de trincas, em que o tipo de fratura, dúctil ou frágil, é dependente do mecanismo de fratura. Na fratura dúctil ocorre uma extensa deformação plástica vizinhança de uma trinca, resultando em um crescimento lento da trinca, com baixa taxa de propagação, caracterizando um processo estável de trinca. Já na fratura frágil, as trincas podem se espalhar de maneira extremamente rápida, com alta taxa de propagação, acompanhada de pouca deformação plástica, caracterizando um processo instável da trinca (CALLISTER, 2007).

Figura 8 - a) Fratura altamente dúctil; b) Fratura moderadamente dúctil com pouca deformação plástica; c) Fratura altamente frágil



Fonte: (CALLISTER, 2007).

2.3.1 Mecanismos de Fratura

Os mecanismos de fratura são características microscópicas e macroscópicas observadas nas superfícies de fratura que trazem informações tanto em relação ao material quanto ao tipo de carregamento, sendo de grande valia para compreensão do comportamento da fratura. Assim sendo, é possível relacionar o tipo de carregamento com os mecanismos formados na superfície de fratura.

2.3.2 Fratura Dúctil

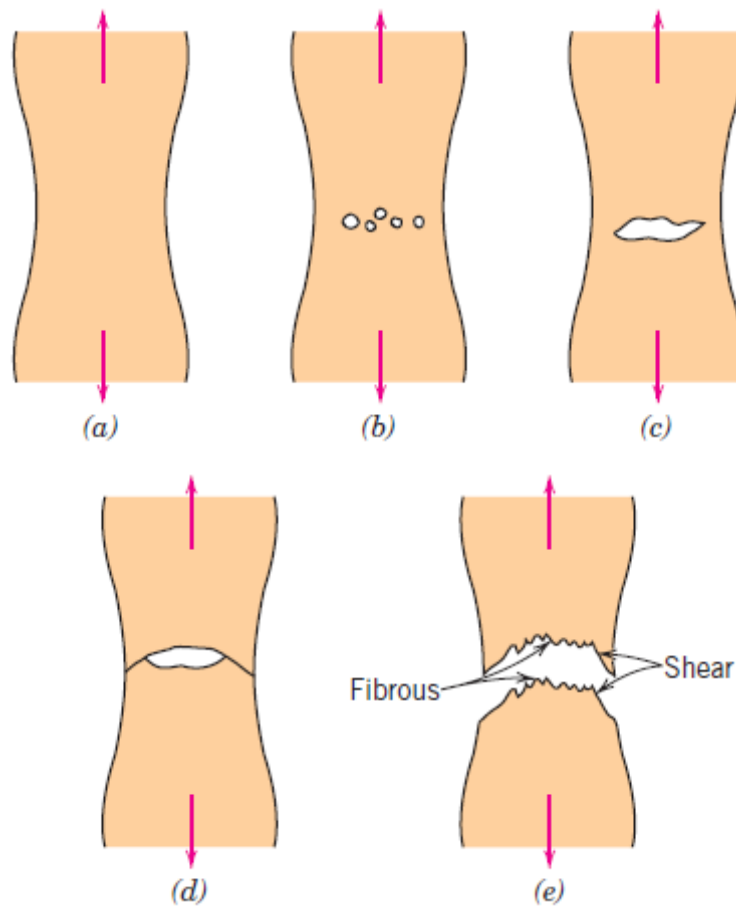
Fratura em um material dúctil ocorre logo após quando em um ensaio de tração o máximo carregamento é alcançado e um pescoço, uma redução de área do corpo de prova, é formado. Em suma, a fratura dúctil é associada a uma grande absorção de energia e deformação plástica (ANDERSON).

Os estágios comumente observados na fratura dúctil sob tração são (CALLISTER, 2007):

- a) Formação de pequenas cavidades ou microvazios.

- b) Aumento em tamanho dos microvazios, que se unem e coalescem para formação de uma trinca elíptica.
- c) Crescimento da trinca em direção perpendicular do carregamento pela coalescência de microvazios.
- d) Rápida propagação de uma trinca ao redor do perímetro do pescoço ao redor do perímetro externo do pescoço.
- e) Finalmente, fratura final com divisão em duas ou mais partes.

Figura 9 - Processo de fratura em materiais dúcteis: a) Estricção; b) Formação dos dimples; c) Coalescência dos dimples; d) Propagação da trinca e) Fratura final.



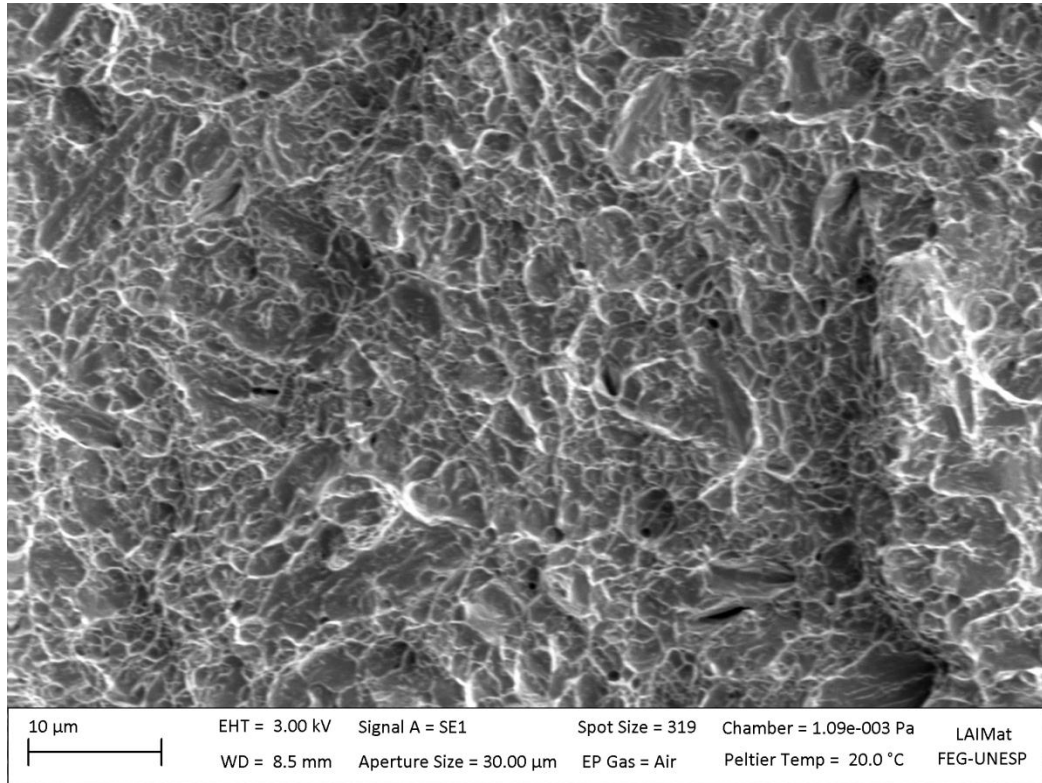
Fonte: (CALLISTER, 2007).

A superfície de fratura apresenta uma aparência irregular e fibrosa, o que indica a ocorrência de deformação plástica (CALLISTER, 2007).

A alta energia de deformação característica do processo de formação da fratura dúctil está associada à formação de alvéolos, também chamado de dimples, na superfície de fratura,

originados a partir da nucleação dos microvazios, associados à presença de precipitados, inclusões e contornos de grão (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

Figura 10 - Aspecto microscópico da ruptura dúctil (Zeiss EVO LS-15, DMT, FEG-UNESP)



Fonte: Autor

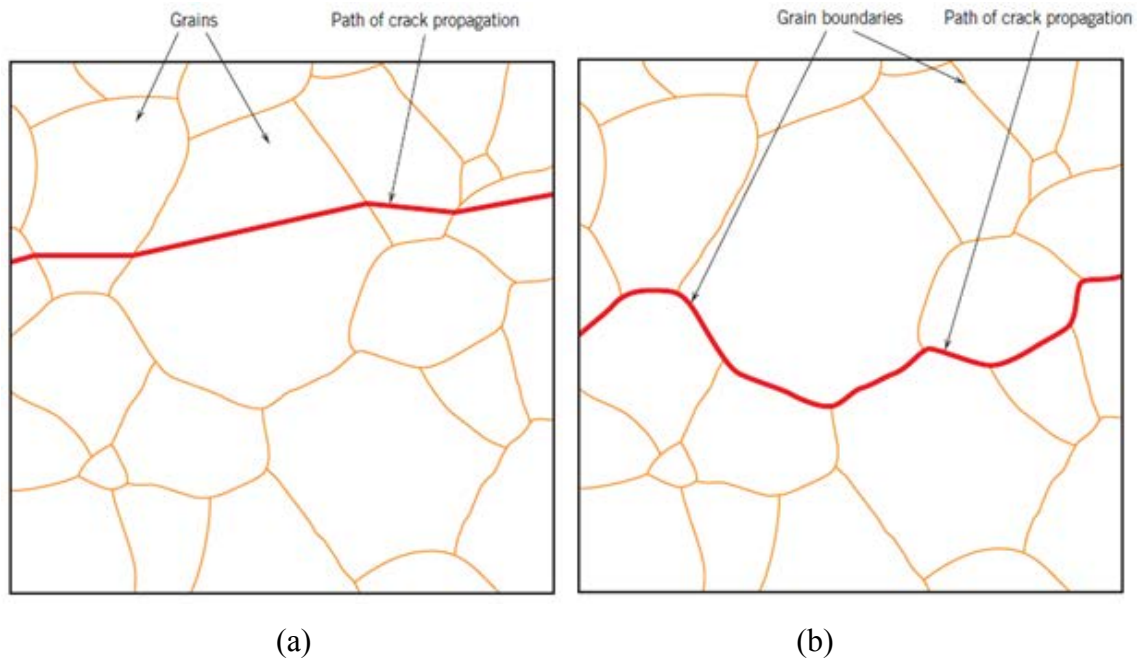
2.3.3 Fratura Frágil

Devido à alta propagação da trinca, a fratura frágil ocorre sem qualquer deformação apreciável, em que a direção de propagação da trinca está muito próximo de ser perpendicular à direção de aplicação da tensão de tração, produzindo uma superfície de fratura relativamente plana. As superfícies de fratura de materiais que falharam desta forma terão seus próprios padrões de distinção, sendo que quaisquer sinais de deformação plástica generalizada estarão ausentes (CALLISTER, 2001).

A propagação da trinca na fratura frágil ocorre pela quebra sucessiva e repertida de ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos específicos, em um tipo de fratura chamado de transgranular ou clivagem, pois as trincas passam através dos grãos. Porém em algumas ligas, a propagação de trincas se dá ao longo dos contornos de grãos, caracterizando o

tipo de fratura transgranular, resultando de processos que enfraquecem ou fragilizam as regiões dos contornos dos grãos (CALLISTER, 2007).

Figura 11 - Esquema Fratura Frágil: a) Fratura Transgranular: propagação da trinca através do interior dos grãos, b) Fratura Intergranular: propagação da trinca ao longo do contorno de grão



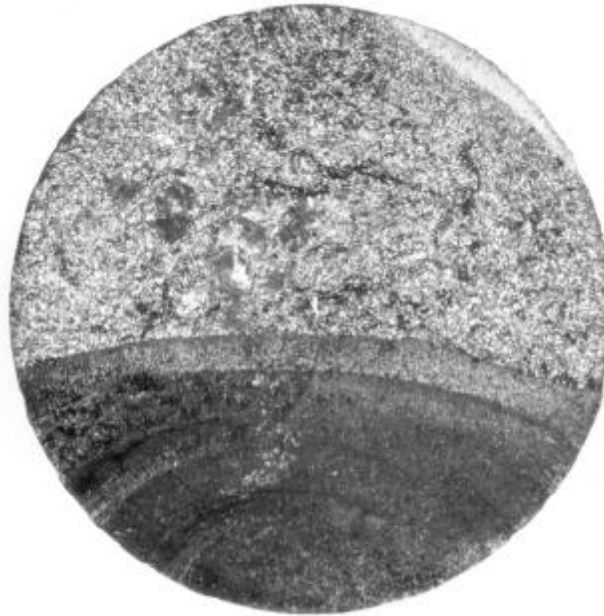
Fonte: (CALLISTER, 2007).

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 tem ganhado respaldo em pesquisas científicas, pois se estima que 90% das falhas de componentes metálicos sejam por processos de fadiga.

Pode-se observar um exemplo de fadiga na figura 12, em que o eixo de um vagão fraturou por estresse unilateral pulsátil, onde ficam evidentes as “marcas de praia”, causadas pelo carregamento cíclico combinado com a ação ambiental.

Figura 12 – Fratura por Fadiga em um eixo de vagão por estresse unilateral pulsátil



Fonte: (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

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 voo. 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 13 pode-se observar um acidente com um Boeing 737 da Aloha devido a uma fratura por fadiga ocasionada por corrosão.

Figura 13 – Fratura por fadiga na fuselagem de um boeing 737



Fonte: pt.wikipedia.org/wiki/Voo_Aloha_Airlines_243

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 3 estágios:

- 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 ao 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 14), porém isto não é observado em materiais com microestrutura complexa, pois nestes casos a fratura apresenta um relevo altamente segmentado.

Figura 14 – Morfologia característica do estágio II do processo de fadiga



Fonte: (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

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 13 obtida a partir de um microscópio eletrônico de varredura.

Diversos fatores influenciam na propagação da trinca, porém os principais são: microestrutura do material, meio ambiente e carregamento.

- 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.

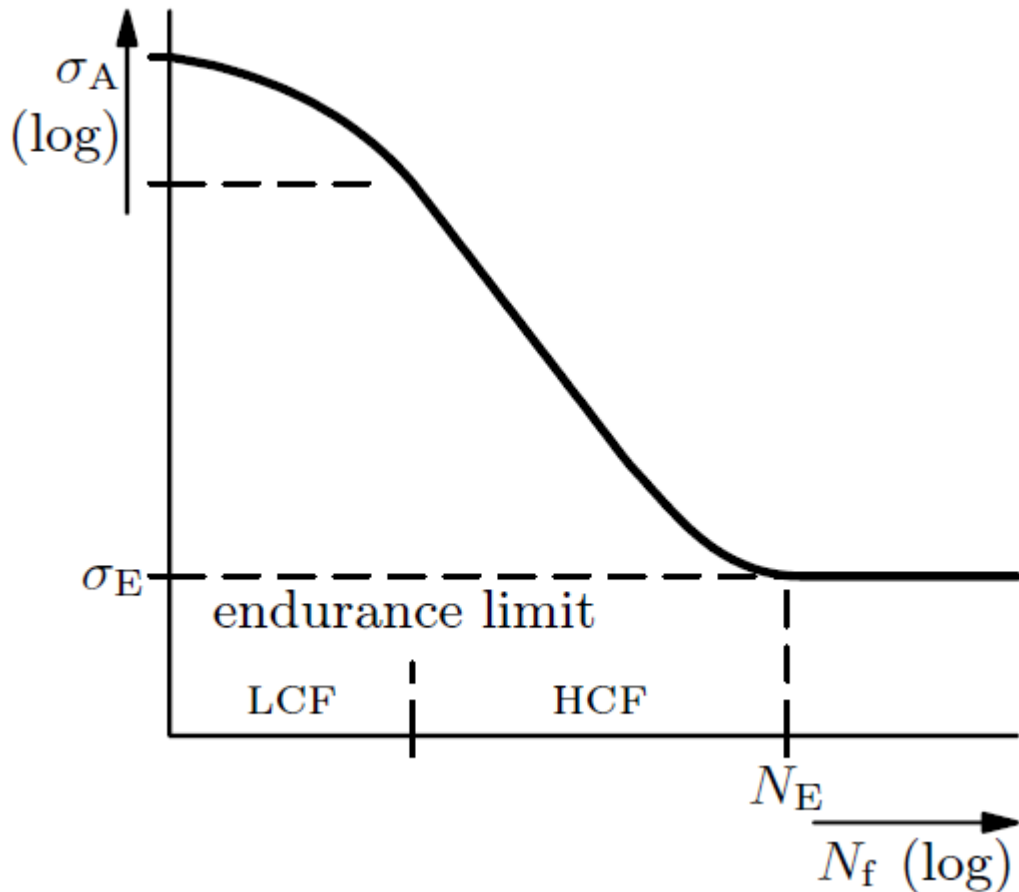
- Carregamento: a taxa de propagação da trinca sofre influência direta da magnitude do carregamento aplicado, assim sendo com o aumento do carregamento aumenta-se a taxa de propagação da trinca.

2.4.1 Curvas S-N

Um método básico para apresentação de dados experimentais de fadiga é a curva S-N, onde S corresponde a tensão e N ao número de ciclos.

Na figura 15 pode-se observar um exemplo de curva S-N (COLIM, 2006).

Figura 15 – Curva S-N de um ensaio de fadiga em modo I



Fonte: (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Através do gráfico 2 é possível identificar 2 regiões divididas em:

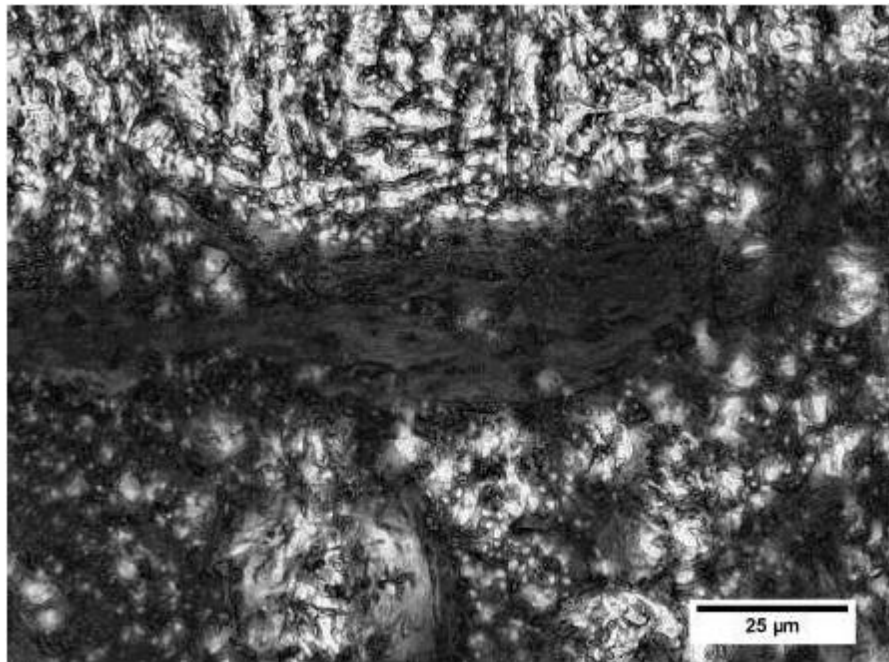
- Região de fadiga de baixo-ciclo ($N < 10^4$);
- Região de fadiga de alto-ciclo ($N > 10^4$);

Para alguns materiais empregados em engenharia, a curva S-N 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 a fadiga.

2.5 ZONA DE ESTIRAMENTO

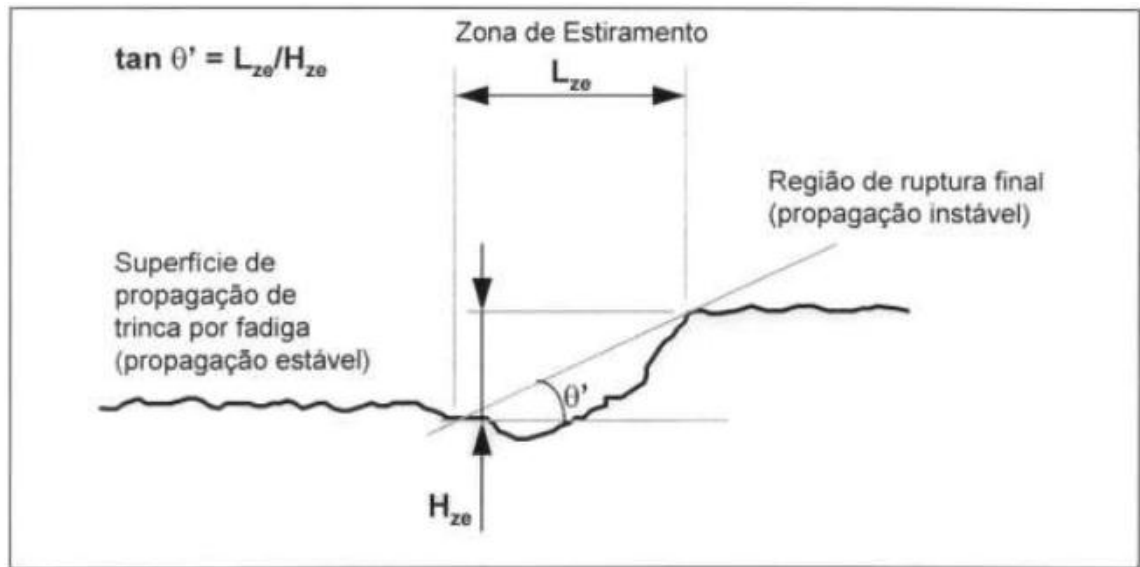
A zona de estiramento é uma região de processo na superfície de fratura, delimitada pelo fim da superfície de propagação de trinca por fadiga, de um lado, e o começo da região de fratura final do outro lado. Na prática, representa a fronteira entre a propagação e a ruptura de um processo de fratura por fadiga, sendo a descrição fractográfica do embotamento antes da propagação instável da trinca.

Figura 16 – Região da zona de estiramento de uma amostra de aço 15-5 PH fraturada à -100°C



Fonte: (CALTABIANO, 2011)

Figura 17 – Definição da zona de estiramento



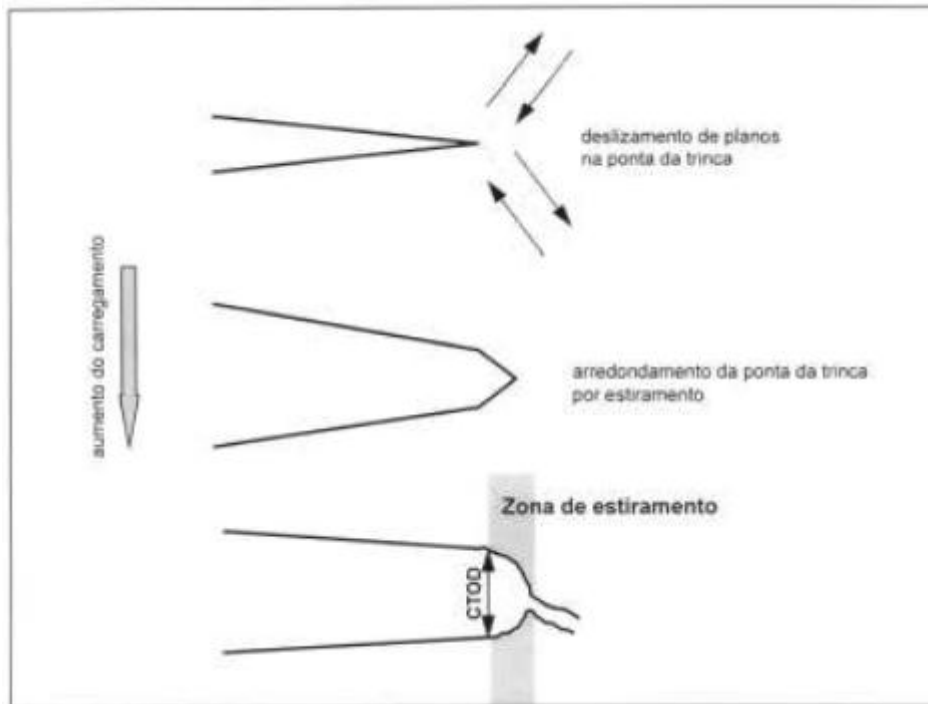
Fonte: (HEIN, 1996).

2.5.1 Formação da Zona de Estiramento

O processo de formação da zona de estiramento pode ser descrito em três etapas (HEIN, 1996), como pode ser visto na figura 18:

- À partir do carregamento, a abertura da trinca é provocada, induzindo um campo de tensões na ponta da mesma. Este processo resulta em deformação plástica que arredonda a ponta da trinca por estiramento, com formação de micro vazios.
- A zona de estiramento continua crescendo e os vazios aumentam até uma condição crítica de tenacidade à fratura. A ductilidade do material é fator que determina o limite de crescimento da zona de estiramento.
- Atendendo a condição crítica, a trinca propaga de forma instável por coalescimento de vazios, formando uma superfície de fratura.

Figura 18 – Formação da zona de estiramento no arredondamento da ponta da trinca



Fonte: (HEIN, 1996).

2.6 FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA

O conceito de fractografia quantitativa abrange a análise da superfície visando a compreensão da sua geometria e, ao mesmo tempo, relacioná-la às características microestruturais do material, contendo informações do processo de fratura. Porém, o foco de estudo deste assunto é a caracterização quantitativa da geometria dos mecanismos atuantes na superfície de fratura (ANTOLOVICH, 1990).

Assim sendo, a fractografia quantitativa relaciona-se à caracterização de superfícies de fratura através da análise de parâmetros como rugosidade e dimensão fractal, podendo obter a sua relação com as propriedades mecânicas do material na análise de fraturas (OLIVEIRA, 2012).

2.7 GEOMETRIA FRACTAL

A geometria euclidiana, estudada por físicos e matemáticos, descreve os objetos como contínuos, lineares e planos, mas na natureza, nem sempre encontramos objetos assim. Os objetos na natureza apresentam alta complexidade e descontinuidades.

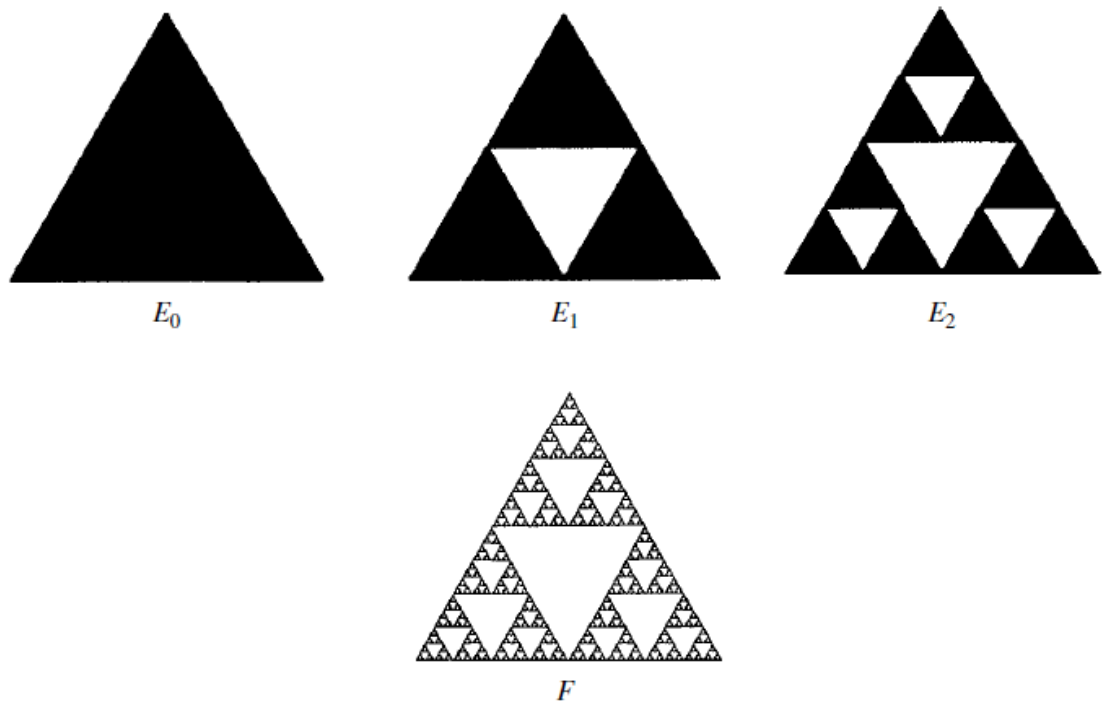
Na busca de palavras para descrever estes objetos, foi descoberto o termo “fractal”, a fim de caracterizá-los. O termo “fractal” foi desenvolvido pelo matemático francês Benoît Mandelbrot para descrever estes perfis irregulares e fragmentos, no qual permite levar em conta o grau de regularidade de organização estrutural relativo ao comportamento físico do sistema (LOPES, BETROUNI, 2009).

Uma característica especial da geometria fractal e de grande importância para descrever perfis, é a AUTO-SIMILARIDADE, que demonstra cada parte do objeto como sendo a mesma para diferentes escalas de investigação, ou seja, a geometria tem comportamento isotrópico e independente da ampliação (CAMPOS, 2010).

Exemplos que caracterizam a geometria fractal são: o Triângulo de Sierpinski e o floco de Von Koch (FALCONER, 1990), ambos apresentando o perfil de auto-similaridade:

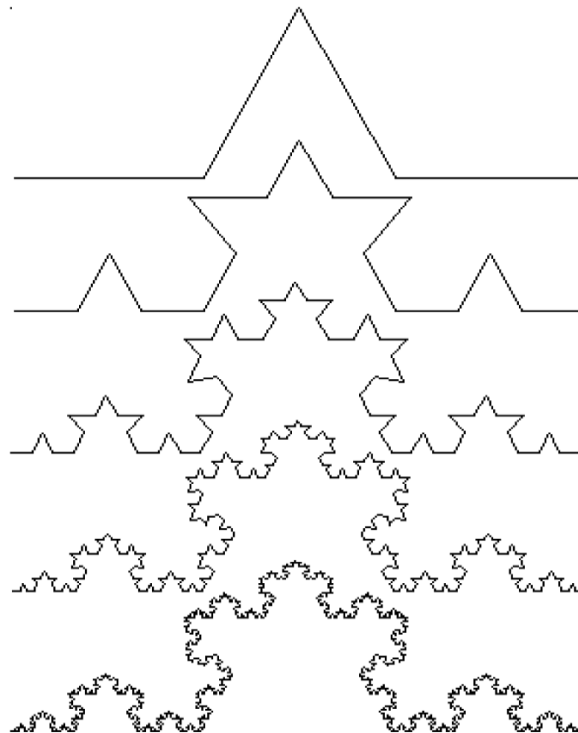
- O Triângulo de Sierpinski é obtido pela repetida pela remoção de triângulos equiláteros invertidos de um triângulo equilátero inicial (figura 19).
- O Floco de Von Koch mostra que as irregularidades observadas em pequena escala são refletidas em todas as escalas, mas no entanto, esta estrutura resulta de uma construção simples (figura 20).

Figura 19 – Triângulo de Sierpinski



Fonte: (FALCONER, 1990)

Figura 20 – Floco de Von Koch



Fonte: (FALCONER, 1990)

2.7.1 Dimensão Fractal

No caso da geometria não-euclidiana (geometria fractal), a dimensão fractal pode ser determinada por um número decimal que excede a dimensão euclidiana. Ela tem finalidade de quantificar as diferentes formas fractais (LOPES, BETROUNI, 2009).

O valor de dimensão fractal estará entre $D_f = 1$ (que na geometria euclidiana caracteriza uma reta) e $D_f = 2$ (que é a dimensão euclidiana de superfícies). Tratando-se de superfícies, a dimensão fractal assume valores entre 2 e 3 (que é a dimensão euclidiana para volume).

A característica fundamental dos objetos fractais é que suas propriedades métricas, como comprimento ou área, são uma função da escala de medição (LOPES, BETROUNI, 2009).

Na geometria fractal, o conceito euclidiano de comprimento é controlado por um parâmetro constante.

A dimensão fractal D é definida como a razão logarítmica entre o número N de elementos e a recíproca relação comum (tamanho do elemento) r deste elemento:

$$D = \frac{\ln(N)}{\ln\left(\frac{1}{r}\right)} \quad (6)$$

2.8 FRACTAL MISTO

Estudos na área da fractografia quantitativa, em superfícies de fratura, mostraram que estas não podem ser descritas como um simples fractal, ou seja, por uma única dimensão fractal, pois apresentam similaridade localmente e em uma pequena faixa de ampliação (RUSS, 1994).

Apoiando no conceito de fractais auto-afins, que são estruturas governadas por uma invariância de escala anisotrópica, diferentemente dos fractais auto-similares, percebe-se que as superfícies de fratura não podem ser descritas com uma única dimensão fractal, mas por um número infinito de dimensões fractais (BALANKIN, 1996; STACH et al., 2000).

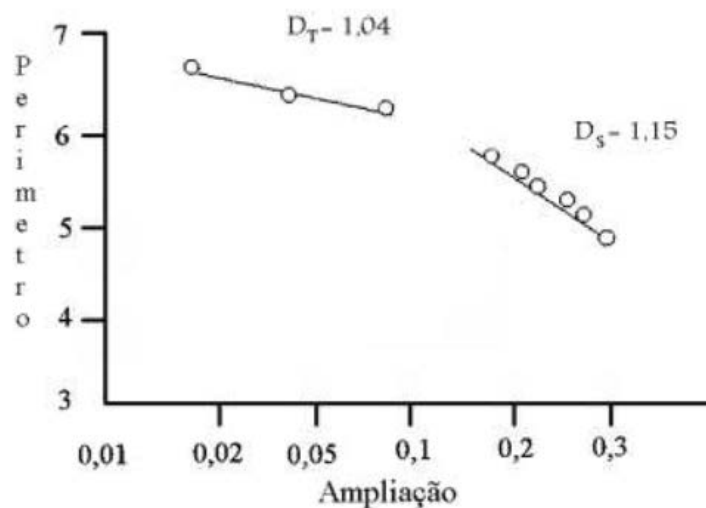
Com base nos conceitos de multifractais, Bryan Kaye desenvolveu alguns trabalhos em que identificou dois segmentos de reta nos gráficos que fazia para cálculo da dimensão fractal. Assim sendo, estes segmentos foram denominados como “textural” e “estrutural”, conforme a posição no gráfico (RUSS, 1994; HOROVISTIZ, 2010):

I. Dimensão “textural”: corresponde à reta que apresenta um menor coeficiente angular, onde a escala de ampliação é pequena e descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície.

II. Dimensão “estrutural”; corresponde à reta que apresenta um maior coeficiente angular, onde os valores da escala são maiores e as características estruturais do material se emergem.

A figura 21 representa o gráfico de fractal mista, caracterizada pela presença de dois segmentos de reta com coeficientes angulares distintos.

Figura 21 – Fractal misto: exemplo de dimensões fractais textural e estrutural



Fonte: (RUSS, 1994).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. AÇO 300M

O aço 300M é um aço multifásico que surgiu como uma revolução tecnológica do aço 4340, com adição de vanádio e um alto teor de silício, que fez com que atingisse níveis de resistência mecânica mais elevados com boa ductilidade. Por ser um aço de alta resistência, é usado em uma série de aplicações industriais em componentes estruturais críticos para veículos espaciais e trens de pouso de aeronaves.

Os elementos químicos que compõem o aço 300M e suas respectivas porcentagens em massa são mostrados na Tabela 1.

Tabela 01 – Composição do aço 300M

Elementos	Fe	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Va	Cu
% massa	94	0,39	0,0005	0,009	1,78	0,76	0,76	1,69	0,4	0,003	0,08	0,14

Por ser um aço multifásico apresenta como fases na sua microestrutura ferrita, bainita, martensita e austenita retida.

Fases como a bainita e a martensita apresentam-se como barreira à movimentação de discordâncias, pois aumentam o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação. Estas fases proporcionam boas propriedades mecânicas aos aços multifásicos e ainda podem retardar ou impedir o crescimento de trincas (ANAZAWA et al, 2006).

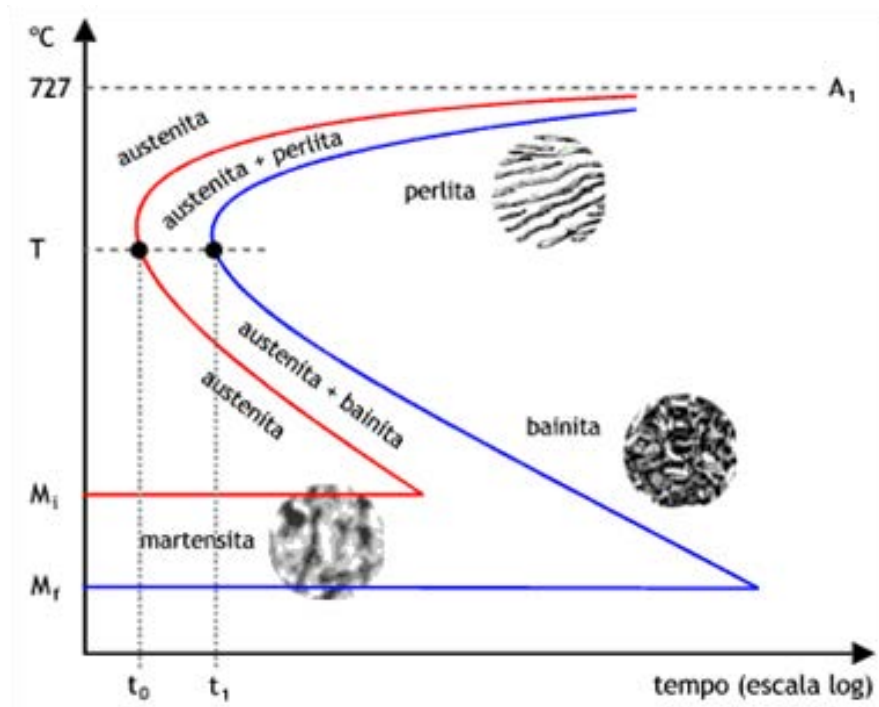
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA

A têmpera refere-se a um resfriamento brusco.

A têmpera consiste na transformação da austenita (Fe- γ) de estrutura CFC (corpo de face centrada) em martensita, de estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado), ou seja, o objetivo do tratamento térmico de têmpera é a obtenção da fase martensítica, que tem como propriedades alta dureza e resistência, mas baixa ductilidade.

A formação da martensita dá-se pela não difusão de carbono na austenita, evitando a formação de ferrita, por isso faz-se um resfriamento rápido. O diagrama TTT indica as regiões de formação das diversas fases.

Figura 22 – Diagrama TTT do aço



Fonte: <http://www.mspc.eng.br/ciemat/aco130.shtml>

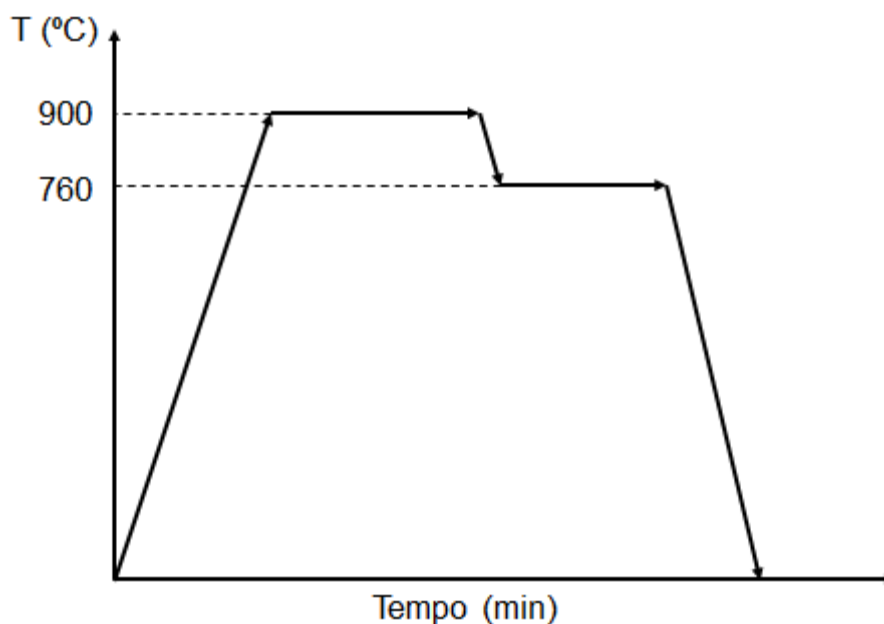
Através do diagrama TTT verifica-se que com o resfriamento rápido (tempo muito pequeno) impossibilita-se a formação das outras fases como a ferrita e a bainita, e com o resfriamento a baixas temperaturas (temperatura ambiente), tem-se a região da fase martensítica (abaixo de 200°C aproximadamente).

Para o controle da taxa de resfriamento, utilizam-se diversos meios de têmpera, com diferentes capacidades de extração de calor (severidade). Os meios de têmpera mais comuns são: água (pura, com adição de sal ou com adição de polímeros), óleo e ar, embora outros meios gasosos possam ser empregados (nitrogênio, hélio, argônio, etc.).

No projeto em questão o tratamento de têmpera para o aço 300M terá como procedimento (ANAZAWA et al, 2006):

- a) Aquecimento acima da temperatura de austenitização, até 900°C, mantendo por 20 minutos.
- b) Transferência para outro a 760°C por 10 minutos.
- c) O material será resfriado bruscamente em óleo.

Figura 23 – Processo de Têmpera



Fonte: Autor

3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO – ASTM E8M

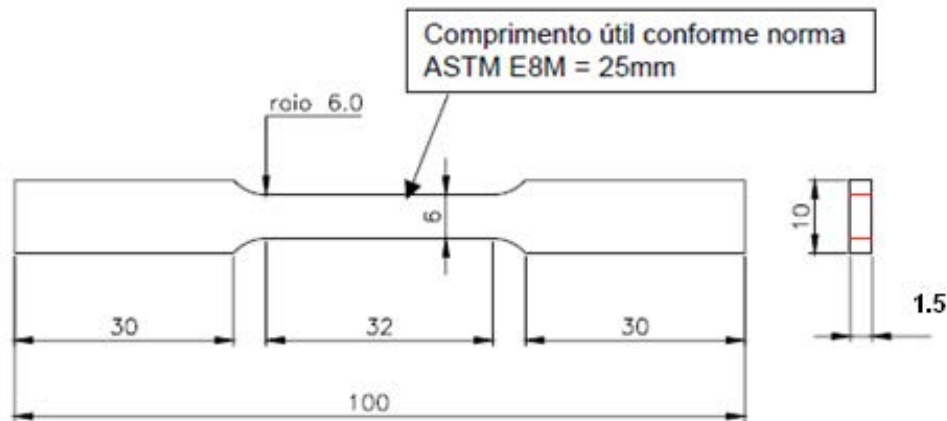
O ensaio de tração é o mais utilizado dentre os ensaios disponíveis para avaliação das propriedades mecânicas dos materiais, pois é um tipo de ensaio simples e de realização rápida, além de fornecer informações importantes na confecção de projetos de engenharia.

O ensaio de tração consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em corpo-de-prova específico até a ruptura (GARCIA;, SPIM;, SANTOS., 2000).

O teste tem como resultado a variação no comprimento como função da carga, para obtenção da curva tensão versus deformação que fornece dados quantitativos das características mecânicas dos materiais. Entre as principais estão: o limite de resistência à tração, limite de escoamento, módulo de elasticidade, alongamento, módulo de tenacidade, módulo de resiliência, ductilidade, coeficiente de encruamento e coeficiente de resistência.

Neste trabalho, o ensaio de tração será realizado para obtenção dos valores de tensão de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento e módulo de elasticidade, devido a realização do tratamento térmico de têmpera, para realização do ensaio de determinação da taxa de crescimento da trinca por fadiga. Serão utilizados 4 corpos-de-prova sub-size, com espessura de 1,5 mm, segundo norma ASTM E8M.

Figura 24 – Corpo-de-Prova de Tração sub-size com 1,5 mm de espessura



Fonte: Autor

A máquina de ensaios utilizada é da marca Shimadzu AG-X, com célula de 50kN, com fixação manual do corpo de prova, tendo o seu controle e aquisição de dados feito através de software. Os corpos de prova utilizados foram usinados na própria universidade, no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT).

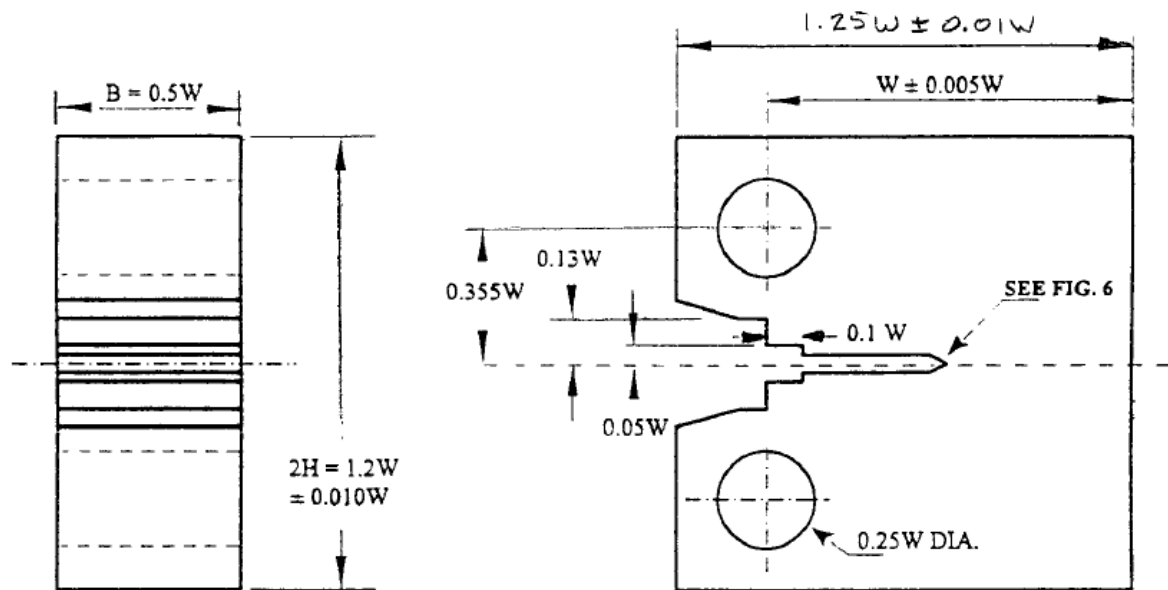
3.4 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – ASTM E1820

Este método abrange os procedimentos e diretrizes para a determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos usando os seguintes parâmetros: K, J e CTOD (δ).

A tenacidade à fratura é determinado de acordo com o modo I de abertura da trinca (tração).

Neste ensaio foi utilizado o modelo de corpo de prova C(T) normalizado pela ASTM E1820 (figura XXX), tendo o seu procedimento dividido em duas etapas. Primeiramente, foi realizada a nucleação da pré-trinca com razão de carga igual a 0,2, com posterior abertura da ponta da trinca, utilizando um extensômetro para aquisição dos dados.

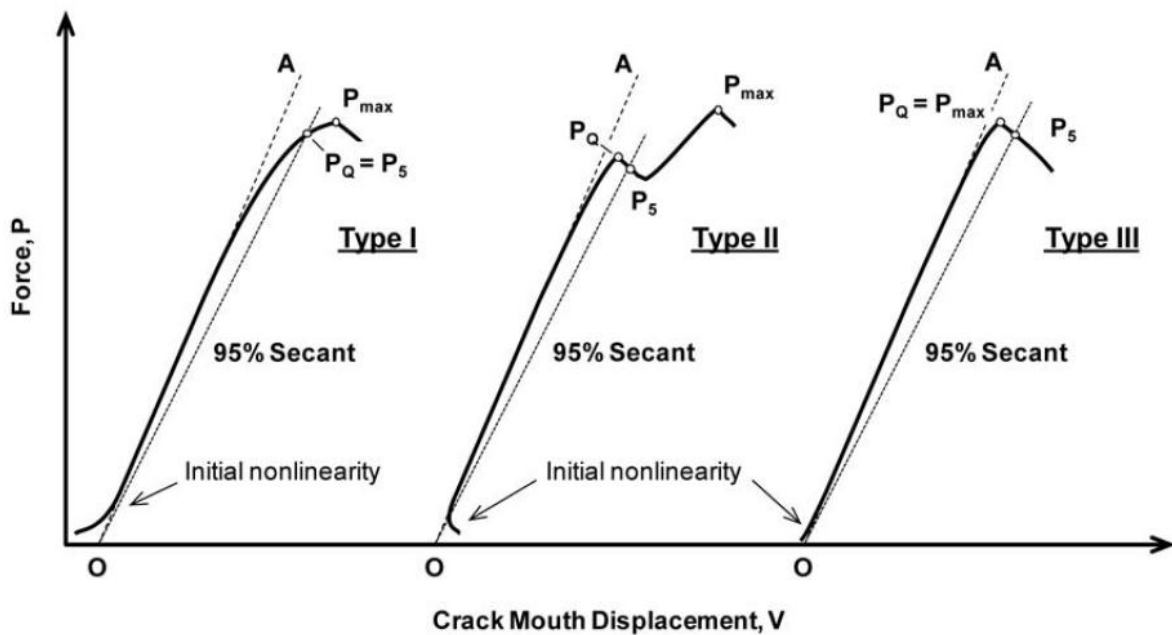
Figura 25 – Ilustração do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade à fratura



Fonte: (ASTM E1820)

Para definição da carga máxima (P_Q) utilizada no cálculo de K , deve-se analisar o comportamento da curva obtida no ensaio, podendo apresentar três tipos diferentes, como visto na figura 26.

Figura 26 – Principais tipos de curvas carga-deslocamento da abertura da ponta da trinca



Fonte: (ASTM E399)

No caso apresentado, as curvas mostraram-se do tipo III, em que P_Q é igual à carga máxima anotada no gráfico.

O cálculo de K para o corpo de prova C(T) foi realizado utilizando as equações descritas na norma ASTM E399, que foi englobada pela ASTM 1820, em que K_Q representa o valor do fator de intensificação da tensão antes da validação das condições críticas (K_{IC}).

Neste método de determinação de tenacidade à fratura, o comprimento total da trinca após o ensaio, que inclui o comprimento do entalhe adicionado da trinca por fadiga, deverá estar 0,45 a 0,55 da largura (W) do corpo de prova. Algumas outras condições dimensionais devem ser respeitadas para valores de K_{IC} , descritas na figura 27

Figura 27 – Condições geométricas de validação dos valores de K_{IC}

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad \frac{P_{max}}{P_5} < 1,1$$

Fonte: (GUIMARÃES, 2008)

Na tabela 2 é apresentada as condições utilizadas na nucleação da pré-trinca no ensaio de tenacidade à fratura, segundo norma ASTM E1820.

Tabela 2 – Condições utilizadas para nucleação da pré-trinca

CDP	σ_e (MPa)	% σ_e	Carga (kN)	Amplitude (kN)	R	F (Hz)
2	798,9	60%	23,94	10,773	0,1	15
3	798,9	40%	15,96	7,182	0,1	15
4	798,9	60%	17,95	8,078	0,1	15
5	798,9	60%	17,95	8,078	0,1	15
6	798,9	60%	17,95	8,078	0,1	15
7	798,9	60%	11,97	5,387	0,1	15
8	798,9	60%	11,97	5,387	0,1	15
9	798,9	60%	11,97	5,387	0,1	15

Nota-se que o corpo de prova de número 1 teve de ser descartado devido a problemas na configuração da máquina no momento do ensaio, causando a sua falha prematura.

Foram utilizados corpos de prova com três espessuras diferentes para um grupo de doze corpos de prova diferentes, procurando entender a variação de espessura neste estudo. Os valores de espessura estão expressos na tabela 3.

Tabela 3 – Valores de espessura dos corpos de prova

CDPs	e (mm)
1 - 3	12,7
4 - 6	19,05
7 - 9	25,4

A máquina utilizada na realização destes ensaios foi a do tipo servo-hidráulica INSTRON 8810, controlado por software, onde a fixação do corpo de prova é manual. Os corpos de prova utilizados neste ensaio, também foram usinados na própria universidade, no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT).

3.5 AQUISIÇÃO DAS IMAGENS

A aquisição das imagens foi realizada no microscópio óptico motorizado Zeiss Axio Imager.Z2m, equipado com uma câmera digital AxioCam ICc3 da marca Zeiss, nas ampliações de 500 e 1000 vezes, com uso de polarização linear e filtro $\lambda/8$.

3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada para visualizar a zona de estiramento, procurando medir a sua largura, além de verificar os mecanismos de fratura presentes nas regiões de fratura, zona de estiramento e fratura final. 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 28 – Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS-15, DMT-FEG-UNESP.



Fonte: (OLIVEIRA, 2012).

3.7 RECONSTRUÇÃO DE IMAGEM POR EXTENSÃO DE FOCO

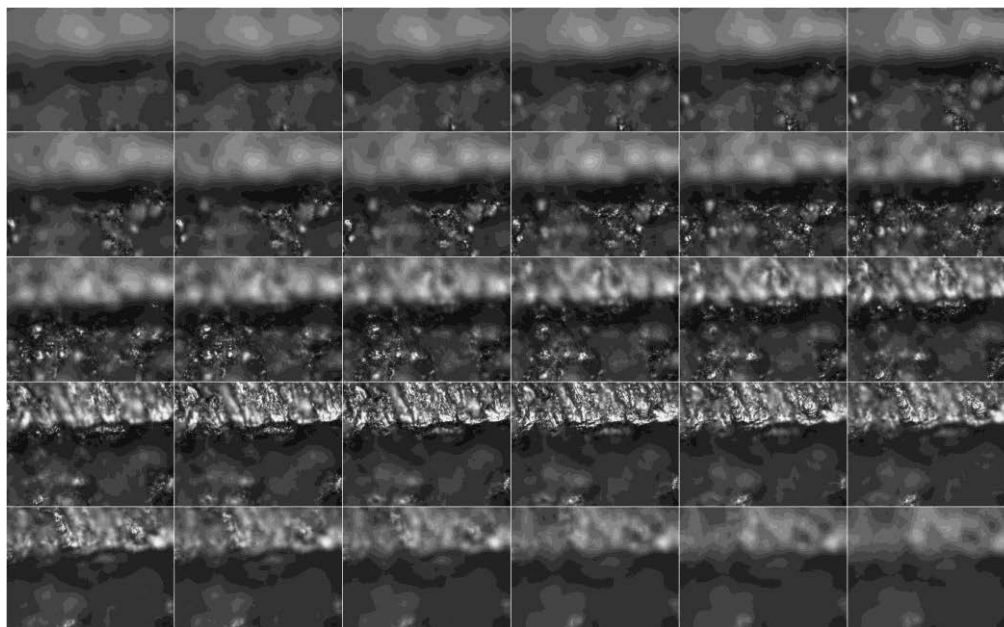
Uma das ferramentas de medição da topografia de superfícies é a reconstrução por extensão de foco na microscopia óptica, que auxilia a análise do comportamento fractal de texturas formadas pelos detalhes de relevo, correspondentes aos mecanismos de fratura atuantes, para o desenvolvimento de uma metodologia 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.

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 em mesma ampliação, obtendo-se pilhas de imagens alinhadas que, após serem processadas digitalmente,

geram uma imagem completamente focada e um mapa topográfico para cada ponto localizado no sentido de propagação da trinca (HOROVISTIZ et al., 2003).

Figura 29 – Pilha de imagens usada na reconstrução por extensão de foco



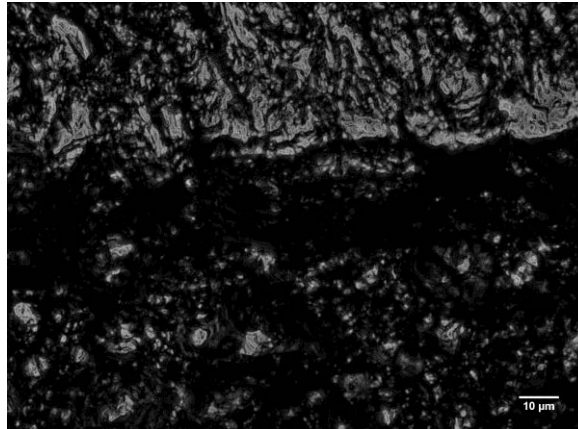
Fonte: Autor

Esta técnica depende de parâmetros como: distância de trabalho, profundidade de foco, abertura numérica 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, como é o caso deste projeto. O programa ainda permite o processamento digital necessário para cálculo da dimensão fractal e medidas de rugosidade.

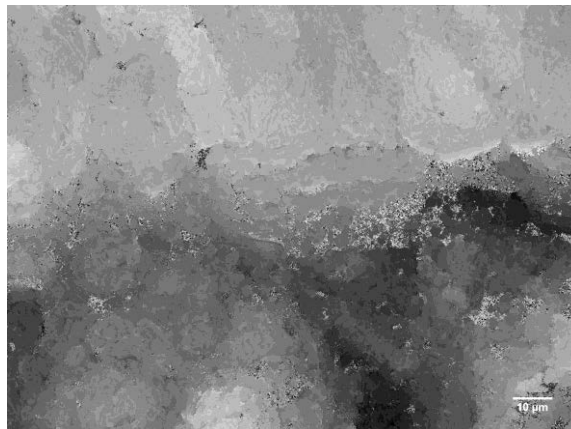
Como já dito acima e mostrado na metodologia, o processo da reconstrução por extensão de foco tem como resultado uma imagem completamente focada (figura 30) e um mapa de elevações (figura 31).

Figura 30 – Imagem completamente focada



Fonte: Autor

Figura 31 – Mapa de Elevações



Fonte: Autor

3.8 CÁLCULO DA DIMENSÃO FRACTAL (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 3 dimensões (R^3), como as superfícies de fratura, utiliza-se uma sobreposição e contagem de cubos.

Assim, o cálculo da dimensão fractal dá-se por:

$$D = - \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(N(r))}{\log(r)} \quad (7)$$

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 (box size) *versus* \log (box count).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração realizado teve por objetivo a obtenção da tensão de escoamento do material após a têmpera. O valor da tensão limite de escoamento do aço 300M obtido foi de **798,9 MPa**.

O ensaio combinou com o que verificamos na literatura para este material, que se trata de um aço de alta resistência e com baixo encruamento.

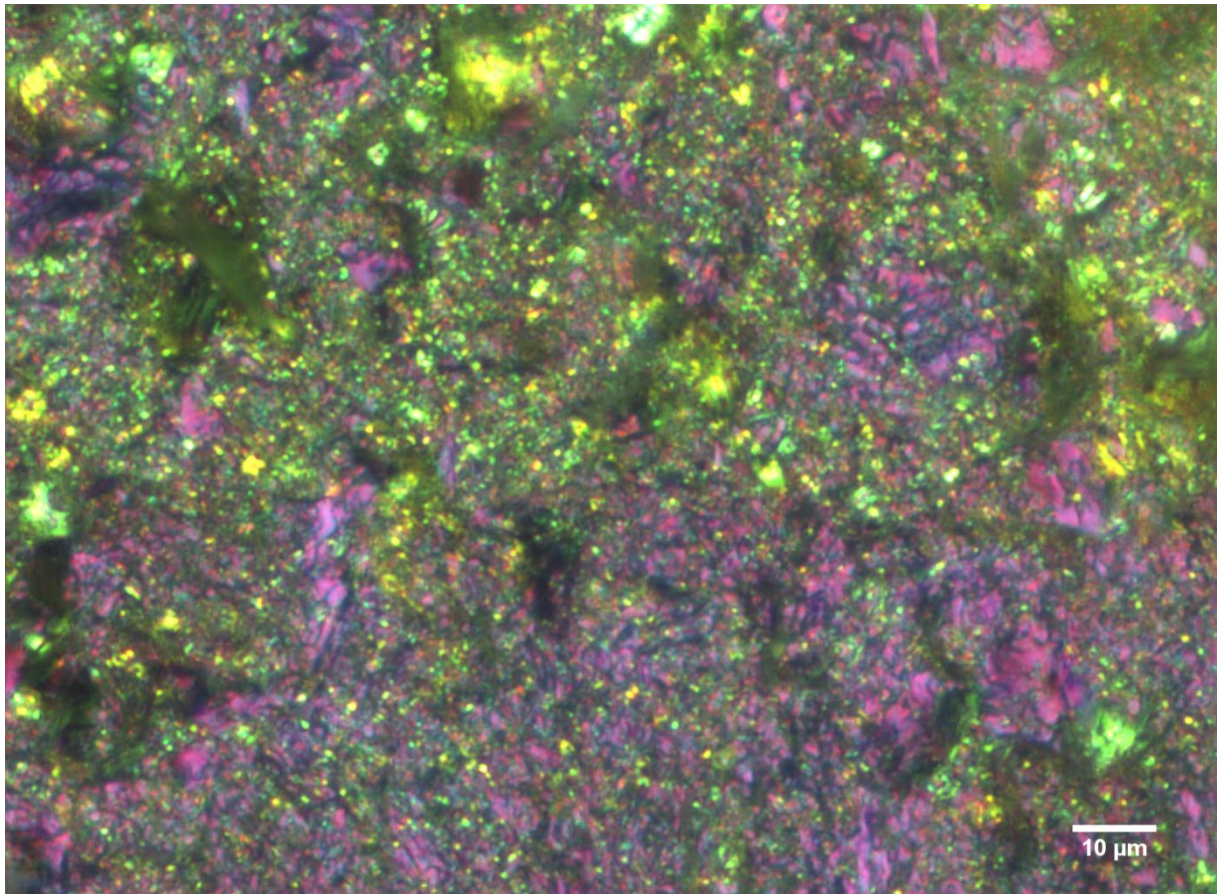
Juntamente ao ensaio de tração, foi realizado o ensaio de dureza para confirmação da têmpera realizada. Antes do tratamento térmico de têmpera, a média dos valores de dureza dos corpos-de-prova medida foi de 25HRC, e após a têmpera a média dos valores de dureza dos corpos-de-prova medida foi de 55HRC, confirmando a eficiência do tratamento de têmpera realizado.

4.2 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Para análise fractográfica considerou-se tanto a microscopia eletrônica de varredura quanto a óptica, com auxílio da técnica de reconstrução por extensão de foco, para que fosse possível concatenar informações provenientes destes dois tipos de análise, contribuindo para uma caracterização mais completa da superfície de fratura.

Primeiramente, no microscópio óptico, pode-se distinguir claramente as superfícies de fratura por fadiga e final, através da diferença de coloração conseguida através da polarização linear, como pode ser observado na figura 32.

Figura 32 – Imagem obtida em microscópio óptico com polarização linear, ampliado em 500 vezes, mostrando a diferença das regiões de fratura

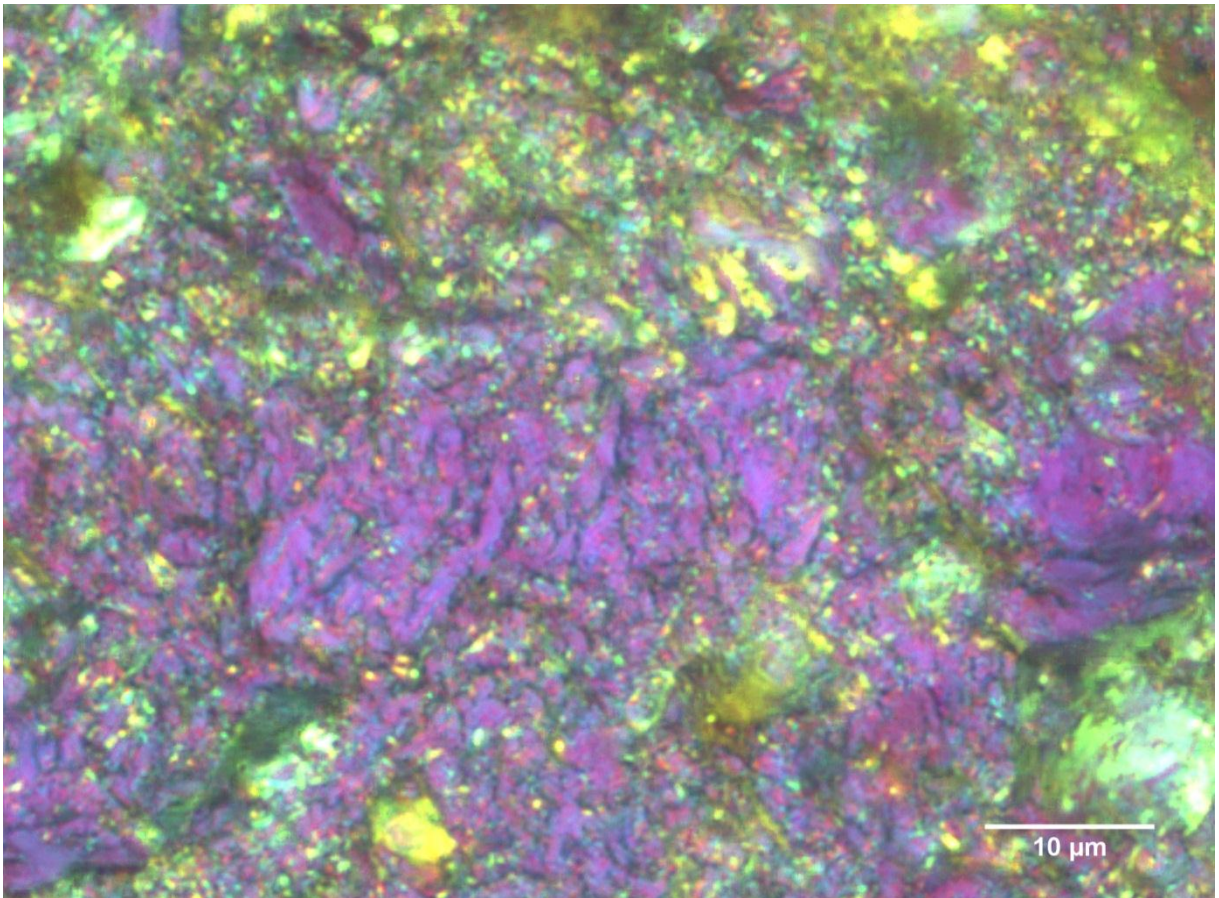


Fonte: Autor

Nesta imagem, a região de coloração rosada identifica a superfície de fratura por fadiga, já superfície de fratura final é identificada pela região de coloração esverdeada. Este efeito ocorre devido à diferença de interação que os mecanismos de fratura tem com a luz polarizada. Portanto, pode-se identificar a presença de diferentes mecanismos nas regiões de fratura.

Na imagem mais ampliada ainda é possível identificar região de transição entre as regiões de fadiga e fratura final, ou seja, a zona de estiramento, observada na figura 33.

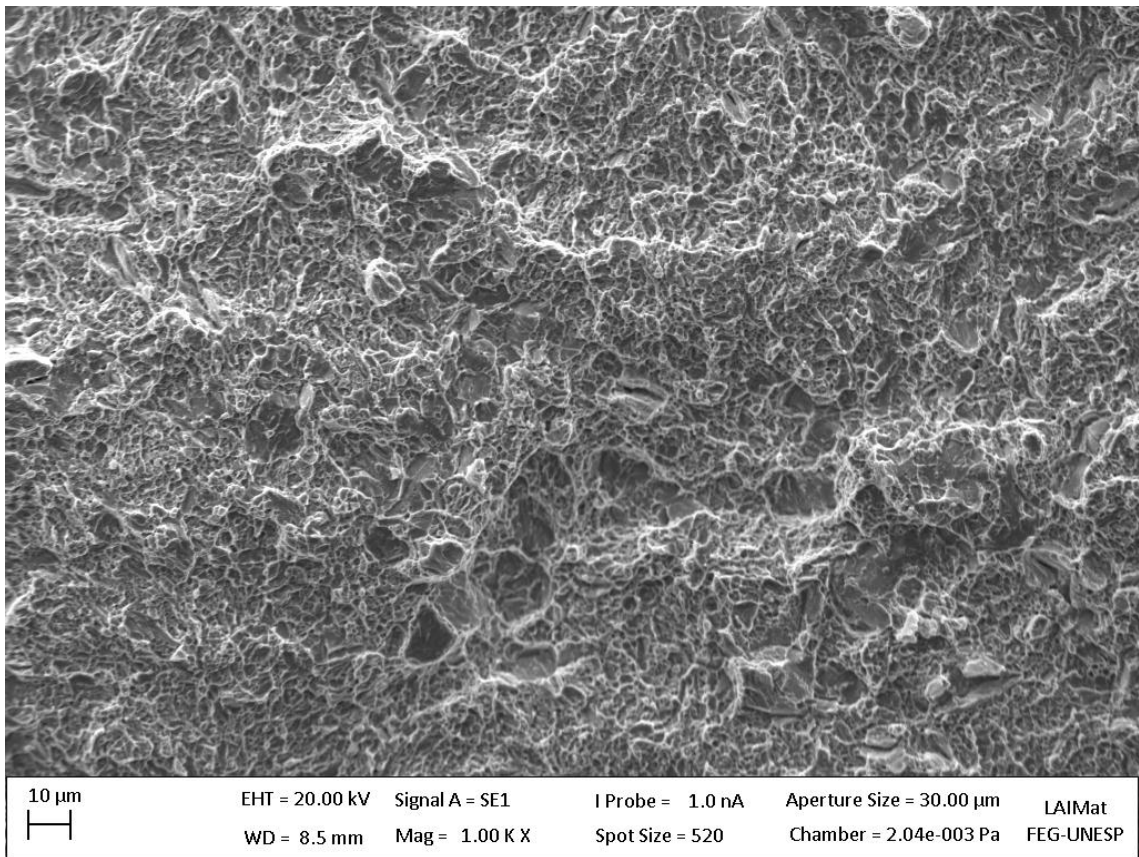
Figura 33 – Imagem obtida em microscópio óptico com polarização linear, ampliado em 1000 vezes, mostrando a zona de estiramento



Fonte: Autor

Na microscopia eletrônica de varredura (MEV), pode-se observar a presença de dimples na região de fratura por fadiga (figura 34). Neste caso a presença de dimples é caracterizada pela natureza do material, devido à presença de lementos de liga que formam precipitados, como é o caso do Si e Ni, associada ao baixo carregamento imposto.

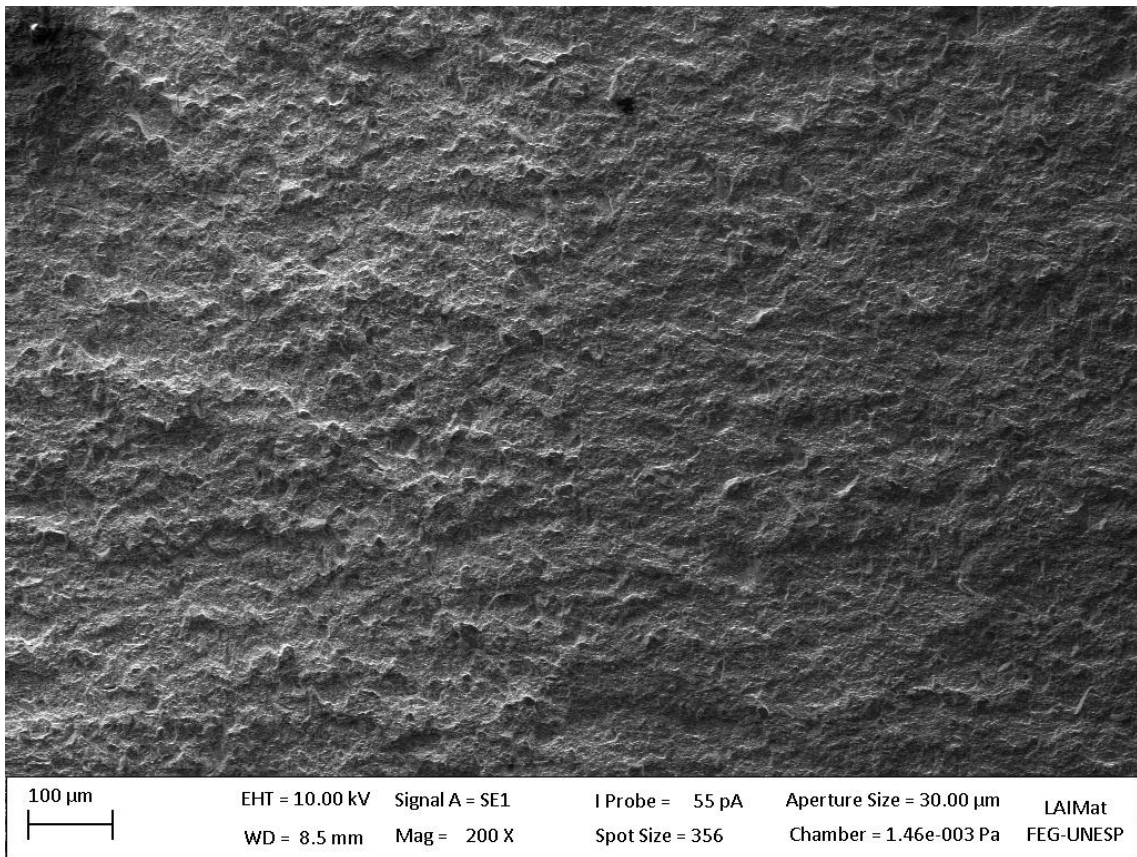
Figura 34 – Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura, com elétrons secundários, ampliado em 1000 vezes, mostrando a região de fratura por fadiga



Fonte: Autor

A distinção de regiões também pode ser observada no MEV, apontando a diferença de mecanismos de fratura (figura 35). Na região de fratura por fadiga há a presença de dimples, como dito anteriormente, e na região de fratura final, há a presença de clivagem, quase-clivagem e fratura intergranular devido à diferença de carregamento entre as regiões.

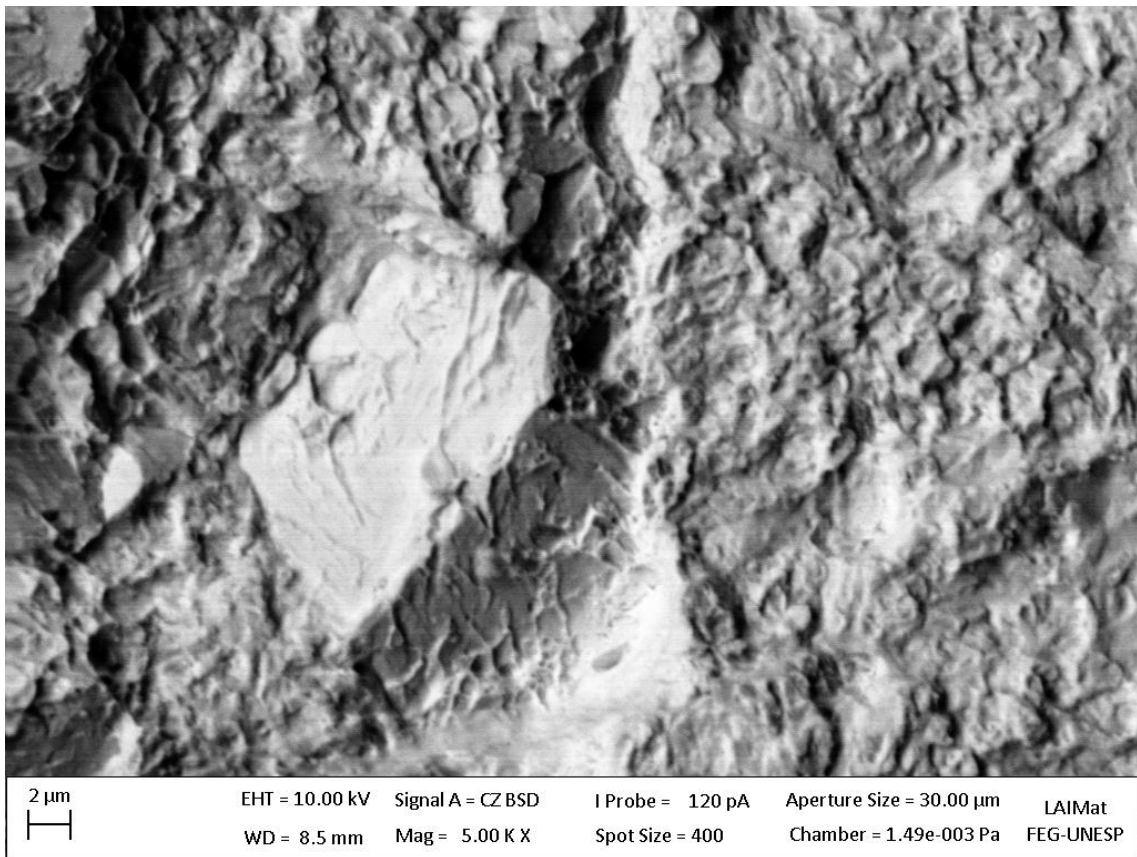
Figura 35 – Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura, com elétrons secundários, ampliado em 200 vezes, mostrando a diferença das regiões de fratura



Fonte: Autor

A zona de estiramento também foi observada no MEV (figura 36), porém não foi possível fazer uma análise mais detalhada, como medi-la por exemplo, por ser muito pequena, visto que o material mostrou-se muito frágil, causando baixa deformação no ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 36 – Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura, com elétrons retroespalhados, ampliado em 5000 vezes, mostrando a zona de estiramento



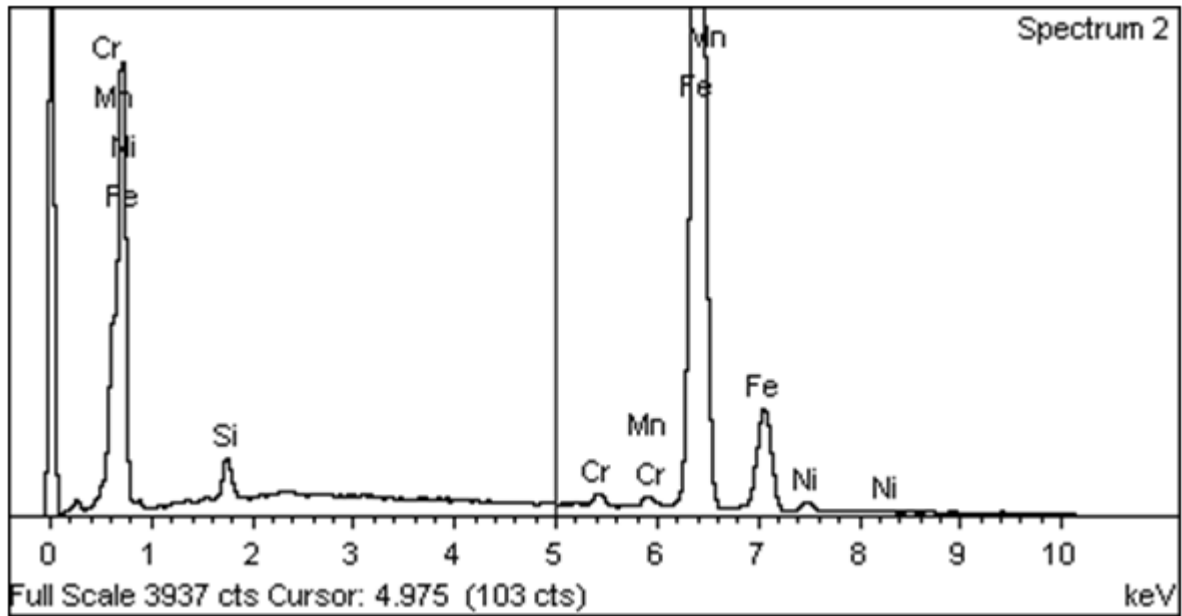
Autor: Autor

4.3 MICRO ANÁLISE POR ESPECTROMETRIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS)

A micro análise por espectrometria de energia dispersiva tem por objetivo a avaliação da composição do material.

O espectro de energia dispersiva (gráfico 2) está alinhado com a descrição literária do material, ressaltando a sua heterogeneidade, além de destacar os elementos que formam precipitados, silício (Si) e níquel (Ni), o que justifica os mecanismos do tipo dimples encontrados na análise fractográfica (vide tabela 4).

Gráfico 1 - Espectro de energia dispersiva do aço 300M



Análise pelo Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMat), do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG-UNESP.

Fonte: Autor

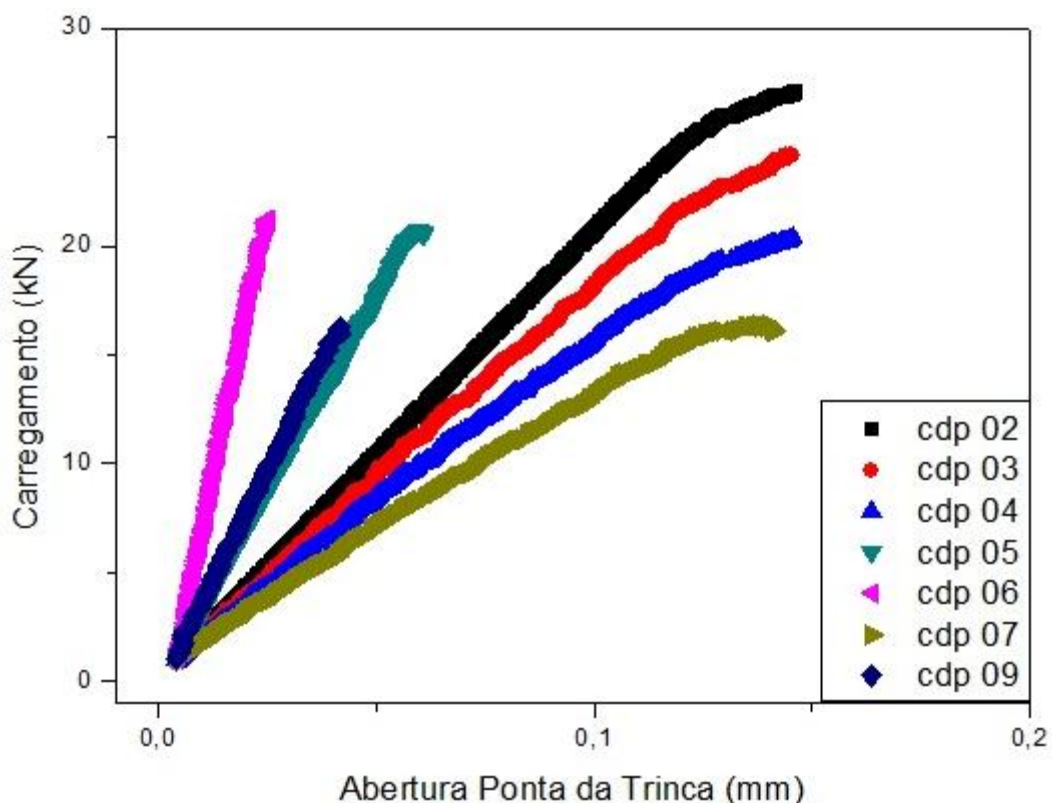
Tabela 4 - Composição aço 300M por EDS

Elemento	% massa	% atômica
Si	1,57	3,08
Cr	0,78	0,83
Mn	0,89	0,89
Fe	94,88	93,44
Ni	1,88	1,76

4.4 RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

O gráfico 2 apresenta as curvas de carregamento *versus* abertura da ponta da trinca. Observa-se como já dito, as curvas obtidas são do tipo III, caracterizando que o material apresenta deformação plástica quase que imperceptível.

Gráfico 2 – Curva carregamento-abertura da ponta da trinca obtidos em ensaio de tenacidade à fratura realizado



Considerando a carga P_Q obtida da curva acima, na tabela 3 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de tenacidade à fratura no modo I, para o aço 300M. Observa-se que os valores críticos de tenacidade (K_C) obtidos não puderam ser validado para K_{IC} , pois em todos os casos os tamanhos de trinca (entalhe + pré-trinca) apresentado conforme as condições apresentadas, segundo norma ASTM E399, visam garantir uma transição dos estados de tensão plana para deformação plana.

Tabela 5 – Valores de K_C do aço 300M

CDP	Espessura (mm)	Largura (mm)	K_C (MPa \sqrt{m})
2	25,40	50,80	55,14
3	25,40	50,80	60,72
4	19,05	50,80	63,05
5	19,05	50,80	64,34
6	19,05	50,80	64,14
7	12,70	50,80	71,16
9	12,70	50,80	71,00

O corpo de prova de número 8 não foi considerado nos resultados devido à falha na configuração da máquina no momento de ensaio, impossibilitando a aquisição de dados.

Observa-se um aumento nos valores de K_C com o diminuição da espessura da amostra, fato esperado devido a relação de comportamento que há entre eles. Nota-se também que o valor absoluto de K_C representa a situação de um material frágil, fato que combina-se das propriedades do material com o tratamento térmico aplicado.

Um valor de K_{IC} retirado da literatura igual à $66 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (DOWNLING, 1993), nos possibilita interpretar que os valores de K_C obtidos para as amostras com 19,05 e 25,40 mm estão próximos à estabilização do valor crítico, mesmo sem a validação para estas condições de pré-trinca, pois o valor obtido para condição de espessura crítica é de 17mm.

Vale ressaltar que, como premissa do trabalho, estava o cálculo de CTOD (δ), porém com o levantamento do comportamento das curvas de carregamento versus abertura da ponta da trinca verificou-se que, nestas condições, o material apresenta qualquer deformação plástica relevante que possibilita-se o cálculo.

4.5 ANÁLISE DA DIMENSÃO FRACTAL NA EXTENSÃO DA ZONA DE ESTIRAMENTO

Para as análises fractográficas foram caracterizadas tanto os valores de monofractal quanto o de multifractal

Para os valores de monofractal (tabela 5), as médias da dimensão fractal não variaram com a espessura, não tendo relação alguma com as propriedades mecânicas do material, contradizendo o diz Mecholsky, em que a dimensão fractal em si mostra-se competente para caracterização de materiais frágeis, como o caso deste estudo.

Tabela 6 - Valores de dimensão monofractal (Df)

Espessura (mm)	Monofractal	Média
25,4	Df	2,7623
19,05	Df	2,7568
12,7	Df	2,7633

Do mesmo modo, a variabilidade (desvio-padrão) dos valores de dimensão fractal variou com a mudança de espessura, como vista na tabela 6, confirmando a resposta obtida para os valores das médias.

Tabela 7 - Valores do desvio-padrão da dimensão fractal

Espessura (mm)	Monofractal	Desvio Padrão
25,4	Df	0,0118
19,05	Df	0,0102
12,7	Df	0,0066

Como visto anteriormente no item 4.3 e na literatura, o valor de espessura apontado como crítico para este material é de, aproximadamente, 17 mm, que foi em alinhamento com os resultados obtidos, mesmo não valendo as condições de validação do valor crítico para tenacidade à fratura. Observa-se que os valores de dimensão monofractal terão uma variabilidade maior na situação crítica para o valor de tenacidade à fratura, ou seja, a variabilidade mostrou-se maior nos corpos-de-prova 19,05 e 24,50 mm (gráficos 3 e 4).

Gráfico 3 - Variabilidade dos valores de dimensão fractal com a mudança de espessura

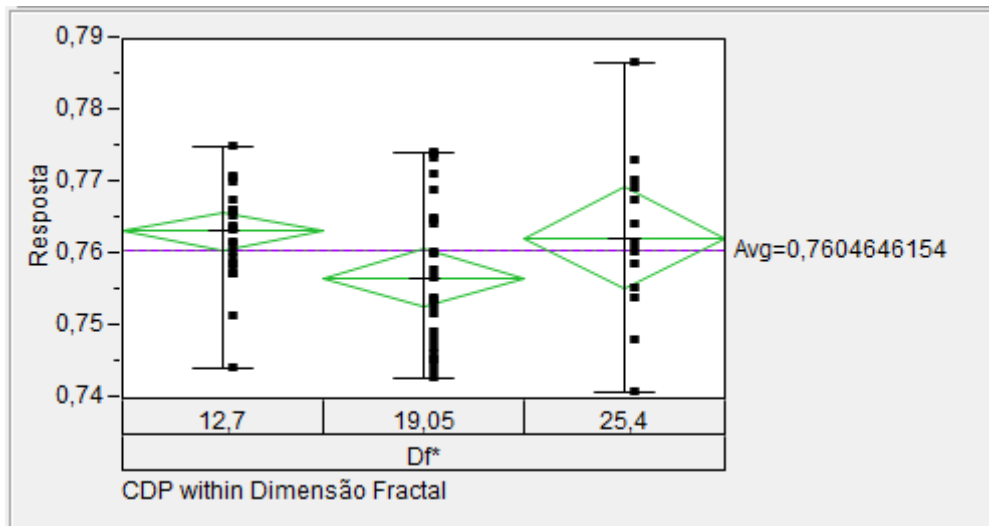
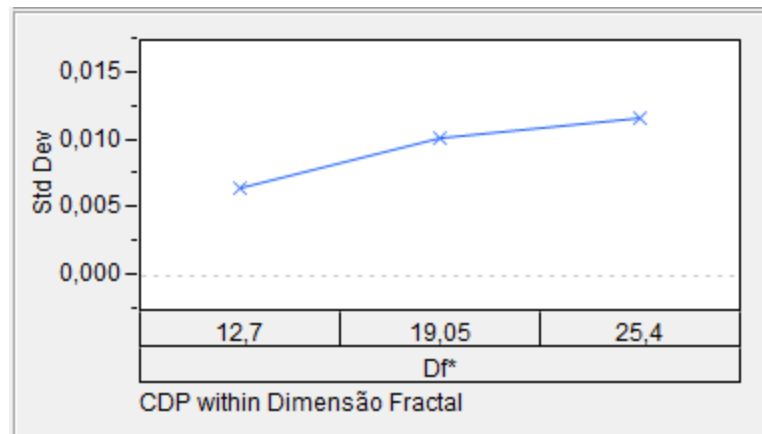


Gráfico 4 - Variação do desvio-padrão com a mudança a espessura para dimensão fractal



Para os valores de fractal misto (textural e estrutural), a mesma análise conduzida para monofractal em relação às médias, pode ser feita (vide tabela 7), em que nenhuma conclusão do comportamento do material pode obtida com a análise dos valores sozinhos.

Tabela 8 - Valores de dimensão textural e estrutural

Espessura (mm)	Multifractal	Média
25,4	Dt	2,6638
	Ds	2,8958
19,05	Dt	2,6599
	Ds	2,8931
12,7	Dt	2,6670
	Ds	2,8992

Em relação ao desvio-padrão, em magnitude, os valores de Dt apresentaram maior variabilidade que os de Ds, porém para ambos os casos, estes valores não tiveram variação relativa com a mudança das espessuras, como pode ser visto na tabela 8.

Tabela 9 - Valores do desvio-padrão da dimensão fractal

Espessura (mm)	Multifractal	Desvio Padrão
25,4	Dt	0,0274
	Ds	0,0093
19,05	Dt	0,0223
	Ds	0,0109
12,7	Dt	0,0241
	Ds	0,0102

O esperado para este trabalho era que fosse possível detectar a mudança dos estados de tensão plana para o de deformação plana, considerando que a variabilidade para dimensão estrutural não seria afetada pela mudança de espessura, como ocorreu (gráficos 5 e 6), porém para a dimensão textural, esperava-se uma mudança que fosse refletida pelo comportamento para tenacidade à fratura do material (gráficos 7 e 8).

Gráfico 5 - Variabilidade dos valores de dimensão textural com a mudança de espessura

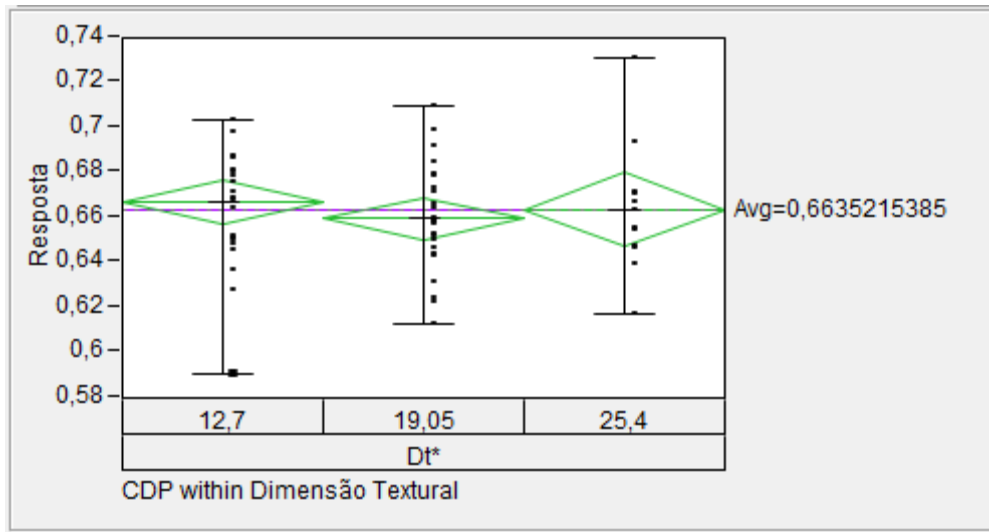


Gráfico 6 - Variação do desvio-padrão com a mudança a espessura para dimensão textural

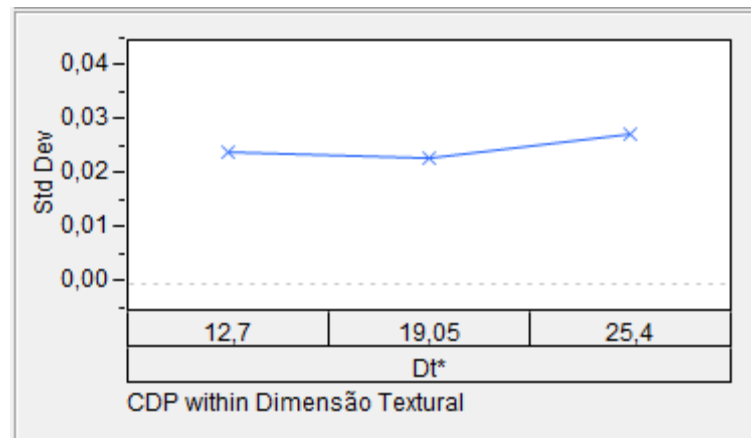


Gráfico 7 - Variabilidade dos valores de dimensão estrutural com a mudança de espessura

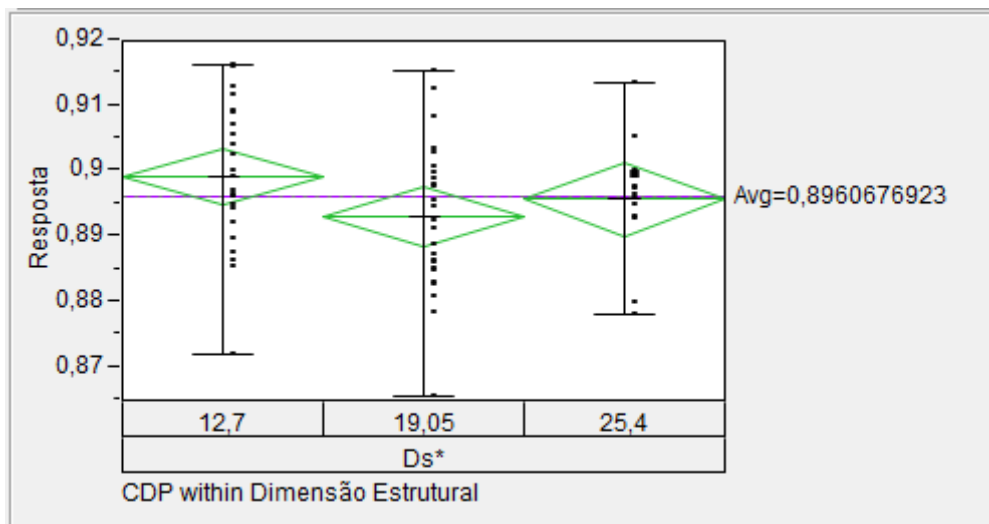
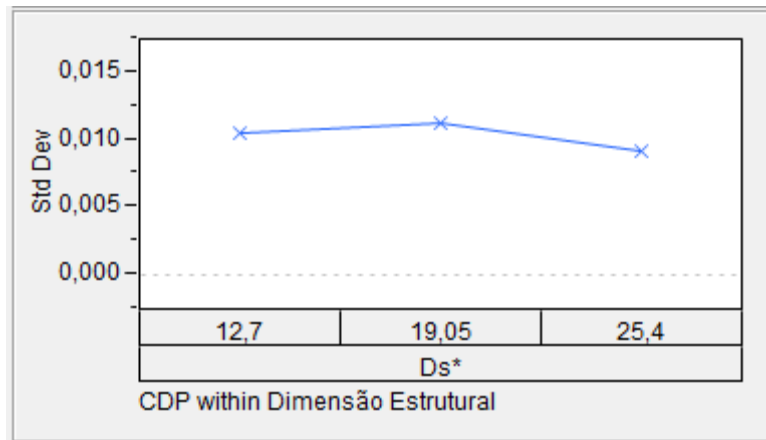


Gráfico 8 - Variação do desvio-padrão com a mudança a espessura para dimensão estrutural



5 CONCLUSÃO

O comportamento obtido da curva tensão-deformação no ensaio de tração mostrou que o aço 300M, sob tratamento de têmpera, apresenta uma alta resistência mecânica, porém com um baixo alongamento.

Os resultados obtidos no ensaio de tenacidade à fratura representaram bem o comportamento do material, sendo que para situação de maior espessura do corpo de prova, que caracteriza a situação mais confortável para avaliação do estado de deformação plana e está mais próxima da situação do valor crítico do fator de tenacidade à fratura, o valor de K_C é de, aproximadamente, $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, o que caracteriza um material frágil.

O EDS confirmou a presença de elementos de liga que formam precipitados, como o Si e Ni, que explicam o aparecimento de mecanismos de fratura do tipo dimples na região de fratura por fadiga (pré-trinca) mesmo em um material tão frágil.

A microscopia óptica com a utilização da polarização linear mostrou-se como ótima ferramenta de estudo quando utilizada para distinguir corretamente as regiões com diferentes modos de falha (fadiga e fratura final), devido à interação da luz com os mecanismos de fratura.

A microscopia eletrônica de varredura mostrou que, para este material, a zona de estiramento é muito estreita e de difícil determinação, o que impossibilitou a sua análise mais profunda. Porém, associando-se as informações dos dois métodos ópticos, conseguimos ter uma boa caracterização da superfície de fratura.

Em relação aos resultados de dimensão fractal, o conceito monofractal, apesar de grosseiro, permitiu relacionar os dados de tenacidade à fratura, mostrando a alta variabilidade dos valores de D_f na situação do valor crítico de K_C , mostrando-se contrário à proposta de Mecholsky do uso da dimensão fractal para caracterização de materiais frágeis.

O método de fractal misto mostrou-se mais sensível, apesar de não ter conseguido distinção dos estados de tensão e deformação plana para os resultados apresentados, porém com uma caracterização mais precisa do comportamento do material no ensaio de tenacidade à fratura e uma maior amostragem dos resultados de dimensão textural e estrutural, consiga-se maior sucesso nestas análises.

REFERÊNCIAS

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.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications.** 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

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 E399 (2008):** Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

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

ASTM International, **ASTM E1820 (2001):** Standard test method for measurement of fracture toughness. West Conshohocken, PA, EUA, 2001.

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

CALTABIANO, P. C. R. O. **Fractografia quantitativa: relações entre tenacidade e o comportamento fractal de fraturas em ligas metálicas.** 2011. 136 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

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.

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.

DOWLING, N. E.; **Mechanical Behavior of Materials**. Prentice-Hall Inc., 1993.

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.

HEIN, L. R. O. **Estudo da zona de estiramento através da técnica de reconstrução tridimensional**. 1996. 113f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1996.

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.

HOSFORD, W. F. **Mechanical Behaviour of Materials**. Cambridge University Press, 2005.

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. 468p.

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.

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.

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.

ROESLER, J.; HARDERS,H.; BAEKER, M. **Mechanical Behaviour of Engineering Materials: Metals, Ceramics, Polymers and Composites**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg , 2007.

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.

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.