

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S31803 ATRAVÉS DA APLICAÇÃO DA GEOMETRIA
DOS FRACTAIS**

ELOY DE MACEDO SILVA

**Fortaleza – Ceará
Outubro de 2002**



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E DE
PRODUÇÃO
MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

**ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS
S31803 ATRAVÉS DA APLICAÇÃO DA GEOMETRIA DOS FRACTAIS**

Dissertação apresentada ao Departamento
de Engenharia Mecânica e Produção da
Universidade Federal do Ceará como parte
dos requisitos para obtenção do título de
Mestre em Engenharia e Ciência de
Materiais.

Eloy de Macedo Silva

ORIENTADOR: Professor DSc. Enio Pontes de Deus

Fortaleza – Ceará
Outubro de 2002



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E
PRODUÇÃO
MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO

ELOY DE MACEDO SILVA

ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 ATRAVÉS DA APLICAÇÃO DA GEOMETRIA DOS FRACTAIS

A Comissão de Dissertação composta pelos professores **Enio Pontes de Deus** (Presidente e Orientador), **José Maurício Oliveira Matos** do Departamento de Física da UFC e **Telmo R. Strohaecker** do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFRGS, consideram o candidato:

() Aprovado com Louvor () Aprovado () Não Aprovado

Secretaria do Curso de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 18 de Outubro de 2002.

Prof. Dr ENIO PONTES DE DEUS
Presidente e Orientador

Prof. Dr. TELMO ROBERTO STROHAECKER
Membro

Prof. Dr. JOSÉ MAURÍCIO OLIVEIRA MATOS
Membro

À Deus
Aos meus pais Francisco e Matilde
(In memoriam)
À minha esposa Zulene
Ao meu filho Lukas
Aos meus irmãos

AGRADECIMENTOS

Ao professor e orientador Enio Pontes de Deus, pelos incentivos, conhecimentos transmitidos, por mostrar os melhores caminhos em momentos difíceis e por sua amizade que sempre será de grande valor.

Ao professor José Ramos Gonçalves, pela co-orientação, incentivo e apoio dado com os conhecimentos e por sua amizade.

Ao professor Edgard de Macedo Silva, pela orientação, apoio e incentivo dado com os conhecimentos e por sua amizade.

Ao professor Dr. Lindberg Lima Gonçalves pelo empenho na criação e coordenação do curso de Pós-graduação em Engenharia e Ciências de Materiais.

Aos professores do curso de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, pelos ensinamentos e incentivo e amizade durante o curso.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica pela participação no preparo de corpos de provas.

Aos professores Willys Machado Aguiar, Evaldo Correia Mota, José Maximiano Arruda Ximenes, João Felipe Néri Neto e Julieta Braga Soares do CEFET-CE, pelo apoio.

Aos meus pais por incentivar e patrocinar toda minha formação acadêmica.

Aos colegas do Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais.

Aos funcionários do laboratório de Máquinas Operatrizes, Bonfim, Cordeiro e Jeová, pelo apoio.

Ao LAMEFF pelo apoio dado durante a pesquisa.

Ao CEFET-CE pela minha liberação para realização desta pesquisa.

À CAPES pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	III
LISTA DE TABELAS	VII
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	VIII
LISTA DE SÍMBOLOS.....	IX
RESUMO	XI
ABSTRACT	XII
1 INTRODUÇÃO.....	01
1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS	01
1.2 OBJETIVOS	03
1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	04
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	05
2.1 O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX.....	05
2.2.1 Introdução.....	05
2.1.2 Fenômenos de Fragilização com a Temperatura	07
2.1.3 Resistência a Corrosão	09
2.1.4 Aplicação	10
2.2 TEORIA DA MECÂNICA DA FRATURA	11
2.2.1 Fator de Intensidade de tensão	13
2.2.2 Princípio da Superposição.....	17
2.2.3 Estado Plano de Tensão e Estado Plano de Deformação em Corpos de Prova Trincados	17
2.2.4 Plastificação na Ponta da Trinca	19
2.2.5 Ensaio de Impacto Charpy-V.....	21
2.2.5.1 O Ensaio.....	23
2.2.5.2 Corpo de Prova.....	24
2.2.5.3 O Fator Temperatura no Ensaio	25
2.2.5.4 Fratura do Corpo de Prova Charpy.....	26
2.3 A GEOMETRIA DOS FRACTAIS	27
2.3.1 Introdução.....	27
2.3.2 Principais Características dos Fractais.....	28

2.3.3	A Dimensão Fractal	30
2.3.4	Fractais Clássicos.....	38
2.4	A FRATURA E OS FRACTAIS.....	42
3	– PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	47
3.1	TRATAMENTOS TÉRMICOS	48
3.2	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY.....	48
3.3	DUREZA.....	49
3.4	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	49
3.5	CÁLCULO DA DIMENSÃO FRACTAL	50
4	- RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
4.1	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	53
4.2	A DIMENSÃO FRACTAL.....	59
4.2.1	Métodos Utilizados	59
4.2.2	Efeito dos Aumentos do MEV nos Resultados da dimensão fractal.....	69
4.2.3	O Tratamento Térmico de Envelhecimento e a Dimensão Fractal	72
4.2.4	A Energia Absorvida no Impacto e a Dimensão Fractal ..	75
5	- CONCLUSÕES.....	75
5.1	CONCLUSÕES	77
5.2	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	79
6	- REFERÊNCIAS	80

LISTA DE FIGURAS

Capítulo 1

- Figura 1.1 - “Mandelbrot set” considerado como mais conhecido fractal .03

Capítulo 2

- Figura 2.1 - Diagrama TTT para as fases α' e σ para o aço inoxidável duplex UNS S31803.....08
- Figura 2.2 - Tanque do cargueiro Verdi, fabricado em aço inoxidável duplex.....11
- Figura 2.3 - Os navios “Liberty Ships”, que durante a segunda guerra mundial, tornaram-se um exemplo de falha por fratura frágil.....12
- Figura 2.4 - Modos básicos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos da superfície da trinca.....14
- Figura 2.5 - Descrição do campo de tensões na extremidade da trinca. .15
- Figura 2.6 - Representação de um corpo de prova espesso, mostrando o estado de tensões na frente da trinca: estado de tensão plana nas superfícies livres e deformação plana no interior .18
- Figura 2.7 - Esquema mostrando o campo de tensões na zona de deformação plástica.....20
- Figura 2.8 - Esquema dos resultados do ensaio Charpy-V usado nos navios *Liberty*.....22
- Figura 2.9 - Ensaio de impacto Charpy-.....24
- Figura 2.10 - Corpo de prova com entalhe em V.....25
- Figura 2.11 - Curva esquemática de energia-temperatura, mostrando a zona de transição.....25
- Figura 2.12 - Dissecação de uma couve-flor mostrando a auto-similaridade de um objeto fractal.....29

Figura 2.13	- Exemplo de construção de um objeto fractal usando o processo de iteração: a) repetição do padrão b) divisão do objeto original.....	.30
Figura 2.14	- Dimensão euclidiana e topológica.....	.31
Figura 2.15	- Cálculo de r32
Figura 2.16	- Curva de Koch.....	.33
Figura 2.17	- Exemplo da contagem de caixas usando duas malhas.....	.35
Figura 2.18	- Aplicação do método do compasso na curva $3/2$36
Figura 2.19	- Vista esquemática do procedimento para determinação das ilhas, A, B e C representam os polimentos.....	.38
Figura 2.20	- Carpete de Sierpinski.....	.38
Figura 2.21	- Triângulo de Sierpinski, cujo $D = 1,58$39
Figura 2.22	- Contorno do floco de neve de von Koch.....	.41
Figura 2.23	- Esponja de Menger.....	.41
Figura 2.24	- Construção da Poeira de Cantor para $b = 1/3$, $D_f = 0,6309$42

Capítulo 3

Figura 3.1	- Posição do entalhe e retirada do CP em relação à laminação da chapa.....	.49
------------	--	-----

Capítulo 4

Figura 4.1	- Estrutura do AID; a) aumento de 1000X b) aumento de 50X.....	.54
Figura 4.2	- Variação da energia absorvida com o tempo de envelhecimento e dureza Brinel.....	.55
Figura 4.3	- Fotos obtidas no MEV aumento 50X; a) Sem envelhecimento b) 12h c) 25h d) 50h e) 100h e f) 175h.....	.56
Figura 4.4	- Superfícies de fratura em ordem de envelhecimento 0, 12, 25, 50, 100 e 175h.....	.57

Figura 4.5	- Estrutura obtida nos corpos de provas com dimensões reduzidas, estrutura tipo “arrester”.....	59
Figura 4.6	- Fractografia obtida no MEV com aumento de 400X para CP com 50h de envelhecimento.....	60
Figura 4.7a)	- Fractografia de CP com 50h de envelhecimento e aumento no MEV de 400X com os tons de cinza invertidos ..	61
Figura 4.7b)	- Imagem do CP com 50h de envelhecimento e aumento no MEV de 400X editada para estudo das ilhas.....	61
Figura 4.8	- Gráfico da amostra E501, aumento 400X (3774 ilhas) $D_f = 2,558793$	62
Figura 4.9	- a) Fractografia mostrando o esquema de corte para a obtenção do perfil. b) perfil obtido para a linha 5 da figura..	63
Figura 4.10	- Procedimento do <i>software ferimage</i> a) transformada de Fourier da imagem b) espectro de potência de onde a partir da inclinação da reta determina-se a dimensão fractal c) gráfico polar para os valores de D_f para 20 ângulos diferentes.....	65
Figura 4.11	- Gráfico da dimensão fractal contra aumento no MEV (método das ilhas).....	69
Figura 4.12	- Gráfico da dimensão fractal contra aumento no MEV (método da seção vertical).....	70
Figura 4.13	- Dimensão fractal versus aumento no MEV para CP sem envelhecimento e acrescentando aumentos de 600X e 1000X (Método das ilhas).....	71
Figura 4.14	- Dimensão fractal versus aumento no MEV para CP sem envelhecimento e acrescentados aumentos de 600X e 1000X (Método do perfil).....	71
Figura 4.15	- Variação da dimensão fractal com o envelhecimento a 475 °C.....	73
Figura 4.16	- A geometria da superfície de fratura e a dimensão fractal.....	74

Figura 4.17	- Df versus energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, aumento de 400X, média dos três CP (Método das ilhas)...	75
Figura 4.18	- Esquema mostrando as superfícies pertencentes a cada patamar frágil-dúctil.....	76

LISTA DE TABELAS

Capítulo 2

Tabela 2.1	- Composição do aço inoxidável duplex UNS S31803.....	.06
------------	---	-----

Capítulo 3

Tabela 3.1	- Composição química (% em peso) do aço inoxidável duplex UNS S31803 ensaiado.....	.47
------------	--	-----

Capítulo 4

Tabela 4.1	- Resultado do ensaio de impacto Charpy-V (CP padrão) para amostras envelhecidas a 475°C, e dureza Brinel.....	.54
Tabela 4.2	- Resultado do ensaio de impacto Charpy-V (CP reduzido)...	.58
Tabela 4.3	- Valores estimados para a dimensão fractal a) aplicando o método das ilhas b) aplicando o <i>software Ferimage</i> c) erro calculado em % entre a) e b).....	.67
Tabela 4.4	- Valores estimados para a dimensão fractal aplicando a análise de perfil.....	.68

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	Aço inoxidável duplex
ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
CLI	<i>Creusot Loire Industrie</i>
CONICET	<i>Centro de Investigación y Desarrollo en Procesos Catalíticos</i>
CP	Corpo de prova
L-S	<i>Longitudinal</i>
MEV	Microscopio eletrônico de varredura
T-L	<i>Long Transverse</i>
NBR	Norma brasileira registrada
PC	Computador pessoal
PRE	<i>Pitting Resistance Equivalent</i>
TTT	Transição tempo temperatura
UNLP	<i>Universidad Nacional de La Plata</i>
ZDP	Zona de deformação plástica
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

Grego

η	Unidade de medida aplicada
α	Fase ferrita do aço inoxidável duplex pobre em cromo
α	Ângulo de suspensão do pêndulo
θ	Ângulo da ponta da trinca
σ	Tensão aplicada normal ao eixo maior da trinca
ν	Coeficiente de Poisson
τ	Tensão aplicada
α'	Fase ferrita do aço inoxidável duplex rica em cromo
γ_e	Energia superficial elástica
γ_p	Energia superficial plástica
σ_{ts}	Tensão de resistência
σ_u	Tensão de ruptura
σ_{xx}	Tensão aplicada normal na direção x na ponta da trinca
σ_{xy}	Tensão cisalhante na ponta da trinca
σ_{ys}	Tensão de escoamento (limite de escoamento)
σ_{yy}	Tensão aplicada normal na direção y na ponta da trinca
σ_{zz}	Tensão aplicada normal na direção z na ponta da trinca
β	Ângulo máximo atingido pelo pêndulo após o impacto

Latino

A	Área de uma ilha
a	Comprimento da trinca
C	Constante do material
C	Contorno de uma superfície a ser estudada
D	Dimensão euclidiana
D _f	Dimensão fractal
DT	Dimensão topológica

E	módulo de elasticidade
E_a	Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy
E_{μ}	Perda de energia do pêndulo por atrito
G	Taxa de liberação de energia
G_c	Taxa de liberação de energia crítica
G_I	Taxa de liberação de energia para o Modo I de carregamento
H	Altura do pêndulo Charpy antes do impacto
h	Altura do pêndulo Charpy após o impacto
HB	Dureza Brinel
HRC	Dureza Rockwel C
K	Fator de intensidade de tensão
K	Fator de iteração
K_c	Fator de intensidade de tensão crítico (Tenacidade á fratura)
K_I	Fator de intensidade de tensão para o Modo I de carregamento
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão para o Modo I de carregamento crítico (Tenacidade à fratura)
L	Comprimento total de uma linha
l	Comprimento de um segmento de linha
L_0	Comprimento inicial
$L(\eta)$	Comprimento aparente de um perfil
N	Número de divisões de um todo
N	Número de caixas
P	Peso do pêndulo Charpy
P	Perímetro de uma ilha
r	Distância de um campo de tensões até a ponta da trinca
r	Razão de divisão
R	Distância do centro de rotação ao centro de gravidade do pêndulo
r_p	Raio da região deformada plasticamente na ponta da trinca
r_y	Raio da região deformada plasticamente na ponta da trinca
S	Tamanho da célula na contagem de caixas
S	Curva de segmentos
t	Espessura de uma chapa infinita

Silva, E. M., 2002, “Análise da Superfície de Fratura do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 Através da Aplicação da Geometria dos Fractais”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Ceará.

RESUMO

A geometria dos fractais nos últimos anos tem se tornado bastante difundida no meio científico. O seu emprego em diversas áreas aumentou substancialmente, em particular na engenharia e ciência dos materiais, com o objetivo de analisar falhas e estudar as propriedades mecânicas dos materiais. Alguns estudos têm mostrado a relação entre as propriedades mecânicas de superfícies de fratura com a geometria dos fractais e suas propriedades de dimensão fractal e auto-similaridade.

Nesta pesquisa, foi estudada, com base na geometria dos fractais, a superfície de fratura do aço inoxidável duplex obtida através do ensaio de impacto Charpy. Considerando a fragilização a 475°C, o aço foi submetido ao tratamento térmico de envelhecimento para a obtenção das superfícies de fraturas cujas imagens foram captadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Na análise fractal foi feito um estudo aplicando os métodos das ilhas e análise de perfil através da digitalização das imagens e aplicação de *softwares* de análise de imagem. Foi dada ênfase na análise do cálculo da dimensão fractal (D_f) da superfície, na energia absorvida no ensaio de impacto, nos mecanismos de fratura envolvidos, bem como na relação entre D_f e o tratamento térmico de envelhecimento. Para o melhor entendimento do trabalho foi feita uma revisão bibliográfica sobre a mecânica da fratura, o aço inoxidável duplex e a geometria dos fractais. Para finalizar a pesquisa, foi feita a análise da superfície de fratura obtida, da energia absorvida e de valores de D_f alcançados. Os resultados obtidos demonstraram uma relação entre a dimensão fractal, o tamanho dos dimples em superfícies de fratura e a energia de impacto para a obtenção das mesmas.

Palavras Chave: aço Inoxidável Duplex UNS S31803, Fractais, Superfície de Fratura.

Silva, E. M., 2002, "Fractal analysis of fracture surface of Duplex Stainless steel UNS S31803", M. Sc. Thesis , Universidade Federal do Ceará, Fortaleza - Ceará.

ABSTRACT

In the last years, the fractal geometry has become widely studied. Its application in several areas increased substantially, particularly in materials engineering and science, aiming the analysis of failures and the study of the mechanical properties of materials. Some studies have shown the relationship between the fracture surfaces and their mechanical properties using the fractal geometry and its properties of fractal dimension and self-similarity.

In this research, the fracture surface of duplex stainless steel, which was obtained by the Charpy impact test, was studied applying the fractal geometry. Considering the 475°C embrittlement, the steel was submitted to thermal aging to obtain the fracture surfaces, whose images were captured by the scanning electron microscope (SEM). In the fractal analysis, a study was made applying the island method and profile analysis through the digitalization of the images and the application of image analyzing software. Emphasis was given on the calculation of the fractal dimension (FD) of the surface, on the energy absorbed during the impact test, on the involved fracture mechanisms and as well on the relationship between FD and thermal aging. In order to better understanding the subject, it was done the review about fracture mechanics, of duplex stainless steel and of fractal geometry. Finishing the research, the obtained fracture surface, the absorbed energy and the obtained values of FD were analyzed. The obtained results demonstrated a relationship between the fractal dimension, the size of the dimples in fracture surfaces and the impact energy to obtain them.

Key words: Duplex Stainless Steel UNS S 31803, Fractal, Fracture Surface

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

O aço inoxidável duplex (AID) se caracteriza por possuir uma estrutura bifásica que combina algumas características dos aços austeníticos e outras dos aços ferríticos. O desenvolvimento do AID nos últimos anos vem incentivando a sua crescente utilização, principalmente em aplicações industriais que necessitam de boa resistência à corrosão e uma boa tenacidade.

A ampla utilização do aço inoxidável duplex em indústrias químicas e petroquímicas, mostra um considerável interesse em solucionar o problema de degradação que estes materiais apresentam quando submetidos a elevadas temperaturas em serviço com conseqüente mudança das propriedades mecânicas. A fragilização a 475°C é um destes problemas e ocorre quando esse aço é aplicado à temperatura acima de 300°C por longos períodos; deste modo a fase ferrita se decompõe em duas fases,

uma rica (α') e outra pobre (α) em cromo, fragilizando o aço, MATHEW et. al (1999).

Uma nova abordagem na análise de problemas que vem crescendo substancialmente nos últimos anos é a aplicação da geometria dos fractais. Diversos estudos mostram que as superfícies de fratura são fractais. A geometria dos fractais estuda os formatos complexos que não são abrangidos pela geometria euclidiana. A superfície de fratura, devido a sua complexidade geométrica se enquadra perfeitamente nesta classificação.

A análise quantitativa de superfície de fratura tem se tornado muito importante no conhecimento do mecanismo envolvido durante a deformação e ruptura do material. Um dos novos métodos de caracterização de superfícies de fratura é o uso da geometria dos fractais que utiliza o parâmetro dimensão fractal, MU et al. (1988).

Vários estudos da geometria dos fractais aplicados à ciência dos materiais, tornaram-se evidentes após os trabalhos publicados por Mandelbrot, considerado como pai da geometria fractal pela aplicação que o mesmo deu ao tema. MANDELBROT et al. (1984) estudaram a relação entre a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e a dimensão fractal da superfície de fratura e aplicaram para a determinação da dimensão fractal os dois métodos por ele desenvolvidos: o método das ilhas (*"islet island analysis"*) e o método da análise de perfil. Este foi um dos primeiros trabalhos publicados sobre o assunto.

Para ilustrar tem-se o exemplo de SHEK et al. (1997) que investigaram a decomposição spinoidal que ocorre durante a fragilização do duplex, aplicando em seus estudos a geometria dos fractais.

Tem-se na figura 1.1 o fractal considerado como o mais conhecido entre os já criados; de autoria de Mandelbrot, ele é conhecido como "Mandelbrot set". Criado em 1979 este fractal marcou pela sua complexidade.

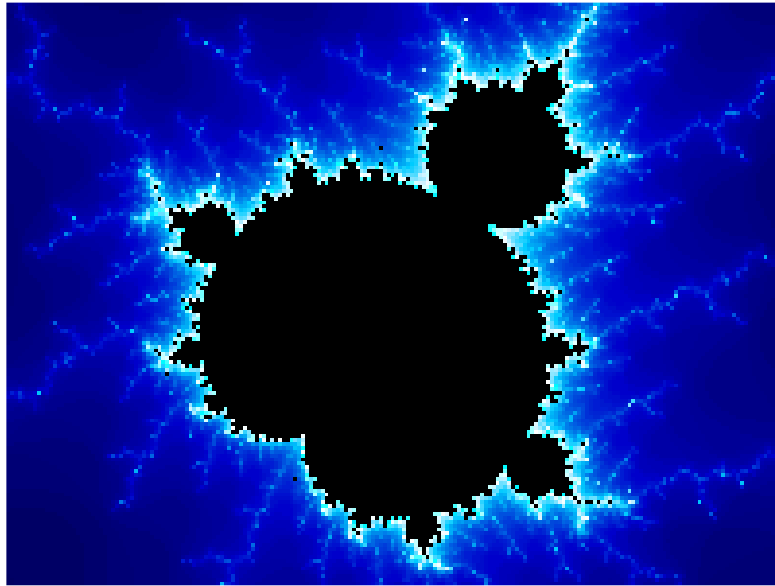


Figura 1.1 - "Mandelbrot set" considerado como o mais conhecido fractal.

Nesta dissertação, é feito um estudo aplicando a geometria dos fractais à análise da superfície de fratura obtida através do ensaio de impacto Charpy. O material escolhido é o aço inoxidável duplex UNS S31803 submetido a diversos tempos de envelhecimento. Na análise fractal, foi calculada a dimensão fractal das superfícies obtidas utilizando como ferramenta o método das ilhas de Mandelbrot, o método da análise de perfil e a digitalização de imagens.

Existe um grande interesse por parte dos pesquisadores em aplicar os métodos e estatísticas desenvolvidos para o estudo dos objetos fractais em ciência dos materiais e também interesse internacional sobre estudos de fragilização do aço inoxidável duplex (AID) e por isto optou-se por desenvolver esta pesquisa.

1.2 OBJETIVOS

O desenvolvimento de um estudo cuja finalidade é a análise de superfícies de fratura utilizando como recurso uma relação da mecânica da

fratura com a geometria dos fractais através das propriedades mecânicas e a dimensão fractal.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

O presente trabalho apresenta os seguintes objetivos específicos:

- Estudo do método das ilhas e do método da análise de perfil na determinação da dimensão fractal.
- Estudo referente à dimensão fractal da superfície de fratura de aço inoxidável duplex, onde se procura uma relação com o mecanismo de fratura.
- Estudo sobre as propriedades mecânicas e a dimensão fractal, verificando o comportamento da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, o tratamento térmico de envelhecimento e a dimensão fractal.

Os demais capítulos do trabalho têm a seguinte apresentação:

- No capítulo 2 é realizado uma revisão bibliográfica onde são abordados os estudos sobre o aço inoxidável duplex, os fundamentos teóricos da mecânica da fratura com ênfase no fator de intensidade de tensão e na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e a geometria dos fractais, tendo como principal fundamento o cálculo da dimensão fractal e os métodos para sua estimativa. Também é apresentado um breve estudo sobre a fratura e os fractais no final do capítulo.
- No capítulo 3 são apresentados os materiais utilizados, ensaios realizados e os métodos e procedimentos aplicados para a estimativa da dimensão fractal e análise da superfície de fratura.
- No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados obtidos na pesquisa.
- Finalmente no capítulo 5 encontram-se as conclusões obtidas e sugestões para a continuidade da pesquisa.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

2.1.1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) se diferenciam dos demais aços por oferecerem uma estrutura composta de austenita e ferrita.

Propriedades como a resistência mecânica desses aços são superiores aos aços inoxidáveis austeníticos devido aos grãos mais finos da estrutura duplex, CHIAVERINE (1998).

Os primeiros aços duplex foram fabricados na década de 30. Podemos citar os aços 453-E e 453-S produzidos pela *Avesta Ironworks* em 1930 na Suécia, que em 1947 passou a fazer parte da norma sueca como SIS 2324 e mais tarde registrado nos Estados Unidos como AISI 329. Podemos citar, ainda, o AID *Uranus 50* (UNS S32404), patenteado na França em 1936 pela *Creusot Loire Industrie*, OLSSON et al. (1996).

Existem duas gerações do AID:

- A primeira geração, onde podemos citar o aço AISI 329 que já existe há muitos anos, apresenta o inconveniente de perder parte da resistência à corrosão quando soldados, porém esta perda pode ser restaurada com tratamento térmico.
- A segunda geração, um exemplo é o aço em estudo neste trabalho a liga 2205, apresenta uma proporção de austenita e ferrita em torno de 1:1 e foi desenvolvida pela adição de 0,15% a 0,25% de nitrogênio, o que confere a austenita uma resistência à corrosão por pites comparável à da ferrita. O nitrogênio melhora a distribuição de cromo entre as fases e melhora a soldabilidade, DEZURIK (1999).

Na tabela 2.1 tem-se a classificação ASTM (*American Society for Testing Materials*) do aço inoxidável duplex UNS S31803. O presente aço também é conhecido como X2CrNiMoN22-5-3 (ou 1.4462) pela norma europeia EN 10088-2, e comercialmente como 2205 (*Avesta*), SAF2205 (*Sandivik*), *Uranus 45N* (*CLI*), AF22 (*Mannesmann*).

Tabela 2.1 – Composição do aço inoxidável duplex UNS S31803

Aço inoxidável duplex S31803 (% em peso)				
C	Mn	P	S	Si
0,030	2,00	0,030	0,020	1,00
Cr	Ni	Mo	N	
21,0 – 23,0	4,5 – 6,5	2,5 – 3,5	0,08 – 0,20	

As principais características do aço inoxidável duplex são:

- Tenacidade e ductilidade superiores aos aços inoxidáveis ferríticos
- Resistência mecânica superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, propiciado pela estrutura duplex.

- Soldabilidade superior aos aços inoxidáveis ferríticos, em relação ao crescimento de grãos na ZTA e no metal de solda.
- Excelente resistência à corrosão, conferida pela adição de Mo e N e pela quantidade de Cr, que aumentam a resistência à corrosão por pites. A fase ferrítica dá ao duplex uma resistência à corrosão sob tensão superior a dos aços inoxidáveis austeníticos.
- Boa resistência ao desgaste para os aços duplex fundidos com elevado teor de carbono.
- Estrutura bifásica ferrítico-austenítica.

O tratamento térmico recomendado para o AID é a solubilização a 1050°C, seguida de resfriamento rápido, que deverá ser aplicado para minimizar os efeitos de soldagem ou conformação a quente. Outro tipo de tratamento deverá ser cuidadosamente verificado, para não causar fragilização.

2.1.2 FENÔMENOS DE FRAGILIZAÇÃO COM A TEMPERATURA

No intervalo de temperatura entre 1000°C e 1150°C as únicas fases presentes no AID são α e γ ; em geral, aplicando-se um rápido resfriamento pode-se evitar a formação de outras fases. Em temperaturas abaixo de 1000°C os duplex não são estáveis podendo formar diversas fases como α' , χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$), e σ (Fe-Cr-Mo). Os carbonetos M_7C_3 e M_{23}C_6 precipitam nos contornos de grão; o primeiro entre 950°C e 1050°C e o segundo precipita rapidamente abaixo de 950°C, onde as fases α' e σ conferem fragilidade ao aço. Ainda são conhecidas as fases Cr_2Ni , R (FeCr-Mo), π ($\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$), τ , G ($\text{Ti}_6\text{Ni}_{16}\text{Si}_7$), SMITH (1993). Na figura 2.1(UGINOX URANUS 45N, 1997) apresenta-se o diagrama TTT para as fases σ e α' típica do AID.

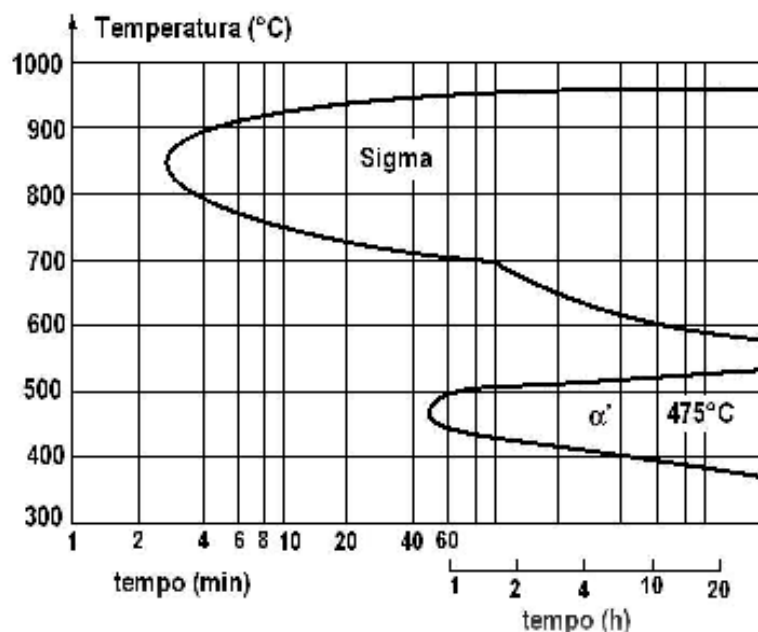


Figura 2.1 – Diagrama TTT para as fases α' e σ para o aço inoxidável duplex UNS S31803

Os aços inoxidáveis duplex apresentam fenômenos de fragilização em determinadas temperaturas, sendo indicado uma temperatura de serviço ideal abaixo de 300 $^{\circ}\text{C}$. Além disso, cuidados especiais devem ser tomados nas operações de fabricação que envolva elevação de temperatura.

Verifica-se também que:

- Fragilização por fase sigma: ocorre entre 600 $^{\circ}\text{C}$ a 1000 $^{\circ}\text{C}$, sendo mais crítica entre 700 $^{\circ}\text{C}$ a 900 $^{\circ}\text{C}$.
- Precipitação de carbonetos de cromo: ocorre entre 600 $^{\circ}\text{C}$ e 950 $^{\circ}\text{C}$.
- Fragilização a 475 $^{\circ}\text{C}$: ocorre quando se trabalha com o AID em elevadas temperaturas, sendo mais rápida a 475 $^{\circ}\text{C}$, porém pode ocorrer em temperaturas mais baixas, como 300 $^{\circ}\text{C}$, para longos períodos de exposição. Esse mecanismo ocorre quando a ferrita se decompõe em duas fases, uma rica em cromo (α') e outra pobre (α) que se precipitam.
- Precipitação de nitretos de cromo na ferrita: a faixa usual de precipitação ocorre entre 700 $^{\circ}\text{C}$ e 900 $^{\circ}\text{C}$.

- Formação de austenita secundária: pode ocorrer acima de 600°C.

2.1.3 RESISTÊNCIA À CORROSÃO

Uma das grandes características do AID é a resistência à corrosão que os mesmos apresentam, onde foi verificado que:

- Corrosão sob tensão: a resistência à corrosão sob tensão pode ser considerada como intermediária entre os aços austeníticos e ferríticos. O melhor desempenho nos meios contendo cloretos é proporcionado pela presença de ferrita.

- Corrosão devido a precipitação da fase α' : durante a fragilização a 475°C, a decomposição spinoidal cria duas regiões: uma rica em cromo e outra pobre. Durante o processo ocorre um aumento gradativo da amplitude de variação do teor de cromo com o tempo e, em um dado instante, o teor de cromo das regiões empobrecidas torna-se muito baixo e o filme passivante é totalmente destruído.

- Corrosão por pites: o cromo, o molibdênio e o nitrogênio são os principais elementos que conferem a resistência à corrosão por pites dos AID. Existe um parâmetro que relaciona esse com a composição química do aço, é o conhecido PRE (*"Pitting Resistance Equivalent"*) ou índice de corrosão por pites. O PRE é dado por: $PRE = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N)$ e segundo NEESSEN et al. (2001), quanto maior o PRE do aço maior será a resistência à corrosão por pites e por frestas. Os aços com $PRE > 35$ são conhecidos como "superduplex".

A presença de nitrogênio confere a austenita uma resistência à corrosão por pites comparável ao da ferrita, endurece por solução sólida a austenita, promove uma melhor distribuição de cromo e melhora a soldabilidade.

- Corrosão intergranular: pode ocorrer nos AID na faixa compreendida entre 600°C e 950°C; é bastante crítico nos aços duplex fundido devido ao elevado teor de carbono, porém podem ocorrer também em ligas trabalhadas.

2.1.4 APLICAÇÃO

As excelentes propriedades do aço inoxidável duplex têm o tornado muito popular sendo crescente sua aplicação em áreas de grandes responsabilidades. A escolha do tipo adequado depende da resistência à corrosão, oxidação e tenacidade desejadas. Seguem algumas aplicações, CHIAVERINI (1998):

- Processamento Químico: tubulações, bombas, tanques de produtos químicos, extratores de uréia, trocadores de calor, evaporação salina, sistema de refrigeração de água do mar;
- Polpa e papel: digestores, pré-aquecedores, evaporadores, equipamento de branqueamento;
- Geração de energia (fóssil e nuclear): reauecedores, tubo de injeção de alta velocidade em poços geométricos, trocadores de calor;
- Extração de petróleo e gás: resfriadores, tubulações e linhas de distensão, estruturas e revestimentos, transporte de gás sulfuroso, bombas de injeção de água salgada, sistemas de refrigeração, bombas, separadores, vasos de pressão;
- Petroquímicos: reatores tubulares com revestimento de carbono, unidades de dessalinização e destilação, carcaças de bombas de dessulfuração, tubulações para meios contendo Cl^- ou HCl .

Na figura 2.2 tem-se um exemplo de aplicação, a construção de tanques do cargueiro Verdi, fabricado por *Shipyards K. Damen* em *Rotterdam*. O cargueiro contém 12 tanques com dimensões 95 m X 12,5 m X 6,35 m fabricados em aço inoxidável duplex WNr 1.4462 (S 31803), NESSEN et al. (2001).



Figura - 2.2 - Tanque do cargueiro Verdi, fabricado em aço inoxidável duplex.

2.2 TEORIA DA MECÂNICA DA FRATURA

Quando um elemento mecânico é submetido a carregamentos, sua resposta dependerá não somente do tipo de material de que é feito, mas também das condições do meio e da maneira de aplicação de carregamento. Dependendo de como o elemento for carregado ele poderá falhar por excessiva deflexão, tornando-o inútil para exercer a função para o qual foi projetado; ele poderá falhar por deformação plástica, que poderá causar uma mudança indesejável no formato, a temperatura ambiente ou a elevadas temperaturas no caso de fluência; ele poderá falhar devido a fratura, que dependendo do material e da natureza do carregamento poderá ser do tipo dúctil quando precedido de apreciável deformação plástica, ou do tipo frágil com pouca ou nenhuma deformação plástica anterior.

Dependendo das condições como meio, taxa e natureza do carregamento e presença de trincas ou falhas, os metais estruturais poderão exibir fratura dúctil ou frágil. A fratura também poderá ocorrer progressivamente, como no caso da fratura por fadiga, onde o corpo é

submetido a variações de carregamentos ou poderá ocorrer com o tempo a elevadas temperaturas.

Um dos casos clássicos de falhas na engenharia ocorreu na década de 40, durante a segunda guerra mundial, onde centenas de navios de guerra americanos da classe “*Liberty*”, figura 2.3, sofreram fraturas catastróficas. Este fato aconteceu devido a rapidez necessária para construção durante a guerra, onde os cascos desses navios foram fabricados com chapas de aço soldadas. As soldas apresentavam a possibilidade de propagação contínua de trincas. Isso não ocorria nos casos dos navios mais antigos feitos com chapas rebitadas, que não ofereciam um caminho contínuo à propagação das trincas, ficando normalmente a propagação restrita a cada chapa, HERTZBERG (1989).



Figura 2.3 - Os navios "Liberty Ships", que durante a segunda guerra mundial, tornaram-se um exemplo de falha por fratura frágil.

Um outro exemplo, é o caso de diversas pontes que fraturaram e atingiram o colapso total, na Bélgica, Canadá, Austrália, Antilhas e Estados Unidos durante os últimos quarenta anos, resultando em perdas humanas, BASTIAN et al. (1987).

Considera-se que uma estrutura ou parte dela falha quando: fica totalmente inutilizada; ou quando pode ainda ser utilizada, mas não é capaz

de desempenhar a função a que se destina satisfatoriamente; ou quando uma deterioração séria a torna insegura para continuar a ser utilizada.

As estruturas falham geralmente por: negligência durante o projeto, a construção ou a operação da estrutura; aplicação de um novo projeto ou de um novo material que vem a produzir um inesperado e indesejável resultado.

Sob o ponto de vista microscópico, a falha por fadiga se dá de acordo com a seguinte seqüência: acumulação de danos, iniciação das trincas, propagação das trincas e a fratura final do material, DIETER (1986).

A área do conhecimento responsável pelo estudo dos efeitos decorrentes da existência de defeitos e trincas em materiais utilizados na fabricação de componentes e estruturas é a Mecânica da Fratura, a qual exige conhecimentos de Ciência dos Materiais, Resistência dos Materiais, Análise Estrutural e Metalurgia.

Os principais estudiosos da Mecânica da Fratura foram: Inglis (1913), Griffith (1920), Orowan (1950), Irwin (1949), que deram grande contribuição na análise de falhas por fratura. Irwin definiu um dos principais parâmetros na análise de falhas, O Fator de Intensidade de Tensão K , que quando atinge um valor crítico K_{IC} (também conhecido como Tenacidade à Fratura) acarreta o rompimento do corpo.

A Tenacidade à Fratura pode ser definida como sendo a capacidade do material em resistir à propagação instável de uma trinca, quando submetido a um carregamento estático. O índice I em K_{IC} indica o tipo de carregamento ao qual o corpo foi submetido, que no caso é um carregamento de tração.

2.2.1 FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO

Trincas podem estar presentes em elementos antes da aplicação de carregamentos, podem ser iniciadas por falhas a baixos níveis de tensão nominal, ou podem propagar-se com o número de ciclos devido a carregamentos de fadiga. A completa fratura ocorre quando a trinca se propaga no elemento até que o mesmo não suporte o carregamento e

fratura em duas ou mais partes. A trinca poderá propagar-se em diversas direções dependendo do deslocamento das partículas nas duas superfícies da trinca, DIETER (1986).

Na figura 2.4 temos os modos de propagação de trincas mais importantes, para descrição do campo de tensões na ponta da trinca, em função dos carregamentos a que estão submetidos, os corpos trincados.

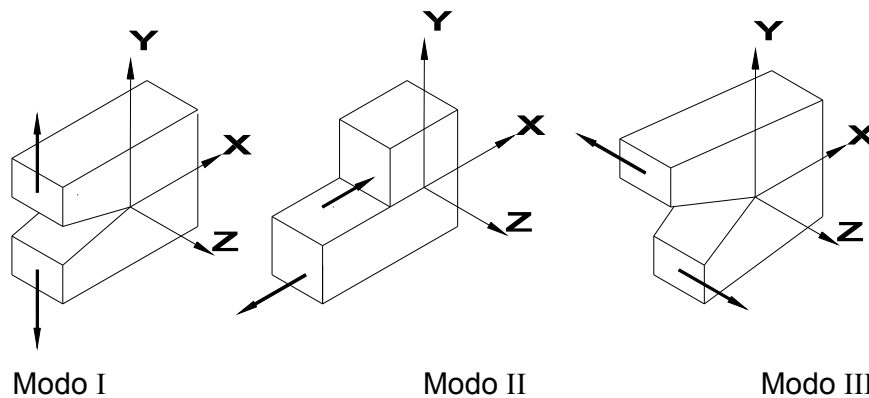


Figura 2.4 - Modos básicos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos da superfície da trinca.

Modo I - Modo de abertura ou tração - Deslocamento das superfícies da trinca perpendiculares a si mesmas.

Modo II - Modo de Cisalhamento puro (escorregamento) - Onde a superfície de trinca desliza uma sobre a outra em uma direção perpendicular à frente de propagação.

Modo III - Modo de Rasgamento ou Cisalhamento Fora do Plano - As superfícies da trinca movem-se paralelamente a si mesmas e a frente de propagação.

O carregamento do Modo I é encontrado com uma maior frequência em situações de engenharia, enquanto que fraturas no Modo II e Modo III são mais raros; devido a isto se dá maior atenção ao Modo I de abertura. Entretanto, qualquer carregamento na prática poderá ser decomposto nestes três modos básicos.

Westergard estudou a distribuição de tensões nas vizinhanças de uma trinca aguda, vazante, de comprimento $2a$ em uma chapa infinita de um material elástico linear, submetida a uma tensão perpendicular ao plano da trinca, com propagação pelo Modo I, figura 2.5, e chegou as seguintes expressões para as tensões, BASTIAN et al. (1987):

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.1)$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.2)$$

$$\sigma_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.3)$$

$$\sigma_{zz} = 0 \quad (2.4)$$

$$\sigma_{zz} = 3(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2.5)$$

$$\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0 \quad (2.6)$$

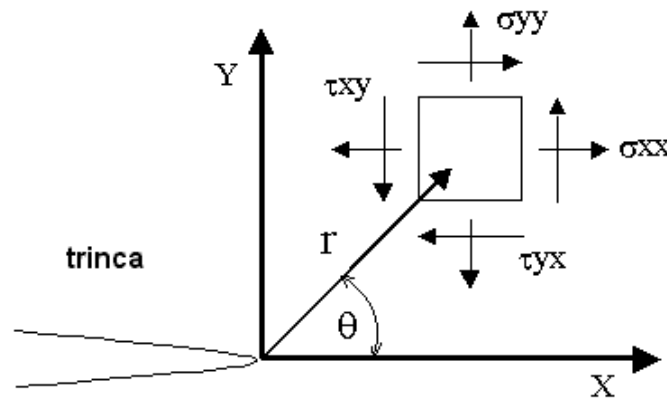


Figura 2.5 –Descrição do campo de tensões na extremidade da trinca.

Analisando as equações acima observa-se que, no caso elástico, as tensões são proporcionais à tensão externa aplicada σ , variam com a raiz quadrada do tamanho da trinca "a" e tendem ao infinito na ponta da trinca quando r tende a zero. Entretanto, esta circunstância é impedida pela

formação de uma zona deformada plasticamente (ZDP) na ponta da trinca. Esta zona é limitada, pois a mesma está mergulhada em uma região relativamente grande onde atuam tensões biaxiais ($\sigma_x + \sigma_y$) ou triaxiais ($\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z$). Nas expressões acima o termo ($\sigma\sqrt{a/2r}$) dá uma descrição suficiente do campo de tensões na ponta da trinca, uma vez que os outros termos são pequenos quando comparados com o primeiro.

Irwin observando estas equações verificou que o termo ($\sigma\sqrt{a}$) estava presente em todas elas, e que todo o campo de tensões na ponta da trinca ficava determinado quando aquele termo era conhecido. Então, a partir desta constatação, definiu o fator de intensidade de tensões "K", que no Modo I de carregamento é:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.7)$$

O valor de K na expressão anterior considerou uma trinca elíptica passante em uma placa fina infinita. Dependendo das condições como: proximidade da trinca dos contornos da chapa, ou de outras trincas, da orientação e forma da trinca e restrições na estrutura contendo a trinca, tem-se outras expressões para K_I , que podem ser identificadas pela forma geral:

$$K_I = C_I \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.8)$$

Existe um valor de K_I crítico no qual a trinca se propaga instavelmente e o material elástico fratura, independente da geometria da trinca e do corpo de prova. Este valor chama-se K_{IC} , fator de intensidade de tensões crítico ou Tenacidade à Fratura do material, e é uma constante para a velocidade de solitação e temperatura de ensaio, DIETER (1986).

Na análise anterior, tomou-se como base à intensidade do campo de tensões, porém, também pode ser desenvolvido, o critério de energia elástica liberada com a propagação da trinca; pois existe uma relação fixa entre campo de tensões elásticas e energia elástica armazenada. Define-se, um parâmetro G, que mede a velocidade com que a energia elástica seria liberada com a propagação da trinca nos três modos básicos de carregamento (G_I , G_{II} e G_{III}).

A trinca se tornará instável quando G atingir o valor crítico G_C . O valor G_{IC} para o modo I de carregamento relaciona-se com K , onde (CETLIN, 1986):

$$K = \sqrt{E \cdot G} \longrightarrow \text{Tensão Plana} \quad (2.9)$$

$$K = \sqrt{\frac{E \cdot G}{1 - \nu^2}} \longrightarrow \text{Deformação Plana} \quad (2.10)$$

2.2.2 PRINCÍPIO DA SUPERPOSIÇÃO

Este princípio permite a determinação de fatores de intensidade de tensões desconhecidos a partir da expressão de K_I conhecida. É, além disso, uma importante ferramenta na resolução de problemas práticos de Mecânica da Fratura.

Os materiais elásticos permitem a superposição de componentes individuais de tensão, deformação e deslocamentos. Ex: duas tensões normais na direção do eixo y e oriundas de forças externas diferentes podem ser adicionadas a fim de se obter a tensão total σ_y . Porém, a tensão normal não deve ser adicionada às tensões cisalhantes, DEUS (1997).

$$K_I(\text{total}) = K_{I(a)} + K_{I(b)} + K_{I(c)} + \dots \quad (2.11)$$

$$K_I(\text{total}) = K_I + K_{II} + K_{III} + \dots \quad (2.12)$$

2.2.3 ESTADO PLANO DE TENSÃO E ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO EM CORPOS DE PROVA TRINCADOS.

O tamanho da zona plástica depende do estado de tensão na ponta da trinca. Quando a amostra é espessa em uma direção paralela a frente da trinca, uma tensão σ_z é gerada inibindo a deformação plástica. O tamanho da zona plástica é menor na deformação plana que na tensão plana. Desde que a Tenacidade à Fratura de um material depende do volume de material capaz de deformar plasticamente antes da fratura, e desde que este volume depende da espessura do espécime, segue que a Tenacidade à Fratura K_{IC} vai variar com a espessura.

Quando a amostra é fina, a condição de tensão plana prevalece e o material exibe máxima Tenacidade, enquanto que quando a espessura aumenta trazendo uma restrição à deformação plástica e condição de deformação plana na ponta da trinca, a Tenacidade cai.

Considerando-se a direção z , da espessura do corpo trincado submetido a uma tensão uniaxial σ na direção y , pode-se verificar que se o corpo for pouco espesso, as tensões que se desenvolvem na direção z , serão desprezíveis, $\sigma_{zz} = 0$, devido ao fato de que não haverá restrição à deformação plástica na direção z .

Para o caso do corpo ser espesso, apresentando dimensões consideráveis na direção z , a tensão σ_{zz} será nula nas proximidades das superfícies externas. Quando se desloca destas superfícies, aproximando-se do interior do CP, desenvolve-se uma tensão σ_{zz} na direção z figura 2.6.

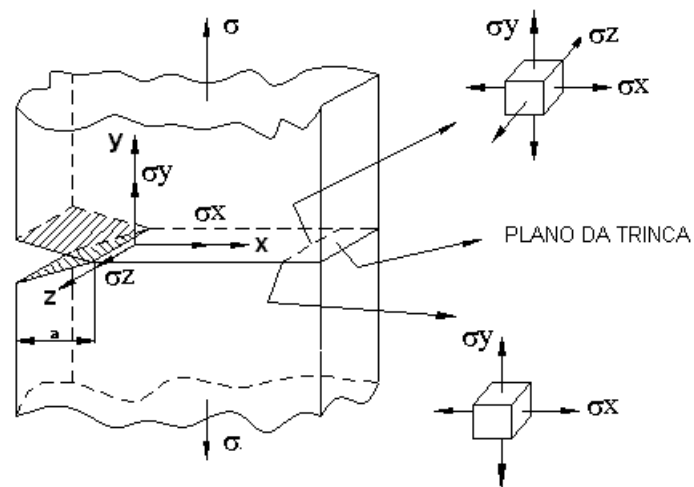


Figura 2.6 - Representação de um corpo de prova espesso, mostrando o estado de tensões na frente da trinca: Estado de tensão plana nas superfícies livres e deformação plana no interior.

Seções finas podem experimentar condições de deformação plana em material com alto limite de escoamento, enquanto seções largas de materiais de baixo limite de escoamento nunca podem causar uma completa condição de deformação plana, BASTIAN et al. (1987).

2.2.4 PLASTIFICAÇÃO NA PONTA DA TRINCA

Nas seções anteriores, foi dada maior ênfase aos materiais que tinham comportamento elástico. No entanto, na realidade, a maioria dos materiais apresentam deformação plástica na ponta da trinca e, para isto, requerem-se algumas modificações.

Uma região plástica é desenvolvida próximo à ponta da trinca sempre que a tensão excede o limite de escoamento do material. Considerando as tensões para $\theta = 0$ (no plano da trinca) obtêm-se pelas equações (2.1), (2.2) e (2.3), que a tensão principal de tração σ_{yy} (tensão elástica) vale:

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi a}} \quad (2.13)$$

O material escoar, supondo estado plano de tensões e o critério de tresca para escoamento, quando $\sigma_{yy} = \sigma_{ys}$ na fronteira entre a região elástica e a região plástica, onde:

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi a}} \quad (2.14)$$

teremos, então, que a zona de deformação plástica (ZDP) se estende a frente da trinca por uma distância igual a:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2.15)$$

Esta primeira estimativa, deve ser modificada para considerar a redistribuição de tensões que ocorre devido ao escoamento do material. Sendo r_y o raio da ZDP e considerando a redistribuição, ela se estenderá à frente da trinca passando a $r_p = 2r_y$ tal que, figura 2.7:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2.16)$$

Para a condição de deformação plana onde o campo triaxial de tensões inibe o tamanho da zona plástica, o raio é menor e pode ser estimado como sendo:

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2.17)$$

Os valores de K_{IC} para o uso em projetos devem obedecer à condição de estado plano de deformação, o que pode ser obtido especificando "a" e "t" (espessura da chapa), segundo a relação abaixo:

$$a, t \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2.18)$$

Se a espessura "t" da placa é pequena quando comparado ao valor da equação (2.13), o estado de tensão se aproxima da condição de estado plano de tensão. Apreciável escoamento pode ocorrer na ponta da trinca, e a carga de fratura atual poderá ser muito maior DIETER (1986).

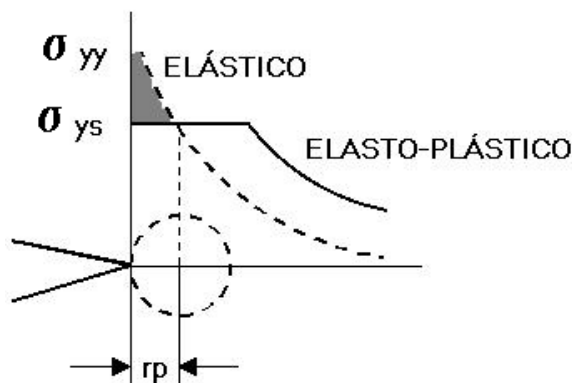


Figura 2.7 – Esquema mostrando o campo de tensões na zona de deformação plástica

A norma mais utilizada para a determinação de K_{IC} é a ASTM E 399/92 "Tenacidade à fratura no estado plano de deformação de materiais metálicos". A norma padroniza quatro tipos de corpos de prova: tipo dobramento, tipo compacto, tipo em arco e em disco compacto.

A obtenção de um valor K_{IC} válido, para qualquer dos tipos de corpo de prova, depende fundamentalmente da escolha das dimensões t (espessura) e a (comprimento da trinca) que devem satisfazer à condição da expressão acima (2.18).

2.2.5 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

O ensaio de impacto é um dos mais antigos, e até hoje, um dos mais utilizados para o estudo da fratura frágil nos metais, devido talvez a sua praticidade. Ele mede a tendência de um material de se comportar de maneira frágil.

Até a década de 40, as estruturas metálicas eram normalmente rebitadas ou parafusadas. Durante a segunda guerra mundial, a solda passou a fazer parte dos processos de construção, porém, um fato marcou bastante a época; Dos cerca de 2700 navios *Liberty* fabricados durante a segunda guerra mundial, aproximadamente 400 fraturaram, dos quais 90 foram considerados acidentes sérios. Em 20 navios a falha foi total e cerca de metade destes fraturou completamente em duas partes.

Uma das causas para o desastre foi a solda que continha muitas trincas e oferecia um caminho contínuo que contribuiu para a propagação das falhas, deixando de ser um evento isolado, passando a comprometer toda a estrutura.

Devido ao alcance do problema dos navios americanos, intensos estudos foram feitos, fornecendo através do exame das fraturas as primeiras evidências significativas sobre as condições de início, propagação e estabilização de trincas.

O único ensaio disponível na época para avaliação da tenacidade do material era o ensaio Charpy-V, que havia sido criado em 1905 para determinação da temperatura de transição frágil-dútil. No final da década de 40, foi verificado que as chapas que apresentavam início, propagação e estabilização tinham diferentes valores máximos de energia absorvida no ensaio Charpy-V (nas temperaturas de trabalho), valores respectivamente máximos a 14 J, 28 J e acima de 28J, como pode ser observado na figura 2.8, CETLIN et al. (1986).

Em consequência destes estudos, ficou arbitrado na época a definição de temperatura de transição em termos de 21J (*15ft-lb*) da energia absorvida no ensaio Charpy-V.

Por volta de 1952 o critério de 21J (*15 ft-lb*) foi aceito definitivamente para projeto e como base dos estudos metalúrgicos para melhoria de qualidade. No entanto, em 1953 demonstrou-se que a relação entre os valores do ensaio e o comportamento em serviço variava de acordo com a composição e detalhes de elaboração do aço e chapa.

Como resultado destes estudos, ficou evidente que o ensaio Charpy-V tem grande utilidade para o controle de lotes supostamente homogêneos, não sendo recomendado para desenvolvimento de materiais de maior tenacidade, nem mesmo para o uso em materiais diferentes, CETLIN et al. (1986).

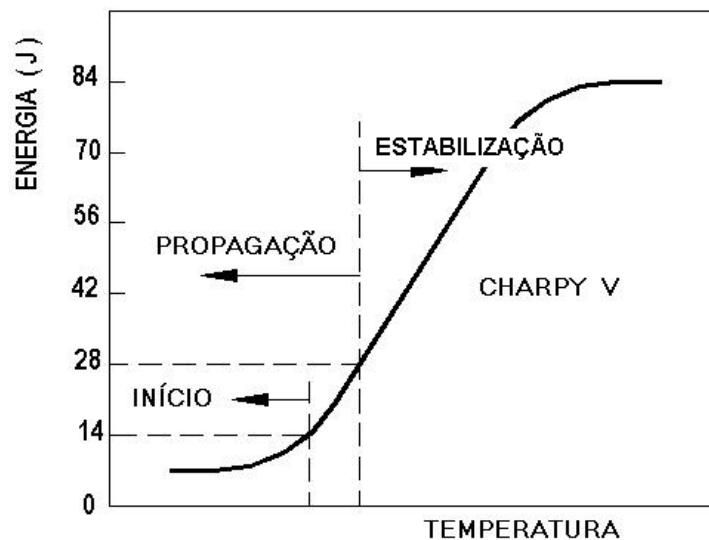


Figura 2.8 - Esquema dos resultados do ensaio Charpy-V usado nos navios Liberty.

2.2.5.1 O ENSAIO

Um corpo de prova padronizado, segundo as Normas (E – 23 da ASTM, NBR 6157/1980 da ABNT), é colocado em uma máquina de ensaio provido de um martelo pendular, figura 2.9 (SOUZA, 1980). O martelo, também seguindo padrões normalizados, é liberado e choca-se com o corpo de prova, na parte oposta ao entalhe. A parte do martelo que entra em contato com o CP recebe o nome de pena.

O martelo é posicionado a uma altura H quando liberado, possuindo uma determinada quantidade de energia potencial dada pela a altura e o peso do mesmo. Ao atingir o CP parte desta energia é absorvida para deformá-lo e rompê-lo por flexão. Depois de rompido o CP, o pêndulo atinge uma altura h, evidentemente menor que H, pois parte da energia foi consumida. A diferença entre a altura inicial H e a altura h atingida após o impacto multiplicada pela massa do martelo indica a energia absorvida no ensaio para romper o corpo de prova.

O resultado do ensaio deverá ser sempre acompanhado da temperatura em que foi realizado. Para homogeneização da temperatura a NBR 6157 determina que o CP deverá ser mantido no mínimo por 10 minutos na temperatura especificada com tolerância de 2° C; o tempo entre a retirada do CP da temperatura de homogeneização e o impacto do martelo não pode exceder 5 segundos, ABNT NBR 6157 (1980).

A energia absorvida no ensaio poderá ser calculada pela equação (2.19), onde tem-se: E_a é a energia absorvida em Joule; P é o peso do pêndulo em Newton; R a distância do centro de rotação até o centro de gravidade do pêndulo em metro; α é o ângulo de suspensão do pêndulo; β é o ângulo máximo atingido pelo pêndulo após a ruptura do corpo de prova e E_μ é a perda de energia do pêndulo por atrito em Joule.

$$E_a = PR(\cos \beta - \cos \alpha) - E_\mu \quad (2.19)$$

A ductilidade do material ensaiado também pode ser avaliada pela porcentagem de contração no entalhe, e da superfície da fratura. Através de

um exame visual determina-se se a fratura foi fibrosa (dúctil) ou granular (frágil), SOUZA (1980).

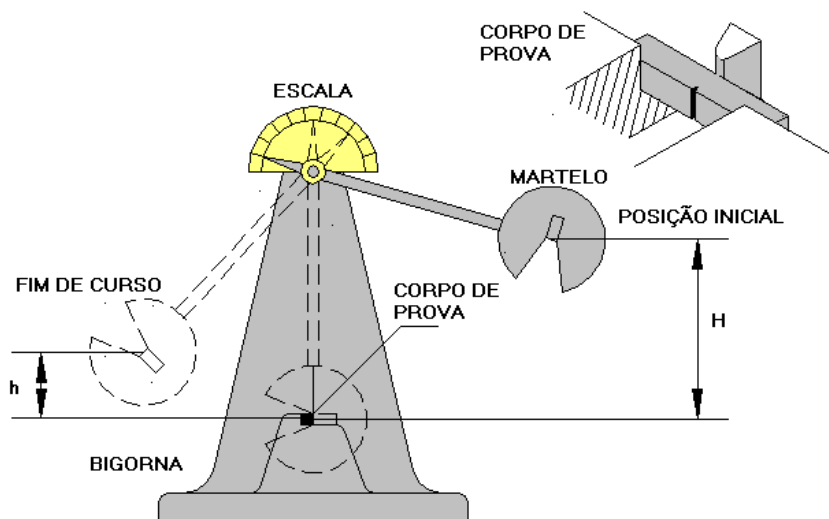


Figura 2.9 - Ensaio de impacto Charpy

2.2.5.2 CORPO DE PROVA

As dimensões e formatos dos corpos de prova para o ensaio Charpy estão especificados em diversas normas internacionais, porém nesta pesquisa é abordada a Norma NBR 6157/1980.

Para o ensaio Charpy-V tem-se um corpo com dimensões padrões e entalhe em V, como pode-se ver na figura 2.10, com comprimento de 55 mm, altura e profundidade com dimensões iguais a 10 mm, e um entalhe em forma de V no centro do corpo de prova com uma abertura de 45° e raio de concordância de 0,25 mm. O entalhe também poderá ter a forma de U com raio de curvatura de 1 mm; as profundidades dos entalhes deverão ser de 2 mm para os entalhes em V e de 3 mm ou 5 mm para os entalhes em U. A norma também especifica as dimensões de corpos de prova reduzidos, caso não seja possível usar o padrão 10 X 10, com dimensões de 2,5; 5,0 ou 7,5 mm para a largura conservando o mesmo comprimento de 55 mm e altura de 10 mm. As tolerâncias dos corpos de provas também podem ser consultados na referida norma. Os CP são livremente apoiados na máquina

de ensaio, com uma distância entre apoios de 40 mm, com entalhe em posição oposta ao contato da pena.



Figura 2.10 - Corpo de prova com entalhe em V

2.2.5.3 O FATOR TEMPERATURA NO ENSAIO

A energia que um corpo de prova pode absorver no ensaio de impacto varia sensivelmente com a temperatura. Existe uma pequena faixa em que a quantidade de energia absorvida cai sensivelmente, e o tamanho desta faixa varia com o metal ensaiado.

Muitos materiais apresentam uma transição de dúctil para frágil com a variação da temperatura, figura 2.11. No ensaio Charpy, à medida que a temperatura aumenta, mais dúctil será o material e mais energia ele absorve; por outro lado à proporção que a temperatura cai mais frágil será o material e menor será o consumo de energia. A região entre os dois eventos é considerada como região de transição dúctil-frágil e o gráfico correspondente é chamado de curva de transição dúctil-frágil, onde tem-se na ordenada a energia absorvida no impacto e na abscissa a temperatura de ensaio, SOUZA (1980).

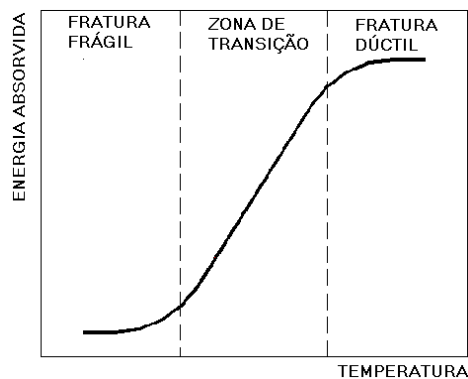


Figura 2.11 - Curva esquemática de energia-temperatura, mostrando a zona de transição.

Freqüentemente, apesar do intervalo na transição dúctil – frágil, considera-se uma temperatura de transição que é tomada como a média da energia para a fratura dúctil e frágil, porém existem outras formas de determiná-la SOUZA (1980):

a) temperatura na qual é obtida um valor especificado para a energia absorvida ou para a resistência ao impacto.

b) temperatura na qual é obtida uma percentagem especificada da energia absorvida ou da resistência ao impacto do patamar superior.

c) temperatura na qual é obtida uma percentagem especificada de fratura dúctil, NBR 6157(1980)

2.2.5.4 FRATURA DO CORPO DE PROVA CHARPY

A superfície de fratura de um CP Charpy pode apresentar quatro zonas distintas: (i) Zona fibrosa junto ao entalhe onde a fratura é nucleada; (ii) Zona radial no centro do corpo de prova; (iii) Zona de cisalhamento a aproximadamente 45° nas três faces que não contêm o entalhe; (iv) Zona fibrosa, entre a radial e a de cisalhamento do lado oposto ao entalhe, CETLIN et al. (1986).

O aspecto da fratura depende da temperatura de ensaio sendo também utilizada em uma das formas de determinação da temperatura de transição dúctil – frágil através de porcentagem de seu aspecto fibroso.

A superfície de fratura de um CP tem a seguinte evolução de acordo com a temperatura: a) fratura inteiramente radial; b) presença de zona de cisalhamento reduzida; c) aparecimento de zona fibrosa junto ao entalhe; d) crescimento da área ocupada pela zona fibrosa; e) fratura inteiramente fibrosa.

2.3 A GEOMETRIA DOS FRACTAIS

2.3.1 INTRODUÇÃO

Existem formas na natureza, que não podem ser descritas pela geometria euclidiana. Como seria possível descrever geometricamente um rio, uma paisagem, um litoral, uma nuvem, uma montanha, um raio? Com a aplicação de equações muitas vezes simples, aplicando sobre as mesmas regras de retroalimentação e usando como instrumento poderoso o computador, obtem-se formas fascinantes, na maioria das vezes, muito complexas, que desafiam a nossa imaginação. Que geometria poderá descrever estes objetos?

A geometria fractal está aproximando a matemática de outras áreas e vem se tornando um campo de estudo muito difundido, atingindo o interesse no meio científico.

Objetos de formatos complexos, com dimensões fractais, já são conhecidos por matemáticos há algum tempo. Vários fractais e suas descrições são de autoria de grandes matemáticos clássicos como: Georg Cantor (1872), Giuseppe Peano (1890), David Hilbert (1891), Helge von Koch (1904), Wacław Sierpinski (1916), Gaston Julia (1918) e Felix Hausdorff (1919), (PEITGEN et al. 1992).

Estes matemáticos serviram de inspiração para o matemático francês Benoit Mandelbrot, MANDELBROT (1982). Graças a Mandelbrot a geometria fractal começou a penetrar na física, ciência dos materiais e mecânica da fratura e se difundir em várias áreas; daí o mesmo ser considerado por muitos estudiosos como um dos precursores da geometria fractal.

Mandelbrot começou a estudar a geometria de uma ampla variedade de fenômenos naturais irregulares e, na década de 70, concluiu que todas essas formas geométricas tinham algumas características comuns.

Para MANDELBROT (1982), a geometria até então estudada era inábil para descrever o formato de uma nuvem, uma montanha, um litoral ou

mesmo uma árvore; nuvens não são esferas, montanhas não são cones, litorais não são círculos.

Mandelbrot inventou diversos métodos para estudar esta geometria complexa. Ele introduziu o termo “fractal”, que vem do adjetivo latim “*fractus*” com o verbo correspondente em latim “*frangere*” que significa quebrar, criar fragmentos irregulares. Ele publicou seus resultados nos livros “*The Fractal Geometry of Nature*” e “*Les Objects Fractals*”, obras que se tornaram importante ferramenta no estudo da geometria fractal.

Existe uma resistência natural a tudo que é novo e não poderia ser diferente no meio científico, daí a primeira publicação do livro “*The Fractal Geometry of Nature*”, ocorrer em 1977 e do livro “*Les Objects Fractals*” em 1975, datas que marcam o início da geometria dos fractais, porém seu reconhecimento só veio em 1982, quando o tema passou a ser considerado com maior relevância.

Em uma definição mais geral podemos dizer que fractais são objetos que apresentam características como lacunosidade ou irregularidade, complexidade, auto-similaridade e mantém a dimensão característica independente da escala. Para apresentar todas estas características, o fractal é considerado como regular, porém objetos que apresentam a auto-similaridade estatística em qualquer escala já são considerados como fractais.

2.3.2 PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DOS FRACTAIS

Uma das características mais importantes encontrada em objetos fractais é a propriedade da auto-similaridade, em que o mesmo tem de repetir indefinidamente um mesmo padrão, ou seja, uma parte do objeto é semelhante ao todo. A couve-flor apresentada na figura 2.12 é um exemplo clássico.

Ele é composto de várias ramificações e quando se extrai uma destas ramificações, e desta um outro pedaço, pode-se ver que as partes extraídas, apesar de menores (escala), são muito semelhantes à couve-flor original.

Pode-se observar também, que não foi necessário neste caso o uso da matemática (PEITGEN et al. 1992).



Figura 2.12 - Dissecação de uma couve-flor mostrando a auto similaridade de um objeto fractal

É possível construir objetos matemáticos que satisfaçam o critério da auto-similaridade; VICSEK (1992) dá um exemplo de tais construções usando o processo de iteração. O fractal da figura 2.13a foi obtido pela repetição do formato básico, seguindo uma determinada simetria; a figura crescerá à medida que se aumenta o valor de “K” (iteração). Já na figura 2.13b, o fractal é obtido da divisão do objeto original e parece evaporar-se com o crescimento de “K”.

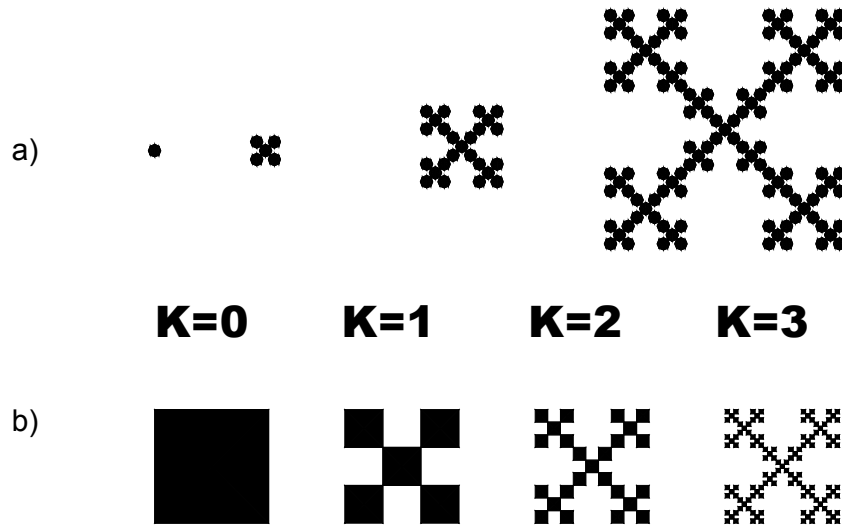


Figura 2.13 – Exemplo de construção de um objeto fractal, (usando o processo de iteração a) repetição do padrão b) divisão do objeto original.

Intimamente relacionado com a auto-similaridade tem-se uma outra propriedade que é a escala. Na matemática elementar, duas figuras são semelhantes quando possuem os mesmos ângulos e os lados variam sua dimensão seguindo uma certa proporcionalidade; é o que se chama escala de aumento ou escala, aplicada aos fractais, com uma matemática mais complexa (PEITGEN et al. 1992).

2.3.3 A DIMENSÃO FRACTAL

Quando se estuda um objeto, é ideal que este seja localizado no espaço; entra então em ação o conceito de dimensão. As duas dimensões mais conhecidas são a euclidiana, seguida pela topológica.

Na dimensão euclidiana, a dimensão de um objeto é igual ao número de coordenadas para localizar um ponto no espaço de tal dimensão. Para localizar um ponto em uma linha é necessária uma coordenada que é a distância de uma determinada origem ao ponto; daí tem-se uma dimensão. Para localizar um ponto em um plano são considerados duas coordenadas; deste modo, tem-se a dimensão igual a dois. Da mesma forma, para um

ponto no espaço são necessários três coordenadas e correspondentemente a dimensão será três. A figura 2.14 ilustra as dimensões euclidiana e topológica.

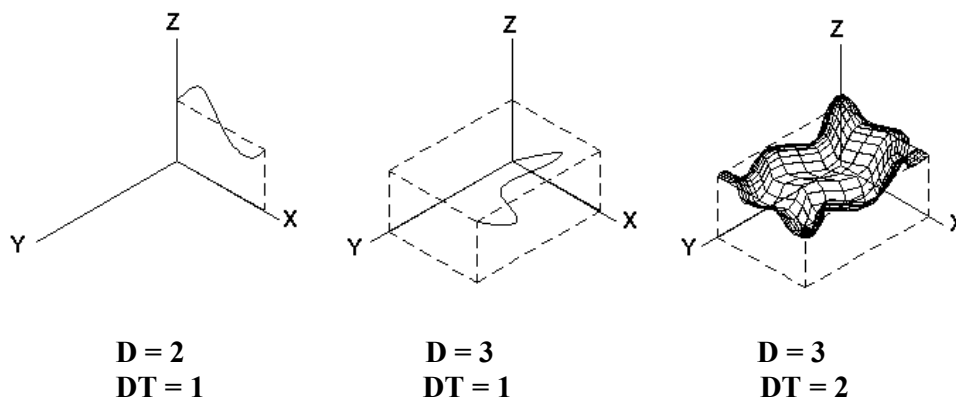


Figura 2.14 - Dimensão euclidiana e topológica.

De uma maneira mais prática pode-se dizer que a dimensão euclidiana assume três valores: 1 para uma linha, 2 para um plano e 3 para o espaço ou volume; a dimensão zero para o ponto é discutida por matemáticos.

A dimensão topológica apresenta os mesmos valores inteiros da dimensão euclidiana: 1, 2, e 3, e zero para o ponto; porém, a dimensão é dada de maneira um pouco diferente. Para um conjunto vazio, a dimensão será -1 ; para um conjunto com elementos contáveis (o ponto), a dimensão será $(-1+1) = 0$ e para uma linha a dimensão será $(0+1) = 1$, pois uma linha poderá ser dividida por um ponto. Para um plano, a dimensão será $(1+1) = 2$, pois o plano pode ser dividido por uma linha e para um volume, a dimensão será $(2+1) = 3$, pois um volume poderá ser dividido por um plano.

Com a criação da geometria dos fractais aparece uma lacuna ao utilizar-se as dimensões acima citadas. Uma linha, por exemplo ($d = 1$), quanto mais tortuosa for mais ela se aproximará de um plano de dimensão euclidiana igual a dois; então o valor da dimensão fractal terá uma parte decimal, conforme ela esteja entre um ponto e uma linha, entre uma linha e um plano, ou entre um plano e um volume.

Observa-se na figura 2.15 que o segmento de linha de comprimento L é dividido em N partes de comprimento l e cada parte é reduzida por uma razão $r = l/N$. Multiplicando-se estas partes por um fator de L/l obtém-se a estrutura original; do mesmo modo, uma superfície de forma retangular de lado L pode ser dividida em N partes de lado l e cada parte é reduzida em relação a original por um fator de $r = 1/N^{1/2}$. Multiplicando-se qualquer das partes por um fator de L/l será reproduzida toda a estrutura. Para um cubo sólido seguindo o mesmo raciocínio tem-se $r = 1/N^{1/3}$.

Pode-se observar que a dimensão euclidiana é igual a 1 para o segmento de linha, 2 para o plano e 3 para o sólido. Então tem-se:

$$r(N) = 1/N^{1/D} \Rightarrow N \cdot r^D = 1 \quad (2.20)$$

Usando teoremas algébricos obtém-se a equação abaixo que dá a dimensão fractal:

$$D = \frac{\log N}{\log(1/r)} \quad (2.21)$$

Segundo MANDELBROT (1982), a dimensão fractal de um objeto será dado pela expressão acima levando-se em consideração a auto-similaridade que o mesmo apresenta, como pode ser observado na figura 2.15.

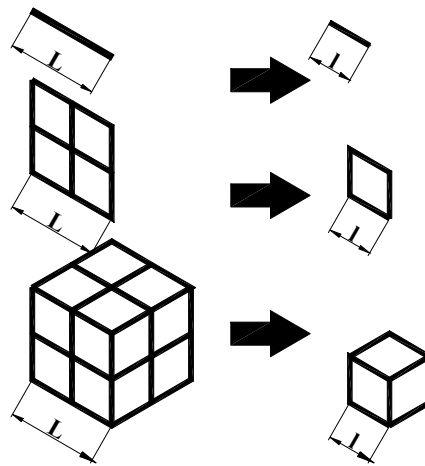


Figura 2.15 - Cálculo de r

$$a) D = \frac{\log 2}{\log \frac{1}{1/2}} = 1$$

$$r = \frac{1}{N^{1/b}} \Rightarrow r = \frac{1}{2} = 1/2$$

$$b) D = \frac{\log 4}{\log 2} = 2$$

$$r = \frac{1}{N^{1/2}} \Rightarrow r = \frac{1}{4^{1/2}} = 1/2$$

$$c) D = \frac{\log 8}{\log 2} = 3$$

$$r = \frac{1}{N^{1/3}} \Rightarrow r = \frac{1}{8^{1/3}} = 1/2$$

Para melhor entendimento, calcula-se a dimensão fractal da figura 2.16 que é a famosa “curva de Koch”. Para a curva tem-se $N=4$, pois a configuração inicial foi dividida em quatro partes iguais e cada parte sofreu uma redução para um terço do valor, o que dá uma razão $r = 1/3$ (MANDELBROT 1982).

$$D = \frac{\log N}{\log(1/r)} \Rightarrow D = \frac{\log 4}{\log \frac{1}{1/3}} = \frac{\log 4}{\log 3} \Rightarrow D = 1,2619$$

Pode-se observar, a partir do valor obtido da dimensão fractal para a curva de Koch ($D_f = 1,2619$) um valor inteiro e uma parte decimal; o valor inteiro 1 indica que D_f se aproxima de uma linha e o valor 0,2619 implica a complexidade da curva; quanto menor este valor mais a curva se aproxima de uma linha e quanto maior mais complexa será a estrutura e mais a curva se aproxima de um plano.

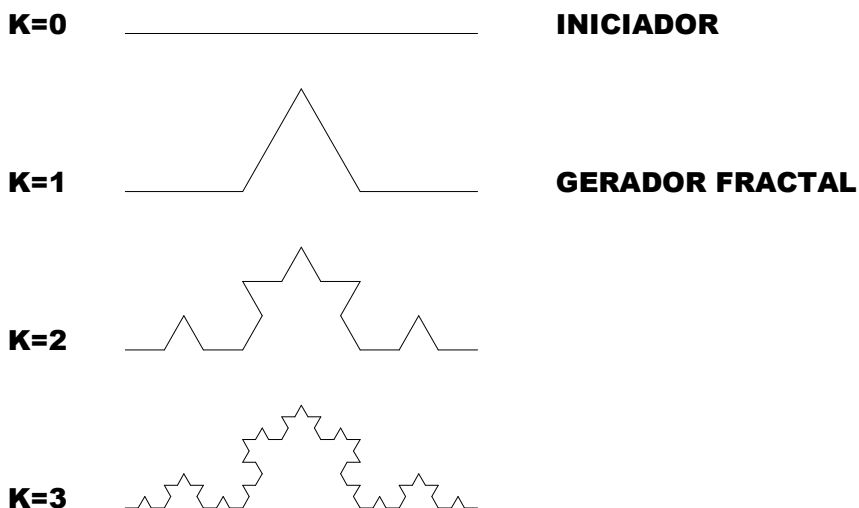


Figura 2.16 - Curva de Koch

A dimensão fractal é uma medida da “complexidade” de um objeto geométrico, sendo maior que um e menor que dois para um perfil e maior que dois e menor que três para uma superfície.

Nem sempre é possível determinar D_f através da fórmula (2.21) e por isto, aplica-se estimativas que além de fornecerem valores aceitáveis seguem um critério semelhante ao da referida fórmula. A seguir serão apresentados os métodos mais aplicados.

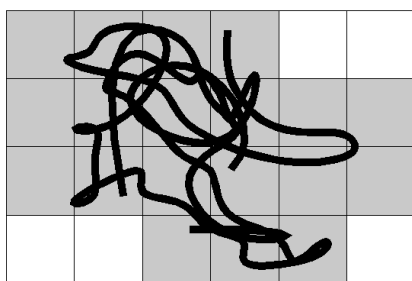
a) Método da contagem de caixas

Este método, também denominado método da capacidade Kolmogorov, é muito utilizado para estimativas práticas da dimensão fractal de estruturas no plano e estudo de perfis. Ele está relacionado com a dimensão da auto semelhança, onde em alguns casos o valor obtido pelos dois métodos é o mesmo.

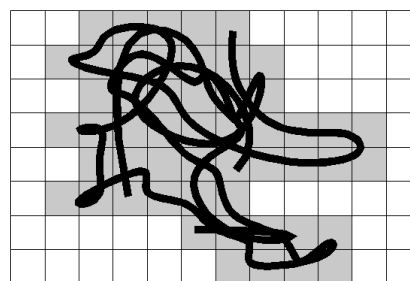
A estrutura em estudo é coberta por uma malha regular, com o tamanho de cada célula dada por “S”, sendo contado o número de caixas que a interceptam. Isto fornece um número “N”, e como N depende de S convencionou-se $N(S)$. Em seguida muda-se “S” para tamanhos menores, e computam-se os respectivos valores para $N(S)$. Daí, coloca-se em um gráfico $\log N(S)$ versus $\log (1/S)$ todos valores calculados.

A dimensão fractal será dada pela inclinação da reta obtida quando são unidos os pontos do plano.

Segundo CHARKALUK et al. (1998) se o objeto estudado acima tiver propriedades fractais, então obtém-se a seguinte relação de potência que caracteriza realmente um objeto fractal: $N(S) \sim S^{-D}$ onde D corresponde a inclinação do gráfico ou dimensão fractal procurada (figura 2.17).



$$s = 1/6 \quad N(s) = 19$$



$$s = 1/12 \quad N(s) = 52$$

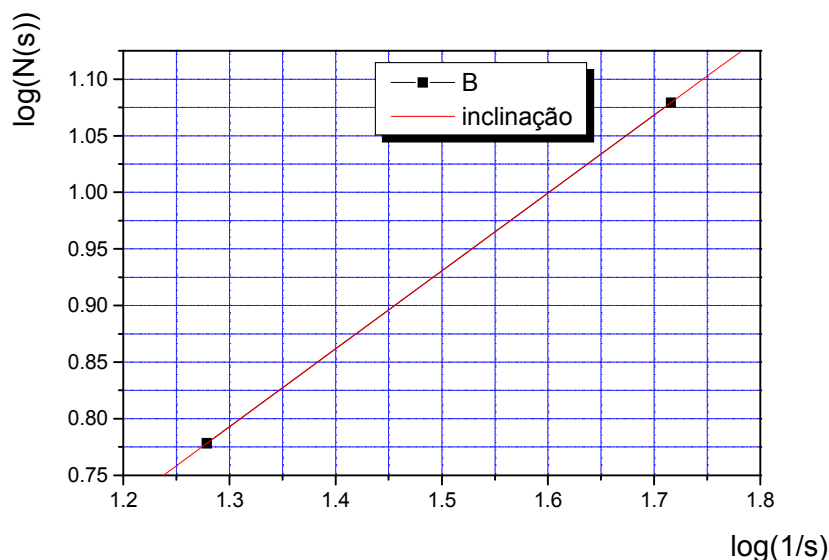


Figura 2.17 - Exemplo da contagem de caixas usando duas malhas.

Na prática é conveniente considerar uma seqüência de caixas onde o tamanho da malha é reduzido por um fator de $\frac{1}{2}$ de uma caixa para a próxima. Nesta aproximação, cada caixa de uma malha é dividida em quatro caixas. Deste modo $N(2^{-K})$, $K = 0, 1, 2, \dots$, e a dimensão fractal será dada por (PEITGEN et al. 1982):

$$D = \frac{\log N(2^{-(K+1)}) - \log N(2^{-K})}{\log 2^{K+1} - \log 2^K} \quad (2.22)$$

$$D = \frac{\log 52 - \log 19}{\log 12 - \log 6} \Rightarrow D = 1,45$$

Onde:

$N(s) = 19$ para $s = 1/6$ e $N(s) = 52$ para $s = 1/12$ como pode ser observado no gráfico da figura 2.17, no qual por efeito didático foram plotados apenas dois pontos.

b) Método do compasso

Seja "C" o contorno de uma superfície a ser estudada. Escolhe-se um valor "padrão" de segmento para medir o contorno, chamado de "S", e cobre-se toda a superfície. A curva "C" terá um comprimento $U(S)$ que será dado por $U(S) = N(S) \cdot S$ para cada valor de segmento utilizado. Variando-se o

valor de “S”, coloca-se em um gráfico $\ln U(S)$ versus $\ln (1/S)$. A dimensão fractal da curva D_f será dada da pela inclinação da curva d (CHARKALUK et al. 1998).

$$D = 1 + d \Rightarrow d = \lim_{S \rightarrow 0} \left[1 - \frac{\lg(N(S))}{\lg 1/S} \right] \quad (2.23)$$

A inclinação “d” é a parte decimal da dimensão fractal (figura 2.18); a razão $1/S$ é conhecida como precisão da medida e quanto menor for o seu valor maior será o valor obtido para $U(S)$.

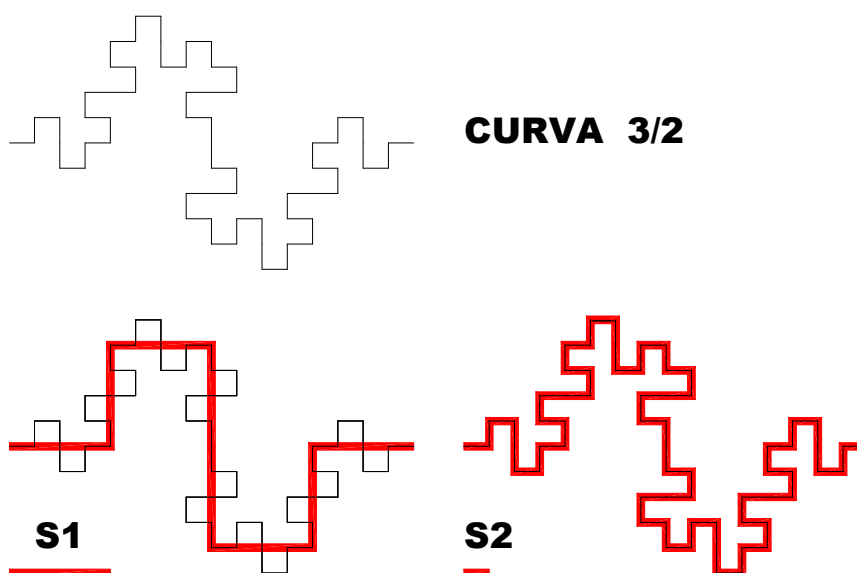


Figura 2.18 -Aplicação do método do compasso na curva 3/2

	U	S	lg U	Lg 1/S
Ponto 1	160	20	2,2	-1,3
Ponto 2	320	5	2,5	-0,7

$$d = \left(\frac{2,5 - 2,2}{-0,7 - (-1,3)} \right) = \frac{0,3}{0,6} = 0,5 \quad D = 1 + d \Rightarrow D = 1 + 0,5 \Rightarrow D = 1,5$$

Na figura 2.18, utiliza-se um fractal exato e toma-se como medida apenas dois pontos para facilitar o entendimento, porém na prática a estimativa é feita com uma quantidade maior de escalas de medida “S” e os pontos não formam exatamente uma linha. Entretanto, estes desvios podem ser minimizados.

PEITGEN et al. (1992) afirmaram que para o método ser válido é necessário que os vértices do polígono criado pela curva de segmentos “S” ou as extremidades dos segmentos fiquem situados sobre a curva.

c) Método das ilhas cortadas

Este método é bastante utilizado para medir a dimensão fractal de superfícies de fratura e muito empregado em ciência dos materiais. Foi introduzido por Benoit Mandelbrot e sua equipe.

Experimentalmente, as superfícies das espécies fraturadas são eletroliticamente cobertas com níquel ou cromo para preservar os detalhes da fratura, montadas em resina e, então, polidas paralelamente ao plano de fratura (CHARKALUK et al. 1998).

O perímetro e as áreas das ilhas são analisadas em um microscópio eletrônico de varredura para cada seccionamento e digitalizadas em um PC que através de softwares específicos de análise de imagens têm suas dimensões computadas. A dimensão fractal é determinada plotando-se a variação do logaritmo das áreas nas ordenadas versus o logaritmo dos perímetros, para todas as ilhas nos respectivos níveis estudados, para cada passo de polimento. No gráfico $\log A$ versus $\log P$ das áreas e perímetros das ilhas, obtém-se uma linha reta cuja inclinação vai corresponder a dimensão fractal D_f , RODRIGUES et al. (1998).

Na figura 2.19 tem-se um esquema para melhor entendimento do método das ilhas, para cada polimento A, B e C são medidos as ilhas e perímetros correspondentes.

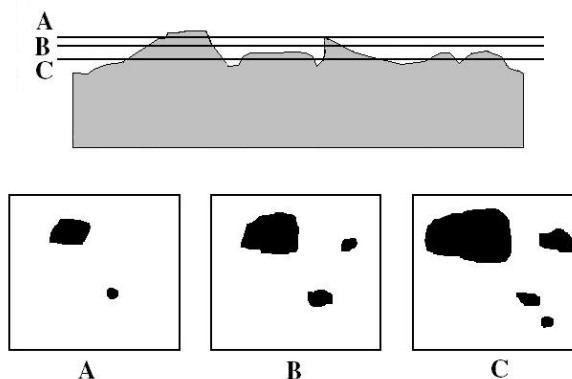


Figura 2.19 - Vista esquemática do procedimento para determinação das ilhas, A, B e C representam os polimentos.

2.3.4 FRACTAIS CLÁSSICOS

a) Carpete de Sierpinski

Esta estrutura fractal, figura 2.20, foi contribuição de Waclau Sierpinski à galeria dos fractais clássicos. O carpete é gerado, dividindo-se um quadrado em 9 partes auto-similares, retirando-se o quadrado central e repetindo-se esta operação aos quadrados restantes, tendendo ao infinito.

Se não fosse retirada nenhuma parte o fractal teria dimensão 2 de um plano, mas a dimensão deste fractal é 1,89.... Observe que, a estrutura é um plano faltando uma parte e, conseqüentemente, sua dimensão será menor que 2 (PEITGEN et al. 1992).

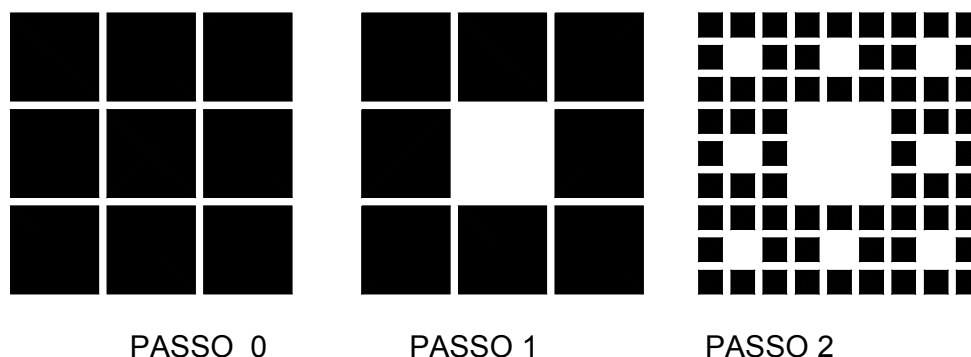


Figura 2.20 - Carpete de Sierpinski

b) O triângulo de Sierpinski

Este fractal clássico foi introduzido pelo matemático polonês Waclau Sierpinski (1882-1969) em 1916. A construção básica do triângulo de Sierpinski inicia com um triângulo equilátero, sobre os pontos médios de cada lado deste triângulo inicial; em seguida, é construído um novo triângulo com vértices sobre o mesmo e retirando-se a parte central do triângulo tem-se agora um triângulo formado por outros três com lado igual à metade do triângulo inicial. Repetindo-se este esquema de operação para cada novo triângulo formado obtém-se o triângulo de Sierpinski.

Segundo PEITGEN et al. (1998), cada triângulo do processo produz três novos triângulos em escala menor, o que dá uma configuração inicial de um triângulo que produz 3, 9, 27, 81, 243...novos triângulos a cada iteração, figura 2.21 .

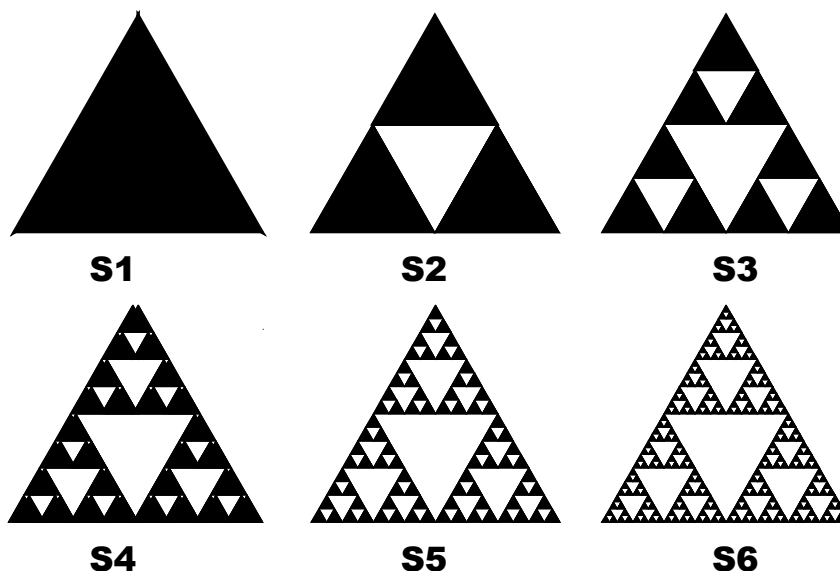


Figura 2.21 - Triângulo de Sierpinski, cujo $D_f = 1,58$.

c) Curva de Koch

Helge von Koch, matemático sueco, introduziu em 1904 a curva hoje conhecida como curva de Koch ou floco de neve de *von Koch*. Este fractal clássico é empregado como modelo em indústrias de alimentos, onde são utilizados métodos de expansão de materiais e diversos outros modelamentos, tais como litorais (figura 2.16).

A construção geométrica da curva de *Koch* começa, inicialmente, com uma linha reta, conhecida como iniciador. Deve-se partir esta em três partes iguais e substituir a parte central por um triângulo equilátero sem a base, obtendo neste ponto o gerador fractal. Em seguida deve-se repetir o mesmo procedimento para cada segmento do gerador e assim indefinidamente.

Na figura 2.22, tem-se o floco de neve de *von Koch*, também conhecido como ilha de *Koch*, que é formado por três partes congruentes, onde cada parte é uma curva de *Koch* (PEITGEN et al. 1992).

Pode-se facilmente observar na curva de *Koch* que cada passo produz uma figura que é parte da figura do próximo passo em uma mudança de escala ficando evidente a auto-semelhança, TSONIS (1992). Uma outra característica é o valor da dimensão fractal da curva que é igual a 1,26 a partir do gerador e que esta dimensão permanece inalterada, para qualquer número de iterações, característica da dimensão fractal de uma curva.

Um outro ponto interessante que ocorre é quando comparamos a curva de *Koch* com a poeira de *Cantor*. A curva de *Koch* a cada iteração passa a ocupar mais espaço na dimensão euclidiana, mantendo como mencionado anteriormente a mesma dimensão fractal, enquanto que a curva de *Cantor* a cada passo diminui sua presença na dimensão euclidiana, porém mantendo o mesmo $D_f = 0,63$. Este fato visualmente observável é também uma outra característica peculiar da complexidade de objetos fractais.

Observa-se a seguir como se comporta o comprimento de uma curva de *Koch*. Após a primeira iteração tem-se uma curva composta de quatro segmentos de linha de mesmo comprimento; depois da segunda iteração tem-se 4 X 4, na terceira 4 X 4 X 4 segmentos de linha e assim sucessivamente. Se a linha inicial do iniciador tem um comprimento “C”, após a primeira iteração o comprimento dos segmentos será “C” X 1/3, após o segundo passo você terá “C” X $(1/3)^2$ e assim continua diminuindo. Seguindo o raciocínio o comprimento da curva após o primeiro passo (iteração) é 4 X “C” X 1/3 e depois 4^2 X “C” X $(1/3)^2$ e assim por diante. Depois do K-ésimo passo tem-se um comprimento total “C” X $4^K/3^K$. Pode-se

então observar que o comprimento da curva aumenta por um fator de $4/3$, de uma iteração a outra (TSONIS 1992).

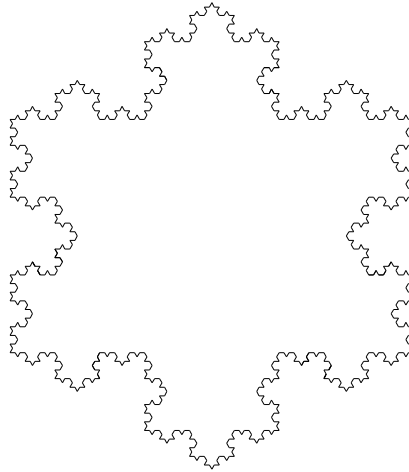


Figura 2.22 - Contorno do floco de neve de *von Koch*

d) Curva de Menger (esponja de Menger)

Karl Menger, em 1926, propôs um modelo de esponja que é muito empregado como modelo de materiais porosos. Segundo PEITGEN et al. (1992) Menger pegou um cubo regular e o dividiu em 27 pequenos cubos com mesmas dimensões. Em seguida, retirou um cubo do centro de cada face, e o cubo do centro da estrutura, e em uma segunda iteração repetiu o mesmo procedimento para os cubos que restaram, repetindo-se indefinidamente. Assim, tem-se a esponja de Menger com dimensão fractal igual a 2,73 como se pode ver na figura 2.23.

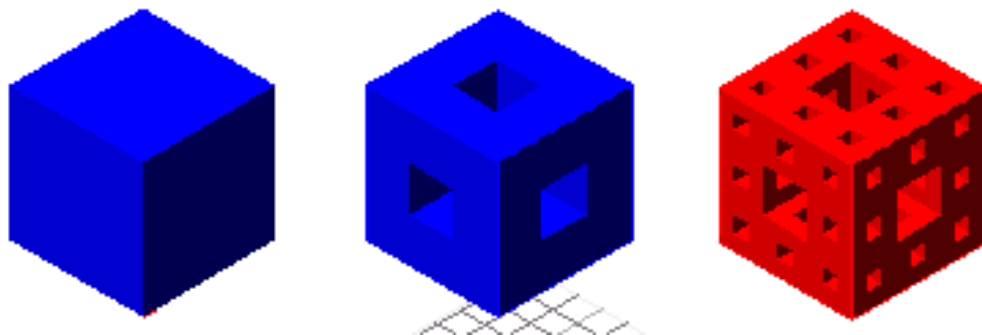


Figura 2.23 - Esponja de Menger

e) Poeira de Cantor

Todo fractal clássico leva o nome de seu autor. Como se pode ver, o ultimo exemplo é de autoria do matemático alemão Georg Cantor (1845-1918) que publicou em 1883 a poeira de Cantor (figura 2.24), constituído de um conjunto infinito de pontos. Tomando-se uma linha (segmento de linha) de comprimento unitário $[0,1]$, remove-se a parte central de comprimento b ; então se tem na primeira iteração dois novos segmentos com comprimentos iguais a $(1 - b)/2$, que vão constituir o gerador fractal. Repetindo-se indefinidamente esta operação nos segmentos remanescentes, obtem-se a poeira de Cantor. Para K iterações teremos 2^K segmentos de linha de comprimento total igual a $(1 - b)^K$ e com o comprimento de cada segmento igual à $l_n = (1 - b)^K/2^K$.



Figura 2.24 - Construção da Poeira de Cantor para $b = 1/3$, $D_f = 0,6309$.

2.4 A FRATURA E OS FRACTAIS

Nos últimos anos, a quantidade de pesquisas envolvendo propriedades mecânicas e a geometria dos fractais tem aumentado substancialmente, particularmente a análise de superfícies de fraturas. Estudos experimentais sobre as relações entre a dimensão fractal de superfícies fraturadas D_f e a tenacidade à fratura K_{IC} têm se revelado importante ferramenta para a análise de falhas de elementos estruturais.

A quantidade de esforços para quantificar superfícies de fratura usando a análise fractal tem crescido bastante. Uma das equações mais utilizadas, que relaciona a superfície de fratura com a dimensão fractal é conhecida como equação de Richardson-Mandelbrot (HILDERS et al. 1999). Esta equação mostra a dependência do comprimento de um perfil com o padrão de medida usado:

$$L(\eta) = L_0 \cdot \eta^{-(D-1)} \quad (2.24)$$

Onde:

$L(\eta)$ = Comprimento aparente do perfil

η = Unidade de medida (padrão de medida)

L_0 = Constante relativa ao comprimento

D = Dimensão fractal

Pode-se ver facilmente pela equação 2.24 a dependência entre o comprimento aparente do perfil, a unidade de medida usada para seu cálculo e a dimensão fractal. A dimensão fractal poderá neste caso ser obtida da parte linear do gráfico $\log L$ versus $\log \eta$ para um determinado perfil de fratura, calculando-se diversos comprimentos aparentes L para os diversos padrões de medidas η , como os resultados obtidos por HILDERS et al. (1999).

Em 1983 Coster e Chermant, em seu artigo, descreveram brevemente o uso de fractal para caracterizar superfícies fraturadas, onde mencionam a dimensão fractal como uma medida de rugosidade de superfície. MANDELBROT et al. (1984) sugeriram dois métodos experimentais denominados análise das ilhas e análise de perfil de fratura, para obter a dimensão fractal de superfícies fraturadas de aços submetidos a diferentes tratamentos térmicos. Eles encontraram que os valores de D_f decresciam lentamente com o aumento da energia do ensaio de impacto Charpy (MU et al. 1988).

MU et al. (1988) publicaram os resultados de seus estudos sobre a fratura e fractais. Eles utilizaram em suas investigações os aços 24SiMnCrNi₂Mo e 30CrMnSiNi₂A, os quais foram submetidos a

determinados tratamentos térmicos e as amostras dos aços fraturados foram investigados usando o método das ilhas proposto por Mandelbrot.

MU et al. (1988) colocaram os dados obtidos no ensaio em três gráficos. No primeiro gráfico encontraram uma relação linear entre o perímetro e a área, concluindo que as superfícies fraturadas eram fractais. No segundo e terceiro gráficos usaram o $\ln K_{IC}$ versus D_f para os dois materiais e observaram que os gráficos apresentaram também uma relação linear que refletia a mudança na microestrutura que ocorreu durante o tratamento térmico e a mudança no mecanismo de fratura devido as diferentes temperaturas.

MU et al. (1988), ainda fazendo uso de equações da mecânica da fratura linear elástica 2.25 e 2.26, e da geometria dos fractais de Mandelbrot 2.27, chegaram a uma quarta equação 2.28, que comprova o que obtiveram em seu experimento: a tenacidade à fratura está relacionada diretamente a dimensão fractal.

$$G_{IC} = 2 \gamma p \quad (2.25)$$

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (2.26)$$

$$L(\varepsilon_i) \approx \varepsilon_i^{1-D_f} \quad (2.27)$$

$$\ln K_{IC} = \text{cte} + (1 - D_f) \ln \varepsilon_i / 2 \quad (2.28)$$

Em seus resultados experimentais Lung e Mu encontraram também uma correlação negativa entre a dimensão fractal D_f , e a tenacidade à fratura K_{IC} , onde quanto maior o valor da dimensão fractal menor é a tenacidade da fratura, MU et al. (1988).

HILDERS & PILO (1997) apresentaram os resultados de um estudo da relação entre o incremento da dimensão fractal D_f' , (parte decimal), calculado através do método das ilhas e a tenacidade de impacto em um aço médio carbono perlítico ferrítico.

O material usado por HILDERS & PILO (1997) tinha uma composição química em peso de 0,48 C; 0,52 Mn; 0,25 Si; 0,03 P e 0,019 S. Este material composto de seis placas, foi homogeneizado a 1000°C e para garantir uma variedade de microestrutura ferrítica e perlítica, que poderiam resultar em diferentes comportamentos de tenacidade, as placas foram laminadas entre 25°C e 700°C para diferentes reduções (de 10% e 25%). O ensaio de impacto Charpy-V foi, então, realizado e as amostras fraturadas foram analisadas no MEV.

Hilders & Pilo (1997) obtiveram uma relação positiva onde a dimensão fractal aumenta com a energia de impacto Charpy-V em contraste com os valores obtidos por Mandelbrot que obteve uma relação negativa. Sugeriram, então, que a aparente discrepância poderia ser simplesmente explicada pela básica diferença entre a absorção de energia nos diferentes micromecanismos de fratura (HILDERS & PILO 1997).

Dando continuidade a seus trabalhos, LUNG et al. (1988) ensaiaram uma amostra de aço DIN 30CrMnSiNi₂A austenitizado e temperado. As amostras foram fraturadas durante o ensaio para a determinação de K_{IC} , e depois de fraturadas foram investigadas usando o método das ilhas de Mandelbrot.

Lung e Mu encontraram que as relações entre as áreas e perímetros ficavam muito próximas de uma linha reta quando plotados em escala logarítmica idêntica ao que ocorreu no trabalho anterior. Eles concluíram que a origem da correlação negativa entre a dimensão fractal e a tenacidade à fratura ocorre devido ao método utilizado e que o valor medido de D_f depende do padrão de medida usado para medir o perímetro e tem uma correlação quantitativa com a dimensão fractal intrínseco D_0 da superfície do metal fraturado. Quando o padrão de medida é pequeno o suficiente D_f aproxima-se de D_0 . Foi mostrado, também, que a origem da correlação negativa entre D_f e K_{IC} ocorria porque o padrão de medida usado por muitos autores era muito grande (MU et al. 1988).

Em 1999, HILDERS et al. (1999), desenvolveram um trabalho com o aço inoxidável duplex. Eles mostram que D_f pode ser usado como um

parâmetro de caracterização do material, porque ele tem uma boa correlação com os valores da resistência e ductilidade derivados de testes de tração. Espécimes cilíndricos foram aquecidos a 1120°C, depois resfriados em água e envelhecidos a 475°C por 1; 2; 6,5; 12; 24; 40 e 120h (duas amostras para cada condição). Em seguida, foram realizados os ensaios de tração a temperatura ambiente, as superfícies de fratura depois de preparadas foram analisadas no MEV e, finalmente, realizado a análise do perfil das fraturas.

Após a plotagem dos dados eles observaram uma redução do limite de escoamento e do limite de resistência a tração com o aumento da dimensão fractal e que a dimensão fractal diminuía com o aumento do tempo de envelhecimento aplicado a 475°C (HILDERS et al. 1999).

Do exposto, pode-se verificar a importância da concepção de estrutura fractal na caracterização de materiais, onde a dimensão fractal está intimamente ligado às propriedades mecânicas tais como tenacidade, rugosidade, limite de escoamento e muitas outras.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizadas chapas de aço inoxidável duplex UNS-S31803 com dimensões iniciais 308 x 156 x 12 mm, dureza igual a 21 HRC, limite de escoamento de 543,8 MPa, limite de resistência de 789,6 MPa e composição química em peso segundo a tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição Química (% em peso) do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 ensaiado.

AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS-S31803							
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Co
0,018	1,480	0,019	0,001	0,450	22,220	5,590	0,130
Cu	Mo	N	Nb	Al	Sn	Ce	Fe
0,280	3,080	0,180	0,021	0,003	0,012	0,020	66,496

3.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Parte das amostras foram usinadas como recebidas e parte foram submetidas a tratamento térmico de envelhecimento a temperatura de 475 °C, por períodos de 12, 25, 50, 100 e 175 h, em estufa sem controle de atmosfera.

3.2 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Foram usinados 33 corpos de prova (CP) para ensaio de Charpy - V, de acordo com a norma NBR 6157/1980, sendo 18 CP de dimensões padrão com 55 x 10 x 10 mm e 15 CP com dimensões reduzidas de 55 x 10 x 5 mm. O ensaio foi realizado para avaliar a tenacidade do material à temperatura ambiente e estudar a superfície de fratura, nos estados com e sem envelhecimento afim de que fosse determinada a dimensão fractal. Os corpos de prova também foram analisados com a posição do entalhe em relação ao sentido de laminação da chapa, sendo três corpos de prova (CP) para cada condição de ensaio.

Os CP foram retirados da chapa de acordo com o desenho apresentado na figura 3.1, com a posição do entalhe menos crítica para o CP reduzido, e mais crítica para o CP padrão, com a finalidade de garantir o rompimento total.

Para mostrar a importância da precisão de usinagem na geometria do entalhe também foram confeccionados três corpos de dimensões padrão com raio de concordância do entalhe em V com valor igual a 0,30 mm, diferente do valor normalizado que é de $0,25 \pm 0,025$ mm.

Todos os corpos de prova foram ensaiados na máquina de ensaio Charpy, conforme a norma NBR 6157, à temperatura ambiente.

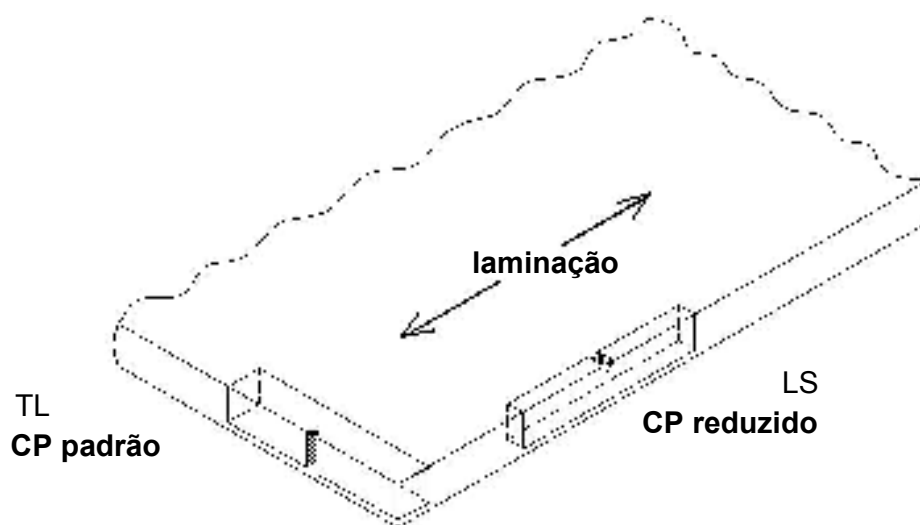


Figura 3.1 - Posição do entalhe e retirada do CP em relação a laminação da chapa

3.3 DUREZA

Para acompanhar o endurecimento mecânico que o tratamento térmico de envelhecimento acarreta, foram realizados ensaios de dureza Brinel, para um diâmetro de esfera de 2,5 mm e carga aplicada de 1838,81 N. Foram realizados os ensaios no material como recebido e para todas as condições de envelhecimento (12 , 25 , 50, 100 e 175 h).

A princípio cogitou-se o uso da microdureza Vickers para o estudo da dureza das fases presentes, austenita e ferrita, mas como na literatura só a fase ferrítica influi na dureza do material, enquanto a fase austenítica não sofre qualquer mudança com o envelhecimento, então se optou pela dureza Brinel.

3.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV), e as imagens foram obtidas através de um detector de elétrons retroespalhados.

Foram analisadas as superfícies fraturadas após o ensaio de impacto Charpy para as amostras no estado como recebido e nas condições de

envelhecimento para os corpos de prova padrão, porém para os CP reduzidos não foi possível, pois os mesmos não romperam totalmente.

Todas as superfícies fraturadas foram analisadas para aumentos de 50X, 100X, 200X, 400X e 500X, com exceção para um CP sem envelhecimento que foi acrescentado os aumentos de 600X e 1000X, para a análise fractal, totalizando 92 fractografias.

Também foram feitas microscopias para análise da micro-estrutura do material, onde as amostras foram polidas e atacadas por reagente com Glicerina, ácido clorídrico e ácido nítrico na proporção de 3:2:1.

3.5 CÁLCULO DA DIMENSÃO FRACTAL

Na estimativa da dimensão fractal foram utilizados três métodos: o método das ilhas que faz a análise das superfícies de fratura, o método da seção vertical para análise do perfil, e o método da transformada de Fourier para confirmar os resultados obtidos no método das ilhas.

a) Método das ilhas

Nesta estimativa da dimensão fractal (D_f) foi utilizado uma adaptação do método das ilhas de MANDELBROT et. al (1984). O método consiste, basicamente, em seccionar (polir) a superfície de fratura paralelamente à mesma, e para cada seccionamento faz-se o registro das áreas e perímetros das ilhas obtidas. A seguir obtém-se um gráfico com a ordenada dada pelo logaritmo das áreas e a abscissa pelo logaritmo dos perímetros de todas as ilhas obtidas. A dimensão fractal será estimada através da inclinação do gráfico obtido.

Nos métodos aplicados para estimativa da dimensão fractal empregados no presente trabalho não foi necessário danificar as amostras das fraturas, pois o estudo foi realizado nas fractografias obtidas no Microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Inicialmente foram obtidas através do MEV fractografias em tons de cinza com dimensões 712 X 484 pixels (24 X 16,31 cm; com resolução de 29,667 pixel / cm) e arquivo do tipo Tif (*Tagged Image Format*). Em seguida

as fractografias foram editadas através do *software Adobe Photoshop*, na seguinte sequência: a) eliminação da legenda e a fractografia passa a ter dimensões 712 X 420 pixels; b) obtenção de 10 cortes através do comando limiar para cada fractografia sem legenda.

O passo seguinte consiste na localização das ilhas para cada limiar, e a determinação de suas áreas e perímetros conseguidos através do *software* de análise de imagem *Imagetool* produzido pela “*The university of Texas Health Science Center In San Antonio*”.

De posse das áreas e perímetros para os 10 limiares, foi calculado o logaritmo das áreas e perímetros para todas as ilhas e plotado o gráfico $\log A \times \log P$, de onde a dimensão fractal foi determinada da inclinação obtida através de regressão linear dos pontos plotados.

b) Método da seção vertical (perfil)

Para este método e para o método da transformada de Fourier as fractografias obtidas no MEV foram editadas no programa Adobe Photoshop para dimensões 420 X 420 pixels e arquivo do tipo bmp (*Windows bitmap*).

Este método também teve como base os tons de cinza das fractografias obtidas no MEV. Para substituir o seccionamento vertical sobre as superfícies de fratura, foi desenhado o perfil da mesma através dos tons de cinza e para cada desenho foi utilizado o método da contagem de caixas para determinação da dimensão fractal do perfil.

Neste caso aplicou-se o *software “Image J”*, que é um *software* de análise de imagem de domínio público produzido pelo “*National Institutes of Health, USA*”.

Sobre a fractografia (420 x 420) pixels, através do *software “Image J”* foram desenhadas 10 linhas de coordenadas iguais a (10,2) (10,418); (110,2) (110,418); (210,2) (210,418); (310,2) (310,418); (410,2) (410,418); (2,10) (418,10); (2,110) (418,110); (2,210) (418,210); (2,310) (418,310); (2,410) (418,410). Para cada linha foi desenhado o perfil da superfície de fratura seccionada levando em consideração a intensidade de pixels e, em seguida, calculada a dimensão fractal dos perfis obtidos aplicando o método

da contagem de caixas, em um total de dez. Para finalizar a dimensão fractal da superfície foi dada como a média dos dez valores obtidos.

c) Método da transformada de Fourier

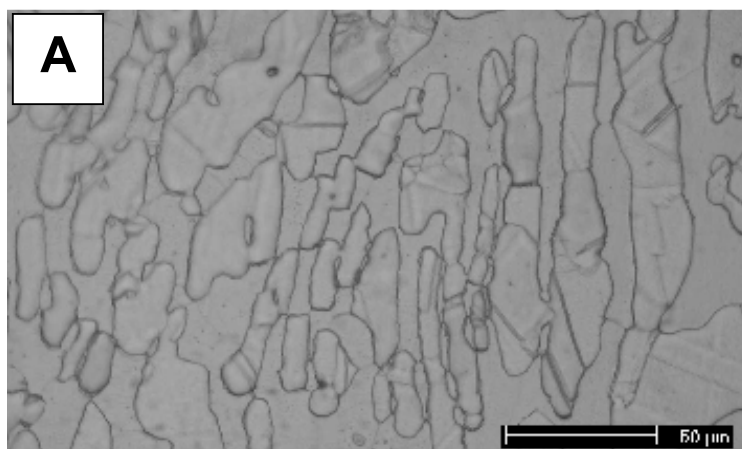
Neste método foi utilizado o *software* “*Ferimage*”, que é executado com o programa *Matlab*. O *Ferimage* é um grupo de funções destinadas ao cálculo de Df de imagens obtidas no MEV ou microscópio ótico e foi desenvolvido por F.D. Bianchi e R.D. Bonetto na “*LEICI. Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata; Centro de Investigación y Desarrollo en Procesos Catalíticos, CONICET, UNLP*”, em La Plata, Argentina.

A dimensão fractal é obtida através da transformada de Fourier e regressão linear das fractografias editadas de dimensões 420 X 420 pixels e formato *bitmap*, em tons de cinza. O *software Ferimage* determina a dimensão fractal em vinte diferentes direções do espectro de potência de Fourier. Para cada direção, a inclinação e a reta que melhor se ajusta ao espectro são determinadas e registradas em um diagrama polar. O espectro médio de potência para todas as direções é também desenhado em um gráfico log – log em função da frequência, e por meio de regressão linear a dimensão fractal média é obtida da expressão: $D = 4 + \text{inclinação}/2$.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As micrografias do aço Inoxidável duplex estudado são apresentadas na figura 4.1a e 4.1b onde pode-se ver as fases austenítica e ferrítica e o alongamento dos grãos devido à laminação.



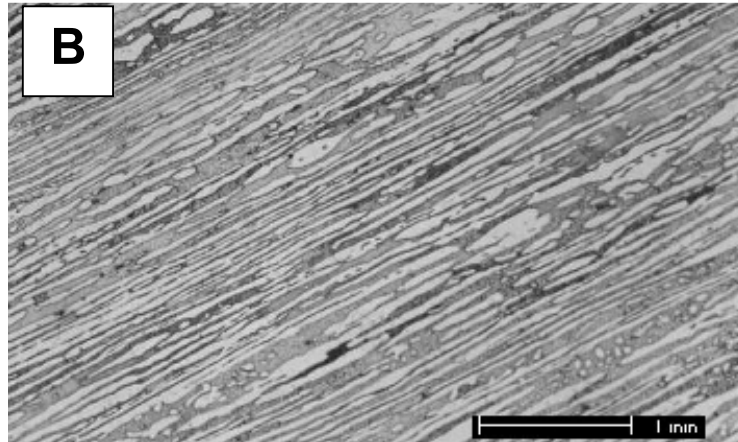


Figura 4.1 - Estrutura do AID; a) aumento 1000X b) aumento 50X.

Na tabela 4.1, tem-se os valores encontrados para a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V para os corpos de prova com dimensões padrão (55 X 10 X 10) e dureza Brinel para os diferentes tempos de envelhecimento a 475°C e na figura 4.2 a representação gráfica destes valores.

Tabela 4.1 – Resultado do ensaio de impacto Charpy-V (CP padrão) para amostras envelhecidas a 475°C, e dureza Brinel.

Tempo de Envelhecimento, h	Energia Absorvida, J	Dureza Brinel, HB
0 (r = 0,3)	250,48	-
0	226,06	245,89
12	118,37	258,20
25	88,13	285,78
50	79,79	285,56
100	69,98	301,11
175	73,38	294,33

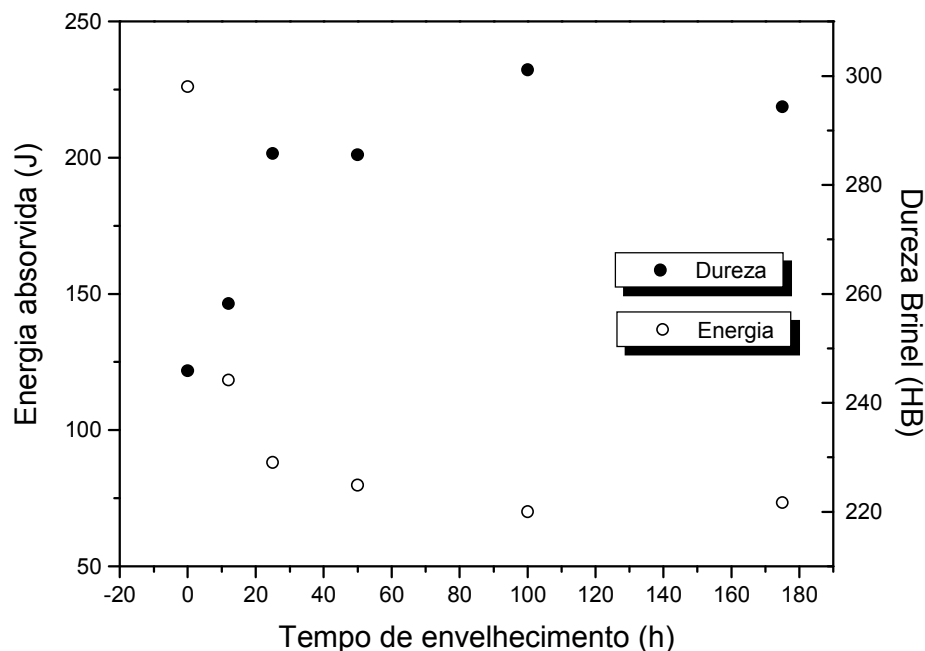


Figura 4.2 - Variação da energia absorvida e dureza Brinell com o tempo de envelhecimento.

O envelhecimento causou uma queda significativa na energia absorvida do material para o tempo de até 25 h (figura 4.2), e a partir daí apresentou uma variação menor com tendência a permanecer constante acima de 100 h. Segundo MATHEW et al. (1999) a queda de energia observada no aço inoxidável duplex nestas condições de ensaio é devido a formação da fase α' , finamente dispersa na ferrita.

O efeito da fase α' na dureza pode ser observado. A variação da dureza vai diminuindo à medida que se aproxima de 100h de envelhecimento devido a diminuição da taxa de precipitação da fase α' , com o aumento no tempo de envelhecimento.

Na figura 4.3 temos as fractografias obtidas para um CP de cada condição de envelhecimento, para um aumento no MEV de 50X. Pode-se observar que ocorreu uma fratura com separação em planos, para os corpos após o envelhecimento. Um dos causadores deste fato é a fragilização que ocorre a 475 °C, o que pode ser confirmado pela sua ausência no corpo fraturado sem envelhecimento.

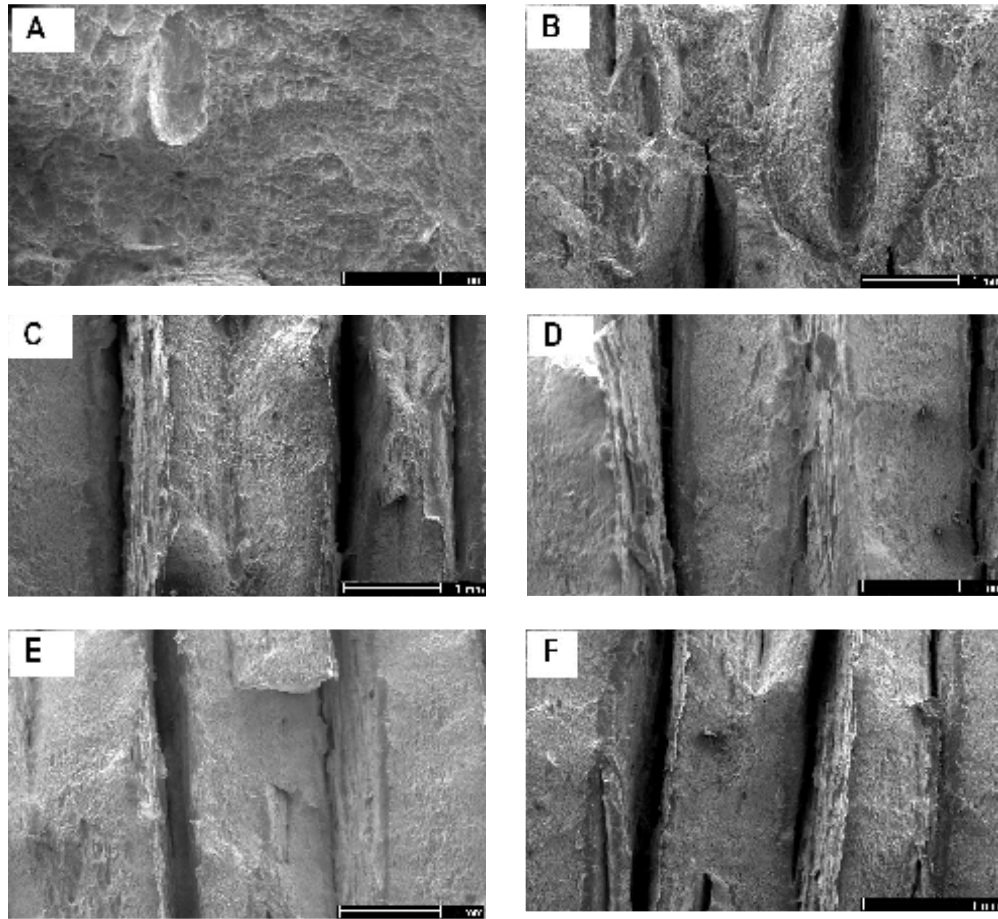


Figura 4.3 – Fotos obtidas no MEV aumento 50X: a) Sem envelhecimento b) 12 h c) 25 h d) 50 h e) 100 h e f) 175 h.

Geralmente, existe uma íntima relação entre a energia absorvida obtida em um ensaio e a deformação apresentada pela superfície de fratura. Os materiais que apresentam elevado valor de energia apresentam grandes deformações plásticas e os materiais que apresentam pequeno valor, apresentam um comportamento frágil com menor deformação. A fractografia que corresponde à amostra sem envelhecimento apresenta uma aparência acentuadamente diferente das demais, pois a energia absorvida no impacto da mesma foi muito superior; pelas características da superfície de fratura ela é bem mais dúctil.

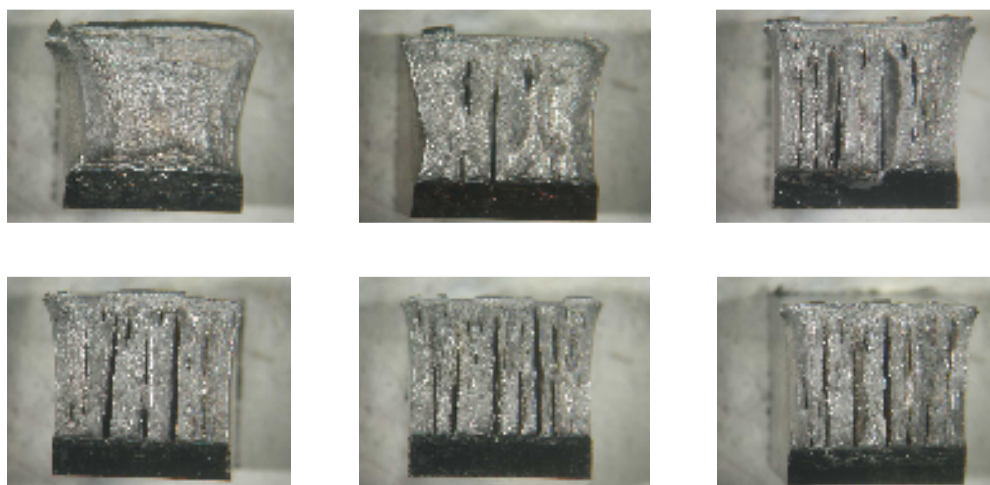


Figura 4.4 - Superfícies de fratura em ordem de envelhecimento 0, 12, 25, 50, 100 e 175 h.

Na figura 4.4 tem-se o conjunto de superfícies obtidas no ensaio de impacto Charpy. O corpo sem envelhecimento apresenta estrutura predominantemente dúctil, enquanto que os demais são predominantemente frágeis; apresentam também uma separação em planos, com uma tendência de aumento de separações para um maior tempo de envelhecimento.

Para mostrar o cuidado que devemos ter na confecção dos CP para o ensaio de impacto Charpy, foram ensaiados três corpos com o raio de concordância do entalhe igual a 0,3 mm e obteve-se valores bem maiores que os obtidos seguindo rigorosamente a norma. A energia absorvida foi igual a 226,06 J para o CP com raio de concordância igual a $0,25 \pm 0,025$ mm, e uma energia igual a 250,48 J para o CP com raio igual a 0,3 mm.

Na tabela 4.2, têm-se os valores encontrados para o ensaio de impacto Charpy-V para os corpos de prova com dimensões reduzidas 55 X 10 X 5 mm.

Foi escolhida para ensaio a posição menos crítica do entalhe em relação à laminação para a avaliação da influência da posição do entalhe em relação ao sentido da laminação.

Tabela 4.2 – Resultado do ensaio de impacto Charpy-V (CP reduzido)

Tempo de envelhecimento, h.	Energia absorvida, J.
0	163,50
12	157,29
25	162,83
50	165,15
100	158,26

A influência da posição do entalhe em relação à laminação foi bastante expressiva: os corpos de prova reduzidos, não romperam totalmente; com exceção do corpo de prova sem tratamento térmico de envelhecimento, no qual a energia para o CP padrão foi bem maior, os demais corpos de tamanho reduzidos apresentaram uma energia bem superior ao CP padrão, chegando a ultrapassar 100% da energia dos mesmos. O CP sem envelhecimento apresentou uma superfície dúctil; para os CP envelhecidos a 12 h, apenas um dos CP apresentou uma estrutura conhecida como “*arrester*”, HERTZBERG (1989); com 25 h dois corpos apresentaram esta estrutura e acima de 25 h todos os CP também apresentaram a estrutura “*arrester*”, sugerindo que a mesma está relacionada com o envelhecimento do material, figura 4.5.

Essa estrutura é ocasionada pelo alinhamento que ocorre devido à laminação no material, estando ligada ao envelhecimento e a fragilização a 475 °C; também mostra que a posição do corpo em relação à laminação é muito importante no ensaio de impacto. Se o corpo de prova nesta direção de entalhe não fosse reduzido o CP possivelmente pararia o pêndulo Charpy.



Figura 4.5 - Estrutura obtida nos corpos de provas com dimensões reduzidas, estrutura tipo “arrester”.

Quanto à relação da energia absorvida com o envelhecimento, não foi possível sua determinação, pois os valores encontrados não seguiram uma sequência.

4.2 A DIMENSÃO FRACTAL

4.2.1 MÉTODOS UTILIZADOS

Somente os CP com dimensões padrão tiveram suas superfícies estudadas com a geometria dos fractais, pois os corpos de prova reduzidos não romperam totalmente.

No método das ilhas foi tomado como base os tons de cinza das fractografias obtidas no MEV. As intensidades dos tons de pixels da figura variam de 0 a 255 sendo zero para a cor mais clara e 255 para a cor mais escura, respectivamente branco e preto, onde a intensidade de cinza de cada pixel representa a profundidade da fratura e quanto maior o valor mais profundo será o elemento. Aliado a este item foi aplicado o comando

conhecido como limiar, que substitui o corte efetuado por Mandelbrot na aplicação do método das ilhas. Na figura 4.6 tem-se como exemplo a fractografia para a amostra com 50 h de envelhecimento e aumento no MEV de 400X.

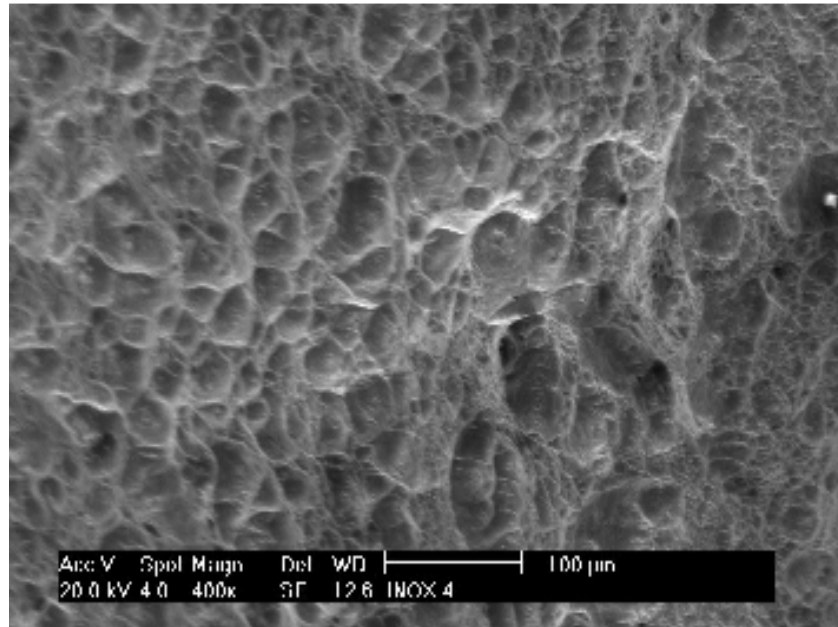


Figura 4.6 – Fractografia obtida no MEV com aumento de 400X para CP com 50h de envelhecimento.

Na figura 4.7a) tem-se a mesma fractografia anterior, porém com os tons de cinza invertido no *software photoshop* pois sem este artifício teria-se o contorno das ilhas e não sua superfície. Para cálculo das ilhas tem-se na figura 4.7b) uma das edições feitas com o comando limiar, de um total de 10 limiares que representam os dez cortes “físicos”. Para este limiar de imagem foram obtidas um total de 956 ilhas, porém por efeito visual, numerou-se as ilhas com área superior a 100 pixel.

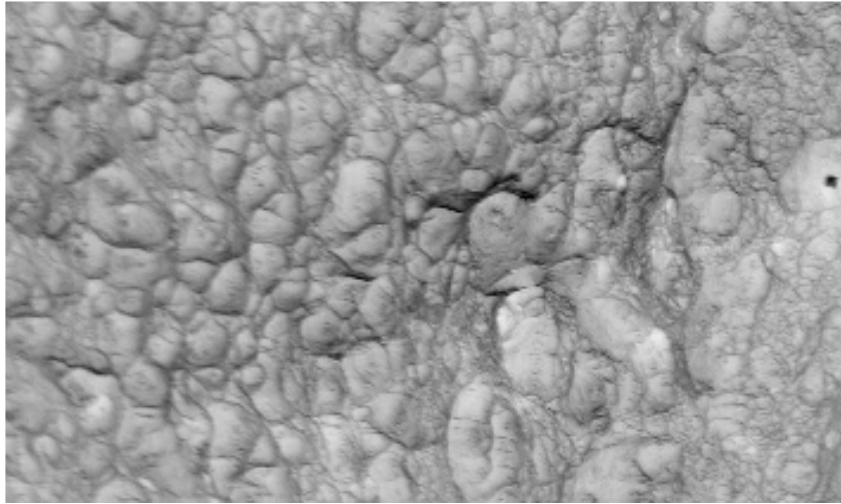


Figura 4.7 a) - Fractografia de CP com 50h de envelhecimento e aumento no MEV de 400X com os tons de cinza invertidos.

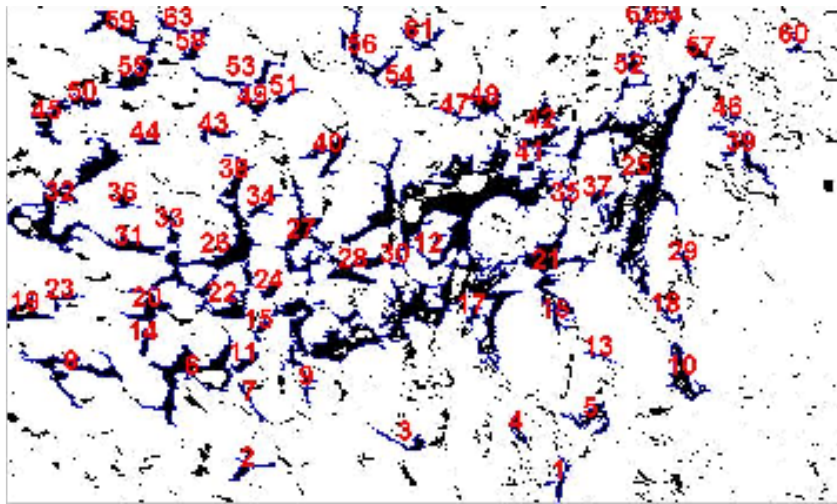


Figura 4.7 b) - Imagem do CP com 50h de envelhecimento e aumento no MEV 400X editada para estudo das ilhas.

VASCONCELOS et al. (2000), utilizaram em seus trabalhos para cálculo da dimensão fractal de partículas de Sílica o mesmo esquema de edição de imagem, tendo usado oito limiares diferentes para fotos obtidas também no MEV.

Para MANDELBROT et al. (1984), a linearidade do gráfico obtido no método das ilhas revela que a superfície tem uma estrutura fractal. Esta linearidade esteve sempre presente neste trabalho, como pode ser observado na figura 4.8.

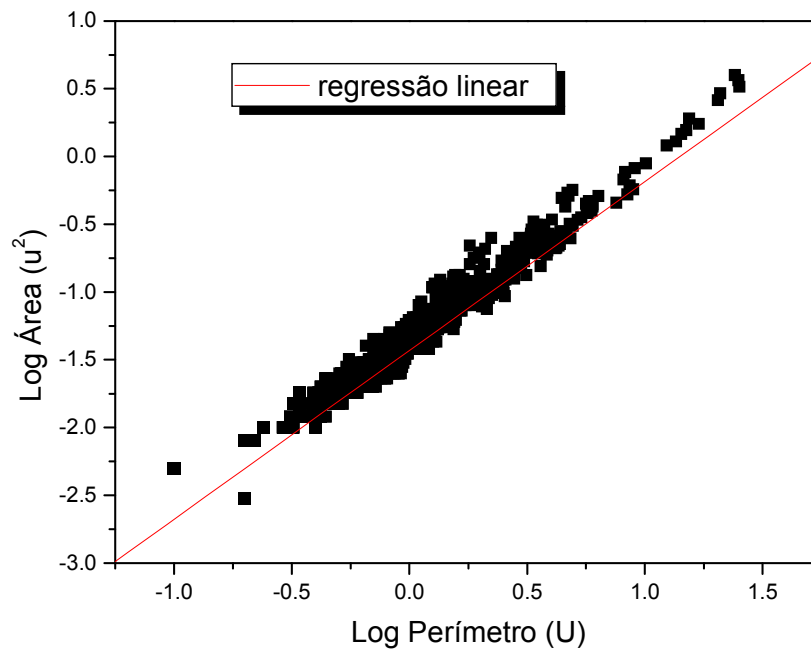


Figura 4.8 - Gráfico da amostra E501, aumento 400X (3774 ilhas) Df = 2,558793.

Finalmente, para o cálculo da dimensão fractal, utilizou-se o estudo feito por MADELBROT (1982), que demonstra a relação entre o logaritmo da área e o logaritmo do perímetro, sendo a dimensão fractal estimada através da inclinação do gráfico. Desse estudo é fácil chegar a expressão 4.1, a mesma utilizada por VASCONCELOS et al. (2000). Assim, a dimensão fractal esperada é:

$$\log(A) = C + \frac{2}{D-1} \log(P) \quad (4.1)$$

C = Constante

Df = Dimensão Fractal ($2 < Df < 3$)

A = Área das Ilhas

P = Perímetro das Ilhas

Alves et al. (2001) estudaram a relação entre a mecânica da fratura elasto-plástica e a geometria fractal. O material utilizado foi o aço de baixa liga e alta resistência *HSLA*, e as superfícies de fratura obtidas através do ensaio da integral J.

A dimensão fractal foi calculada através das fractografias das superfícies de fratura aplicando o método das ilhas, com o uso de edições de imagem, também não sendo necessário o corte da amostra.

No método da seção vertical (perfil) o valor obtido para a dimensão fractal como se trata de perfil, corresponde a um número situado entre 1 e 2. Na figura 4.9a tem-se o traçado de corte realizado para um fractografia obtida com aumento de 50X para um corpo de prova ensaiado sem tratamento térmico. Na figura 4.9b tem-se o perfil obtido para o seccionamento correspondente a linha 5 para o qual obtém-se, através da contagem de caixas, a dimensão fractal $D_f = 1,3986$.

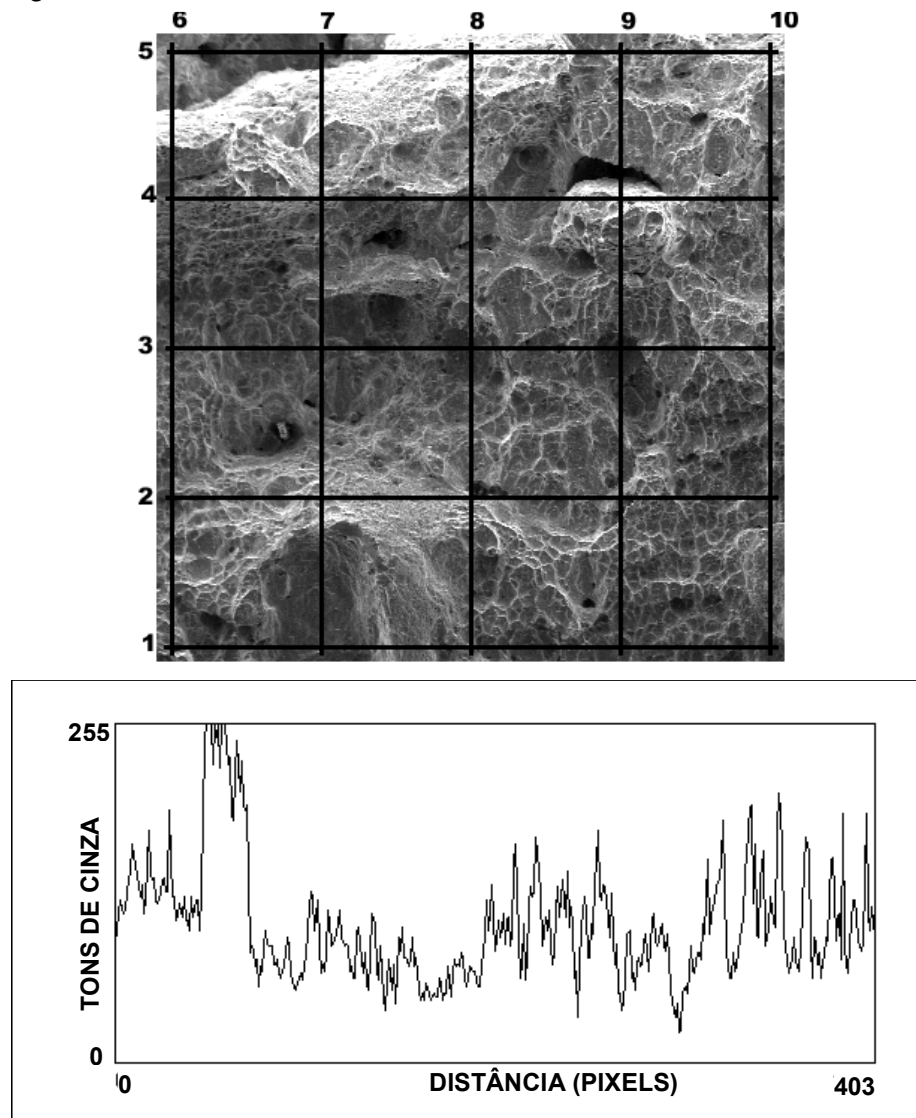


Figura 4.9 a) - Fractografia mostrando o esquema de corte para a obtenção do perfil. b) perfil obtido para a linha 5 da figura.

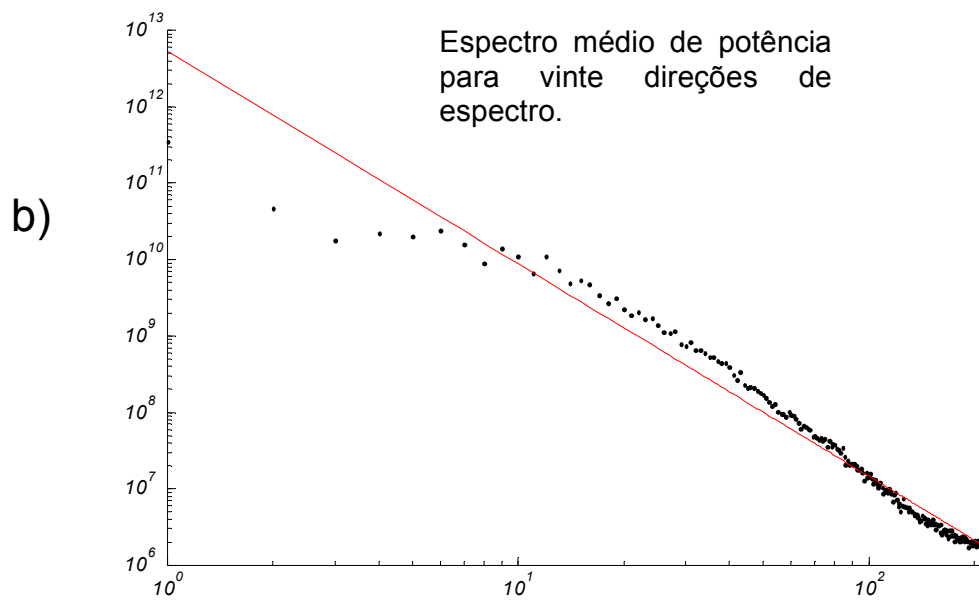
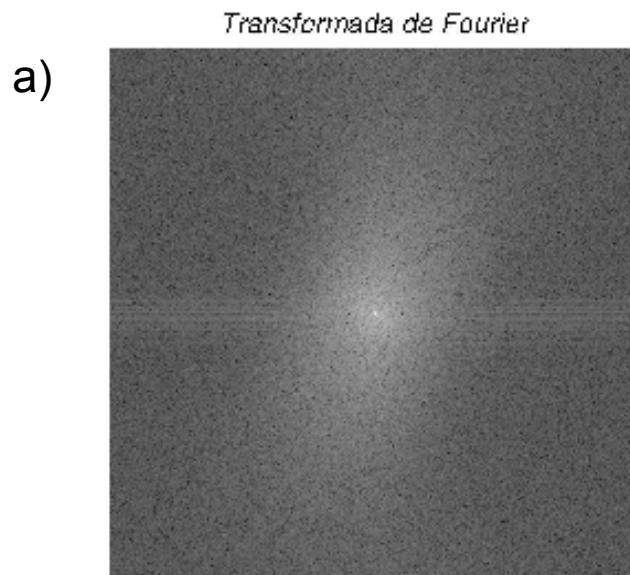
CAMPOS et al. (2000), estudaram a dimensão fractal no aço API-X80, submetido a ensaio de impacto Charpy. As superfícies obtidas receberam cinco cortes “físicos” para o estudo do perfil da fratura, enquanto que neste trabalho utilizou-se dez cortes através dos tons de cinza. Em seguida, a dimensão foi obtida através de operações de dilatação e erosão do perfil, usando os tons de cinza, enquanto que neste estudo calculou-se a dimensão do perfil usando o método das caixas.

Li et al. (1995), analisaram o comportamento fractal em superfícies de fratura em barras de ferro puro e em barras de aço Cr-Ni. As superfícies também foram obtidas através de ensaio de impacto Charpy e a análise da dimensão fractal foi feita sobre os perfis obtidos do seccionamento; três perfis obtidos por seccionamento da superfície em ângulos de 120° um em relação ao outro.

Nos dois casos anteriores pode-se ver que a dimensão fractal de uma superfície pode ser estimada pela análise do seu perfil. Pode-se observar também, que estiveram presentes na análise, auxiliando de alguma forma, as fractografias dos corpos em estudo.

Para confirmar os resultados obtidos para o método das ilhas foi calculada a dimensão fractal através da transformada de Fourier, com o uso do *software Ferimage*, para um total de 92 valores estimados. Verificou-se que 82 valores apresentaram erro menor que 5% e 10 valores apresentaram erro entre 5% e 7%, confirmando a validade do método das ilhas.

Na figura 4.10 tem-se o procedimento efetuado pelo *software Ferimage* na determinação da dimensão fractal para a fractografia com aumento no MEV de 400X para o CP com 50 horas de envelhecimento, com um valor estimado para D_f de 2,6161. Na figura a) tem-se a transformada de Fourier da imagem, em b) o espectro médio de potência para as vinte direções do espectro de potência de Fourier no qual a dimensão fractal é calculada com um índice de correlação $r = 0,95$ e em c) gráfico polar para as dimensões obtidas para os vinte diferentes ângulos, BIANCHI et al. (2000), BONETO et al. (2002).



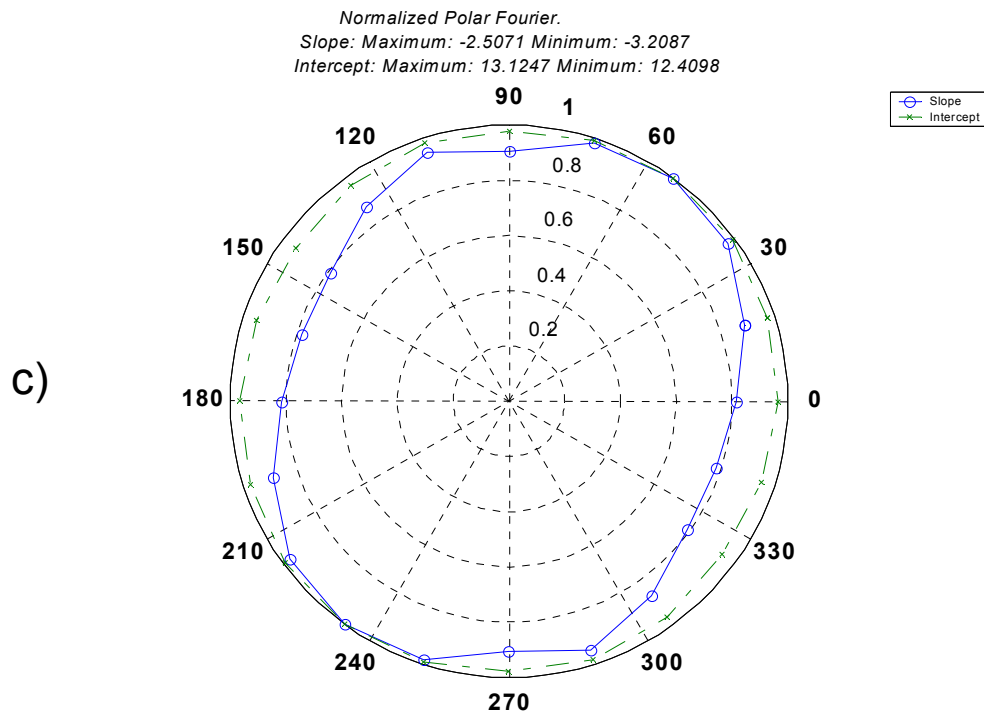


Figura 4.10 - Procedimento do software *Ferimage* a) transformada de Fourier da imagem b) espectro de potência de onde a partir da inclinação da reta determina-se a dimensão fractal c) gráfico polar para os valores de Df para 20 ângulos diferentes.

Na tabela 4.3 estão todos os valores calculados para Df aplicando-se o método das ilhas e o software *Ferimage*, e o erro calculado para os dois métodos. Na tabela 4.4 têm-se os valores estimados para Df aplicando a análise de perfil.

Tabela 4.3 – Valores estimados para a dimensão fractal

a) aplicando o método das ilhas

	E01	E02	E03	E121	E122	E123	E251	E252	E253	E501	E502	E503	E1001	E1002	E1003	E1751	E1752	E1753
50X	2,93	2,75	2,84	3,06	2,73	2,68	2,93	2,87	2,87	2,60	3,00	2,95	3,08	2,73	2,85	2,82	2,91	2,82
100X	2,76	2,82	2,81	2,71	2,80	2,61	2,84	2,79	2,72	2,66	2,73	2,85	2,71	2,67	2,85	2,71	2,79	2,74
200X	2,59	2,61	2,80	2,56	2,56	2,45	2,68	2,69	2,63	2,75	2,58	2,68	2,61	2,67	2,74	2,67	2,68	2,65
400X	2,45	2,44	2,55	2,47	2,46	2,45	2,56	2,57	2,55	2,61	2,63	2,57	2,60	2,49	2,60	2,57	2,63	2,48
500X	2,42	2,58	2,43	2,47	2,45	2,50	2,57	2,58	2,54	2,56	2,63	2,75	2,53	2,48	2,58	2,58	2,62	2,45
600X	2,43																	
1000X	2,49																	

b) aplicando o software Ferimage

	E01	E02	E03	E121	E122	E123	E251	E252	E253	E501	E502	E503	E1001	E1002	E1003	E1751	E1752	E1753
50X	2,96	2,76	2,82	2,97	2,86	2,78	2,93	2,83	2,83	2,65	2,87	3,00	2,88	2,68	2,77	2,77	2,88	2,86
100X	2,82	2,66	2,75	2,81	2,73	2,67	2,79	2,80	2,76	2,85	2,79	2,90	2,76	2,69	2,77	2,82	2,86	2,82
200X	2,55	2,58	2,71	2,61	2,62	2,55	2,71	2,72	2,64	2,85	2,76	2,77	2,77	2,75	2,70	2,67	2,81	2,68
400X	2,55	2,45	2,56	2,62	2,45	2,51	2,60	2,55	2,52	2,61	2,70	2,58	2,74	2,51	2,61	2,62	2,71	2,41
500X	2,53	2,40	2,52	2,61	2,46	2,52	2,54	2,53	2,45	2,58	2,67	2,65	2,56	2,52	2,53	2,50	2,66	2,38
600X	2,56																	
1000X	2,61																	

$$\text{Erro} = [(b - a)/b] \times 100\%$$

b = Df aplicando o software Ferimage

a = Df aplicando o método das ilhas

c) erro calculado em % entre a) e b)

[illegible]

obs: E122 \Rightarrow Envelhecimento de 12horas, corpo de prova 2 (letra E indica envelhecimento, o ultimo número indica o corpo de prova 2, e entre estes o número 12 indica o tempo de envelhecimento de 12 horas

Tabela 4.4 – Valores estimados para a dimensão fractal aplicando a análise de perfil

	E01	E02	E03	E121	E122	E123	E251	E252	E253	E501	E502	E503	E1001	E1002	E1003	E1751	E1752	E1753
50X	1,41	1,29	1,28	1,41	1,35	1,27	1,36	1,33	1,31	1,30	1,35	1,34	1,34	1,23	1,33	1,27	1,33	1,34
100X	1,34	1,23	1,26	1,36	1,25	1,25	1,34	1,34	1,33	1,36	1,34	1,33	1,30	1,24	1,35	1,31	1,32	1,30
200X	1,21	1,19	1,26	1,25	1,23	1,21	1,33	1,30	1,30	1,35	1,26	1,31	1,31	1,29	1,30	1,24	1,31	1,30
400X	1,17	1,12	1,21	1,18	1,14	1,13	1,26	1,22	1,24	1,25	1,27	1,28	1,28	1,23	1,21	1,21	1,28	1,18
500X	1,16	1,11	1,19	1,21	1,13	1,20	1,22	1,20	1,18	1,22	1,27	1,25	1,23	1,22	1,23	1,17	1,25	1,14
600X	1,17																	
1000X	1,15																	

4.2.2 EFEITOS DOS AUMENTOS DO MEV NOS RESULTADOS DA DIMENSÃO FRACTAL

Nas figuras 4.11 e 4.12, foram plotados os gráficos da dimensão fractal encontrada para cada aumento aplicado no MEV: 50X, 100X, 200X, 400X e 500X, para os diferentes tempos de envelhecimento, 0, 12, 25, 50, 100 e 175 h.

Na figura 4.11, são mostrados os resultados para a dimensão fractal obtida pelo método das ilhas e na figura 4.12, o método da análise de perfil da fratura. Observa-se que esses apresentam uma tendência acima de 400X de aumento que sugere um aumento ideal para estimar Df. Então, para confirmar, foram construídos os gráficos figura 4.13 e figura 4.14, somente para um dos corpos sem envelhecimento, acrescentando os aumentos de 600X e 1000X.

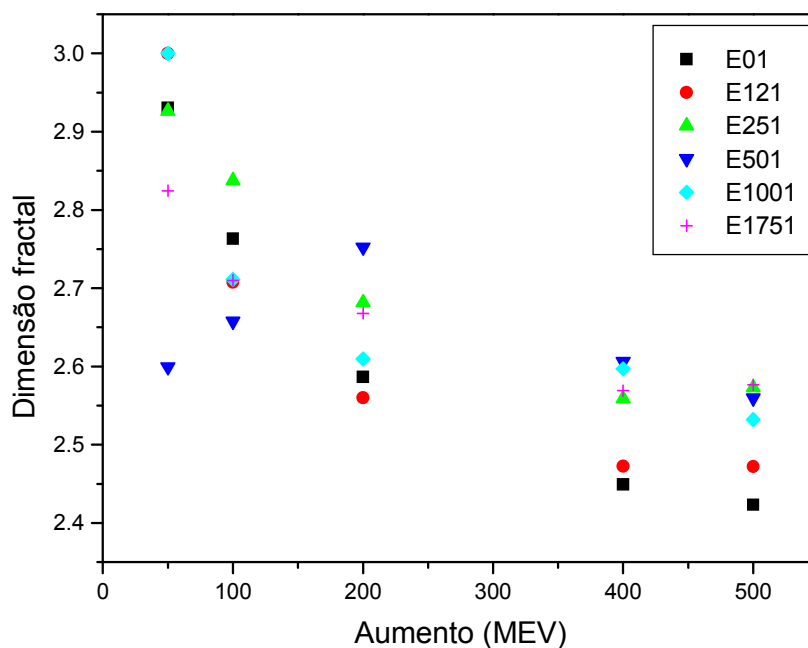


Figura 4.11 – Gráfico da Dimensão fractal contra aumento obtido no MEV (método das ilhas)

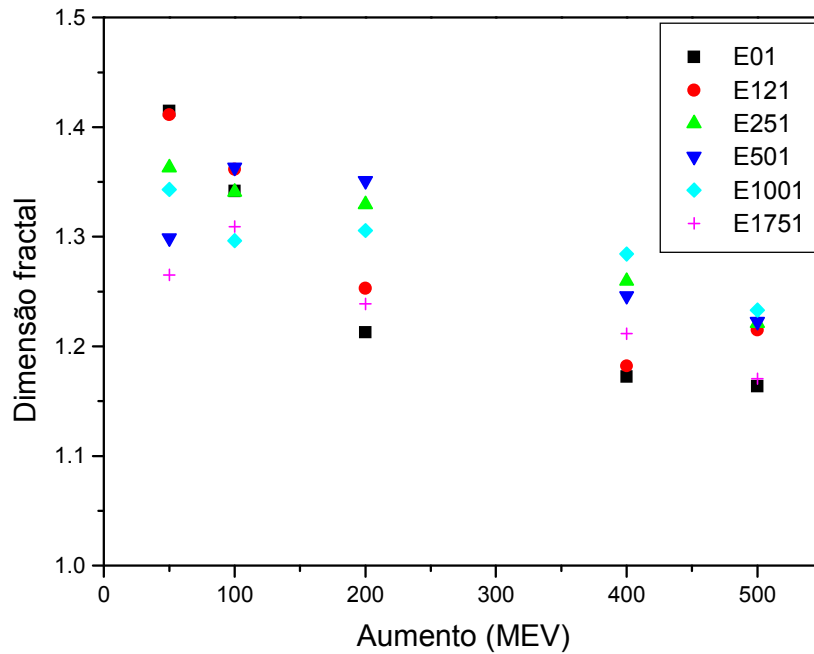


Figura 4.12 – Gráfico da Dimensão fractal contra aumento no MEV (método da seção vertical)

Nos gráficos 4.13 e 4.14, pode-se verificar que a dimensão fractal da superfície de fratura varia com o aumento da fractografia até 400X. Entretanto, observa-se que acima desse valor, a dimensão fractal estimada passa praticamente a não depender do aumento, apresentando uma variação desprezível. No método das ilhas, quanto maior o aumento no MEV mais a estimativa da dimensão fractal se aproxima de 2,40, e quanto menor o aumento no MEV, mais esta se aproxima de três. O mesmo ocorre para o perfil da fratura, um maior aumento no MEV aproxima Df de 1,15 e um menor aumento aproxima Df de dois. Isso ocorre devido à aproximação da superfície de fratura torná-la mais semelhante a uma superfície plana.

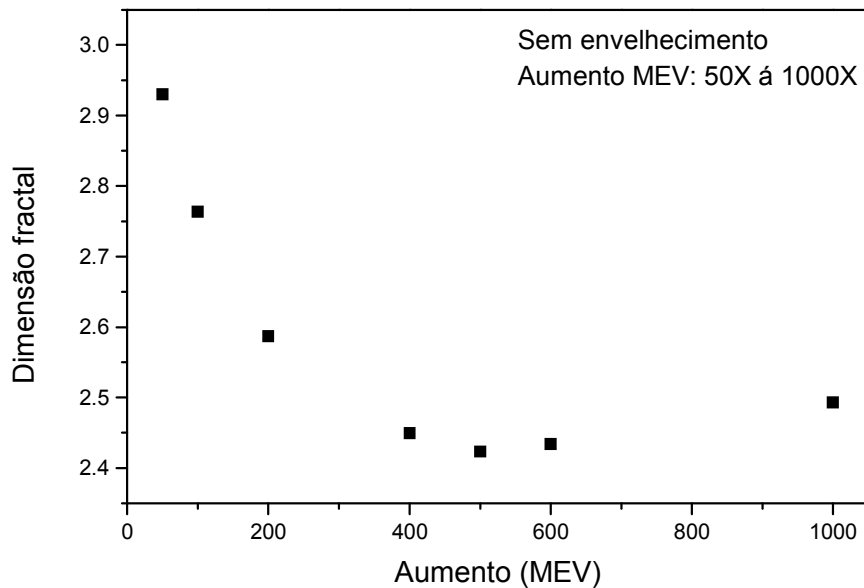


Figura 4.13 – Dimensão fractal versus aumento no MEV para CP sem envelhecimento e acrescentando aumentos de 600X e 1000X (Método das Ilhas).

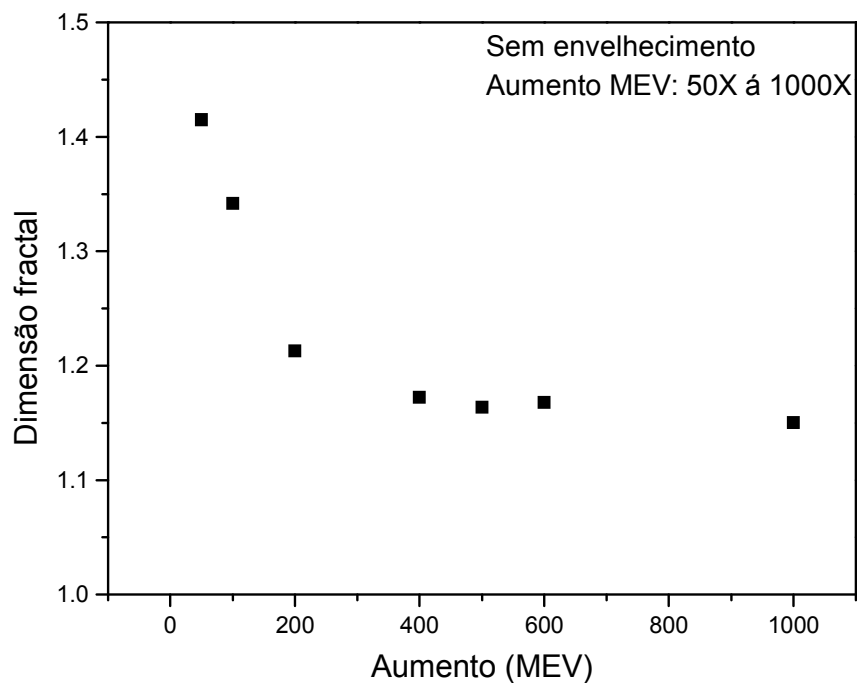


Figura 4.14 - Dimensão fractal versus aumento no MEV para CP sem envelhecimento e acrescentados aumentos de 600X e 1000X (Método do Perfil).

LI et al. (1995), utilizando em seus trabalhos fractografias obtidas no MEV, observaram que quando é analisada uma fractografia com aumento muito elevado, a análise da superfície de fratura ocorre apenas em cima de alguns grupos de dimples, com uma diminuição da representatividade da superfície como um todo, não sendo indicado portanto, para representar as características geométricas da superfície. Do mesmo modo, quando o aumento da fractografia é muito baixo, alguns detalhes da superfície de fratura não são captados pelo MEV.

LI et al. (1995), aplicaram em seus trabalhos aumentos entre 200X e 2600X, e sugeriram um aumento ideal entre 400X e 800X.

Aué (1997), utilizando imagens obtidas no microscópio de força atômica, encontrou que a dimensão fractal depende do aumento aplicado, apresentando uma tendência de permanecer constante acima de 8000 nm.

Do exposto acima, conclui-se que o aumento ideal nas condições de ensaio aplicadas está entre 400X e 500X, e por isso resolveu-se trabalhar com aumentos de 400X para a estimativa de Df.

4.2.3 O TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO E A DIMENSÃO FRACTAL

Na figura 4.15, tem-se a dimensão fractal versus o envelhecimento para o Método das Ilhas e o método da análise de perfil. Estão assinaladas no gráfico, as médias de Df obtidas para os três CP na mesma condição de envelhecimento, utilizando as fractografias com aumentos de 400X. Deve-se observar que apesar das diferentes formas de estimativa de Df há uma correspondência entre os dois gráficos.

Pode-se verificar no gráfico que a dimensão fractal varia com o tempo de envelhecimento apresentando um valor menor para a condição do material para 0 e 12 h de envelhecimento e uma tendência de permanecer em um patamar acima de 50 h de envelhecimento.

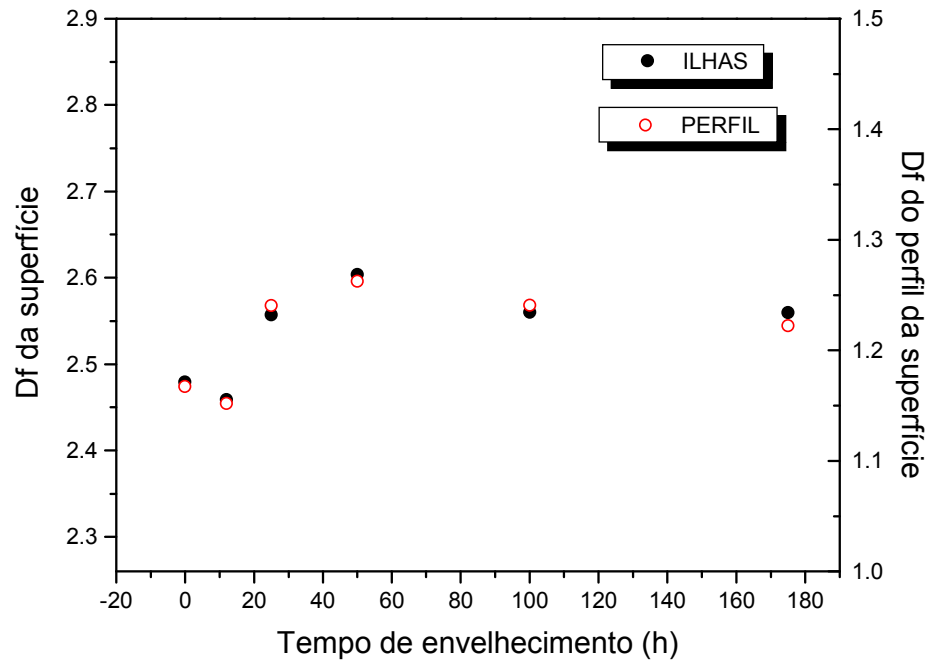
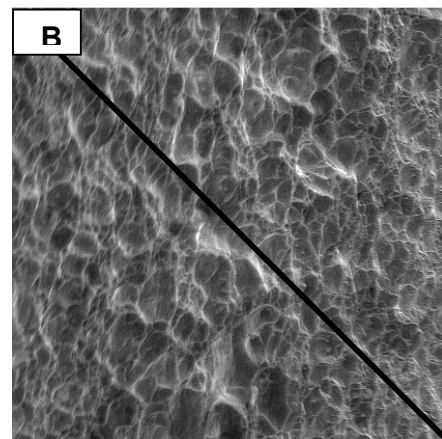
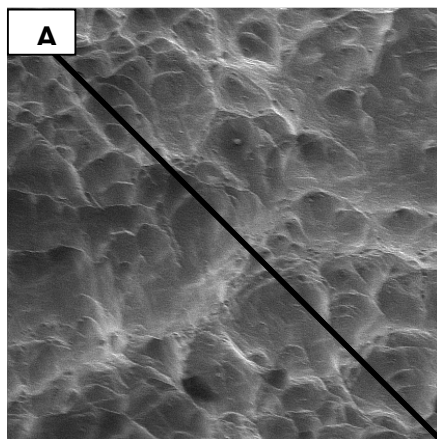


Figura 4.15 - Variação da Dimensão fractal com o Envelhecimento a 475 °C.

Para visualizar a dependência da dimensão fractal com a geometria da superfície de fratura resolveu-se fazer a análise abaixo usando as fractografias de 400X para CP sem envelhecimento (figura 4.16a) e CP com 100 h de envelhecimento (figura 4.16b). Foram desenhados os perfis da superfície passando pela diagonal da fractografia e aplicando o método da contagem de caixas foi calculada a dimensão fractal do perfil para o CP sem envelhecimento que apresentou menor valor de Df. O CP de 100 h apresentou maior valor de Df para a superfície.



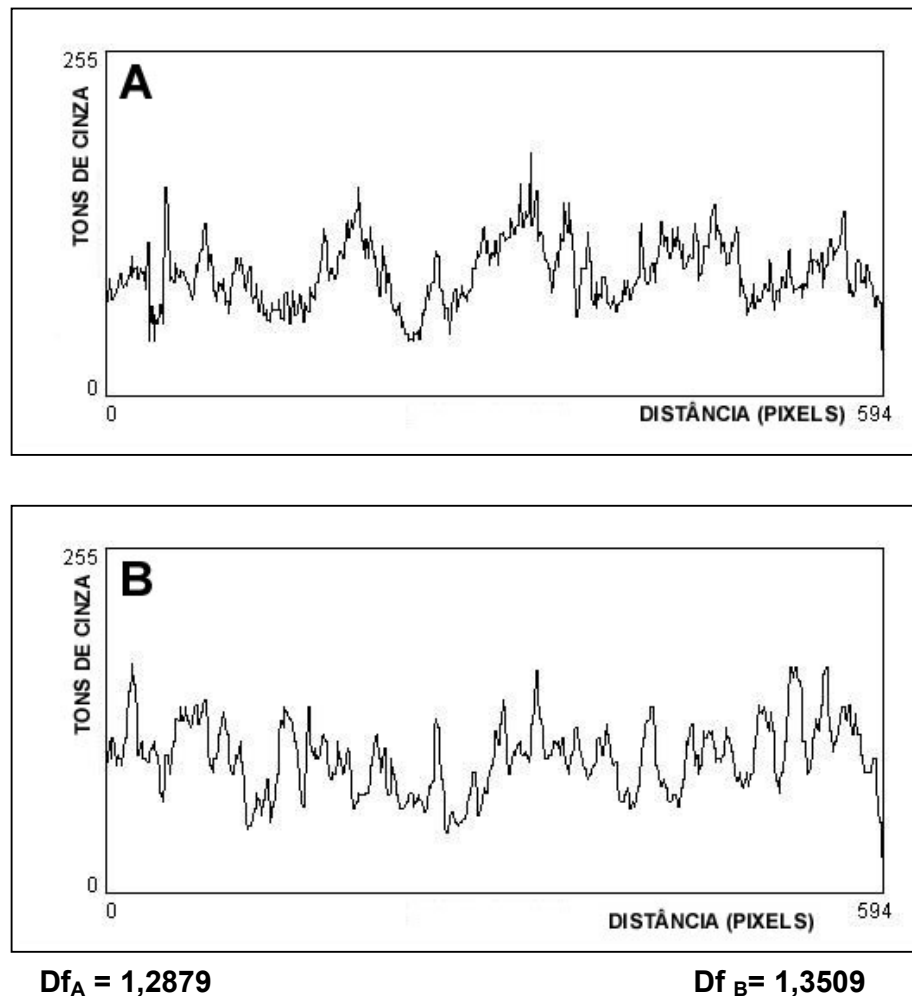


Figura 4.16 – A geometria da superfície de fratura e a dimensão fractal.

Observa-se então que quando o mecanismo de fratura predominante é a presença de dimples, a dimensão fractal da superfície acompanha a geometria deste, sendo inversamente proporcional ao seu tamanho, ou seja, a dimensão fractal. O desenho do perfil para as duas fractografias na figura 4.16 mostra um perfil menos acidentado para o CP sem envelhecimento, visivelmente com maior tamanho de dimples, e um valor menor de Df em relação ao CP com envelhecimento de 100 h.

4.2.4 A ENERGIA ABSORVIDA NO IMPACTO E A DIMENSÃO FRACTAL

Tem-se na figura 4.17, a dimensão fractal versus a energia absorvida para o método das ilhas. Cada ponto assinalado no gráfico corresponde a média da dimensão fractal para os três CP sob o mesmo tempo de envelhecimento contra a média da energia absorvida dos respectivos CP. Todos os pontos foram obtidos para fractografias para aumento de 400X.

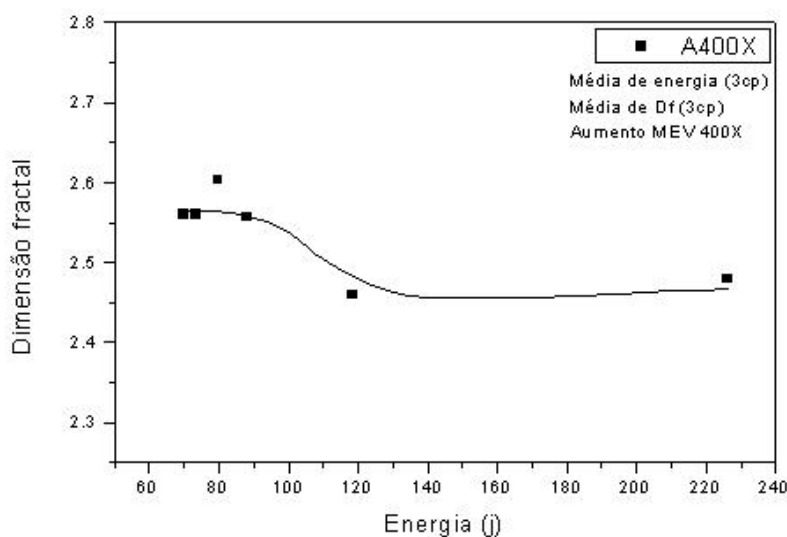


Figura 4.17 – Df versus energia absorvida no ensaio de impacto Charpy aumento de 400X, média dos três CP, (método das ilhas).

Na análise da dimensão fractal com a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy observa-se uma tendência à formação da curva tipo dútil – frágil. Os valores obtidos sugerem um comportamento de transição entre 93J e 118J, apresentando no gráfico dois patamares, um patamar superior do lado esquerdo, mostrando um comportamento frágil, e maiores valores para Df e um patamar inferior do lado direito, mostrando um comportamento dútil e menores valores para Df.

Hilders et al. (1997) estudaram um aço estrutural HSLA de composição química em peso igual a 0,48 C; 0,52 Mn; 0,25 Si; 0,03 P e

0,0019 S, e obtiveram nos ensaios uma superfície de fratura tendo como principal mecanismo a clivagem, e uma dimensão fractal maior para um maior valor de energia. Porém Hilders et al. sugerem para o caso em que o mecanismo de fratura predominante seja a presença de dimples uma relação inversa com a energia, sendo coerente com os valores encontrados neste estudo. Para os menores valores de energia encontrou-se os maiores valores de D_f , considerando, é claro, a comparação de elementos que na figura 4.17 pertencem a patamares diferentes.

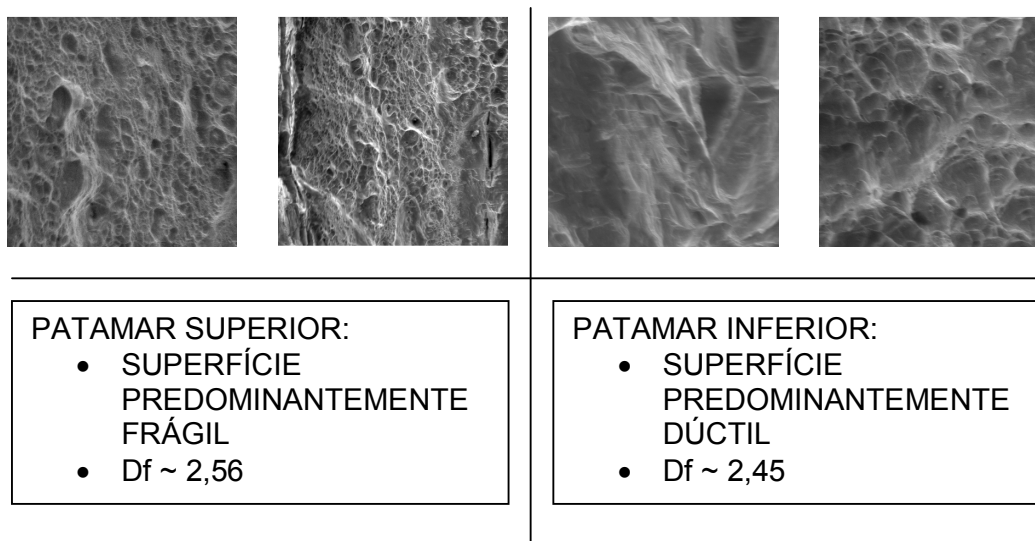


Figura 4.18 – Esquema mostrando as superfícies pertencentes a cada patamar frágil-dúctil.

Na figura 4.18, tem-se as fractografias representando o comportamento dúctil e o comportamento frágil com dimensões respectivamente iguais a 2,45 e 2,56.

As fractografias demonstram que o principal mecanismo de fratura corresponde a formação de dimples pelo coalescimento de microvazios, sendo que os maiores dimples ocorrem para a superfície sem tratamento térmico e os menores para as superfícies tratadas, respectivamente, com maior e menor valor de energia absorvida. Porém a dimensão fractal inversamente acompanha este tamanho, sendo maior para as superfícies com menor tamanho e maior quantidade de dimples.

5 CONCLUSÕES

5.1 CONCLUSÕES

Foi analisada, aplicando a geometria fractal, a superfície de fratura de corpos de prova de aço inoxidável duplex UNS S31803 envelhecidos a 475°C, submetidos a ensaio de impacto Charpy, a temperatura ambiente. Os resultados experimentais permitem concluir que:

1. Para esse material quando o método para cálculo da dimensão fractal for realizado com o uso de fractografias, para o aço inoxidável duplex o aumento ideal a ser utilizado no MEV está entre 400X e 500X; acima destes aumentos a dimensão praticamente não sofre variação enquanto que abaixo destes os valores conseguidos variam muito. Esta variação ocorre porque as superfícies de fraturas são fractais naturais e com isto apresentam um limitado campo de escala.

A desprezível variação que ocorre na estimativa da dimensão fractal acima de 400X, indica este intervalo como ideal para cálculo de D_f , porém é

sugerida a utilização de valores entre 400X e 500X pois nas fractografias obtidas estes aumentos caracterizam melhor a superfície de fratura, com uma melhor visualização do mecanismo envolvido.

2. Os valores obtidos através da aplicação do método das ilhas (entre 2 e 3) são coerentes com os conseguidos aplicando o método do perfil (entre 1 e 2); apesar de diferirem de uma unidade e apresentarem também uma parte decimal diferente, ambos representam a superfície de fratura. Este fato é melhor visualizado quando são colocados em um gráfico os valores obtidos para D_f e os valores obtidos para uma propriedade da superfície de fratura; observa-se que os gráficos resultantes praticamente se sobrepõem.

3. Quando o mecanismo de fratura predominante for dimples em um ensaio de impacto, terá maior dimensão o elemento que apresentar menor tamanho de dimples.

4. Entre dois elementos confeccionados de um mesmo material (corpo de prova), mas que devido as diferentes condições a que foram submetidos (tratamento térmico) forem alcançados para os mesmos diferentes valores de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy, as grandezas dimensão fractal e energia absorvida para o impacto serão inversamente proporcionais quando a superfície de fratura for formada predominantemente por dimples.

A dimensão fractal será maior para o corpo que absorver menor energia e será menor para o corpo que absorver um valor maior.

5. Para superfícies de fratura do aço inoxidável duplex o valor da dimensão fractal em torno de 2,56 corresponderá a uma fratura do tipo frágil, enquanto para uma superfície dúctil a dimensão será aproximadamente 2,45, sendo a dimensão fractal menor para a superfície dúctil que para a superfície frágil.

6. Na confecção de corpos de prova de AID para ensaio de impacto Charpy, deve ser dado um cuidado especial a posição do entalhe em relação a laminação, pois corpos de prova com orientação T-L apresentam separações e para orientação L-S apresentam a estrutura *arrester* não chegando a romper satisfatoriamente.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como continuidade do presente trabalho, recomenda-se:

- Diversificação de materiais ensaiados;
- Aplicação da análise fractal sobre a decomposição spinodal;
- Estudo da variação da dimensão fractal em função da microestrutura do material (α');
- Estudo de outros métodos e determinação da minimização de erros de cálculo da dimensão fractal;
- Estudo do tamanho de grão aplicando as propriedades fractais;
- Aplicação da geometria dos fractais ao estudo da corrosão e estudo da fadiga.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. **ALVES, L. M. ; SILVA, R. V. ; MOKROS, B. J. (2001).** Influence of crack fractal geometry on elastic-plastic fracture mechanics, *Physica A*, v.295, p144–148.
2. **ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (1980).** *NBR 6157 – Materiais metálicos – Determinação da resistência ao impacto em corpos de prova entalhados simplesmente apoiados*. Rio de Janeiro.
3. **AUÉ, J. J. (1997).** Fractals and fracture: Structure-property relationship of highly porous ceramics.thesis.
4. **BASTIAN, F. L.; JUNIOR, H. M. C.; MORAES, M. M. (1987).** *Mecânica da fratura*. IBQN.
5. **BIANCHI, F. D. ; BONETTO, R. D. (2001).** FERImage: An Interactive Program for Fractal Dimension, d_{per} and d_{min} Calculation. *Scanning*, v.23, p193-197.

6. **BONETTO, R. D. ; FORLERER, E. ; LADAGA, J. L. (2002).** Texture characterization of digital images which have a periodicity or a quasi-periodicity. *Measurement Science and Technology*, v.13, p1458-1466.
7. **CAMPOS, K. A. et al. (2000).** Quantitative fractography of profiles by digital image processing: analysis of a microalloyed steel at different microstructural conditions. *Acta Microscopica*, v.9, supl. A, p263-264.
8. **CETLIN, P. R.; SILVA, P. S. P.; PENNA, J. A. (1986).** *Análise de fraturas*. Associação Brasileira de Metais.
9. **CHARKALUK, E.; BIGERELLE, M.; IOST, A. (1998).** Fractals and fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, n.61, p.119-139, Jun.
10. **CHAVES, C. M. G. F. (1989).** Fenômenos de agregação. *Revista Ciência Hoje*, v.10, n. 55, p.27-32, jul.
11. **CHIAVERINE, V. (1998).** *Aços e ferros fundidos*. 7.ed. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
12. **DEUS, E. P. (1997).** *Análise do processo de fraturamento em vigas de pontes de aço sob o efeito de fadiga*. São Carlos. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
13. **DEZURIK (1999).** 2205 Duplex stainless steel, application data 10.60-4, p.1, July.
14. **DIETER, G. E. (1986).** *Mechanical Metallurgy*. New York. Mc Graw Hill Co.
15. **HERTZBERG, R. W. (1996).** *Deformation and Fracture mechanics of engineering materials*. 3. ed. New York, John Wiley & Sons, Inc.
16. **HILDERS, O. A.; PILO D. (1997).** On the development of a relation between fractal dimension and impact toughness. *Materials Characterization*, n.38, p.121-127. Elsevier Science Inc, New York.
17. **HILDERS, O. A.; SÀENZ, L.; RAMOS, M.; PEÑA, N. D. (1999).** Effect of 475°C embrittlement on fractal behavior and tensile properties of a duplex stainless steel. *Journal of Material Engineering and Performance*, v.8, p.87-90.

18. **LI, X. W. et al. (1995).** Quantitative analysis of fracture surface by roughness and fractal method. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 33, n.5, p 803-809.
19. **LUNG, C. W.; MU, Z. Q. (1988).** Fractal dimension measured with perimeter-area relation and toughness of materials. *Physical Review B*, v.38, n.16, p.11781-11784.
20. **MANDELBROT, B. B. (1982).** *The fractal geometry of nature*. New York, W.H. Freeman and company.
21. **MANDELBROT, B. B. (1975).** *Les Objects Fractals: forme, hasard et dimension*. Paris, Flammarion.
22. **MANDELBROT, B. B.; PASSOJA, D. E.; PAULLAY, A. J. (1984).** Fractal character of fracture surfaces of metals. *Nature*, v.308, p.721-722, Apr.
23. **MATHEW , M. D. et al. (1999).** Low temperatur aging embrittlement of CF-8 stainless steel, *Materials Science and Engineering*, A269, p 186 – 196.
24. **MU, Z. Q.; LUNG, C. W. (1988).** Studies on the fractal dimension and fracture toughness of steel. *J. Phys. D: Appl. Phys.* n.21, p.848-850.
25. **NEESSEN, F.; BANDSMA, P.; SMITWELD, L. (2001).** Tankers – A composition in Duplex Stainless. *Welding Innovation*, v.XVIII, n.3.
26. **OLSSON, J.; LILJAS, M. (1996).** 60 Years of Duplex Stainless Steel Aplicatons, *Avesta Sheffield Corrosion Management And Application Engineering*, n.2, p.17-23.
27. **PEITGEN, H. O.; JÚRGENS, H.; SAUPE, D. (1992).** *Chaos and fractals: new frontiers of science*. New York, Springer – Verlag.
28. **RODRIGUES, J. A.; PANDOLFELLI, V. C. (1998).** Insights on the fractal-fracture behaviour relationship. *Materials Research*, v.1, n.1, p.47-52.
29. **SHEK, S. H. et al. (1997).** Spatial fractal characteristic of spinoidal decomposition in Fe-Cr-Ni duplex stainless steel. *Scripta Materialia*, v.37, n.4, p.529-533.

30. **SMITH, W. F. (1993).** *Structure and Properties of Engineering Alloys*. 2.ed. USA, Mac-Graw-Hill.
31. **SOUZA, S. A. (1980).** *Ensaio mecânicos de materiais metálicos*. 4.ed. São Paulo, Edgard Blucher.
32. **TSONIS A. A. (1992).** *Chaos, from theory to applications*. Plenum Press, New York.
33. **UGINOX URANUS 45N (1997).** Communication UGINE – RCS Nanterre B 373801554 – UK.
34. **VASCONCELOS, W. et al. (2000).** Fractal structure of colloidal sol-gel silica particles and agglomerates. *Acta Microscopica*, v.9, supl. A, p141-142.
35. **VICSEK, T. (1992).** *Fractal growth phenomena*. 2.ed. Singapore, World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd.