

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2012

LEONARDO GOMES MACHADO

FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: ANÁLISE DO COMPORTAMENTO
FRACTAL DE FRATURA POR EXPLOSÃO HIDROSTÁTICA EM
CILINDRO DE AÇO SEM COSTURA.

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a Obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de O. Hein

Guaratinguetá
2012

Machado, Leonardo Gomes

M149f

Fractografia quantitativa: análise do comportamento fractal da fratura por explosão hidrostática em cilindros de aço sem costura / Leonardo Gomes Machado . – Guaratinguetá : [s.n.], 2012

81 f. : il.

Bibliografia: f. 78-81

Dissertação(mestrado) –Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

1. Fractografia 2. Aço. I. Título

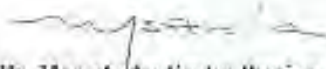
CDU 620.184

LEONARDO GOMES MACHADO

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

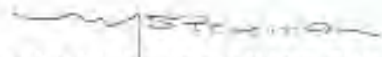
**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg


Prof. Dr. MIRIAM DE LOURDES NORONHA MOTA
MELO - UNIFEI

DADOS CURRICULARES

LEONARDO GOMES MACHADO

NASCIMENTO 28.02.1976 – VOLTA REDONDA / RJ

FILIAÇÃO Antonio Rodrigues Machado
Mailza Gomes Machado

2006 Graduação em Engenharia Industrial Metalúrgica, na Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense.

2012 Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, permitir que tudo tivesse acontecido;
ao meu orientador, Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein, por aceitar me orientar tecnicamente neste trabalho, por sua amizade, e por ter sempre me incentivado;
à minha mãe, Mailza por todo amor, carinho, dedicação e incentivo;
à minha esposa, Heloiza, por todo companheirismo, amor, compreensão e apoio;
à Carol pela ajuda na preparação das amostras;
à Mat SA que me forneceu material técnico, amostras e por permitir utilizar os laboratórios para realizar os ensaios necessários para essa dissertação;
à Cilbrás que forneceu material técnico e corpos de prova.

MACHADO, L. G. Fractografia Quantitativa: Análise do Comportamento Fractal de Fratura por Explosão Hidrostática em Cilindros de Aço sem Costura para Gases. 2012. 81 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

Superfícies de fratura expressam a sequência de eventos de liberação de energia com a propagação de trincas. No caso de ligas metálicas, a evolução das formações topográficas pode indicar as linhas de ação de carga, falhas de uso ou de processamento. Neste trabalho foi realizada a análise fractográfica de dois cilindros de aço sem costura para gases utilizando o programa NIH ImageJ para realizar o cálculo da dimensão fractal. Como primeiro passo para a análise foram realizados todos os ensaios requeridos pelas normas de fabricação de cilindros (ensaio hidrostático, vazamento, achatamento, ensaio de tração, ruptura hidráulica, etc.) com o objetivo de comprovar que os cilindros estão em conformidade com todos os critérios requeridos. O segundo passo foi realizar toda a preparação (cortar, embutir, lixar e polir) do corpo de prova para o posterior estudo no analisador de imagens e determinação da evolução do comportamento fractal dos perfis de fratura em todo o processo de propagação da trinca por explosão. Os valores obtidos foram avaliados quanto à sua evolução e dispersão. O terceiro passo foi estudar o corpo de prova fraturado por explosão hidrostática no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para verificar se os valores encontrados através do processamento digital de imagem são pertinentes. A metodologia proposta mostrou ser efetiva na identificação de regiões de nucleação de trincas, que apresentaram maior dispersão nos valores fractais, sendo aplicável a peças oxidadas ou carburizadas em incêndios, para a investigação de falhas.

PALAVRAS-CHAVE: Fractografia Quantitativa. Fractal. Cilindros de Aço.

MACHADO, L. G. Quantitative fractography: Fractal behavior analysis of hydrostatic explosion in seamless steel gas cylinders. 2012. 81 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

Fracture surfaces express the sequence of events of energy release with crack propagation. In the case of metallic alloys, the evolution of topographic features can indicate the lines of action of load, failure to use or processing. In this study, the analysis of two fractography seamless steel cylinders for gases using the NIH ImageJ open source program to perform the estimation of the fractal dimension values. As the first step in the analysis, all tests required by the manufacturing standards of cylinders (hydrostatic test, leak, flattening, tensile test, hydraulic break, etc.) were carried out, in order to prove that the cylinders are in compliance with all required criteria. The second step was to do all the preparation (cutting, pressing, grinding and polishing) of the specimens for further study by image analysis for the determination of the fractal behavior evolution from fracture profiles in the whole process of crack propagation by explosion. The values obtained were evaluated for their evolution and statistical dispersion. The third step was to study the specimen fractured under the explosion hydrostatic testing in a scanning electron microscope (SEM) to verify that the values found by digital image processing are relevant. The whole methodology was effective for the identification of crack nucleation regions, presenting higher fractal values dispersion, being useful for failure investigation of oxidized or burned gas cylinder parts.

KEYWORDS: Quantitative Fractography, Fractal, Steel Cylinders.

LISTA DE FIGURAS

Figura 01	Principais Materiais Utilizados para Fabricação de Tubos.	17
Figura 02	Cilindros feitos com tubos de aço semiacabados.	18
Figura 03	Etapas do processo de fabricação Mannesmann inicial (a) laminação do tubo (b).	19
Figura 04	Etapas de acabamento do processo de fabricação Mannesmann – desempenho (a) e alisamento (b).	20
Figura 05	Laminação Automática – Mannesmann.	20
Figura 06	Processo de conformação de tarugos.	21
Figura 07	Esquema do processo de estampagem profunda.	22
Figura 08	Identificação dos tubos.	23
Figura 09	Separação dos cilindros de acordo com as especificações.	23
Figura 10	Princípios da Extrusão Rotativa.	24
Figura 11	Processo de Extrusão Avante e a Ré.	25
Figura 12	Zona de trabalho e tensão do material durante o processo de extrusão convencional.	26
Figura 13	Defeitos típicos no processo de extrusão.	26
Figura 14	Fechamento do tubo.	27
Figura 15	Marcações nos cilindros.	27
Figura 16	Curva “C” – Tratamento Térmico	28
Figura 17	Forno de tratamento térmico.	29
Figura 18	Espessura mínima do cilindro.	30
Figura 19	Inspecção em todo corpo do cilindro para deteção de defeitos.	30
Figura 20	Teste de vazamento de cilindros.	31
Figura 21	Teste hidrostático – Camisa d’água.	31
Figura 22	Processo de Pintura.	32
Figura 23	Os três modos gerais de carregamento em um sólido infinito com uma trinca e comportamento elástico.	34
Figura 24	Sistemas de coordenadas na análise de tensões na ponta da trinca.	34
Figura 25	Efeito da tenacidade à fratura no mecanismo governante de fratura.	36
Figura 26	Mecanismo microestrutural de fratura em metais.	36
Figura 27	Imagem de fratura intergranular e transgranular com uma interface de poros ou cavidades.	37
Figura 28	Distribuição de forças na ponta da trinca	39
Figura 29	Abertura na ponta da trinca	40
Figura 30	Nucleação, crescimento e coalescência das porosidades na fratura dúctil	43

Figura 31	Transição dúctil-frágil em aços ferríticos	44
Figura 32	Ilustração esquemática da propagação da trinca por clivagem na região de transição dúctil-frágil	44
Figura 33	Dimensão de um fractal	47
Figura 34	Curva de Koch	48
Figura 35	Variação da curva de Koch	49
Figura 36	Curva de Peano	49
Figura 37	Ilha de Minkowski	50
Figura 38	Triângulo de Sierpinski	50
Figura 39	Conjunto de Cantor	51
Figura 40	Fractal natural- galho de árvore	51
Figura 41	Fractal natural – relâmpago	52
Figura 42	Fractais exatos formados por softwares de GD	52
Figura 43	Avaliando o valor de D com o método Walking-divider	53
Figura 44	Obtendo o valor de D com o método Box-counting	54
Figura 45	Ilustração do método prisma	56
Figura 46	Desenho do cilindro	56
Figura 47	Localização dos corpos de prova	57
Figura 48	Esquema do corpo de prova do ensaio de tração	57
Figura 49	Instalação típica para ensaio de ruptura hidráulica	58
Figura 50	Perfil aceitável de ruptura – longitudinal sem ramificação	60
Figura 51	Perfil aceitável de ruptura – longitudinal com ramificação lateral	60
Figura 52	Identificação das áreas de estudo no corpo de prova	60
Figura 53	Corpo de prova após seccionamento – identificação do tamanho da amostra	61
Figura 54	Imagem antes do processamento	61
Figura 55	Sequência de fotos de uma amostra processada pelo ImageJ	62
Figura 56	Corpo de prova 02 rompido	65
Figura 57	Corpo de prova 01 rompido	65
Figura 58	Imagem obtida utilizando o MEV – Dimples e inclusões	72
Figura 59	Provável local onde houve a nucleação da trinca no corpo de prova 01	73
Figura 60	Ampliação de 50 X – MEV	73
Figura 61	Ampliação de 500 X – MEV	74
Figura 62	Ampliação de 50 X utilizando o MEV	74
Figura 63	Ampliação de 500 X utilizando o MEV – propagação da trinca	75
Figura 64	Ampliação de 3000 X utilizando o MEV – propagação da trinca	75
Figura 65	Provável sítio de nucleação de trincas no corpo de prova 02	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 01	Especificações técnicas dos cilindros	55
Tabela 02	Composição Química.	55
Tabela 03	Valores encontrados no ensaio mecânico	64
Tabela 04	Valores determinados para CP 01	64
Tabela 05	Valores determinados para CP 01	65
Tabela 06	Resumo dos valores dos ensaios mecânicos	66
Tabela 07	Fractais corpo de prova 01	66
Tabela 08	Tabela com valores do desvio padrão e média encontrada nas amostras analisadas	67
Tabela 09	Tabela com os valores da mantissa encontrados nas amostras analisadas.	68
Tabela 10	Fractais corpo de prova 02	70
Tabela 11	Média, desvio padrão e variância do corpo de prova 02	70
Tabela 12	Mantissas do corpo de prova 02	71
Tabela 13	Desvio padrão e coeficiente de variação do corpo de prova 02	71

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 01	Ensaio Mecânico de Tração.	64
Gráfico 02	Ensaio Mecânico de Tração.	64
Gráfico 03	Registro do ensaio de explosão CP1.	64
Gráfico 04	Registro de ensaio de explosão CP2.	65
Gráfico 05	Histogramas das nove amostras.	67
Gráfico 06	Valor do fractal de todas as amostras.	68

SUMÁRIO

1.0 – INTRODUÇÃO	14
1.1 – Objetivos	14
2.0 -CILINDROS DE AÇO SEM COSTURA	16
2.1 – Introdução	16
2.2.1- Tubos de aço carbono para fabricação de cilindros	16
2.2.2 - Processo de fabricação de tubos	18
2.2.3 - Processo de fabricação de tubos sem costura	19
2.3 - Fabricação de cilindros de aço sem costura	21
2.3.1- Processo de conformação de tarugos (Billet Stock Process).	21
2.3.2 - Processo de conformação de chapa (Plate Stock Process).	22
2.3.3 - Processo utilizando tubo como matéria prima (Tube Stock Process)	23
3.0 - MECANISMOS DA FRATURA	33
3.1 – Introdução	33
3.2 - Modos de ruptura	34
3.3 - Mecanismos macroestruturais de fratura em metais.	36
3.4. - Mecânica da fratura linear elástica	37
3.4.1- Conceitos dos fatores KI e KIC	38
3.5- Mecânica da fratura elástica não linear ou elastoplástica	39
3.6 - Fratura dúctil	41
3.7 - Fratura por clivagem	42
3.8 - Fratura intergranular	44
4.0 - FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA	45
4.1 - Dimensão de um fractal	45
4.1.1- Algumas dimensões fractais	48
4.1.1.1- A curva de Koch	48
4.1.1.2 - Variação da curva de Koch	49
4.1.1.3 - Curva de Peano	49
4.1.1.4- A Ilha de Minkowski	50
4.1.1.5- Triângulo de Sierpinski	50
4.1.1.6- Conjunto de Cantor	51
4.2 - Método para o cálculo da dimensão do fractal de sinais unidimensionais.	52
5.0 - MATERIAIS E MÉTODOS	55
5.1- Especificações técnicas dos cilindros	55
5.2- Comprovação das especificações técnicas	56

5.2.1- Ensaio de tração	56
5.2.2- Ensaio de ruptura hidráulica	57
5.3- Aquisição e processamento das imagens	60
5.4- Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	62
6.0 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
6.1- Ensaio mecânicos	64
6.2- Análise dos fractais	66
6.3- Análises utilizando o MEV	72
7 - CONCLUSÕES	77
REFERÊNCIAS	78

1- INTRODUÇÃO

Qualquer projeto de engenharia requer, para sua viabilização, um vasto conhecimento das características, propriedades e comportamento dos materiais disponíveis. Os critérios de especificações ou escolha de materiais impõem, para a realização dos ensaios, métodos normalizados que objetivam levantar as propriedades mecânicas e seu comportamento sob determinadas condições de esforços (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000).

A fractografia é uma ferramenta de fundamental importância para o estudo de componentes fraturados. Por meio dela é possível determinar a sequência de eventos que ocorrem durante o processo de fratura (liberação de energia, evolução do campo de tensões e formação de texturas específicas) e relacioná-las com as diversas situações de carregamento e uso dos materiais. No caso de ligas metálicas, a evolução das formações topográficas pode indicar as linhas de ação de carga, a dinâmica do processo de fratura das falhas de uso ou de processamento, e outros, e o estudo quantitativo dessa evolução vem se apresentando como uma ferramenta importante na análise de falhas estruturais (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; CALLISTER, 2006).

1.1 – OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo o desenvolvimento de uma metodologia de caracterização fractográfica, utilizando as técnicas de processamento digital de imagem e cálculo do fractal, para o estudo de cilindros de aço sem costura, rompidos em ensaios de ruptura hidráulica, com a utilização dos conceitos da fractografia e auxílio do programa NIH ImageJ.

O presente trabalho encontra-se dividido em capítulos tais como:

O capítulo 1 apresenta uma introdução ao tema e os objetivos que levaram a realização deste trabalho.

No capítulo 2 são apresentados o processo de fabricação de cilindros, uma abordagem sobre o processo de fabricação de tubos e o processo extrusão.

No capítulo 3 são apresentados os conceitos de fraturas relacionadas ao trabalho.

No capítulo 4 são apresentados conceitos de fractografia.

No capítulo 5 é apresentada a metodologia usada, o processo de preparação das amostras, o ensaio de ruptura hidráulica e a análise fractal.

No capítulo 6, são apresentados e discutidos os resultados obtidos.

E, finalmente, no capítulo 7 são apresentadas conclusões e sugestões para trabalhos futuros.

2 - CILINDROS DE AÇO SEM COSTURA

2.1 – INTRODUÇÃO

Os cilindros para acondicionamento de gases à alta pressão são fabricados a partir de tubos de aços especiais sem costura e ou qualquer tipo de solda, contando em seu processo de fabricação com um rigorosíssimo controle de forma a propiciar a rastreabilidade da matéria-prima, bem como dos testes realizados. O processo de fabricação, denominado repuxamento giratório a quente (em inglês, hot spinning), consiste no pré-aquecimento das extremidades do tubo a altas temperaturas a fim de permitir o caldeamento das mesmas por deformação mecânica através de máquinas e ferramentas adequadas. Após conformado e usinado, o cilindro é submetido a tratamento térmico (tempera e revenido) para atingir os níveis de resistência e segurança necessários ao produto final. Além dos testes hidrostáticos de resistência à pressão, estanqueidade e ultrassom, que são realizados em 100% dos cilindros fabricados, vários ensaios destrutivos são realizados em amostras tais como: ensaio de tração mecânica, dobramento, resistência à fragilidade a temperaturas negativas (Charpy), ciclagem e ensaio de ruptura hidráulica, que é objeto de estudo desse trabalho. Após a comprovação total da qualidade do cilindro o mesmo é certificado por agente de inspeção independente, de renome e credibilidade internacional, o que o torna apto para comercialização em qualquer parte do mundo (MAT SA, 2011).

2.2.1 – TUBOS DE AÇO CARBONO PARA FABRICAÇÃO DE CILINDROS.

Existem diversos tipos de tubos que se diferenciam pelo material utilizado e pelo processo de fabricação empregado. A escolha do material adequado para a fabricação do tubo depende de alguns fatores, sendo os principais:

- * Fluido conduzido;
- * Condições de serviço;
- * Nível de resistência do material;
- * Natureza dos esforços mecânicos;
- * Disponibilidade de materiais;
- * Custo;
- * Graus de segurança e experiência exigidos;

- * Facilidades de fabricação e montagem;
- * Resistência ao escoamento do fluido;
- * Tempo de vida previsto.

Neste sentido, podem-se classificar os tipos de tubos em função dos materiais utilizados na fabricação como: tubos metálicos, tubos não metálicos e tubos de aço com revestimento, conforme Figura 1.

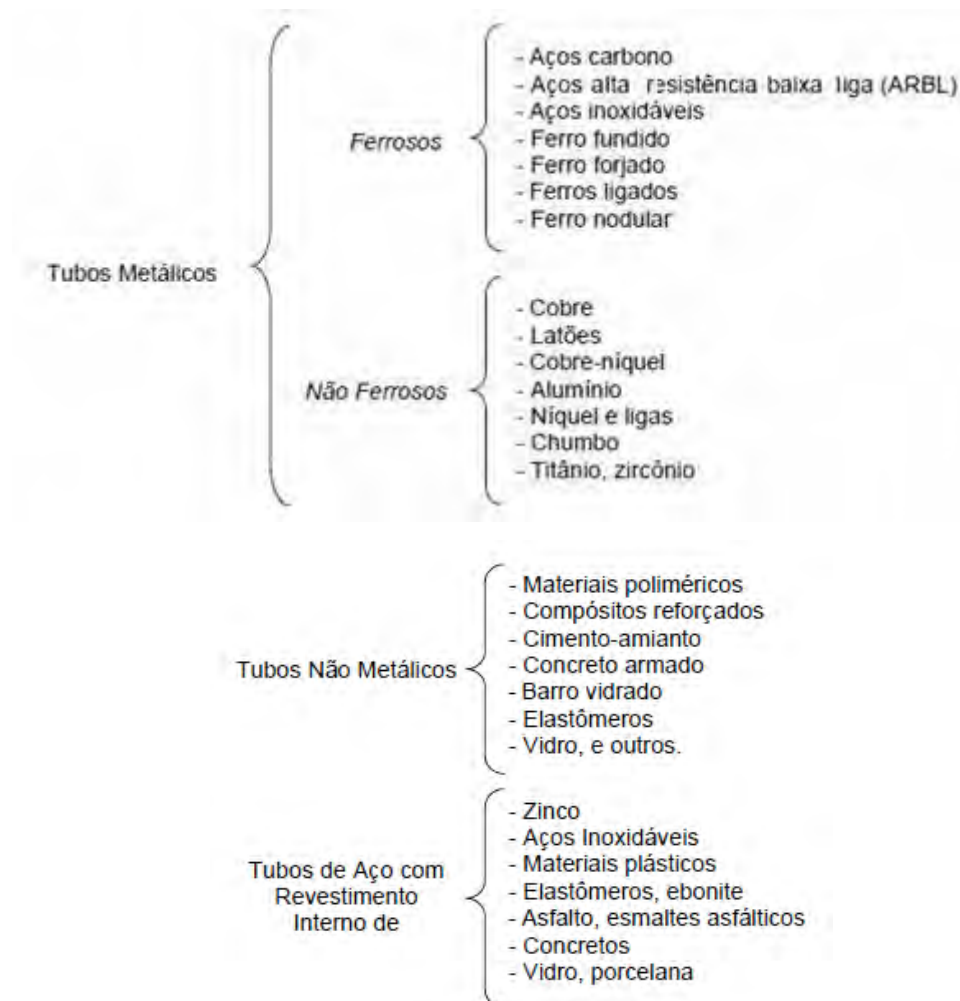


Figura 01 – Principais materiais utilizados para fabricação de tubos (SILVA TELLES, 2003).

Entre todos os materiais industriais existentes, o aço carbono é o que apresenta menor relação custo/resistência mecânica, além de ser um material fácil de conformar, e também por ser de fácil acesso no mercado. Por todos esses motivos, o aço carbono é o chamado “material de uso geral” em tubulações industriais, isto é, só se deixa de empregar o aço carbono quando houver alguma circunstância especial que o proíba. Desta forma, todos os outros materiais são utilizados apenas em alguns casos especiais (tubos que o fator peso é importante, meios altamente corrosivos, etc.). Para uso em tubulações, o aço deve possuir uma estrutura de

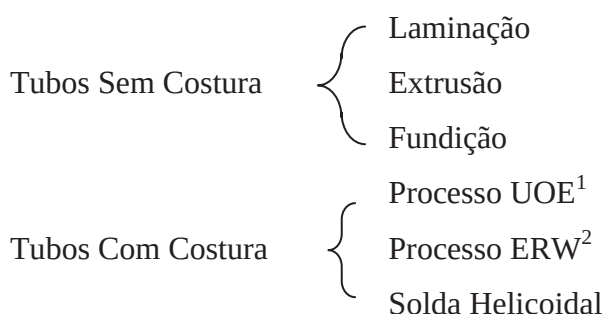
granulação fina e um controle da morfologia das inclusões. Assim, a chapa deve ser produzida por laminação controlada, que fornece um aço acabado apresentando uma estrutura de grãos finos (SILVA TELLES, 2003). A figura 02 apresenta cilindros fabricados utilizando tubos metálicos de aço carbono semiacabados.



Figura 02 – Cilindros feitos com tubos de aço semiacabados (CILBRÁS, 2011).

2.2.2 – PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE TUBOS

Os tubos de aço carbono podem ser classificados em função do seu processo de fabricação conforme apresentado abaixo (SILVA TELLES, 2003):



Dentre os tipos de tubos apresentados, merecem destaque os tubos sem costura obtidos pelo processo de laminação (HASHMI, 2006) (tubos utilizados na fabricação dos cilindros do presente trabalho) e os com costura obtida pelo processo ERW, que não serão abordados neste trabalho por não serem usados na fabricação de cilindros de alta pressão.

¹ Processo de fabricação onde as principais etapas de conformação são: conformação em “U”, “O” e expansão, “E”.

² Processo de fabricação onde, após as principais etapas de conformação, o tubo é soldado por resistência elétrica.

2.2.3 – PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBOS SEM COSTURA

Os processos de laminação são os mais importantes para a fabricação de tubos de aço sem costura.

Existem vários processos de fabricação por laminação, e o mais conhecido e utilizado na indústria é o processo Mannesmann, que utiliza um lingote cilíndrico de aço, com o diâmetro externo aproximado ao do tubo que se vai fabricar. Este é aquecido por volta de 1.200°C e levado ao “laminador oblíquo”, conforme apresentado na Figura 3. Este laminador tem dois rolos de cone duplo, cujos eixos fazem entre si um pequeno ângulo. O lingote é colocado entre os dois rolos, que o prensam fortemente, e lhe imprimem, ao mesmo tempo, um movimento helicoidal de rotação e translação.

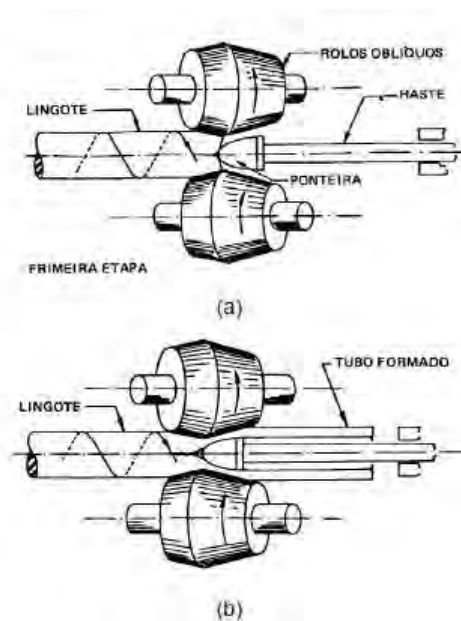


Figura 03 - Etapas do processo de fabricação Mannesmann – inicial (a); laminação do tubo (b) (CARDOSO, 2007).

Como consequência do movimento de translação, o lingote é pressionado contra um mandril cônico que se encontra entre os rolos. O mandril abre um furo no centro do lingote, transformando-o em tubo, e alisa continuamente a superfície interna recém-formada. O mandril, que é fixo, está colocado na extremidade de uma haste com um comprimento maior do que o tubo que será formado.

O tubo formado nessa primeira operação tem paredes muito espessas. A ponteira é então retirada e o tubo ainda quente, é levado para um segundo laminador oblíquo, com um

mandril de diâmetro um pouco maior, que afina as paredes do tubo, aumentando o comprimento e ajustando o diâmetro externo.

Depois das duas passagens pelos laminadores oblíquos o tubo está bastante empenado. Ele passa, então, em uma ou duas máquinas desempenadoras de rolos. O tubo sofre, finalmente, uma série de operações de calibragem dos diâmetros externo e interno, e alisamento das superfícies externa e interna. Essas operações são feitas em várias passagens em laminadores com mandris e em laminadores calibradores (Figuras 04 e 05), respectivamente (SILVA TELLES, 2003).

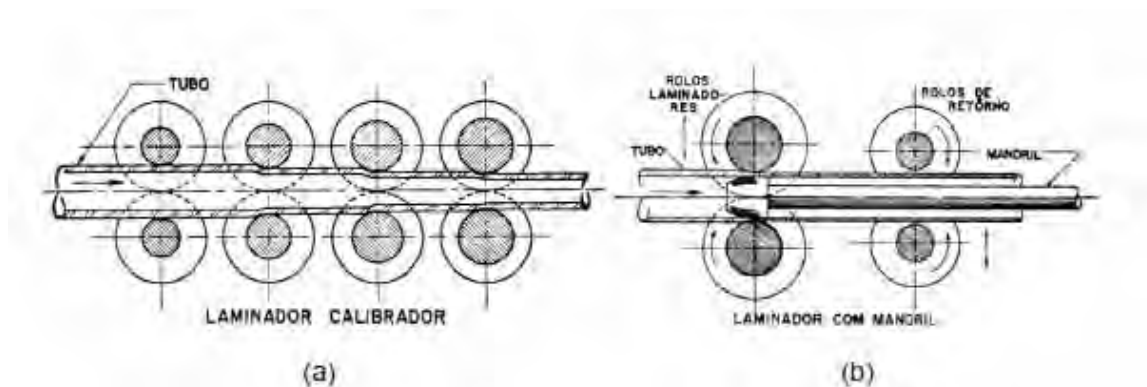


Figura 04 – Etapas de acabamento do processo de fabricação Mannesmann [1]: desempeno (a) e alisamento (b) (CARDOSO, 2007).

Tubos sem costura têm uma homogeneidade impressionante na direção circunferencial, e por isso, são mais resistentes à pressão interna e a torção.



Figura 05 – Laminação automática – Mannesmann (MANNESMANN, 2011).

O conhecimento dos materiais utilizados, das especificações utilizadas na indústria e dos processos de fabricação dos tubos é necessário para uma melhor compreensão do

comportamento do material e das consequências destas etapas na distribuição das tensões residuais no mesmo.

2.3 FABRICAÇÃO DE CILINDROS DE AÇO SEM COSTURA

As três principais tecnologias de fabricação (INSTITUTE OF GAS TECHNOLOGY, 2006) para todos os cilindros de aço são bem estabelecidas. Os processos envolvem a escolha da matéria prima, escolha do processo de produção, formação do pescoço, furação e rosqueamento para acomodar a válvula e o processo do tratamento térmico. Esta seção descreve os processos de fabricação utilizados na a fabricação de cilindros de aço. Os três métodos diferentes são o resultado da diferença na forma de matéria-prima empregada.

2.3.1 PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DE TARUGOS (Billet Stock Process).

O método de perfurar tarugos, que está representado esquematicamente na Figura 06 é capaz de produzir cilindros de alta pressão para armazenamento de gás com diâmetros de até 20 polegadas. A matéria prima é um tarugo de aço que variam em tamanho 14-20 in² e de 40 a 60 centímetros de comprimento. Após o aquecimento a uma temperatura de cerca de 1260° C, o tarugo é formado em uma forma cilíndrica, forjado em uma prensa de forjamento matriz fechada. Um furo é posteriormente perfurado no centro do tarugo. Atualmente, esta tecnologia é usada na produção de cilindros na faixa de diâmetro 8 a 11 in. O processo envolve o reaquecimento do tarugo perfurado a 1260° C, que é posteriormente colocado em um laminador horizontal. O mandril move a peça através de uma série de matrizes que reduzem progressivamente o diâmetro externo e alonga-la no mandril. Redução e alongamento são possíveis utilizando o mesmo tipo de equipamento.

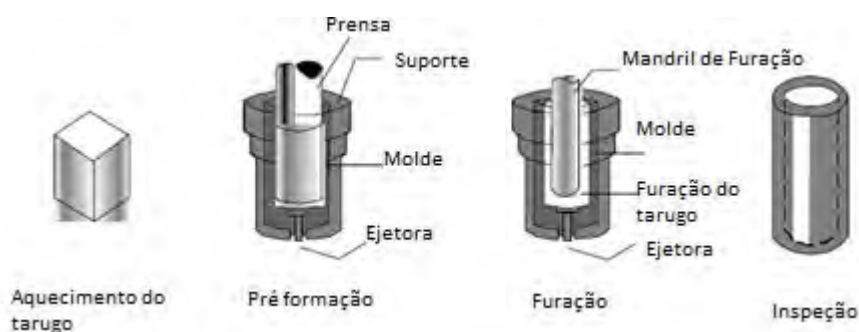


Figura 06 – Processo de Conformação de tarugos (CHAMBERLAIN, 2004).

O fechamento do fundo e da cúpula é realizado utilizando um equipamento de extrusão rotativa a quente (Hot Spinning).

2.3.2 – PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DE CHAPA (Plate Stock Process)

A fabricação de cilindros de aço utilizando o processo estampagem de placa começa com as placas de aço como matéria prima. As bobinas de aço são preparadas por primeiro estágio de estiramento em um prensa vertical seguido por estampagem profunda, como mostrado na Figura 07, e passar por uma prensa horizontal para achatar. As bobinas de aço são cortadas em *blanks* a partir dos quais os cilindros são formados. Recozimento intermediário entre as operações é fundamental para garantir uma peça relativamente livre de tensões e maleável. Tratamento químico de lubrificação é aplicado para facilitar as operações de estampagem profunda (CHAMBERLAIN, 2004).

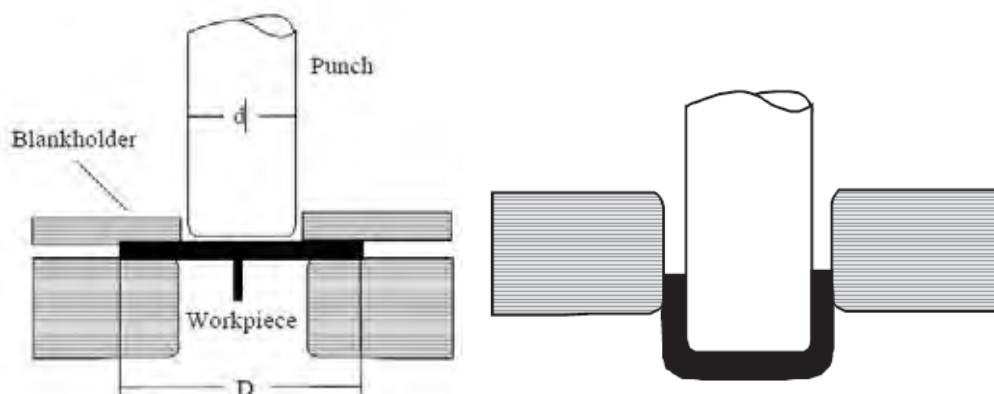


Figura 07 – Esquema do processo de estampagem profunda (CHAMBERLAIN, 2004).

Após a formação da forma cilíndrica, a operação de Spinning é, então, realizada para formar o pescoço na cúpula do cilindro.

2.3.3 PROCESSO UTILIZANDO TUBO COMO MATÉRIA PRIMA (Tube Stock Process)

O processo de fabricação de cilindros utilizando tubo como matéria prima é menos oneroso do que os dois processos descritos anteriormente (os cilindros utilizados nesse trabalho foram produzidos utilizando esse processo).

De forma sintetizada, pode-se descrever a fabricação de cilindros de aço (GNV, gases do ar, CO₂) nas seguintes etapas:

- Recebimento da matéria prima (tubo sem costura);

Os tubos são recebidos e separados (Figura 08 e 09) de acordo com suas especificações e ou diâmetro. Nesse momento é retirada uma amostra do tubo para a realização da contra análise química para garantir que os elementos químicos estejam dentro dos valores estipulados pelas normas de fabricação;

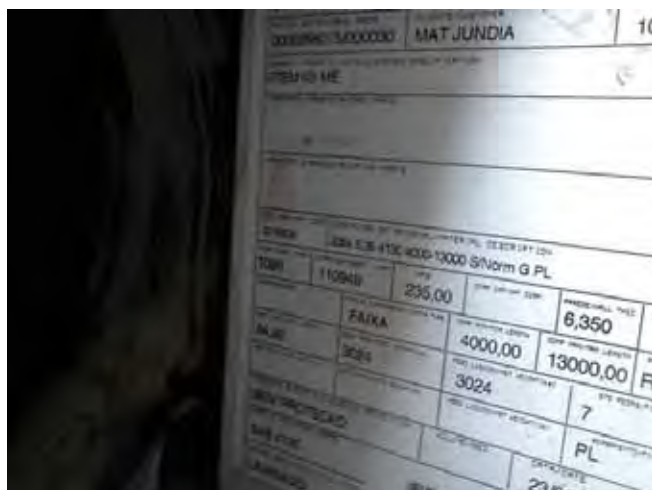


Figura 08– Identificação dos tubos (MAT SA, 2011).



Figura 09 – Separação dos cilindros de acordo com as especificações (MAT SA, 2011).

- Corte - Primeira etapa no processo de fabricação dos cilindros;

Neste momento os tubos são cortados utilizando uma serra de fita, que é uma máquina ferramenta cuja fita de serra se movimenta continuamente, pela rotação de volantes e polias acionadas por um motor elétrico.

- Fechamento do fundo e da cúpula do cilindro – Extrusão Rotativa;

A extrusão rotativa é um processo onde um disco ou um tubo é montado no mandril giratório e o material é forçado a escoar na direção axial do mandril por um ou mais rolos,

enquanto o diâmetro interno permanece constante. Normalmente, é empregado para produzir componentes de formas cilíndricas. Na Figura 10 é mostrado esquematicamente este processo, onde um blank é fixado no mandril rotativo e os rolos se aproximam do blank na direção axial e deformam o metal debaixo do ponto de contato. Dessa maneira, a espessura é reduzida e, como o material flui na direção axial, o comprimento da peça é aumentado. A deformação do material pode ser analisada a partir de duas componentes, uma axial e outra circunferencial. Se o comprimento do contato circunferencial for muito maior que o axial, então o escoamento na direção axial será maior que o escoamento na direção circunferencial. Neste caso, a redução na espessura se assemelha a uma extrusão no estado plano de deformações. Por outro lado, se o comprimento do contato axial for muito maior que o circunferencial, então o escoamento na direção circunferencial será maior, ocasionando uma restrição do escoamento do material na direção axial. Esta situação normalmente provoca protuberâncias na frente dos rolos, fazendo com que apareçam defeitos. Ainda com referência à Figura 10, considerando-se que o volume da peça é constante e o escoamento tangencial desprezível, pode-se calcular o comprimento final do componente.

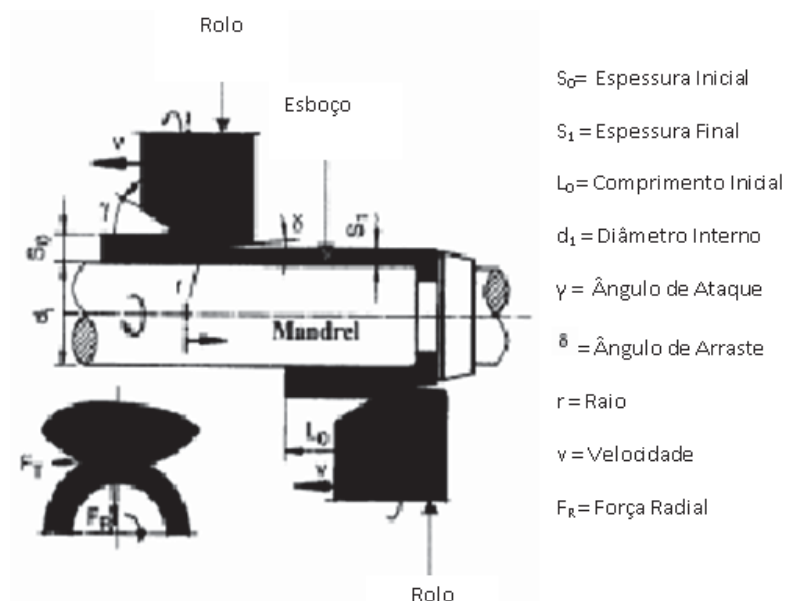


Figura 10 - Princípios da Extrusão Rotativa (WONG, DEAN, LIN, 2003).

Na extrusão rotativa, existem dois métodos que podem ser aplicados, chamados de extrusão avante e a ré os quais podem ser classificados de acordo com o escoamento do material durante o processo.

Para o processo de extrusão avante, Figura 11, o material escoar na mesma direção que o movimento dos rolos, sendo que o material que não foi trabalhado escoa para frente dos rolos. Neste processo, peças maiores que o mandril não podem ser utilizadas, pois, durante a

conformação, a parte que está sendo trabalhada está sofrendo compressão, enquanto as partes que já foram conformadas estão sob tração. A desvantagem deste processo é a baixa taxa de produção, pois os rolos têm que atravessar toda a extensão do material para poder conformá-lo.

Na extrusão rotativa a ré, conforme Figura 11, o material escoar na direção contrária ao movimento dos rolos (WONG, DEAN, LIN, 2003). Este método possui uma vantagem em relação ao anterior, pois podem ser conformadas peças maiores que o mandril, visto que os rolos se movimentam em direção à parte fixa do mesmo. A extrusão a ré é mais rápida que a avante, pois os rolos se movimentam apenas nas áreas que serão conformadas, além de que na extrusão avante o comprimento das peças é restrito ao tamanho do mandril. Durante o processo, uma zona de deformação plástica local é criada embaixo do rolo.

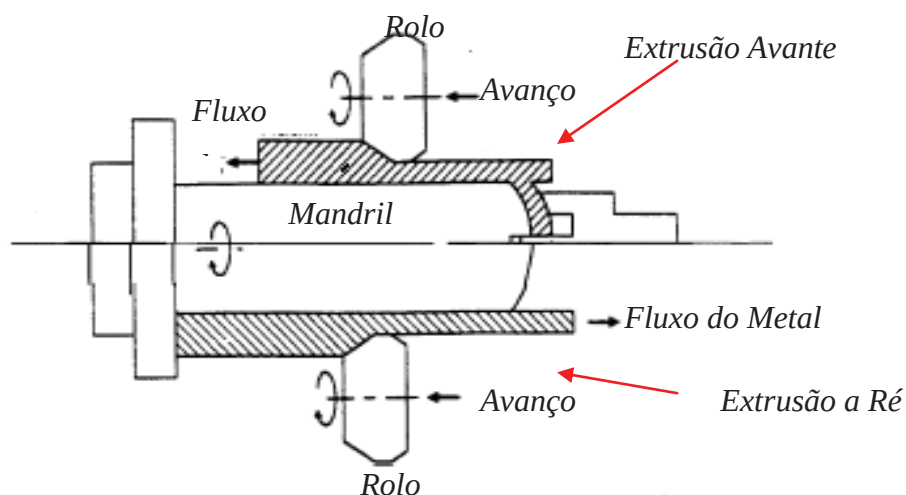


Figura 11 - Processo de Extrusão Avante e a Ré (WONG, DEAN, LIN, 2003).

A vantagem desta deformação local é que a força exigida durante o processo é consideravelmente menor que a comparada com os processos de conformação convencionais. A Figura 12 mostra a tensão na zona de trabalho para diferentes direções dos rolos. Quando o rolo se move para a extremidade do blank, tensões compressivas radiais bem como as tangenciais são geradas. A tensão aplicada produz um escoamento na direção ao longo do mandril, que é compensado pelo efeito da tensão de compressão. Quando o rolo vai à direção contrária, para o centro de rotação, o material escoar para frente do rolo. Isto causa uma tensão compressiva radial e tangencial na região entre o rolo e o mandril. Como resultado da tensão compressiva, o material pode ser deslocado para o mandril (WONG, DEAN, LIN, 2003).

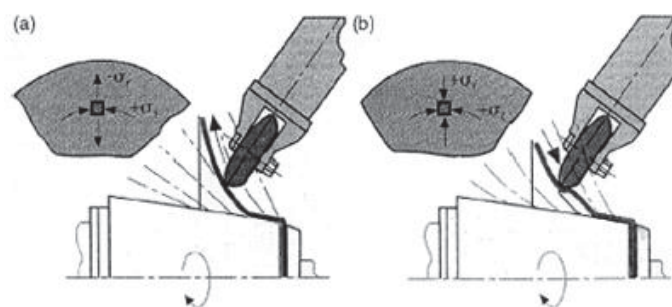


Figura 12: Zona de trabalho e tensão do material durante o processo de extrusão convencional (WONG, DEAN, LIN, 2003).

O processo de extrusão rotativa pode produzir defeitos desde que não sejam tomados cuidados especiais. Um dos defeitos mais frequentes são as formações de ondas (enrugamentos), Figura 13. Para reduzir o diâmetro ao tamanho do mandril sem formar ondas, a combinação da tensão compressiva radial e tangencial precisa ser induzida progressivamente no material. Isto é usualmente conseguido com vários passes. Porém, muita tensão pode ocasionar rugas ou trincas circunferenciais indesejáveis. Em alguns casos, trabalhos contínuos podem resultar em trincas radiais.

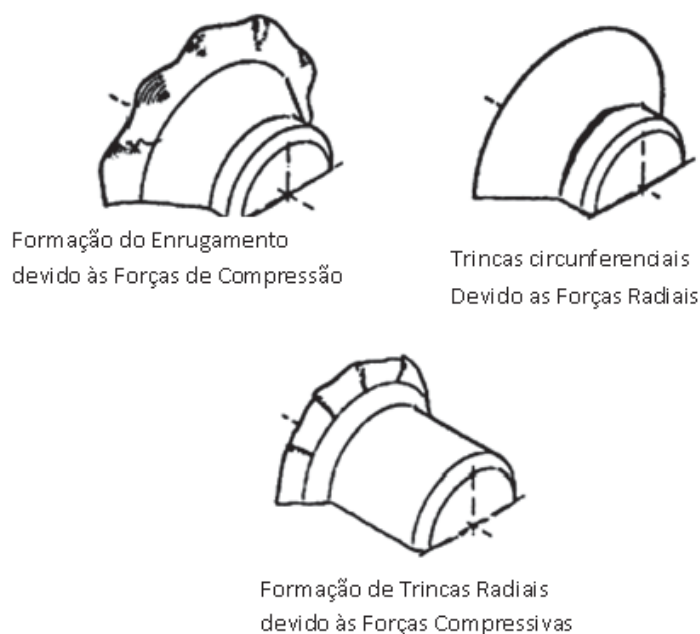


Figura 13 - Defeitos Típicos no processo de Extrusão (WONG, DEAN, LIN, 2003).

Com a utilização de um equipamento chamado de Spinner e realizando o processo de conformação a quente, é realizado o fechamento do fundo e da cúpula do cilindro.

Esse processo pode ser totalmente automatizado (Figura 14) ou apenas parcialmente automatizado.



Figura 14 – Fechamento do fundo (MAT SA, 2011).

- Marcação dos cilindros;

Nessa etapa todas as marcações são realizadas no cilindro. Cada norma de fabricação tem sua particularidade na hora da marcação, mas como regra geral todos os cilindros devem ter marcados na sua cúpula o número de série, lote, o nome do fabricante, a norma de fabricação e a pressão de serviço, conforme é apresentado na Figura 15.



Figura 15 – Marcações nos cilindros (MAT SA, 2011).

- Tratamento térmico;

Nessa etapa é realizado primeiro um tratamento térmico de têmpera, que consiste no resfriamento rápido do aço de uma temperatura superior à sua temperatura crítica, neste caso a temperatura foi de 860°C, em um meio como óleo, água, salmora ou mesmo ar, no presente trabalho o meio de resfriamento foi água à 30°C. O Objetivo precípua da têmpera é a obtenção da estrutura martensítica, para o que se deve, portanto, fazer com que a curva de resfriamento passe à esquerda do cotovelo da curva em “C”, evitando-se assim a transformação da austenita. A velocidade de resfriamento, nessas condições, dependerá do tipo de aço, da forma e das dimensões das peças (CHIAVERINI,1984).

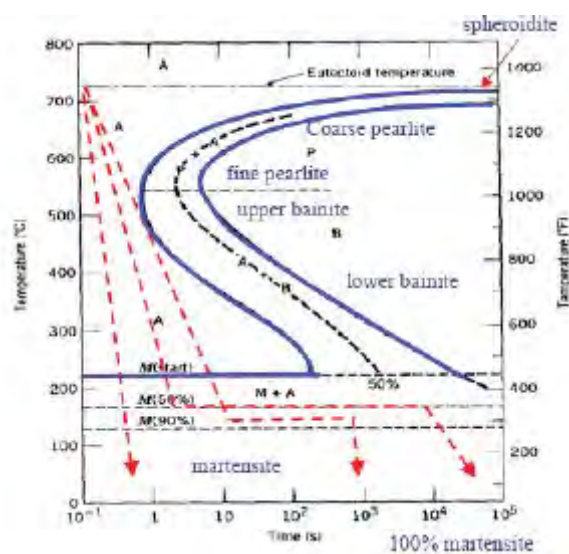


Figura 16 - Curva “C” – tratamento térmico.

Como na têmpera o constituinte final desejado é a martensita, o objetivo dessa operação, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, é o aumento do limite de resistência à tração do aço e também da sua dureza.

Resultam também da têmpera redução da ductilidade, da tenacidade e o aparecimento de apreciáveis tensões internas. Tais inconvenientes são atenuados ou eliminados pelo revenido (CHIAVERINI,1984).

O segundo passo do tratamento térmico é a realização do revenido que normalmente acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta; além de aliviar ou remover as tensões internas, corrigir as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque (CHIAVERINI,1984). A temperatura de revenimento no cilindro utilizado neste trabalho foi de 580 °C permanecendo nessa temperatura por uma hora e depois resfriando ao ar.

Os cilindros podem ser tratados na posição vertical ou na posição horizontal como é mostrado na Figura 17.



Figura 17 – Forno de tratamento térmico (MAT SA, 2011).

- Usinagem da rosca;

Processo que consiste em abrir rosca no pescoço do cilindro utilizando-se um torno e uma ferramenta de corte para abrir roscas (macho). Normalmente os cilindros saem de fabrica com rosca 3/4 14 NGT.

- Limpeza superficial – Jateamento;

O jateamento é uma técnica de tratamento superficial por impacto, que pode fornecer um excelente grau de limpeza e simultaneamente um correto acabamento superficial. Este processo em geral é usado para limpeza e preparação de superfície, onde será aplicado revestimento posterior. De forma geral, podemos dizer que o jateamento é o bombardeio de partículas abrasivas a alta velocidade (65 – 110 m/seg.), que após o impacto com a peça remove os contaminantes da superfície.

- Inspeção por Ultrassom;

O equipamento de Inspeção ultrassônica, Figuras 18 e 19, deve permitir, no mínimo, a detecção dos padrões de referência. Devem ser utilizadas regularmente, em conformidade com as instruções de operação do fabricante para assegurar que sua precisão está sendo mantida. Este equipamento de ensaio deve ser operado por pessoal treinado e supervisionado por pessoas experientes e com certificação de nível 2 da ABNT NBR NM ISO 9712:1997 – Ensaio não destrutivo – Qualificação e Certificação de Pessoal .

A norma ABNT NBR 11439 – Cilindros de alta Pressão para Armazenamento de Gás Natural, como Combustível, à Bordo de Veículos Automotivos estabelece todos os critérios para a realização da inspeção ultrassônica.

Interpretação dos resultados - Cilindros que apresentarem valores iguais ou maiores que as dimensões inferiores dos sulcos de referência devem ser segregados. Defeitos de superfície devem ser removidos; após a remoção os cilindros devem ser inspecionados novamente quanto à detecção de falhas por ultrassom e medições de espessura.

Qualquer cilindro que apresente valores de espessura de parede abaixo da mínima garantida em projeto deve ser rejeitado.

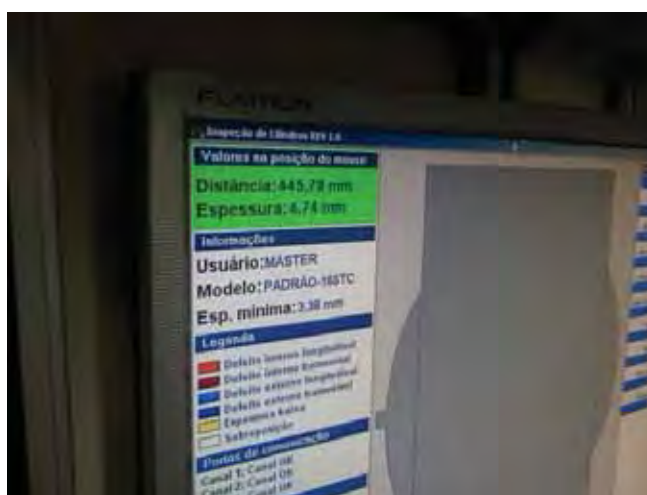


Figura 18 – Espessura mínima do cilindro (MAT SA, 2011).



Figura 19 – Inspeção em todo corpo do cilindro para detecção de defeitos (MAT SA, 2011).

- Teste de vazamento;

Ensaio de comprovação de pressão (Figura 20). A pressão hidrostática de ensaio deve ser aumentada de forma gradual e progressiva, até atingir 1,5 vezes a pressão de trabalho. A

amostra deve ser mantida pressurizada pelo menos por 30 s para se certificar de que não existe vazamento (ISO 4705, 2001).



Figura 20 - Teste de vazamento nos cilindros (MAT SA, 2011).

- Ensaio hidrostático;

O cilindro deve ser ensaiado hidrostaticamente com uma pressão de pelo menos 1,5 vezes a pressão de trabalho. A pressão deve ser mantida durante 30 s, suficiente para garantir a completa expansão. Se a pressão de ensaio não puder ser mantida devido à falha no aparato de ensaio, Figura 21, é permitido repetir o ensaio com aumento de pressão de 7 bar. Não são permitidos mais do que dois ensaios na mesma amostra. Qualquer cilindro que exceder o limite de expansão volumétrica especificado (10% da expansão total) deve ser rejeitado e segregado do lote (ISO 11439, 2000).



Figura 21 – Teste hidrostático – Camisa D'água (MAT SA, 2011).

- Acabamento superficial.

Nessa etapa é aplicada uma cobertura de tinta anticorrosiva (Primer) que servirá de proteção superficial para os cilindros. Os cilindros podem ser pintados pela técnica de pintura a pó ou pelo método tradicional de pintura (líquida), como é demonstrado na Figura 22.



Figura 22 – Processo de pintura (MAT SA, 2011).

3.0 - MECANISMOS DA FRATURA

3.1 – INTRODUÇÃO

Identificar os mecanismos de fratura em um componente fraturado é de fundamental importância para entender as causas que o levaram a falhar. Por meio desses mecanismos é possível identificar modos de carregamento, sentido de propagação de trincas, intensidade de tensões triaxiais, características do ambiente de exposição, entre outras.

A análise de uma fratura é baseada no processo de deformação plástica que o material sofre antes de romper e essa análise se estende pelas características macroscópicas e microscópicas da superfície fraturada.

A Mecânica da Fratura é o estudo da resistência dos materiais sólidos que contém falhas ou trincas pré-existentes sob a ação de cargas aplicadas externamente. O estudo das tensões, no que se refere às trincas, é de grande importância na determinação da carga estática máxima e da vida em fadiga dos componentes, sendo que a presença de trincas podem significativamente debilitar a estrutura e reduzir a sua vida útil. Assume-se que as tensões na ponta da trinca são infinitas e caracterizadas por um fator chamado de fator de intensidade de tensão K_I (para o modo I de fratura). Quando o fator K_I alcança um valor crítico (conhecido como K_{IC}), ocorre uma falha catastrófica (fratura rápida) nos materiais frágeis. Este valor de K_{IC} é chamado de “tenacidade à fratura” do material e é uma propriedade ou característica do material, independente da geometria ou das cargas aplicadas, entretanto, dependente da temperatura (EFFTING, 2004).

A teoria da fratura está em constante desenvolvimento desde GRIFFITH [1920] que primeiro descreveu a fratura frágil, utilizando as considerações do balanço de energia numa placa com trinca central. Em 1957, IRWIN definiu o fator de intensidade de tensão para caracterizar trincas que utilizam a análise de WESTERGAARD [1939] para derivar expressões para as tensões e deslocamentos ao redor da ponta da trinca. Técnicas analíticas, normalmente envolvendo matemática sofisticada, foram desenvolvidas para uma variedade de configurações de trinca comuns (RICE, 1968). Estas soluções analíticas normalmente são limitadas a geometrias relativamente simples e condições de carregando, e requerem um bom conhecimento de matemática sofisticada. Procedimentos experimentais, porém, são essenciais na determinação do valor crítico de K_I , mas é muito caro e consome tempo para se determinar K_I para uma dada faixa de tamanhos de trincas e profundidades.

O estudo da Mecânica da Fratura está baseado em dois enfoques: A Mecânica da Fratura Linear Elástico (MFLE) e a Mecânica da Fratura Elasto-plástico ou Não-Linear (MFNL), sendo que esta última apresenta alta complexidade matemática.

3.2 MODOS DE RUPTURA

Há três tipos gerais de fratura ou modos de ruptura em que os materiais sólidos podem estar sujeitos. Um sólido infinito de comportamento puramente elástico e que neste sólido haja a inserção de uma trinca de tamanho arbitrário (Figura 23), pode-se encontrar os estados de tensões na ponta da trinca para cada um dos três tipos de carregamento ilustrados na Figura 23:

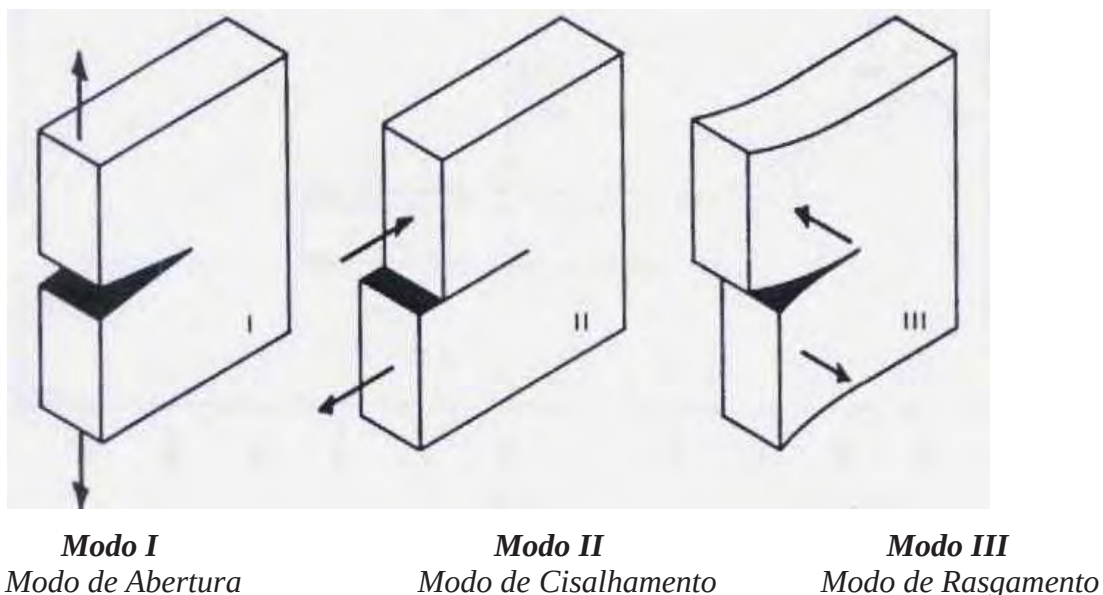


Figura 23 - Os três modos gerais de carregamento em um sólido infinito com uma trinca e comportamento elástico (MASTERS, 1987).

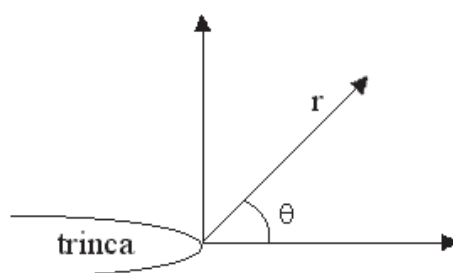


Figura 23 - Sistemas de coordenadas na análise de tensões na ponta da trinca (EFFTING, 2004).

Para um plano cujo $\theta = 0$, conforme apresentado na Figura 23, a tensão para a qual a trinca se propaga nos modos I, II e III são dados por:

$$\sigma_{\theta} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}, \tau_{r\theta} = 0 \quad \text{para o modo I} \quad (3.1)$$

$$\tau_{\theta} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}}, \sigma_r = 0 \quad \text{para o modo II} \quad (3.2)$$

$$\tau_{\theta} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}}, \tau_{rz} = 0 \quad \text{para o modo III} \quad (3.3)$$

Onde K_I , K_{II} e K_{III} são os fatores de intensidade de tensão na raiz da trinca (EFFTING, 2004).

Grande parte dos critérios de falhas é determinada em função do valor crítico de K (K_C), sendo que, para valores de K inferiores ao K_C , pode haver uma propagação estável da trinca, ou até mesmo não haver propagação. Quando os valores de K são superiores ao de K_C , há uma propagação instável da trinca, que leva à fratura dos componentes estruturais (TORRICO, 2006). Os valores de K_C são dependentes da espessura da amostra. Desta forma, este parâmetro apenas pode ser usado para determinar falhas em situações onde os materiais apresentem a mesma espessura, ou com estado triaxial de tensões similar. Quando o material apresenta uma espessura que seja suficiente para restringir a deformação do material (deformação plana), o valor de K_C é denominado de K_{IC} , K_{IIC} ou K_{IIIC} , de acordo com o modo de propagação da trinca (MEYERS, CHAWLA, 1982; JANSSEN, ZUIDEMA, WANHILL, 2006).

No regime da MFLE a tensão crítica de fratura varia linearmente com o valor de K (Figura 25) e a fratura do material se dá por uma propagação instável da trinca, que apresenta um aspecto angular, favorecendo a formação de uma superfície de fratura frágil (ANDERSON, 1995). No entanto, muitos materiais com aplicações estruturais apresentam uma considerável ductilidade, inviabilizando o uso da MFLE.

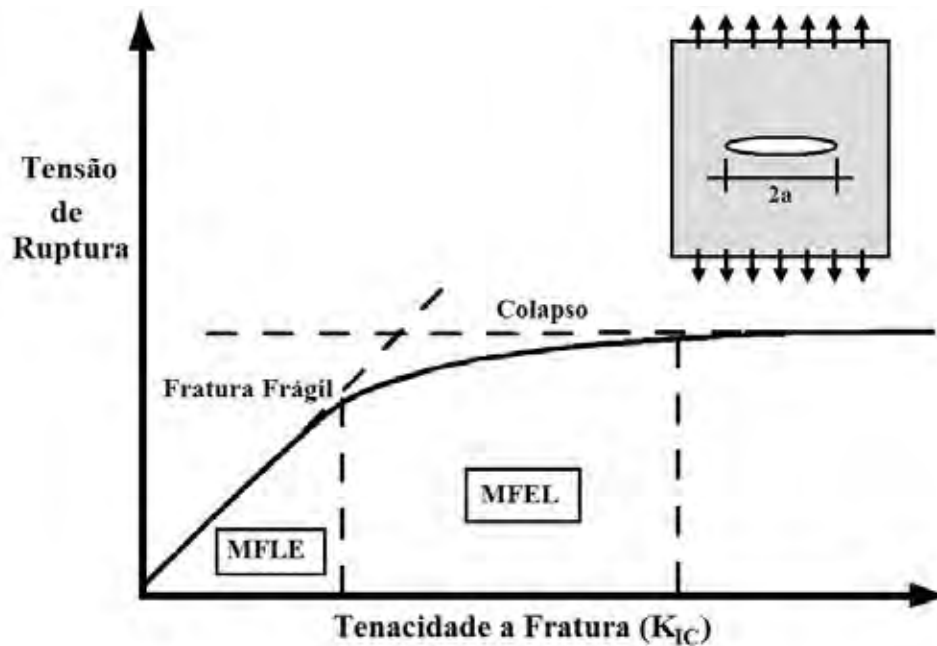


Figura 25 - Efeito da tenacidade à fratura no mecanismo governante de fratura (ANDERSON, 1995).

3.3 MECANISMOS MICROESTRUTURAIS DE FRATURA EM METAIS

Os mecanismos de fratura nos metais (Figura 26) podem ocorrer basicamente de três modos:

- Materiais dúcteis: fratura resultante da nucleação, crescimento e coalescência de microporos que se iniciam nas inclusões, pontos triplos e fases secundárias existentes na microestrutura;
- Fratura por clivagem: envolve separação ao longo de planos cristalográficos específicos onde a fratura é transgranular;
- Fratura intergranular: ocorre através de um caminho preferencial para a fratura no contorno do grão.

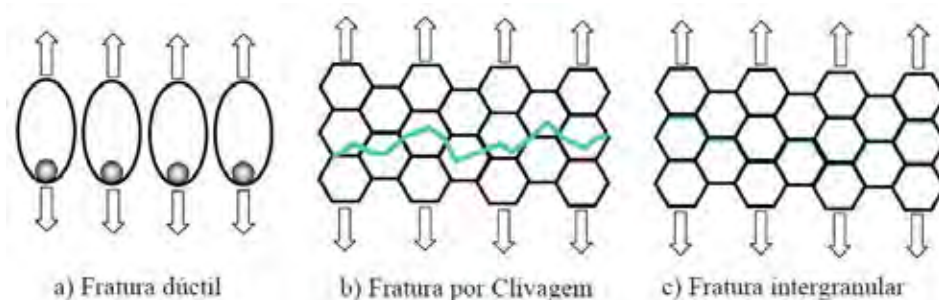


Figura 26 – Mecanismo microestruturais de fratura em metais (EFFTING, 2004)

A Figura 27 ilustra de modo visual um caso de fratura num processo de soldagem circumferencial onde ocorreram os três tipos de fratura no mesmo corpo de prova.

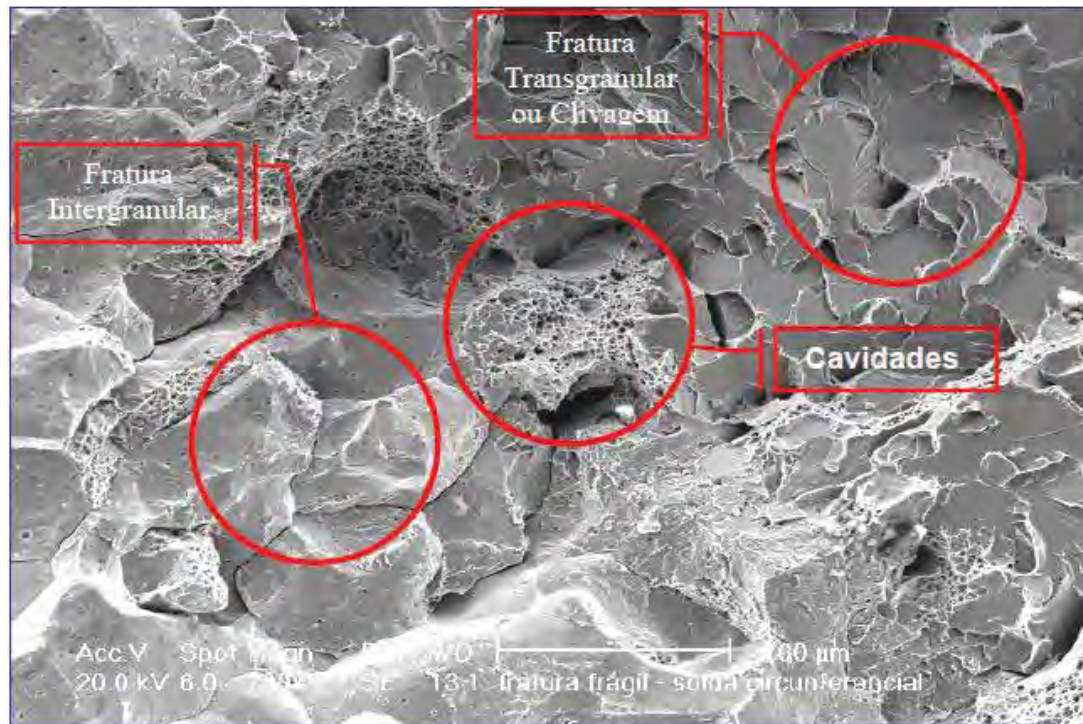


Figura 27 - Imagem de fratura intergranular e transgranular com uma interface de poros ou cavidades (EFFTING, 2004)

3.4. MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) pode ser aplicada somente nos casos onde o carregamento é linear com a deformação, criando uma pequena zona plástica na frente da trinca, implicando que a MFLE pode ser somente usada para quantificar o comportamento na propagação da trinca. A análise do campo de tensões na ponta da trinca pela MFLE permite a obtenção da tenacidade à fratura K_{IC} e a obtenção do comportamento de propagação da trinca por fadiga baseada na variação do fator de intensidade de tensão, ΔK . Isto é, a vantagem é o fato de que o comportamento de trincas longas em grandes estruturas de engenharia pode ser estudado em laboratório, utilizando pequenos corpos de prova (BRAZ, 1999).

3.4.1. CONCEITOS DOS FATORES K_I e K_{IC}

De uma forma geral, as tensões em um ponto à frente da raiz da trinca podem ser escritas, para o Modo I de ruptura em duas dimensões, da forma que se segue (EFFTING, 2004).

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (3.4)$$

com i e j variando de 1 a 2 (direções x , y).

Onde: σ_{ij} = Tensor das tensões ou componente das tensões;

K_I = Fator de Intensidade de Tensão para o Modo I.

$\pi = 3,1415$

r = Distância do ponto considerado à raiz da trinca.

$f_{ij}(\theta)$ = função relativa à geometria e forma de carregamento do corpo sólido.

θ = ângulo que define a posição do ponto considerado, relativamente a um sistema de coordenadas polares posicionado na raiz da trinca.

O Fator de Intensidade de Tensão K_I pode ser definido como sendo o fator que descreve a amplificação da tensão local à frente da raiz da trinca, ou seja, o fator que associa as tensões à frente da trinca com a singularidade. Quando o Fator de Intensidade de Tensão K_I ultrapassa um determinado valor, a trinca se propaga. Esse valor limite é conhecido como Tenacidade à Fratura do material, designado K_{IC} , é uma propriedade mecânica do material.

Para o modo I, por exemplo, supõe-se que a trinca propaga-se quando $K_I = K_{IC}$. Desta maneira, qualquer trinca em qualquer corpo irá se propagar quando esta igualdade for satisfeita.

Segundo Griffith, se uma tensão é aplicada e ultrapassa certa tensão crítica, a trinca irá se propagar. Em termos do balanço energético, a propagação ocorrerá se a perda de energia potencial elástica devido à presença da trinca for suficiente para prover toda a energia requerida para o crescimento da trinca, o que pode ser obtido por um balanço entre a energia de deformação elástica e a de superfície gerada.

3.5 - MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA NÃO LINEAR OU ELASTOPLÁSTICA

Modelos não lineares fornecem dados mais próximos aos reais sobre o comportamento da mecânica da fratura de estruturas trincadas, construídas de materiais de alta dureza e baixa resistência, quando comparado a modelos elástico-lineares.

Em parte ou em todo o componente, quanto ao regime de temperatura de trabalho destes componentes, tipicamente o material é solicitado acima da temperatura de transição dúctil-frágil, onde a resposta à fratura é essencialmente dúctil e o material é capaz de uma considerável deformação plástica (Figura 28). Desta forma, a mecânica da fratura não linear (MFNL) é mais apropriada para análise da fratura destes componentes estruturais que a mecânica da fratura linear elástica (MFLE) (ANDERSON, 1995).

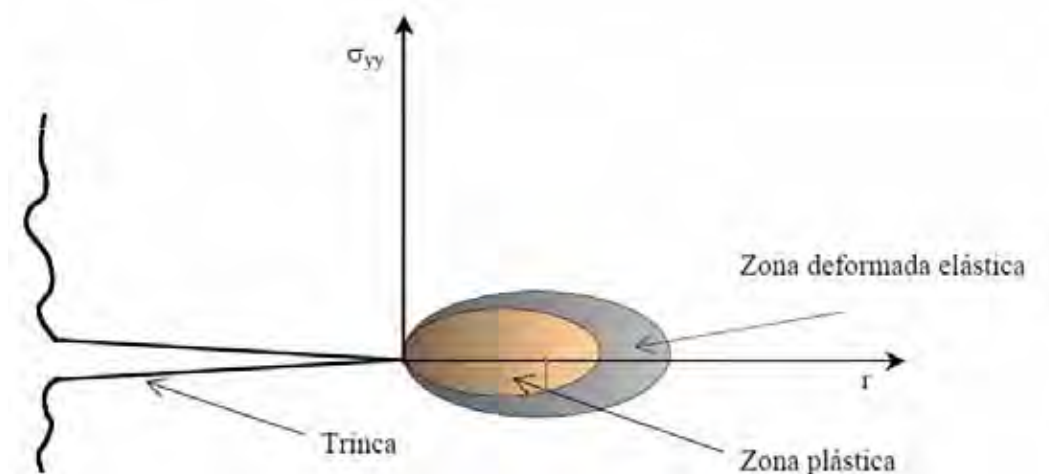


Figura 28 - Distribuição de forças na ponta da Trinca (EFFTING, 2004)

Na temperatura de trabalho, materiais que apresentam considerável ductilidade e/ou espessura reduzida (tensão plana), apresentam uma grande zona plástica na ponta da trinca quando submetidos a um carregamento. Para tais casos, as medidas de tenacidade à fratura são obtidas por meio da “abertura da ponta da trinca” (CTOD) e da “tenacidade à fratura elasto-plástica” (J), que têm como base os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

De modo geral, no regime elasto-plástico, a deformação localizada provoca um arredondamento da ponta da trinca, aumentando proporcionalmente a tenacidade do material. Ocorre o arredondamento até que se atinge um nível crítico onde ocorre a propagação da trinca (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Nessas condições, a tensão crítica de fratura apresenta um comportamento não linear em relação ao valor de tenacidade (Figura

25), e a propagação da trinca se dá de forma mais controlada e com uma alta taxa de deformação (ANDERSON, 1995).

A tenacidade à fratura elasto-plástica (J), aplicada em materiais com alta ductilidade, permite quantificar a tenacidade à fratura para condições onde há a propagação estável da trinca antes da fratura, e tem como base a medida da taxa de liberação de energia de um material sob carregamento (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Assim, J quantifica a energia necessária para haver a propagação da trinca e o valor de J define o início do crescimento estável da trinca e é denominado JIC. De forma geral, JIC é determinado experimentalmente pela relação entre J e o crescimento da trinca Δa (GUIMARÃES, 2006):

$$J = \sigma_y \Delta a \quad (3.5)$$

onde, σ_y é a resistência efetiva ou tensão de fluxo (média entre o limite de resistência à tração e o limite de escoamento).

O ensaio que mede a abertura da ponta da trinca – CTOD (δ) – mede a tenacidade à fratura dos materiais, com base na abertura da ponta da trinca (Figura 29). Uma das vantagens do CTOD é a possibilidade de avaliar a tenacidade tanto de materiais com elevada resistência mecânica, que se encontram dentro do regime da MFLE e que não atendem aos critérios de KIC, como no caso de materiais dúcteis (MFEP).

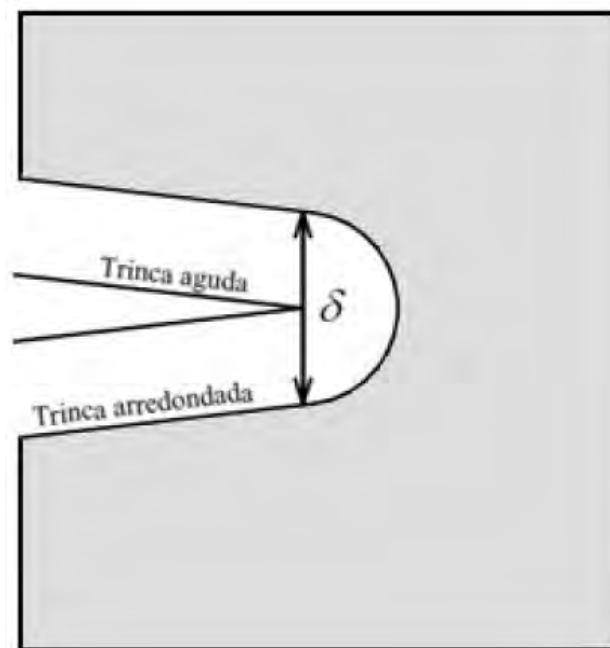


Figura 29– Abertura da ponta da trinca (GUIMARÃES, 2006).

Por meio do ensaio de CTOD não é possível determinar comprimentos críticos de trinca; contudo, com base na abertura crítica da ponta da trinca (δ_t) é possível comparar a resistência à propagação de trincas nos materiais e utilizar esse valor como critério de falhas (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Este ensaio não tem restrições quanto à espessura do material, mas pode haver variações nos valores de tenacidade em função da geometria. Este método é indicado para ensaios de materiais que não se conheça o comportamento da fratura, pois é possível avaliar propagações estáveis e instáveis de trinca antes da fratura (GUIMARÃES, 2006). De forma geral CTOD (δ) para materiais dúcteis é dado por (DOWLING, 1993):

$$\delta \approx K^2 / E \sigma_0 \quad (3.6)$$

onde “K” corresponde à tenacidade à fratura; “E” o módulo de elasticidade e “ σ_0 ” a tensão crítica antes da propagação da trinca.

3.6 FRATURA DÚCTIL

A fratura dúctil ocorre em materiais metálicos com comportamento plástico, onde o material alcança um ponto de instabilidade no momento em que a tensão não pode aumentar sem a diminuição da área. Neste tipo de fratura observa-se a ocorrência de três estágios principais:

- Formação de uma superfície livre ou poro sobre a inclusão ou partículas de fase secundária dispersa na matriz;
- Crescimento do poro (ou de poros) em torno da partícula;
- Coalescência de poros vizinhos.

A formação da fratura dúctil (nucleação de poros ou cavidades) pode ser dada pelo modelo de ARGON, onde a tensão interfacial de uma partícula cilíndrica é aproximadamente a soma da tensão hidrostática e a tensão média efetiva (VON MISSES). Assim, a tensão de coesão é dada por:

$$\sigma_{co} = \sigma_e + \sigma_m \quad (3.8)$$

onde σ_e é a tensão efetiva de Von Misses dada por:

$$\sigma_e = \frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2 \right]^{1/2} \quad (3.9)$$

e σ_m é a tensão média:

$$\sigma_m = [\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3]/3 \quad (3.10)$$

Deformações plásticas e tensões hidrostáticas causam o crescimento das microtrincas e eventualmente a sua coalescência. O crescimento de cada poro pode ser independente quando a fração de volume inicial dos micro vazios é menor que 10%, após esta fase os micro vazios interagem entre si. Na Figura 30 pode-se observar a sequência das fases de crescimento dos micro vazios e coalescência. Nas ligas metálicas normalmente encontram-se partículas dispersas na matriz metálica, as quais contribuem para a formação de poros (EFFTING, 2004)

O carregamento de uma estrutura com falha faz com que haja o crescimento dos poros à frente da ponta da trinca e a posterior coalescência destas. Deformações localizadas e tensões da trinca vêm a ser suficientes para nuclear os poros em um sólido carregado contendo trincas, havendo eventuais ligações com outras trincas durante a deformação.

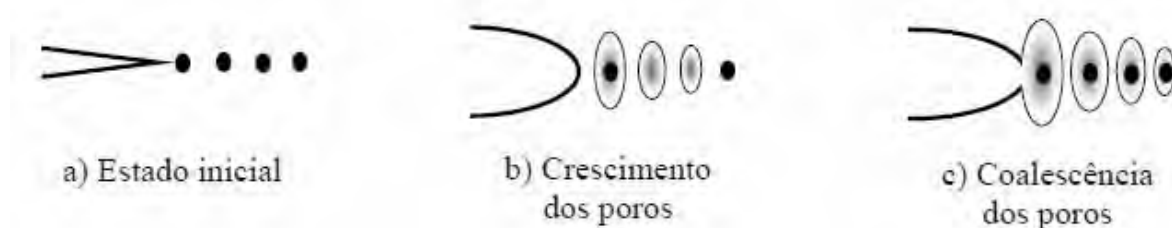


Figura 30 - Nucleação, crescimento e coalescência das porosidades na fratura de metais dúcteis (EFFTING, 2004).

3.7- FRATURA POR CLIVAGEM

Este tipo de fratura pode ser definido como a rápida propagação da trinca ao longo de um plano cristalográfico particular. Os planos preferenciais de clivagem são aqueles com o empacotamento menos denso, dos quais as ligações possam ser quebradas.

Metais cuja estrutura cristalina é cúbica de corpo centrado (CCC) tem a fratura por clivagem no plano [100]. Em materiais poli cristalinos a fratura intergranular ocorre de maneira onde a propagação da trinca muda de direção acompanhando o contorno de grão por onde a propagação seja mais favorável e com a orientação nominal perpendicular a tensão principal máxima.

Metais cúbicos de face centrada (CFC) não são suscetíveis de apresentarem clivagem porque estes possuem amplos sistemas de escorregamento para quase todas as faixas de

temperaturas, pois nas baixas temperaturas, estes podem falhar por clivagem por seu limitado número de sistemas de escorregamento ativo.

Em uma fratura por clivagem é comum à formação de “rios” na superfície de fratura. Este tipo de propagação encontra contornos de grão onde a clivagem próxima ao plano junto ao grão é orientado por um ângulo de difusão finito do plano de clivagem corrente. A princípio a trinca acomoda a distorção em plano paralelos, porém estes finalmente acabam se unindo por acoplamento entre planos. Dado este processo consumir muita energia, a propagação da trinca em um único plano propicia a tendência de múltiplas trincas se convergirem em uma única trinca simples.

Vários outros fatores tem influência sobre a fratura por clivagem como a baixa temperatura, estado triaxial de tensões, radiação, altas taxas de deformação, envelhecimento por deformação e tamanho de grão.

No caso da influência da temperatura, a resistência à fratura de aços ferríticos muda drasticamente acima de uma pequena faixa de temperatura. Como ilustrado na Figura 31 nas temperaturas mais baixas, o aço é frágil e falha por clivagem. Já nas altas temperaturas, o material é dúctil e falha por coalescência de microporos. Na região de transição entre o estado dúctil e frágil, ambos os micromecanismos de fratura podem ocorrer na mesma fratura.

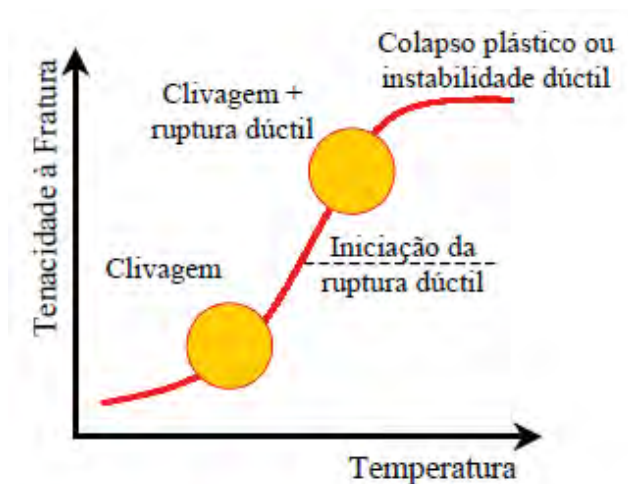


Figura 31. Transição dúctil-frágil em aços ferríticos (EFFTING, 2004).

Na região de transição superior a trinca encontra barreiras, as quais muitos grãos ou partículas orientadas sobre a trinca não deixa esta se propagar. Porém a trinca se desvia destes obstáculos e continua a se propagar, abrindo as faces e deixando os ligamentos para trás da ponta da trinca (Figura 32).



Figura 31. Ilustração esquemática da propagação da trinca por clivagem na região de transição dúctil- frágil (EFFTING, 2004).

3.8 – FRATURA INTERGRANULAR

Esta forma de fratura não é tão comum em metais frágeis, que falham com muito mais facilidade por clivagem. A fratura intergranular se caracteriza por assumir uma forma de propagação ao longo dos contornos de grão que podem ser levadas a este tipo de falha por vários fatores como:

- Precipitação da fase frágil no contorno de grão: durante o processo de tratamento térmico em temperaturas incorretas;
- Elementos fragilizadores de hidrogênio e metal líquido: o hidrogênio pode degradar severamente a resistência de uma liga metálica, pois a sua presença nos contornos de grão diminui a coesão entre eles. A solidificação mais lenta de metais pode fragilizar o metal secundário com um alto ponto de fusão (fragilização do aço em contato com metais fundidos com um ponto de fusão mais baixo, como o Lítio e o Sódio);
- Trincas favorecidas pelo meio: também é relacionado com a fragilização por hidrogênio, principalmente em ligas de alta resistência que são muito suscetíveis a trincar em meios danosos como o H_2S – $CaCl$ em solução, H_2S , amônia e gases de hidrogênio;
- Corrosão intergranular: é dada pelo ataque preferencial ao longo do contorno de grão, diferente das corrosões genéricas onde o material é dissolvido uniformemente na superfície;
- Cavitação do contorno de grão, e trinca a altas temperaturas: devido à baixa coesão dos contornos de grão em temperaturas elevadas, grande parte das deformações se acomoda na forma de escorregamento de planos nestes contornos. Isto ocasiona a nucleação de poros e o crescimento de trincas no contorno de grão, que cresce e coalesce.

4.0 FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA

Os fractais são padrões complexos que se repetem infinitamente, mesmo limitados a uma área finita (Gouvêa; Murari, 2004).

É verificado, ao se analisar um fractal ideal que, ao se escolher qualquer parte e ampliá-la, têm-se imagens idênticas ao todo. Têm-se, assim, fragmentos geométricos similares que se mantêm invariantes em qualquer escala. Esta propriedade geométrica de manter seu formato, independentemente da ampliação, denominou-se autossimilaridade (MANDELBROT, 1983).

Para Barbosa (2002) Mandelbrot usou, ao definir Fractal, o conceito de dimensão “um Fractal é, por definição, um conjunto para o qual a dimensão Hausdorff- Besicovitch excede estritamente a dimensão topológica”. Essa “definição” foi criticada por vários matemáticos, inclusive pelo próprio Mandelbrot.

Feder (1998) considerou como razoável uma caracterização de Mandelbrot para que não fossem excluídos alguns objetos da física considerados Fractais: “um Fractal é uma forma cujas partes se assemelham ao seu todo sob alguns aspectos”.

Falconer, que escreveu duas obras importantes sobre Fractais (1985 e 1990), sugeriu o entendimento de Fractal através de três características:

- * A dimensão Fractal, definida de alguma forma, é maior que sua dimensão topológica;
- * O conjunto F pode ser expresso através de um procedimento recursivo ou iterativo;
- * F possui alguma forma de “autossimilaridade”, ainda que aproximada ou estatística.

Definição: Um conjunto S é chamado de Fractal ou autossimilar se pode ser subdividido em K subconjuntos congruentes, onde cada um pode ser ampliado por um fator constante M para produzir o conjunto S inteiro.

4.1 - DIMENSÃO DE UM FRACTAL

A dimensão fractal é um parâmetro que quantifica o nível de complexidade e o grau de ocupação espacial que uma imagem fractal possui.

Definição: Um conjunto S tem dimensão topológica 0 se todos os pontos tiverem arbitrariamente pequenas vizinhanças, as quais não interceptam o conjunto (Devaney, 1992).

Definição: Um conjunto S tem dimensão topológica K , se cada ponto em S tiver arbitrariamente pequenas vizinhanças, cujas fronteiras encontram S num conjunto de dimensão $K-1$, onde K é o menor inteiro não negativo.

Para exemplificar: Um segmento de reta no plano tem dimensão topológica 1, desde que bolas abertas no plano tenham fronteiras que encontrem o segmento em um ou dois pontos similarmente. Uma região plana tem dimensão topológica 2 porque pontos no conjunto têm arbitrariamente pequenas vizinhanças, cujas fronteiras são de dimensão 1.

- Um ponto possui dimensão zero;
- Uma reta, dimensão um;
- Uma superfície plana com dimensão dois;
- Um espaço, dimensão três.

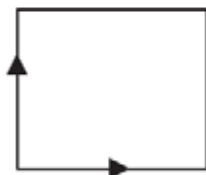
Não existe nenhuma dúvida de que uma reta é unidimensional. Mas, ingenuamente falando, um segmento também é unidimensional e as razões para isto são óbvias. Existe só uma direção linearmente independente (L_1) num segmento, duas direções (L_1) num quadrado (comprimento e largura), e três direções (L_1) num cubo (comprimento, largura e altura). Então, estas figuras têm dimensões 1, 2 e 3, respectivamente.

Observe:

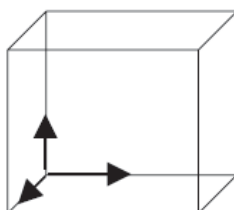
- Um segmento de reta possui dimensão topológica um;



- Um quadrado possui dimensão topológica dois;



- Um cubo possui dimensão topológica três.



Note que as três figuras geométricas consideradas (segmento de reta, quadrado e cubo) são autossimilares, pois podem ser subdivididas em K subconjuntos congruentes, e cada um pode ser ampliado por um fator constante M para produzir o conjunto inteiro.

Pode-se agora usar este fato para mostrar uma noção diferente de dimensão que estes objetos possuem.

Um segmento pode ser decomposto em $n = n^1$ partes, sendo que cada segmento é autossimilar ao todo. Assumindo n como uma escala, teremos em cada um dos segmentos exatamente $1/n$ do tamanho do segmento original, quando multiplicado pelo fator n produzirá exatamente o segmento todo. Por outro lado, ao se decompor um quadrado em partes que são $1/n^2$ do tamanho original, tem-se n^2 partes semelhantes. Similarmente, um cubo pode ser decomposto em n^3 partes, e cada uma será $1/n^3$ do volume original.

Observe a Figura 33:

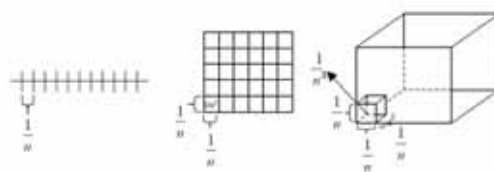


Figura 33 – Dimensão fractal (Gouvea, 2005).

O expoente em cada um desses casos aponta a dimensão Fractal. Nestes simples casos é trivial encontrar a dimensão, verificando o expoente. Porém, para figuras mais gerais isto nem sempre é tão fácil.

Entretanto, também é possível calcular este expoente da seguinte forma:

Definição: Suponha que o conjunto S autossimilar possa ser dividido em N partes congruentes, sendo que cada uma das partes pode ser aumentada por um fator de m para produzir todo o conjunto S . Então, a dimensão Fractal D de S é:

O valor D tal que, $N = \left(\frac{l}{m}\right)^{-D}$, em que m é o fator de contração, ou seja, o número de partes em que o segmento foi dividido, l é o comprimento do segmento e N é o número total de contrações.

Aplicando logaritmo a ambos os membros, obtém-se a fórmula:

$$D = \frac{-\log N}{\log \left(\frac{l}{m} \right)}$$

Dessa forma, quando o fator de contração for n , tem-se:

Segmento de Reta

$$D = \frac{\log n^1}{\log n} = 1$$

Quadrado

$$D = \frac{\log n^2}{\log n} = 2$$

Cubo

$$D = \frac{\log n^3}{\log n} = 3$$

4.1.1 ALGUMAS DIMENSÕES FRACTAIS

4.1.1.1 A CURVA DE KOCH

O segmento inicial foi dividido em 3 segmentos iguais (Figura 34), sendo substituído por 4 segmentos congruentes, ou iniciadores. Dessa forma $N=4$ (número total de contrações)

e $\frac{1}{M} = \frac{1}{3}$. Esta curva não tem derivada em nenhum dos seus pontos.

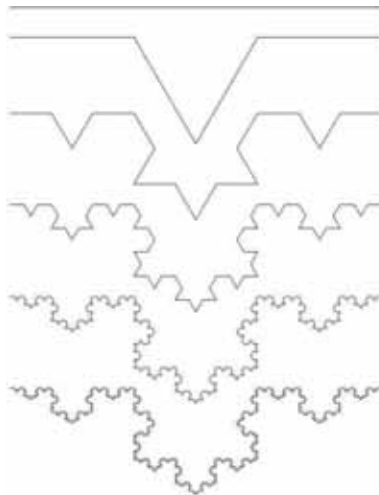


Figura 34 – Curva de Koch (STACK; CYBO, 2003).

$$\text{Dimensão} = \frac{-\log 4}{\log \frac{1}{3}} = \frac{-\log 4}{\log 1 - \log 3} = \frac{-\log 4}{0 - \log 3} = \frac{\log 4}{\log 3} \cong 1,262$$

4.1.1.2 - VARIAÇÕES DA CURVA DE KOCH

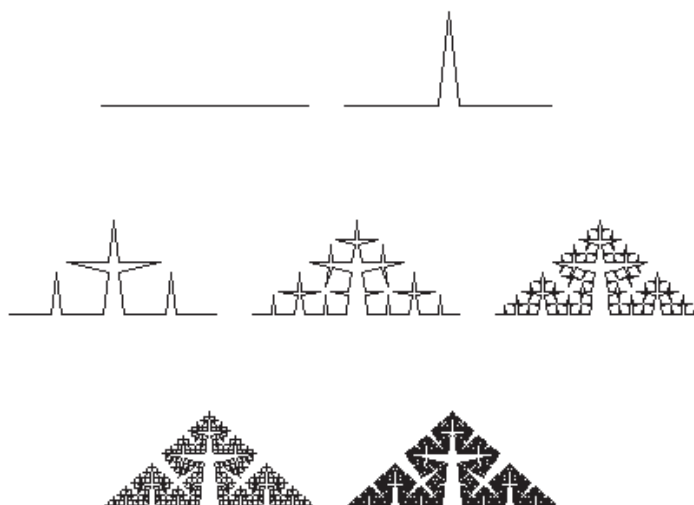


Figura 35 – Variação da curva de Koch (Gouvea, 2005).

Neste caso (Figura 35), cada peça tem $\frac{20}{9}$ do total (segmento).

$$\text{Dimensão} = \frac{\log 4}{\log \left(\frac{20}{9} \right)} \cong 1,736$$

4.1.1.3 CURVA DE PEANO

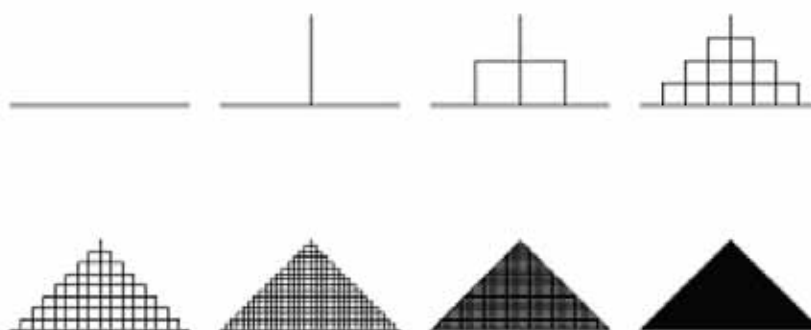


Figura 36 - Curva de Peano (Gouvea, 2005).

$$\text{Dimensão} = \frac{-\log 4}{\log \frac{1}{2}} = \frac{-\log 4}{\log 4 - \log 2} = \frac{-\log 4}{0 - \log 2} = \frac{\log 4}{\log 2} = 2$$

4.1.1.4 A ILHA DE MINKOWSKI

Em cada iteração o perímetro da linha aumenta (tendendo para infinito), mas a área por ela delimitada é constante (Figura 37).

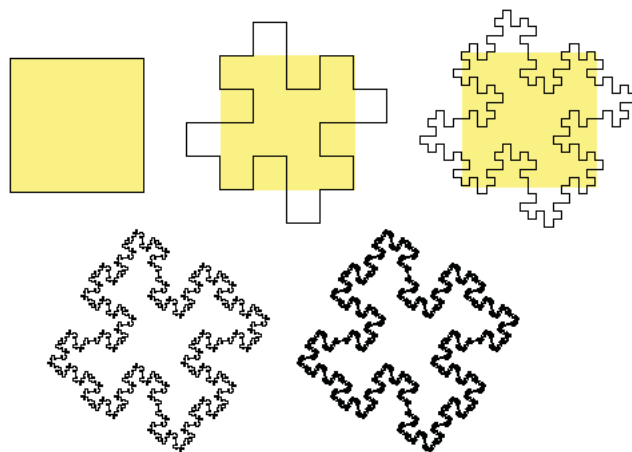


Figura 37 –Ilha de Minkowski (Gouvea, 2005).

$$\text{Dimensão} = \frac{\log 8}{\log 4} \cong 1,5$$

4.1.1.5 TRIÂNGULO DE SIERPINSKI

Este triângulo é construído marcando os pontos médios de cada um dos lados do triângulo. Em seguida, unem-se os pontos médios por um segmento, dividindo o triângulo original em quatro novos triângulos menores e semelhantes. Retira-se o triângulo do meio e faz-se o mesmo processo em cada um dos triângulos que sobram, e assim, sucessivamente. A Figura 38 mostra o resultado, depois de se realizar esta operação por quatro vezes.



Figura 38– Triângulo de Sierpinski (Gouvea, 2005).

$$\text{Dimensão} = \frac{\log 3}{\log 2} \cong 1,585$$

4.1.1.6 O CONJUNTO DE CANTOR

Este conjunto (Figura 39) tem dimensão Fractal entre 0 e 1.



Figura 39- Conjunto de Cantor (Gouvea, 2005).

$$\text{Dimensão} = \frac{\log 2}{\log 3} \cong 0,631$$

Os exemplos apresentam autossimilaridade. Quando vistas através de uma lente de aumento, as diferentes partes de um Fractal se mostram similares à forma como um todo.

Existem os Fractais exatos, ou estritamente matemáticos, que são gerados no computador, e os Fractais naturais, cuja propriedade de autossimilaridade ocorre apenas aproximadamente.

Exemplo de Fractal natural (Figura 40) é a forma de um galho de árvore desfolhada, que repete sua forma nas ramificações:



Figura 40 – Fractal natural – galho de árvore (Gouvea, 2005).

Outro exemplo é a foto de um relâmpago, como mostrada na Figura 41:



Figura 41 – Fractal Natural – relâmpago (Gouvea, 2005).

Essa propriedade de autossimilaridade quer dizer que uma figura Fractal é invariante em escalas. Isto é, cada pedaço mínimo de uma figura se parece, com ligeiras diferenças, com a figura completa. Com algoritmos de Geometria Dinâmica, pode-se simular um Fractal exato, como mostra a Figura 42, quase idênticas a uma árvore e a um relâmpago real (fractais naturais).

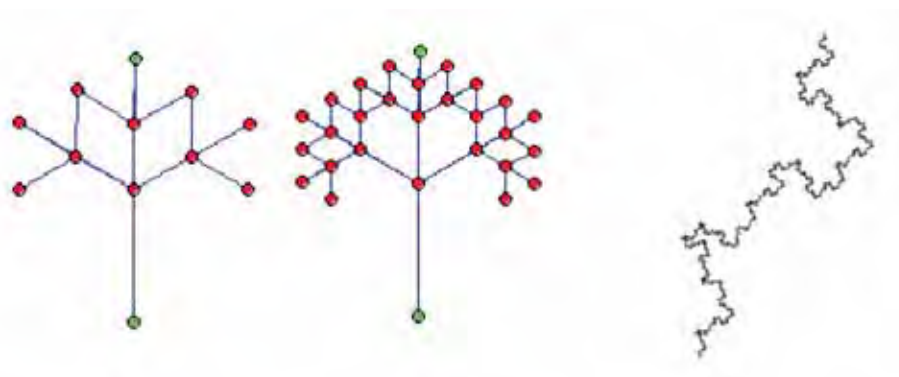


Figura 42 – Fractais exatos formados por softwares de GD (Gouvea, 2005).

4.2 - MÉTODOS PARA O CÁLCULO DA DIMENSÃO DO FRACTAL DE SINAIS UNIDIMENSIONAIS.

Os métodos mais tradicionais são Walking-Divider, Box-Counting e Power Spectrum (AL-AKAIDI, 2004).

O método walking-divider, apresentado por Shelberg define a dimensão fractal de um dado sinal como sendo $D = -\beta$, onde β é o coeficiente angular da reta média obtida via regressão linear por Mínimos Quadrados que atende ao conjunto de pontos de forma $\text{Log}(A_i)$ versus $\text{Log}(L_i)$. A variável A_i corresponde ao tamanho do passo, ou comprimento – step size, de cada segmento de reta L_i . O método que fica mais preciso à medida que o número de pontos cresce, e que está ilustrado através de um exemplo particular na Figura 43, consiste em reduzir, pela metade, a cada iteração i , o valor de A_i para cobrir a curva, medindo o valor correspondente de L_i . Esse procedimento possui alguns inconvenientes, um dos quais é a definição do valor inicial de A_i o que produz resultados consideravelmente diferentes.



Figura 43 – Avaliando o valor de D com o método walking-divider (AL-AKAIDI, 2004).

A técnica do Box-counting apresentada por Voss, e aperfeiçoada por outros pesquisadores (AL-AKAIDI, 2004), é bastante simples e tradicional, consistindo apenas em obter, como no caso anterior, $D = -\beta$, sendo β também o coeficiente angular da reta média obtida via regressão linear por Mínimos Quadrados que atende ao conjunto de pontos da forma $\text{Log}(Q_i)$ versus $\text{Log}(S_i)$. Nesse caso Q_i corresponde ao número de quadrados com lados S_i , não sobrepostos, que é necessário para cobrir completamente o fractal. Em geral, o valor inicial para o lado do quadrado S_0 corresponde à metade do comprimento ou amplitude ocupado pelo fractal, diminuindo pela metade a cada iteração até alcançar um valor fracionário relativamente pequeno, dependendo da precisão desejada. A Figura 44 ilustra um exemplo particular desse método que, em geral, fornece resultados relativamente precisos apenas para $1 \leq D \leq 1,5$.

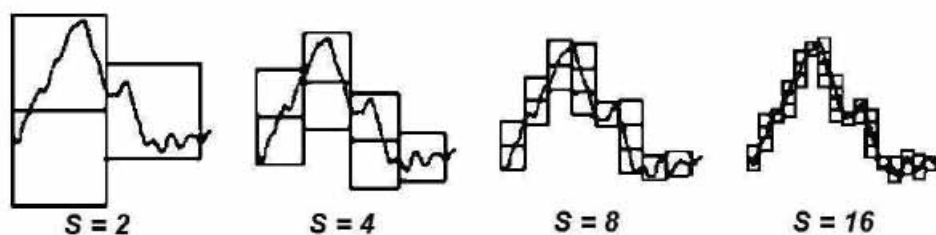


Figura 44 - Obtendo o valor de D com o método Box-counting (AL-AKAIDI, 2004).

O método prisma, apresentado por Clarke (AL-AKAIDI, 2004), consiste em uma modificação do Box-counting de forma que $D = 2 - \beta$, sendo β também o coeficiente angular da reta média, obtida via regressão por Mínimo Quadrados, que atende ao conjunto de pontos da forma $\text{Log}(pa_i)$ versus $\text{Log}(ba_i)$. Nesse caso, pa_i corresponde à área total dos 4 lados de um prisma i e ba_i a respectiva área da base. Essa definição foi formulada para analisar sinais bidimensionais, ou imagens, sendo que para o caso unidimensional, os prismas são substituídos por triângulos, conforme ilustra a Figura 45. Esse método é, em mais geral, mais preciso do que o anterior, entretanto possui complexidade computacional relativamente maior, tornando-o inviável em determinadas situações.

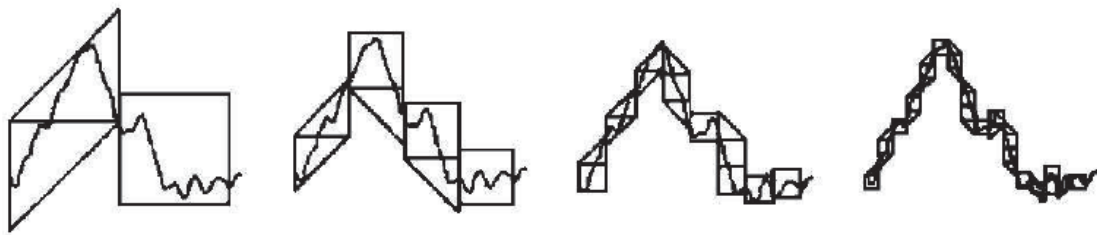


Figura 45 – Ilustração do método prisma (AL-AKAIDI, 2004).

Diversos outros métodos para a medição de D existem, sendo que a maioria constitui variação das técnicas apresentadas anteriormente. A técnica do Power spectrum, entretanto, é relativamente diferente das anteriores. Essa técnica, em geral baseada na obtenção do espectro de potência do sinal fractal via Transformada de Fourier (HAYKINS, VEEN, 2002), apresenta resultados relativamente precisos para toda a faixa $1 \leq D \leq 2$. O algoritmo básico associado ao Power Spectrum Method consiste em obter $D = 2 - |H|$, onde $H = \frac{\beta - 1}{2}$ é o expoente de Hurst. β é o coeficiente angular da reta média, obtida via regressão linear por Mínimos quadrados, que atende ao conjunto de pontos da forma $\text{Log}_2(b_i)$ versus $\text{Log}_2(a_i)$, sendo b_i o valor normalizado do espectro de potencia da banda i que possui comprimento a_i para um total de N sub-bandas:

$$\beta = \frac{N \sum_{k=0}^{N-1} \log_2(a_k) \log_2(b_k) - \sum_{k=0}^{N-1} \log_2(b_k) \sum_{k=0}^{N-1} \log_2(a_k)}{N \sum_{k=0}^{N-1} \log_2(a_k)^2 - \left(\sum_{k=0}^{N-1} \log_2(a_k) \right)^2}$$

5.0 - MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 – ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS DOS CILINDROS

Nesse trabalho foram utilizados cilindros fabricados a partir de tubos de aço carbono (Figura 46) sem costura, seguindo as especificações técnicas contidas nas Tabelas 01 e 02.

Tabela 01 – Especificações técnicas dos cilindros

ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS	
Modelo	010TMV154
Diâmetro (O.D)	165,1 mm
Capacidade hidráulica	10,35 litros
Comprimento (L)	630 mm
Peso	14,5 kgf (142,25 N)
Capacidade de Gás (21,11 °C)	1,557 m ³
Pressão de Serviço	15,4 MPa
Pressão de Teste	23,1 MPa
Material	Intermediário Manganês
Tratamento Térmico	Têmpera (860 °C) e Revenido (580 °C)
Espessura Nominal	4,5 mm
Espessura Mínima	3,39 mm
Limite de Escoamento	418,73 MPa
Limite de Resistência a Tração	719 MPa
Alongamento	20%

Tabela 02 – Composição química

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)						
C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
0,33 MIN	1,35 MIN	0,035 MAX	0,025 MAX	0,10	-	-
0,38 MAX	1,65 MAX	-	-	0,30	-	-

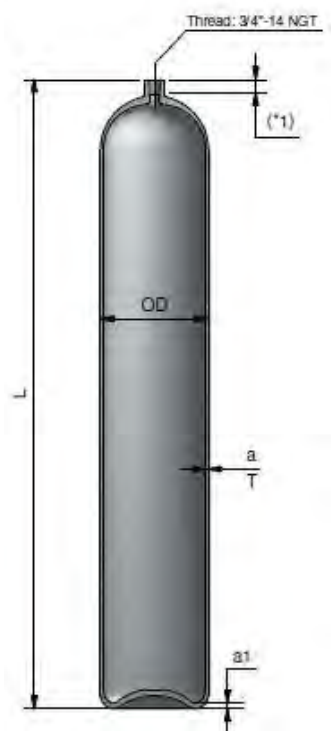


Figura 46 – Desenho do cilindro.

5.2 – COMPROVAÇÃO DAS ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS.

5.2.1 – ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado no material tomado da parte cilíndrica do cilindro adotando-se o seguinte procedimento (ISO 9809):

* Os Corpos-de-prova retangulares foram preparados de acordo com a Figura 47 e 48, com comprimento útil $L_0 = 5,65\sqrt{S_0}$. As duas faces da amostra, que representam o lado interno e externo do cilindro não devem ser usinadas. O alongamento (A) medido não pode ser inferior a 14%. O ensaio de tração foi realizado de acordo com a norma ISO 6892, observando-se especialmente o método de medição do alongamento daquela norma, particularmente quando o ponto de fratura ocorrer fora da região central do corpo-de-prova.

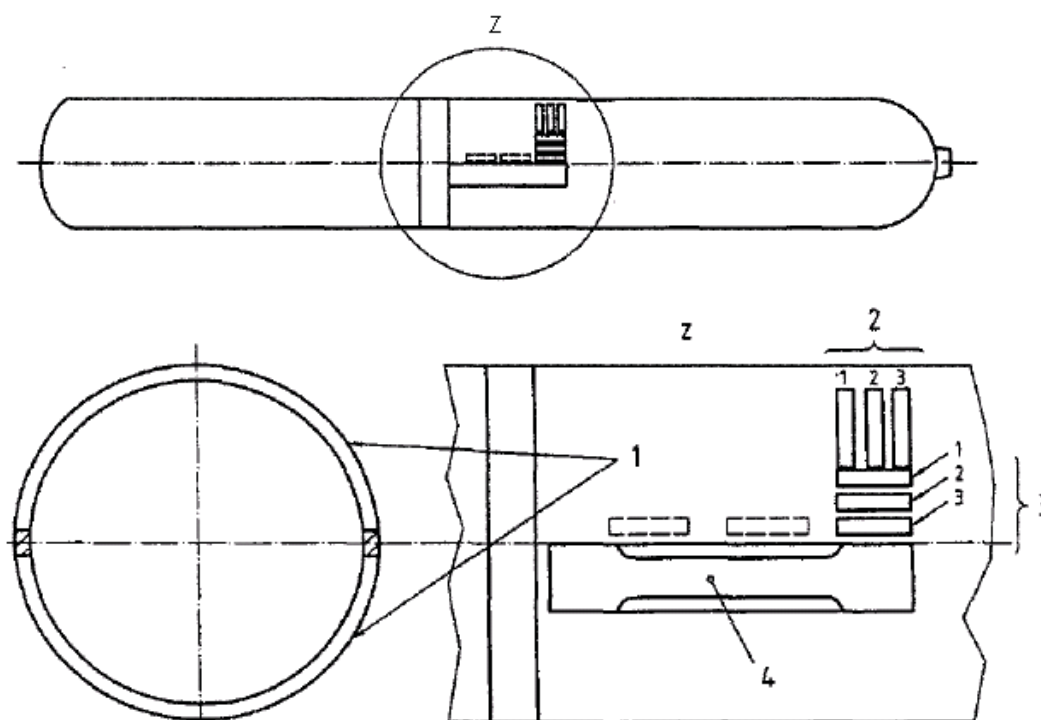


Figura 47 - Localização dos corpos-de-prova (ISO 6892).

- 1 – Corpos de prova de Dobramento ou Achatamento
- 2 – Corpos de prova transversais de Impacto
- 3 – Corpos de prova longitudinais de Impacto
- 4 – Corpos de prova para Ensaio de Tração

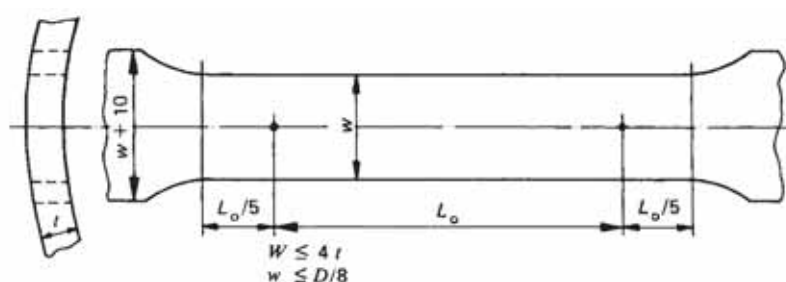


Figura 48 – Esquema do corpo-de-prova do ensaio de tração (ISO 6892).

2.2 ENSAIO DE RUPTURA HIDRÁULICA

O equipamento de ensaio deverá ter capacidade de operação de acordo com as condições de ensaio especificadas em “A” e de produzir, com precisão, a informação requerida em “B”.

Um exemplo de instalação típica de ensaio de ruptura hidráulica está ilustrado na Figura 49.

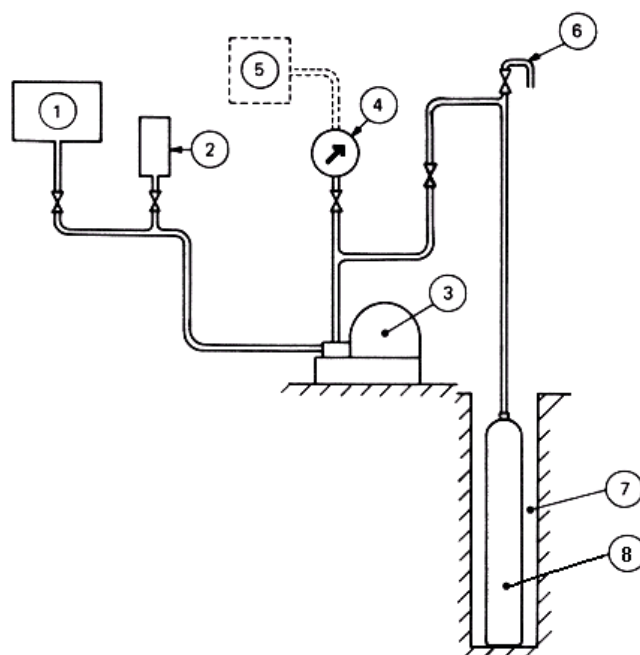


Figura 49 - Instalação típica para ensaio de ruptura hidráulica

- 1 – Tanque de alimentação para conter água ou outro fluido hidráulico adequado.
- 2 – Tanque para medição de água ou do fluido hidráulico requerido para cada ensaio (o tanque de alimentação pode ser utilizado como tanque de medição).
- 3 – Tanque de alta pressão.
- 4 – Manômetro.
- 5 – Equipamento apropriado para registro da curva pressão/tempo.
- 6 – Purgador de ar ou válvula de alívio.
- 7 – Equipamento de segurança para prevenir acidentes durante a realização do ensaio.
- 8 – Cilindro

A) Condições de ensaio

Enquanto o cilindro e o equipamento de ensaio estiverem sendo preenchidos com água, todo o cuidado deve ser tomado de modo a assegurar-se que não haja ar aprisionado no circuito, por operação de bomba hidráulica até que haja descarga de água pelo purgador de ar ou através de válvula de liberação de ar. Durante o ensaio, a pressurização deve ser efetuada em dois estágios sucessivos:

a) Durante o primeiro estágio, a pressão deverá ser elevada em incrementos de não mais de 0,5 MPa/s até um valor de pressão correspondente ao início da deformação plástica.

b) No segundo estágio, a taxa de descarga da bomba deverá ser mantida a um nível tão constante quanto possível, até que haja a ruptura do cilindro.

B) Interpretação dos resultados do ensaio

Interpretação dos resultados do ensaio de ruptura deve envolver (ISO9809):

a) exame da curva pressão/tempo ou pressão/volume de água utilizada, para permitir a determinação da pressão na qual a deformação plástica do cilindro se inicia, junto com a pressão de ruptura;

b) análise da trinca de ruptura e suas extremidades.

De forma a se considerar os resultados satisfatórios, os seguintes requisitos devem ser preenchidos:

a) A pressão de escoamento observada, p_y , deve ser maior ou igual a $\frac{1}{F}$ vezes a pressão de

ensaio, isto é $p_y \geq \frac{1}{F} \times p_h$, onde F é o fator de resistência de projeto.

b) A pressão de ruptura, p_b , deve ser maior ou igual a $1,6 \times$ a pressão de ensaio, isto é $p_b \geq 1,6 p_h$.

* O cilindro deve permanecer inteiro (em peça única) e não deve se fragmentar.

* A fratura principal na porção cilíndrica não deve ser frágil, isto é, as bordas da fratura devem ser inclinadas em relação à parede. A trinca não deve revelar um defeito significativo no material.

* Para cilindros com espessura de parede inferior a 7,5 mm, a fratura deve ser aceitável somente se estiver de acordo com uma das seguintes configurações:

a) longitudinal, sem ramificações (Figura 50);

b) longitudinal, com ramificação lateral em cada extremidade, que em nenhum caso se estenda após o plano normal longitudinal do plano da fratura (Figura 51).

Se a configuração da fratura não acontecer conforme as Figuras 50 e 51, mas todos os outros ensaios do material e mecânicos estão satisfatórios, investigação da causa de não conformidade deve ser tomada em prioridade à aceitação ou rejeição do lote.



Figura 50 – Perfil aceitável de ruptura – longitudinal sem ramificações

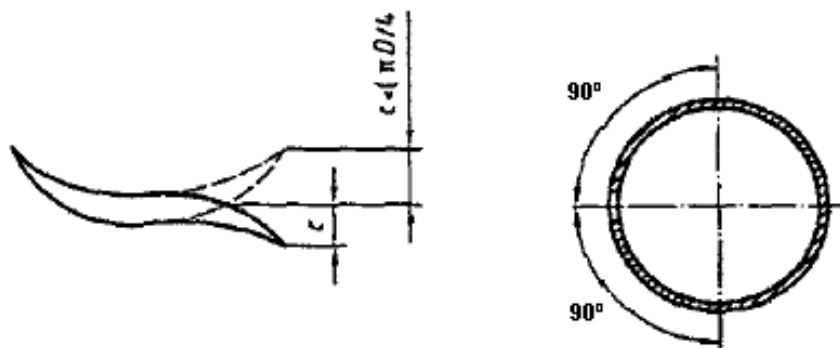


Figura 51 – Perfil aceitável de ruptura – longitudinal com ramificação lateral.

5.3 – AQUISIÇÃO E PROCESSAMENTO DAS IMAGENS.

Após a etapa de comprovação das especificações técnicas foi realizada as etapas de preparação das amostras (cortar, embutir, lixar e polir).

A região fraturada foi dividida em duas partes (Figura 52), a primeira foi utilizada para realizar as análises utilizando microscopia óptica e a segunda parte foi utilizada para a realização das análises utilizando a microscopia eletrônica de varredura.



Figura 52 - Identificação das áreas de estudo no corpo de prova.

A região da fratura separada para análise com microscopia óptica foi dividida em nove amostras com aproximadamente 20 mm cada uma (Figura 53).



Figura 53 – Corpo de prova após seccionamento – identificação do tamanho da amostra.

Após o seccionamento das amostras foi utilizada uma massa adesiva plástica composta por resina poliéster, cargas minerais e aditivos com objetivo de formar uma interfase com o perfil da fratura, aumentar o contraste na região fraturada e facilitar a análise das imagens após a término da preparação.

As amostras foram levadas ao laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP onde foram analisadas com auxílio de microscópio óptico com uma ampliação de 5X. Em seguida foi realizado a aquisição das imagens (Figura 54).

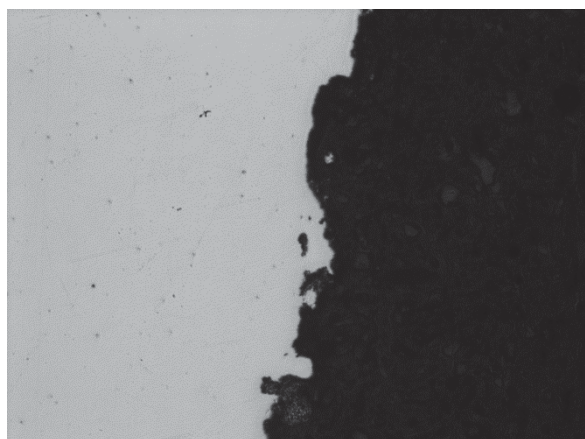


Figura 54 – Imagem antes do processamento.

Nesse processo de aquisição foram geradas 166 imagens no total (aquisição de uma imagem a cada passo de 1 mm no microscópio). No passo seguinte foi realizado o processamento e o cálculo do fractal, utilizando o método do Box-counting, para todas as imagens utilizando o programa ImageJ . A Figura 55 mostra a sequência de imagens de uma amostra após o processamento.

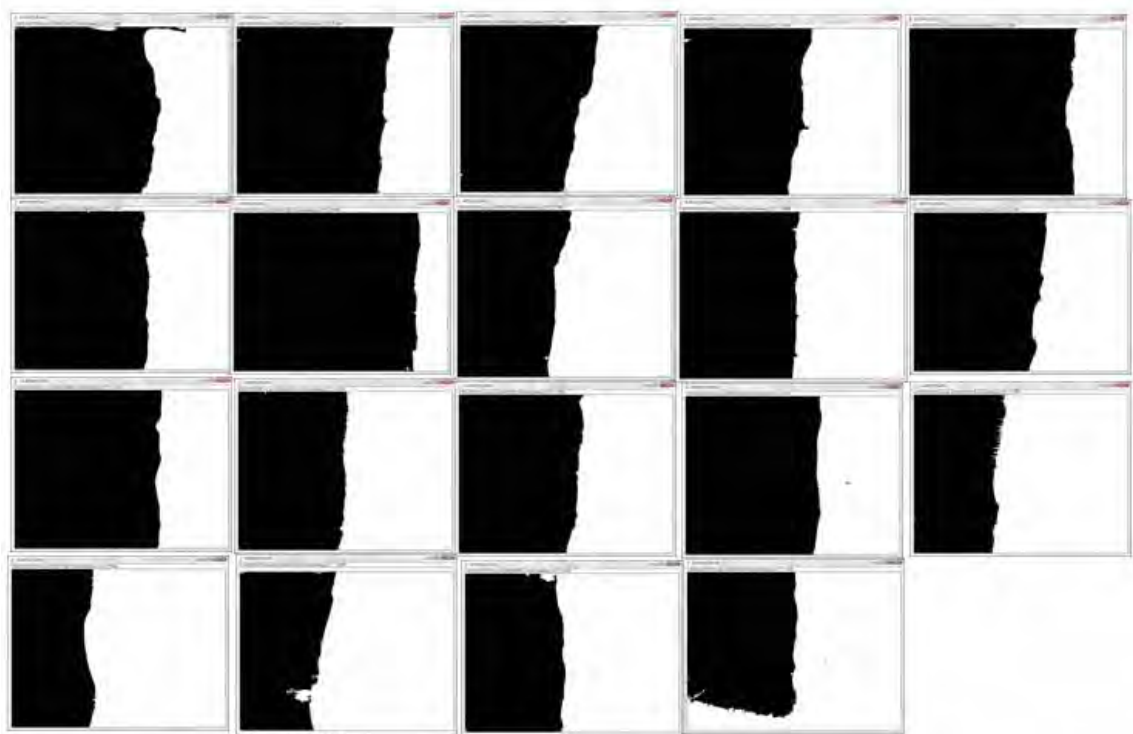


Figura 55 – Sequência de fotos de uma das amostras processadas pelo ImageJ.

O mesmo procedimento foi realizado para o segundo corpo de prova, porém primeiramente foi aplicado o adesivo plástico e somente após o tempo de cura do adesivo que foi realizada o seccionamento da amostra. O corpo de prova 02 foi dividido em dezessete amostras de aproximadamente 10 mm cada.

Nesse processo de aquisição foram geradas 167 imagens no total. No passo seguinte foi realizado o processamento e o cálculo do fractal para todas as imagens utilizando o programa ImageJ.

5.4 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Análises fractográficas das amostras ensaiadas foram realizadas em um microscópio eletrônica de varredura (MEV), Zeiss EVO LS-15. As imagens foram obtidas com o detector de elétrons secundários. Uma observação detalhada da região central da fratura (a partir da amostra 03) foi realizada, com o objetivo de caracterizar os mecanismos de iniciação das fraturas. Antes de serem observadas no MEV, as amostras sofreram um processo de decapagem química e foram limpas por uma sequência de banhos em cuba ultrassônica, sendo um com solução de água destilada e detergente, seguido de outro em metanol p.a. e dois banhos em álcool isopropílico p.a., depois guardadas por 24 horas em dessecador sob vácuo

de 100 mmHg, em atmosfera com teor de umidade inferior a 30%. Antes da observação no MEV, as amostras foram, ainda, secas com jatos de gás Nitrogênio, de grau analítico (5.0).

O objetivo da utilização do MEV foi determinar a nucleação de trincas ou os prováveis locais de início da propagação das trincas.

6.0 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

As análises serão apresentadas da seguinte forma:

- Apresentação dos resultados dos ensaios mecânicos;
- Análise dos resultados dos fractais.

6.1 – ENSAIOS MECÂNICOS

Nos Gráficos 01 e 02, são apresentadas as análises gráficas do ensaio de tração dos corpos de prova.

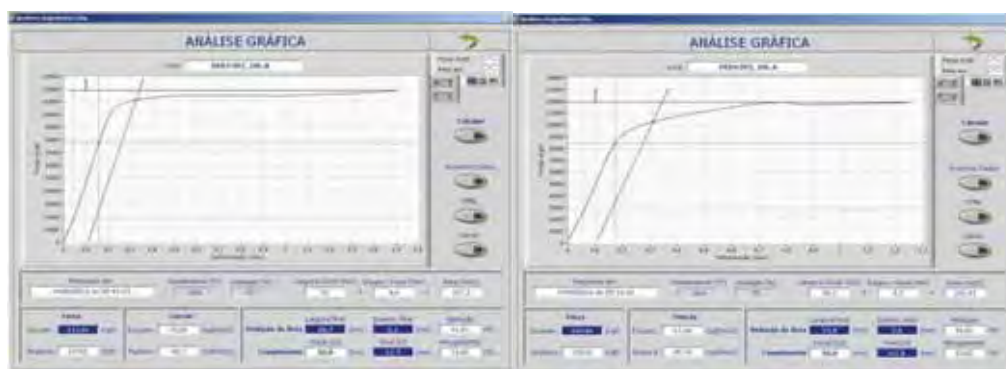


Gráfico 01 e 02 – Ensaios mecânicos de tração.

Na Tabela 03 são apresentados os valores encontrados durante o ensaio mecânico

Tabela 03 – valores encontrados no ensaio mecânico

Limite Escoamento		Limite de res. Tração		Alongamento		Redução de área	
CP- A	CP-B	CP- A	CP-B	CP- A	CP-B	CP- A	CP-B
662,2 MPa	741,6 MPa	841,3 MPa	850,7 MPa	23,62%	23,82%	55,81%	61,91

De acordo com os procedimentos de ensaio de ruptura (ISO 9809) foi determinado a pressão de ruptura ilustrados nos Gráficos 03 e 04 e apresentados nas Tabelas 04 e 05.



Gráfico 03 – Registro do ensaio de explosão CP 01

Tabela 04 – Valores determinados para o CP 01

Pressão de Ruptura Calculado	Pressão de Ruptura CP 01	Pressão de Início Escoamento CP 01
37,12 MPa	44,8 MPa	42,5 MPa

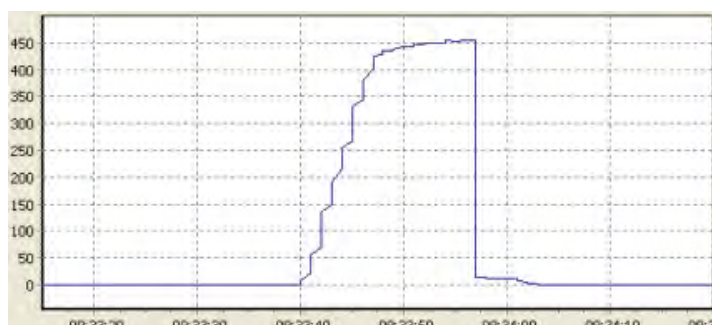


Gráfico 04 – Registro do ensaio de explosão CP 02

Tabela 05 – Valores determinados para o CP 02

Pressão de Ruptura Calculado	Pressão de Ruptura CP 02	Pressão de Início Escoamento CP 02
37,12 MPa	45,38 MPa	41,17MPa

Foi analisado o perfil da ruptura dos dois corpos de prova conforme Fotos 56 e 57.



Foto 56 – corpo de prova 02 rompido.



Foto 57 – corpo de prova 01 rompido.

Os dois corpos de prova atenderam os requisitos na norma para os ensaios de ruptura (ISO 9809) por apresentarem aspecto de fratura longitudinal sem ramificações.

Conforme pode ser observados na Tabela 06 com o resumo de todos os ensaios, os resultados estão em conformidade com o estabelecido pela especificação técnica.

Dessa forma, como foi proposto no início do trabalho, foi comprovado que os cilindros estão adequados às normas de fabricação.

Tabela 06 – Resumo dos valores dos ensaios mecânicos

Ensaio Mecânico	Corpo de Prova 01	Corpo de Prova 02
Limite de Escoamento (418,73 Mpa)	662,2 MPa	741,6 MPa
Resistência a Tração (719 Mpa)	841,3 MPa	850,7 MPa
Alongamento (20%)	23,62%	23,82%
Ensaio de Ruptura		
Pressão de Ruptura (37,12 Mpa)	44,8 MPa	45,38 MPa
Início de Escoamento	42,5 MPa	41,17 MPa

6.2 – ANÁLISES DOS FRACTAIS

Na Tabela 07 são apresentados os valores de dimensões fractais das nove amostras, calculados utilizando o programa ImageJ.

Tabela 07 – Fractais corpo de prova 01.

Amostra 1	Amostrab2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8	Amostra 9
1,9862	1,9861	1,981	1,983	1,9553	1,9741	1,982	1,9741	1,9777
1,9880	1,9836	1,9843	1,9851	1,9658	1,986	1,9887	1,9886	1,9772
1,9859	1,9841	1,9859	1,9789	1,9761	1,9866	1,9896	1,9866	1,9823
1,9882	1,9862	1,9857	1,9781	1,9876	1,985	1,9893	1,9883	1,9816
1,9884	1,9842	1,9852	1,9789	1,9855	1,9859	1,9887	1,9858	1,9783
1,9880	1,983	1,9865	1,9881	1,9851	1,9848	1,9885	1,9873	1,9743
1,9904	1,9851	1,9863	1,9867	1,9799	1,9887	1,9894	1,9884	1,983
1,9856	1,9854	1,9871	1,9873	1,9855	1,9845	1,988	1,9864	1,9808
1,9866	1,9858	1,9848	1,9853	1,9843	1,9851	1,9887	1,987	1,9792
1,9876	1,9868	1,984	1,9861	1,9876	1,9852	1,9893	1,9855	1,9809
1,9883	1,9872	1,982	1,9868	1,9495	1,9819	1,988	1,9862	1,9824
1,9863	1,9872	1,9851	1,981	1,9705	1,969	1,9877	1,987	1,9828
1,9876	1,9848	1,9495	1,9876	1,982	1,9503	1,9899	1,9893	1,9821
1,9883	1,9858	1,8853	1,9862	1,9862	1,9768	1,9872	1,9882	1,9821
1,9830	1,9856	1,9871	1,9875	1,981	1,9803	1,9854	1,9865	1,979
1,9838	1,9863		1,9834	1,9856	1,9798	1,985	1,987	1,983
1,9820	1,9718		1,987	1,9843	1,9765	1,9876	1,9876	1,9782
1,9809			1,9711		1,9741	1,9864	1,9889	1,9784
1,9848						1,986	1,989	1,9771
1,9846							1,9861	1,9654

O primeiro passo efetuado após o processamento das imagens foi apresentar os valores dos fractais em uma tabela, e para uma melhor análise dos fractais foi calculada a média e o

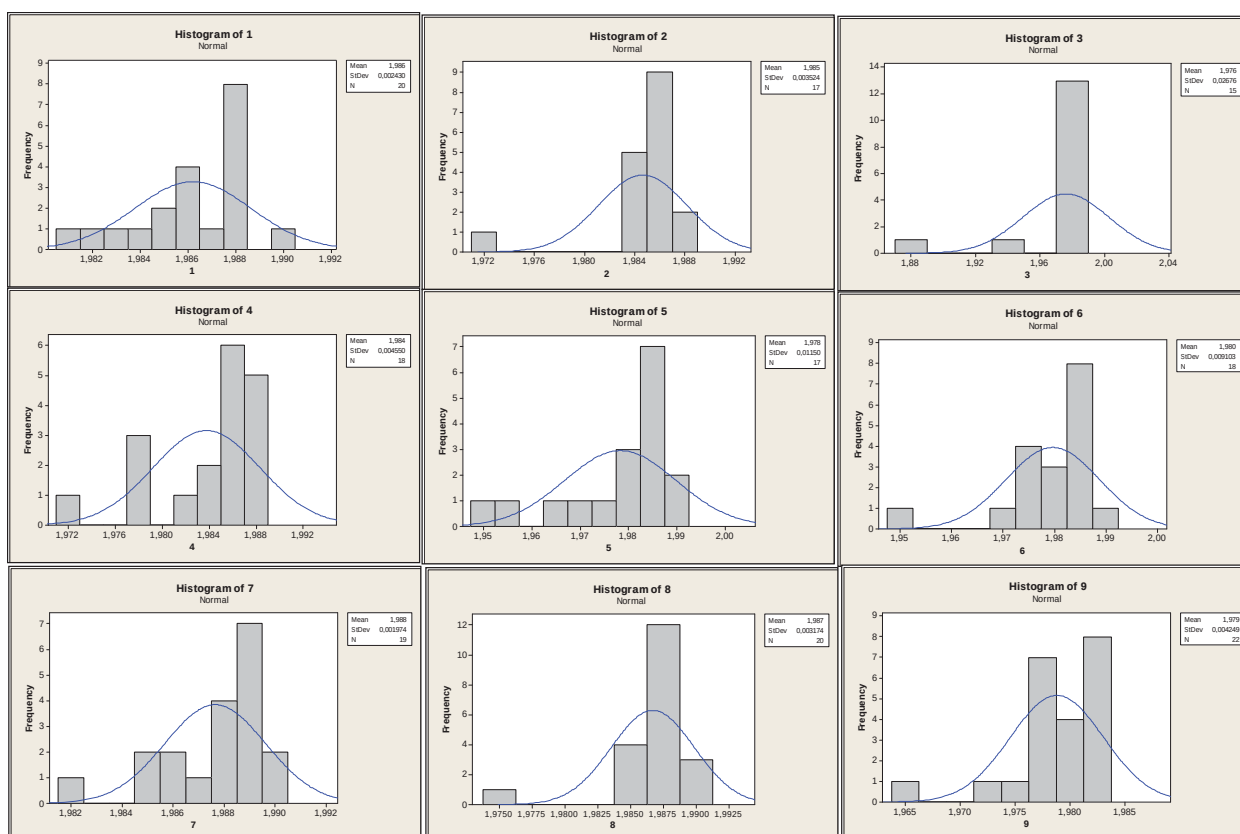
desvio padrão (Tabela 08) para se conhecer a linearidade da superfície do fractal. Esse procedimento foi realizado para os dois corpos de prova.

Tabela 08 Tabela com os valores do desvio padrão e média encontrados nas amostras analisadas.

Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8	Amostra 9
Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão	Des. Padrão
0,002429555	0,003523513	0,02675601	0,004550016	0,011495872	0,00910307	0,001974101	0,00317389	0,008346738
Média	Média	Média	Média	Média	Média	Média	Média	Média
1,9862	1,9846	1,9759	1,9838	1,9783	1,9797	1,9877	1,9867	1,9788

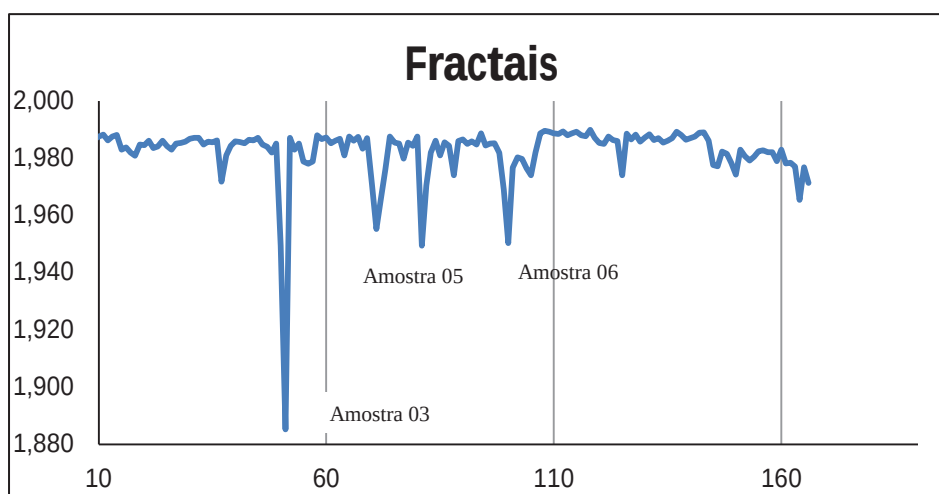
Para uma melhor compreensão dos resultados são apresentados histogramas (Gráfico 05) de cada amostra e o Gráfico 06 apresenta os 166 fractais.

Gráfico 05 – Histogramas das nove amostras.



No Gráfico 06 os maiores vales são os prováveis pontos de nucleação da trinca, conforme já observado anteriormente.

Gráfico 06 – Valores da dimensão fractal de todas as amostras.



A mantissa³ e o coeficiente de variação⁴ (CV%) dos fractais também foram calculados e seus resultados estão apresentados na Tabela 09, para o corpo de prova 01.

Tabela 09: Tabela com os valores das mantissas encontrados nas amostras analisadas para o corpo de prova 01.

	Mantissa 1	Mantissa 2	Mantissa 3	Mantissa 4	Mantissa 5	Mantissa 6	Mantissa 7	Mantissa 8	Mantissa 9
	0,9862	0,9861	0,981	0,983	0,9553	0,9741	0,982	0,9741	0,9777
	0,9880	0,9836	0,9843	0,9851	0,9658	0,986	0,9887	0,9886	0,9772
	0,9859	0,9841	0,9859	0,9789	0,9761	0,9866	0,9896	0,9866	0,9823
	0,9882	0,9862	0,9857	0,9781	0,9876	0,985	0,9893	0,9883	0,9816
	0,9884	0,9842	0,9852	0,9789	0,9855	0,9859	0,9887	0,9858	0,9783
	0,9880	0,983	0,9865	0,9881	0,9851	0,9848	0,9885	0,9873	0,9743
	0,9904	0,9851	0,9863	0,9867	0,9799	0,9887	0,9894	0,9884	0,983
	0,9856	0,9854	0,9871	0,9873	0,9855	0,9845	0,988	0,9864	0,9808
	0,9866	0,9858	0,9848	0,9853	0,9843	0,9851	0,9887	0,987	0,9792
	0,9876	0,9868	0,984	0,9861	0,9876	0,9852	0,9893	0,9855	0,9806
	0,9883	0,9872	0,982	0,9868	0,9495	0,9819	0,988	0,9862	0,9824
	0,9863	0,9872	0,9851	0,981	0,9705	0,969	0,9877	0,987	0,9828
	0,9876	0,9848	0,9495	0,9876	0,982	0,9503	0,9899	0,9893	0,9821
	0,9882	0,9858	0,8853	0,9862	0,9862	0,9768	0,9872	0,9882	0,9821
	0,9830	0,9856	0,9871	0,9875	0,981	0,9803	0,9854	0,9865	0,979
	0,9838	0,9863		0,9834	0,9856	0,9798	0,985	0,987	0,983
	0,9820	0,9718		0,987	0,9843	0,9765	0,9876	0,9876	0,9782
	0,9809			0,9711		0,9741	0,9864	0,9889	0,9784
	0,9848						0,986	0,989	0,9771
	0,9846							0,9861	0,9654
									0,9769
									0,9714
Média	0,98622	0,984647059	0,975986667	0,983783333	0,978341176	0,9797	0,987652632	0,98669	0,978809091
desvio	0,0024	0,003523513	0,02675601	0,004550016	0,011495872	0,00910307	0,001974101	0,00317389	0,004249135
CV(%)	0,2464	0,357845324	2,741431965	0,462501854	1,175037124	0,929169127	0,199878101	0,321670453	0,434112783

³ Mantissa – É a parte do ponto flutuante que contém os dígitos significativos.

⁴ Coeficiente de variação é uma medida de dispersão que se presta para a comparação de distribuições diferentes. O desvio padrão, uma medida de dispersão, é relativo à média e como duas distribuições podem ter médias/valores médios diferentes, o desvio dessas duas distribuições não é comparável. A solução é usar o coeficiente de variação, que é igual ao desvio padrão dividido pela média.

De acordo com os valores dos coeficientes de variação (CV%) encontrados na Tabela 09, pode-se observar um maior afastamento percentual do valor do fractal médio, para três posições, com os coeficientes de variação destacados em vermelho, na mesma tabela. A maior variação nos valores da dimensão fractal dentro de uma mesma amostra sugere haver uma maior variação nas alternâncias de padrões de relevo causada por alterações significantes na velocidade e direção de crescimento de trincas, o que implica em maior variação na evolução dos micromecanismos atuantes no processo de fratura, como ocorre na etapa de nucleação da falha, incluída em sua zona de processo. Kim et al (1997) e Kertész (1992) concluíram que a propagação de uma trinca imporá seu caráter auto-afim, graças à heterogeneidade intrínseca do crescimento tridimensional da superfície de fratura. Ainda, os micromecanismos de fratura atuantes na propagação das trincas, dependentes das configurações locais da microestrutura e das condições instantâneas de carregamento, também promoverão alterações no comportamento da dimensão fractal (DLOUHÝ; STRNADEL, 2008; DAUSKARDT et al, 1990; RŮŽIČKA; HAUŠILD, 2010). Essa interferência da microestrutura no comportamento mecânico do crescimento da ponta da trinca faz supor a existência de uma correlação direta entre a propagação de trincas e o comportamento da dimensão fractal.

Para Wnuk e Yavari (2008), a dimensão fractal, durante um processo de propagação estável, cresce monotonicamente em função do comprimento da trinca (ou, em outras palavras, com o fator intensidade de tensão), se analisarmos a mecânica do crescimento de trincas, o que foi parcialmente comprovado experimentalmente por Hao et al (1994). Por outro lado, como afirmam Lei e Chen (1995), também a entropia crescerá durante o processo irreversível da fratura, o que justifica a necessidade de haver alterações no valor da dimensão fractal com a propagação de trincas. Assim, é esperada maior dispersão nos valores fractais em regiões de nucleação da trinca que em locais onde o crescimento da trinca ocorre a taxas mais uniformes. Deste modo, a Tabela 09 sugere haver múltiplos pontos de nucleação na fratura por explosão do corpo de prova 01.

O mesmo procedimento realizado para o corpo de prova 01 foi repetido para o corpo de prova 02. Os valores dos fractais são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Fractais do corpo de prova 02

Amostra 1	1,9771	1,9826	1,9755	1,9723	1,9725	1,9777	1,9813	1,976	1,972		
Amostra 2	1,9834	1,9876	1,9873	1,9875	1,9875	1,9868	1,986	1,9869	1,9853	1,9792	
Amostra 3	1,9796	1,9868	1,9868	1,9846	1,987	1,9829	1,9834	1,9876	1,9811		
Amostra 4	1,9772	1,9857	1,9863	1,9847	1,9862	1,9857	1,9826	1,9739	1,9866	1,9839	1,9839
Amostra 5	1,9829	1,9866	1,9858	1,9855	1,9863	1,9851	1,9857	1,9804			
Amostra 6	1,9847	1,9868	1,9877	1,9879	1,9875	1,9874	1,9864	1,9628	1,9818		
Amostra 7	1,9844	1,9863	1,9874	1,9867	1,9879	1,9881	1,9876	1,9876	1,9869	1,974	
Amostra 8	1,9899	1,9882	1,987	1,9863	1,9876	1,9858	1,9861	1,9872	1,9869	1,9778	
Amostra 9	1,9859	1,9873	1,9878	1,9865	1,9858	1,9869	1,9885	1,9877	1,9855		
Amostra 10	1,9799	1,9837	1,9873	1,9824	1,9868	1,9856	1,9881	1,9792	1,9851	1,9884	
Amostra 11	1,9793	1,9854	1,9831	1,9857	1,9869	1,9866	1,983	1,9844	1,9847	1,9861	1,9847
Amostra 12	1,9862	1,9874	1,9861	1,9873	1,9864	1,9878	1,9873	1,9868	1,9882	1,9879	1,9854
Amostra 13	1,9546	1,9574	1,9811	1,983	1,9836	1,9848	1,9852	1,9856	1,9858	1,9841	1,9757
Amostra 14	1,9836	1,9853	1,9856	1,9846	1,9863	1,9858	1,9867	1,9857	1,9853	1,9864	
Amostra 15	1,9799	1,9735	1,9891	1,9879	1,987	1,9874	1,9874	1,9893	1,9841	1,9796	
Amostra 16	1,9835	1,9864	1,9871	1,9713	1,9859	1,9805	1,979	1,9672	1,9708	1,9142	
Amostra 17	1,9835	1,9864	1,9871	1,9713	1,9859	1,9805	1,979	1,9672	1,9708		

Primeiro foi calculado a média e o desvio padrão, conforme apresentado na Tabela 11.

Tabela 11 – Média, desvio padrão e variância do corpo de prova 02.

	Média	Desvio Padrão	Variância
Amostra 1	1,976333333	0,003823284	1,462E-05
Amostra 2	1,98575	0,002647116	7,007E-06
Amostra 3	1,984422222	0,002866521	8,217E-06
Amostra 4	1,983336364	0,004105429	1,685E-05
Amostra 5	1,9847875	0,002099277	4,407E-06
Amostra 6	1,983666667	0,008062878	6,501E-05
Amostra 7	1,98569	0,004243806	1,801E-05
Amostra 8	1,98628	0,003205135	1,027E-05
Amostra 9	1,986877778	0,001030507	1,062E-06
Amostra 10	1,98465	0,003282022	1,077E-05
Amostra 11	1,984536364	0,00215187	4,631E-06
Amostra 12	1,986981818	0,000873863	7,636E-07
Amostra 13	1,978263636	0,011385541	0,0001296
Amostra 14	1,98553	0,000914148	8,357E-07
Amostra 15	1,98452	0,005219153	2,724E-05
Amostra 16	1,97259	0,021716376	0,0004716
Amostra 17	1,979077778	0,007551453	5,702E-05

Em seguida foram determinadas as mantissas e os coeficientes de variação (Tabelas 12 e 13).

Tabela 12 – Mantissas do corpo de prova 02.

Amostra 1	0,9734	0,9882	0,9745	0,9888	1,9789	1,9869	1,9777	1,9882	1,9882	1,9838	1,9778
Amostra 2	0,9771	0,9826	0,9755	0,9723	0,9725	0,9777	0,9813	0,976	0,972		
Amostra 3	0,9834	0,9876	0,9873	0,9875	0,9875	0,9868	0,986	0,9869	0,9853	0,9792	
Amostra 4	0,9796	0,9868	0,9868	0,9846	0,987	0,9829	0,9834	0,9876	0,9811		
Amostra 5	0,9772	0,9857	0,9863	0,9847	0,9862	0,9857	0,9826	0,9739	0,9866	0,9839	0,9839
Amostra 6	0,9829	0,9866	0,9858	0,9855	0,9863	0,9851	0,9857	0,9804			
Amostra 7	0,9847	0,9868	0,9877	0,9879	0,9875	0,9874	0,9864	0,9628	0,9818		
Amostra 8	0,9844	1,9863	1,9874	1,9867	1,9879	1,9881	1,9876	1,9876	1,9869	0,974	
Amostra 9	0,9899	0,9882	0,987	0,9863	0,9876	0,9858	0,9861	0,9872	0,9869	0,9778	
Amostra 10	0,9859	0,9873	0,9878	0,9865	0,9858	0,9869	0,9885	0,9877	0,9855		
Amostra 11	0,9799	0,9837	0,9873	0,9824	0,9868	0,9856	0,9881	0,9792	0,9851	0,9884	
Amostra 12	0,9793	0,9854	0,9831	0,9857	0,9869	0,9866	0,983	0,9844	0,9847	0,9861	0,9847
Amostra 13	0,9862	0,9874	0,9861	0,9873	0,9864	0,9878	0,9873	0,9868	0,9882	0,9879	0,9854
Amostra 14	0,9546	0,9574	0,9811	0,983	0,9836	0,9848	0,9852	0,9856	0,9858	0,9841	0,9757
Amostra 15	0,9836	0,9853	0,9856	0,9846	0,9863	0,9858	0,9867	0,9857	0,9853	0,9864	
Amostra 16	0,9799	0,9735	0,9891	0,9879	0,987	0,9874	0,9874	0,9893	0,9841	0,9796	
Amostra 17	0,9835	0,9864	0,9871	0,9713	0,9859	0,9805	0,979	0,9672	0,9708		

Tabela 13 – Desvio padrão e coeficiente de variação do corpo de prova 02.

	Média	Desvio Padrão	CV%
Amostra 1	0,9824	0,0060249	0,613289
Amostra 2	0,9763333	0,0038233	0,391596
Amostra 3	0,98575	0,0026471	0,268538
Amostra 4	0,9844222	0,0028665	0,291188
Amostra 5	0,9833364	0,0041054	0,4175
Amostra 6	0,9847875	0,0020993	0,213171
Amostra 7	0,9836667	0,0080629	0,819676
Amostra 8	0,98569	0,0042438	0,430542
Amostra 9	0,98628	0,0032051	0,324972
Amostra 10	0,9868778	0,0010305	0,104421
Amostra 11	0,98465	0,003282	0,333319
Amostra 12	0,9845364	0,0021519	0,218567
Amostra 13	0,9869818	0,0008739	0,088539
Amostra 14	0,9782636	0,0113855	1,163852
Amostra 15	0,98553	0,0009141	0,092757
Amostra 16	0,98452	0,0052192	0,530122
Amostra 17	0,9790778	0,0075515	0,771282

De acordo com os valores dos coeficientes de variação (CV%) encontrados na Tabela 13, pode-se observar um maior afastamento percentual do valor do fractal médio na amostra quatorze, podendo demonstrar que nesta amostra houve o início da nucleação da trinca (coeficientes de variação destacados em vermelho), sugerindo ter havido, neste caso, apenas um ponto de nucleação mais evidente.

6.3 – ANÁLISES POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).

As observações e análises utilizando o microscópio eletrônico de varredura tiveram como ponto de partida a parte do corpo de prova 01 correspondente aos pontos de maior dispersão na Tabela 09, que pela análise fractográfica apontava serem os prováveis locais onde houve a nucleação e início da propagação da trinca. Conforme pode-se ver na Figura 58 a amostra apresenta muitos alvéolos e inclusões, que são sinais da heterogeneidade da microestrutura e podem, eventualmente, propiciar a nucleação e, certamente, favorecer a propagação de trincas.

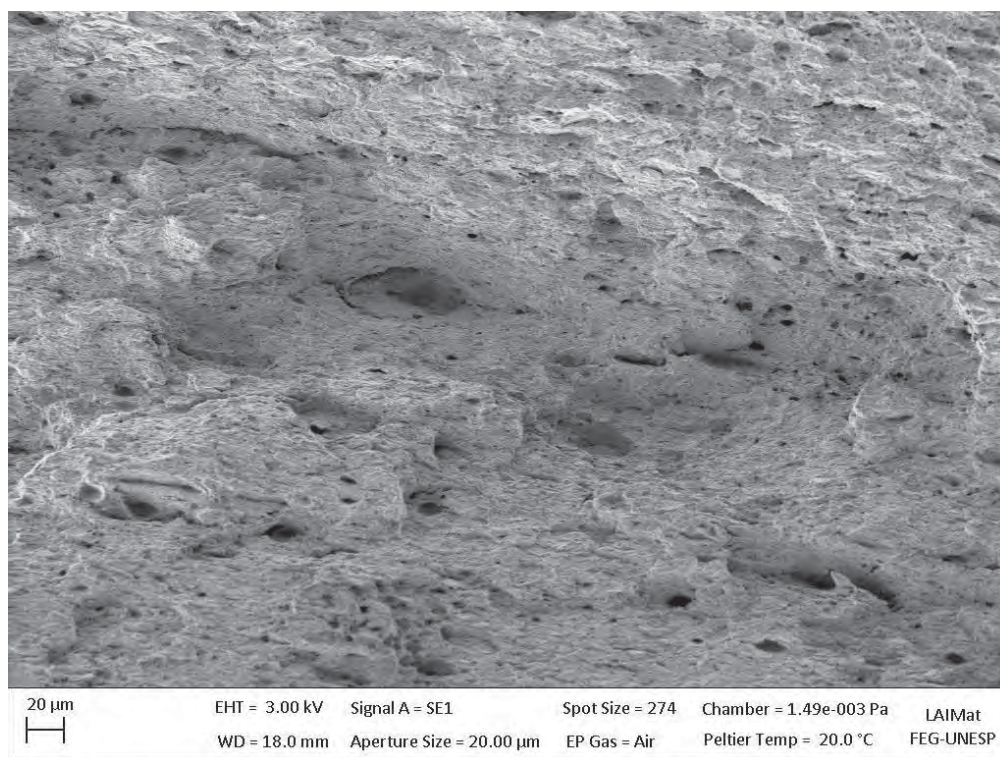


Figura 58 – Imagem obtida utilizando o MEV – Dimples e inclusões denotando a heterogeneidade da microestrutura e favorecendo a propagação de trincas.

Continuando a investigação, a Figura 59 mostra um dos prováveis locais onde houve a nucleação da trinca (Figura 59). Imagem com ampliação de 3000 X.

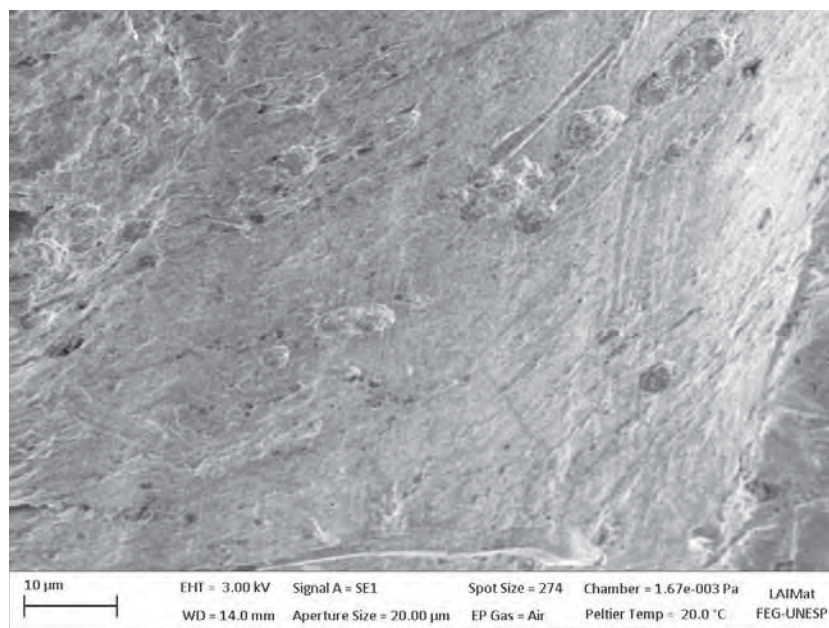


Figura 59 – Provável local onde houve a nucleação da trinca. Ranhuras retilíneas .

Para a mesma região, com ampliações de 50 x e 500 X (Figuras 60 e 61), são apresentados mais detalhes deste provável local de nucleação da trinca.

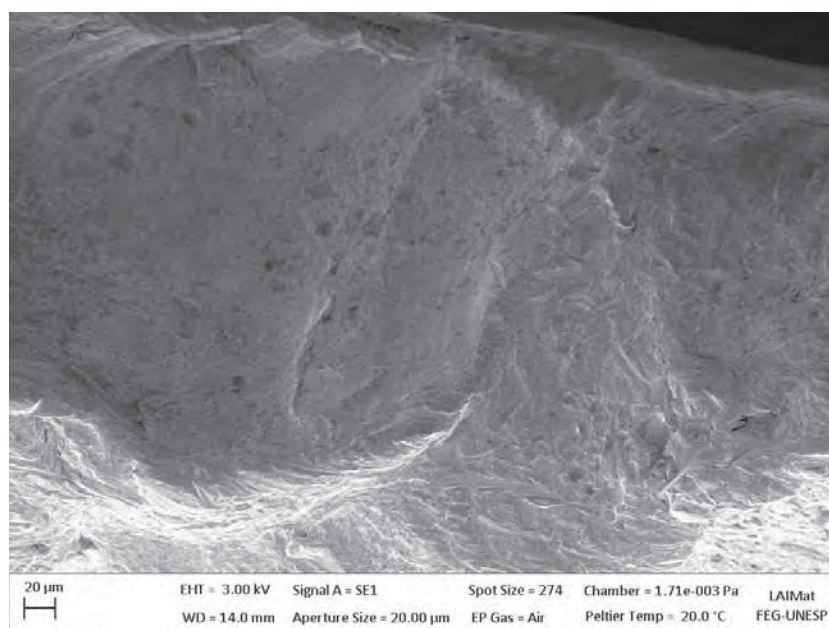


Figura 50 – Ampliação de 50 X - MEV

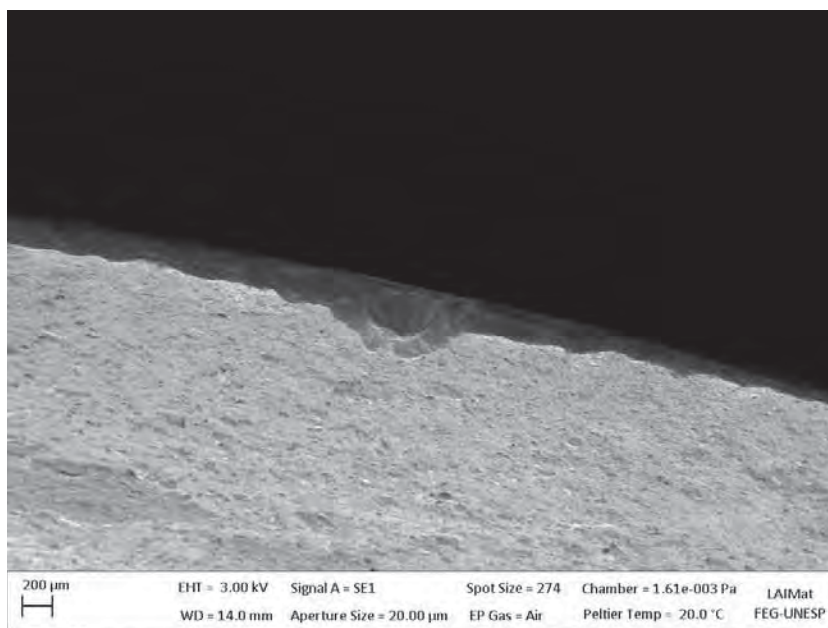


Figura 61 – Ampliação de 500 X – MEV.

As Figuras 62, 63 e 64 mostram outro local de nucleação de trinca. É importante notar que as regiões, como na Figura 59, apresentam sinais de que trinca se propagou por clivagem como resultado de heterogeneidade na evolução termodinâmica da microestrutura durante o tratamento térmico de tempera e revenimento. É importante observar que os dois sítios de nucleação apresentam as mesmas características de textura. O terceiro sítio não pode ser caracterizado, pois a amostra apresentava danos decorrentes do processo de corte onde, provavelmente, teria ocorrido.

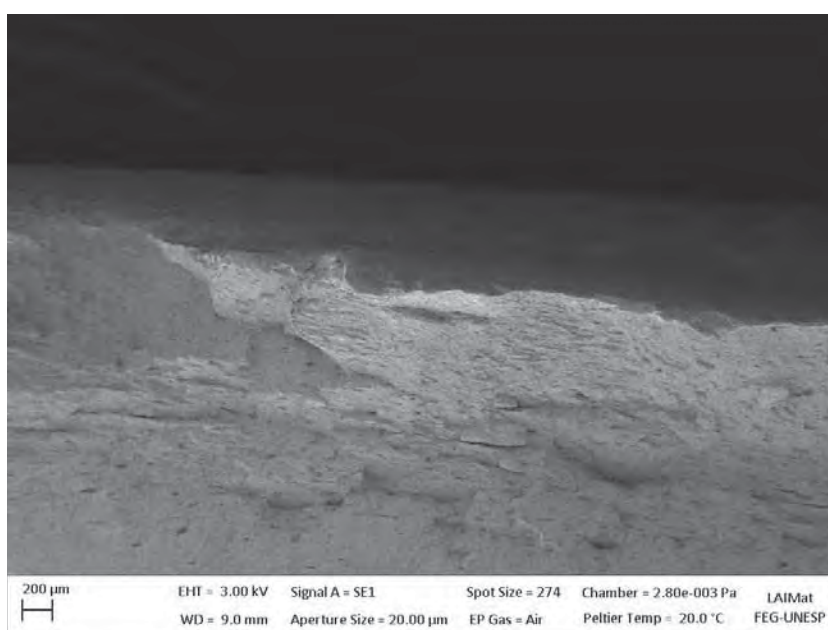


Figura 62 – Ampliação de 50 X utilizando o MEV, região de nucleação alternativa no corpo de prova 01.

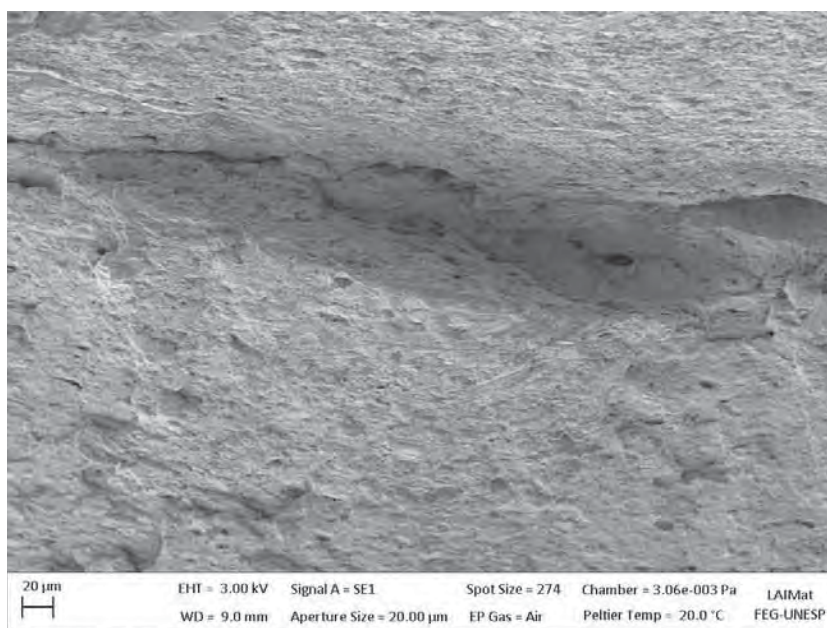


Figura 63 – Ampliação de 500 X utilizando o MEV – propagação da trinca no corpo de prova 01, adjacente à região de nucleação mostrada na Figura 62

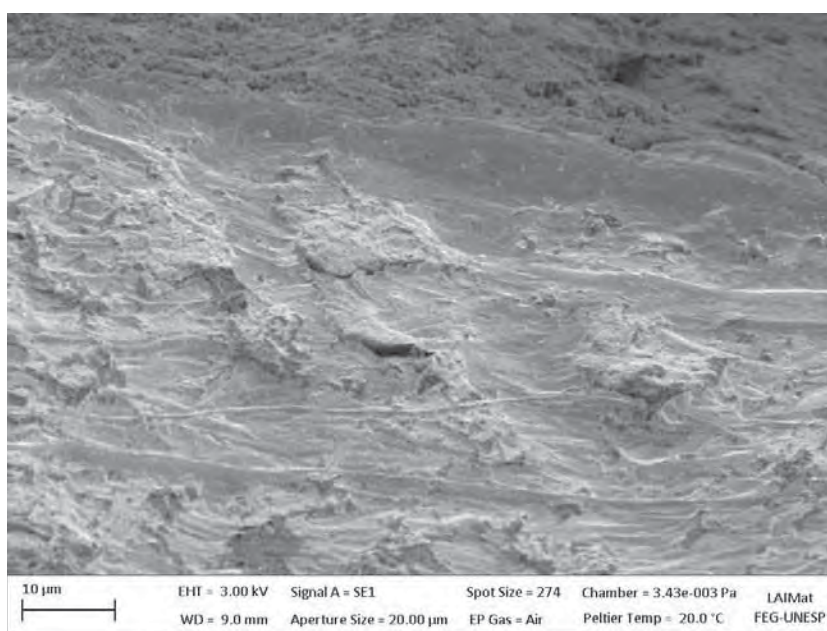
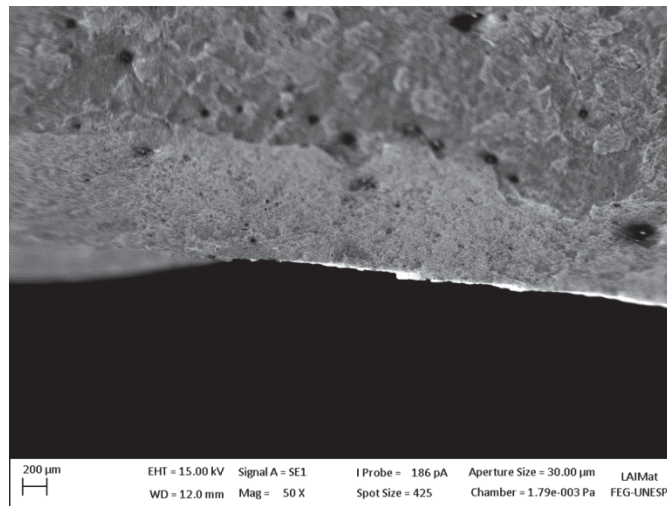


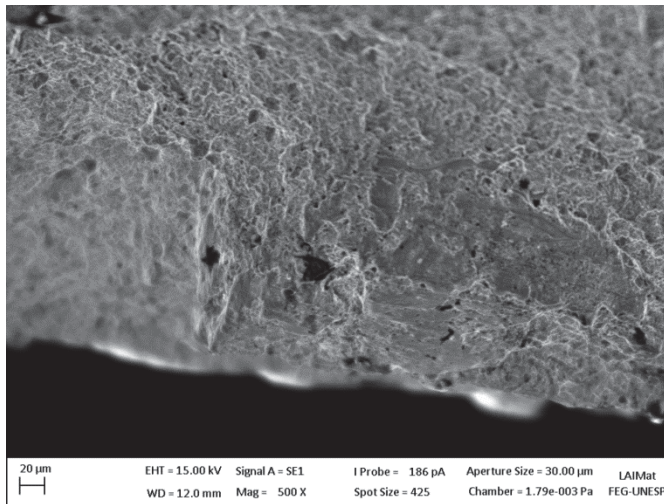
Figura 64 – Ampliação de 3000 X utilizando o MEV – detalhe da região de nucleação da trinca com sinais de clivagem.

As Figuras 65 (a, b, c) mostram o sítio de nucleação encontrado para o corpo de prova 02. Em particular, a Figura 65c, com maior ampliação, apresenta aspectos similares aos das Figuras 59 e 64, também sugerindo que a nucleação da trinca ocorreu por clivagem.

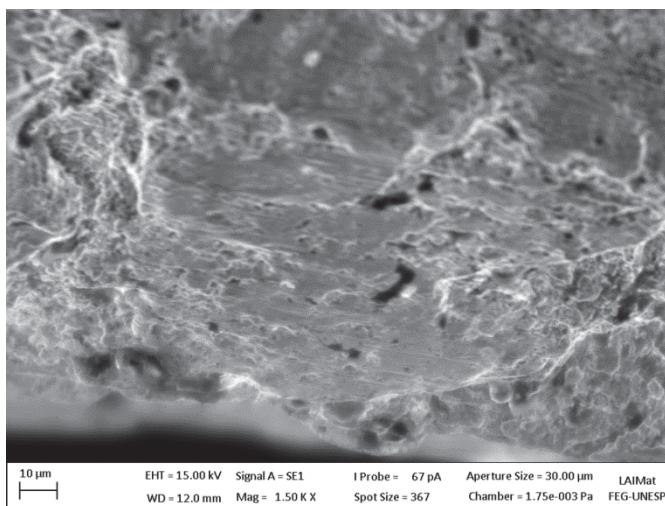


a) 50 X

Figura 65 – Provável sítio de nucleação de trincas no corpo de prova 02.



b) 500 X



c) 1500 X

Figura 65(continuação) – Provável sítio de nucleação no corpo de prova 02.

7. CONCLUSÕES

Utilizando os conceitos de fractografia em conjunto com as análises utilizando a microscopia eletrônica de varredura pode ser comprovado que a metodologia utilizada para o estudo ruptura por explosão hidrostática de cilindros de aço é válido. Tomando-se perfis de amostras polidas que, para a análise fractal, detêm o mesmo tipo de informação para fraturas recém-ocorridas ou bastante oxidadas, foi possível determinar o número de sítios de nucleação de trincas para as duas amostras, e identificá-los com o microscópio eletrônico de varredura. Assim, pode-se afirmar que a técnica aqui desenvolvida encontrará aplicação em casos de fraturas em cilindros por explosão, onde é comum a ocorrência de incêndios e outros eventos que degradam a qualidade das superfícies fraturadas para o analista.

A nucleação das trincas ocorreu por clivagem, provavelmente, a partir de sítios martensíticos localizados em regiões centrais em relação à extensão total das trincas, e junto às bordas externas do cilindro, sujeitas a esforços de tração. A microestrutura dos cilindros também apresentou grande quantidade de inclusões que, se não tiveram papel relevante na nucleação das trincas, favoreceram, certamente, sua propagação.

REFERÊNCIAS

AL-AKAIDI, M. Fractal speech processing. Cambridge-UK: Cambridge University, 2004.

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

BARBOSA, R. M. Descobrindo a geometria fractal para a sala de aula. Belo Horizonte: Autêntica, 2002.

BARBOSA, R. M. Descobrindo Padrões em Mosaicos. São Paulo: Atual, 1993.

BRAZ, M. H. P., Propriedades de Fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais. Universidade de São Paulo. São Carlos, 1999.

CHIAVERINI, V., Aços e Ferro Fundido. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1985.

CALLISTER JR, W. D. Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 702p.

CARDOSO, B. R. Avaliação da Acustoelasticidade em Tubos de Aço API 5L X46 Com e Sem Costura Destinada ao Estudo do Estado de Tensões – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2007.

CGA C-6.4: “Methods for External Visual Inspection of Natural Gas Vehicle (NGV) and Hydrogen Vehicle (HV) Fuel Containers and Their Installations” 3RD Edition, 11/14/2007.

CHANG, S.C; HUANG, C.A; YU, S.Y; CHANG, Y; HAN, W.C; SHIEH, T.S; CHUNG, H.C; YAO, H.T; SHYU, G.D; HOU, H.Y; WANG, C.C; WANG, W.S., Tube spinnability of AA2024 and 7075 aluminum, Journal of Materials Processing Technology 80-81 (1998).

CHAMBERLAIN, S., “Development Of A Physics Of Failure Model And Quantitative Assessment Of The Fire Fatality Risks Of Compressed Natural Gas Bus Cylinders,” PhD Dissertation, U. Maryland, 2004.

DAUSKARDT R.H., HAUBENSAK F., RITCHIE R.O., On the interpretation of the fractal character of fracture surfaces, *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – Vol. 38 (2). – pp. 143-159.

DEVANEY, R. L. A first course in chaotic dynamical Systems: theory and experiment, 2n ed. 1-Redwood City. Addison-Wesley, 1992.

DLOUHÝ I., STRNADEL B., The effect of crack propagation mechanism on the fractal dimension of fracture surfaces in steels, *Engineering Fracture Mechanics*. – 2008. - Vol. 75. – pp. 726-738

DOS SANTOS, C.A., GARCIA, A., SPIM, J.A., Ensaios dos Materiais, Livros Técnicos e Científicos, 2000.

DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue. EUA: Prentice-Hall International, 1993. 773p.

EFFTING, C: Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúteis e Frágeis, Universidade do Estado de Santa Catarina 2004.

FALCONER, K. J. The Geometry of Fractals Sets. Cambridge: Cambridge University Press, 1985.

FEDER, J. Fractals, New York.: Plenum, 1988.

GOUVEA, F. R. Fractais Geométricos de Base Caleidoscópica em um software gratuito. In: Conferencia Argentina de Educación Matemática, Buenos Aires, 2004.

GOUVEA, F.R; MURARI, C. Fractais de bases caleidoscópicas. In: Encontro Nacional de Educação Matemática, Recife-PE, 2004.

GOUVEA, F.R Um Estudo de Fractais Geométricos Através de Caleidoscópio e Softwares de Geometria Dinâmica, Dissertação de Mestrado, Rio Claro, 2005.

GRIFFITH, A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. Philosophical Transactions, Series A, v. 221, 1920, p.163-198.

GUIMARÃES, V. A. Determinação da temperatura de referência T₀ da curva mestre na região de transição dúctil-frágil de aços ARBL. 2006. 202f. Tese (Livre docência em Propriedades Mecânicas dos Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

HAO Y., WANG Z., KANG Y., Fractal analysis on the fatigue fracture surface along the crack propagation direction, Steel Research. – 1994. – Vol. 65 (7). – pp. 305-308.

HAYKINS,S.; VEEN,B.V. Sinais e Sistemas – Porto Alegre: Bookman,2002.

HASHMI, M.S.J., “Aspects of the tube and pipe manufacturing processes: Meter to nanometer diameter”. Journal of Materials Processing Technology, v 179, n. 3, pp. 5- 10, Oct. 2006.

HEIN, L.R.O., CAMPOS, K.A., CALTABIANO, P.C.R.O., HOROVISTIZ, A.L., 3-D reconstruction by extended depth-of-field in failure analysis – Case study I: Qualitative fractographic investigation of fractured bolts in a partial valve, Engineering Failure Analysis, v.17, p. 515-520, 2010.

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

HEIN, L. R. O.; AMMANN, J. J.; NAZAR, A. M. M. Boundary Identification Criteria and Geometry Analysis of Al 7050 Stretch Zone from Elevation Profiles. Materials Characterization, v. 43, p. 21-26, 1999. Hein (1999).

INSTITUTE OF GAS TECHNOLOGY, “Compressed Natural Gas Storage Optimization for Natural Gas Vehicles,” Powertech Labs Inc., Gas Research Institute, Chicago, IL, December 1996.

ISO 11439, “Gas Cylinders - High pressure cylinders for the on-board storage of natural gas as a fuel for automotive vehicles,” 2000.

International Association for Natural Gas Vehicles, Natural Gas Vehicle Statistics,
<http://www.iangv.org/ngv-statistics.html>.

Último acesso em: Set. 2011.

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

KERTÉSZ J. Fractal fracture, Physica A. – 1992. – Vol. 191. – pp. 208-212

KIM S., YOOH Z., KWON T. Scaling behavior of a self-affine fractal interface in a cement fracture experiment, Physica A. – 1997. – Vol. 246. – pp. 320-328.

MANDELBROT, B. Objetos Fractais. Lisboa: Gradiva, 1998.

MANDELBROT, B. The Fractal Geometry of Nature. 3. ed. New York: W.H Freeman, 1983.

MANDELBROT, B: Fractals: Form, Chance and Dimension. San Francisco: W. H. Freeman, 1977.

MASTERS, J.E., Basic failure modes of continuous fiber composites, In: American Society for Metals International. Composites, p. 781-785, 1987.

MAT SA – <http://grupomat.com.br/fabricacao.asp>.

Último acesso em: Out. 2011.

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

MURARI, C.; PEREZ, G.; BARBOSA, R.M. Caleidoscópios educacionais: coloraciones múltiples. Revista de Didáctica de las Matemáticas – Las tareas matemáticas, Barcelona, n. 27, p.7-20, 2000.

NBR ISO 4705 - Cilindros recarregáveis de aço sem costura para gases, 2001.

RICE, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. J Appl Mech, v.35, p. 379-86, 1968.

RŮŽIČKA Š., HAUŠILD P. Fractal aspects of ductile and cleavage fracture surfaces, Engineering Fracture Mechanics. – 2010. – Vol. 77. – pp. 744-752.

SILVA TELLES, P.C., Tubulações Industriais: Materiais, Projeto e Desenho. 10ª ed. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos, 2003.

STACH, S., CYBO, J., CHMIELA, J., Fracture surface – fractal or multifractal, Materials Characterization, v. 26, p. 163-167, 2001.

VALLOUREC & MANNESMANN TUBES (V&M do BRASIL) –

<http://vmtubes.com.br/vminternet/filesmng.nsf>.

Último acesso em: Out. 2011

WASTERGAARD, H.M. Bearing Pressures and Cracks. Journal of Applied Mechanics, v.6, p. 49-53, 1939.

WNUK M.P., YAVARI A., Discrete fractal fracture mechanics, Engineering Fracture Mechanics. – 2008. – Vol. 75. – pp. 1127-1142

WONG, C.C; DEAN, T.A; LIN, J., A review of spinning, shear forming and flow forming processes, Elsevier, 2003.