

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

**FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: RELAÇÕES ENTRE DIFERENTES
CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO E A DIMENSÃO FRACTAL**

Guaratinguetá - SP

2017

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

**FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: RELAÇÕES ENTRE DIFERENTES
CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO E A DIMENSÃO FRACTAL**

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(a): Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

Coorientador(a): Profa. Dra. Kamila Amato de Campos

GUARATINGUETÁ - SP

2017

P48f

Oliveira, José Alberto de

Fractografia quantitativa: relações entre diferentes condições de tratamento térmico e a dimensão fractal / José Alberto de Oliveira – Guaratinguetá, 2017.

82 f : il.

Bibliografia: f. 78-82

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2017.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

Coorientadora: Prof^a Dr^a Kamila Amato de Campos

1. Fractografia. 2. Fractais. 3. Fraturas. 4. Microscopia.
5. Processamento de imagens-Técnicas digitais. I. Título

CDU 620.184(043)

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

**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.ª. Dr.ª. Ana Paula Rosifini Alves Claro
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI
UNESP/FEG


Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
FATEA/Lorena

Setembro de 2017

DADOS CURRICULARES

JOSÉ ALBERTO DE OLIVEIRA

NASCIMENTO	28.09.1989 – APARECIDA / SP
FILIAÇÃO	Benedito Gonçalves de Oliveira Ercilia Fernandes de Lima
2009/2013	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2015/2017	Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Mecânica, nível Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

ao meu orientador, *Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

aos meus pais *Ercilia Fernandes de Lima e Benedito Gonçalves de Oliveira*, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos.

a minha noiva *Talissa Almeida Palharini*, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre me apoiou em todos os desafios.

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar,

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento.

No meio da dificuldade encontra-se
a oportunidade.

Albert Einstein

OLIVEIRA, J. A. **Fractografia quantitativa: relações entre diferentes condições de tratamento térmico e a dimensão fractal**. 2017. 79 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017.

RESUMO

A morfologia de superfícies de fratura contém informações importantes do processo de fratura, tais como, o tipo de carregamento e a energia envolvida. Neste contexto, a fractografia quantitativa é uma ferramenta que permite caracterizar superfícies de fratura de forma qualitativa e quantitativa. O objetivo foi avaliar a sensibilidade da dimensão fractal na caracterização de diferentes micromecanismos de fratura, e correlacionar com a energia envolvida no processo de fratura, foram reproduzidas três condições de tratamento térmico do aço SAE 4340, visando obter micromecanismos de fratura característicos da ruptura dúctil e frágil. As superfícies de fratura foram geradas pelo ensaio de impacto charpy, ASTM A370, a temperatura ambiente. Com isso, através do método de reconstrução por extensão de foco na microscopia óptica, as superfícies de fratura foram reconstruídas, como resultado, foram obtidos mapas topográficos do relevo. A caracterização quantitativa da topografia foi realizada por meio da dimensão fractal, utilizando a abordagem monofractal, auto-similaridade, e bifractal que é baseada no conceito da auto-afinidade. As três condições de tratamento térmico foram eficazes, produzindo micromecanismos de fratura característicos da fratura dúctil, isto é, predominância de microvazios e da fratura frágil com predominância de clivagem. A abordagem monofractal se mostrou sensível a mudança de morfologia da superfície de fratura, no entanto, a sensibilidade foi pequena para morfologias similares, ou seja, na distinção entre quasi-clivagem e clivagem. Por outro lado, na abordagem bifractal a sensibilidade da dimensão fractal textural foi mais expressiva, evidenciando a diferença entre quasi-clivagem e clivagem.

PALAVRAS-CHAVE: Fractografia Quantitativa. Fractal. Superfície de Fratura. Microscopia Óptica. Processamento Digital de Imagens.

OLIVEIRA, J. A. **Quantitative fractography: relationships between different heat treatment conditions and the fractal dimension**. 2017. 79 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017.

ABSTRACT

The fracture surface morphology contains important information about the fracture process, such as the type of loading and the energy involved. In this context, quantitative fractography is a tool that allows qualitative and quantitative characterization of fracture surfaces. In order to evaluate the sensitivity of the fractal dimension in the characterization of different fracture micromechanisms and to correlate with the energy involved in the fracture process, three thermal treatment conditions of the steel SAE 4340 were reproduced in order to obtain fracture micromechanisms characteristic of the ductile and fragile fracture. The fracture surfaces were generated by the charpy impact test, ASTM A370, at room temperature. Thus, through the method of reconstruction by extension of focus in optical microscopy, the fracture surfaces were reconstructed, as a result, topographic maps of the relief were obtained. The quantitative characterization of the topography was performed through the fractal dimension, using the monofractal, self-similarity, and bifractal approach that is based on the concept of self-affinity. The three heat treatment conditions were effective, producing fracture micromechanisms characteristic of the ductile fracture, that is, predominance of microvoids and fragile fracture with predominance of cleavage. The monofractal approach was shown to be sensitive to change in fracture morphology, however, sensitivity was small for similar morphologies, in the distinction between quasi-cleavage and cleavage. On the other hand, in the bifractal approach the sensitivity of the fractal textural dimension was more expressive, evidencing the difference between quasi-cleavage and cleavage.

KEYWORDS: Quantitative Fractography. Fractal. Fracture Surface. Subject. Light Microscopy. Digital Image Processing.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Propagação de trinca por clivagem (CALTABIANO, 2011).	20
Figura 2: Formação observada na fratura de materiais metálicos por clivagem evidenciando o efeito dos contornos de grão (KERLINS, 1987).	21
Figura 3: Exemplo real do efeito do esforço de torção na formação dos planos de clivagem em aço baixo carbono Fe-0,01C (KERLINS, 1987).	22
Figura 4: Exemplo de quasi-clivagem em uma superfície de fratura obtida pelo ensaio de impacto charpy em aço Fe-0,18C-3,85Mo (KERLINS, 1987).	23
Figura 5: Processo de fratura em materiais dúcteis: a) Estricção; b) Formação dos dimples; c) Coalescência dos dimples; d) Propagação da trinca e) Fratura final (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).	24
Figura 6: Aspecto microscópico da ruptura dúctil do aço 15-5PH (Do autor).	25
Figura 7: Influência da direção da máxima tensão aplicada na forma dos microvazios. (a) Tensão normal de tração, (b) sob tensão de cisalhamento (c) rasgamento (KERLINS, 1987).	26
Figura 8: Exemplos de microvazios na superfície de fratura. (a) Grandes e pequenos microvazios em aço ferramenta temperado, (b) Grandes e pequenos microvazios em material com inclusões de sulfeto (KERLINS, 1987).	27
Figura 9: Representação da curva de Von Koch (CAMPOS, 2010b).	29
Figura 10: Comportamento auto-afim presente na samambaia (CAMPOS, 2010b).	30
Figura 11: Fractal misto, exemplo de dimensões fractais textural e estrutural (RUSS, 1994).	32
Figura 12: Espectrômetro de emissão óptica SpectroMaXx.	34
Figura 13: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.	35
Figura 14: Máquina de ensaios Shimadzu AG-X.	35
Figura 15: Desenho do corpo de prova utilizado no ensaio de impacto.	36
Figura 16: Máquina de ensaio de impacto.	37
Figura 17: Curva de transformação isotérmica do aço 4340 (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).	38
Figura 18: Ciclo térmico realizado na normalização dos corpos de prova.	39
Figura 19: Ciclo térmico realizado na têmpera e revenimento dos corpos de prova.	39
Figura 20: Ciclo térmico realizado em um tratamento intercrítico.	40

Figura 21: Pilha de imagens obtidas da superfície de fratura.....	42
Figura 22: Imagem em foco e mapa de elevação.	43
Figura 23: Representação tridimensional do mapa de elevação.....	44
Figura 24: Mapeamento das regiões de análise das superfícies de fratura obtidas.	45
Figura 25: Histograma do mapa de elevações.	46
Figura 26: Ajuste do histograma do mapa de elevações.	46
Figura 27: Gráfico obtido pelo método Box Counting para o cálculo da dimensão fractal.	47
Figura 28: Método para determinação do box size e box counting.....	48
Figura 29: Espalhamento dos valores obtidos através do método box counting.....	49
Figura 30: Espalhamento da dimensão fractal textural (Dt) e estrutural (Ds).....	49
Figura 31: Cálculo da dimensão fractal através do coeficiente angular.	50
Figura 32: Micrografia do corpo de prova submetido a austêmpera, nital 2,0%.	54
Figura 33: Micrografia do corpo de prova submetido a normalização, nital 2,0%.	55
Figura 34: Micrografia do corpo de prova submetido a têmpera e revenimento, nital 2,0%.	56
Figura 35: Comparativo resistência ao impacto versus tratamento térmico.....	58
Figura 36: Micromecanismos de fratura na posição 01 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.....	61
Figura 37: Micromecanismos de fratura na posição 02 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.....	62
Figura 38: Micromecanismos de fratura na posição 03 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.....	63
Figura 39: Micromecanismos de fratura na posição 04 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.....	64
Figura 40: Micromecanismos de fratura na posição 05 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.....	65
Figura 41: Micromecanismos de fratura na posição 06 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.....	66
Figura 42: Dimensão monofractal versus posição analisada.....	67
Figura 43: Dimensão fractal estrutural versus posição analisada.....	68
Figura 44: Dimensão fractal textural versus posição analisada.....	69
Figura 45: Gráfico de correlação da energia [J] x Df.	70

Figura 46: Gráfico de correlação da energia [J] x Dt.	72
Figura 47: Gráfico de correlação da energia [J] x Ds.....	74

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Resultado do teste ANOVA.	52
Tabela 2: Composição química do aço SAE J404 4340.....	53
Tabela 3: Propriedades mecânicas obtidas nas diferentes condições de tratamento térmico.	57
Tabela 4: Valores de energia obtidos no ensaio de impacto charpy.....	59
Tabela 5: Resultado do teste ANOVA aplicado nos valores de energia.	59
Tabela 6: Valores da dimensão fractal (D_f) para as três condições de tratamento térmico.	71
Tabela 7: ANOVA da distribuição dos valores de D_f	71
Tabela 8: Valores da dimensão fractal (D_t) para as três condições de tratamento térmico.	73
Tabela 9: ANOVA dos valores da distribuição de D_t	74
Tabela 10: Valores da dimensão fractal (D_s) para as três condições de tratamento térmico.	75
Tabela 11: ANOVA dos valores da distribuição de D_s	75

Lista de abreviaturas, siglas e símbolos

ASTM	- American Society for Testing and Materials
Df	- Dimensão Monofractal
Dt	- Dimensão Textural
Ds	- Dimensão Estrutural
M	- Martensita
B	- Bainita
AR	- Austenita Retida
F	- Ferrita
P	- Microconstituente Perlita
LE	- Limite de Escoamento
LR	- Limite de Resistência a Tração
ε	- Alongamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1	Fundamentos da fratura	19
2.2	Mecanismos de fratura.....	19
2.2.1	Fratura frágil.....	20
2.2.2	Fratura dúctil	24
2.3	Fractografia Quantitativa	27
2.4	Geometria Fractal	28
2.5	Dimensão Fractal	31
2.6	Bifractal	32
3	MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1	Análise de Composição Química.....	33
3.2	Ensaio de Tração	34
3.3	Ensaio de Impacto	36
3.4	Tratamento Térmico	37
3.5	Ensaio Metalográfico.....	40
3.6	Reconstrução por Extensão de Foco	41
3.7	Cálculo da Dimensão Fractal	45
3.8	Análise de Variância (ANOVA).....	50
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
4.1	Caracterização do Aço SAE J404 4340	53
4.1.1	Composição Química	53
4.1.2	Metalografia	53
4.1.3	Ensaio de Tração	56
4.2	Ensaio de Impacto.....	57
4.3	Sensibilidade dos parâmetros de dimensão fractal	60

4.4	Correlação entre dimensão fractal e energia.....	69
5	CONCLUSÃO	77
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

1 INTRODUÇÃO

Existem várias situações em que elementos estruturais falham sob a ação de cargas impulsivas, como um acidente de carro, bem como o impacto de um projétil ou explosão. (GÁLVEZ et al., 2009).

Pesquisas sobre respostas concretas sob vários tipos de carregamento demonstraram que o comportamento macroscópico do material é governado principalmente por heterogeneidades microestruturais. Durante o processo de fratura a heterogeneidade provoca distribuições de tensões internas irregulares, e defeitos locais, tais como vazios e microtrincas. Os mecanismos atuantes no processo de fratura possuem diferentes características relacionadas a absorção de energia e tolerância a deformação plástica. Com isso, a superfície de fratura, por sua vez, apresenta uma topografia que é o resultado da atuação dos mecanismos de fratura, que contém todo histórico do processo (ERDEM; BLANKSON, 2013).

A fractografia é um dos métodos mais importantes para análise de falhas, entretanto, a grande maioria dos estudos fractográficos está limitada à descrição visual das características de superfície da fratura (MERSON et al., 2016). A compreensão da topografia da superfície de fratura pode prover o desenvolvimento de teorias e importantes ferramentas experimentais com aplicação em diversos problemas na área científica. A fractografia quantitativa pode auxiliar na caracterização microestrutural, micromecanismo de fratura, em medidas da tenacidade a fratura, dentre outros desafios da área científica (HULL, D. 1999).

O trabalho pioneiro de Mandelbrot (MANDELBROT, 1983), o conceito de geometria fractal tem sido amplamente aplicado na ciência de materiais para descobrir a relação entre as propriedades mecânicas e a topografia da superfície de fratura (ERDEM; BLANKSON, 2013). A aplicação da geometria fractal fornece uma ferramenta eficaz no estudo de superfícies altamente irregulares. Aqui, o conceito de uma "dimensão fractal" é empregado para caracterizar a capacidade de preenchimento do espaço de uma curva contínua, não diferenciável. Muitas destas assim chamadas curvas fractais têm a importante propriedade de invariância da auto-similaridade sob transformações de escala. De fato, a repetição de essencialmente as mesmas características, como a curva é vista sob ampliação crescente, é uma condição suficiente para garantir a existência de uma dimensão fractal bem definida. Naturalmente, na prática, a ampliação é restrita a uma

determinada gama de interesse ou viabilidade experimental, e a dimensão fractal limitada a essa gama (RAY; MANDAL, 1992).

Diante do desafio de caracterizar quantitativamente morfologias formadas no processo de fratura, a abordagem bifractal permite trabalhar com um conjunto de parâmetros quantitativos, a fim de, encontrar uma descrição abrangente de sua morfologia. Isto tornaria possível uma avaliação mais profunda do processo de fratura de um determinado material (STACH et al., 2009).

Frente ao exposto, este trabalho tem como objetivo avaliar a sensibilidade da caracterização monofractal e bifractal de superfícies de fratura, geradas a partir de três diferentes condições de tratamento térmico reproduzidas em corpos de prova do aço SAE J404 4340. Além disso, busca-se compreender a correlação entre a energia absorvida no ensaio de impacto, os micromecanismos de fratura produzidos e a dimensão fractal.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fundamentos da fratura

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

Em geral, para materiais metálicos são considerados dois níveis de energia, que levam à classificação em fratura dúctil ou frágil. A classificação é fundamentada na capacidade do material em absorver energia durante o processo de fratura, isto é, materiais dúcteis apresentam grande proporção de deformação plástica acompanhada de absorção de energia antes da ruptura, enquanto que, materiais frágeis apresentam pouca ou nenhuma deformação plástica acompanhada de pouca absorção de energia (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

Simplificadamente, o processo de fratura de um material metálico consiste na nucleação e propagação de trincas até a ruptura. O modo como se desenvolve a propagação da trinca é dependente do mecanismo de fratura operante, no caso da fratura dúctil, a propagação da trinca envolve uma grande quantidade de deformação plástica nas vizinhanças da ponta da trinca, portanto, o crescimento ocorre de forma lenta, e recebe a denominação de crescimento estável. Por outro lado, na fratura frágil, o crescimento da trinca se processa com pouca deformação plástica na vizinhança da ponta da trinca, assim, o crescimento se dá de forma rápida e é denominado como crescimento instável (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

2.2 Mecanismos de fratura

A análise de uma superfície de fratura é baseada no mecanismo de deformação ocorrido antes da ruptura do material e se estende por características macroscópicas e microscópicas. Portanto, é de grande importância identificar os mecanismos de fratura a fim de compreender as causas que levaram a falha, sendo possível descobrir informações sobre modo de carregamento, sentido de propagação da trinca, características do ambiente de exposição, dentre outros (KERLINS, 1987; LI et al., 2016).

O processo de fratura em materiais de engenharia pode ocorrer através de dois modos de propagação, o transgranular e intergranular, isto é, através dos grãos e ao longo dos contornos de grão, respectivamente. Essencialmente, os principais micromecanismos de fratura são: o coalescimento de microvazios e a clivagem. Cada um, apresenta diferentes características na morfologia da superfície de fratura (JIA; KUWAMURA, 2015; WU; CAO, 2013).

2.2.1 Fratura frágil

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

Um micromecanismo característico da fratura frágil é a clivagem, representada na figura 1, que corresponde à quebra das ligações atômicas de um conjunto de átomos que pertencem a um mesmo plano cristalográfico em particular (KWON et al., 2013).

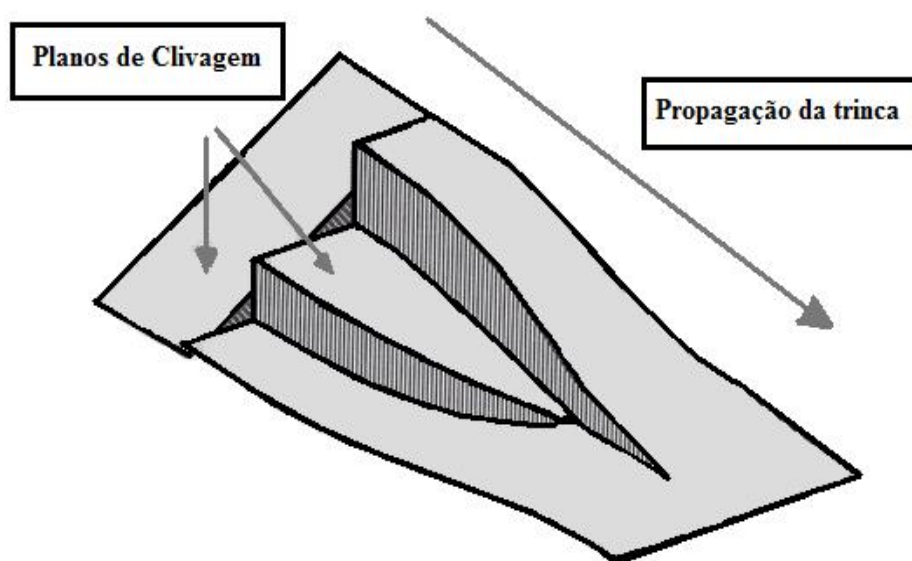


Figura 1: Propagação de trinca por clivagem (CALTABIANO, 2011).

A clivagem é um micromecanismo de fratura que envolve pouca energia e se propaga ao longo de planos cristalinos bem definidos e de baixa coordenação, este sistema é denominado de plano de clivagem. Teoricamente, a fratura por clivagem possui perfeita combinação dos planos separados pelo processo de fratura, no entanto, materiais de engenharia possuem microestrutura policristalina e contém contornos de grão, inclusões, defeitos cristalinos e outras imperfeições que afetam a propagação da fratura por clivagem. Tais imperfeições, e mudanças da orientação cristalina são capazes de produzir planos de clivagem distintos ao longo da superfície de fratura (HULL, 1999).

Frequentemente, a fratura por clivagem inicia a partir de uma concentração de planos de clivagem, e conforme o processo de fratura avança, o número de planos ativos diminui pela formação de agrupamentos de clivagem em uma mesma região. Este padrão é conhecido como “marcas de rio”, é ilustrado na figura 2. Devido à ramificação do padrão ao longo da direção de propagação da trinca, figura 3, esse micromecanismo pode ser utilizado para estabelecer a direção da fratura local na região em que foi evidenciado (CALLISTER; RETHWISCH, 2007; KERLINS, 1987).

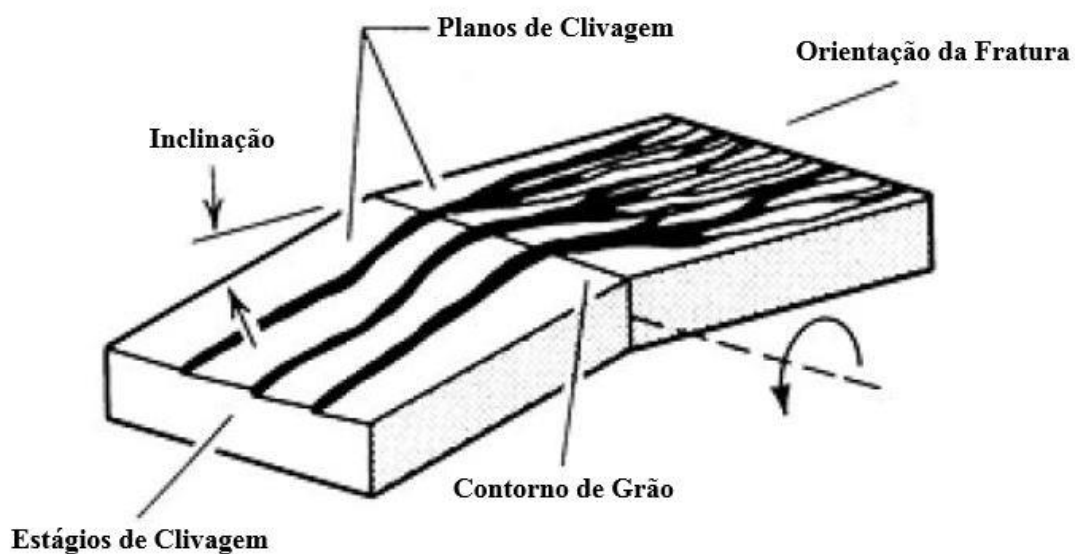


Figura 2: Formação observada na fratura de materiais metálicos por clivagem evidenciando o efeito dos contornos de grão (KERLINS, 1987).

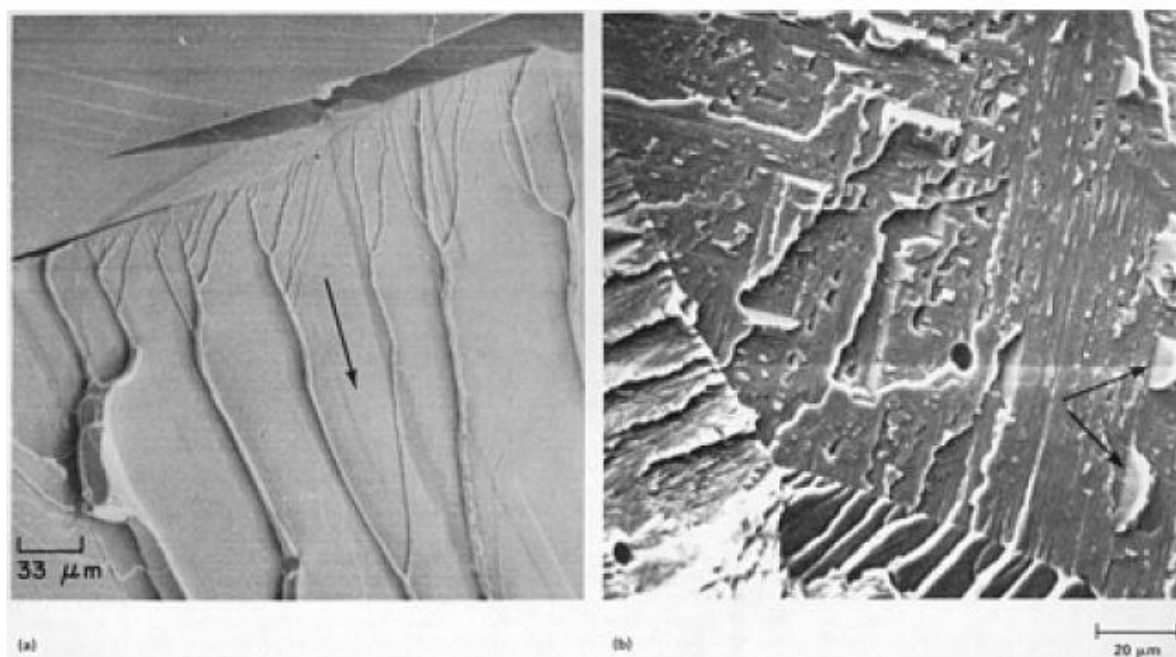


Figura 3: Exemplo real do efeito do esforço de torção na formação dos planos de clivagem em aço baixo carbono Fe-0,01C (KERLINS, 1987).

Outro mecanismo derivado do processo de clivagem é a quasi-clivagem, figura 4, que se inicia na região central da face dos planos de clivagem. Com o avanço radial das trincas, as faces dos planos de clivagem se combinam com as áreas de ruptura por coalescimento de microvazios (LI et al., 2016). A quasi-clivagem é observada em aços com boa temperabilidade, aços com mecanismo de endurecimento por precipitação, ligas de titânio, níquel e alumínio. Condições que impedem a deformação plástica promovem uma maior incidência da quasi-clivagem, por exemplo, a presença de um estado triaxial de tensões à frente da trinca, fragilização do material, ou quando o aço é submetido a uma alta taxa de deformação, como em ensaios de impacto, dentro de intervalo de transição dúctil para frágil (JAFARI; TSUZAKI, 2013).

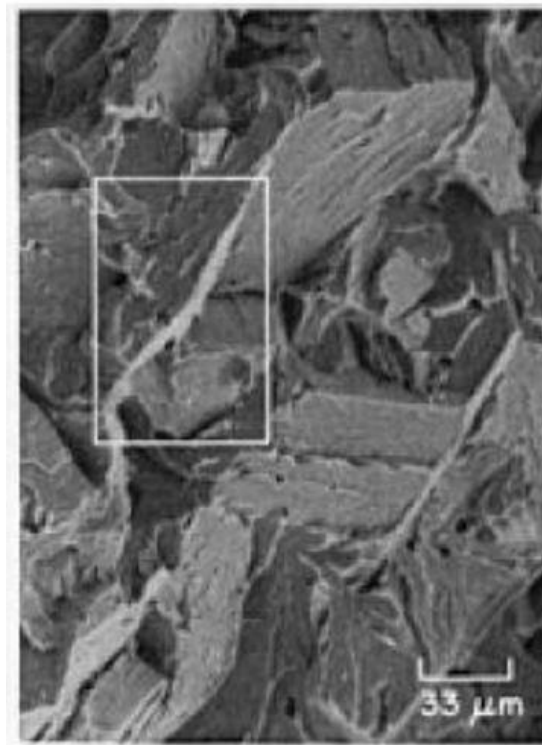


Figura 4: Exemplo de quasi-clivagem em uma superfície de fratura obtida pelo ensaio de impacto charpy em aço Fe-0,18C-3,85Mo (KERLINS, 1987).

Estudos recentes relatam falhas em aços microligados de médio carbono contendo cromo e níquel em proporções de até 2,0% em peso, especificamente relacionado ao superaquecimento dos contornos de grão (BITTERLIN et al., 2016). A fratura frágil em aço estrutural de baixa liga inclui a clivagem transgranular (JAFARI; TSUZAKI, 2013; SK; OVERFELT; ABDULLAH, 2016).

O comportamento frágil pode ser observado em altas temperaturas através da fratura intergranular, quando os elementos endurecedores segregam para os contornos de grão, e com isso, reduzem a força coesiva. A densidade de defeitos adjacentes à fratura intergranular é menor que o encontrado adjacente à fratura por clivagem. Observado na fratura por clivagem, o valor da força coesiva é fixado pela composição em massa e na fratura intergranular varia com a concentração de impurezas nos contornos de grão (JAFARI; TSUZAKI, 2013). Se a energia necessária para a fratura por clivagem transgranular é maior do que a energia de separação dos contornos de grãos, é possível separar as duas partes do material policristalino ao longo do contorno de grão, cuja força coesiva é menor, portanto, ocorre a fratura intergranular (ANDRIEU et al., 2014).

Foram investigados vários micromecanismos de segregação de átomos de impurezas, tais como fósforo (P), enxofre (S), cobre (Cu), estanho (Sn), arsênio (As) e antimônio (Sb) para os contornos de grão, concluindo que a segregação desses elementos leva a uma redução significativa da coesão dos contornos de grão (WU; CAO, 2013). O fósforo (P) é um importante agente fragilizante de aços, que sempre existe em algum nível, e sua forte segregação para os contornos de grão diminui a coesão e faz com que os aços apresentem fraturas intergranulares (JAFARI; TSUZAKI, 2013).

2.2.2 Fratura dúctil

A fratura dúctil está associada a uma grande absorção de energia e deformação plástica. Este mecanismo tem origem em vazios gerados pela concentração de tensões em regiões de discordâncias e defeitos cristalinos. O processo de fratura de um material metálico ocorre com a presença de alguns estágios característicos antes da ruptura do material, tais como, formação de microvazios, estricção e o coalescimento dos microvazios que levarão a formação de uma trinca (KIRAN; KHANDELWAL, 2015). Devido à grande quantidade de deformação plástica a superfície de fratura dúctil possui algumas características típicas, sendo visualmente fosca e com topografia fragmentada. Na figura 5 estão ilustrados os estágios do processo de fratura dúctil (CALLISTER; RETHWISCH, 2007; CHEN; PAN; JIA, 2017).

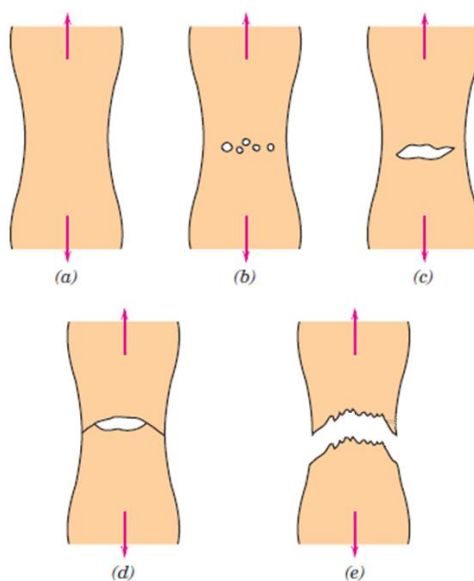


Figura 5: Processo de fratura em materiais dúcteis: a) Estricção; b) Formação dos dimples; c) Coalescência dos dimples; d) Propagação da trinca e) Fratura final (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

O processo de formação dos microvazios, figura 6, está associado a uma alta energia de deformação, e pode estar presente em fraturas de metais com os mais diversos níveis de resistência (LI et al., 2016a).

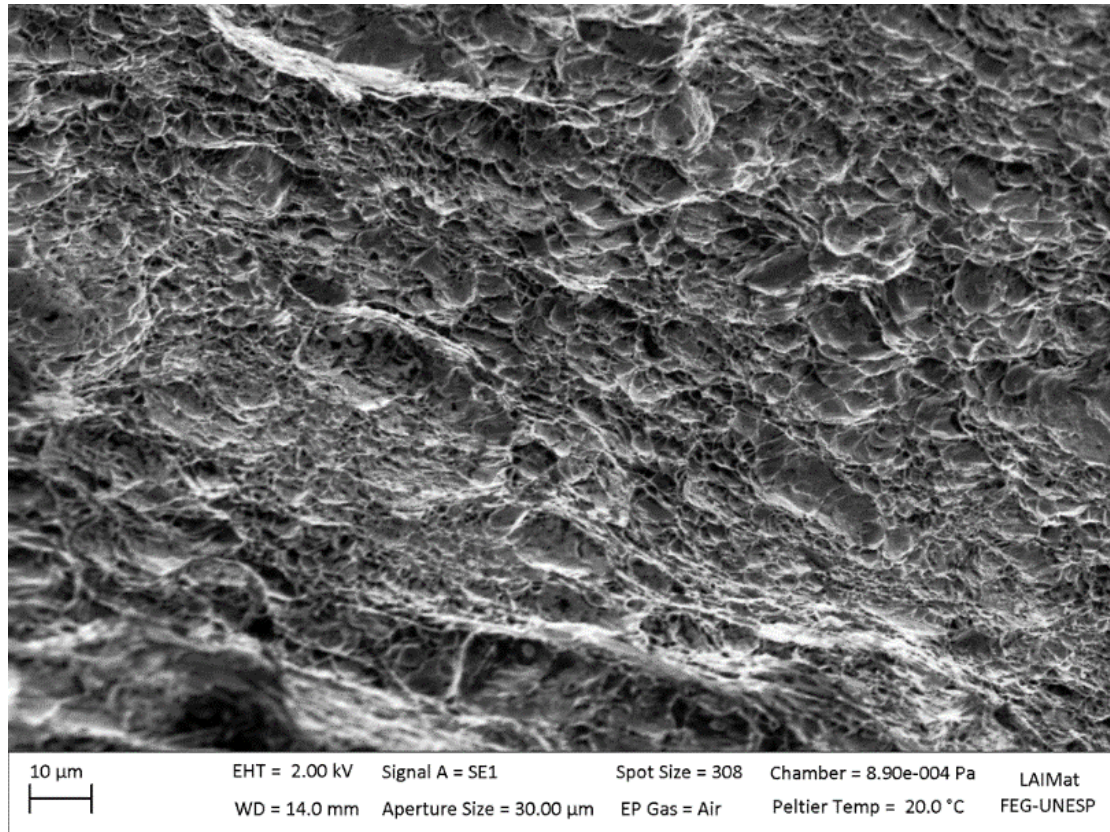


Figura 6: Aspecto microscópico da ruptura dúctil do aço 15-5PH (Do autor).

Comumente, quando um material de engenharia falha por sobrecarga o processo de fratura, que prioritariamente, se desenvolve na superfície de fratura é o coalescimento de microvazios, figura 7, denominados também como *dimples* ou alvéolos (KANG; GE; FANG, 2016). Além disso, sua nucleação pode estar associada a partículas de segunda fase, inclusões e aos contornos de grão. Com o aumento da tensão aplicada ao material, os microvazios aumentam, coalescem, e eventualmente formam uma superfície de fratura contínua (KIRAN; KHANDELWAL, 2015).

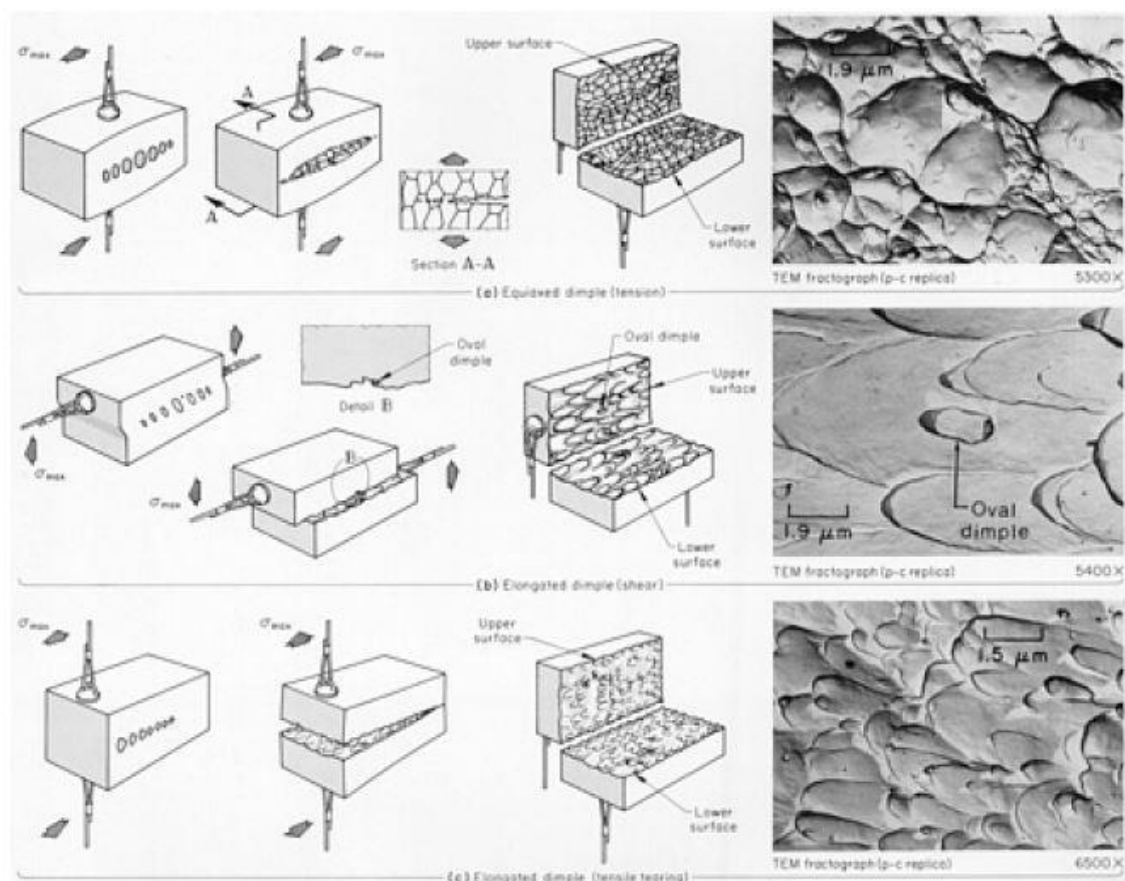


Figura 7: Influência da direção da máxima tensão aplicada na forma dos microvazios. (a) Tensão normal de tração, (b) sob tensão de cisalhamento (c) rasgamento (KERLINS, 1987).

O tamanho do microvazio coalescido na superfície de fratura é governado pelo número e distribuição dos microvazios que foram nucleados. Quando há uma pequena densidade de sítios de nucleação por unidade de área, os microvazios aumentam antes de coalescer e o resultado deste evento, é uma superfície de fratura com microvazios maiores. Pequenos microvazios são formados quando existe uma alta densidade de sítios de nucleação por unidade de área, com isso, são formados microvazios adjacentes que coalescem, antes mesmo que tenham oportunidade de aumentar de tamanho. Pequenos microvazios são comumente encontrados em dispersões de óxido em materiais de alta resistência mecânica (JIA; KUWAMURA, 2015). Aspecto que pode ser observado na figura 8.

A distribuição dos sítios de nucleação em um processo de fratura pode influenciar significativamente a topografia da superfície de fratura. Em algumas ligas a distribuição não uniforme de inclusões ou partículas de segunda fase pode ocasionar na nucleação de

diferentes agrupamentos de microvazios, que ao final, resultam em uma superfície de fratura com diferentes dimensões de microvazios (KERLINS, 1987).

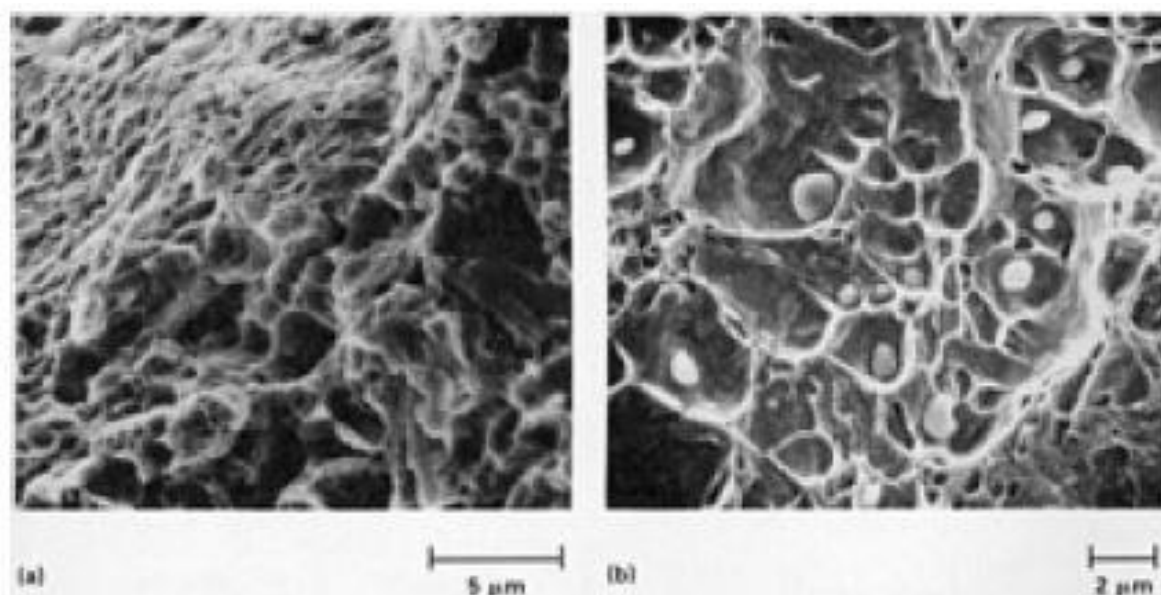


Figura 8: Exemplos de microvazios na superfície de fratura. (a) Grandes e pequenos microvazios em aço ferramenta temperado, (b) Grandes e pequenos microvazios em material com inclusões de sulfeto (KERLINS, 1987).

2.3 Fractografia Quantitativa

A fractografia quantitativa consiste na análise da superfície de fratura e compreensão de sua geometria, a qual está relacionada com as características microestruturais do material e contém informações sobre o processo de fratura. Sua principal meta é desvendar esta grande complexidade que é a caracterização quantitativa da geometria e dos mecanismos atuantes na superfície de fratura (RAY; MANDAL, 1992; SLÁMEČKA; PONÍŽIL; POKLUDA, 2007).

A morfologia das superfícies de fratura desempenha um papel muito importante na análise da propagação de uma falha. Os esforços para abordar a fractografia de forma mais quantitativa levaram a muitos estudos interessantes sobre a interconexão entre a morfologia da superfície de fratura e as condições de carregamento (SLÁMEČKA; PONÍŽIL; POKLUDA, 2007). A medida que novos materiais foram desenvolvidos, a fractografia avançou para um estágio em que os pesquisadores podem correlacionar com confiança as morfologias fractográficas com os modos de falha presentes na superfície de fratura de um componente estrutural (CAMPOS et al., 2012).

Na análise fractográfica, os detalhes mais finos devem ser revelados pela técnica de microscopia, que não pode introduzir modificações no relevo observado. A topografia da superfície de fratura revela o histórico de propagação da falha, permitindo definir as características de carregamento e a sinergia da microestrutura com as tensões locais (HEIN; CAMPOS; CALTABIANO, 2012).

A fratura dos materiais de engenharia pode estar relacionada a uma classe de processos em que os efeitos macroscópicos são predeterminados pelo comportamento em nível microscópico (CHEREPANOV; BALANKIN; IVANOVA, 1995). As características microestruturais em uma vasta gama de dimensões podem influenciar morfologias de fratura específicas de formas distintas. A variação nas dimensões características com o modo de fratura, que por sua vez, é influenciada por variáveis como estado de tensão, temperatura do teste, entre outras, geralmente confundiu tentativas de correlacionar a energia de fratura com a dimensão fractal. O conhecimento de parâmetros fractográficos quantitativos, como a dimensão fractal, é complementar ao que é obtido a partir dos princípios da mecânica da fratura na compreensão do comportamento da trinca. A caracterização fractal, em princípio, pode proporcionar uma compreensão do papel da microestrutura na mecânica da propagação de trincas, ou na medida de rugosidade superficial, que por sua vez, pode ser correlacionada com propriedades de tenacidade, e identificar superfícies de fratura estreitamente relacionadas (RAY; MANDAL, 1992).

2.4 Geometria Fractal

A natureza apresenta diversos elementos com geometria complexa que não podem ser descritos completamente pela geometria euclidiana, por exemplo, a costa litorânea do Brasil ou mesmo uma montanha cuja geometria se assemelha à de uma pirâmide, porém sua superfície não é plana e apresenta diversas imperfeições. Com a necessidade de descrever tais elementos o matemático francês Benoît Mandelbrot, introduziu um novo conceito conhecido como geometria fractal, cujo foco é o estudo de elementos com geometria complexa e que não podem ser caracterizados por uma dimensão integral (MANDELBROT, 1983).

Em 1977, Benoit Mandelbrot deu o nome de "fractal" a um gráfico criado para representar uma série de processos caóticos da natureza. A definição de fractal é influenciada pelo seu âmbito e a principal característica de um objeto fractal é a auto-

similaridade (figura 9), que é a manutenção de um padrão de relevo através de diferentes escalas. Outro comportamento comumente observado é a auto-afinidade, que consiste na manutenção de um determinado padrão em diferentes escalas de ampliação, entretanto, neste caso o padrão observado é dependente da direção em que é observado. As superfícies de fratura são, em geral, mais auto-afins (figura 10) do que auto-similares, com propriedades diferentes que variam com a ampliação da imagem. Essas superfícies de fratura não podem ser descritas por uma única dimensão, mas por um número infinito de dimensões fractais. A dimensão fractal é uma quantidade estatística que indica como um fractal parece preencher espaço (CAMPOS et al., 2012).

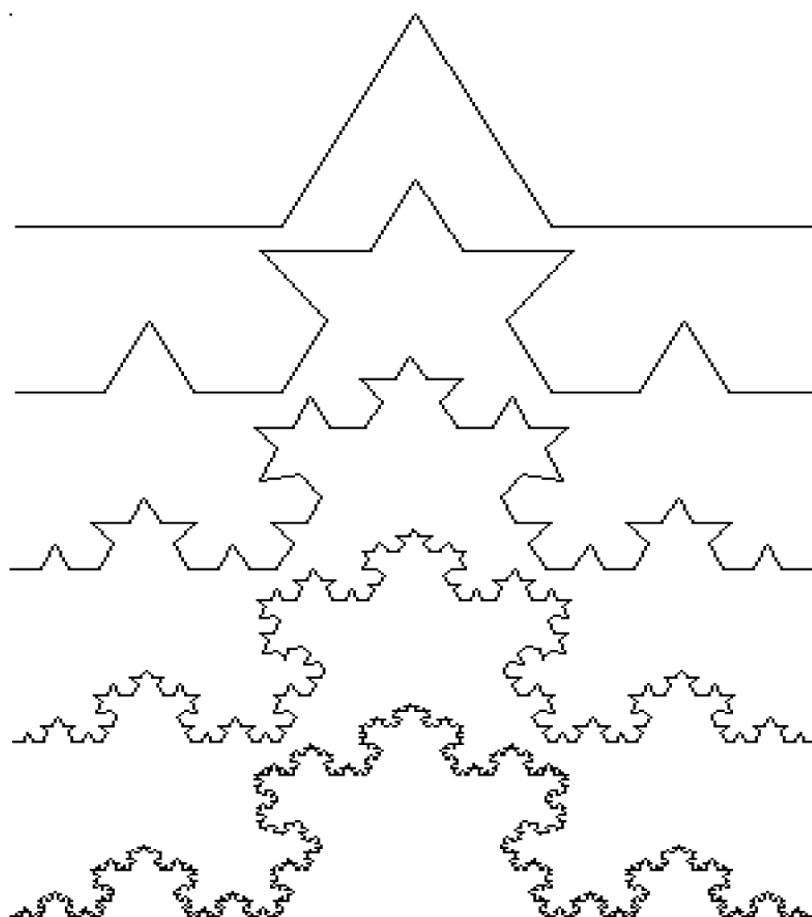


Figura 9: Representação da curva de Von Koch (CAMPOS, 2010b).

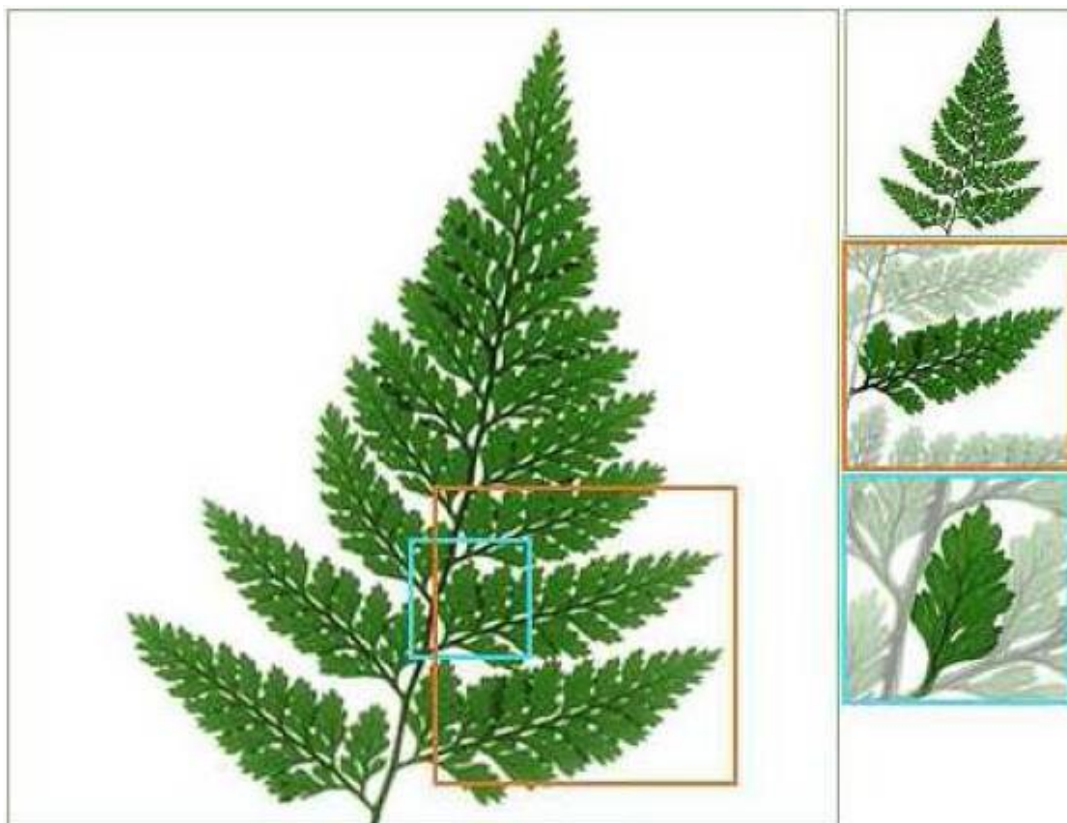


Figura 10: Comportamento auto-afim presente na samambaia (CAMPOS, 2010b).

Valores únicos são atribuídos à dimensão fractal (D) de fraturas em materiais frágeis, sendo estes valores monofractais assumidos como propriedades dos materiais e relacionados aos valores de resistência ou tenacidade à fratura (JR, 2006). A questão real baseia-se no fato de que as superfícies de fratura não apresentam o mesmo comportamento em todas as escalas devido às heterogeneidades intrínsecas dos processos de crescimento de trincas. Neste trabalho, a abordagem adotada será a de tentar descrever as superfícies de fratura como fractais mistos, resumindo o comportamento bifractal em duas escalas para análise fractal, indicando então como dimensão estrutural (D_s) e dimensão textural (D_t) de acordo com sua escala alcance. A dimensão estrutural representa pequenas escalas, onde as características do objeto emergem, enquanto a dimensão textural representa grandes escalas e descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície (CAMPOS et al., 2012; RUSS, 1994).

2.5 Dimensão Fractal

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

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

A dimensão fractal pode ser calculada considerando uma curva de comprimento L , segmentada em N partes iguais, onde cada parte tem comprimento $d = L/N$. Isto nos leva a seguinte relação, apresentada na equação 1.

$$N = \left(\frac{L}{d}\right)^D \quad (1)$$

Rearranjando a equação e extraindo logaritmo de cada membro tem-se, equação 2.

$$D = \frac{\log(N)}{\log\left(\frac{L}{d}\right)} \quad (2)$$

2.6 Bifractal

A morfologia de superfícies de fratura tem demonstrado que uma análise monofractal não é sensível para descrever de forma significativa o processo de fratura, pois encontra-se simetria apenas em determinadas regiões e em uma pequena faixa de ampliação. Portanto, fez-se necessário evoluir de uma abordagem monofractal para uma abordagem bifractal, considerando agora o critério de auto-afinidade (RUSS, 1994).

Após longos anos de estudo, com base nestas evidências, foram identificados dois segmentos de reta nos gráficos utilizados para o cálculo da dimensão fractal (KAYE, 1989). Os dois segmentos de reta foram denominados de textural e estrutural. A dimensão fractal textural (D_t) corresponde ao menor coeficiente angular, cuja escala de ampliação é maior e descreve o processo físico que controla a rugosidade da superfície. Já a dimensão fractal estrutural (D_s) é determinada pelo maior coeficiente angular, onde a escala de ampliação é menor e as características estruturais do material emergem (RUSS, 1994; HOROVISTZ, 2010).

Na figura 11, tem-se uma representação de fractal misto, tais como caracterizados pela presença de dois segmentos de reta com diferentes coeficientes angulares.

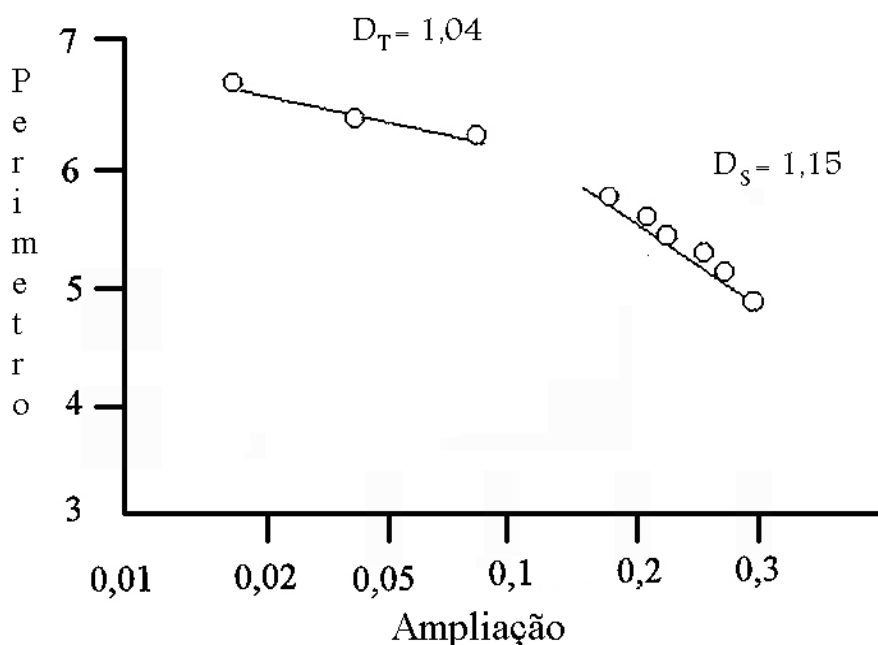


Figura 11: Fractal misto, exemplo de dimensões fractais textural e estrutural (RUSS, 1994).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Análise de Composição Química

Os métodos de espectroscopia de emissão óptica surgiram em experimentos realizados em meados de 1800, mas continuam sendo alguns dos meios mais úteis e flexíveis de análise elementar. Os átomos livres, quando colocados em um ambiente energético, emitem luz em uma série de intervalos estreitos de comprimento de onda. Esses intervalos, denominados linhas de emissão, formam o espectro de emissão, isto é, característico do átomo que o produz. As intensidades das linhas são geralmente proporcionais ao número de átomos que os produzem. A presença de um elemento em uma amostra é indicada pela presença na luz da fonte de excitação de uma ou mais de suas linhas características. A concentração desse elemento pode ser determinada pela medição das intensidades da linha. Assim, o espectro de emissão característico constitui a base para a análise elementar qualitativa, e a medida das intensidades das linhas de emissão constitui a base da análise elementar quantitativa (PAUL B. FARNSWORTH, 1986).

O espectro característico que um átomo produz, reflete a estrutura eletrônica do átomo. Mudanças na energia dos elétrons de valência resultam nas linhas atômicas usadas na espectroscopia de emissão. Cada átomo tem um estado fundamental em que todos os seus elétrons ocupam posições de energia potencial mínima. À medida que um átomo absorve energia, um ou mais elétrons externos podem ser promovidos para energias mais altas, produzindo um estado excitado. A energia de um estado atômico é uma função das energias dos elétrons individuais e das mudanças de energia resultantes das interações entre os elétrons. Cada combinação possível de configurações de elétrons produz um termo espectroscópico que descreve o estado do átomo (PAUL B. FARNSWORTH, 1986).

Esta detecção e quantificação exige alta resolução instrumentação de triagem de comprimento de onda. Além disso, antes que a luz possa ser classificada, ela deve ser coletada eficientemente, às vezes apenas de uma região isolada em uma fonte de emissão espacialmente heterogênea (PAUL B. FARNSWORTH, 1986).

A metodologia utilizada para execução da análise seguiu a norma ASTM A751 (*Standard Test Methods, Practices and Terminology for Chemical Analysis of Steel*

Products), a fim de garantir a padronização. O objetivo foi verificar a composição do aço SAE J404 4340:2009 frente aos requisitos normativos. Além disso, o resultado de composição química será importante para planejamento do tratamento térmico das amostras.

O equipamento utilizado foi o espectrômetro de emissão óptica SpectroMaXx (figura 12), aferido em 20 de setembro 2016.



Figura 12: Espectrômetro de emissão óptica SpectroMaXx.

3.2 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração seguiram a norma ASTM E8 (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*), e seu objetivo foi caracterizar as propriedades mecânicas obtidas após tratamento térmico das amostras. Com isso, foram usinados seis corpos de prova retangulares de dimensão subsize do aço SAE J404 4340:2009. As dimensões dos corpos de prova são demonstradas, em detalhe, na representação tridimensional da figura 13.

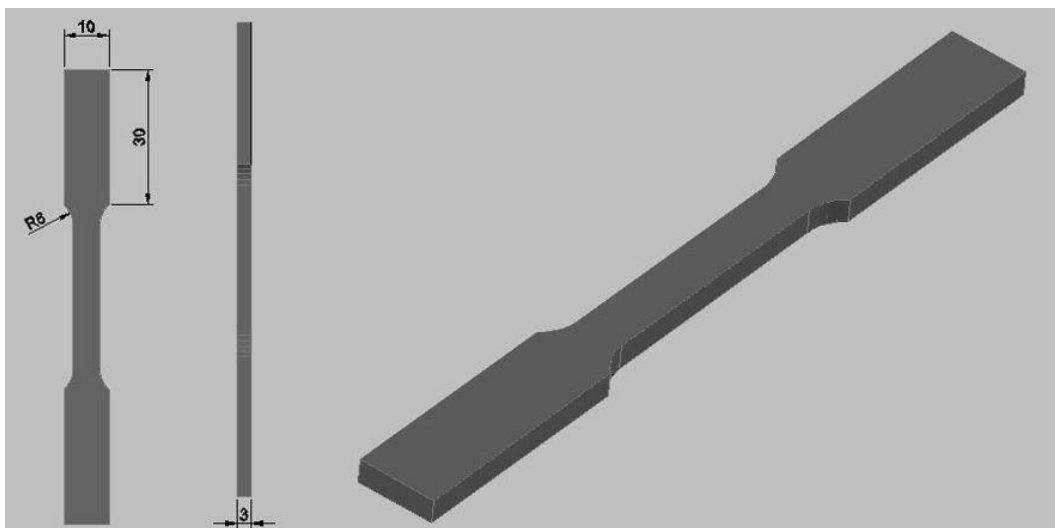


Figura 13: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.

O equipamento utilizado para execução do ensaio foi a máquina de ensaios Shimadzu AG-X (figura 14), equipada com célula de carga de capacidade de 50 kN. A parametrização do método foi realizada pelo software, com velocidade de 1,0 mm/min e detecção da força de escoamento, força máxima e deslocamento.



Figura 14: Máquina de ensaios Shimadzu AG-X.

3.3 Ensaios de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados de acordo com a norma ASTM A370 (*Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*), cujo corpo de prova é representado pela figura 15. As dimensões dos corpos de prova e entalhes foram obtidas na seção 23 desta mesma norma.

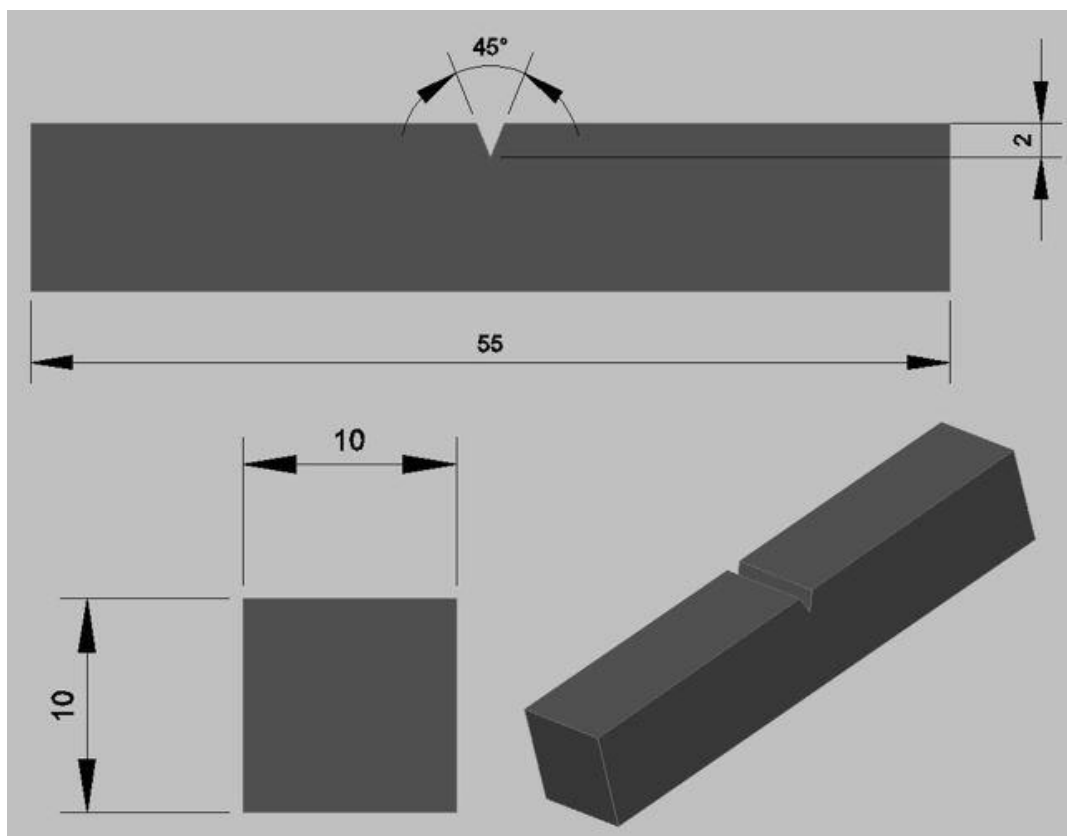


Figura 15: Desenho do corpo de prova utilizado no ensaio de impacto.

O teste *in situ* foi realizado de acordo com a norma ASTM E23 (Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials), a temperatura ambiente, isto é, 25,4°C. O equipamento utilizado foi a máquina de ensaio de impacto MOHR & FEDERHAFF AG, tipo PSW30/15, ilustrada na figura 16, cuja unidade de medida é o quilograma-força vezes metro.



Figura 16: Máquina de ensaio de impacto.

Os valores de energia obtidos, foram convertidos para unidade de medida *joule* (J) através da multiplicação pelo valor da gravidade, que foi considerado $9,81 \text{ m/s}^2$.

3.4 Tratamento Térmico

O SAE J404 4340 é um aço de alta resistência e baixa liga (HSLA), utilizado em aplicações estruturais críticas, tais como, componentes de automóveis, recipientes de alta pressão para usinas nucleares e componentes de aeronaves, devido à sua boa tenacidade a fratura e boa resistência à fadiga em temperaturas elevadas. Apesar de todas estas vantagens, este aço apresenta susceptibilidade à corrosão, que é um dos mecanismos de falha mais comuns dentre os aços (HAZAN; SADIA; GELBSTEIN, 2013). Os elementos de liga níquel, cromo e molibdênio, juntamente com o carbono tornam-no o material de escolha para aplicações de corrosão e resistência ao desgaste (BHATTACHARYA et al., 2011).

O diagrama de transformação isotérmica do aço SAE J404 4340, figura 17, foi utilizado como base para o planejamento e execução dos tratamentos térmicos, a fim de

produzir três grupos de corpo de prova com diferentes níveis de resistência mecânica e microestrutura.

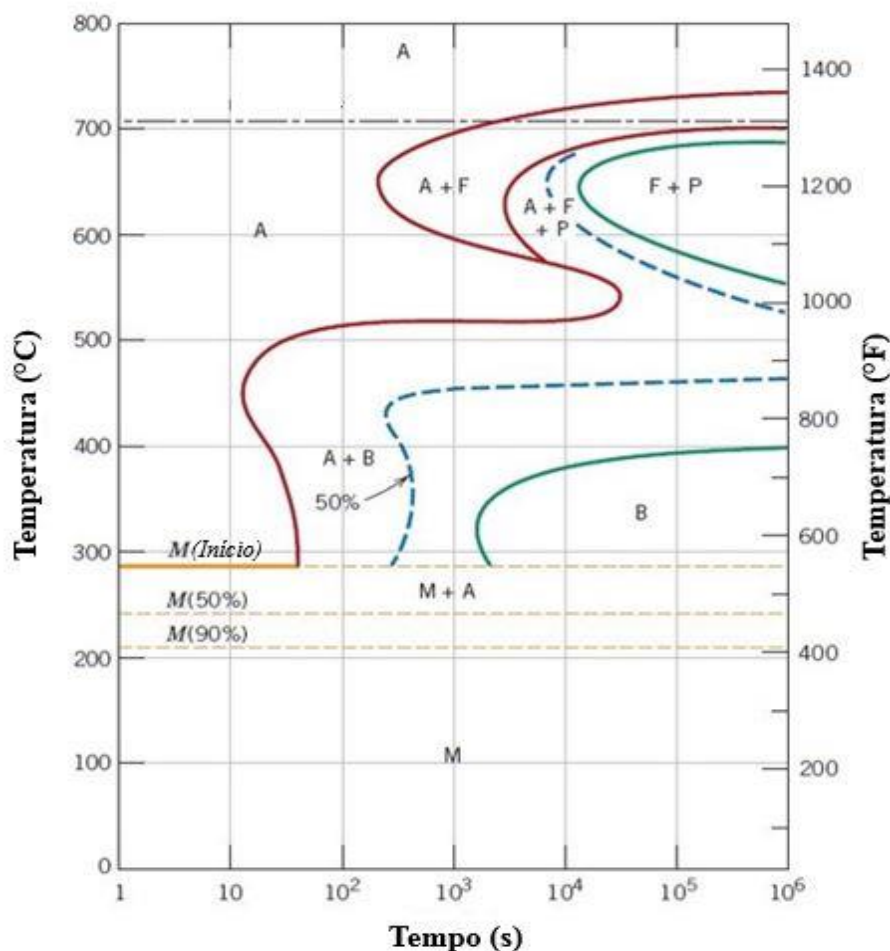


Figura 17: Curva de transformação isotérmica do aço 4340 (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

Foram reproduzidas três condições de tratamento térmico, isto é, um total de 45 corpos de prova foi dividido em três grupos, onde o primeiro grupo foi submetido a um tratamento térmico de têmpera e revenimento, o segundo grupo à normalização e o terceiro grupo submetido à austêmpera. Os tratamentos térmicos foram realizados em forno do tipo mufla, da marca EDG, série 7000.

Para normalização, foi realizado um aquecimento a 30°C por minuto até a temperatura de 900°C, onde foram acondicionados os corpos de prova para um patamar de 30 minutos. Ao fim deste intervalo de tempo, o resfriamento aconteceu ao ar até atingir a temperatura ambiente. A figura 18, apresenta o ciclo térmico realizado nesta etapa.

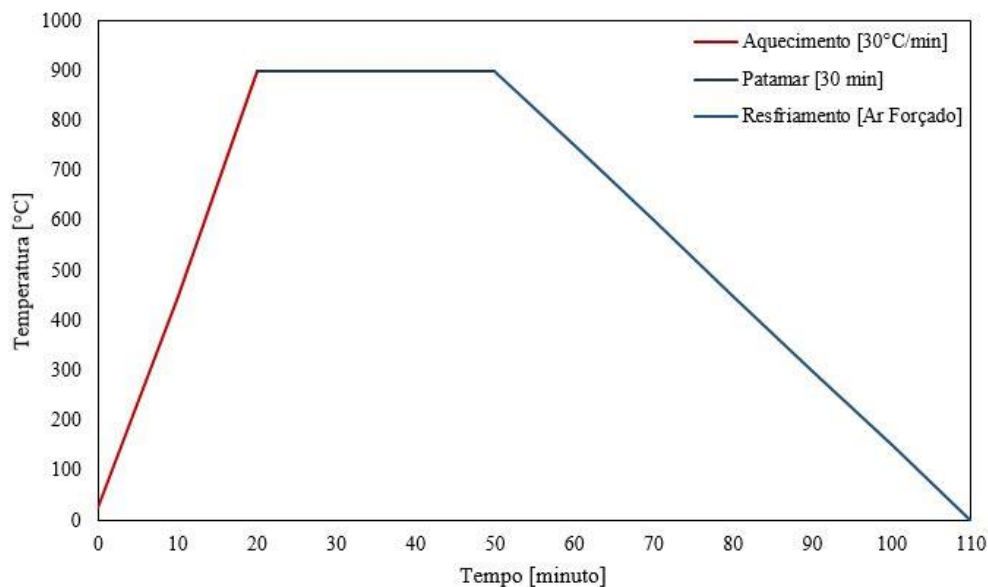


Figura 18: Ciclo térmico realizado na normalização dos corpos de prova.

O tratamento térmico de têmpera demandou o uso de dois fornos EDG, série 7000, sendo que o primeiro forno garantiu um patamar a 900°C durante 30 minutos, seguido de um resfriamento em óleo, marca GT-OIL LH-68, até a temperatura ambiente. Com isso, foi realizado o revenimento dos corpos de prova para alívio das tensões residuais originadas com a têmpera. Na figura 19, tem-se a representação gráfica do tratamento térmico realizado nesta etapa.

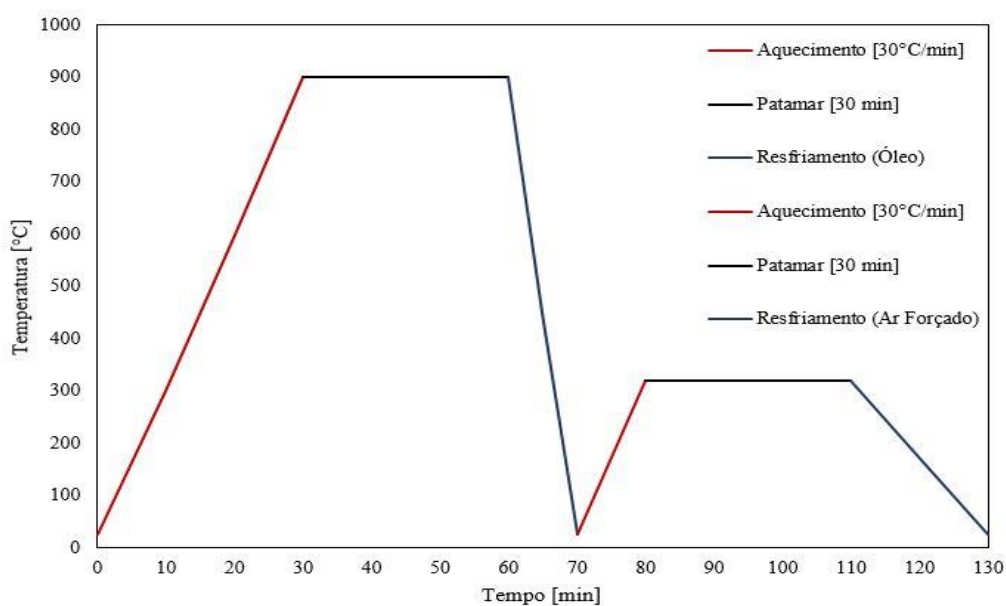


Figura 19: Ciclo térmico realizado na têmpera e revenimento dos corpos de prova.

Uma terceira condição foi atingida após um tratamento térmico cujo resfriamento após patamar de 30 minutos a 900°C seguido de resfriamento rápido, realizado em óleo, marca GT-OIL LH-68, até a temperatura de 320°C onde permaneceu em um novo patamar por 30 minutos. Por fim, os corpos de prova foram resfriados até a temperatura ambiente, conforme ciclo térmico ilustrado pela figura 20.

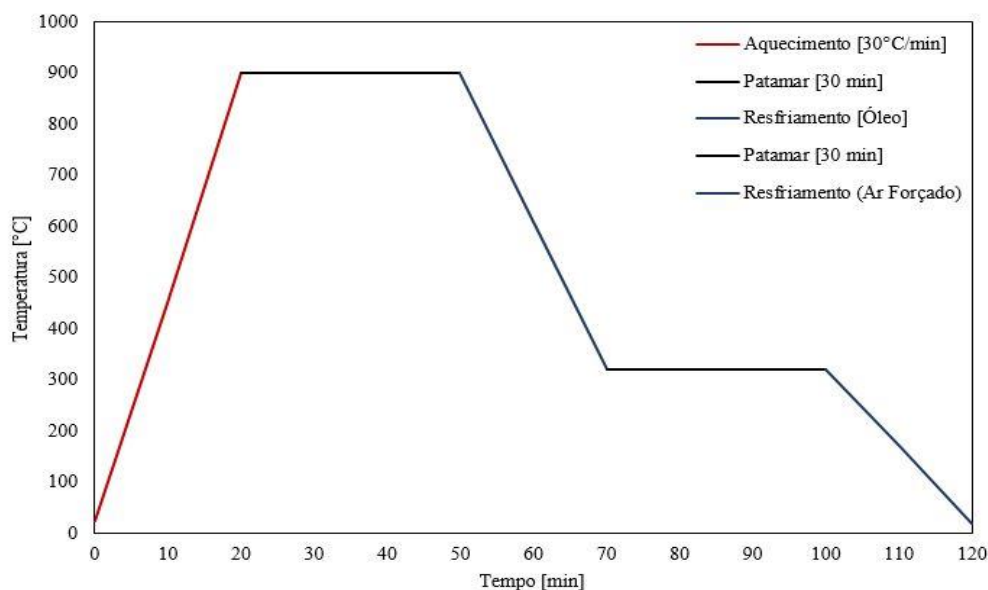


Figura 20: Ciclo térmico realizado em um tratamento intercrítico.

3.5 Ensaio Metalográfico

Para o ensaio metalográfico foi seccionada a região transversal, sendo uma de cada grupo de tratamento térmico, isto é, têmpera e revenimento, austêmpera e normalizada.

A preparação metalográfica teve início com o embutimento das amostra em baquelite e identificação. A etapa conseguinte foi o lixamento, onde as amostra foram lixadas nas granulometrias de 220, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000. Alguns cuidados como rotacionar a amostra a cada troca de lixa para sobrepor de forma perpendicular os riscos da lixa anterior, e assim, manter a planicidade que é fundamental para um bom resultado na microscopia óptica. Após o lixamento as amostra foram polidas em três etapas com alumina nas granulometrias de 1,0µm, 0,3µm e 0,1µm, respectivamente. Por fim, as amostras foram submetidas a um banho ultrassônico composto por água destilada e algumas gotas de detergente, durante cinco minutos para

retirada de impurezas ainda presentes na superfície. Ao fim do banho as amostras foram lavadas com álcool etílico e secas com um jato de ar frio por meio de um secador convencional.

A caracterização das amostras foi realizada com microscópio óptico Zeiss AxionImager Z2m, na ampliação de 200 vezes, a fim de caracterizar a microestrutura obtida nas três condições de tratamento térmico. Com isso, foi caracterizada a microestrutura após ataque com o reagente químico Nital, isto é, uma solução de ácido nítrico e álcool etílico na proporção de 2,0% em volume, realizado por imersão durante 6,0 segundos. Este ataque químico revela os contornos de grão e permite mensurar de forma quantitativa o tamanho de grão e identificar sua morfologia, que por sua vez pode auxiliar na identificação das fases e microconstituintes que compõem a microestrutura, como por exemplo, ferrita, perlita e martensita.

3.6 Reconstrução por Extensão de Foco

O método de reconstrução por extensão de foco é o mais difundido na microscopia óptica convencional, utilizado na caracterização de perfis topográficos como superfícies de fratura, possibilita realizar medidas quantitativas de parâmetros como dimensão fractal, rugosidade, entre outros. Este método depende de parâmetros como a distância de trabalho, profundidade de foco, abertura numérica e controle do movimento vertical da objetiva.

De modo geral sua metodologia consiste em determinar dois níveis extremos em foco, isto é, o ponto mais elevado do relevo e o mais baixo, então com a evolução progressiva do plano em foco é obtido uma pilha de imagens, conforme representado na figura 21. Neste caso, a evolução do plano em foco foi realizada em evoluções sucessivas de 2,0 μm do ponto mais baixo do relevo até o mais elevado. Utilizou-se uma objetiva plana-acromática Zeiss EC-Epiplan, cuja ampliação de é 20 vezes, a abertura numérica de 0,45, combinada à óptica apocromática da plataforma Zeiss AxioImager para a ampliação total de 200x.

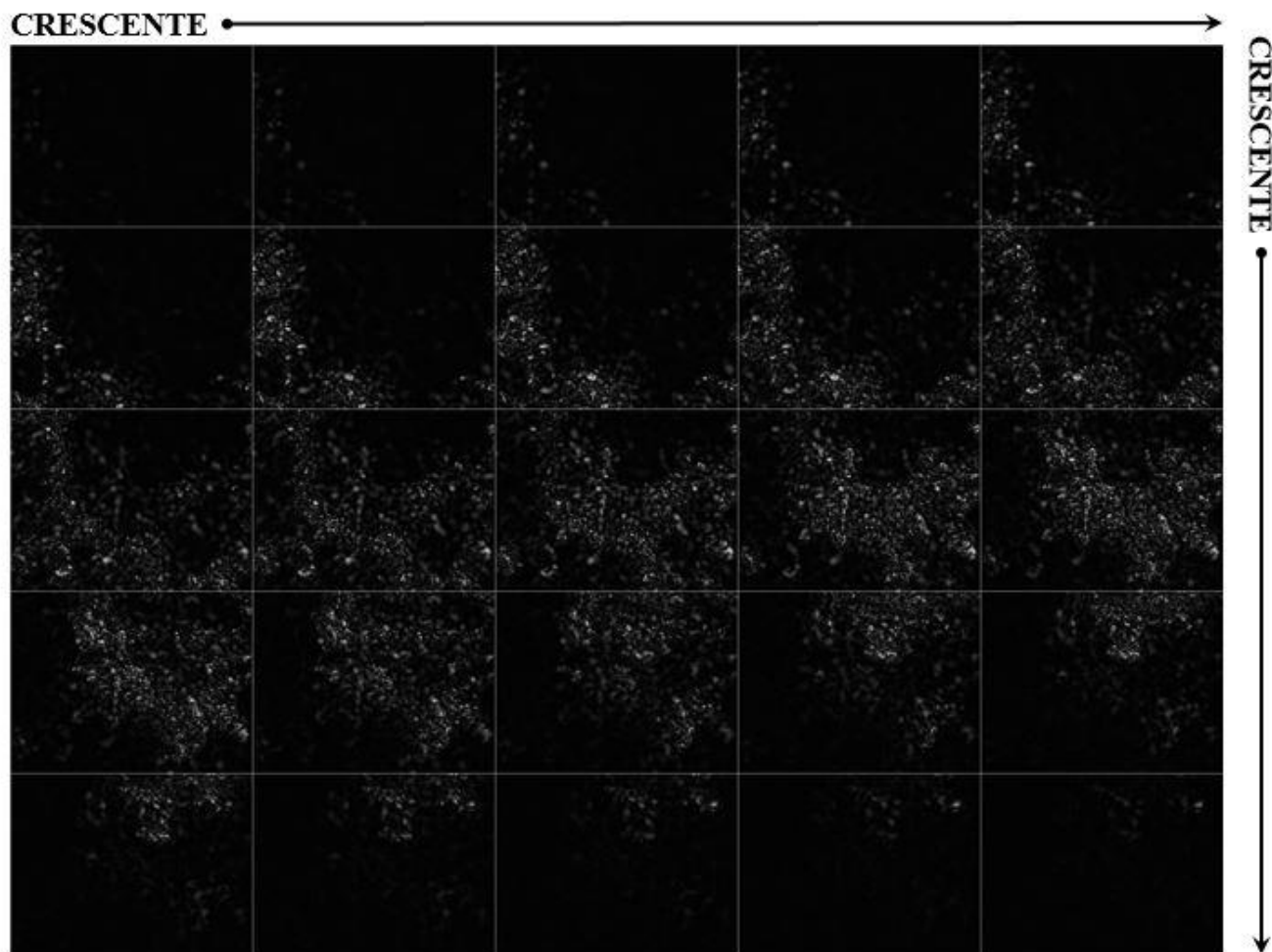


Figura 21: Pilha de imagens obtidas da superfície de fratura.

As pilhas de imagem obtidas nesta etapa foram processadas pelo *software* NIH ImageJ¹, versão 1.50i, com Java 1.6.0_20, através da rotina Stack Focuser, que conta com um algoritmo capaz de combinar as regiões com melhor índice de nitidez de cada imagem da pilha, e ao final, é capaz de compilar as regiões em foco de cada imagem da pilha em uma única imagem totalmente em foco e um mapa de elevações, conforme ilustrado pela figura 22.

¹ O NIH ImageJ é um programa desenvolvido pelo National Institute of Health, nos Estados Unidos, cujo responsável é o Dr. Wayne Rasband. Este *software* possui licença gratuita e um tutorial explicando suas funcionalidades. O endereço para download é <http://imagej.nih.gov/ij>.

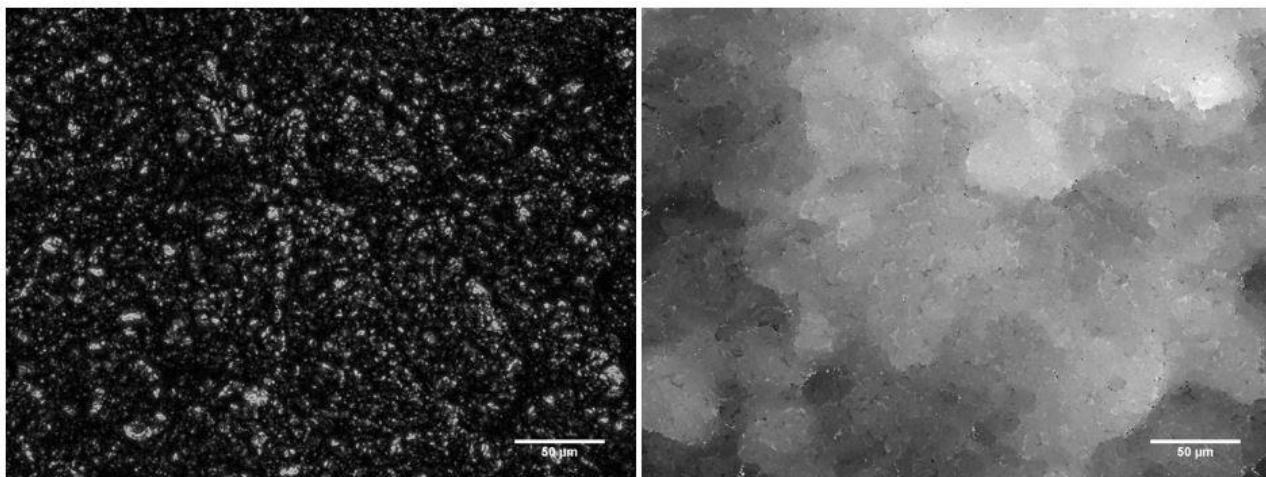


Figura 22: Imagem em foco e mapa de elevação.

Nesta rotina o nível de ruído das imagens é reduzido através da aplicação de um filtro da mediana, de matriz 3x3. Através da aplicação de um filtro sobel, que considera como nítidos os pixels que apresentam maior contraste com sua vizinhança, a imagem completamente em foco é obtida. Entretanto, o mapa de elevações gerado por este *plugin*, é influenciado pelo número de imagens de cada pilha, pois o nível de cinza (P) de cada pixel (x,y) segue a seguinte relação:

$$P(x,y) = \frac{255 \cdot i}{\text{número de imagens da pilha}} \quad (3)$$

onde, “i” corresponde ao número da imagem na pilha, que apresenta o pixel com nitidez. A imagem topográfica obtida por este método apresenta um histograma com distribuição normal nos 255 níveis de cinza. Uma vez que, para o cálculo da dimensão fractal cada nível de cinza deve representar a elevação entre os planos topográficos é necessário realizar a correção da imagem topográfica.

Portanto, para o cálculo da dimensão fractal deve-se dividir a imagem topográfica pelo valor mínimo de seu histograma, e só então, proceder com o cálculo. Esta divisão pode ser realizada através do software NIH ImageJ.

Através da rotina Interactive 3D Surface Plot é possível visualizar de modo tridimensional o relevo reconstruído (figura 23). Apesar de facilitar a compreensão do relevo do mapa de elevações, este recurso não permite a execução de qualquer medida quantitativa.

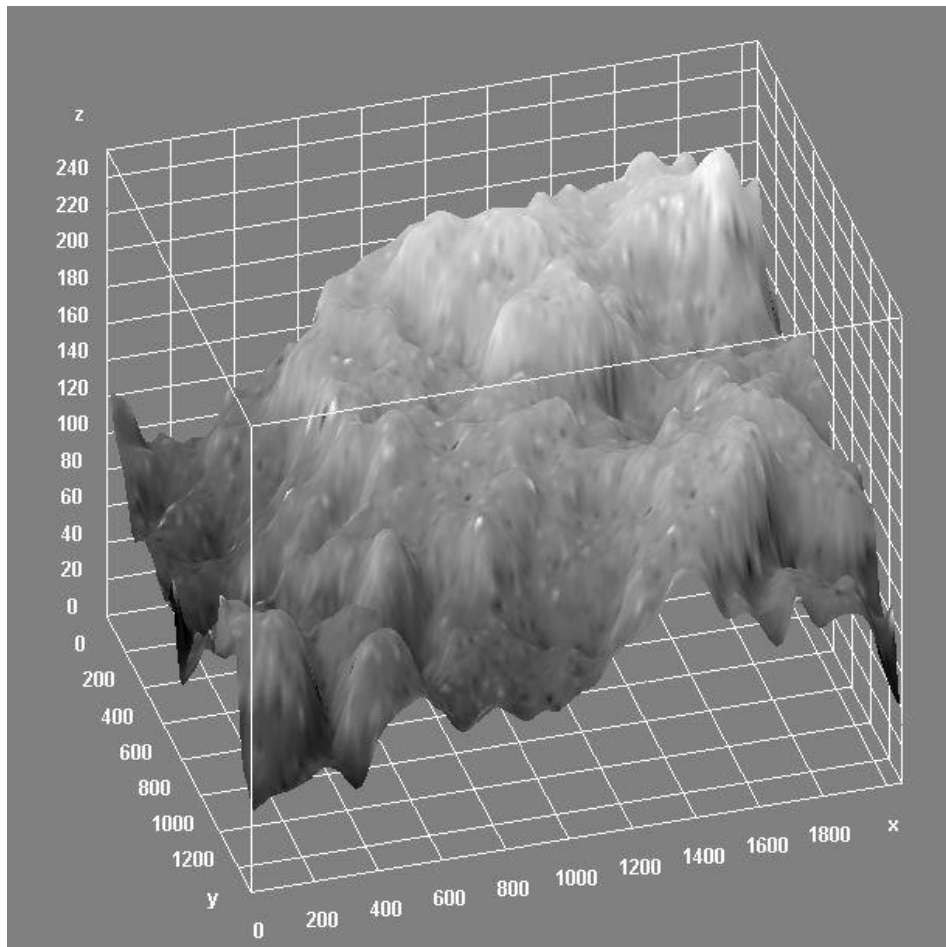


Figura 23: Representação tridimensional do mapa de elevação.

Assim como o mapa de elevação, o gradiente de cores está distribuído em tons de cinza, onde foi padronizado no momento da reconstrução os vales tendem as cores mais escuras, enquanto que, as cores mais claras estão relacionadas às regiões de maior elevação.

O método descrito nesta seção foi aplicado em um total de 45 corpos de prova, em 06 regiões distintas com evolução de 1,0mm no sentido da propagação da trinca, conforme evidenciado na figura 24. O primeiro passo foi centralizar o corpo de prova na posição de 5,0mm, utilizando como referência o entalhe. A partir do entalhe, o primeiro campo de análise foi a posição correspondente a 2,0mm, seguida de uma evolução progressiva de 1,0mm até a posição de 7,0mm. Com isso, elimina-se a influência de regiões com grande distorção como as extremidades do corpo de prova, onde se processa a fase final da fratura e a formação de lábios de cisalhamento, governadas por estados de tensão plana.

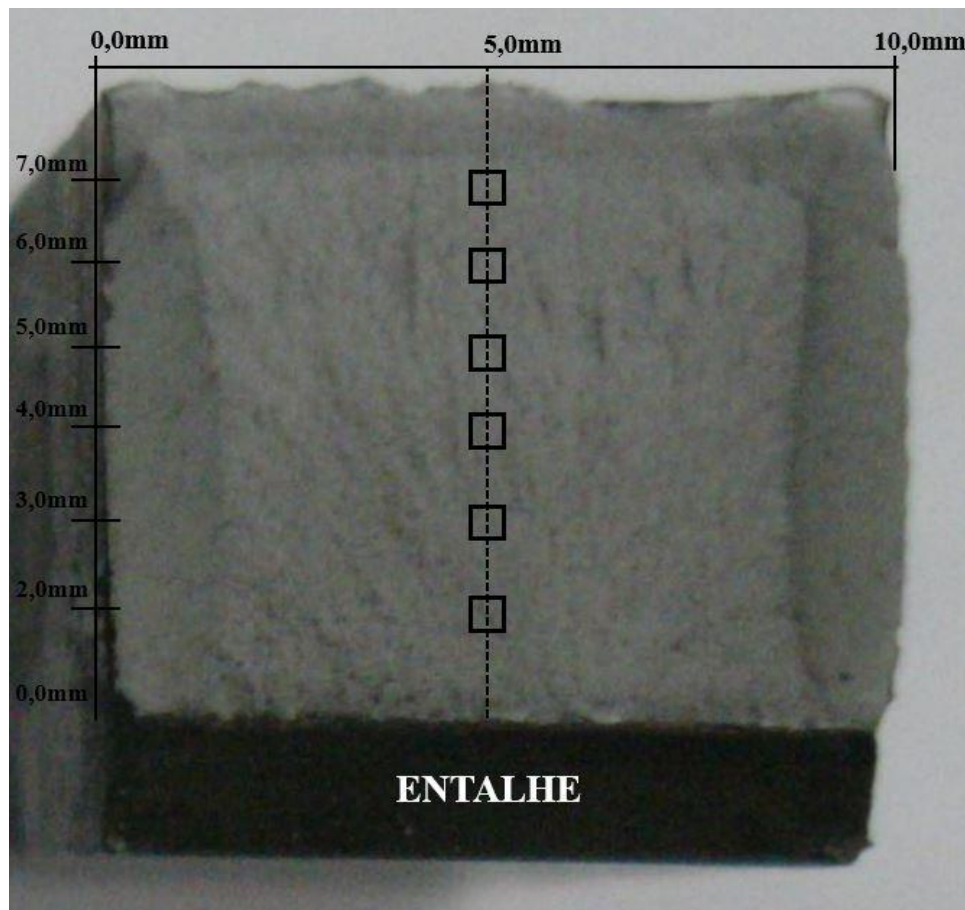


Figura 24: Mapeamento das regiões de análise das superfícies de fratura obtidas.

3.7 Cálculo da Dimensão Fractal

O cálculo da dimensão fractal é realizado com base no mapa de elevações que, por sua vez, possui distribuição de 256 níveis de cinza. Uma vez que, cada nível corresponde a uma elevação de $2,0\mu\text{m}$ é necessário ajustar esta condição para proceder com a rotina do cálculo da dimensão fractal. Esta etapa consiste em dividir o mapa de elevações pelo mínimo encontrado no histograma da distribuição (figura 25) dos níveis de cinza e, posteriormente, multiplicar pelo fator de elevação utilizado (figura 26), que neste caso, foi de $2,0\mu\text{m}$.

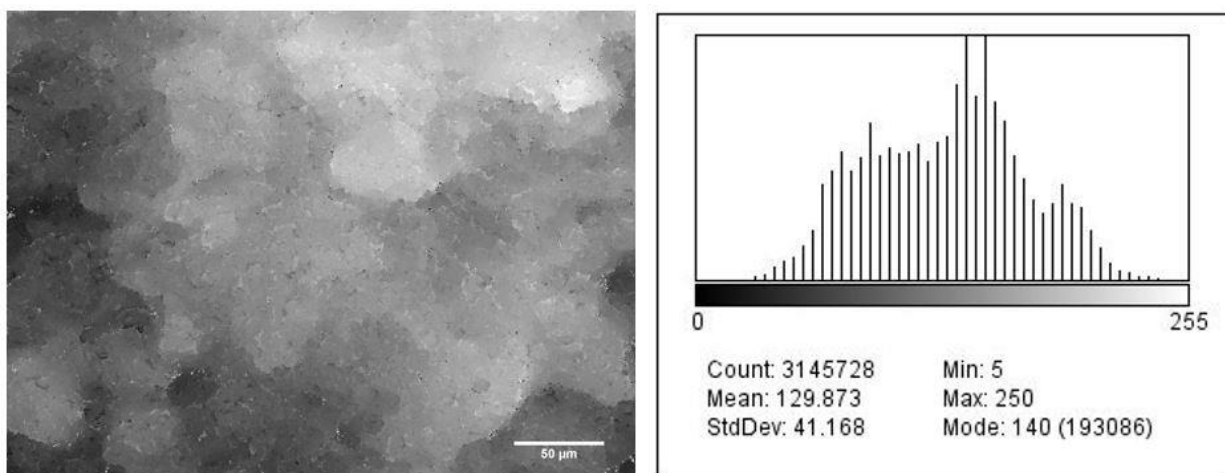


Figura 25: Histograma do mapa de elevações.

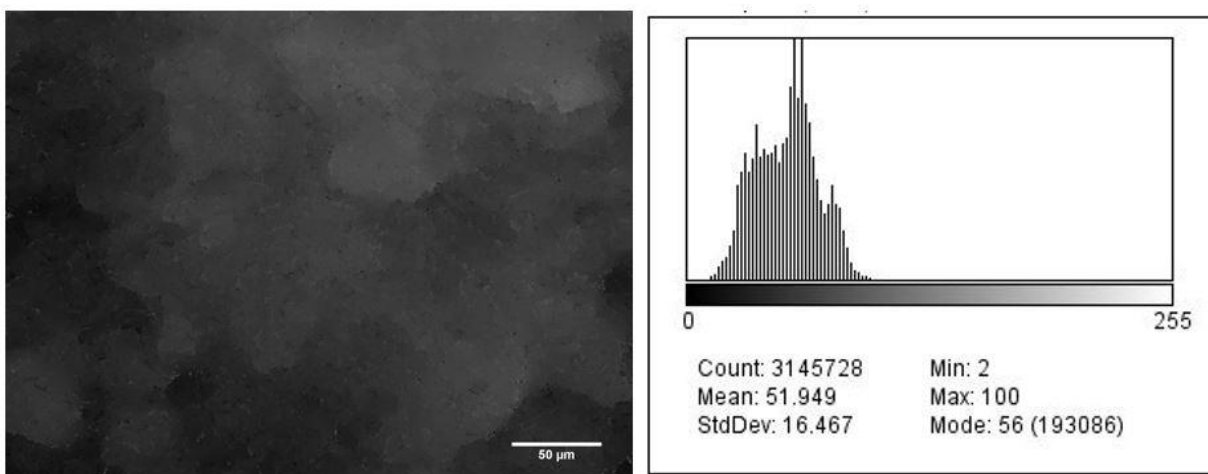


Figura 26: Ajuste do histograma do mapa de elevações.

A dimensão fractal pode ser calculada através de vários métodos que vem sendo desenvolvidos ao longo do tempo. Um dos métodos mais adotados é o cálculo da dimensão fractal por box-counting, devido à sua simplicidade e facilidade de implementação.

No cálculo da dimensão fractal foi utilizado o método *box counting* através da rotina Map Fractal Counting, desenvolvida pelo próprio grupo de pesquisa e executável no programa NIH ImageJ. O método consiste em sobrepor uma malha de cubos sobre o mapa de elevações e contar quantos foram necessários para sobrepor toda a imagem (*box counting*), para cada tamanho de cubo. Esta rotina é realizada de maneira progressiva para diferentes comprimentos de aresta do cubo (*box size*), com isso, obtém-se uma sequência de dados que são plotados em um gráfico de $-\log(\text{box size})$ versus $\log(\text{box counting})$,

figura 27. O valor da dimensão fractal é obtido através do coeficiente angular da reta obtida.

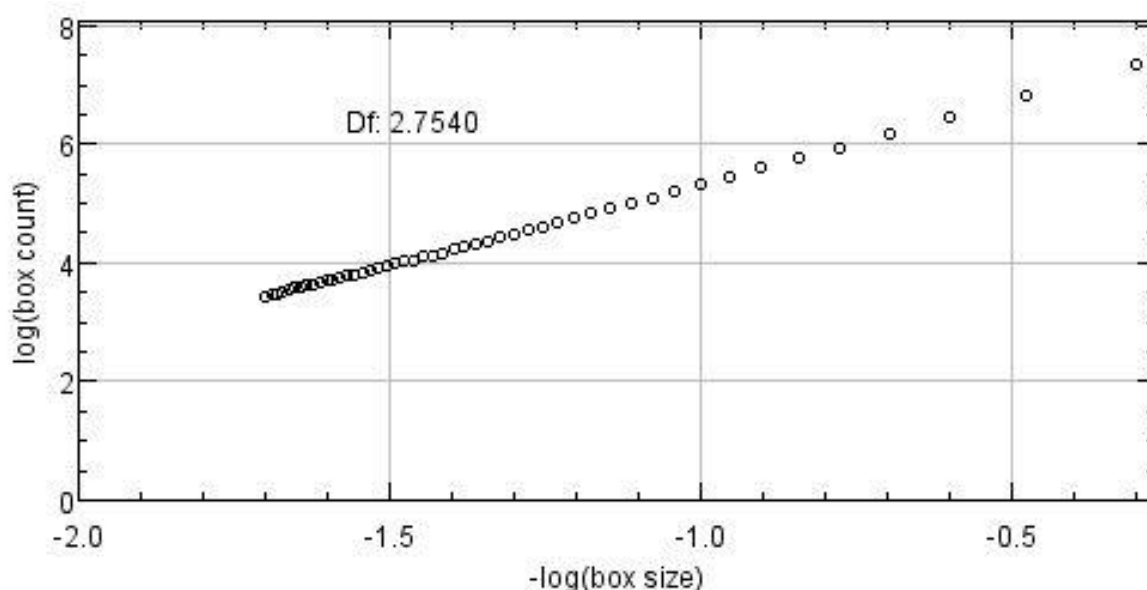


Figura 27: Gráfico obtido pelo método Box Counting para o cálculo da dimensão fractal.

A dimensão fractal, então, é calculada pela seguinte equação:

$$D = - \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(N(r))}{\log(r)} \quad (4)$$

Onde:

- $N(r)$ é o número de cubos que intercepta a imagem (box count);
- r é a medida da aresta do cubo ou (box size).

A figura 28 mostra um exemplo do método *box counting*, onde uma imagem em níveis de cinza está representada no espaço (R^3), sendo que para melhor visualização os níveis de cinza foram substituídos por cores. A medida desta imagem no plano (x, y) é 10x10 pixels e o nível máximo de cinza é dez e o mínimo é dois. Neste exemplo foram adotados os seguintes valores: $r = 2$ pixels e $r' = 2$ níveis de cinza, sendo as medidas do cubo 2x2x2 e, conseqüentemente, box size = 2. Depois de definido o box size, o próximo

passo é calcular quantos cubos interceptam a imagem, sendo o box count = 78. Ou seja, do total de 125 cubos que existem na imagem, com aresta igual a dois, somente 78 cubos possuem parte da imagem dentro deles.

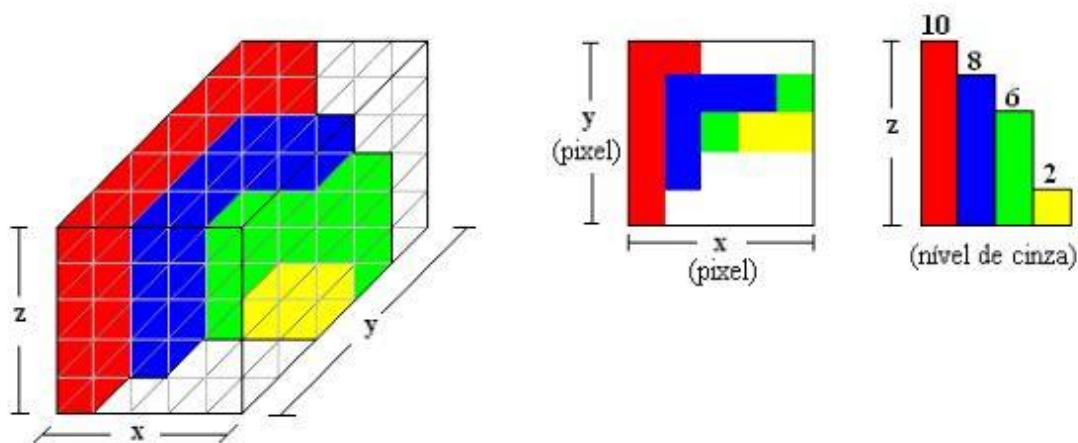


Figura 28: Método para determinação do box size e box counting.

Sendo as superfícies analisadas multifractais, de acordo com análise do espectro bifractal, o próximo passo foi identificar no gráfico do método box counting os dois segmentos de reta relacionados a dimensão textural (D_t) e dimensão estrutural (D_s), conforme a inclinação da reta. Porém, o ponto que separa os dois segmentos de reta e, consequentemente, as duas diferentes inclinações, não é facilmente identificado observando-se somente o gráfico do método box counting (figura 29). Sendo assim, foi necessário criar uma metodologia que auxiliasse a definição de quais pontos eram correspondentes a D_t e quais eram de D_s (CAMPOS, 2010). A metodologia consistiu de calcular a derivada primeira de todos os dados de $\log(\text{box count})$, com o intuito de encontrar os pontos de inflexão, calculando, posteriormente, a mediana desses pontos para suavizar a dispersão dos dados originais (HOROVISTIZ, et al., 2010). A figura 30 demonstra como foi o comportamento dos pontos graficamente após o cálculo da derivada e do filtro da mediana. Foi observado neste gráfico duas regiões distintas, sendo uma com grande dispersão dos pontos, e a outra com os pontos tendendo a uma reta.

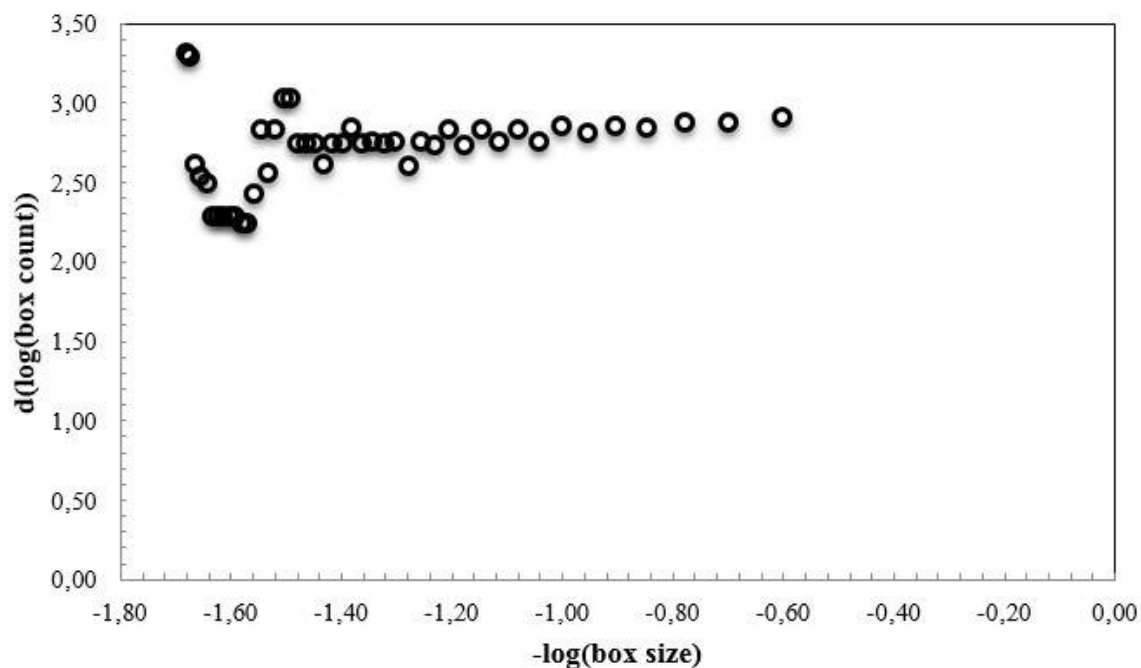


Figura 29: Espalhamento dos valores obtidos através do método box counting.

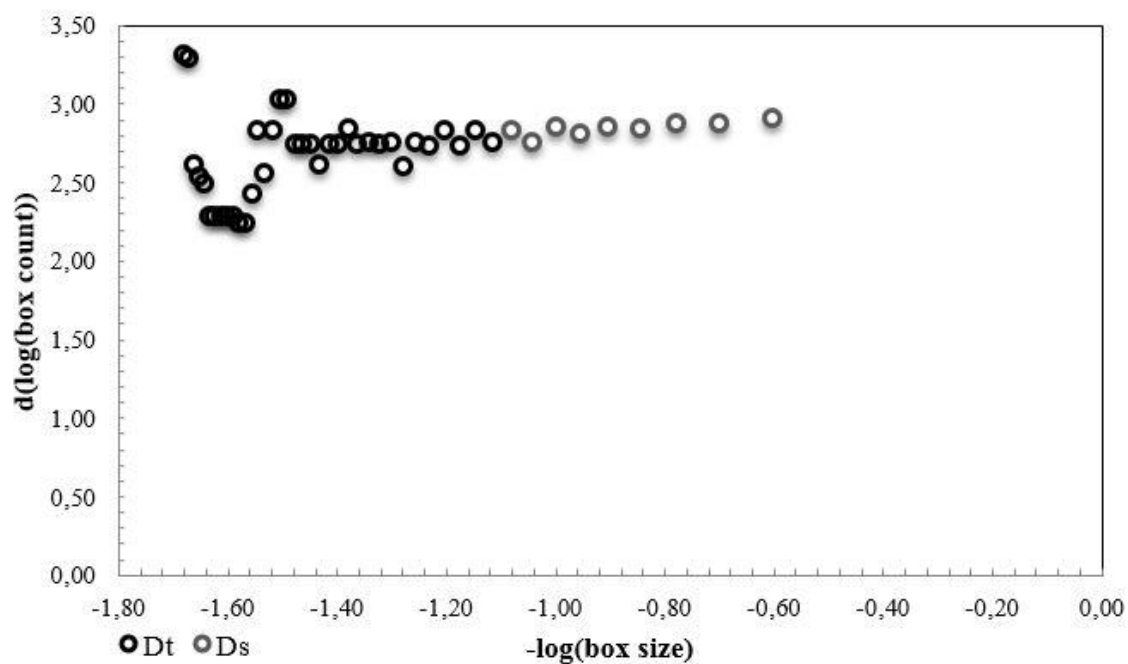


Figura 30: Espalhamento da dimensão fractal textural (Dt) e estrutural (Ds).

Para determinar exatamente qual o ponto que divide as duas regiões da Figura 29, foi calculado o desvio padrão destes dados, como forma de se medir a dispersão. Sendo que os valores referentes à Ds foram aqueles que tinham o menor valor de dispersão, padronizado em valores menores que 10% do desvio-padrão (figura 30). Depois de

encontrado qual o ponto que dividia as duas regiões, construiu-se o gráfico do método box counting, com as regiões separadas e suas respectivas linhas de tendências, sendo que, a que possui o maior coeficiente angular é referente a Ds e a outra é referente a Dt (figura 31).

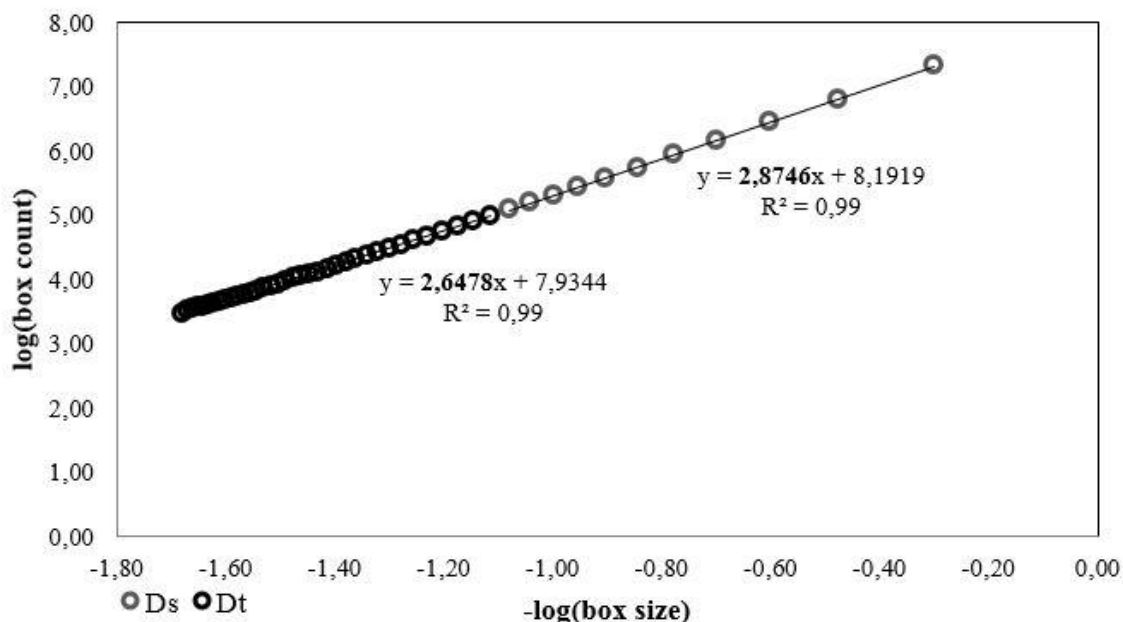


Figura 31: Cálculo da dimensão fractal através do coeficiente angular.

3.8 Análise de Variância (ANOVA)

Inicialmente a análise de variância foi desenvolvida como um instrumento para análise de experimentos agrícolas, ao longo do tempo foram sendo desenvolvidos diversos modelos de planejamento de experimento. A análise de variância é um método aplicado para identificar diferenças entre médias populacionais devido a várias causas atuando simultaneamente (COSTA NETO, 2002).

A análise consiste em testar uma hipótese, denominada H_0 que assegura que os valores experimentais são igualmente distribuídos. Uma vez que, H_0 é verdadeira, existem três maneiras no método de análise de variância que permitem estimar a variância comum (COSTA NETO, 2002).

A estimativa total, dada pela equação 5:

$$SQT = S_T^2 = \frac{Q - T^2/nk}{nk - 1} \quad (5)$$

A estimativa entre amostras, dada pela equação 6:

$$SQE = S_E^2 = \frac{\sum_{i=1}^k T_i^2 / m - T^2 / nk}{k - 1} \quad (6)$$

A estimativa residual, dada pela equação 7:

$$SQR = S_R^2 = \frac{Q - \sum_{i=1}^k T_i^2 / n}{k(n - 1)} \quad (7)$$

As três estimativas apresentadas, podem ser relacionadas como exposto na equação 8.

$$SQT = SQE + SQR \quad (8)$$

O fator F calculado a partir das estimativas, permite realizar o teste da hipótese H_0 e pode ser calculado, conforme equação 9. A hipótese H_0 é rejeitada quando $F > F_{k-1, k(n-1), \alpha}$, onde α é o nível de significância adotado no teste.

$$F = \frac{S_E^2}{S_R^2} \quad (9)$$

O resultado do teste realizado através do *software* Microsoft Excel é exportado conforme ilustrado na tabela 1.

Tabela 1: Resultado do teste ANOVA.

Fonte de Variação	Soma de Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	F	F _α
Entre Amostras	$SQE = \sum_{i=1}^2 \frac{T_i^2}{n} - \frac{T^2}{nk}$	k-1	$S_E^2 = \frac{SQE}{k-1}$	$F = \frac{S_E^2}{S_R^2}$	$F_{k-1, k(n-1), \alpha}$
Residual	$SQR = Q - \sum_{i=1}^k \frac{T_i^2}{n}$	k(n-1)	$S_R^2 = \frac{SQR}{k(n-1)}$		
Total	$SQT = Q - \frac{T^2}{nk}$	nk-1			

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do Aço SAE J404 4340

4.1.1 Composição Química

O aço SAE J404 4340 possui requisitos normativos de composição química que influenciam diretamente em suas propriedades após processamento térmico ou termomecânico. Nesta etapa, foi verificado o atendimento destes requisitos com o objetivo de validar a matéria-prima antes do tratamento térmico.

O resultado obtido por meio da técnica de espectroscopia por emissão óptica, realizado no equipamento SpectroMAXx é apresentado na tabela 2.

Tabela 2: Composição química do aço SAE J404 4340.

MATERIAL	%C	%Mn	%P máx.	%S máx.	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%V
	-	-			-	-	-	-	-
SAE J404 4340	0,38-0,43	0,60-0,80	0,030	0,040	0,15-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20-0,30	-
ENCONTRADO	0,39	0,71	0,007	0,005	0,28	1,66	0,85	0,29	0,067

Portanto, a matéria-prima empregada atende os requisitos de composição química da norma SAE J404 4340.

4.1.2 Metalografia

O ensaio metalográfico permitiu caracterizar a microestrutura obtida após os tratamentos térmicos de normalização, austêmpera e têmpera e revenimento. As figuras 32, 33 e 34 evidenciam as fases obtidas após cada tratamento térmico.

O ataque químico com o reagente nital, na concentração de 2,0%, revela a fase martensita (M) na cor marrom claro, a fase bainita (B) na cor preta e a fase ferrita (F) na cor branca, entretanto, as frações residuais de austenita retida (AR) também são reveladas na cor branca, não sendo possível diferenciar as duas fases. Uma vez que, o principal objetivo deste trabalho é a caracterização monofractal e bifractal das superfícies de fratura, não foram realizados outros ataques químicos para diferenciar a fração de ferrita e austenita retida (SOUZA, 2008).

Após a austêmpera a microestrutura resultante apresentou predominantemente as fases martensita (M) e bainita (B), reveladas nas cores marrom claro e preto, respectivamente. A morfologia de ambas as fases foi predominantemente acircular, e dispersas por toda microestrutura, conforme exposto na figura 32.

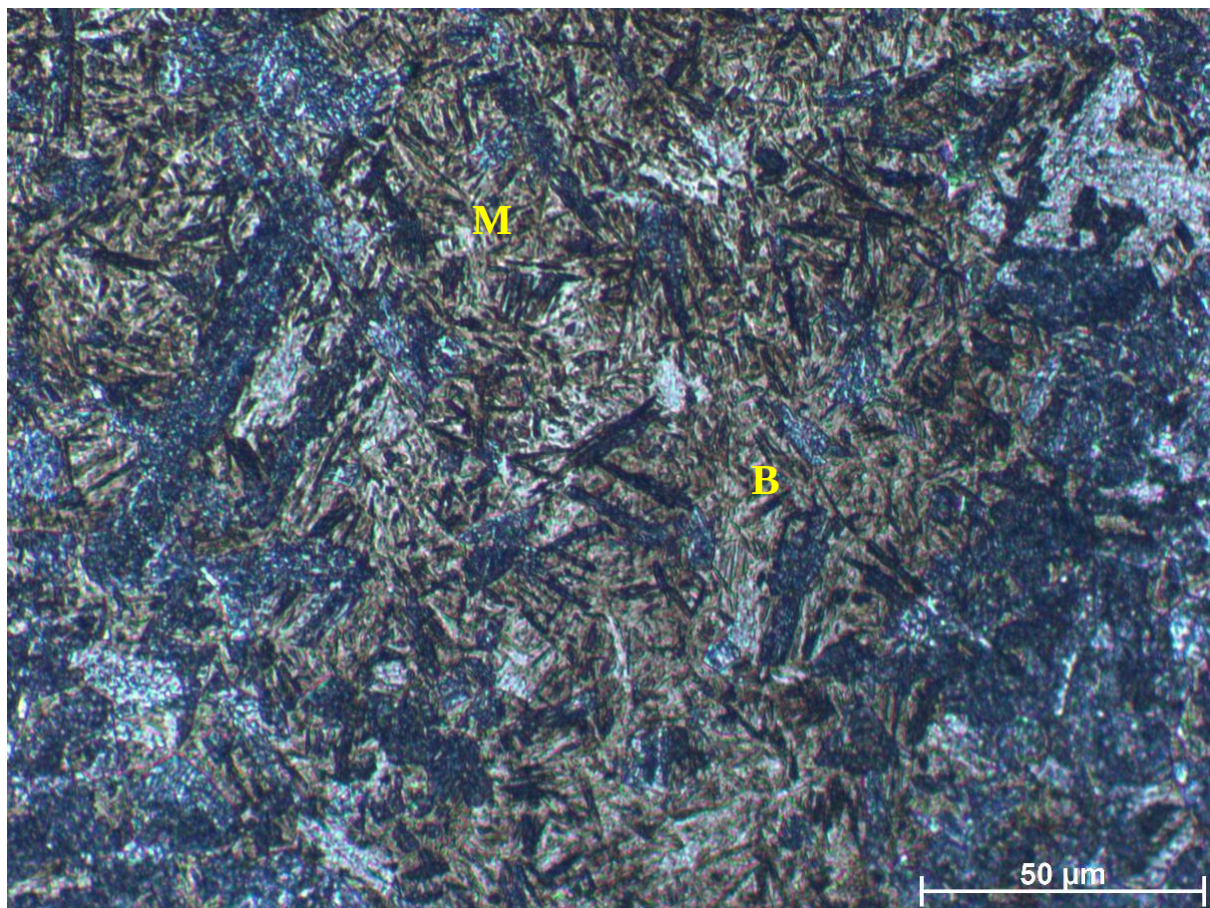


Figura 32: Micrografia do corpo de prova submetido a austêmpera, nital 2,0%.

O tratamento térmico de normalização produziu uma microestrutura composta pela fase ferrita (F) em maiores proporções, revelado pela cor mais clara. Nos contornos de grão foi evidenciado na cor mais escura a formação do microconstituente perlita (P), conforme exposto na figura 33.

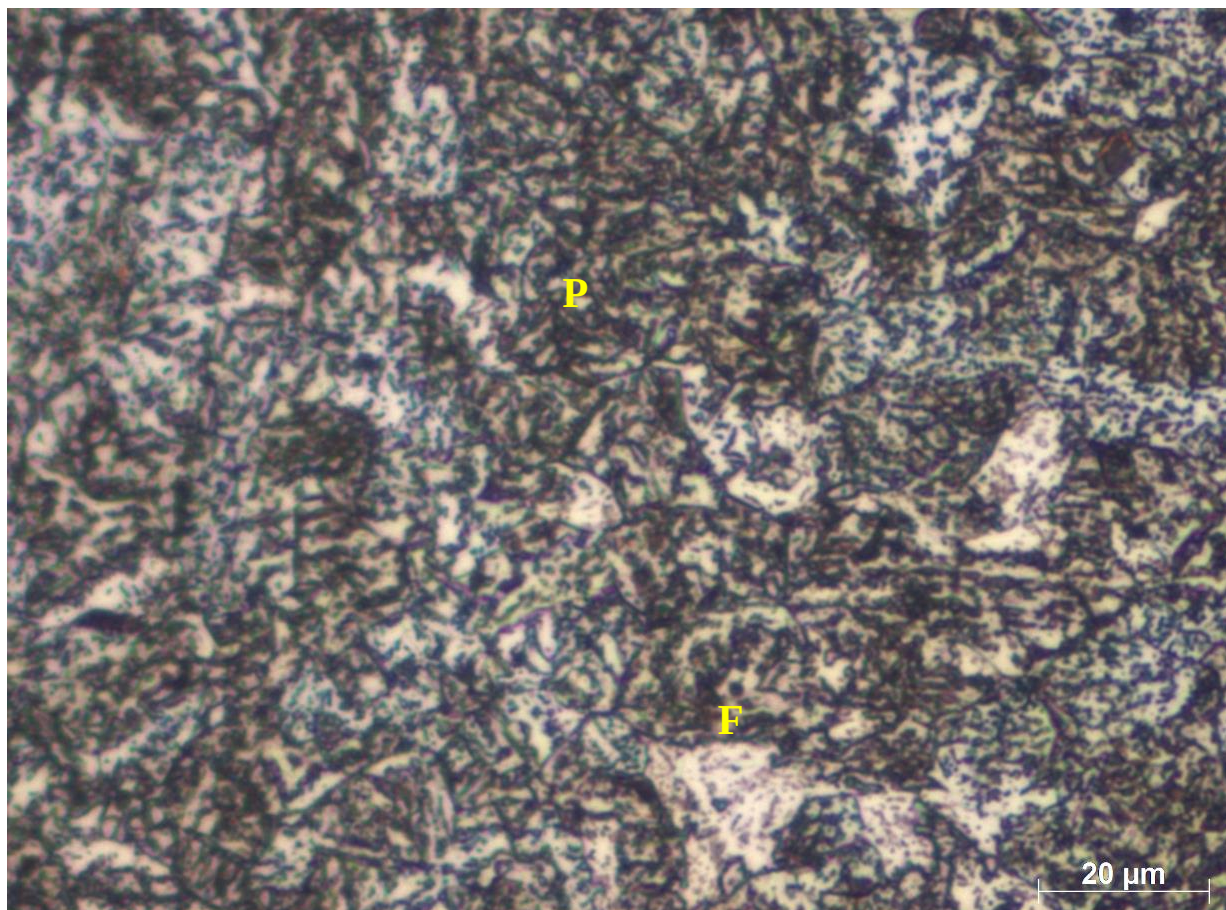


Figura 33: Micrografia do corpo de prova submetido a normalização, nital 2,0%.

O tratamento térmico de têmpera e revenimento produziu uma microestrutura com fração predominante da fase martensita (M). A fase bainita (B) se apresentou de forma dispersa pela microestrutura, com morfologia acircular, figura 34. Por fim, foram evidenciadas frações residuais de austenita retida (AR).

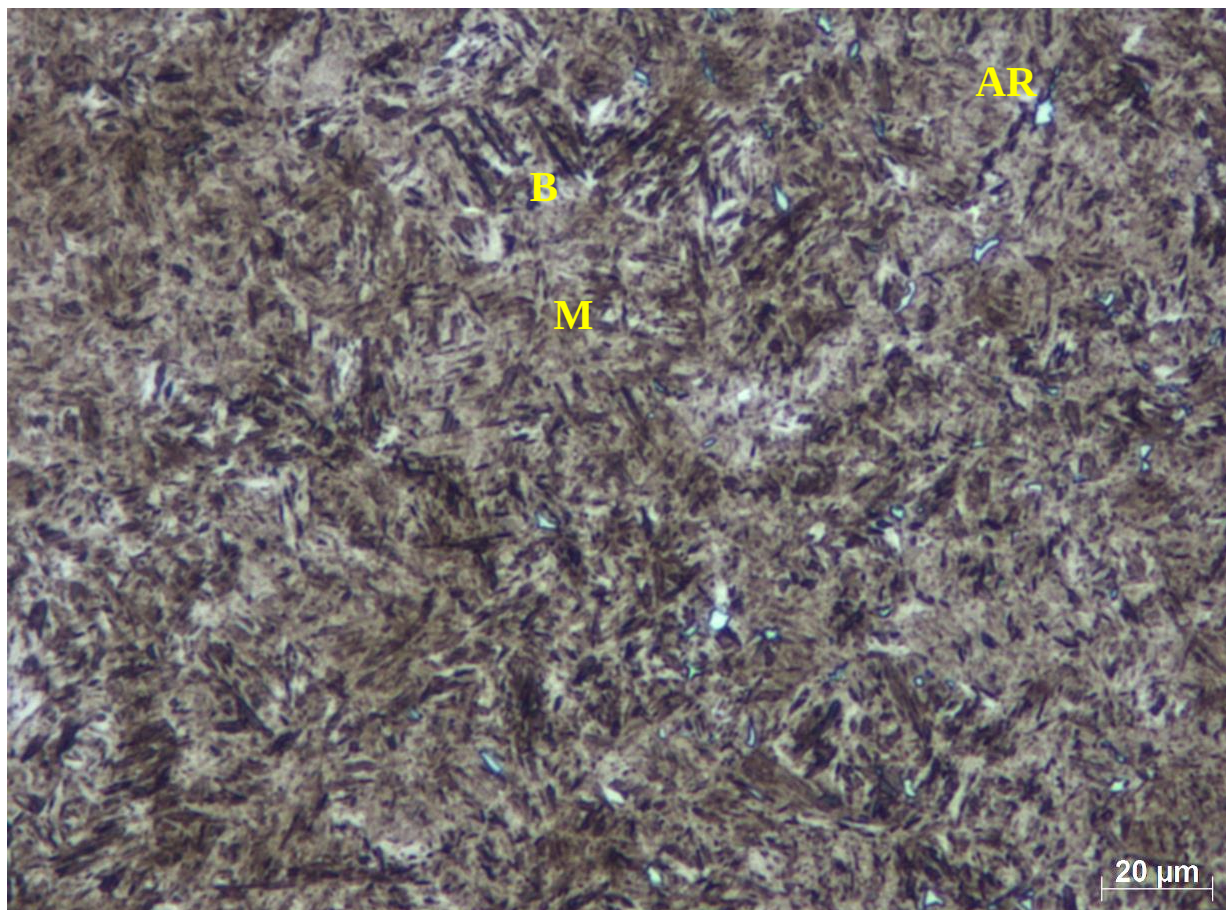


Figura 34: Micrografia do corpo de prova submetido a têmpera e revenimento, nital 2,0%.

Portanto, comprova-se a eficácia dos tratamentos térmicos realizados produzindo diferentes microestruturas que irão apresentar um comportamento diferente durante o processo de fratura, resultando assim, em diferentes micromecanismos de fratura para análise monofractal e bifractal.

4.1.3 Ensaio de Tração

Através do ensaio de tração foram caracterizadas as principais propriedades mecânica das três condições de tratamentos térmico geradas, cujos resultados estão expostos na tabela 3.

Tabela 3: Propriedades mecânicas obtidas nas diferentes condições de tratamento térmico.

Propriedades	ENSAIO DE TRAÇÃO		
	Têmpera e Revenimento	Normalização	Austêmpera
LE 0,2% [MPa]	1391	714	944
LR [MPa]	1740	841	1243
ε [%]	16,8	29,1	24,2

Com base, nos resultados obtidos é possível afirmar que foi alcançado o sucesso nos tratamentos térmicos realizados. Como esperado, observa-se que a têmpera e revenimento gerou o maior limite de resistência a tração, 1740 MPa, e o menor percentual de alongamento 16,8%.

4.2 Ensaio de Impacto

Os resultados obtidos com o ensaio de impacto foram compilados de forma gráfica na figura 35, e evidenciam que a maior absorção de energia ocorreu nos corpos de prova submetidos ao tratamento térmico de normalização, seguido da austêmpera e têmpera e revenimento.

Ao correlacionar com os resultados do ensaio de tração, observa-se que a maior absorção de energia ocorreu para menores valores do limite de escoamento e limite de resistência a tração, cuja deformação real é maior. Entretanto, considerando o coeficiente de variação, calculado a partir da razão entre o desvio padrão e a média, a maior dispersão nos valores de energia foi encontrada na condição de temperado e revenido, cerca de 19,0%, e a menor na condição de austêmpera, cerca de 8,0%.

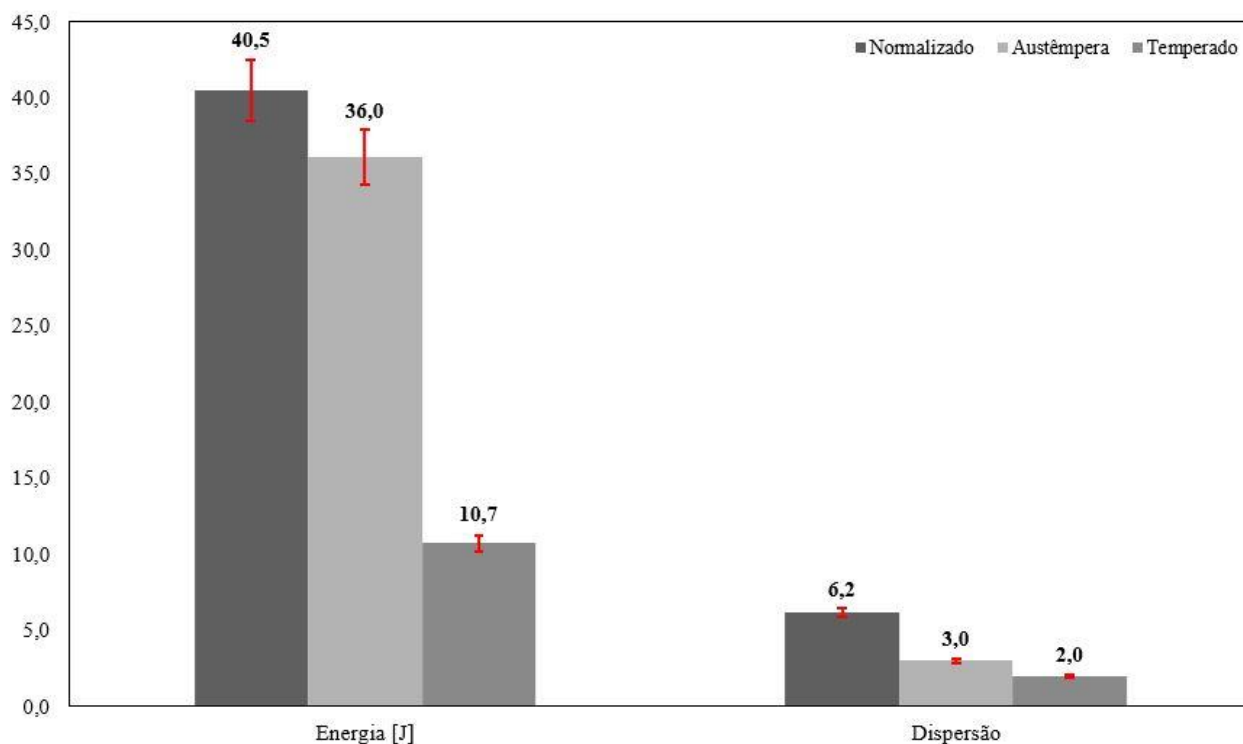


Figura 35: Comparativo resistência ao impacto versus tratamento térmico.

Como esperado, a maior absorção de energia durante o processo de fratura está associada à formação de micromecanismos característicos de fratura dúctil, ou seja, microvazios. Enquanto que, a menor absorção de energia está associada a fratura frágil e seus micromecanismos como a quasi-clivagem e clivagem.

A fim de comprovar estatisticamente a diferença entre os valores de energia obtidos com o ensaio de impacto, foi realizado o teste de análise de variância, denominado como teste ANOVA. Os dados obtidos estão relacionados na tabela 4 e o resultado do teste é apresentado na tabela 5.

Tabela 4: Valores de energia obtidos no ensaio de impacto charpy.

Normalização [J]	Austêmpera [J]	Têmpera [J]
43,1	41,2	7,8
37,3	42,2	8,8
32,4	36,3	11,8
43,1	35,3	8,8
41,2	33,3	8,8
42,2	37,3	10,8
38,2	38,2	7,8
44,1	37,3	12,7
48,0	38,2	9,8
36,3	41,2	9,8
45,1	37,3	8,8
48,0	39,2	12,7
43,1	31,4	9,8
39,2	34,3	12,7
39,2	37,3	13,7

Tabela 5: Resultado do teste ANOVA aplicado nos valores de energia.

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Austêmpera	15	559,80	37,32	8,85
Normalização	15	620,59	41,37	18,84
Têmpera	15	154,90	10,33	3,83

ANOVA

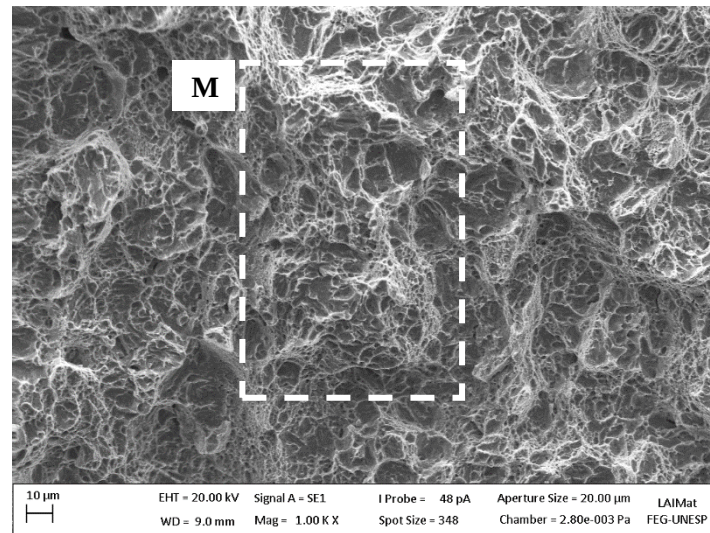
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	8544,53	2	4272,27	406,66	3,26E-28	3,22
Dentro dos grupos	441,24	42	10,51			
Total	8985,77	44				

Após análise do resultado obtido com o teste ANOVA, é possível afirmar que existe diferença nos valores de energia obtidos para cada condição de tratamento térmico, ao nível de significância de 0,05.

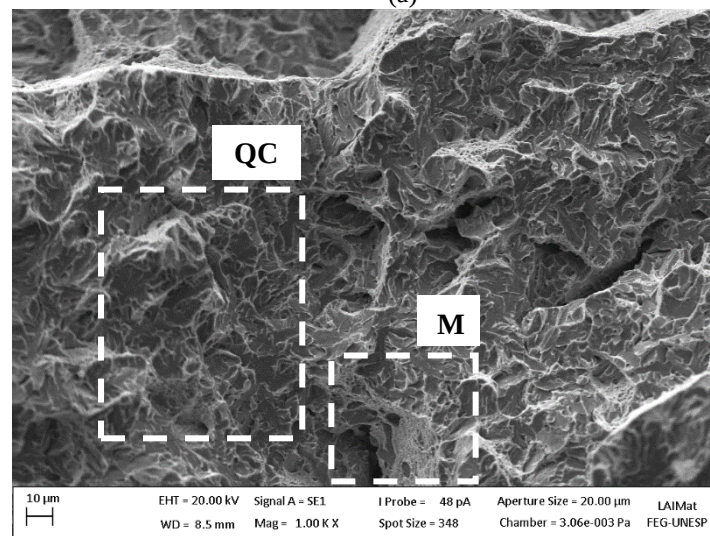
4.3 Sensibilidade dos parâmetros de dimensão fractal

A primeira análise foi caracterizar de forma qualitativa as superfícies de fratura pela técnica de microscopia eletrônica de varredura, a fim de visualizar os micromecanismos de fratura obtidos em cada condição de tratamento térmico. Os resultados obtidos são apresentados pelas micrografias, figuras de 36 a 41, que permitem correlacionar o micromecanismo desenvolvido com a energia do ensaio de impacto e os valores de dimensão fractal obtidos nas abordagens monofractal e bifractal.

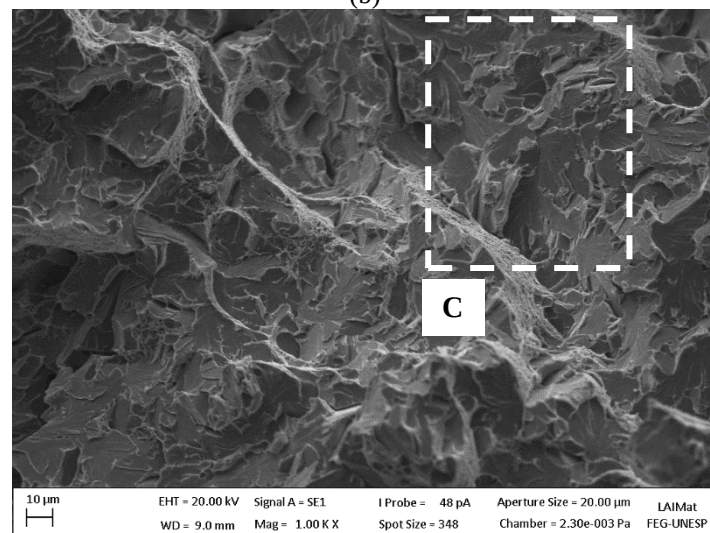
Partindo de uma morfologia predominantemente composta pela presença de microvazios obtida com o tratamento térmico de normalização, isto é, aspecto de fratura dúctil, cuja energia média absorvida no ensaio de impacto foi de 40,5 J. Por conseguinte, uma morfologia de transição obtida com o tratamento térmico de austêmpera, predominantemente composta pelo micromecanismo de fratura denominado como quasi-clivagem, com a presença de agrupamentos de microvazios, cuja energia média absorvida no ensaio de impacto foi de 36,0 J. Por fim, uma morfologia com predominância de clivagem e regiões de quasi-clivagem, característico de fratura frágil, cuja energia média absorvida no ensaio de impacto de 10,7 J.



(a)

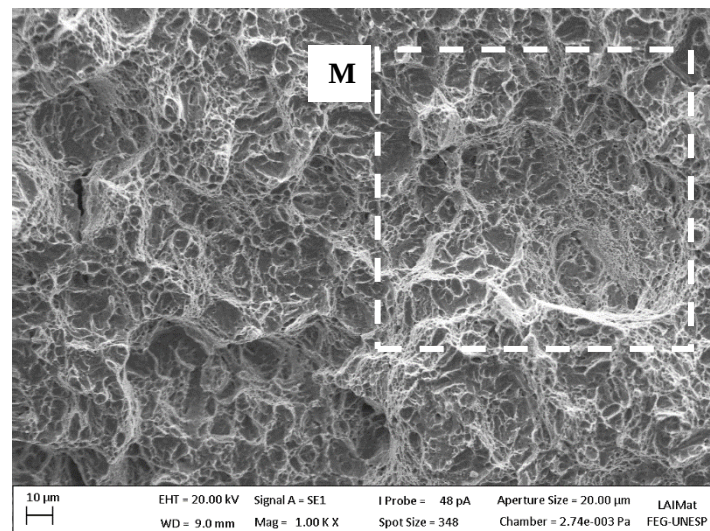


(b)

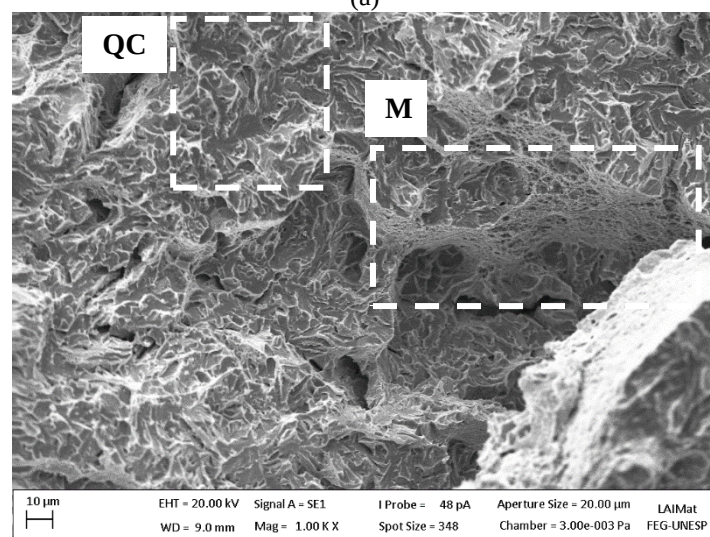


(c)

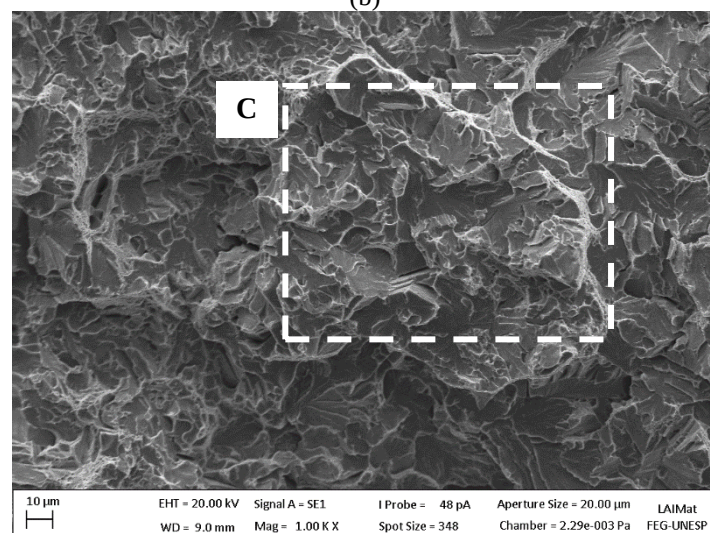
Figura 36: Micromecanismos de fratura na posição 01 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.



(a)

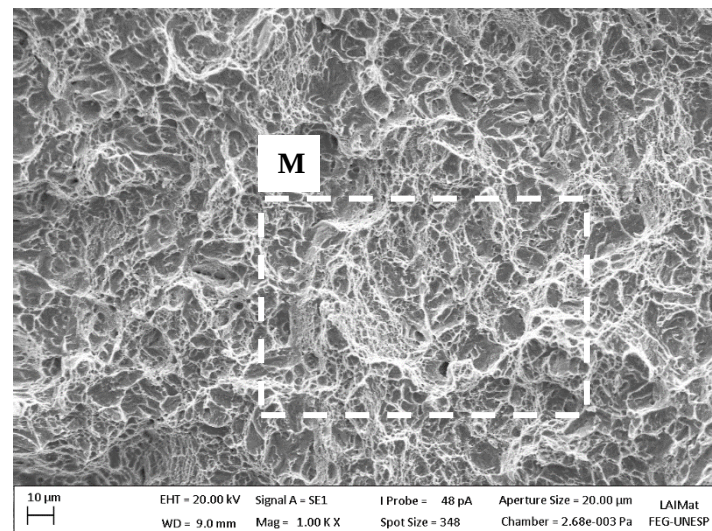


(b)

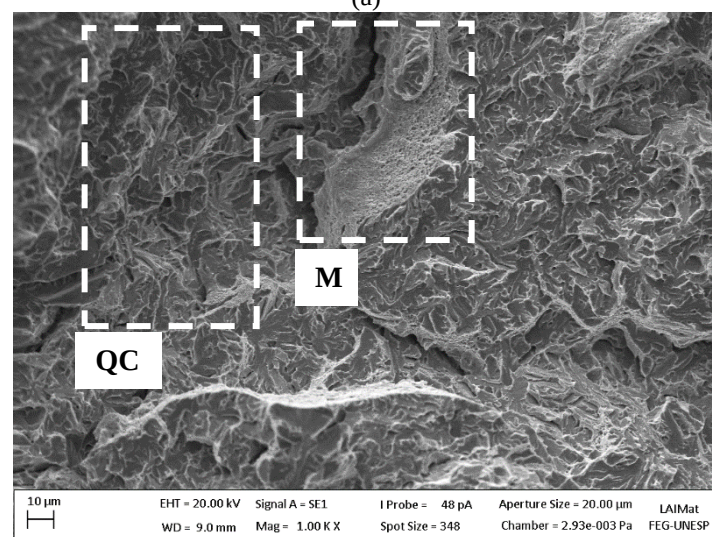


(c)

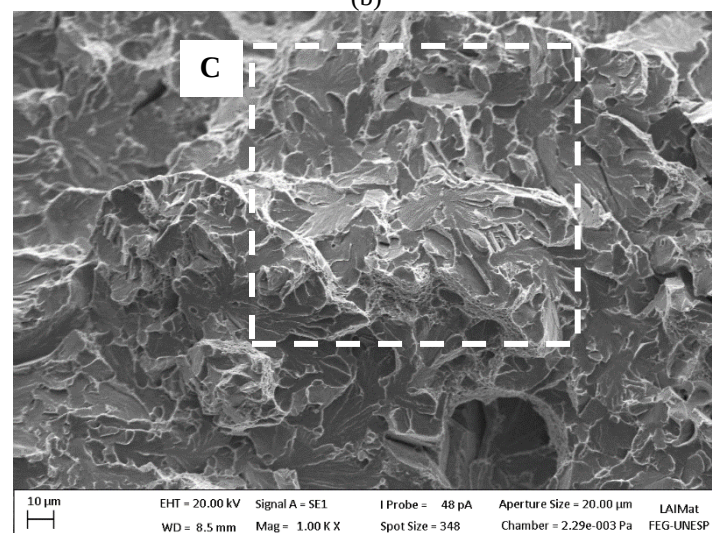
Figura 37: Micromecanismos de fratura na posição 02 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.



(a)

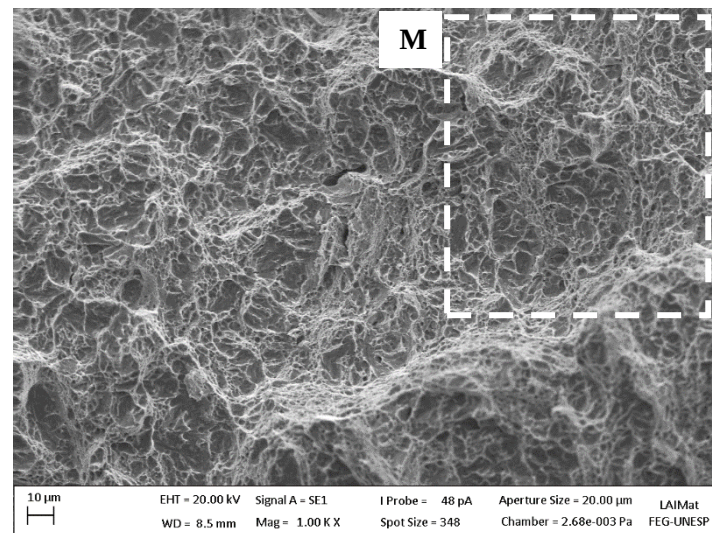


(b)

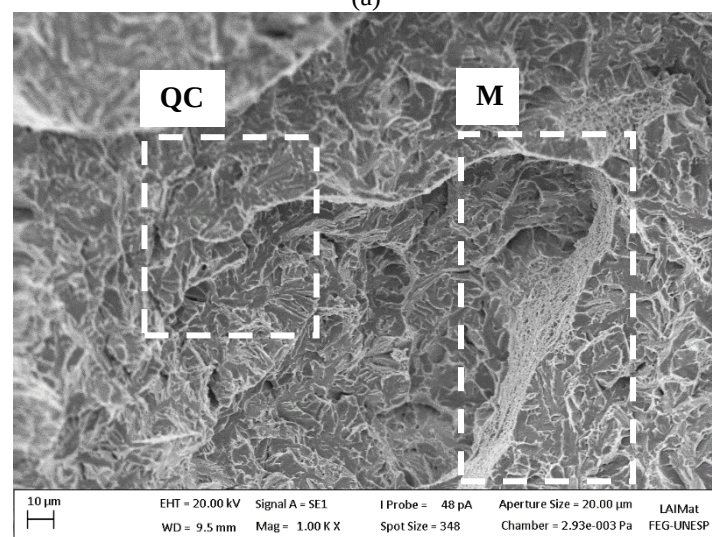


(c)

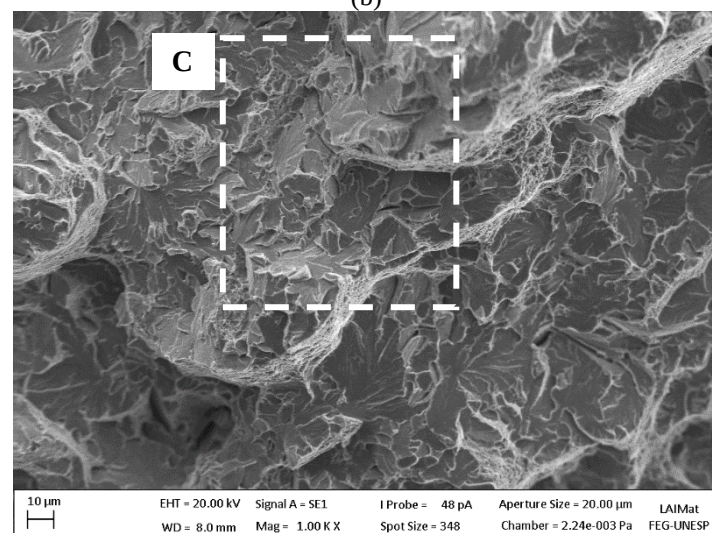
Figura 38: Micromecanismos de fratura na posição 03 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.



(a)

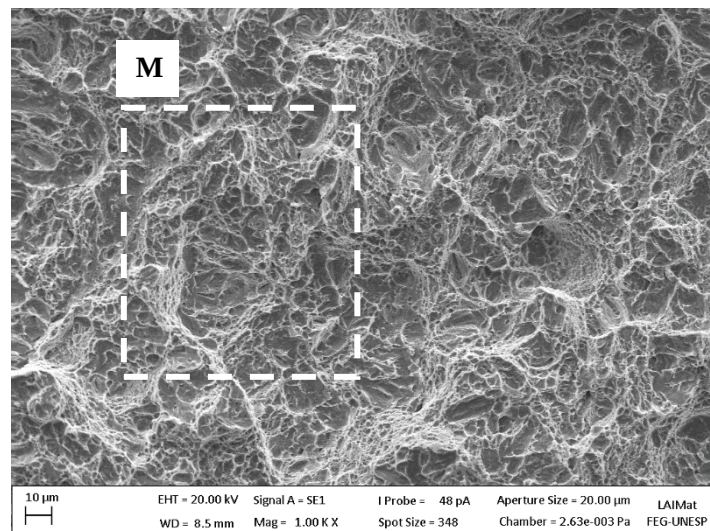


(b)

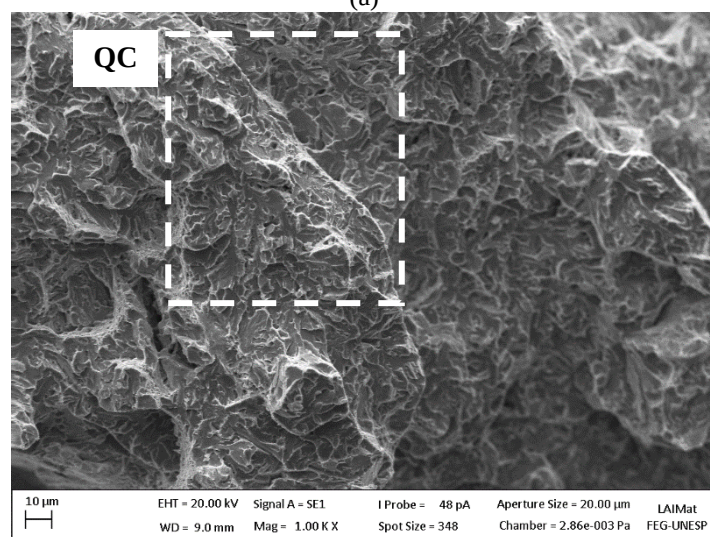


(c)

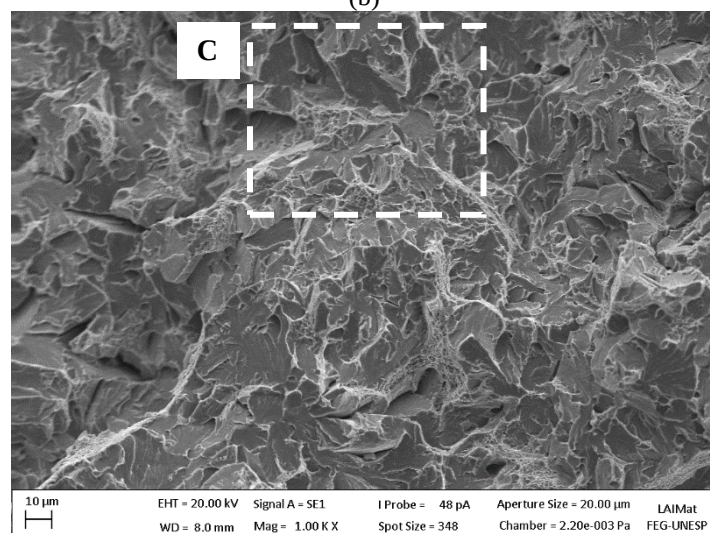
Figura 39: Micromecanismos de fratura na posição 04 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.



(a)

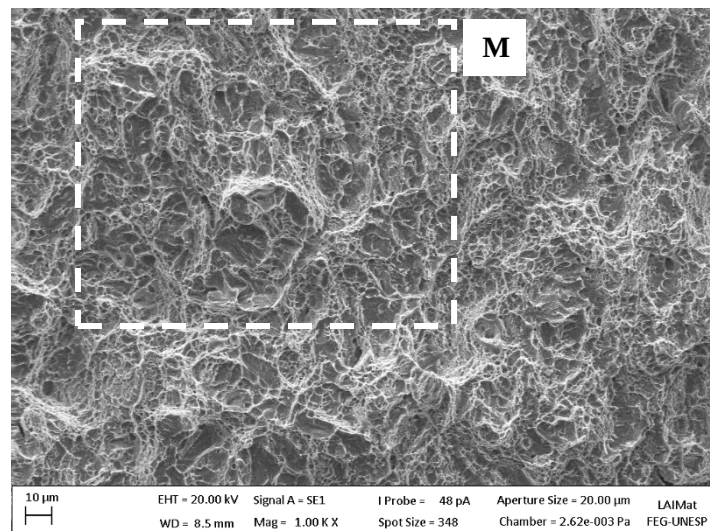


(b)

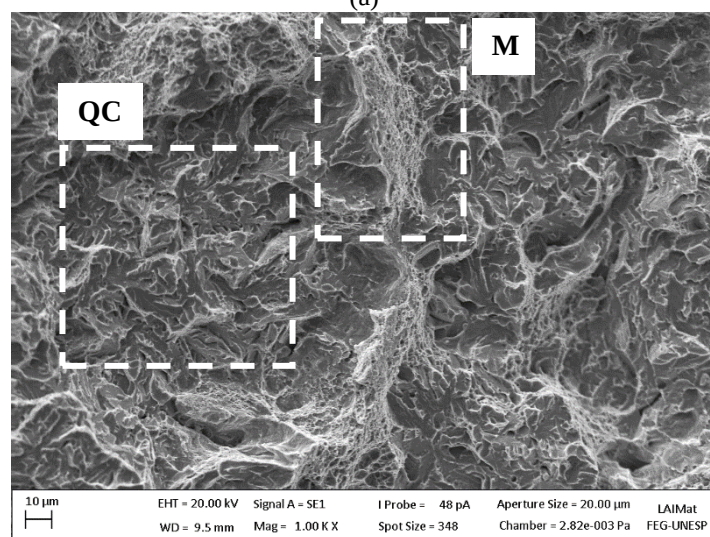


(c)

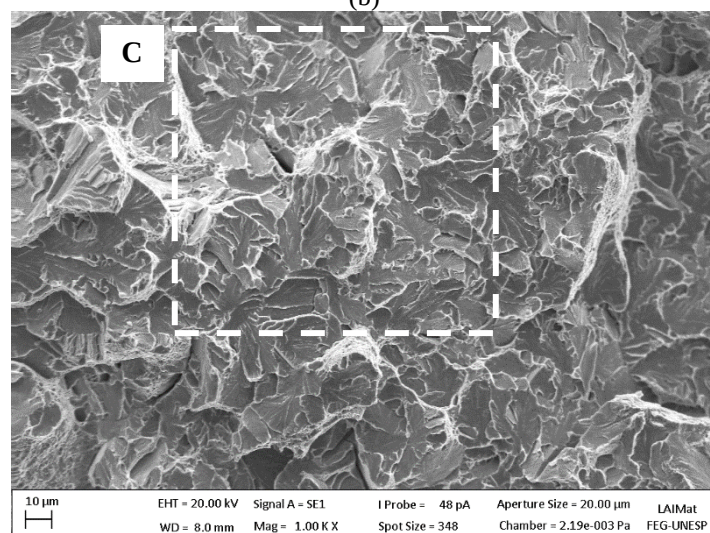
Figura 40: Micromecanismos de fratura na posição 05 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.



(a)



(b)



(c)

Figura 41: Micromecanismos de fratura na posição 06 (a) normalização (b) austêmpera e (c) Têmpera.

Apesar de apresentar aspectos de ductilidade, como a alta energia absorvida no ensaio de impacto e a formação de agrupamentos de microvazios, as superfícies de fratura geradas pelo tratamento térmico de austêmpera desenvolveram microtrincas, como observado na figura 38, item b. Isto pode estar associado a resposta da microestrutura ao carregamento dinâmico aplicado no ensaio de impacto.

A segunda análise consistiu em verificar o comportamento da dimensão fractal ao longo da superfície de fratura. Os dados foram plotados em gráficos que correlacionam a dimensão fractal e a posição da região analisada ao longo da superfície de fratura, conforme exposto nas figuras 42, 43 e 44.

A abordagem monofractal, caracterizada pelo parâmetro D_f , apresenta comportamento semelhante dos valores de dimensão fractal para as três condições de tratamento térmico analisadas. Apesar de, nas posições 03 e 06 os valores de D_f apresentarem uma pequena diferença, a morfologia das superfícies de fratura, figuras de 36 a 41, é semelhante às demais posições ao se comparar de modo independente os diferentes tratamentos térmicos.

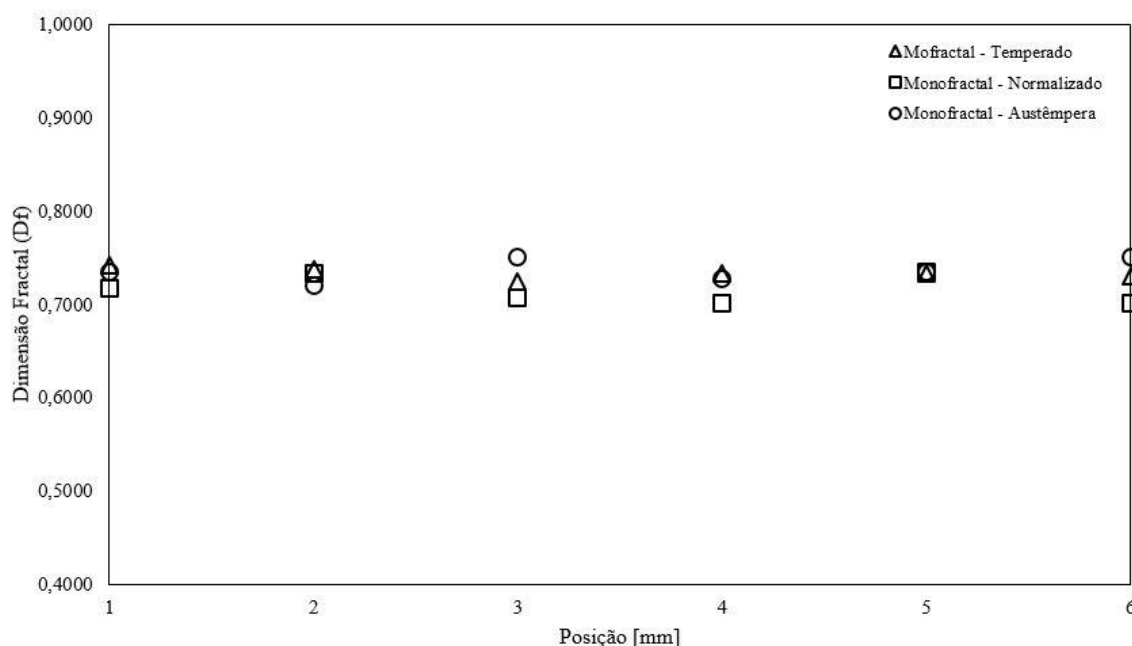


Figura 42: Dimensão monofractal versus posição analisada.

Segundo CAMPOS et al., 2012, as superfícies de fratura são mais auto-afins do que auto-similares com propriedades diferentes que variam com a ampliação da imagem, o que torna a abordagem monofractal menos sensível a topografias das superfícies de

fratura de materiais de engenharia. Isto foi evidenciado com os resultados obtidos até aqui, onde a mudança de micromecanismos de fratura não resultou em diferenças significativas nos valores de dimensão fractal, pela abordagem monofractal (D_f).

Sendo assim, aplicou-se também o método de caracterização bifractal, baseada no princípio da auto-afinidade. Com isso, foi possível dividir a caracterização em dois parâmetros quantitativos, dimensão fractal textural (D_t) que é sensível às variações de topografia e a dimensão fractal estrutural (D_s) que está relacionada a aspectos intrínsecos do material.

O primeiro parâmetro analisado foi a dimensão fractal estrutural (D_s), cujos valores foram plotados em um gráfico de correlação entre a dimensão fractal e a posição ao longo da superfície de fratura, figura 43. Novamente, não foram observadas diferenças nos valores de dimensão fractal (D_s) calculados para cada condição de tratamento térmico.

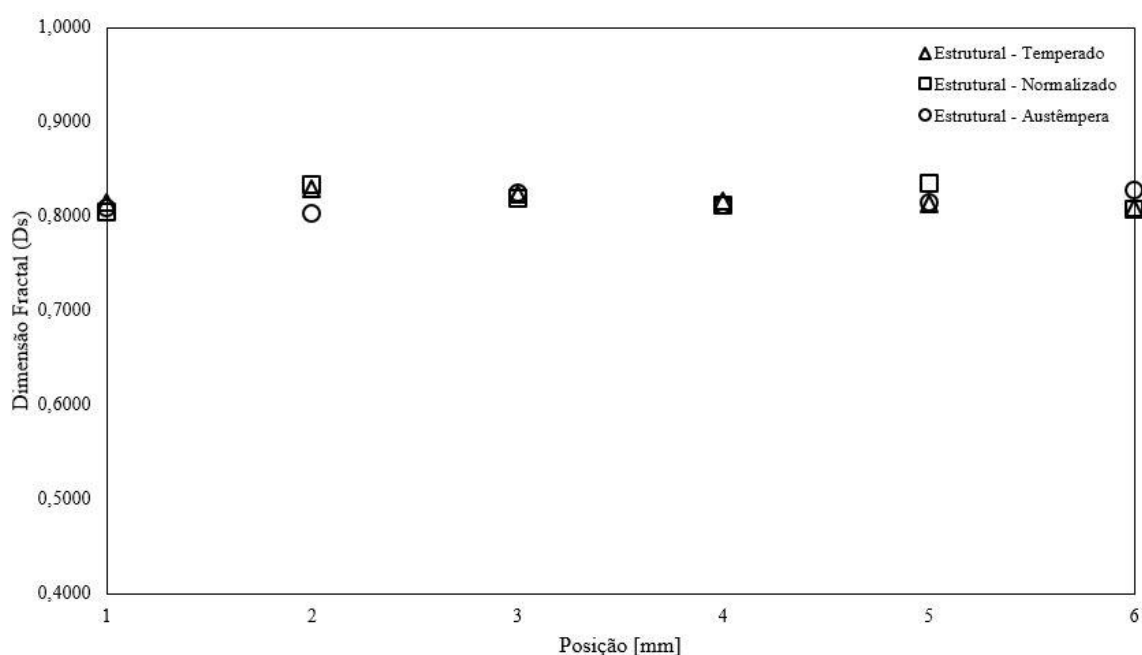


Figura 43: Dimensão fractal estrutural versus posição analisada.

Ainda dentro do contexto de avaliação bifractal, a caracterização através do parâmetro de dimensão fractal textural, figura 44, apresentou um comportamento semelhante entre os tratamentos térmicos de normalização e austêmpera, enquanto que, a superfície de fratura gerada a partir dos corpos de prova, cujo tratamento térmico aplicado foi a têmpera e revenimento dista em ordem de grandeza das duas outras condições, entretanto, segue a mesma tendência nas seis posições analisadas.

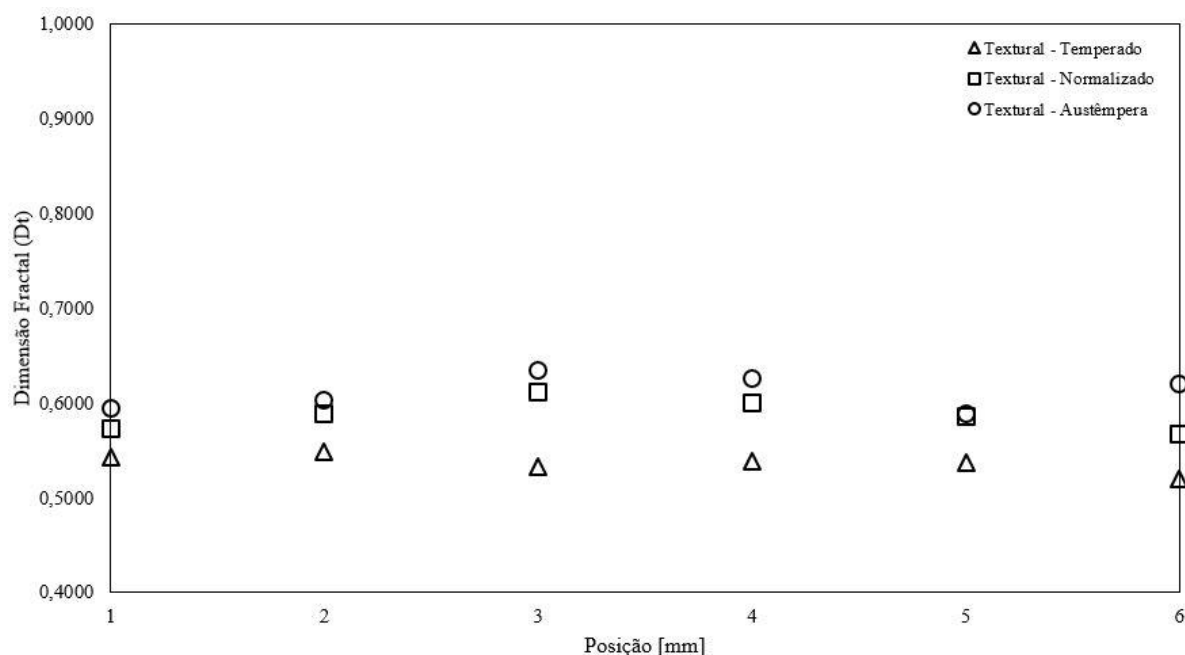


Figura 44: Dimensão fractal textural versus posição analisada.

Os resultados plotados no gráfico exposto na figura 44, mostram que a dimensão fractal textural é o parâmetro sensível a mudanças na topografia. Tal afirmação pode ser observada na variação da ordem de grandeza dos valores de dimensão fractal textural frente as micrografias, figuras de 36 a 41, que evidenciam a mudança gerada nos micromecanismos de fratura pelas três diferentes condições produzidas.

4.4 Correlação entre dimensão fractal e energia

Na seção 4.2, viu-se que os valores de energia foram decrescentes seguindo a seguinte ordem de tratamento térmico: normalização, austêmpera e têmpera e revenimento. Além disso, os micromecanismos de fratura observados foram: ruptura dúctil, superfície de fratura mista com predominância de quasi-clivagem e agrupamentos de microvazios e, por fim, uma superfície de fratura predominantemente composta de clivagem.

Com o objetivo de avaliar a sensibilidade da dimensão fractal as mudanças de micromecanismos de fratura e sua correlação com a energia absorvida no ensaio de impacto, os resultados obtidos foram plotados em gráficos de energia *versus* a dimensão fractal, conforme exposto nas figuras de 45 a 47.

O primeiro parâmetro da dimensão fractal avaliado foi D_f , cujo embasamento é o conceito de auto-similaridade, considerando que não há mudança do padrão de morfologia em diferentes escalas de ampliação.

A figura 45 mostra que existe uma pequena diferença em ordem de grandeza entre a média dos valores de dimensão fractal calculados para as condições de normalização e austêmpera. Esta diferença encontrada, evidencia a sensibilidade do parâmetro de dimensão fractal D_f a mudanças de morfologia da superfície de fratura, uma vez que, para o tratamento térmico de normalização a superfície de fratura obtida apresentou apenas microvazios. Em contraste, a superfície obtida com os corpos de prova submetidos a austêmpera apresentou uma predominância de quasi-clivagem, conforme figuras de 36 a 41.

No entanto, a caracterização monofractal não apresentou sensibilidade para diferenciar a superfície de fratura dos corpos de prova submetidos aos tratamentos térmicos de austêmpera e têmpera e revenimento, cuja superfícies de fratura apresentaram micromecanismos similares, isto é, quasi-clivagem e clivagem.

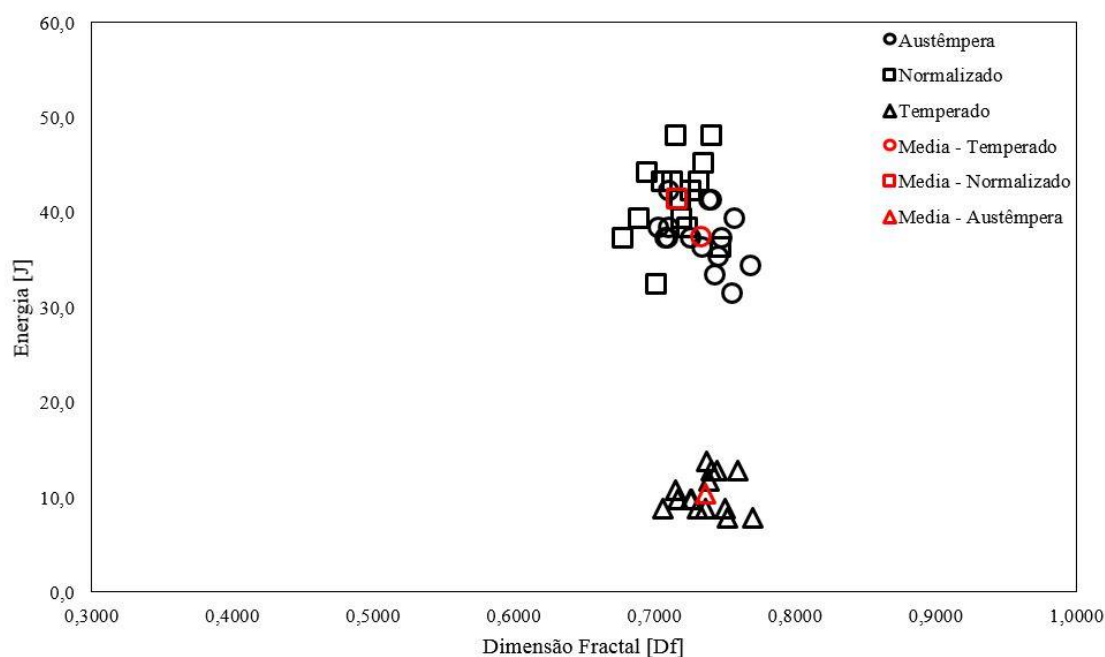


Figura 45: Gráfico de correlação da energia [J] x D_f .

A diferença apresentada entre as três condições foi testada numericamente pelo método estatístico de análise de variância, denominado como teste ANOVA, a fim de comprovar se ao nível de significância de 0,05 existe tal diferença.

Portanto, os valores de dimensão fractal foram agrupados conforme tabela 6, e o resultado obtido foi plotado na tabela 7.

Tabela 6: Valores da dimensão fractal (Df) para as três condições de tratamento térmico.

Têmpera (Df)	Normalização (Df)	Austêmpera (Df)
0,7697	0,7055	0,7393
0,7504	0,6781	0,7109
0,7387	0,7014	0,7343
0,7364	0,7321	0,7461
0,7304	0,7191	0,7439
0,7150	0,7264	0,7079
0,7515	0,7236	0,7111
0,7445	0,6949	0,7099
0,7261	0,7410	0,7037
0,7167	0,7476	0,7411
0,7056	0,7350	0,7262
0,7589	0,7158	0,7575
0,7258	0,7136	0,7554
0,7405	0,7199	0,7693
0,7374	0,6893	0,7481

Tabela 7: ANOVA da distribuição dos valores de Df.

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Têmpera (Df)	15	11,0475	0,7365	0,0003
Normalização (Df)	15	10,7433	0,7162	0,0004
Austêmpera (Df)	15	11,0046	0,7336	0,0004

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,00361	2	0,00181	4,8672	0,0126	3,2199
Dentro dos grupos	0,01560	42	0,00037			
Total	0,01921	44				

O resultado obtido no teste de análise de variância demonstra que, existe diferença entre os valores de dimensão fractal (Df) para a três condições avaliadas, pois o valor do fator F é superior a $F_{\text{crítico}}$. Portanto, o parâmetro Df foi sensível à mudança de micromecanismo de fratura.

Foi possível observar uma pequena diferença entre as médias dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e austêmpera, cuja morfologia da superfície de fratura possui certa similaridade. Entretanto, a média dos valores de dimensão fractal para o tratamento térmico de normalização, cujo micromecanismo não possui morfologia similar, tornou a diferença mais evidente, ou seja, para superfícies de fratura com micromecanismos de fratura cuja morfologia é evidentemente diferente, como é o caso de microvazios e clivagem o parâmetro D_f apresenta maior sensibilidade a mudança.

Vale ressaltar que, ao se comparar morfologias que possuem certa similaridade como, por exemplo, quasi-clivagem e clivagem a sensibilidade é pequena, podendo não ser caracterizada por este parâmetro.

Agora, ao analisar a mesma correlação em escala bifractal, ou seja, com os parâmetros de dimensão fractal textural (D_t) e estrutural (D_s), os resultados se apresentaram mais expressivos como pode ser observado na figura 46.

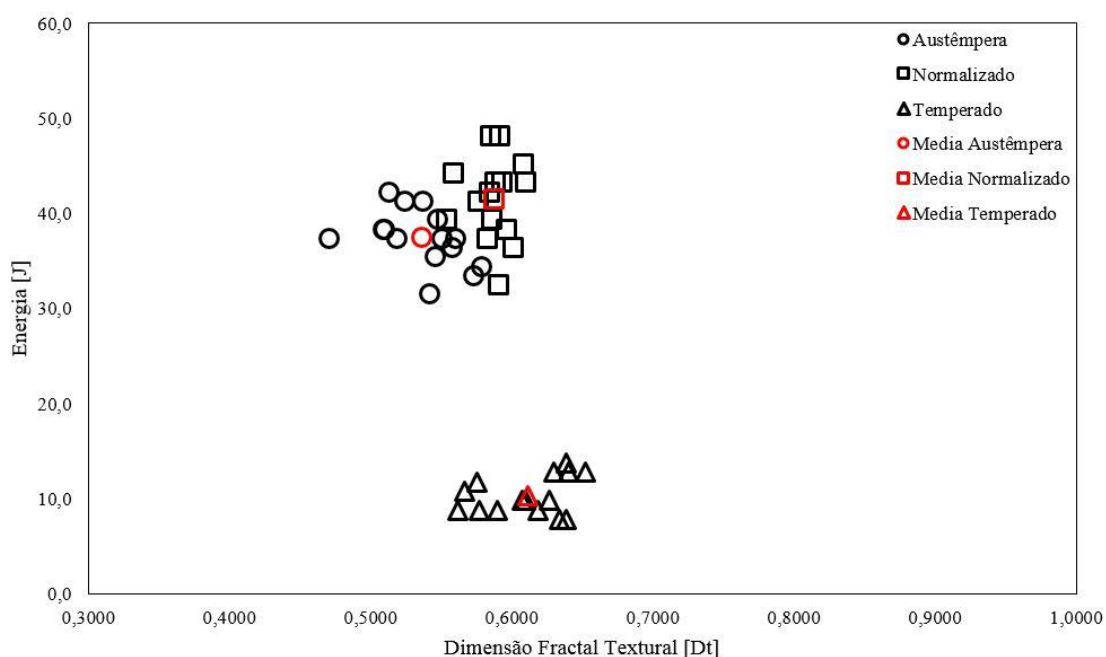


Figura 46: Gráfico de correlação da energia [J] x D_t .

Vale retomar conceitos importantes, isto é, a dimensão fractal textural descreve as mudanças de morfologia da superfície de fratura, enquanto que a dimensão fractal estrutural está relacionada às propriedades estruturais relativas ao contexto mecânico do carregamento imposto ao material analisado.

Como já visto nas figuras 36 a 41, os micromecanismos observados foram: predominância de microvazios para a condição de normalizado, predominância de quasi-clivagem combinada com pequenos agrupamentos de microvazios para a condição de austêmpera e predominância de clivagem para a condição de têmpera e revenimento. Correlacionando a morfologia observada com a diferença dos valores da dimensão fractal textural (Dt), pode-se afirmar que este parâmetro foi sensível às mudanças. Além disso, a morfologia mista composta por quasi-clivagem e microvazios apresentou os menores valores de dimensão fractal, com uma média 0,5365. Por conseguinte, a morfologia composta por microvazios apresentou um valor intermediário dentre as três condições, isto é, um valor médio de 0,5877, e por fim, o maior valor médio de 0,6109 foi obtido para a morfologia de clivagem.

Para comprovar a diferença observada nos valores de dimensão fractal textural (Dt) foi realizado o teste estatístico ANOVA. Os valores avaliados a um nível de significância de 0,05 estão relatados na tabela 8 e o resultado teste na tabela 9.

Tabela 8: Valores da dimensão fractal (Dt) para as três condições de tratamento térmico.

Têmpera (Dt)	Normalização (Dt)	Austêmpera (Dt)
0,6339	0,5885	0,5374
0,5896	0,5835	0,5133
0,5756	0,5915	0,5587
0,5765	0,6106	0,5463
0,5614	0,5767	0,5735
0,5661	0,5848	0,4716
0,6387	0,5969	0,5100
0,6296	0,5596	0,5196
0,6075	0,5923	0,5108
0,6096	0,6020	0,5249
0,6187	0,6089	0,5515
0,6517	0,5860	0,5479
0,6265	0,5939	0,5428
0,6399	0,5865	0,5791
0,6381	0,5547	0,5606

Tabela 9: ANOVA dos valores da distribuição de Dt.

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Têmpera (Dt)	15	9,1635	0,6109	0,0009
Normalização (Dt)	15	8,8162	0,5877	0,0002
Austêmpera (Dt)	15	8,0478	0,5365	0,0008

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,04347	2	0,02173	33,5440	1,97207E-09	3,2199
Dentro dos grupos	0,02721	42	0,00065			
Total	0,07068	44				

O teste anova comprova que há diferença entre os valores de dimensão fractal textural calculados para as três condições analisadas, uma vez que o fator F é maior que $F_{\text{crítico}}$, confirmando o observado na figura 46.

Os valores de dimensão fractal estrutural (Ds), figura 47, não apresentaram diferença entre as condições avaliadas, o que já era esperado, uma vez que, este parâmetro está associado ao contexto mecânico do ensaio, que se manteve constante, já que a amostragem se deu ao longo da linha média central dos corpos de prova, sob um estado triaxial de tensões.

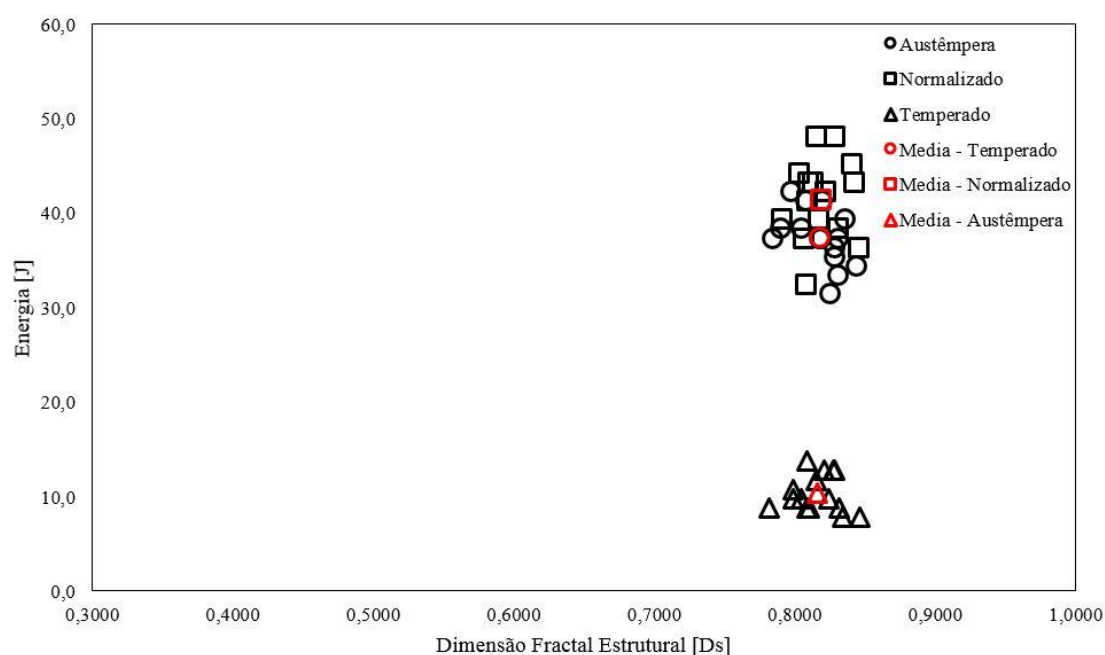


Figura 47: Gráfico de correlação da energia [J] x Ds.

Os valores de dimensão fractal estrutural (Ds), relatados na tabela 10, foram testados pelo método ANOVA ao nível de significância de 0,05, a fim de verificar se existe diferença para as três condições avaliadas, e seu resultado plotado na tabela 11.

Tabela 10: Valores da dimensão fractal (Ds) para as três condições de tratamento térmico.

Têmpera (Ds)	Normalização (Ds)	Austêmpera (Ds)
0,8462	0,8131	0,8200
0,8315	0,8072	0,7982
0,8153	0,8089	0,8293
0,8082	0,8427	0,8293
0,8106	0,8090	0,8317
0,7985	0,8226	0,7852
0,8338	0,8317	0,8054
0,8209	0,8038	0,8195
0,8242	0,8292	0,7905
0,8045	0,8463	0,8087
0,7816	0,8412	0,8180
0,8274	0,8163	0,8361
0,7984	0,8103	0,8254
0,8281	0,8171	0,8446
0,8084	0,7914	0,8318

Tabela 11: ANOVA dos valores da distribuição de Ds.

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Têmpera (Ds)	15	12,2376	0,8158	0,0003
Normalização (Ds)	15	12,2905	0,8194	0,0003
Austêmpera (Ds)	15	12,2737	0,8182	0,0003

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,00010	2	0,00005	0,1763	0,8390	3,2199
Dentro dos grupos	0,01164	42	0,00028			
Total	0,01173	44				

O resultado do teste ANOVA comprova que não há diferença, pois o valor do fator F é menor que $F_{\text{crítico}}$.

Por fim, ao avaliar de forma comparativa as figuras 46 e 47, é notório que o parâmetro de dimensão fractal textural (D_t) apresenta sensibilidade as mudanças dos micromecanismos de fratura e pode ser utilizado para sua caracterização, mesmo em condições onde há certa similaridade.

5 CONCLUSÃO

Com a caracterização monofractal, calcada no princípio da auto-similaridade, foi evidenciada a sensibilidade às mudanças de morfologia do relevo de superfícies de fratura, entretanto, ao avaliar micromecanismos de fratura similares a sensibilidade foi pequena, podendo em alguns casos não permitir a distinção. Por outro lado, a partir do princípio da auto-afinidade, isto é, a caracterização bifractal, o parâmetro de dimensão fractal textural é sensível às variações de morfologia mesmo em casos em que há presença de micromecanismos de fratura similares. Já o parâmetro de dimensão fractal estrutural não apresentou sensibilidade às mudanças dos micromecanismos de fratura, uma vez que, o contexto mecânico do ensaio se manteve constante nas amostras analisadas. Por fim, ao correlacionar a dimensão fractal com a energia envolvida no processo de fratura, foi evidenciada a convergência dos valores de dimensão fractal textural para um valor característico em cada condição de tratamento térmico.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDRIEU, A. et al. Influence of P and C Intergranular Segregation During Manufacturing and Ageing on the Fracture Toughness of Nuclear Pressure Vessel Steels. **Procedia Materials Science**, v. 3, p. 655–660, 2014.

ASTM Internacional, **ASTM A751-14a(2017)**: Standard Test Methods, Practices, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products. West Conshohocken, PA, EUA, 2017.

ASTM Internacional, **ASTM E8 / E8M-09(2010)**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2010.

ASTM Internacional, **ASTM A370-16(2016)**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, PA, EUA, 2016.

BHATTACHARYA, S. et al. Microstructural evolution of AISI 4340 steel during Direct Metal Deposition process. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 6, p. 2309–2318, 2011.

BITTERLIN, M. et al. Cracking mechanisms in large size ingots of high nickel content low alloyed steel. **Engineering Failure Analysis**, v. 68, p. 122–131, 2016.

CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Materials science and engineering: an introduction**. [s.l: s.n.]. v. 94

CAMPOS, K. A. **Fractografia Quantitativa: Análise do Comportamento Fractal de Fratura em Carbono/Epóxi, por Processamento Digital de Imagens**. [s.l.] Universidade Estadual Paulista, 2010a.

CAMPOS, K. A. DE. **Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá Guaratinguetá**. Guaratinguetá: [s.n.].

CAMPOS, K. A. DE et al. 3-D reconstruction by extended depth-of-field in failure analysis - Case study II: Fractal analysis of interlaminar fracture in carbon/epoxy composites. **Engineering Failure Analysis**, v. 25, p. 271–279, 2012.

CHEN, Y.; PAN, L.; JIA, L. J. Post-buckling ductile fracture analysis of panel zones in welded steel beam-to-column connections. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 132, p. 117–129, 2017.

CHEREPANOV, G. P.; BALANKIN, A. S.; IVANOVA, V. S. Fractal fracture mechanics-A review. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 51, n. 6, p. 997–1033, 1995.

COSTA NETO, P. L. DE O. **Estatística**. 2^a Edição ed. São Paulo, SP, Brasil: Edgard Blücher Ltda, 2002.

ERDEM, S.; BLANKSON, M. A. Fractal-fracture analysis and characterization of impact-fractured surfaces in different types of concrete using digital image analysis and 3D nanomap laser profilometry. **Construction and Building Materials**, v. 40, p. 70–76, 2013.

GÁLVEZ, F. et al. Dynamic fracture toughness of a high strength armor steel. **Engineering Failure Analysis**, v. 16, n. 8, p. 2567–2575, 2009.

HAZAN, E.; SADIA, Y.; GELBSTEIN, Y. Characterization of AISI 4340 corrosion products using Raman spectroscopy. **Corrosion Science**, v. 74, p. 414–418, 2013.

HEIN, L. R. DE O.; CAMPOS, K. A. DE; CALTABIANO, P. C. R. DE O. Low voltage and variable-pressure scanning electron microscopy of fractured composites. **Micron**, v. 43, n. 10, p. 1039–1049, 2012.

HULL, D. **Fractography**. Cambridge: University of Cambridge, 1999.

JAFARI, M.; TSUZAKI, K. Transition in fracture mode from ductile to

intergranular and cleavage in 0.05%P doped high strength steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, n. SUPPL. 1, p. S636–S641, 2013.

JIA, L.-J.; KUWAMURA, H. Ductile fracture model for structural steel under cyclic large strain loading. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 106, p. 110–121, 2015.

JR, J. J. M. Estimating theoretical strength of brittle materials using fractal geometry. v. 60, p. 2485–2488, 2006.

KANG, L.; GE, H.; FANG, X. An improved ductile fracture model for structural steels considering effect of high stress triaxiality. **Construction and Building Materials**, v. 115, p. 634–650, 2016.

KAYE, B. Image analysis techniques for characterizing fractal structures. **The Fractal Approach to Heterogeneous Chemistry**, p. 55–66, 1989.

KERLINS, V. Fracture Modes. In: **ASM Metals Handbook**. [s.l: s.n.]. p. 34–59.

KIRAN, R.; KHANDELWAL, K. A coupled microvoid elongation and dilation based ductile fracture model for structural steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 145, p. 15–42, 2015.

KWON, K. H. et al. Origin of intergranular fracture in martensitic 8Mn steel at cryogenic temperatures. **Scripta Materialia**, v. 69, n. 5, p. 420–423, 2013.

LI, J. et al. Hot embrittlement and effect of grain size on hot ductility of martensitic heat-resistant steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 677, n. 3, p. 274–280, 2016a.

LI, W. et al. Ductile fracture of Q460 steel: Effects of stress triaxiality and Lode angle. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 123, p. 1–17, 2016b.

MANDELBROT, B. B. **The Fractal Geometry of Nature**. [s.l.: s.n.]. v. 51

MERSON, E. et al. The Use of Confocal Laser Scanning Microscopy for the 3D Quantitative Characterization of Fracture Surfaces and Cleavage Facets. **Procedia Structural Integrity**, v. 2, p. 533–540, 2016.

PAUL B. FARNSWORTH. Optical Emission Spectroscopy. In: **Metals Handbook, Materials Characterization**. 9th. ed. [s.l.] ASM International, 1986. p. 1310.

RAY, K. K.; MANDAL, G. STUDY OF CORRELATION BETWEEN FRACTAL DIMENSION A N D IMPACT ENERGY IN A HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEEL. **Acta Metallurgica Et Materialia mater.**, v. 40, n. 3, p. 463–469, 1992.

RUSS, J. C. **Fractal Surfaces**. New York: [s.n.].

SAE Internacional, **SAE J404(2009)**: Chemical Compositions of SAE Alloy Steels. Warrendale, PA, EUA, 2009.

SK, M. H.; OVERFELT, R. A.; ABDULLAH, A. M. Effects of microstructures on hydrogen induced cracking of electrochemically hydrogenated double notched tensile sample of 4340 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 659, p. 242–255, 2016.

SLÁMEČKA, K.; PONÍŽIL, P.; POKLUDA, J. Quantitative fractography in bending-torsion fatigue. **Materials Science and Engineering A**, v. 462, n. 1–2, p. 359–362, 2007.

SOUZA, G. A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/martensítica) via microscopia óptica**. [s.l.] Universidade Estadual Paulista UNESP, 2008.

STACH, S. et al. Properties of sialon ceramics evaluated by means of multifractal, surface stereometry and quantitative fractography techniques. **Materials**

Characterization, v. 60, n. 10, p. 1151–1157, 2009.

WU, S. J.; CAO, L. W. Effect of intergranular failure on the critical fracture stress and the fracture toughness of degraded reactor pressure vessel steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 101, p. 23–29, 2013.