

UNESP  
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá  
2000



TÉCNICAS E PARÂMETROS PARA ANÁLISE DE PERFIS NA  
FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA

ANA LÚCIA HOROVISTIZ

***"Técnicas e Parâmetros para  
Análise de Perfis na  
Fractografia Quantitativa"***

Dissertação apresentada à Faculdade  
de Engenharia de Guaratinguetá da  
Universidade Estadual Paulista, para  
a obtenção do título de Mestre em  
Engenharia Mecânica

**ANA LÚCIA HOROVISTIZ**

**129**

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

FACULDADE DE ENGENHARIA  
DE GUARATINGUETÁ

1110000797



2000



Data: 7/12/00  
Autor: A. L. HOROVISTIZ  
CDD: 620.184

# TÉCNICAS E PARÂMETROS PARA ANÁLISE DE PERFIS NA FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA

**ANA LÚCIA HOROVISTIZ**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica

Ficha Catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Informação da Biblioteca-FEG/UNESP

Horovistiz, Ana Lúcia  
Técnicas e parâmetros para análise de perfis na fractografia quantitativa/ Ana Lúcia Horovistiz. Guaratinguetá, 2000.  
136p. il., 30 cm.

Bibliografia: f. 150-155  
Inclui apêndice  
Dissertação (mestrado) -  
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2000  
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

**Orientador: Prof. Dr Luis Rogério de Oliveira Hein**

**FACULDADE DE ENGENHARIA  
DE GUARATINGUETÁ**

**BIBLIOTECA**

— 797

CDU 620.184

**Guaratinguetá-SP  
2000**

797



Data: 24/10/09  
Valor: 2830,00  
C/D/T: 9

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA  
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

"TÉCNICAS E PARÂMETROS PARA ANÁLISE DE PERFIS NA  
FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA"

ANA LÚCIA HOROVISTIZ

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

ESPECIALIZAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO EM PROPRIEDADES E MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL NA MONITÓRIA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein  
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Ficha Catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Tratamento da  
Informação da Biblioteca-FEG/UNESP

H816t Horovistiz, Ana Lúcia  
Técnicas e parâmetros para análise de perfis na fractografia  
quantitativa/ Ana Lúcia Horovistiz. Guaratinguetá, 2000  
156p.:il.: 30 cm

Bibliografia : f. 150-155  
Inclui apêndice  
Dissertação ( mestrado)- Universidade Estadual Paulista,  
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2000  
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

1. Fractografia quantitativa. I. Título

CDU 620.184

Julho de 2000

**“TÉCNICAS E PARÂMETROS PARA ANÁLISE DE PERFIS NA  
FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA”**

**ANA LÚCIA HOROVISTIZ**

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

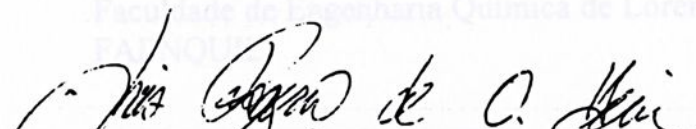
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

**APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO**



**Prof. Dr. José Luz Silveira  
Coordenador**

**BANCA EXAMINADORA:**



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



**Prof. Dr. FRANCISCO CRISTOVÃO LOURENÇO DE MELO**  
Unesp-Feg



**Prof. Dr. LUIZ CARLOS PEREIRA**  
UFRJ

*Julho de 2000*

DEDICATÓRIA

**DADOS CURRICULARES**

**ANA LÚCIA HOROVISTIZ**

**NASCIMENTO**

19.08.74

**FILIAÇÃO**

Izique Horovistiz e Francelina L. Horovistiz

1992/1997

Curso de Graduação em Engenharia Química  
Faculdade de Engenharia Química de Lorena-  
FAENQUIL

1998-2000

Curso de Pós Graduação em Engenharia

Mecânica, sub-área Materiais e Tecnologia,  
nível Mestrado

**PUBLICAÇÕES**

Quatro publicações em eventos e um artigo aceito  
para publicação em revista estrangeira indexada



## DEDICATÓRIA

### AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar à contribuição de meu orientador, Professor Doutor Luis Rogerio de Oliveira Hein, por sua orientação técnica para realização deste trabalho, pela sua amizade e pelas inestimáveis oportunidades que alavancaram este meu começo de carreira.

Aos professores do departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia Mecânica do Campus de Guaratinguetá, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, Prof. Dr. Tomaz Mansbu Hashimoto, pelos cursos que contribuíram para minha formação, aos professores Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães e Prof. Dr. Francisco Cristovão Lourenço de Melo, pelas suas sugestões e correções que enriqueceram este trabalho e aos demais professores que sempre se mostraram solícitos em me ajudar em qualquer dúvida técnica.

Aos funcionários do mesmo departamento, por me ensinarem dicas práticas que facilitaram meus experimentos, agradeço especialmente Celso José de Souza, técnico Wilson Roberto Monteiro, tecnólogo Domingos Hassman Neto.

**Aos meus pais, Izique Horovistiz e Francelina L. Horovistiz, por seu amor, por seu apoio em tudo que construí.**

Ao Engenheiro Eduardo Martin Oribe, que em sua estada no Brasil, mostrou uma nova abordagem de pesquisa que muito contribuiu para o desenvolvimento do projeto.

A todos os pesquisadores da Divisão de Materiais - AMR-CTA, onde parte dos experimentos foram feitos, por sua imensa ajuda, em especial ao Engenheiro Duque por sua contribuição e interesse na conclusão do projeto e ao pesquisador Tetunori Kajita, que mais que um colega de trabalho - um grande amigo.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar à contribuição de meu orientador, Professor Doutor Luis Rogerio de Oliveira Hein, por sua orientação técnica para realização deste trabalho, pela sua amizade e pelas inestimáveis oportunidades que alavancaram este meu começo de carreira.

Aos professores do departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia Mecânica do Campus de Guaratinguetá, Prof. Dr Marcelo dos Santos Pereira, Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto, pelos cursos que contribuíram para minha formação, aos professores Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães e Prof Dr. Francisco Cristovão Lourenço de Melo, pelas suas sugestões e correções que enriqueceram este trabalho e aos demais professores que sempre se mostraram solícitos em me ajudar em qualquer dúvida técnica.

Aos funcionários do mesmo departamento, por me ensinarem dicas práticas que facilitaram meus experimentos, em especial ao tecnólogo Célio José de Souza, tecnólogo Wilson Roberto Monteiro, tecnólogo Domingos Hassman Neto.

Ao Engenheiro Eduardo Martin Orúe, que em sua estada no Brasil, mostrou uma nova abordagem de pesquisa que muito contribuiu para o desenvolvimento do projeto.

A todos os pesquisadores da Divisão de Materiais - AMR-CTA, onde parte dos experimentos foram feitos, por sua imensa ajuda, em especial ao Engenheiro Duque por sua contribuição e interesse na conclusão do projeto e ao pesquisador Tetunori Kajita, que mais que um colega de trabalho é um grande amigo.

Às secretárias Regina Célia Galvão Faria Alves, Elisa Mara Carvalho Nunes, Maria Auxiliadora M.C.A. da Silva, da secretaria de pós graduação, que com sua eficiência agilizaram muitos trâmites deste trabalho e Maria Aparicida Alkimin, da secretaria do DMT pelo seu carinho que ajudou em minha adaptação

Aos colegas e amigos do DMT, a física Juliana Espinossi Roza, o mestrando Luciano F. M. Ribeiro, ao mestre em engenharia Rosinei Batista Ribeiro e Elson Campos, os alunos de graduação Kamila Amato de Campos e Gláucio A. Jesuíno, entre muitos outros que sempre me apoiaram nestes anos de curso.

À FAPESP, pelo apoio financeiro financeiro do projeto 1997/06287-5.

À CAPES pela concessão de bolsa de estudo para o programa de pós graduação

Enfim, diversas pessoas que colaboram nas diferentes etapas deste trabalho, sendo impossível enumerá-las todas. Fica assim representada minha gratidão a todos os que me ajudaram a cumprir esta etapa da minha carreira.

Fig. 4.1	Quantidades envolvidas no parâmetro de rugosidade do perfil.....	58
Fig. 4.2	Objetos de concepção fractal.....	61
Fig. 4.3	Construção e medição do floco de neve de Koch.....	63
Fig. 4.4	Exemplo de dimensões fractais textural e estrutural.....	67
Fig. 4.5	Esquema do gráfico de Richardson.....	69
Fig. 5.1	Fluxograma das etapas do procedimento experimental.....	73
Fig. 5.2	Seção de orientação das amostras de chapa laminada.....	74
Fig. 5.3	Dimensões do corpo de prova no ensaio $K_{IC}$ .....	76
Fig. 5.4	Resultados do embutimento com resina acrílica.....	77
Fig. 5.5	Resultados do embutimento com resina fenólica.....	78
Fig. 5.6	Resultados do descobrimento seguido de embutimento.....	79
Fig. 5.7	Imagens de observações sucessivas.....	80

## LISTA DE FIGURAS

Fig. 3.1 Representação didática da topografia da superfície da fratura na região da zona de estiramento.....	36
Fig. 3.2 Identificação das regiões do relevo da zona de estiramento.....	36
Fig. 3.3 Formas de processos que conduzem ao crescimento de trinca.....	39
Fig. 3.4 Mudança de orientação no plano da trinca.....	40
Fig. 3.5 propagação da trinca ocasionando arredondamento da superfície da fratura.....	41
Fig. 3.6 Morfologia dos modos de carregamento misto.....	42
Fig. 3.7 Corpo de prova de tração compacta modificado.....	43
Fig. 3.8 Geometria da superfície da fratura em ensaio $K_{IC}$ .....	44
Fig. 3.9 Diversas zonas na superfície de fratura.....	45
Fig. 3.10 Representação esquemática do mecanismo de fratura de vazios.....	46
Fig.3.11 Esquema de fratura por coalescimento de vazios.....	47
Fig.3.12 Diferentes texturas das três regiões da superfície da fratura.....	48
Fig. 4.1 Quantidades envolvidas no parâmetro de rugosidade do perfil.....	58
Fig. 4.2 Objetos de concepção fractal.....	61
Fig.4.3 Construção e medição do floco de neve de Kock.....	63
Fig. 4.4 Exemplo de dimensões fractais textural e estrutural.....	67
Fig. 4.5 Esquema do gráfico de Richardson.....	69
Fig. 5.1 Fluxograma das etapas do procedimento experimental.....	73
Fig. 5.2 Sentido de orientação das amostras da chapa laminada.....	74
Fig. 5.3 Dimensões do corpo de prova no ensaio $K_{IC}$ .....	76
Fig. 5.4 Resultados do embutimento com resina acrílica.....	77
Fig. 5.5 Resultados do embutimento com resina fenólica.....	78
Fig. 5.6 Resultado do recobrimento seguido de embutimento.....	79
Fig. 5.7 Imagens de identações sucessivas.....	80

Fig. 5.8	Passos básicos para cálculo de dimensão fractal.....	84
Fig. 5.9	Dimensão fratal textural e estrutural método Minkowisk.....	85
Fig. 5.10	Seqüência do algoritmo de rugosidade linear.....	86
Fig. 5.11	Projeções ajustadas de acordo com a rotina <i>Stereo viewer</i> .....	88
Fig. 5.12	Estimativa dos erros nos cálculos de elevações.....	89
Fig. 5.13	Princípio de reconhecimento de regiões semelhantes.....	90
Fig. 5.14	Reconstrução tridimensional.....	91
Fig. 5.15	Plano de orientação da amostra.....	93
Fig. 5.16	Esquema de seccionamento do corpo de prova.....	94
Fig. 5.17	Passos do processamento para análise de partículas.....	98
Fig. 5.18	Esquema de processamento para análise de grãos.....	100
Fig. 5.19	Procedimento proposto pelo método EGF P1-87D.....	103
Figura 5.20	Projeções da fratura na posição 0,25 de uma amostra.....	104
Fig. 5.21	Perfis de sucessivos polimentos na amostra.....	105
Fig. 6.1	Esquema na seqüência de apresentações de resultados.....	108
Fig. 6.2	Rugosidade superficial dos mapas de elevação.....	110
Fig. 6.3	Rugosidade linear dos perfis de elevação.....	111
Fig. 6.4	Comportamento fractal dos perfis.....	112
Fig. 6.5	Rugosidade linear dos perfis de brilho pelo método da linha de varredura.....	114
Fig. 6.6	Gráfico do comportamento fractal d um perfil.....	115
Fig. 6.7	Rugosidade linear dos perfis de elevação pelo método de seccionamneto vertical.....	118
Fig. 6.8	Comportamento fractal dos perfis.....	119
Fig. 6.9	Gráfico indicando a distribuição da densidade de partículas.....	122
Fig. 6.10	Gráfico indicando a fração volumétrica dos grãos.....	123
Fig. 6.11	Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para densidade de partículas.....	127

Fig. 6.12 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para fração volumétrica.....	128
Fig. 6.13 Gráfico indicando a distribuição média do caminho livre médio das partículas ao longo da espessura.....	129
Fig. 6.14 Metalografia da imagem mostrando várias formas de inclusão.....	131
Fig. 6.15 Histograma da razão de aspecto.....	131
Fig. 6.16 Gráfico indicando a distribuição das médias das áreas dos grãos ao longo dos três planos.....	134
Fig. 6.17 Gráfico indicando a distribuição das médias da razão de aspecto dos grãos ao longo dos três planos.....	135
Fig. 6.18 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para a área dos grãos.....	138
Fig. 6.19 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para a razão de aspecto dos grãos.....	138
Fig. 6.20 Valores médios da dimensão fractal por seccionamento vertical.....	139
Fig. 6.21 Valores médios da dimensão fractal por paralaxe.....	140
Fig. 6.22 Valor médio da rugosidade linear dos perfis de linha de varredura.....	140
Fig. 6.23 Valor médio da rugosidade linear dos perfis de paralaxe.....	140
Fig. 6.24 Valor médio da rugosidade linear dos perfis de seccionamento vertical.....	141
Fig. 6.25 Valor médio da rugosidade superficial das superfícies.....	141
Fig. 6.26 Valor médio do caminho livre médio nas três direções .....	141
Fig. 6.27 Valor médio da área dos grãos nas três direções.....	142
Fig. 6.28 Valor médio da razão de aspecto dos grãos nas três direções.....	143

## LISTA DE TABELAS

### LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Tabela 5.1 Limites da composição química da liga AL 7050.....	73
Tabela 6.1 Resultado dos cálculos das espessuras removidas.....	117
Tabela 6.2 Lista e definição das quantidades estatísticas.....	121
Tabela 6.3 Resultados das quantidades estatísticas para densidade de partículas.....	125
Tabela 6.4 Resultados das quantidades estatísticas para fração volumétrica de partículas.....	126
Tabela 6.5 Resultado da análise da morfologia das partículas.....	133
Tabela 6.6 Resultado das quantidades estatísticas para o parâmetro Área dos grãos.....	136
Tabela 6.7 Resultados das quantidades estatísticas para razão de aspecto dos grãos.....	137



## LISTA DE SÍMBOLOS

### LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

**ASTM E1382-** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS,  
norma para quantificação de grãos

**ASTM E-23-96-** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS,  
norma para ensaio de impacto Charpy .

**ASTM E399-** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS,  
norma para ensaio para tenacidade à fratura

**ASTM E768-** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS,  
norma para quantificação de inclusões e partículas de segunda fase

**EGF P1-87D-** Procedimento estabelecido pelo European Group on Fracture

$\phi_p$ - Constante de orientação angular

A- Área da imagem de projeção normal à superfície

$\alpha$ - constante de rugosidade superficial

A'- Área aparente projetada

$A_A'$ - Fração de área na imagem de projeção normal

b- constante de rugosidade superficial

C- Coeficiente da rugosidade de superfície

CTOD- Deslocamento de abertura da trinca

$D_F$ - Dimensão Fractal

HCP- Hexagonal compacto

$H_{2z}$ - Profundidade da zona de estiramento

J- Integral J, definida como uma integral de linha que mede a resistência da tensão e deformação singular perto da ponta da trinca elasto- plástico).

K- Fator de intensidade de tensão

$K_I$ - Fator de intensidade de tensão em modo I

## LISTA DE SÍMBOLOS

- $\Delta\theta$  - Variação total no ângulo de observação
- $\beta$ - Ângulo com a direção da carga de tração aplicada. no modo misto de abertura
- I/II
- $\alpha$ - Constante de orientação angular
- $\Psi$ - Fator estrutural do perfil
- $\gamma$ - Objeto qualquer de interesse
- $\epsilon$ - Tamanho do passo
- $\sigma$ - Tensão à frente da trinca
- $\theta$ - Variação de ângulo com caminho da trinca nos modos I e II de abertura
- $\phi$ - Variação de ângulo com caminho da trinca nos modos I e III de abertura
- $\phi_p$ - Constante de orientação angular
- A- Área da imagem de projeção normal à superfície
- a- constante de rugosidade superficial
- A'- Área aparente projetada
- A<sub>A</sub>'- Fração de área na imagem de projeção normal
- b- constante de rugosidade superficial
- C- Coeficiente da rugosidade de superfície
- CTOD- Deslocamento de abertura da trinca
- D<sub>H</sub>- Dimensão Fractal
- HCP- Hexagonal compacto
- H<sub>Ze</sub>- Profundidade da zona de estiramento
- J- Integral J, definida como uma integral de linha que mede a resistência da tensão e deformação singular perto da ponta da trinca elasto- plástico).
- K- Fator de intensidade de tensão
- K<sub>I</sub>- Fator de intensidade de tensão em modo I



- K<sub>IC</sub>**- Tenacidade à fratura em deformação plana
- K<sub>II</sub>**- Fator de intensidade de tensão em modo II
- K<sub>III</sub>**- Fator de intensidade de tensão em modo III
- L'**- Comprimento projetado aparente
- L<sub>L</sub>**- Fração Linear
- L<sub>t</sub>**- Comprimento real do perfil
- L<sub>Ze</sub>**- Largura da zona de estiramento
- M**- Ampliação das imagens
- N**- Número de elementos de tamanho  $\epsilon$  requerido para recobrir um objeto
- P**- Paralaxe
- P<sub>P'</sub>**- Fração de pontos de amostragem
- R<sub>L</sub>**- Rugosidade Linear
- R<sub>S</sub>**- Rugosidade Superficial
- S**- Área verdadeira de uma superfície de fratura de curvatura aleatória
- S<sub>S</sub>**- Fração superficial real
- S<sub>r</sub>**- Área real da superfície
- Ze**- Zona de estiramento



**HOROVISTIZ, A. L.** *Técnicas e parâmetros para análise de perfis na fractografia quantitativa*, Guaratinguetá, 2000, 156p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

## **RESUMO**

A fractografia quantitativa se propõe a traçar relações numéricas entre os aspectos topográficos da superfície de fratura, mecanismos da fratura e propriedades mecânicas. Neste trabalho avaliaram-se três técnicas para obtenção de perfis da superfície de fratura: o método da linha de varredura, a reconstrução tridimensional através de paralaxe e o seccionamento vertical. A superfície da fratura foi medida por meio de três parâmetros dimensionais: o índice de rugosidade linear, o índice de rugosidade superficial e a dimensão fractal. As análises foram feitas utilizando corpos de prova  $K_{Ic}$ , conforme a norma ASTM E399, de uma chapa da liga de alumínio Al7050 T73651. A região avaliada foi a zona de estiramento da fratura, de acordo com o procedimento EGF P1-87D. Os resultados, após receberem adequado tratamento estatístico, foram organizados em gráficos e comparados entre si, tendo por referência a caracterização microestrutural do corpo de prova ao longo da espessura e os dados estimados da influência do campo de tensões à frente da ponta da trinca. A melhor solução para os parâmetros dimensionais será aquela que melhor combinar representatividade, praticidade e reprodutibilidade. O objetivo principal do projeto foi o de estudar a viabilidade da aplicação de técnicas de obtenção do relevo de perfis extraídos de superfícies de fratura, comparando-as sistematicamente com os parâmetros de medição, permitindo verificar que a técnica de seccionamento vertical e o parâmetro de dimensão fractal são os mais indicados para a descrição de superfícies de fratura a partir de perfis.



**PALAVRAS-CHAVE:** Fractografia quantitativa, rugosidade linear, secções verticais, reconstrução 3-D, perfis de brilho, rugosidade superficial, fractais.

Quantitative Fractography, Guaratinguetá, 2000,156p. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

#### ABSTRACT

The quantitative fractography has the aim to establish numerical relationships among fracture surface behavior, fracture mechanisms and mechanical properties. In this work, three techniques for profile elevation measurement from fracture surfaces were evaluated: the scanning line method, the three-dimensional reconstruction from parallax and the vertical sectioning. The fracture surface behavior was quantified by three different parameters: the linear roughness index, the surface roughness and fractal dimension. The analysis were based on  $K_{II}$  specimens, according to ASTM E 399, machined from one single plate of Al 7050 T73651 aluminium alloy. The stretching zone region was investigated, according to the procedure EGF P1-87D. The results were organized in graphics and compared each other by the statistical approach, also considering the quantitative microstructural characterization along specimen width and the expected stress field at crack front. The best solution will be the optimal for accuracy, practicality and precision. The main goal was to study the viability of the above cited profilometric techniques for fracture surface analysis, by systematically comparison to measurement parameters. It was concluded that both the vertical sectioning method and the fractal dimension were the most indicated for fracture surface analysis from profiles.

**KEYWORDS:** Quantitative fractography, linear roughness, vertical sections, 3-D reconstruction, brightness profiles, surface roughness, fractals.



**HOROVISTIZ, A. L.** Techniques and Parameters for Profile Analysis in the Quantitative Fractography, Guaratinguetá, 2000,156p. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

## **ABSTRACT**

The quantitative fractography has the aim to establish numerical relationships among fracture surface behavior, fracture mechanisms and mechanical properties. In this work, three techniques for profile elevation measurement from fracture surfaces were evaluated: the scanning line method, the three-dimensional reconstruction from parallax and the vertical sectioning. The fracture surface behavior was quantified by three different parameters: the linear roughness index, the surface roughness and fractal dimension. The analysis were based on  $K_{Ic}$  specimens, according to ASTM E 399, machined from one single plate of Al 7050 T73651 aluminium alloy. The stretching zone region was investigated, according to the procedure EGF P1-87D. The results were organized in graphics and compared each other by the statistical approach, also considering the quantitative microstructural characterization along specimen width and the expected stress field at crack front. The best solution will be the optimal for accuracy, practicality and precision. The main goal was to study the viability of the above cited profilometric techniques for fracture surface analysis, by systematically comparison to measurement parameters. It was concluded that both the vertical sectioning method and the fractal dimension were the most indicated for fracture surface analysis from profiles.

**KEYWORDS:** Quantitative fractography, linear roughness, vertical sections, 3-D reconstruction, brightness profiles, surface roughness, fractals.



## SUMÁRIO

<b>Capítulo 1. Introdução e objetivos</b> .....	22
<b>Capítulo 2 Mecanismos de fratura em metais</b> .....	24
2.1 Introdução.....	24
2.2 Conceito de Dúctil e Frágil sob o ponto de vista macroscópico e microscópico.....	24
2.3 Mecanismos de falha.....	26
2.4. Fratura por clivagem.....	27
2.5 Fratura dúctil ou Ruptura por microcavidades.....	28
2.6 Crescimento Dúctil da Trinca.....	30
2.7 Fratura Intergranular.....	31
<b>Capítulo 3 Aspectos Macroscópicos e microscópicos da superfície da fratura junto à zona de estiramento</b> .....	34
3.1 Introdução.....	34
3.2. Zona de Estiramento.....	35
3.2.1 Definição.....	35
3.2.2 Fatores que influenciam a morfologia da região junto a zona de estiramento.....	37
3.3 Modos de Abertura de Trinca.....	37
3.3.1 Crescimento de uma trinca sob as condições mistas I/II e I/III.....	41
3.4 Aspectos Dúcteis da Fratura.....	46
3.4.1 Crescimento da fratura dúctil na ponta da trinca.....	46
<b>Capítulo 4. Métodos quantitativos em fractografia</b> .....	49
4.1 Introdução.....	49
4.2 Conceitos Básicos de Estereologia.....	49
4.3 Técnicas de Estudo para Superfícies de Fratura.....	52



4.3.1 Método de Seccionamento Vertical.....	53
4.3.2 Método da Linha de Varredura.....	53
4.4.3 Método de reconstrução tridimensional através de medidas de paralaxe.....	54
4.5 Parâmetros Dimensionais.....	56
4.5.1 Parâmetros de Rugosidade.....	57
4.5.2 Rugosidade Linear e Rugosidade Superficial.....	57
4.5.3 Dimensão Fractal como Parâmetro de Análise de Relevô.....	60
4.5.4 Conceito de Fractal.....	60
4.5.5 Dimensão Fractal.....	62
4.5.6 Superfícies de Fratura versus Geometria Fractal.....	64
4.5.7 Fractais Mistos.....	66
4.6 Métodos para medição da dimensão fractal de perfis de fratura.....	67
4.6.1 Métodos de Comprimento.....	68
4.6.2 Técnica de Richardson.....	68
4.6.2 Técnica de Minkowski.....	69
<b>Capítulo 5 Materiais e métodos: Critérios experimentais .....</b>	<b>72</b>
5.1 Introdução: Etapas do procedimento.....	72
5.2 Material Utilizado.....	73
5.3 Ensaio de Tenacidade à Fratura em Deformação Plana ( $K_{IC}$ ).....	74
5.4 Processamento digital de Imagens.....	75
5.4.1 Rotina para Medição da Espessuras das camadas removidas em Polimentos sucessivos .....	76
5.4.2 Cálculo da Dimensão Fractal de perfis de Fratura pelo Método de Dilatação de Pixels.....	82
5.4.3 Cálculo da Rugosidade Linear de Perfis de Fratura .....	85
5.4.4 Rotina para Reconstrução Tridimensional por Paralaxe.....	87
5.4.5 Medição da Rugosidade superficial.....	92

5.5 Caracterização Microestrutural Quantitativa.....	92
5.5.1 Amostragem.....	92
5.5.2 Preparação Metalográfica.....	94
5.5.3 Captura e digitalização das Imagens.....	95
5.5.4 Campos de Observação de partículas e grãos.....	96
5.5.5 Rotinas de Processamento.....	97
5.5.6 Escolha dos parâmetros para medição.....	101
5.5.7 Aquisição dos Pares Estéreos das Superfícies Fraturadas das Amostras.....	102
5.7 Obtenção dos Perfis de Fratura através de Seccionamento Vertical.....	103
5.7.1 Preparação das amostras.....	103
5.7.2 Esquema para polimentos sucessivos.....	104
5.8 Obtenção dos Perfis de Fratura a partir dos Mapas de Reconstrução por Paralaxe.....	105
5.9 Obtenção dos perfis pelo Método da Linha de Varredura.....	106
5.10 Medição da Fratura por meio dos Parâmetros Dimensionais.....	106
<b>Capítulo 6 Resultados e discussão.....</b>	<b>108</b>
6.1 Forma e seqüência da apresentação dos resultados e discussão.....	108
6.2 Considerações sobre a escolha dos parâmetros de microscopia para a aquisição das imagens dos pares estéreos.....	109
6.2.1 Rugosidade Superficial dos mapas de elevação das amostras.....	110
6.2.2 Rugosidade linear dos perfis obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe.....	111
6.2.3 Dimensão fractal dos perfis obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe .....	111
6.2.4 Rugosidade linear dos perfis obtidos pelo método da linha de varredura.....	113



6.2.5 Dimensão fractal dos perfis de fratura obtidos pelo método da linha de varredura .....	114
6.2 Rugosidade Linear dos perfis de fratura obtidos pelo método de seccionamento vertical .....	116
6.3 Dimensão fractal dos perfis obtidos pelo método de seccionamento Vertical.....	118
6.4 Caracterização microestrutural.....	120
6.4.1 Caracterização Quantitativa das Partículas quanto a distribuição.....	121
6.4.2 Caracterização Quantitativa das Partículas quanto a morfologia.....	129
6.4.3 Caracterização Quantitativa dos grãos quanto a distribuição.....	132
6.4.4 Discussão sobre a validade e as limitações das técnicas e dos parâmetros.....	139
<b>Capítulo 7 Conclusões.....</b>	<b>147</b>
<b>Capítulo 8 Sugestões para novos trabalhos.....</b>	<b>148</b>
<b>Capítulo 9 Referências bibliográficas .....</b>	<b>149</b>

Desta forma os objetivos deste trabalho foram:

1. Espurar a viabilidade da aplicação de técnicas de obtenção do relevo de perfis extraídos de superfícies de fratura, comparando-as sistematicamente com os parâmetros de medição, dirimindo portanto as dúvidas pendentes na literatura tanto sobre as técnicas de obtenção quanto sobre os métodos de análise dos perfis de superfícies de fratura.
2. Fornecer subsídios para uma melhor interpretação quantitativa de superfícies de fratura, incrementando o desenvolvimento de procedimentos de análise de falhas.

## **CAPÍTULO 1- INTRODUÇÃO E OBJETIVOS**

A fractografia quantitativa é uma ferramenta de investigação vantajosa nas pesquisas de falhas em materiais, uma vez que relaciona numericamente características morfológicas da superfície da fratura com os micromecanismos de fratura e com propriedades dos materiais.

A evolução desta ciência é garantida por um avanço cada vez maior na área de processamento digital de imagens, devido ao desenvolvimento de *softwares* específicos para caracterização microestrutural e aos esforços de pesquisadores que intercambiam informações, utilizando-se de programas de domínio público. O melhoramento desta área alavancou também a estereologia moderna e a microscopia quantitativa, descortinando uma série de possibilidades de implementações nesta duas outras áreas.

Contudo, os esforços empregados para o desenvolvimento de técnicas e processamento e análise de imagens fractográficas ainda são muito tímidos, o que limita o desenvolvimento da fractografia como forma de estudo.

Desta forma os objetivos deste trabalho foram:

1. Estudar a viabilidade da aplicação de técnicas de obtenção do relevo de perfis extraídos de superfícies de fratura, comparando-as sistematicamente com os parâmetros de medição, dirimindo portanto as dúvidas pendentes na literatura tanto sobre as técnicas de obtenção quanto sobre os métodos de análise dos perfis de superfícies de fratura.
2. Fornecer subsídios para uma melhor interpretação quantitativa de superfícies de fratura, incrementando o desenvolvimento de procedimentos de análise de falhas.

### 3. Traçar indicativos para um projeto de um *software* dedicado à fractografia quantitativa em fase de desenvolvimento no LAIMat, Laboratório de Análises de Imagens do DMT.

Para a caracterização quantitativa da falha de um componente em serviço, vários aspectos devem ser contemplados, analisados e relacionados entre si.

É grande importância a compreensão dos eventos microestruturais que conduzem à falha de um componente, uma vez que o mecanismo de fratura relaciona a estrutura do material com as propriedades do mesmo, ou seja, a influência da microestrutura no comportamento da fratura do material.

Sob condições de pequena escala de escoamento, um parâmetro único ( $K$ ,  $J$  ou CTOD) pode, por si só, caracterizar as condições na ponta da trinca, sendo utilizado como critério de fratura independente da consideração do mecanismo de falha microscópico (Anderson, 1995). Porém, quando um parâmetro único cessa sua validade, os mecanismos de fratura microscópicos devem ser considerados.

#### 2.2 Conceito de Dúctil e Frágil sob o ponto de vista macroscópico e microscópico

De acordo com Brooks & Choudhury (1993), os termos dúctil e frágil são frequentemente empregados para indicar plasticidade macroscópica do material por meio da análise do alongamento do corpo de prova (ductilidade) e a presença da estrição para indicar se houve deformação plástica visível.

Ainda dentro do contexto macroscópico, pode-se classificar a fratura em termos de tenacidade; desta forma, a área sob a curva tensão-deformação descreve a habilidade do material em se deformar plasticamente e fornece a medida da energia absorvida antes e durante o processo de fratura conforme mostra a equação (2.1):



## CAPÍTULO 2- MECANISMOS DE FRATURAS EM METAIS

### 2.1 Introdução

Para a caracterização quantitativa da falha de um componente em serviço, vários aspectos devem ser contemplados, analisados e relacionados entre si.

É grande importância a compreensão dos eventos microestruturais que conduzem à falha de um componente, uma vez que o mecanismo de fratura relaciona a estrutura do material com as propriedades do mesmo, ou seja, a influência da microestrutura no comportamento da fratura do material.

Sob condições de pequena escala de escoamento, um parâmetro único (K, J ou CTOD) pode, por si só, caracterizar as condições na ponta da trinca, sendo utilizado como critério de fratura independente da consideração do mecanismo de falha microscópico (Anderson, 1995). Porém, quando um parâmetro único cessa sua validade, os mecanismos de fratura microscópicos devem ser considerados.

### 2.2 Conceito de Dúctil e Frágil sob o ponto de vista macroscópico e microscópico

De acordo com Brooks & Choudhury (1993), os termos dúctil e frágil são comumente empregados para indicar plasticidade macroscópica do material por meio da análise do alongamento do corpo de prova (ductilidade) e a presença da estrição para indicar se houve deformação plástica visível.

Ainda dentro do contexto macroscópico, pode-se classificar a fratura em termos de tenacidade; desta forma, a área sob a curva tensão-deformação descreve a habilidade do material em se deformar plasticamente e fornece a medida da energia absorvida antes e durante o processo de fratura conforme mostra a equação (2.1):

$$\frac{\text{energia}}{\text{volume}} = \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon \quad (2.1)$$

Assim, se a energia absorvida durante o processo é alta, o material é tenaz e possui alta resistência à fratura, sendo, desta forma, definido como dúctil. Ao contrário, se apresenta uma pequena área sob a curva, é definido como frágil. METALS handbook (1987) por outro lado, mescla conceitos macroscópicos e microscópicos para a observação e interpretação das fraturas.

Algumas características das chamadas fratura dúctil e frágil devem ser observadas para a distinção entre elas:

**(a) Fratura Dúctil**

- Grande quantidade de deformação plástica antecedendo a fratura.
- Lábios de cisalhamento são usualmente observados nas áreas periféricas da fratura.
- A superfície de fratura pode ter uma aparência fibrosa ou uma textura de seda dependendo do material.
- A seção transversal da fratura é usualmente reduzida pela estricção.
- O crescimento da trinca é lento.

**(b) Fratura Frágil**

- Pouca ou nenhuma deformação plástica visível antecedendo a fratura.
- A fratura é geralmente plana e perpendicular à superfície do componente.
- A fratura tem uma aparência granular ou cristalina e, frequentemente, alta refletividade de luz. Facetas também podem ser observadas.
- Crescimento rápido da trinca.

Outra distinção conceitual que facilita o entendimento do fenômeno de falha dos componentes é feita entre o estágio de propagação de trinca e a fratura propriamente dita (Broek, 1986).

A primeira geralmente acontece lentamente durante o carregamento normal em serviço, sendo um evento estável. Já a segunda é o estágio crítico de propagação instável da trinca.

Desta forma, os mecanismos de fratura são:

- Clivagem (fratura frágil)
- Fratura Dúctil ou Ruptura por microcavidades
- Fratura intergranular (fratura frágil)

Já a propagação da trinca acontece por um ou mais dos seguintes mecanismos:

- Fadiga devido a carregamento cíclico
- Corrosão sob tensão a cargas constantes.
- Fluência
- Fragilização por hidrogênio

### 2.3 Mecanismos de falha

Ao se estudar mecanismos de falha, chega-se a algumas conclusões, que se bem compreendidas, facilitam a análise.

Primeiro, existe uma distinção clara entre teorias da fratura baseada na mecânica da fratura (teoria do crescimento da trinca) e teorias baseadas em danos cumulativos (modelos baseados em micromecanismos). Mas, de modo geral, observa-se que a maioria das publicações onde se discutem modelos de fratura baseados no crescimento da trinca, explícita ou implicitamente, assume-se a existência da 'zona de processo' na ponta da trinca, na qual eventos microestruturais são trazidos à baila.

## 2.4. Fratura por clivagem

Uma definição clássica de fratura por clivagem é dada por Broek (1986). Fratura por clivagem é a mais frágil forma de fratura que pode ocorrer em um material cristalino. Nos metais ocorre por separação direta de planos cristalográficos devido ao simples rompimento das ligações atômicas.

Embora seja uma das formas de fratura mais frágil que ocorre em materiais cristalinos, pode ser precedida de uma grande escala de fluxo plástico e crescimento dúctil da trinca. Os planos de clivagem preferenciais são aqueles com mais baixa densidade de empacotamento atômico, uma vez que menos ligações têm que ser quebradas e o espaçamento entre os planos é maior.

A clivagem tem maior probabilidade de acontecer quando o escoamento plástico é restrito, por exemplo, em metais HCP, que têm apenas três sistemas de deslizamento por grão.

O caminho da trinca é transgranular em materiais policristalinos e a sua propagação muda de direção quando cruza um contorno de grão. Isto faz com que a superfície da fratura por clivagem, que é multifacetada e plana através dos grãos, tenha aparência brilhante e granular devido às diferentes posições nos planos de clivagem nos diversos grãos.

As “ marcas de rio” em cada face são aspectos típicos da superfície fraturada por clivagem, somente observadas ao Microscópio Eletrônico de Varredura. São chamados assim devido às múltiplas linhas que convergem para uma única linha.

Conforme Anderson (1995), uma trinca propagando por clivagem encontra um contorno de grão e, ao continuar a propagação pelo grão adjacente, sofre uma mudança no ângulo de propagação com relação ao plano de clivagem corrente, o que forma com o tempo uma série de linhas paralelas, que se juntam por cisalhamento entre os planos, formando trincas múltiplas. Uma vez que este

prócesso consome mais energia que a propagação em um único plano, existe a tendência destas trincas múltiplas convergirem para uma trinca única.

Broek (1986) acrescenta que a convergência das marcas de rio é sempre 'correnteza abaixo' possibilitando determinar a direção da propagação da trinca em uma micrografia.

## 2.5 Fratura dúctil ou Ruptura por microcavidades

Associa-se, quase sempre, fratura dúctil à uma grande quantidade de deformação plástica e consumo de energia, o que consiste em uma generalização perigosa. Broek (1986) lembra que a possibilidade de deformação plástica, em certos casos, pode ser limitada pela triaxialidade de tensões (estado de deformação plana) e que a presença de um entalhe agudo ou trinca no corpo de prova conduz ao consumo mais baixo de energia.

Em termos de micromecanismos, a ruptura por microcavidades é um processo acionado pela coalescência de microcavidades, ou microvazios. Um vazio pode se formar ao redor de qualquer descontinuidade microestrutural ou atômica; partículas de segunda fase, inclusões, fronteiras de grão, discordâncias. O processo básico se inicia quando um componente, ao ser submetido a um esforço, desenvolve tensões internas que acionam efeitos tais como: decoesão na interface, ou ruptura de inclusões e/ou partículas de segunda fase e movimentação de discordâncias, que dão origem a concentradores de tensões. Estes microvazios crescem por deformação plástica, com o acúmulo de tensões, e formam os alvéolos ou microcavidades.

O tamanho das microcavidades é governado pelo número e distribuição das descontinuidades. Quanto maior a quantidade e mais finamente espaçados estes pontos de nucleação, menores serão as microcavidades, pois ao serem nucleados coalescem com os microvazios adjacentes. Já o seu formato depende

da direção de tensão máxima aplicada ao material e do ângulo de observação ao microscópio.

Fratura sob condições de carregamento uniaxial (modo I de fratura) resulta na formação de microcavidades nas superfícies de fratura, em sua maioria equiaxiais. Dependendo da microestrutura e plasticidade do material os microcavidades podem exibir uma grande profundidade ou podem ser bastante rasos.

Já o cisalhamento por deslizamento (modo II de fratura) favorece o desenvolvimento de microcavidades alongados na mesma direção nas duas superfícies. E no modo III, cisalhamento por rasgamento, observam-se microcavidades alongados, mas com direções opostas na duas faces da fratura.

Teoricamente estas características dos alvéolos auxiliariam na detecção da direção de propagação da fratura, mas há que se lembrar que estes modos básicos são mais didáticos do que reais. Uma fratura real poderá ocorrer por combinação dos três modos básicos, com constantes mudanças na orientação do plano da fratura, conforme a propagação da trinca, resultando em uma superfície com padrões assimétricos de microvazios.

Os estágios comumente observados em fratura dúctil, são, de acordo com Anderson, (1995):

- (1) Formação de uma superfície livre gerada a partir de inclusões ou partículas de segunda fase, por meio de decoesão de interface ou trincamento da partícula.
- (2) Crescimento de vazio ao redor da partícula, através de deformação plástica e tensão hidrostática.
- (3) Coalescimento de vazios



## 2.6 Crescimento Dúctil da Trinca

O caminho da trinca é determinado macroscopicamente pelo estado de tensões que atua no material. Seguindo este pensamento, Anderson (1995) explica que os chamados lábios de cisalhamento seriam formados devido a uma variação na triaxialidade. O autor utiliza do mesmo raciocínio para discorrer sobre o padrão de fratura em zigue-zague, observados em inúmeros materiais dúcteis.

Para uma trinca sujeita a deformação plana, a máxima deformação plástica ocorre a  $45^\circ$  do plano da trinca. A nível local, este ângulo é o caminho preferencial para a propagação da trinca por coalescência de vazios, mas a contração global requer que a propagação de trinca mantenha seu plano original.

Uma forma de se conciliar estas duas exigências seria, então o crescimento em zigue-zague, de sorte que a trinca pareça plana em escala global mas orientada a  $45^\circ$  da direção de propagação da trinca sob altas ampliações. Todas estas conclusões do autor, foram feitas considerando puro modo I de carregamento o que raramente corresponde a realidade.

Apesar de bastante criteriosas, as publicações, em sua maioria, consideram o material contínuo. Broek (1986) apresenta um modelo, que apesar de não ter caráter quantitativo, segundo o autor, é razoavelmente compatível com os fatos observados, porque contempla aspectos mais reais do material. Durante a deformação plástica formam-se empilhamentos de discordâncias ao redor das partículas que as envolvem. Estas repelem o empilhamento por meio de forças de reação, o que propicia uma tensão de cisalhamento no local. Ocorre então uma decoesão na interface, dando origem a um vazio. Mais vazios então, são formados pela movimentação do empilhamento.

O empilhamento impõe uma barreira energética para a passagem de uma nova discordância, desta forma é gerado um fluxo plástico lateral que favorece a

coalescência dos vazios formados, pois proporciona uma redução de energia no sistema, possibilitando que o processo de deformação plástica continue.

## 2.7 Fratura Intergranular

Segundo Brooks & Choudhury (1993), a separação intergranular acontece quando os contornos dos grãos são os lugares mais frágeis da microestrutura. Os autores porém acrescentam que em microestruturas complexas, a superfície da fratura pode ter aparência intergranular ainda que o caminho da trinca possa ser, por exemplo, ao longo das partículas que ficam nos contornos. Esta trajetória pode envolver deformação plástica (que lhe confere um caráter dúctil ) ou ser por decoesão ou separação do longo da interface partícula/matriz ( que lhe confere um caráter frágil.

Sendo: assim, não é conveniente a classificação da fratura intergranular em termos energéticos, devendo ser classificada ora em termos de textura e trajetória macroscópica da trinca ora em termos de mecanismo microscópico da fratura.

Anderson (1995) acrescenta que apenas em circunstâncias especiais, as trincas podem se propagar ao longo dos contornos dos grãos e cita uma série de situações que podem levar a este fenômeno:

- Precipitação de uma fase frágil nos contornos dos grãos.
- Fragilização por hidrogênio e fragilização por metal líquido.
- Corrosão intergranular
- Fragilização pela presença de átomos substitucionais como S,P, Sn, Bi etc (mecanismo de fragilização de revenidos)

De modo geral os fenômenos; fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão e fragilização por metal líquido são referenciados coletivamente como ocorrência de trinca por fatores ambientais, e este estudo envolve, segundo Williams *et al.* (1979), participação da mecânica da fratura, química e ciência dos materiais.

Nota-se que apenas quando o hidrogênio se aloja nos contornos de grãos e precipitados incoerentes é que se ocasiona fratura intergranular.

Beachem (1972), demonstrou ainda a influência da intensidade de tensão no caminho da trinca para um mesmo material fragilizado por indução de hidrogênio. Altos valores de  $K$  geram coalescência de microvazios, valores intermediários de  $K$  geram fratura transgranular por mecanismo de quase clivagem e baixos valores de  $K$  conduzem a fratura intergranular.

Uma relação da fratura intergranular, ocasionada pela presença de hidrogênio, com as propriedades mecânicas, foi publicada mais recentemente no trabalho de Simons (1999), que comprovou uma redução na tenacidade à fratura e na resistência do material ao avanço da trinca de uma liga da liga X-750.

Li & Guangying (1996), através de uma série de observações microestruturais e testes de propriedades mecânicas, observaram que a precipitação de AlN nos contornos de grãos de austenita primária em uma certa taxa de resfriamento, favorecendo o endurecimento cristalino e conseqüentemente a fratura intergranular.

Hertzberg (1996), a partir de uma coletânea de teorias, de diferentes modelos de propagação de trinca por corrosão sob tensão, apresenta o modelo da ruptura de filme envolvendo dissolução anódica na ponta da trinca relacionado com fratura intergranular.

O autor explica que o filme protetor da superfície nas vizinhanças da ponta da trinca é rompido por fluxo plástico localizado. Uma pilha eletrolítica é então formada, onde a ponta da trinca descoberta é o ânodo e a porção de metal



protegido pelo filme é o cátodo. O avanço da trinca, desta forma, aconteceria pela rápida dissolução anódica da porção do metal desprotegido.



## **CAPÍTULO 3- ASPECTOS MACROSCÓPICOS E MICROSCÓPICOS DA SUPERFÍCIE DA FRATURA JUNTO A ZONA DE ESTIRAMENTO**

### **3.1 Introdução**

Os padrões complexos observados na superfície de fratura como um todo, originados pelo crescimento da trinca, contêm informações sobre a constituição química do material, microestrutura, condições de teste (temperatura, taxa de deformação, meio ambiente etc.) e seqüência do processo de microdeformação que resultam na nucleação e propagação de trinca. Cada um destes fatores deixa impresso sua contribuição nas partes formadas pela ruptura, e sua importância depende da escala de exame fractográfico.

Neste capítulo será dada ênfase em dois fenômenos: (a) os micromecanismos de fratura, dependentes, por sua vez, da variação microestrutural, que esculpem na superfície da fratura os padrões que serão observados e medidos em escalas mais finas de ampliação (b) as condições de tensão dominantes na ponta da trinca (tensão plana e deformação plana) que caracterizam, de modo geral, a topografia da superfície em níveis macroscópicos.

A região estudada é aquela em torno da zona de estiramento da superfície de fratura e a região da zona plástica, onde são válidas as medidas de tenacidade à fratura em deformação plana,  $K_{IC}$  (pequena escala de deformação)

Desta forma serão apresentados alguns conceitos necessários para o entendimento dos fenômenos e exemplificados alguns aspectos de micromecanismos de fratura que governam o caminho da trinca nessas regiões de interesse, bem como os padrões ocasionados pelos modos de abertura de trinca.



## 3.2. Zona de Estiramento

### 3.2.1 Definição

Hein (1996) define zona de estiramento como sendo a região de transição entre a propagação estável da trinca e a propagação instável provocada por uma sobrecarga que conduz à fratura.

O autor ainda acrescenta que na topografia desta região observam-se vestígios de deformação plástica, oriundos de um estiramento da fronteira da região de propagação estável, o que evidencia um certo grau de ductilidade do material.

Brooks & Choudhury (1993), descrevem este mecanismo da propagação da trinca, o estiramento, como sendo um mecanismo de deformação por deslizamento ao longo de planos orientados de forma bastante inclinada em relação à superfície livre da fratura. Este fenômeno conduz a uma topografia bastante peculiar, como mostra a Figura 3.1, muito embora o reconhecimento da zona de estiramento na superfície da fratura para alguns materiais de comportamento mais dúctil seja bastante difícil, de acordo com Hein (1996).

El-Soudani (1985), ao estudar aços de baixa liga, delimitou cinco regiões ao redor da zona de estiramento e classificou essas regiões em função dos mecanismos de fratura envolvidos. A partir da região de fadiga, tem-se:

- a) Primeiro arredondamento à frente da pré-trinca
- b) Primeira linha de vazios
- c) Segundo arredondamento (estiramento)
- d) Crescimento da trinca por coalescimento de vazios, em zigue-zague
- e) Decoção por cisalhamento de bandas conjugadas

A Figura 3.2 identifica de forma didática estas regiões da liga Al 7075-T7651.

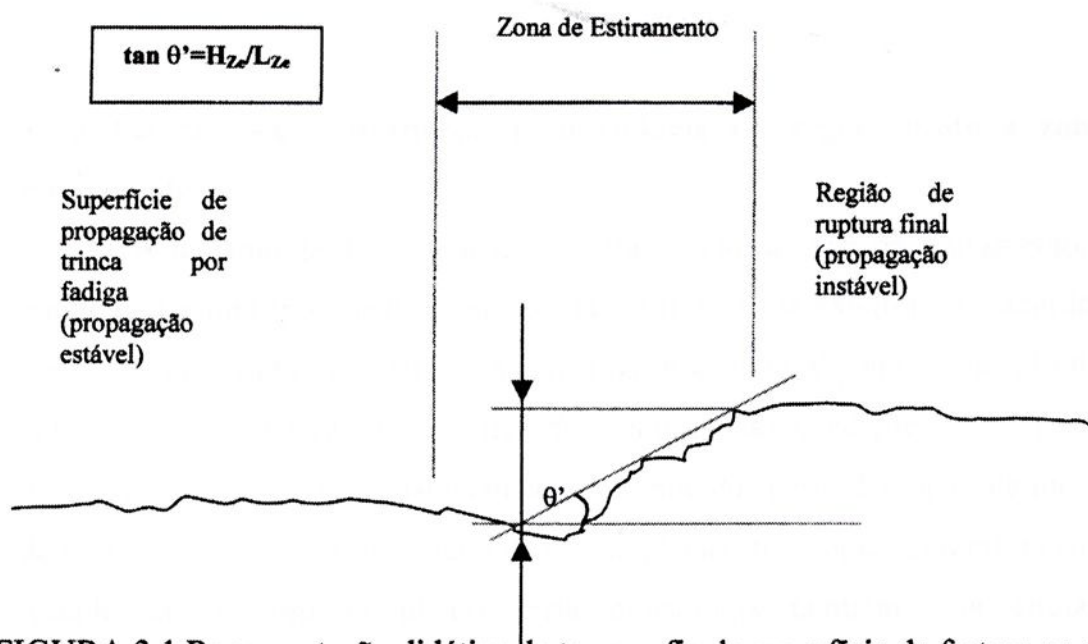


FIGURA 3.1 Representação didática da topografia da superfície da fratura na região da zona de estiramento (ze).  $L_{Ze}$  e  $H_{Ze}$  são, respectivamente, as medidas de sua largura e da profundidade. Adaptada de Hein (1996).



FIGURA 3.2 Identificação das regiões do relevo da zona de estiramento de acordo com El-Soudani (1985)

### 3.2.2 Fatores que influenciam a morfologia da região junto a zona de estiramento

A morfologia da superfície de fratura junto a zona de estiramento, ou a região de ruptura final, não é homogênea em toda a sua extensão, de acordo com o que foi observado na investigação fractográfica de Deshpande *et al.* (1998). Os autores, ao caracterizarem uma liga de alumínio nas condições T651 e T7651, observaram uma variação sistemática dos segmentos perto das faces de um corpo de prova  $K_{IC}$ , (que está sob estado de tensão plana) até a região central da amostra (estado de deformação plana). Esta morfologia também está atrelada à distribuição da microestrutura.

### 3.3 Modos de Abertura de Trinca

O modo de abertura de trinca, além de talhar os relevos maiores da superfície da fratura, influencia também os padrões característicos de micromecanismos de fratura, conforme afirma o METALS Handbook (1987). Desta maneira, a abertura de trinca sob puro modo I propicia a formação de microcavidades equiaxiais. Já a superfície da fratura que resulta dos modos de abertura II e III exhibe dimples alongados. No caso da fratura por deslizamento, os dimples alongados de ambas as faces da fratura são orientados na mesma direção. A fratura por cisalhamento, entretanto, exibem dimples alongados com padrões opostos em cada uma das faces da fratura.

Hull (1999), porém, para explicar a influência do modo misto de abertura de trinca e do modo misto de tensões locais no caminho da trinca, apresenta a proposta de utilizar materiais altamente isotrópicos, isto é, sem significativas variações microestruturais para que não interfiram na análise da topografia,



estudando os micromecanismos e sua influência na topografia separadamente, o que de certa forma é mais didático.

Apesar do modo I de abertura de trinca receber maior enfoque nas pesquisas da mecânica da fratura elasto-plástica, as estruturas reais são submetidas a carregamentos na ponta da trinca ou entalhe muito mais complexos, envolvendo uma variedade de combinações dos modos I, II e III, como introduzem em seus trabalhos Gao & Shih (1998) e Kumar *et al* (1994).

No modo I ou modo de abertura, onde a tração atua normalmente à superfície da trinca e provoca a abertura da ponta da trinca, o fator correspondente de intensidade de tensão é  $K_I$ . No modo II, ou modo de deslizamento, a tensão de cisalhamento atua paralela ao plano da trinca e normal à ponta da trinca. Já no modo III de carregamento, ou modo de cisalhamento, a tensão de cisalhamento atua paralelamente ao plano da trinca e paralelamente à ponta da trinca. Seus respectivos fatores de intensidade de tensão são  $K_{II}$  e  $K_{III}$ .

No entendimento de Hull (1999), a fratura sob o modo I de carregamento pode acontecer de duas formas:

- Se a tensão de propagação crítica é alcançada antes da tensão ser suficiente para causar deformação ou nucleação de outras trincas, a trinca se propaga catastroficamente.
- Se a trinca não se propaga, a tensão continua a crescer e mais trincas se formam, e se existe uma distribuição crítica destas trincas. Elas coalescem e causam a separação das partes. Estes processos são fortemente dependentes da microestrutura e micromecanismos. As Figuras 3.3(a) e 3.3(b) ilustram dois exemplos de diferentes modos de crescimento da trinca.

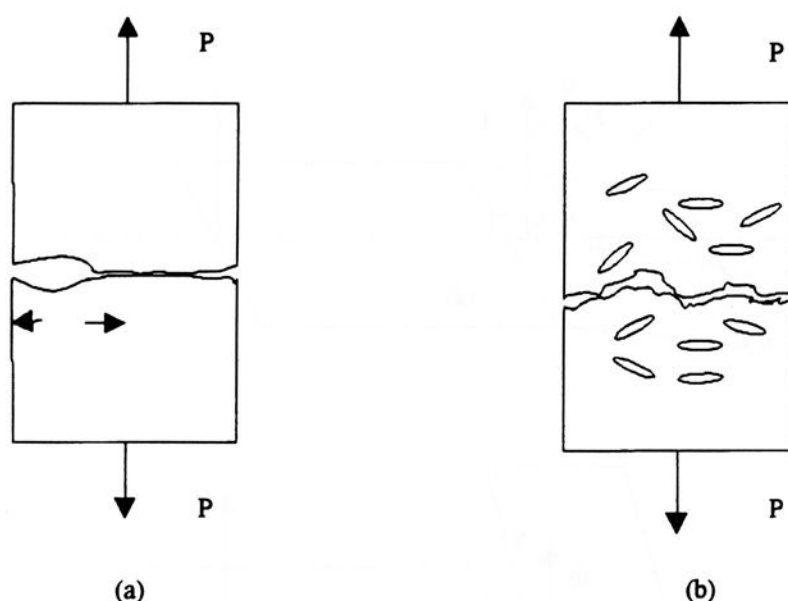


FIGURA 3.3 Duas formas de processos que conduzem ao crescimento da trinca em puro modo I de carregamento: (a) rompimento das ligações interatômicas sem deformação plástica ou microtrincamentos à frente da trinca, produzindo uma topografia suavemente acidentada (b) coalescência de um arranjo de trincas associadas desenvolvimento progressivo de danos conduzindo a uma topografia bastante rugosa. Adaptado de Hull (1999).

Já as relações entre os modos II e III exigem uma análise mais pormenorizada. A combinação do modo I e modo II sob condições de tensão de tração máxima atua a um ângulo  $\theta$  que varia entre  $0^\circ$  e  $90^\circ$  com o plano da trinca. O crescimento da trinca tende a se inclinar sobre sua linha de frente, de tal forma que o plano da trinca seja normal à máxima tensão de tração. No modo misto de abertura de trinca I/III a tensão máxima atua a um ângulo  $\phi$  que varia entre  $0^\circ$  e  $90^\circ$  e a trinca tende a desenvolver um movimento de torção. As Figuras 3.4 ilustram essas variações no plano da trinca.

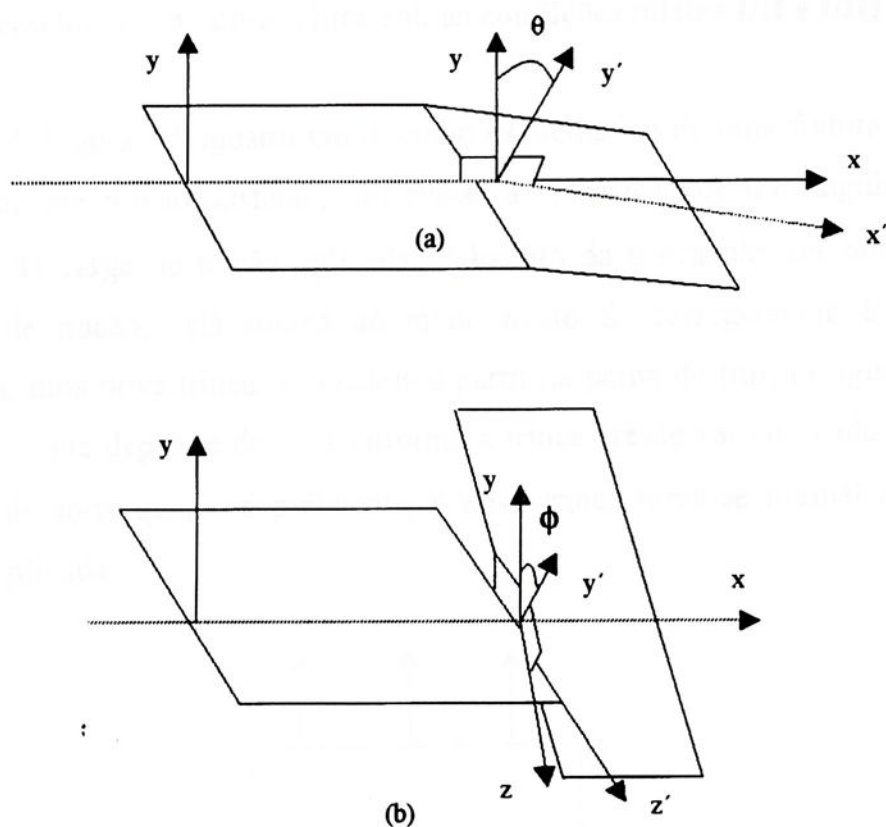


FIGURA 3.4 Mudança de orientação no plano da trinca: (a) inclinação da trinca e (b) torção da trinca. Adaptado de Hull (1999)

Espera-se portanto, que a superfície da fratura sob condição de carregamento de tensão uniaxial, apresente uma topografia relativamente lisa e homogênea, quando observada a baixas ampliações. Já quando a superfície da fratura é resultado do modo de deslizamento ou de cisalhamento, pode-se notar a topografia acidentada, nas mesmas condições de observação.

### 3.3.1 Crescimento de uma trinca sob as condições mistas I/II e I/III

A Figura 3.5 mostra um desenho esquemático de uma fratura associada com uma pré trinca existente, observa-se a formação de um ângulo com a direção da carga de tração aplicada. Pelo fato da trinca não ser normal a esta tensão de tração, está sujeita ao modo misto de carregamento I/II, e desta maneira, uma nova trinca se nucleia a partir da ponta da trinca original com um ângulo, que depende de . Conforme a trinca cresce vai curvando o plano da fratura de sorte que, eventualmente, a nova trinca torna-se normal a tensão de tração aplicada.

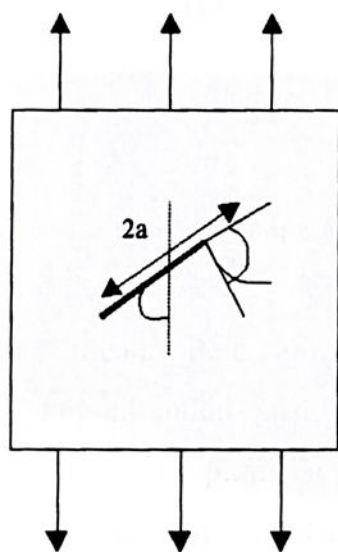
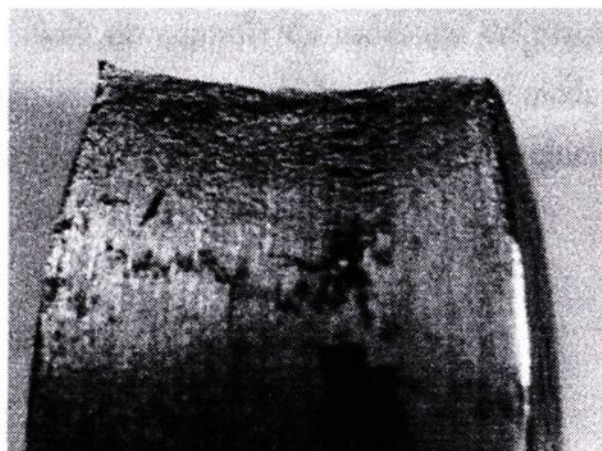
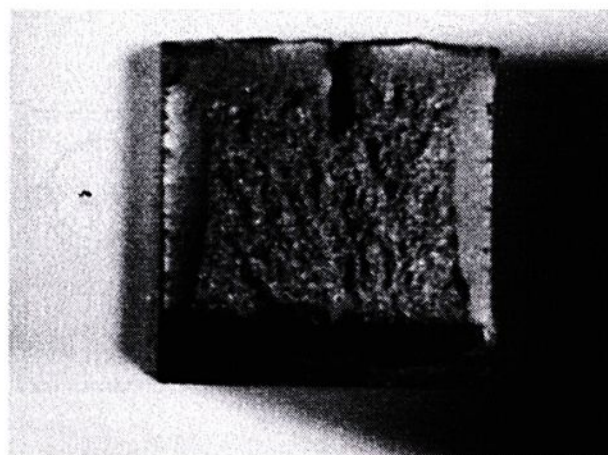


FIGURA 3.5 Propagação de trinca ocasionando arredondamento da superfície da fratura sob o modo misto de carregamento I/II. Adaptado de Hull (1999)

A Figura 3.6 a e b mostram macrografias de uma liga de aço 1045 que sofreu ruptura sob o modo de carregamento misto I/II (ensaio de tração) e I/III (ensaio charpy) que apresentam morfologias típicas.



(a)



(b)

Figura 3.6 Morfologia dos modos de carregamentos mistos I/II e I/III, respectivamente.

Esta aproximação é igualmente aplicável ao modo misto I/III. A Figura 3.7 mostra um corpo de prova compacto de tração com a geometria modificada, ou seja, ao invés de possuir um ângulo da inclinação da pré trinca de fadiga  $\phi=$

$0^\circ$ ; conforme a norma ASTM 399, foi usinado com  $0^\circ < \phi < 90^\circ$ . Sob estas condições a topografia da fratura tenderia a rotacionar no modo I e nas facetas do modo III criando uma configuração serrilhada e esta morfologia dependeria de  $\phi$ .

Nos ensaios tradicionais de  $K_{IC}$ , o tamanho da região de deformação plana é controlada por meio do controle da espessura da placa, do comprimento da trinca e da resistência ao escoamento do material, de modo a obter-se uma região de deformação plástica no centro do corpo de prova e uma região de tensão plana na sua periferia.

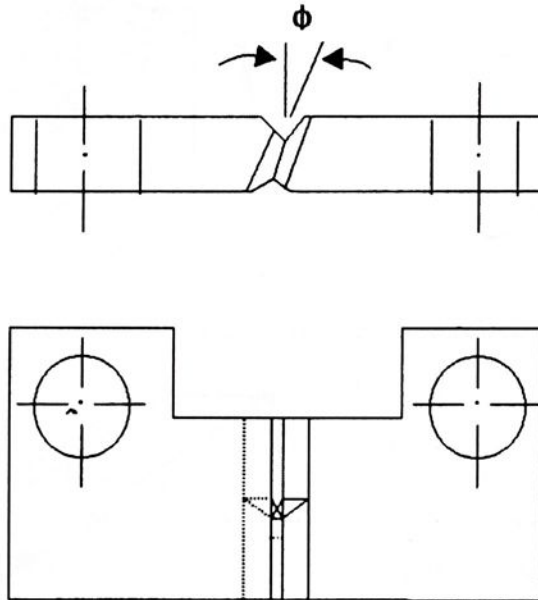


FIGURA 3.7 Corpo de Prova de tração compacta modificado para ensaio de tenacidade à fratura sob modo I/II. Entalhe inclinado com ângulos variando entre  $0^\circ$  (puro modo I) e  $90^\circ$  (puro modo III). Adaptado de Kumar *et al* (1994).

A medida que a trinca começa sua propagação, o faz através do modo I na região de deformação plana, esculpindo uma morfologia plana, e, a medida em

que se aproxima da região de tensão plana, sofre uma rotação do plano médio da superfície em direção a direção de propagação, esculpindo deformações macroscópicas, na forma de lábios de cisalhamento.

A Figura 3.8 sumariza os principais fatores, a uma escala macroscópica, da topografia da superfície de fratura de um corpo de prova de ensaio  $K_{IC}$ .

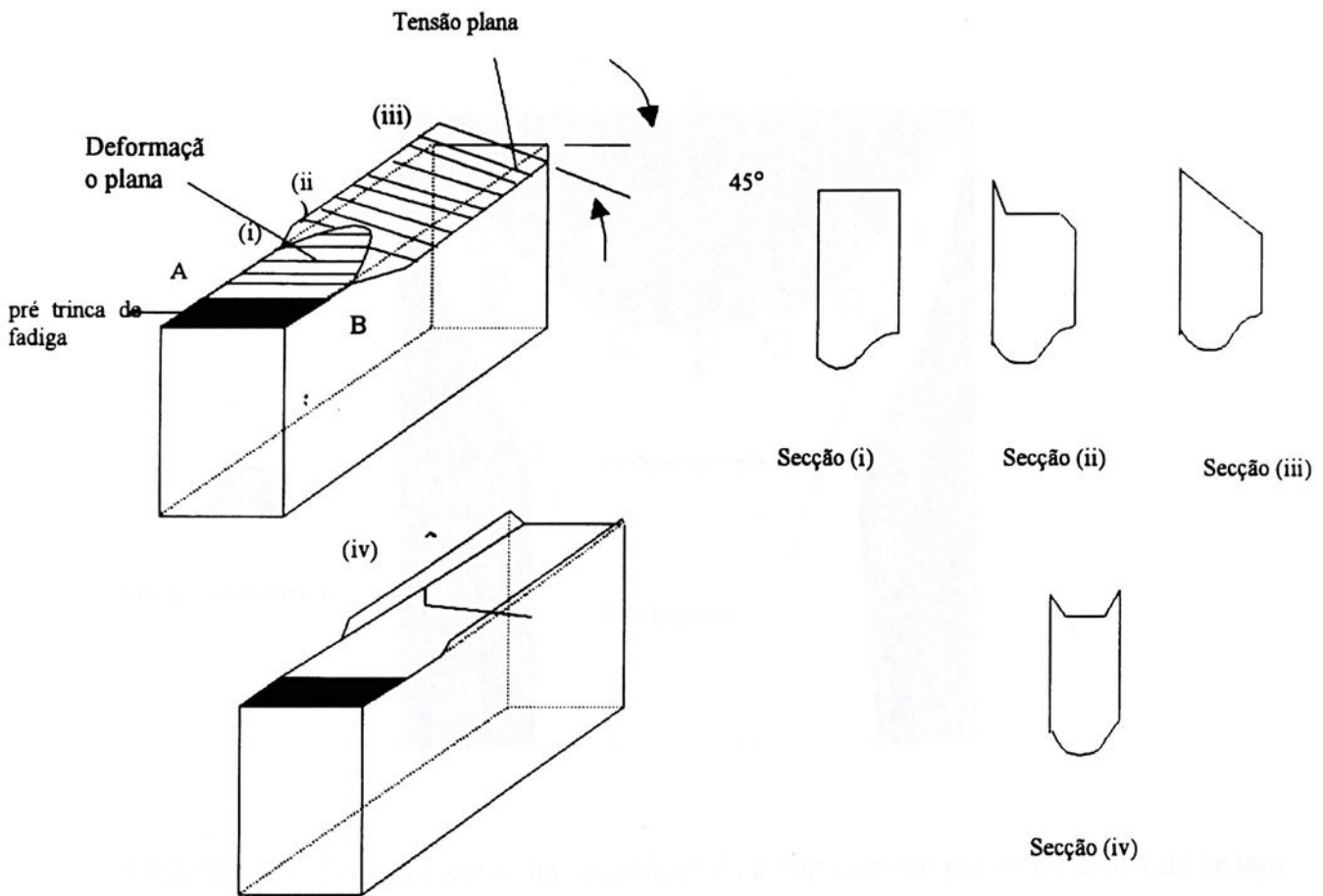


FIGURA 3.8 Geometria da superfície da fratura em um típico ensaio  $K_{IC}$ , quando a propagação da trinca inicia sob deformação plana e muda para tensão plana. Adaptado de Hull (1999).

A Figura 3.9 apresenta a ilustração esquemática das diferentes zonas da superfície de fratura nas mesmas condições.

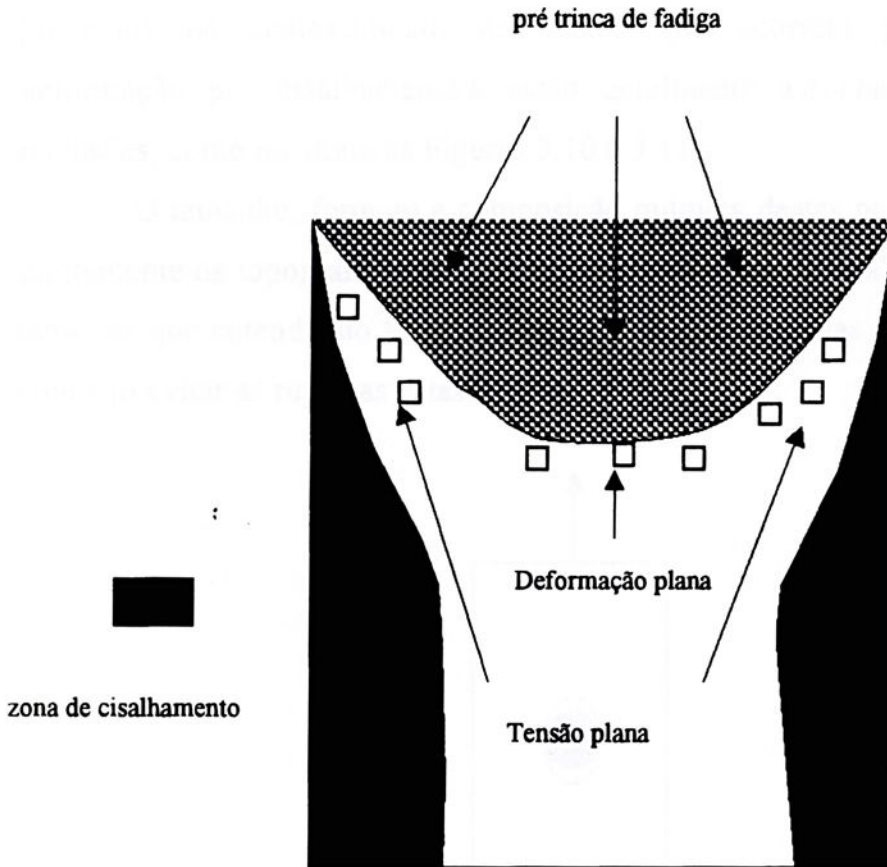


FIGURA 3.9 Diversas zonas na superfície da fratura de um corpo de prova de ensaio  $K_{IC}$  e localização dos campos fractográficos utilizados na fractografia quantitativa. Adaptado de Deshpande *et al.* (1998)

### 3.4 Aspectos Dúcteis da Fratura

#### 3.4.1 Crescimento da fratura dúctil na ponta da trinca

Em fraturas cuja a morfologia é predominantemente dúctil, detectam-se processos de coalescimento de vazios que ocorrem principalmente por deformação por cisalhamento e estão geralmente associados à presença de inclusões, como mostram as Figuras 3.10 e 3.11.

O tamanho, formato e composição química destas partículas influenciam diretamente na topografia da fratura e são alvos de muitos trabalhos de pesquisas, uma vez que entendendo sua natureza, pode-se controlá-las nas ligas metálicas e com isto evitar as rupturas catastróficas.

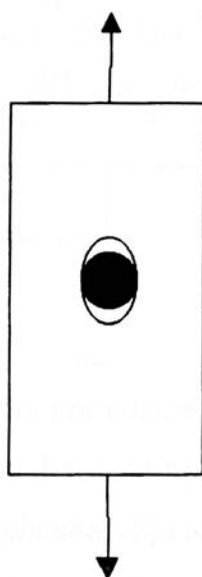


FIGURA 3.10 Representação esquemática do mecanismo de fratura que nucleia vazios por decoesão na interface partícula-matriz. Adaptado de Hull (1999)

A aparência desta fratura é dependente, entre outros fatores, dos parâmetros microscópicos de investigação.

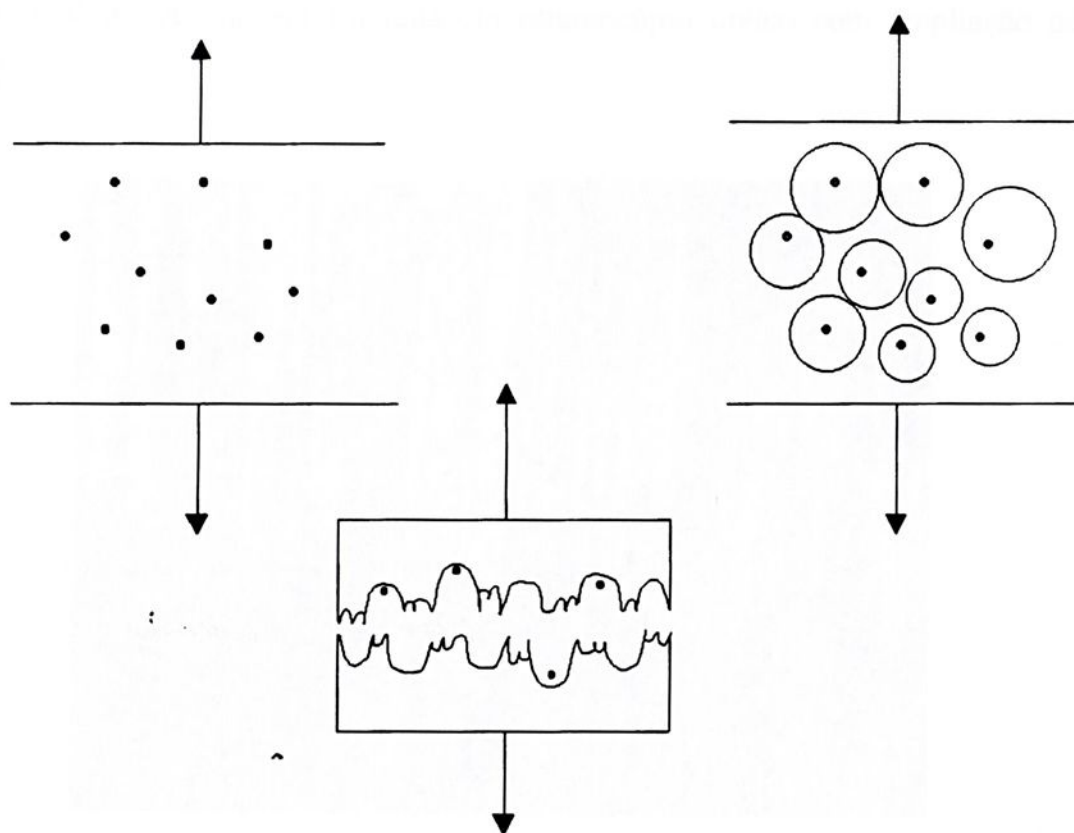


FIGURA 3.11 Esquema da fratura por coalescimento de vazios.(a) arranjo de] partículas distribuídos aleatoriamente no plano normal de tensão de tração máxima aplicada, (b) crescimento e coalescimento dos vazios por deformação plástica e (c) vista da secção transversal de uma fratura por coalescimento de vazios. Adaptado de Hull (1999).

A Figura 3.12 mostra a zona de estiramento formada entre a pré trinca de fadiga e a região dominada por padrões de fratura dúctil de uma liga de alumínio de um corpo de prova de tração compacta. A região de fadiga é relativamente

plana apesar de apresentar uma textura fibrosa. A zona de estiramento, anteriormente definida em termos de micromecanismo, tem uma aparência de extensão fibrosa, de deslizamento de planos, e a zona plástica apresenta dimples característicos. A imagem foi feita em estereocópio óptico com ampliação de 13,6X.

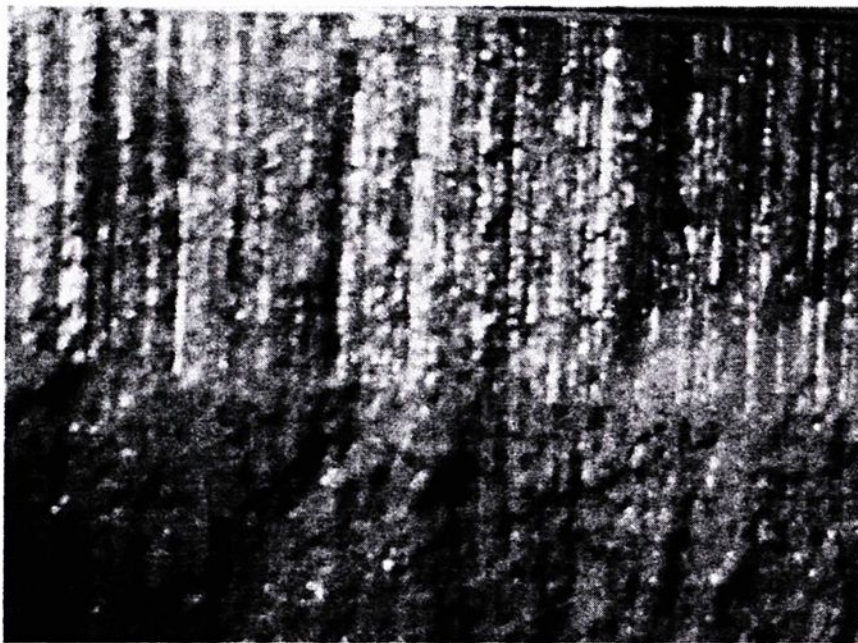


FIGURA 3.12 Diferentes texturas das três regiões da superfície de fratura de uma liga Al 7075-T7651.

## **CAPÍTULO 4- MÉTODOS QUANTITATIVOS EM FRACTOGRAFIA**

### **4.1 Introdução**

A fractografia quantitativa está suportada no tripé estereologia moderna, microscopia quantitativa e processamento digital de imagens. Estas ferramentas estão intrinsecamente ligadas, não sendo possível estudá-las isoladamente.

Há hoje em dia uma conscientização cada vez maior, por parte dos investigadores, sobre a necessidade do desenvolvimento de técnicas de obtenção de perfis de fratura para o estudo por meio de parâmetros de matemáticos que possam ser relacionados com as propriedades do material e desta forma serem empregadas na análise de falhas de componentes.

Desta forma este capítulo apresenta os conceitos que embasam a fractografia quantitativa, bem como alguns métodos quantitativos em fractografia discutindo suas vantagens e desvantagens.

### **4.2 Conceitos Básicos de Estereologia**

Underwood (1990) define estereologia como um conjunto de ferramentas matemáticas com o qual se obtém a caracterização de propriedades microestruturais do objeto no espaço a partir de informações de secções planares ou projeções.

El Soudani (1990) acrescenta que os micromecanismos da fratura se relacionam com as medidas de resistência à fratura contendo informações características que podem ser deduzidos de sua topografia. Estas informações, se adequadamente coletadas e corretamente interpretadas, podem ser usadas na interpretação e prevenção de falhas.

Este mesmo autor, em um artigo clássico de 1974, propôs uma série de equações para a fractografia quantitativa. Neste artigo também foram definidos

termos e desenvolvidos conceitos para a topografia da superfície da fratura, tais como:

- 'Plano divisor da superfície da fratura', que é um plano no qual o trecho do volume total sobre o plano divisor é igual ao trecho do volume total abaixo deste.
- 'Superfície da fratura idealmente plana', que é a superfície onde todos os pontos coincidem com o plano divisor, esta topografia é frequentemente utilizada em análises típicas da mecânica da fratura.
- 'Superfície de fratura nominalmente plana', caracterizada quando o plano divisor é planar sobre esta área, que representa a maioria das fraturas por fadiga.
- 'Superfície de fraturas nominalmente curvada', que apresenta uma curvatura randômica quando a sua aparência superficial assume igual probabilidade de todas as orientações no espaço. Resulta normalmente de uma fratura dúctil observada em altas ampliações.
- 'Superfície de fratura em degrau', onde os degraus da superfície são frequentemente observados. É o caso de clivagem transgranular em materiais frágeis.
- 'Superfície de fratura em zigue-zague', os perfis de superfície de fratura deste tipo são de ocorrência pouco frequente. Podem ser observados em estados complexos de tensão na ponta da trinca, por exemplo, quando o campo de tensão residual é superposto à tensão aplicada.
- 'Superfície de fratura complexa', é a topografia real da superfície da fratura. Pode ser caracterizada por algumas combinações das topografias descritas acima.

É preciso ressaltar que a especificação da topografia da superfície da fratura não é uma propriedade absoluta, pois depende da ampliação da imagem. Isto é, a uma pequena ampliação uma certa região da superfície da fratura pode



ser descrita por certas classes de topografias, já em uma alta ampliação, esta mesma região pode ser descrita por outras classes mais convenientes.

Em sua análise, o autor ainda demonstra que para uma superfície de curvatura aleatória sem dobras ou sobreposições, a fração superficial real, ( $S_s$ ), de um objeto qualquer de interesse, ( $\gamma$ ), com distribuição estatisticamente uniforme, é igual à sua fração de área na imagem de projeção normal ( $A_A'$ ), que equivale à fração linear, ( $L_L'$ ), e ainda à fração de pontos de amostragem, ( $P_P'$ ), na mesma imagem normal a superfície analisada. De acordo com a equação (4.1).

$$[S_s]_\gamma = [A_A']_\gamma = [L_L']_\gamma = [P_P']_\gamma \quad (4.1)$$

O autor ainda demonstra no mesmo artigo um segundo teorema que diz que, de modo geral, a área verdadeira de uma superfície de fratura de curvatura aleatória é o dobro da imagem da projeção normal de sua área como mostra a equação (4.2)

$$S = 2A \quad (4.2)$$

Em casos especiais têm-se a superfície de fratura idealmente plana que se apresenta como a equação (4.3).

$$S = A \quad (4.3)$$

E ainda para topografias com degraus e em ziguezague conforme a equação (4.4) têm-se

$$S \cong 2A \quad (4.4)$$

Uma expressão geral pode ser deduzida para a área verdadeira da superfície da fratura dada pela equação (4.5).

$$S = CA \quad (4.5)$$



Onde  $C$  é o coeficiente da rugosidade de superfície.

Uma boa estimativa deste índice pode ser obtida a partir uma série de secções da superfície normal da fratura ao plano da trinca. Este conceito é bastante interessante devido a importância da quantificação da superfície verdadeira do plano de fratura e de suas relações com índices da mecânica de fratura, tal como a energia da fratura.

Underwood (1990), conclui que apesar da estereologia ter sua base na estatística, sendo necessárias amostras aleatórias (condições microestruturais consideradas isotrópicas, uniformes e aleatórias para atributos angulares), podem-se desenvolver as equações básicas da estereologia para amostras não aleatórias, desde que a aleatoriedade da estrutura não seja atingida e a amostragem possa suprir a falta da aleatoriedade dos elementos. Neste caso, as equações estereológicas são completamente válidas.

#### 4.3 Técnicas de Estudo para Superfícies de Fratura

Medir o relevo de uma superfície de fratura é descrevê-lo num espaço tridimensional. Com base neste entendimento, as técnicas de análise de fratura trabalham com parâmetros que possibilitam a quantificação do relevo nos três eixos cartesianos.

Os métodos para análise tridimensional mais utilizados podem ser agrupados em métodos de geração de perfis ou perfilometria e métodos de reconstrução tridimensional, dos quais se destaca a estereoscopia. Cada um apresenta vantagens e desvantagens em relação a sua praticidade, reprodutibilidade e dependência com os parâmetros da microscopia. É o que será discutido nos próximos tópicos.



#### 4.3.1 Método de Seccionamento Vertical

Dentro da perfilometria, diferentes técnicas são comumente empregadas para a obtenção de perfis, sendo selecionadas de acordo com critérios tais como o grau de ampliação ou necessidade de se preservar a integridade da amostra. A mais antiga das técnicas, o método das seções verticais, consiste em efetuar cortes planos e paralelos, de acordo com El-Soudani (1978), orientados perpendicularmente ao plano médio da fratura, para avaliar os perfis formados pela linha de interseção. Este estudo é feito de forma destrutiva, segundo Russ (1990), através de polimentos sucessivos.

Hein (1996) avalia que a medição dos perfis pode ser feita de forma manual (por meio de grades padronizadas), semi automática (através de mesas digitalizadoras) ou automática (empregando rotinas de processamento digital de imagens).

Embora a concepção desta técnica seja bastante simples, mostra-se muito trabalhosa, exigindo cuidados para minimizar fontes de erro, como o arredondamento de bordas durante o corte ou polimento, distorções geométricas impostas pela técnica de observação, etc.

#### 4.3.2 Método da Linha de Varredura

A interação entre o feixe eletrônico e a superfície de uma amostra observada em um microscópio eletrônico de varredura produz diferentes sinais, que são interpretados pelo sistema como intensidades locais de brilho (Hein, 1996).

No caso da obtenção de perfis de fratura de uma superfície, os parâmetros de microscopia devem ser escolhidos no sentido de privilegiar as informações



inerentes à topografia da amostra em detrimento àquelas que indicam variações na composição química local.

Desta forma, ao se controlar fatores do microscópio eletrônico tais como, tensão de aceleração do feixe, distância de trabalho, ampliação, modo de observação, tipo e polarização do detector, pode-se obter um perfil de brilho que represente com certa fidelidade com as variações de relevo, como descreve Goldstein *et al.* (1992).

Uma discussão sobre este método é feita por Hao (1994), que o critica quanto às distorções que são impostas pela componente de contraste relativa à composição local, mas também não descreve em sua metodologia as condições utilizadas para a obtenção de perfis de brilho. Outros autores, como Pluinage & Lanvin (1993) mostram-se favoráveis à aplicação da técnica.

É uma técnica bastante prática, portanto sua utilização é recomendável desde que seja garantida sua fidelidade na representação do relevo.

#### **4.4.3 Método de reconstrução tridimensional através de medidas de paralaxe**

De acordo com Hein (1996) o princípio básico da estereoscopia está na identificação de coordenadas reais de uma superfície a partir de duas projeções da superfície adquiridas com inclinações diferentes.

O deslocamento lateral ao se buscar este ponto de coincidência nas imagens provoca deslocamentos laterais que são proporcionais à sua elevação local. Estes deslocamentos são chamados 'deslocamentos de paralaxe' ou simplesmente 'paralaxe'.

Pode-se entender este método de paralaxe imaginando dois sistemas de coordenadas tridimensionais, a do objeto ( $x$ ,  $y$  e  $z$ ) e a dos pontos de observação ( $X$ ,  $Y$  e  $Z$ ). Quando as coordenadas no plano são paralelas as coordenadas de



elevação as coordenadas de elevação (Z) e (z) serão coincidentes conforme afirma Facon (1993).

Um exemplo ilustrativo pode ser dado quando duas projeções são tomadas à esquerda e à direita da normal ao plano médio da superfície observada (eixo Z). Neste caso, o paralaxe (P) após o alinhamento das imagens no plano é calculado pela equação (4.6).

$$P = x_{esq} - x_{dir} \quad (4.6)$$

Estabelecendo que a variação total no ângulo de observação é  $\Delta\theta$ , a coordenada do eixo de elevação na origem do ponto de referência do sistema é dada pela equação (4.7).

$$z = \frac{P}{2M \operatorname{sen}\left(\frac{\Delta\theta}{2}\right)} \quad (4.7)$$

Onde M é a ampliação das imagens.

As limitações da técnica estão relacionadas com os parâmetros da microscopia eletrônica de varredura a medida em que as imagens devem representar fielmente os detalhes topográficos.

Ao se produzir um par estéreo, utiliza-se uma inclinação dos ângulos numa faixa entre 2° e 10° de acordo com a ampliação. Goldstein *et al.* (1992) observa que quando se tem um  $\Delta\theta$  grande, tem-se a vantagem de reduzir possíveis influencias de erros de posição de inclinação, porém alguns detalhes poderiam ficar escondidos em uma ou outra projeção.

Outra fonte de erros pode ser a ampliação que pode introduzir distorções geométricas. Neste sentido o problema é as baixas ampliações que, segundo Hein (1996), introduzem desvios nas medidas de elevação nas regiões periféricas ao centro da projeções, resultando em distorções esféricas no mapa de elevação

reconstruído. El-Soudani (1985) sugere que se evite ampliações abaixo de 500 X para imagens de par estéreo de superfícies de fraturas metálicas.

E ainda, deve-se ter em mente a escolha da tensão de aceleração do feixe e o detector de elétrons empregados. Para tanto, deve-se estabelecer um equilíbrio entre um bom contraste da imagem e um nível de saturação de bordas aceitável para não mascarar padrões de relevo e privilegiar o uso do detector de elétrons secundários, que fornece informações topográficas em detrimento ao detector de elétrons retroespalhados que fornece informações relativas à composição química local.

Hein (1996) produziu um algoritmo que consiste numa rotina de reconhecimentos de áreas semelhantes de pares de imagens por comparação a *posteriori*. Na época a rotina foi desenvolvida utilizando o módulo *CANTATA* do programa *KHOROS* que trabalham em estações *RISC*. Atualmente o autor adaptou e criou uma série de subrotinas que complementam este algoritmo de forma a tornar o projeto mais robusto. Uma outra vantagem é que este conjunto de ferramentas está disponível no Scion Image Beta 3B e NIH Image para Macintosh, ambos *softwares* de distribuição gratuita, o que facilita o intercâmbio de pesquisas (Hein *et al.*, 1999).

#### 4.5 Parâmetros Dimensionais

Os parâmetros dimensionais dentro da fractografia quantitativa têm por principal meta expressar em termos numéricos, características e tendências dos aspectos da superfície de fratura.

Underwood & Banerji (1987) resumem que o tratamento básico de dados inclui a escolha de métodos de triangulação, estereofotogrametria ou distribuição angular dos elementos ao longo do perfil de fratura. Deve-se ter em mente que, embora estes procedimentos permitam que a superfície da fratura seja estimada,

eles são apenas aproximações de superfícies complexas e irregulares encontradas nos metais.

Outra tentativa de aproximação deste problema invoca as relações de aleatoriedade da estereologia, produzindo uma equação que relaciona a rugosidade superficial,  $R_S$ , com a rugosidade linear,  $R_L$ .

#### 4.5.1 Parâmetros de Rugosidade

Para Underwood (1990), principal critério de seleção para os parâmetros de rugosidade é a sua habilidade para caracterizar curvas e superfícies irregulares. Os perfis de fratura são de fácil obtenção experimental, e é natural uma considerável atenção centrada em suas propriedades. Já os parâmetros de rugosidade superficial propostos na literatura não são numerosos, possivelmente devido a sua dificuldade de avaliação experimental.

O autor discute sobre os parâmetros de rugosidade para a fractografia quantitativa, abordando a rugosidade linear,  $R_L$ , e a rugosidade superficial,  $R_S$ .

#### 4.5.2 Rugosidade Linear e Rugosidade Superficial

O parâmetro de rugosidade de perfil, ( $R_L$ ), é definido como o comprimento real do perfil,  $L_t$ , dividido pelo comprimento projetado aparente,  $L'$ , conforme a equação (4.8).

$$R_L = \frac{L_t}{L'} \quad (4.8)$$

Os termos desta equação são demonstrados esquematicamente no plano de secção vertical da Figura 4.1, como se segue:

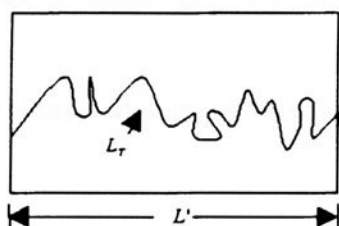


FIGURA 4.1 Quantidades envolvidas no parâmetro de rugosidade do perfil ( $R_L$ ) Adaptado de Underwood (1990)

Já o parâmetro de maior interesse para a rugosidade de superfície é, sem dúvida nenhuma, o índice de rugosidade superficial. Sua importância é devido a possível descrição quantitativa da área verdadeira da superfície da fratura.  $R_S$  é definida de acordo com a equação (4.9):

$$R_S = \frac{S_t}{A'} \quad (4.9)$$

Onde  $S_t$  é a área real da superfície e  $A'$  é a área aparente projetada.

Por outro lado, Hein (1996) sugere que a topografia da superfície de fratura pode ser expressa em termos da sua rugosidade superficial ( $R_S$ ). Além disso, pode ser avaliada indiretamente por meio dos valores da rugosidade linear, baseado no teorema postulado por El Soudani (1990), que propõe que *duas superfícies com a mesma rugosidade linear apresentam a mesma rugosidade superficial*, obtidos pela técnica de medição de perfis.

Já a determinação precisa de  $S_t$  é o maior desafio da fractografia quantitativa pois, a partir destes índices, relações importantes com a mecânica da fratura são estabelecidas. Portanto, mais um motivo para buscar-se o desenvolvimento de diversas técnicas para a sua medição.

Existem várias propostas para funções que relacionariam estes dois índices quantitativos. El- Soudani (1974), ao dividir a superfície de fratura

quanto às suas orientações angulares em duas categorias, faz a seguinte proposição:

- para  $R_L < \pi/2$ , representando as superfícies idealmente planas, como mostra a equação (4.10)

$$R_s = \frac{\left(R_L + \frac{\pi}{2} - 2\right)}{\left(\frac{\pi}{2} - 1\right)} \quad (4.10)$$

- para  $R_L > \pi/2$ , representando superfícies rugosas (por exemplo fraturas dúcteis) a equação (4.11) mostra que

$$R_s = aR_L + b \quad (4.11)$$

onde  $a$  e  $b$  são constantes

Wojnar & Kumosa (1990) propõem três novos parâmetros relativos ao comportamento de trinças secundárias que, associados à rugosidade linear, podem descrever a rugosidade superficial. Os parâmetros são o comprimento médio de trinças secundárias, seu espaçamento médio e densidade.

Já Gokhale & Underwood (1990) encontraram uma expressão que leva em conta as orientações angulares dos perfis medidas em relação ao plano de corte, que por si mesmo, já seria um índice descritivo da rugosidade deste perfil.

Este fator é denominado 'fator estrutural do perfil' ( $\Psi$ ), e é definido pela equação (4.12)

$$\Psi(\varphi_p) \equiv \int_0^{\pi} \left[ \operatorname{sen} \alpha + \left( \frac{\pi}{2} - \alpha \right) \cos \alpha \right] f(\alpha, \varphi_p) d\alpha \quad (4.12)$$

onde  $\alpha$  e  $\varphi$  são componentes de orientação angular.

Desta maneira a rugosidade linear poderia ser definida de acordo com a equação(4.13).

$$R_s = \overline{R_L \cdot \Psi} \quad (4.13)$$

Este modelo é, atualmente o mais aceito devido a sua validade para superfícies com qualquer grau de complexidade e anisotropia, desde que seja verificada a ausência de dobras e trincas secundárias ramificadas. Mesmo assim, os resultados obtidos por este modelo sofrem forte influência do grau de ampliação empregada na observação dos perfis.

#### 4.5.3 Dimensão Fractal como Parâmetro de Análise de Relevô

#### 4.5.4 Conceito de Fractal

O conceito de geometria fractal foi matematicamente introduzido por Mandelbrot em 1977, devido à necessidade de caracterização de uma série de processos caóticos da natureza. A definição de fractais é influenciado pelo seu campo de aplicação. Segundo Mathews (1998), existem três características peculiares a todo objeto fractal:

- Auto similaridade
- Relação exponencial entre duas grandezas
- Caracterização da dimensão fractal por números não inteiros

Auto-similaridade, conforme o autor, pode ser entendida como a invariância das propriedades geométricas de um objeto sob reescalonamento isotrópico de seu comprimento, ou da mesma forma, segundo Russ (1994), é a manutenção de um padrão de relevo em diferentes escalas.

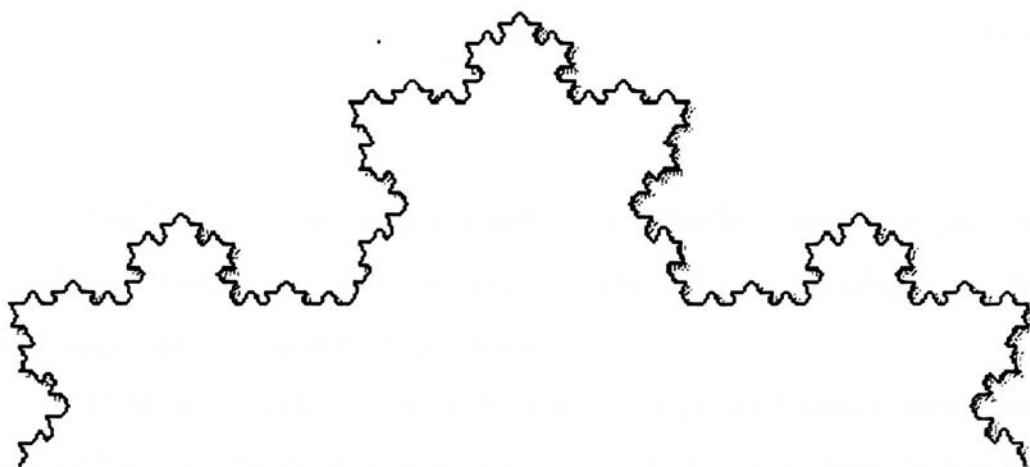
A segunda característica dos fractais é que eles expressam uma relação exponencial entre duas variáveis, por exemplo entre massa e comprimento como mostra a equação (4.13)

$$M \propto L^D \quad (4.13)$$

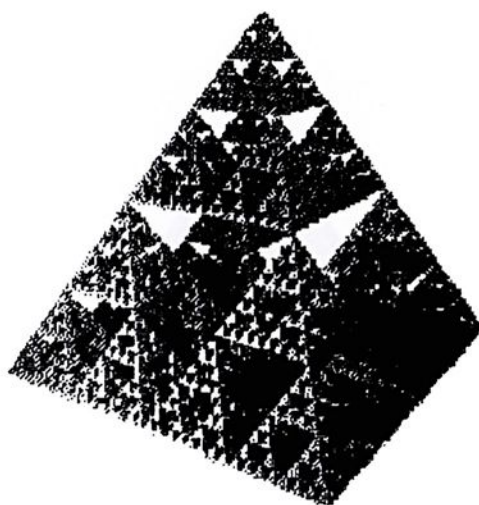
Onde  $D$  é a dimensão fractal.

E finalmente, a dimensão fractal  $D$ , não é um valor inteiro, ao contrário dos objetos que são enquadrados no espaço euclidiano. Na teoria fractal, a geometria irregular é considerada a transição entre duas outras regulares, de acordo com Russ (1994).

Deste modo, uma curva fractal tem uma dimensão entre uma linha reta e um plano ( $1 < D < 2$ ), enquanto que a superfície fractal de um objeto, tem uma dimensão entre um plano e um volume ( $2 < D < 3$ ). A Figura 4.2 mostra exemplos de um perfil fractal e uma superfície fractal.



(a) Curva de Koch.



(b) Fractal Gasket

FIGURA 4.2 Objetos de concepção fractal

#### 4.5.5 Dimensão Fractal

Mandelbrot (1983) define dimensão fractal de acordo com a equação (4.14)

$$D_H = - \lim_{\epsilon \rightarrow 0^+} \frac{\ln N}{\ln \epsilon} \quad (4.14)$$

Onde  $N$  é o número de elementos de tamanho  $\epsilon$  requerido para recobrir um objeto. Então, a dimensão fractal mede a taxa de adição de detalhes estruturais com crescimento de resolução.

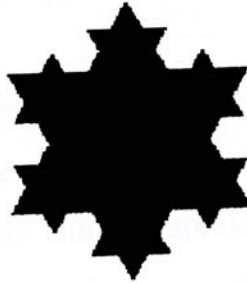
Uma outra definição mais básica de dimensão fractal é introduzida por Russ (1994), mostrando a formação do chamado floco de neve de Koch, que é construído pela adição progressiva de triângulos simples a um triângulo inicial. A construção deste objeto juntamente com o desenvolvimento do conceito básico de dimensão fractal é mostrado na Figura 4.3.



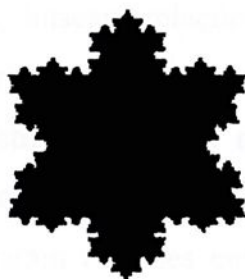
(a) triângulo inicial



$$(b) N = 16 \quad r = \frac{1}{9} \quad D = \frac{\ln(16)}{\ln(9)} = 1,26\dots$$



$$(b) N = 64 \quad r = \frac{1}{27} \quad D = \frac{\ln(64)}{\ln(27)} = 1,26\dots$$



$$(d) N = 256 \quad r = \frac{1}{81} \quad D = \frac{\ln(256)}{\ln(81)} = 1,26\dots$$

FIGURA 4.3 Construção e medição do floco de neve de Koch

Onde  $N$  é o número de segmentos que cobre o segmento maior e  $r$  é a escala do segmento utilizado como régua.

A adição é feita dividindo-se os lados deste triângulo equilátero em três partes, criando-se então, um novo triângulo em cada terço central. Desta forma, cada estrutura mostra maior complexidade, mas cada novo triângulo tem um padrão típico do triângulo inicial.

#### 4.5.6 Superfícies de Fratura versus Geometria Fractal

Ao reconhecer as superfícies de fratura como, de modo geral, bastante rugosas, Russ (1994) reconhece que a geometria fractal frequentemente se aplica a estas superfícies, uma vez que também apresentam auto similaridade em uma larga escala de ampliação. Sua opinião é compartilhada por vários pesquisadores que trabalham com método quantitativos na fractografia (Alexander (1990), Baran *et al.* (1992), Balankin (1996), Borodich (1996), Charkaluk *et al.* (1998), Chiaia *et al.* (1997), Huang *et al.* (1990), Kurose *et al.* (1996), Long *et al.* (1992), Richards & Dempsey (1988), Xie & Wang (1998)).

Apesar desta aparente unanimidade, existem muitas controvérsias tanto com relação ao campo de validade desta aplicação quanto aos resultados das

pesquisas, que em sua maioria, buscam relações consistentes entre a dimensão fractal das superfícies e as propriedades mecânicas do material.

Muitos autores se mostram otimistas quanto ao uso deste parâmetro matemático como ferramenta quantitativa. É o caso de Jiang *et al.* (1994) e Williford (1987), que encontraram relações entre  $J_{IC}$  e os valores fractais de superfície da fratura, estabelecendo fórmulas teóricas, e Kurose *et al.* (1996), que relacionou a dimensão fractal de aços SNCM 439 com o tamanho de grão.

Outros pesquisadores obtêm resultados pouco estimulantes à continuação de pesquisas. Alexander (1990), apesar de verificar que a superfície de fratura é fractal, não encontrou relações consistentes entre esta e a tenacidade à fratura. Este também é o caso de Richards & Dempsey (1988).

Alguns ainda se propõem ao desenvolvimento teórico de métodos de medição de superfícies e perfis ( Borodich (1996) e Xie & Wang (1998)), porém não apresentam nenhum resultado experimental, o que torna contestáveis seus modelos.

Existe ainda uma outra classe de investigadores que, apesar de se proporem a medir a dimensão fractal de superfícies de fratura reais e encontrar relações com as propriedades dos materiais, esmeram-se na verificação da validade de parâmetros de microscopia e digitalização de imagens para a medição e na compreensão da real natureza da fratura como superfície fractal. Deste modo, a discussão gerada a partir destes estudos são os próprios resultados. Baran *et al.* (1992) encontraram uma forte influência da ampliação das imagens digitalizadas nos resultados de dimensão fractal de perfis de fratura de vários materiais, o que bota em xeque o conceito de auto similaridade da superfície fraturada.

Esta questão é abordada por Balankin (1996). Na concepção do autor, tanto a superfície da fratura quanto o perfil da fratura são 'auto afins' ao invés de auto similares. A diferença entre ambos é que fractais auto similares devem ser escalonados igualmente em todas as direções, produzindo padrões

equivalentemente estatísticos, enquanto que fractais auto afins devem ser escalonados em tamanhos diferentes em diferentes direções para produzirem uma equivalência estatística. Isto ainda levaria ao conceito de fractais mistos que será estudado no próximo tópico.

#### 4.5.7 Fractais Mistos

Russ (1994), afirma que objetos reais não exibem um comportamento fractal sobre qualquer faixa de escala de comprimento. Desta maneira, o limite superior é o próprio tamanho do objeto enquanto que o limite inferior depende de uma combinação de fatores de microscopia (ampliação e resolução) e fatores inerentes à natureza do objeto (forças atômicas, cristalografia, tensão de superfície) que podem inverter ou criar um comportamento euclidiano. Assim, pode-se afirmar que fractais mistos não são auto similares e sim auto afins.

Dentro deste contexto, a superfície de fratura é um fractal misto porque a formação de sua topografia depende de variações microestruturais e do campo de tensões atuantes na ponta da trinca.

Kaye (1989), ao medir perímetros naturais, utilizou o método de Richardson. Este método consiste em plotar no eixo das abscissas o logaritmo do incremento das escalas e no eixo das ordenadas o logaritmo dos perímetros obtidos com o incremento. O trecho que apresentar um comportamento retilíneo pode ser considerado fractal, e sua dimensão será dada por  $1 - \alpha$ , onde  $\alpha$  é a inclinação da reta.

O autor não encontrou uma reta, o que se esperava em se tratando de um fractal. Porém, verificou que quase todos os resultados podiam ser explicados satisfatoriamente com dois segmentos de retas, com inclinações diferentes, conforme mostra a Figura 4.4.

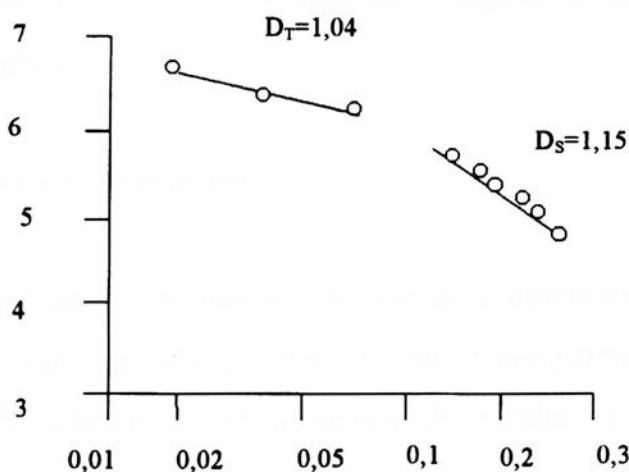


FIGURA 4.4 Exemplo de dimensões fractais textural e estrutural medido pelo método de Richardson para perfis de clusters de partículas. Adaptado de Russ (1994).

Na interpretação de Kaye, a estes dois segmentos de reta pode-se atribuir os termos 'estrutural' e 'textural'. Em escalas mais finas, a dimensão textural é dada pela inclinação de reta de menor valor, e descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície, enquanto que em escalas maiores, as características estruturais do objeto emergem. Mas uma interpretação mais específica pode apenas ser feita quando se conhece a natureza do objeto.

#### 4.6 Métodos para medição da dimensão fractal de perfis de fratura

Os métodos utilizados para se medir perfis de fratura envolvem desde um certo empirismo até sofisticados trabalhos computacionais.

Quando se trata de imagens digitalizadas, o cálculo da dimensão fractal deve envolver cuidados que começam com a aquisição e tratamento das imagens

e terminar com a escolha da técnica que respeite a natureza do perfil e os parâmetros digitais.

#### 4.6.1 Métodos de Comprimento

Estes métodos são usados para medir a dimensão fractal de um perfil caracterizando sua rugosidade. Desta forma, o comprimento do perfil,  $P(x)$ , é medido usando diferentes comprimentos de escalas,  $x$ . Então um gráfico é traçado,  $\log P(x)$  versus  $\log$  de  $x$ . A dimensão fractal é igual a um (onde um é a dimensão topográfica da reta) mais o valor da inclinação.

Os dois métodos baseados neste processo, mais utilizados para cálculo da dimensão fractal de perfis de fratura são as técnicas de Richardson e de Minkowski.

#### 4.6.2 Técnica de Richardson

A técnica de Richardson é o método mais antigo para se calcular dimensão fractal de um perfil, segundo Russ (1994). Mathews (1998) explica que o processo usa um ponto tomado como origem a partir do qual um comprimento de passo  $x$  é rotacionado em sentido horário ou anti horário até a interseção com o perfil. Este ponto é tomado como a próxima origem e o processo é repetido até que o perfil seja completamente coberto. O comprimento do passo é incrementado e os comprimentos necessários para traçar o perfil somados como  $P(x)$ .

O cálculo da dimensão fractal é dado pela equação (4.15).

$$D = \lim_{x \rightarrow r_{max}} \frac{\log(\frac{1}{x})}{\log(P(x))} \quad (4.15)$$



A inclinação da reta é negativa, uma vez que o maior valor do comprimento do perímetro é obtido com o comprimento de passo mais curto conforme mostra a Figura 4.5.

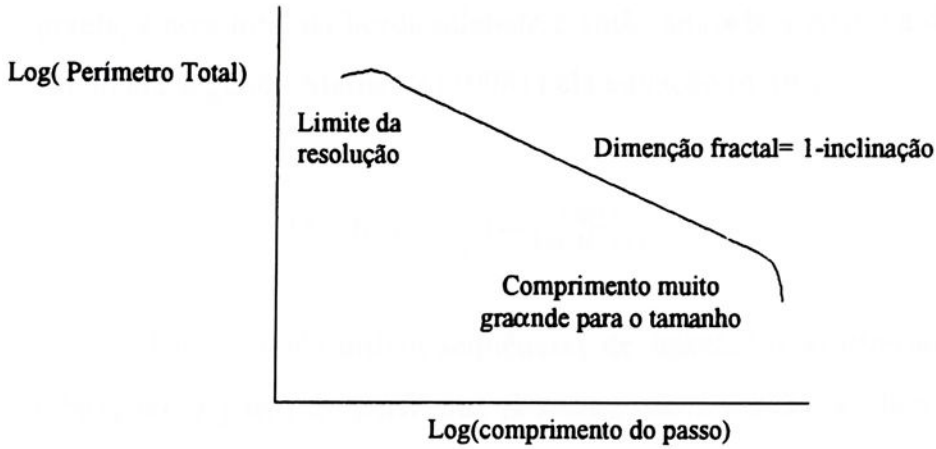


FIGURA 4.5 Esquema do gráfico de Richardson.

Russ (1994) considera este método o mais simples para a utilização em sistemas computacionais, pois bastaria adquirir as coordenadas dos pontos do perfil para construção do gráfico, porém é bastante limitado para perfis de fratura devido a complexidade da sua geometria.

#### 4.6.3 Técnica de Minkowski

A chamada dimensão de Minkowski é determinada, segundo Russ(1994), deslizando pequenos círculos de raio  $r$  ao longo do perfil a ser coberto. Esta cobertura formada pela ligação dos círculos é denominada 'Minkowski sausage' e a soma de suas áreas é denotada por  $F(r)$ . Este valor é dividido por  $2r$  e o processo é repetido para valores de  $r$  tendendo a zero.

Para perfis fractais este comprimento calculado decresce conforme os valores de  $r$  crescem.

O método de dilatação é provavelmente o mais simples e mais comumente usado para implementação da técnica de Minkowski quando se tem um perfil digitalizado. Nesta técnica substitui-se os círculos por incrementos de pixels, a área total da borda dilatada é então somada a  $A(i)$  e a dimensão fractal é calculada segundo Mathews (1998) pela equação (4.16),

$$D = \lim_{r \rightarrow r_{max}} 1 - \frac{\log(r)}{\log(A(r)/r)} \quad (4.16)$$

Russ (1994) utiliza sequências de operações morfológicas de erosões e dilatações a partir do perfil que já sofreu segmentação por histograma de brilho, para conseguir o incremento da área. Estas operações morfológicas, porém, introduzem uma anisotropia, a medida em que os pixels vizinhos ao pixel central que estão na direção de 45 graus, vão sendo acrescentados, formando quinas na área. Portanto se o perfil não é isotrópico os resultados serão tendenciosos.

Outra técnica descrita pelo autor para cálculo da dimensão Minkowski é a utilização do Mapa da Distância Euclidiana que é um método mais eficiente e isotrópico para proceder erosões e dilatações. Esta técnica consiste em trabalhar com imagens binarizadas e transformá-las para escala de cinza na qual cada pixel tem um valor de brilho igual a sua distância do ponto mais próximo do background. Este procedimento pode designar valores para o background baseado em suas distâncias do ponto mais próximo do perfil.

De acordo com Danielsson (1980), existe um procedimento muito eficiente que gera o mapa da distância euclidiana sem utilização de iterações. Esta técnica consiste em segmentar o mapa da distância do perfil ou do background, produzindo erosões e dilatações uniformes para qualquer distância desejada do perfil original. Apesar desta vantagem, em termos de maior confiabilidade no

método, o tempo de processamento computacional é bem maior quando comparado ao método de dilatações de pixels.



## **CAPÍTULO 5- MATERIAIS E MÉTODOS: CRITÉRIOS EXPERIMENTAIS**

### **5.1 Etapas do procedimento**

A metodologia deste trabalho consiste na elaboração da execução de técnicas para obtenção de perfis e utilização de parâmetros dimensionais para a quantificação dos mesmos. Cada um dos passos deste procedimento experimental contém critérios de escolha elaborados, implicando, desta forma, que o desenvolvimento de parte desta metodologia também seja encarado como resultado da dissertação.

O fluxograma das etapas distintas do desenvolvimento do trabalho é apresentado na Figura 5.1 e consta de:

- Processamento digital de imagens, utilizado na elaboração de rotinas que otimizaram as técnicas de obtenção de perfis e viabilizaram os parâmetros matemáticos.
- Microscopia eletrônica de varredura, para a obtenção de perfis de fratura extraídos de superfícies reconstruídas pelo método de paralaxe, e extração de perfis pelo método da linha de varredura.
- Técnicas metalográficas, para análise quantitativa microestrutural da liga e para a obtenção de perfis por meio de seccionamento vertical.

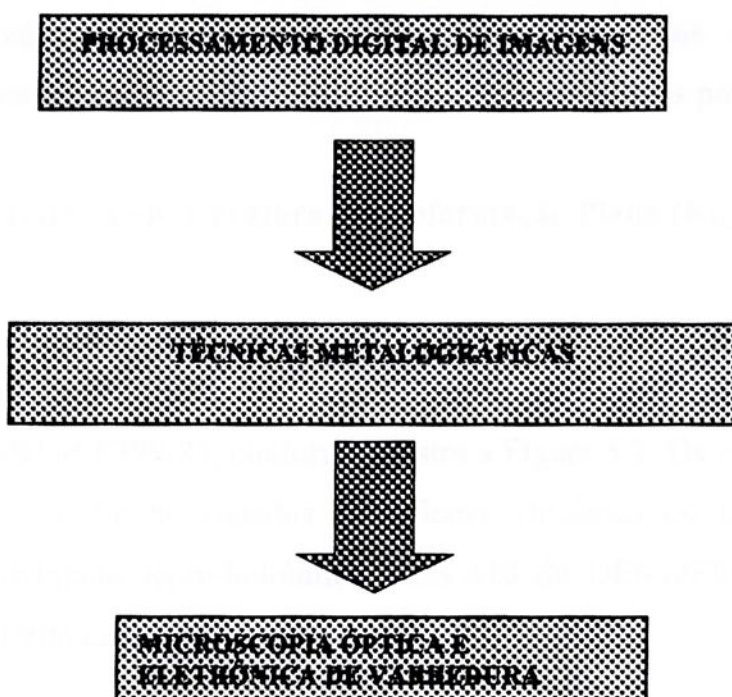


FIGURA 5.1 Fluxograma das etapas do procedimento experimental.

## 5.2 Material Utilizado

Utilizou-se uma liga de Alumínio de alta resistência, a AL-7050 T73651, que é uma liga estrutural empregada na indústria aeronáutica. Sua composição química foi avaliada em espectrômetro de emissão óptica ARL-3560AES do Laboratório Metalúrgico da ALCAN Alumínio do Brasil S.A. conforme a tabela 5.1.

TABELA 5.1 Limites de Composição Química da Liga Al 7050 (AMS 4050; UNS A97050)

Teor (% d)	Zn	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zr	Ti	outras
<i>Previsto</i>	5,7-	2,0-	1,9-	0,10	0,12	0,15	0,04	0,08-	0,08	0,15
	6,7	2,6	2,6	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	0,15	(máx)	(máx)
<i>Avaliado</i>	5,9	2,2	2,3	0,07	0,08	0,10	0,04	0,14	0,03	0,11

O tratamento termomecânico, T73651, significa que o material foi solubilizado e envelhecido artificialmente com alívio de tensões por estiramento.

### 5.3 Ensaio de Tenacidade à Fratura em Deformação Plana ( $K_{IC}$ )

Foram utilizados dois corpos de prova extraídos de uma mesma placa, usinados segundo a orientação T-L para a direção do plano da trinca, de acordo com a norma ASTM E399-83, conforme mostra a Figura 5.2. Os corpos de prova para ensaio de  $K_{IC}$  foram usinados na Oficina Mecânica do DMT, e foram ensaiados em máquina servo-hidráulica MTS 810 do DEMa/FEM/UNICAMP, que mantém estreita cooperação com o DMT/FEG/UNESP.

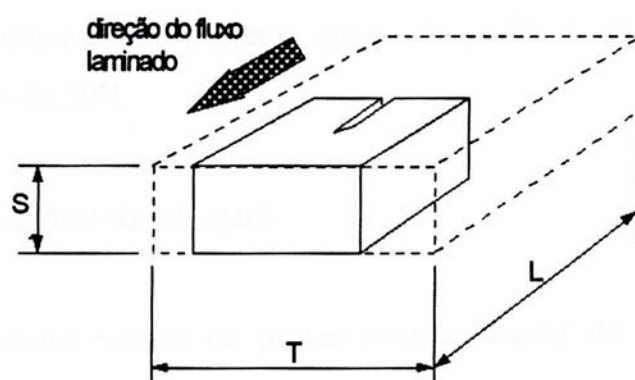


FIGURA 5.2 Sentido de orientação das amostras a partir da chapa laminada (orientação T-L)

Para garantir o estado de deformação plana os corpos foram usinados com as seguintes dimensões: largura  $W$  de 50 mm para uma espessura  $B$  de 25 mm ( $B/W=2$ ) dos corpos de prova do tipo compacto com abertura da trinca por tração, conforme mostra a Figura 5.3.

As seguintes condições foram impostas para abertura de pré trinca por fadiga, utilizando a máquina hidráulica com sistema de controle digital MTS 810 do Departamento de Engenharia de Materiais:

- Razão de carga positiva e igual a 0,1
- Frequência de 20 Hz para a oscilação senoidal da carga
- Carga máxima para 90% da extensão da pré-trinca de 900 kgf (8.829N)
- Carga máxima para os últimos 10% da extensão total da pré-trinca de 600 kgf (5.886)
- Tamanho da pré-trinca entre 0,45W e 0,55W, medido externamente
- Taxa de carregamento de 0,3 kN/s.

Após o rompimento das amostras, as superfícies de fratura foram protegidas com esmalte. Os valores do comprimento de trinca ( $a_0$ ) foram medidos sobre a superfície de fratura em nove posições (conforme a ASTM E1290-93), sendo utilizado um projetor óptico de perfis da marca Carl Zeiss-Jena, com ampliação de 50X.

#### 5.4 Processamento digital de Imagens

Foram utilizadas rotinas de processamento digital de imagens com o objetivo tanto de viabilizar alguns passos da própria metodologia quanto a produção dos parâmetros dimensionais. Estas macros foram escrita na linguagem de programação de macros do programa Scion Image Beta 3b (versão para MS Windows 95 do NIH Image) e no programa NIH Image que são *software* de distribuição gratuita. A disponibilidade livre do programa foi um dos principais motivos para sua escolha, pois garante a sua utilização por qualquer Instituição, permitindo um desejável intercâmbio de informações.



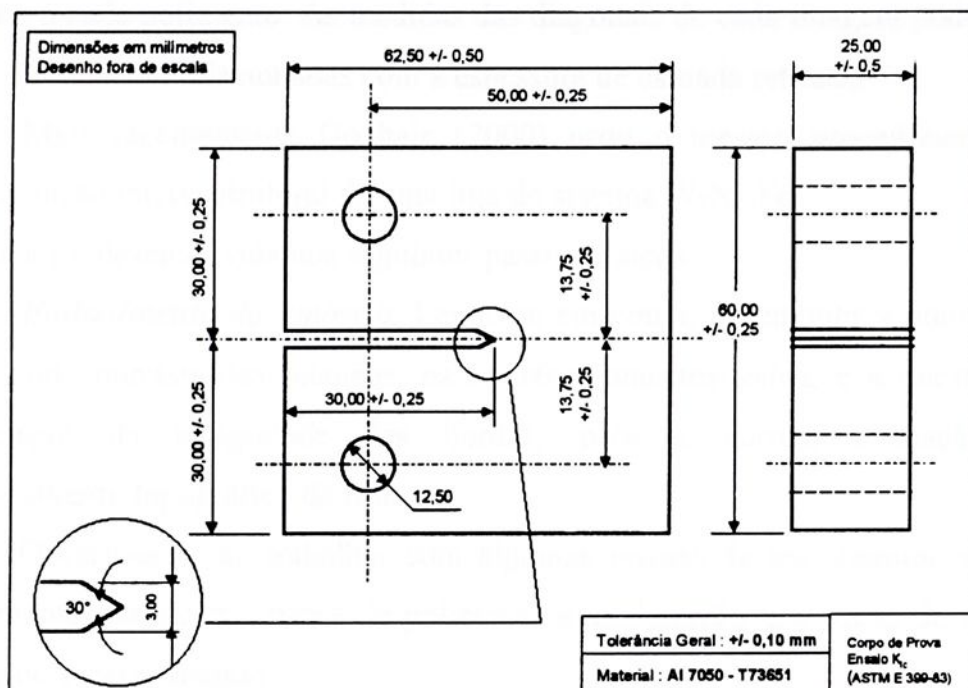


FIGURA 5.3 Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios para determinação de  $K_{IC}$

#### 5.4.1 Rotina para Medição da Espessuras das camadas removidas em Polimentos sucessivos

Foi criado um procedimento para estimar a espessura de material removido em polimentos sucessivos, que foi utilizado na aplicação do método de seccionamento vertical para a análise quantitativa de perfis de fratura, permitindo maior aplicabilidade do procedimento EGF P1-87D na determinação do comportamento topográfico do relevo de superfícies fraturadas.

Utilizou-se o conceito descrito por Kurszydowski & Ralph (1995) para calcular a espessura de camadas removidas pelos polimentos sucessivos. Usando impressões de dureza Vickers sobre a amostra que contém o perfil de fratura, obteve-se, após a digitalização, uma imagem de um quadrilátero, que decresce em

tamanho a cada polimento. As medidas das diagonais de cada imagem podem ser fácil e diretamente relacionadas com a espessura de camada retirada.

Mais recentemente Gokhale (2000) usou o mesmo procedimento na caracterização microestrutural de uma liga do sistema W-Ni-Fe.

A técnica foi desenvolvida nos seguintes passos básicos :

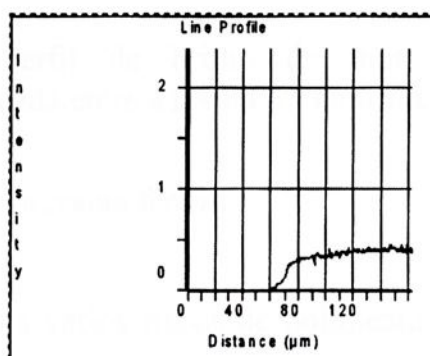
**Embutimento da amostra.** Levou-se em conta, ao embutir a amostra, a questão do contraste das imagens, na interface amostra-resina, e a questão da manutenção da integridade das bordas, para a correta avaliação do comportamento topográfico da fratura.

Observou-se, ao trabalhar com algumas resinas de uso comum, alguns inconvenientes, tais como riscos de polimento e adulteração dos perfis de fratura na hora do seccionamento.

A primeira resina testada foi a resina acrílica para embutimento à frio para amostras metalográficas, Resina Acrílica RPI e o líquido auto polimerizante, A-2 da Arotec, e foram obtidos os resultados mostrados na Figura 5.4 a seguir:



(a) Amostra embutida



(b) Perfil de brilho de uma linha traçada entre a resina e a amostra.

FIGURA 5.4 Resultado do embutimento com a resina acrílica.

Pode-se notar na imagem, Figura 5.4, um perfil abaulado e sem uma boa definição. Quando se mede o perfil de brilho de uma linha traçada entre a amostra e a resina, através do programa Media Cybernetics Image Pro Plus 4.0, verifica-se

que também existe um problema de contraste, já que a intensidade de brilho cresce de forma muito suave e irregular ao longo da interface da amostra com a resina, denotando um abaulamento da resina e da peça, prejudicando a extração de informações do perfil.

A outra resina testada foi a resina fenólica para polimento à quente para embutimento de uso geral, Multifast Brown, da Struers. Os resultados obtidos estão mostrados nas Figuras 5.5.

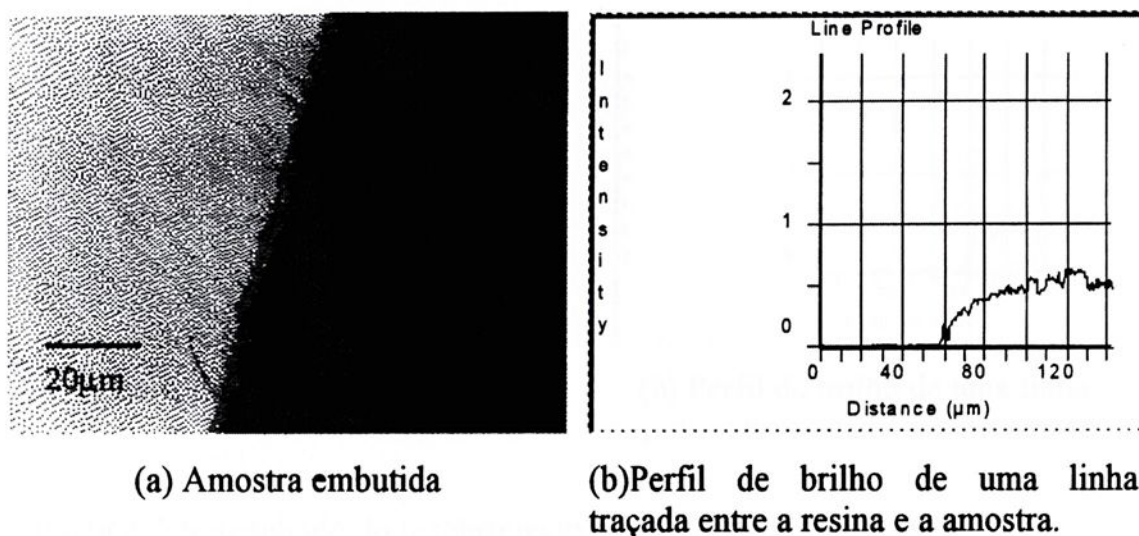
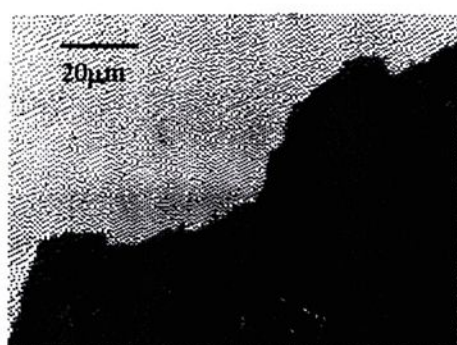


FIGURA 5.5 Resultado do embutimento com a resina fenólica.

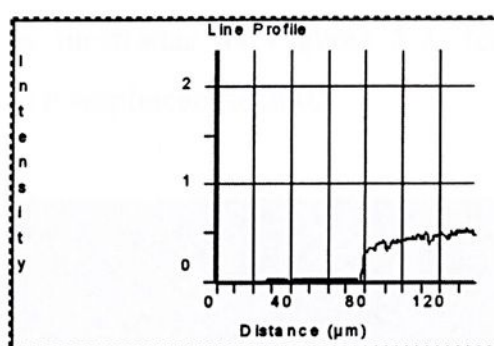
Na Figura 5.5, podem ser observados vários riscos de polimento pois a resina se mostrou um pouco porosa, prejudicando sobremaneira a obtenção de uma imagem em que se pudesse proceder uma análise. Outro problema é a sua borda visivelmente adulterada, o que mostra que existe uma incompatibilidade entre a dureza da amostra e a da resina.

No perfil de brilho de uma linha traçada entre a resina e a amostra, (b), observa-se um crescimento da intensidade do brilho gradativo e irregular, exatamente o contrário do que se espera de uma imagem com bom contraste.

Testou-se então, um procedimento indicado por Hull (1999), que aconselha o recobrimento da superfície de fratura com uma camada de adesivo Epóxi para preservação do perfil de fratura. Utilizou-se este adesivo (Brascola Araldite 24h) com um tempo de cura de vinte e quatro horas. Em seguida, procedeu-se o seccionamento e o embutimento em resina fenólica para polimento à quente para embutimento de uso geral, Multifast Brown, da Struers. Os resultados são apresentados na Figura 5.6.



(a) Amostra recoberta e embutida



(b) Perfil de brilho de uma linha traçada entre as camadas e a amostra.

FIGURA 5.6 Resultado do recobrimento seguido de embutimento

É bastante clara a superioridade na retenção de bordas desta amostra. Outro benefício encontrado foi o fato de que o adesivo é transparente, de modo que a luz se perde entre as camadas, possibilitando um excelente contraste na interface do perfil, permitindo identificar a posição da zona de estiramento no microscópio óptico.

Esses resultados justificaram a escolha do procedimento.

**Polimento das amostras.** Foi utilizada uma combinação de lixas de carbeto de silício com a seguinte ordem de granulometria: 100, 200, 320, 400, 600 e 1000. Em seguida, utilizou-se para o polimento final uma suspensão de

silica coloidal, OP-S da Struers, juntamente com o pano de polimento OP-Nap da mesma marca.

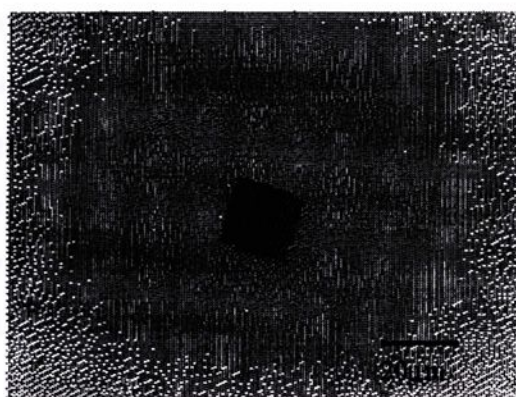
**Captura das imagens.** As imagens foram capturadas em microscópio óptico de campo invertido Nikon Epiphot 200.

Para a adequada aquisição, foi testada uma série de parâmetros de microscopia. Foram feitas observações em campo claro sem filtros ópticos, digitalizando-se diretamente as imagens com uma câmera Pixera Professional, utilizando o *software* Pixera Viewfinder para a captura das imagens.

As imagens da identificação, como as mostradas na Figuras 5.7, foram adquiridas com resolução de 800 x 600 pixels e ampliação de 200X.



(a) imagem da primeira identificação



(b) imagem da segunda identificação

FIGURA 5.7 Imagens de identificações sucessivas.

#### ***Rotina desenvolvida para medição da espessura da camada removida.***

Foi produzida uma macro que utiliza um par de imagens de uma mesma marca de impressão Vickers, obtidas em dois passes sucessivos de polimento, conforme as imagens mostradas na Figura 5.7, permitindo ao usuário medir suas diagonais para calcular a espessura removida,  $t$ , através da equação (5.1):

$$t = \frac{\overline{D_1} - \overline{D_2}}{2 \operatorname{tg} 74,055^\circ} \cong \frac{\overline{D_1} - \overline{D_2}}{14} \quad (5.1)$$

Onde  $\overline{D}_1$  e  $\overline{D}_2$  são, respectivamente, os valores médios das diagonais medidas de uma mesma marca de impressão após o primeiro e o segundo passes de polimento.

O algoritmo proposto, consiste nas seguintes etapas:

- *Entrada de dados*: são solicitados os arquivos das imagens das marcas de impressão e seus dados de calibração.
- *Pré-processamento*: as imagens são processadas para uma ampliação do contraste, por meio de um estiramento linear de seus histogramas (comando *EnhanceContrast*) e estas mudanças na dinâmica de contraste são fixadas através do comando *ApplyLUT*. O melhoramento no contraste facilita a visualização das bordas e a rotina de estiramento linear apresenta a vantagem de não introduzir deslocamentos no posicionamento das bordas. O ruído, que é normalmente um sinal de alta frequência, não é filtrado, pois o uso de filtros passa-baixa (como o da mediana) provoca um deslocamento das bordas dos objetos. Pelo mesmo motivo, não são aplicadas ferramentas para correção da variação de iluminação.
- *Montagem da pilha de imagens*: as imagens são agrupadas numa pilha (*stack*), com o objetivo de evitar erros do usuário na seqüência de medição. As janelas das imagens abertas quando da entrada de dados são fechadas.
- *Medição das diagonais*: usando a ferramenta de seleção de linha (*straightline*) e a opção de medição do comprimento, o usuário é dirigido a selecionar com o *mouse*, seqüencialmente, as diagonais das marcas de impressão do penetrador Vickers, tendo a possibilidade de ajustar cada uma das retas selecionadas (linhas vermelhas da figura 5.7). Assim, automaticamente, os valores são medidos de acordo com a escala de calibração apresentada pelo usuário, obedecendo às informações fornecidas por ele quanto à extensão das



diagonais. Esta interação com o usuário é necessária para garantir a precisão do programa em casos como o da observação de amostras com inclusões, onde a presença de um destes defeitos, junto aos limites da marca de impressão causaria erros no caso da adoção de ferramentas automáticas de

- segmentação. Esta solução é similar àquela adotada no programa Media Cybernetics Materials-Pro Analyzer 3.1, pelos mesmos motivos.
- *Cálculo e apresentação da espessura da camada removida*: a rotina, já com os valores de cada uma das quatro diagonais medidas, calcula a espessura da camada removida utilizando a equação (1) e apresenta o resultado numa janela, criada com o comando *PutMessage*.

#### 5.4.2 Cálculo da Dimensão Fractal de perfis de Fratura pelo Método de Dilatação de Pixels

Esta rotina foi elaborada para a medição de perfis de fratura através do parâmetro dimensional da dimensão fractal por meio do método Minkowski-Bouligand para cálculo de dimensão fractal de perfis, e tem sua base matemática apresentada como se segue:

De acordo com Hornbogen (1989), a cobertura de Minkowski de um conjunto  $H$  é o conjunto de todos os pontos  $H(\phi)$  definidos pela equação (5. 2):

$$H(\phi) = \{Y : Y \in b\phi(x), x \in H\} \quad (5.2)$$



Onde  $B\phi(x)$  é um disco de raio  $\phi$  com centro em  $x$ .

Na terminologia fractal estas coberturas às vezes são denominadas “sausages” (salsichas).

A área de cobertura de Minkowski é  $[H(\phi)]_2$  e a dimensão Minkowski-Bouligand (MB) para  $H$  é definida pela equação (5.3):

$$\Delta_{MB}(E) = \lim_{\epsilon \rightarrow 0} \left[ 1 - \frac{\ln[H(\phi)]_2}{\ln H} \right] = \inf \left[ \alpha : \epsilon^{\alpha-2} [E(\epsilon)]_2 \xrightarrow{\epsilon \rightarrow 0} 0 \right] \quad (5.3)$$

Sendo  $\Delta_{MB}(H)$  o limite inferior de todo  $\alpha$  tal que  $\phi^{\alpha-2} [H(\phi)]_2$  tende a zero quando  $\phi$  tende a zero.

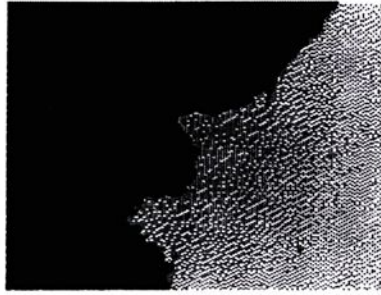
A partir deste conceito, a rotina armazena em dois vetores os valores do incremento e os valores do perímetro do perfil da fratura, que ao serem plotados, apresentam dois segmentos de reta com valores de inclinação diferentes, a reta estrutural e a reta textural.

A dimensão de textura corresponde a uma inclinação menor descrevendo um processo físico de controle da rugosidade da superfície, enquanto que a escala maior é a estrutural, relacionando o processo que proporciona a fratura.

Desta forma, utilizou-se para teste, uma liga de aço API 5L-X80 ao molibdênio que depois de rompida em um ensaio de impacto Charpy, conforme a ASTM E-23-96, foi seccionada de modo a obterem-se perfis de fratura.

A zona observada foi a região junto ao entalhe. Os perfis de fratura foram capturados em microscópio Nikon Epiphot 200 e os parâmetros utilizados foram campo claro, sem o uso de filtros ópticos com um aumento de 100x. A digitalização das imagens foram feitas com uma câmera Pixera Professional, utilizando o software Pixera Viewfinder para a sua captura com uma resolução de 640x480 pixels, conforme mostra a Figura 5.8.

A imagem, então, foi digitalizada, segmentada e, posteriormente, foi aplicada uma seqüência de operações morfológicas de dilatação e erosão, de acordo com o número de iterações desejadas. Estes passos são mostrados na seqüência de Figuras 5.8.



(a) Perfil da fratura com ampliação de 100x



(b) Autotreshold



(c) Perfil após sucessivas dilatações



(d) Perfil após sucessivas erosões



(e) Perfil com incremento de pixels após 21 iterações

**FIGURA 5.8** Passos básicos para cálculo de dimensão fractal pelo método de dilatação de pixels

Através da tabela com os dados do perímetro e das iterações construiu-se um gráfico, para verificar a eficácia do método, conforme mostra a Figura 5.9.

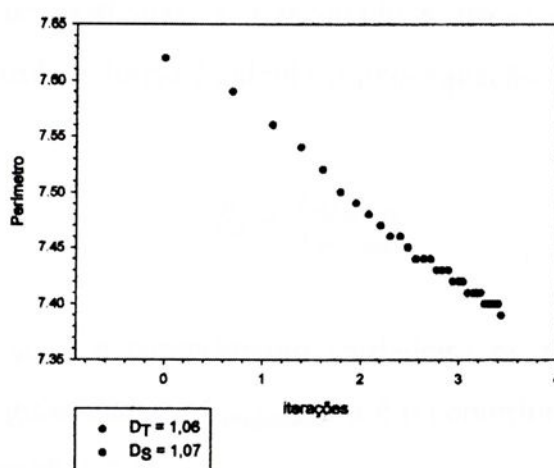


FIGURA 5.9 Dimensão fractal estrutural e de textura por meio do método Minkowski-Bouligand para ampliação de 100x.

#### 5.4.3 Cálculo da Rugosidade Linear de Perfis de Fratura

Para a abordagem linear da medida dos perfis utilizou-se o método da rugosidade linear. Aplicou-se, para isto, um algoritmo desenvolvido por Hein & Ribeiro (1998). Foi utilizado o mesmo perfil teste da rotina anterior com os mesmos parâmetros microscópicos.

Os passos básicos do funcionamento desta rotina são descritos a seguir:

- Aquisição da imagem com bom contraste.
- Segmentação por histograma de brilho
- Delineamento do perfil
- Rotação da imagem em 90°
- Geração de uma máscara
- Intersecção do perfil com a máscara
- Obtenção das coordenadas dos pontos do perfil
- Cálculo da rugosidade a partir das coordenadas

As coordenadas de X e Y destes pontos são encontradas por meio de uma função de análise de partículas, e o resultado é armazenado em dois vetores. Desta forma, a rugosidade linear é calculada pela equação (5.4).

$$R_L = \frac{L_{\text{verdadeiro}}}{L_{\text{projetado}}} \quad (5.4)$$

Onde  $L_{\text{verdadeiro}}$  é o comprimento verdadeiro do perfil, considerando as sobreposições e irregularidades e  $L_{\text{projetado}}$  é a é o comprimento de uma linha reta projetada no eixo das abscissas.

A seqüência de Figura 5.10 mostram o processamento do mesmo perfil de fratura utilizado no método.

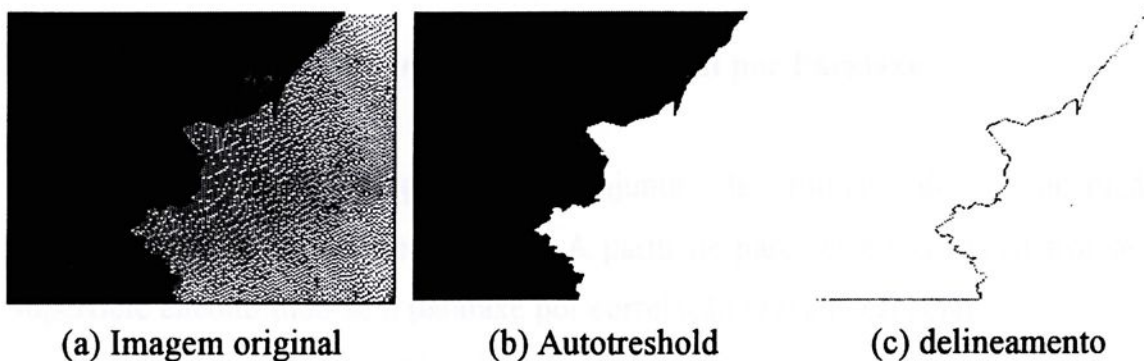


FIGURA 5.10 Sequência do algoritmo para cálculo da rugosidade linear



(d) Rotação



(e) Máscara

(f) Coordenada dos pontos do perfil

FIGURA 5.10 (cont.) Sequência do algoritmo. A rugosidade linear calculada foi 70,1066.

#### 5.4.4 Rotina para Reconstrução Tridimensional por Paralaxe

Hein (2000) propôs um conjunto de rotinas de reconstrução tridimensional da superfície fraturada. A partir de pares estéreos, reconstrói-se a superfície encontrando-se o paralaxe por correlação cruzada espacial.

A primeira rotina utilizada foi a *Stereo viewer*. Este algoritmo prepara as projeções para serem observadas. As imagens são alinhadas e ajustadas para o mesmo tamanho, corrigindo erros relativos à translação e rotação devido ao posicionamento do porta amostras.

Foram testados dois pares estéreos da superfície fraturada de um corpo de prova de tensão compacta de uma liga de alumínio, de acordo com a norma ASTM E399. Estas imagens foram feitas à 1 kV e ampliação de 500X. Após a aplicação da macro obtiveram-se as imagens da Figura 5.11.



(a) Projeção à esquerda

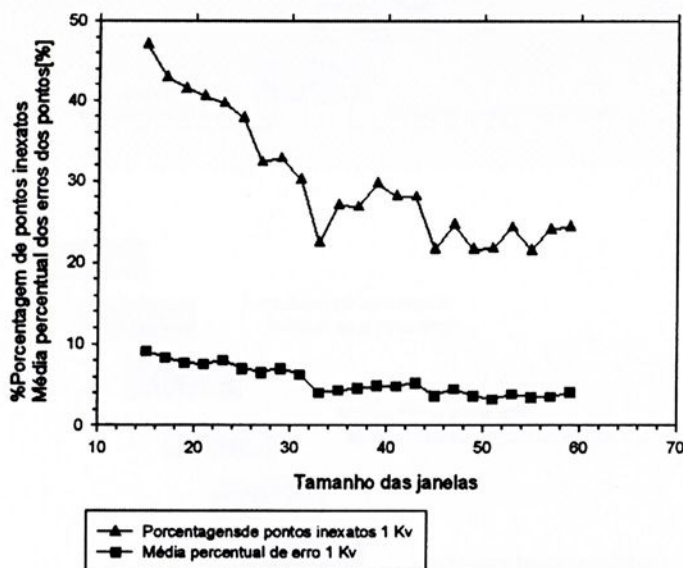
(b) Projeção à direita

FIGURA 5.11 Projeções ajustadas de acordo com a rotina *Stereo viewer*. Note que a projeção à direita foi rotacionada para um melhor alinhamento com a outra projeção.

A segunda macro aplicada, chamada *Test e-map quality*, foi desenvolvida para testar a exatidão do critério de correlação, analisando os mapas de reconstrução, testando a adequação da resolução do tamanho da janela. O teste é feito em uma das projeções, que é copiada para simular um par estéreo perfeito. Uma defasagem relativa à dez pixels é imposta à janela de referência, assim, a reconstrução 3-D ideal deve retornar o plano  $Z=10$ .

Os testes avaliaram a porcentagem de pontos errados, que é a porcentagem de pontos no mapa de elevação com intensidade diferente do valor esperado de 10, e a porcentagem média de pontos errados, que calcula o erro médio nas intensidades, ponderado em relação à intensidade esperada ( $Z=10$ ).

Os resultados são apresentados na Figura 5.12.



### 5.12 Estimativa dos erros nos cálculos de elevações, para a escolha do tamanho de janela mais exato.

De acordo com os resultados o menor erro, para esse padrão de imagem, acontece quando o tamanho de janela é 55 pixels.

Definidos estes parâmetros, foi aplicada a rotina para reconstrução propriamente dita.

O algoritmo é baseado na correlação espacial de janelas extraídas de ambas as projeções do par estéreo. A janela de referência para cada posição (x,y) testada é extraída da imagem a direita, conforme a explicação de Hein *et al.* (1999), e é sucessivamente comparada a uma sequência de 'janelas de varredura' extraídas da projeção à esquerda do par estéreo. Este processo é ilustrado pelo pela Figura 5.13.

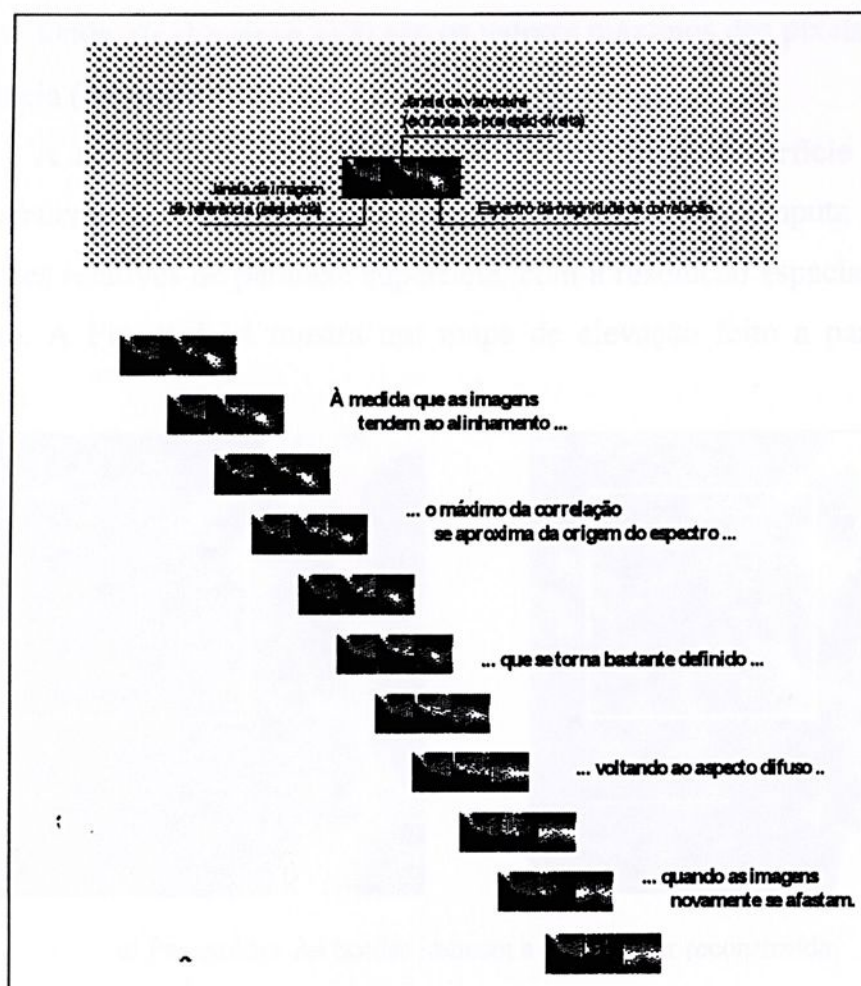


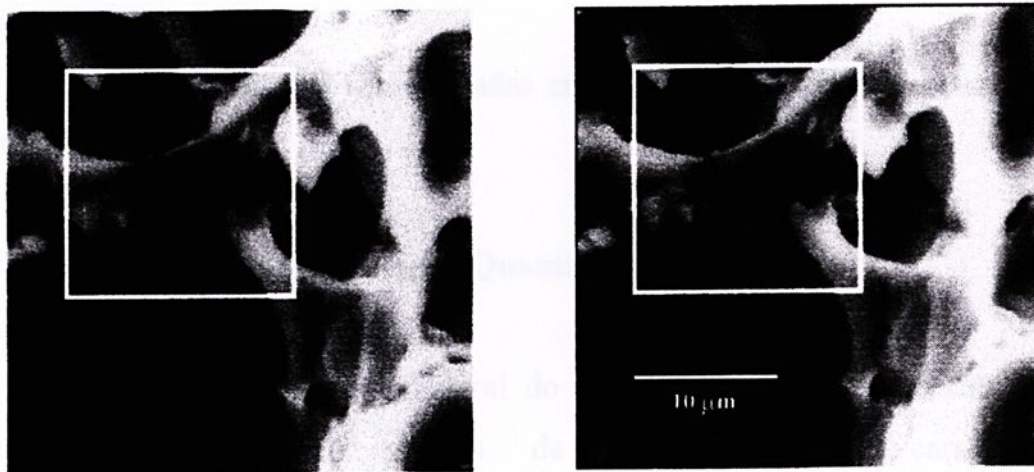
FIGURA 5.13 Princípio de reconhecimento de regiões semelhantes pela correlação cruzada.

O valor de correlação para cada passo desta varredura,  $N_{sp}(\alpha, \beta)$ , é normalizado pela equação (5.5), considerando a média das intensidade de brilho em ambas as janelas extraídas das projeções dos pares estéreos.

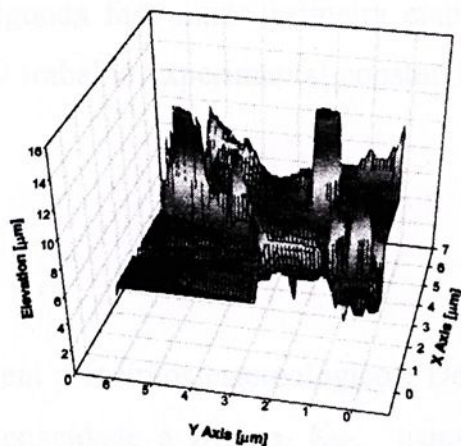
$$N_{sp}(\alpha, \beta) = \frac{\sum_x \sum_y f(x, y) g(x + \alpha, y + \beta) - \overline{f(x, y)} \cdot \overline{g(x + \alpha, y + \beta)}}{\overline{f(x, y)} \cdot \overline{g(x + \alpha, y + \beta)}} \quad (5.5)$$

Onde  $\overline{f(x,y)}$  e  $\overline{g(x+\alpha,y+\beta)}$  são os valores máximos dos pixels das janelas de referência (direita) e varredura (esquerda).

A rotina que fará o mapa da reconstrução da superfície chama-se *3-D reconstruction for a complete fracture surface region*, e computa a elevação das medições relativas de paralaxe superfície, com a resolução espacial definida pelo usuário. A Figura 5.14 mostra um mapa de elevação feito a partir de um par estéreo.



a) Par estéreo. As bordas indicam a região a ser reconstruída.



b) mapa de elevações em escala de cinza

c) representação gráfica do mapa de elevações

FIGURA 5.14 Reconstrução tridimensional. Adaptada de Hein (1999)

#### 5.4.5 Medição da Rugosidade superficial

Esta rotina faz parte do pacote de macros apresentado anteriormente, e se chama *True Surface Analysis*, e computa a área da superfície real, a área da projeção e a rugosidade da superfície, usando a escala verdadeira. A área da superfície é computada pela soma de elementos triangulares que descrevem a superfície total. Cada vértice do triângulo é descrito nas coordenadas (x,y,z), calibrada em escala espacial.

A listagem das rotinas utilizadas em sua linguagem de macro seguem em anexo.

### 5.5 Caracterização Microestrutural Quantitativa

A caracterização microestrutural do corpo de prova teve por objetivo avaliar a anisotropia ao longo da espessura. Para caracterizar microestruturalmente a liga Al 7050 T73651, avaliou-se de forma quantitativa as inclusões intermetálicas e precipitados de segunda fase numa primeira etapa e numa segunda etapa, os contornos de grão. O trabalho experimental constou dos seguintes passos:

#### 5.5.1 Amostragem

A amostragem foi escolhida baseada em princípios estereológicos. Deste modo, a partir de um corpo de prova de tenacidade à fratura,  $K_{IC}$ , usado segundo a orientação T-L, para a direção do plano da trinca, e ensaiado conforme a norma da ASTM E399, foram retiradas amostras através da técnica de seccionamento vertical. A Figura 5.15 mostra o esquema da usinagem do corpo de prova.

Tomou-se como plano horizontal uma região bem distanciada do plano de fratura. Para se proceder uma investigação tridimensional dos aspectos, a amostragem foi feita nos três planos; TL, ST e LT.

Utilizou-se o método descrito por Howard & Reed (1998), no qual o seccionamento é feito de modo a se obter seções verticais uniformemente randômicas (uma vez escolhido um plano horizontal, os cortes estão orientados verticalmente em relação a ele, em intervalos uniformes entre si e randômicos com relação aos aspectos a serem medidos).

Desta forma, foram seccionadas três partes perpendiculares ao plano médio da fratura. Cada uma dessas partes sofreu um outro seccionamento vertical em 7 lâminas, totalizando 21 amostras.

O corte foi realizado com serra de precisão ISOMET 1000 da BUEHLER, usando disco consumível para metais não ferrosos, de acordo com a Figura 5.16.:

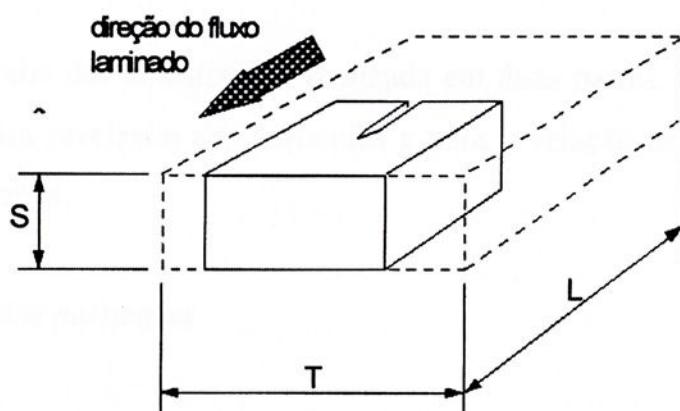


FIGURA 5.15 Plano de orientação da amostra.

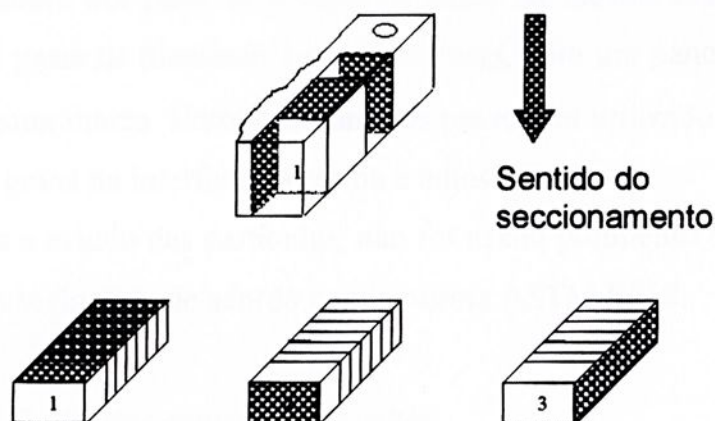


FIGURA 5.16 Esquema de seccionamento do corpo de prova

### 5.5.2 Preparação Metalográfica

A metalografia das amostras foi realizada em duas partes. Utilizaram-se técnicas padrões para revelação das partículas e para revelação de contornos de grão contornos de grãos.

#### *Revelação das partículas*

Utilizou-se resina fenólica para embutimento à quente de uso geral Multfast Brown, da Struers. As peças foram embutidas em Prensa Hidráulica para Embutimento de amostras metalográficas, modelo TEMPOPRESS 2, Struers.

Selecionou-se uma combinação de lixas de carbeto de silício com a seguinte ordem de granulometria: 200, 320, 400, 600, 1000, em uma lixadeira elétrica Knuth Rotor.

As amostras foram então polidas com uma solução de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  1  $\mu\text{m}$ , da AROTEC, sobre um pano de polimento DBM da mesma marca e, em seguida, polidas com pasta de diamante 1  $\mu\text{m}$  da Struers, com um pano de polimento OP-NAP da mesma marca. Entre cada um dos passos foi utilizado o ultra-som para a remoção de grãos na interface da resina e amostra.

Para o estudo das partículas, não foi usado polimento químico para evitar remoção das inclusões, de acordo com a norma ASTM E768.

### *Revelação dos contornos de grãos*

As amostras polidas sofreram um ataque químico. Escolheu-se um ataque para uso em exame microscópico de ligas de alumínio que apresentava a seguinte composição:

- 10 mL de  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (85%)
- 90 mL de  $\text{H}_2\text{O}$

A temperatura da solução variou em torno de  $50^\circ\text{C}$  e o tempo de ataque, em torno de 5 minutos.

### **5.5.3 Captura e digitalização das Imagens**

As imagens foram capturadas em microscópio de campo invertido Nikon Epiphot 200. Para a análise das partículas, a observação foi feita em campo claro, utilizando lâmpada de Xenônio, com 100 x de aumento e sem filtros ópticos. Para a observação dos contornos de grãos, foram utilizados um filtro verde para aumento de contraste e um filtro para retenção parcial da intensidade luminosa, para um aumento de 200 x.



A digitalização das imagens foi feita com uma câmera Pixera Professional, utilizando o *software* Pixera Viewfinder. A resolução escolhida foi de 640x480 pixels para análise de precipitados e 800x600 pixels para análise de grãos, devido às necessidades de detalhamento e à influência das ferramentas de processamento digital sobre o delineamento dos objetos observados.

#### 5.5.4 Campos de Observação de partículas e grãos

A rotina de caracterização e medição das partículas das amostras foi elaborada da seguinte forma:

Estimou-se um número médio de campos de observação para cada classe de amostras baseado no trabalho de MAINY (1995), que estabelece o número de campos a partir de um nível de confiança pré-estabelecido. É o que mostra a equação (5.6):

$$N > \frac{4}{\epsilon r^2} \times \frac{1}{\bar{n}} \quad (5.6)$$

Onde  $1 - \epsilon r$  é o nível de confiança que se deseja implementar,  $\bar{n}$  é o número médio de inclusões por campo e  $N$ , o número de campos sob investigação. Considerou-se um nível de confiança de 94%. Escolheu-se uma amostra ao acaso onde foram medidos 20 campos, estimando-se 1209 partículas, portanto um  $\bar{n}$  que vale 60,45, e um  $N$  que vale 18,38. Então, foram utilizados 20 campos por amostra.

A escolha do número de campos para a análise dos contornos de grãos foi feita de acordo com a norma ASTM E1382, que recomenda a amostragem de um número mínimo de objetos detectados (500 objetos). Foram, então capturados cinco campos por amostra.

### 5.5.5 Rotinas de Processamento

Foram elaboradas 2 rotinas distintas para as duas análises propostas, ambas por meio dos programas Media Cybernetics Image Pro Plus 4.0 e Materials-Pro Analyzer 3.1, do Laboratório de Análise de Imagens de Materiais-LAIMat.

#### *Rotina para análise de partículas*

A rotina estabelecida consistiu dos seguintes passos:

**Remove background:** utilizado para corrigir a variação do brilho das imagens adquiridas, pela aplicação de um filtro de baixa frequência.

**Median filter ( 50% 3x3):** O filtro da média é um filtro de convolução utilizado para a remoção de ruídos na imagem inseridos pela câmara na captura das imagens.

**Find Features: (0-150):** Segmentação das imagens partindo de seu histograma de brilho, ou seja, separação do foreground (partículas) do background (matriz). De acordo com a ASTM E1382, deve-se preceder o ajuste desta segmentação para a primeira imagem e utilizar este ajuste como o padrão para as demais imagens da pilha. Os passos do processamento são mostrados na Figuras 5.17, que mostra em (a) uma imagem original, (b), a imagem com a variação de brilho corrigida, (c), a imagem com o filtro da mediana e (d), a imagem segmentada.



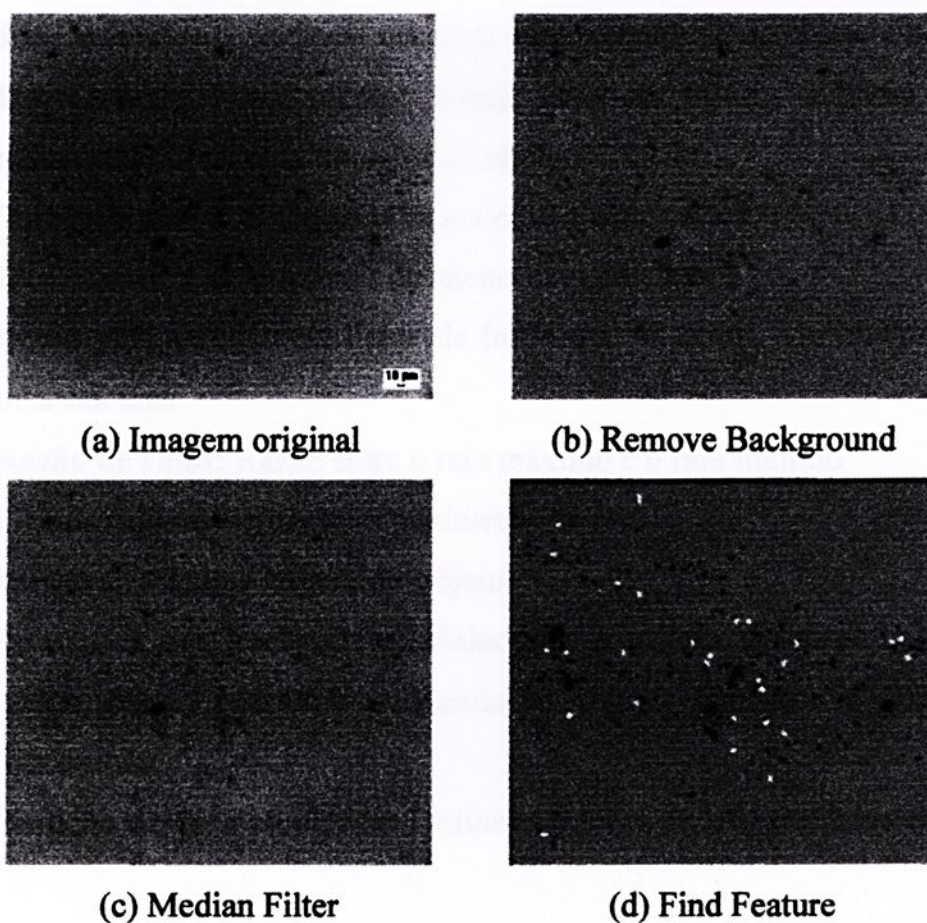


FIGURA 5.17 Passos do processamento para a análise de partículas

A partir destes passos, foram adicionados à rotina comandos de medições e parâmetros de forma, que foram utilizados na avaliação e apresentação dos resultados:

**Medida da área:** Mede a área dos objetos possibilitando a opção de cobrir os furos

**Razão de Aspecto:** Razão entre o eixo maior e o eixo menor da elipse equivalente ao objeto

**Perímetro:** Comprimento do contorno dos objetos

**Eixo maior:** Comprimento do maior eixo da elipse

**Raio máximo:** A distância máxima entre o centróide do objeto e o seu tamanho

**Diâmetro de Feret médio:** Média entre os valores máximo e mínimo do diâmetro de Feret para um mesmo objeto

**Raio mínimo:** A distância mínima entre o centróide do objeto e o seu tamanho

**Eixo menor:** Comprimento do menor eixo da elipse

**Razão perímetro/área:** Fator de forma que relaciona o perímetro de um objeto pela sua área

**Razão de raios:** Razão entre o raio máximo e o raio mínimo

**Circularidade:**  $\text{Perímetro} \times \text{perímetro} / 4 \times \text{área}$

**Largura:** Máxima largura do objeto

**Estatística dos parâmetros:** Relaciona os valores descritos acima, calculando média, desvio padrão e indicando os valores máximos e mínimos de cada distribuição

**Medição da área analisada:** Define as frações de área das fases encontradas

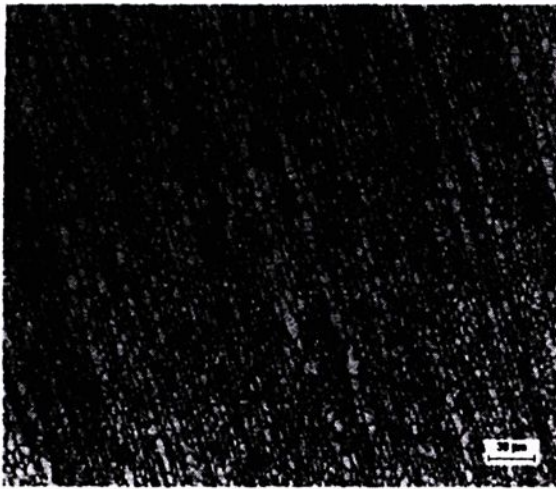
### ***Rotina para Análise de Contornos de Grãos***

A rotina de processamento constou dos seguintes passos:

- **Segmentação através do histograma de brilho (152-255):** Da mesma forma que o comando Find Features, especificou-se a intensidade dos valores que definiram os objetos a serem contados.

- **Filtro Watershed Split :** Técnica de separação de objetos que se tocam através de sucessivas erosões e dilatações.

A Figura 5.18 mostra a sequência de processamento das imagens onde (a) é a imagem original, (b) é a imagem segmentada e (c) a imagem com a aplicação do filtro *Watershed* ("divisor de águas").



(a) Imagem original



(b) Segmentação através do  
histograma de brilho



(c) Watershed Filter

### 5.18 Esquema de processamento para análise dos grãos

A partir destes passos, foram adicionados à rotina comandos de os seguintes comandos de medições:

- **Área**
- **Razão de aspecto**

### 5.5.6 Escolha dos parâmetros para medição

Conduziu-se a escolha dos parâmetros para a medição, baseada no trabalho de TODA *et. al.* (2000) que, investigando ligas de Al, concluiu que a tenacidade à fratura decresce com o aumento do tamanho do grão na matriz e com a fração volumétrica de inclusões. Verificaram ainda que este efeito é mais acentuado quando as inclusões estão mais concentradas.

#### *Análise das partículas*

Os parâmetros escolhidos para análise de partículas foram:

- A densidade de partículas por área  $N_A$ , que segundo ASTM 1245, estima o número do campo, e é dada em  $\text{mm}^{-2}$ , conforma a equação (5.7).

$$N_A = \frac{N_i}{A_T} \quad (5.7)$$

Onde  $N_i$  é o número de partículas constituintes e  $A_T$ , a medida de área do campo ( $\text{mm}^2$ ).

E a fração volumétrica,  $v_V$ , que é mostrada na equação (5.8).

Onde  $A_i$  é a área da partícula detectada.

$$\bar{V}_V = A_A = \frac{A_i}{A_T} \quad (5.8)$$

Para a investigação da morfologia das partículas, utilizou-se o parâmetro de forma razão de aspecto, AR, definida como a razão entre o eixo maior e o eixo

menor da elipse circunscrita . Este parâmetro foi escolhido por ser o que melhor representava a variação na morfologia das partículas no material.

O estudo estatístico das medições foi desenvolvido no *software* SPSS SigmaStat para Windows versão 2.03. A apresentação gráfica dos resultados foi desenvolvida no *software* SPSS SigmaPlot para Windows versão 4.01.

### ***Análise dos Grãos***

Os parâmetros escolhidos para análise grãos foram:

- **Área** ( $\text{mm}^{-2}$ )
- **Razão de aspecto**

O estudo estatístico das medições foi desenvolvido no *software* SigmaStat para Windows versão 2.03. A apresentação gráfica dos resultados foi desenvolvida no *software* SigmaPlot para Windows versão 4.01.

## **5.6 Aquisição dos Pares Estéreos das Superfícies Fraturadas das Amostras**

A partir da superfície dos dois corpos de prova em teste, foram obtidas imagens dos pares estéreos em nove regiões ao longo da zona de estiramento, em microscópio eletrônico LEO 435Vi do AMR/CTA. Este método tem base no procedimento proposto pelo método EGF P1-87D, para medição da largura da zona de estiramento.

A Figura 5.19 esquematiza este procedimento.



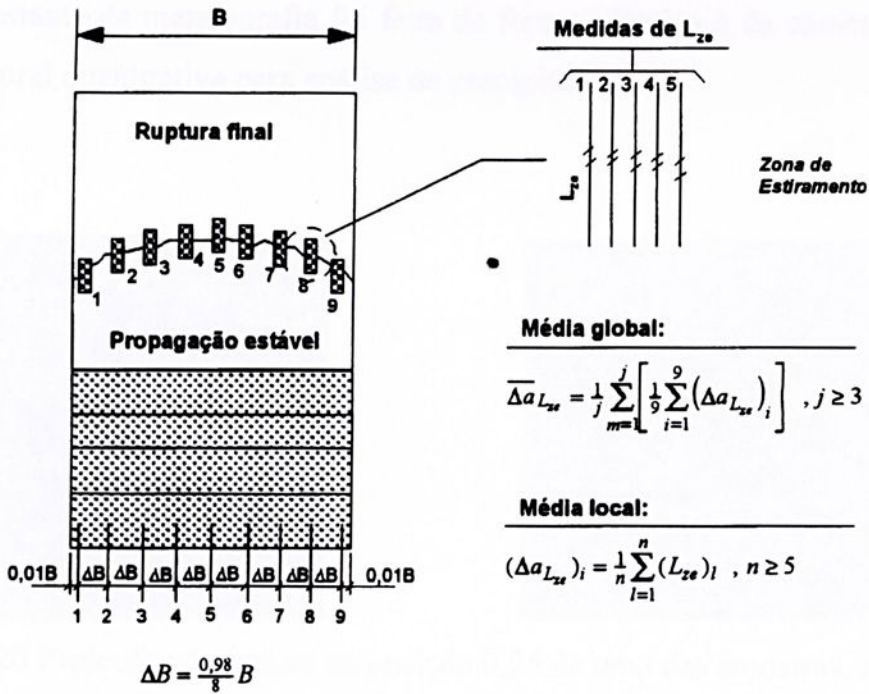


FIGURA 5.19 Procedimento proposto pelo método EGF P1-87D, para medição da  $L_{ze}$ . Extraído de Hein (1996).

Assim, foram feitos nove pares estéreos em cada corpo de prova totalizando dezoito pares. A Figura 5.20 mostra um par estéreo extraído da posição 0,25 de uma das amostras.

## 5.7 Obtenção dos Perfis de Fratura através de Seccionamento Vertical

### 5.7.1 Preparação das amostras

Sobre a superfície da fratura foi depositada uma camada de adesivo epóxi (Brascola Araldite 24h), de tempo de cura de vinte e quatro horas, para que se garantisse a integridade das bordas dos perfis.

Assim, as superfícies dos dois corpos de prova foram seccionadas, de acordo com o esquema da Figura 5.21, em serra de precisão ISOMET 1000 da BUEHLER, usando disco consumível para metais não ferrosos, totalizando 18

perfis. O restante da metalografia foi feita de forma idêntica à da caracterização microestrutural quantitativa para análise de precipitados.

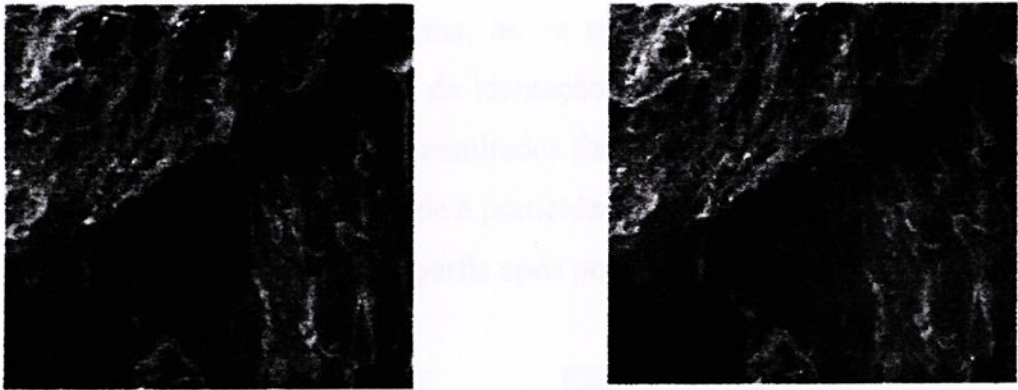


FIGURA 5.20 Projeções da fratura na posição 0,25 de uma das amostras. A imagem da esquerda é a projeção com o ângulo positivo. A imagem da direita é a projeção com ângulo negativo. As imagens foram feitas com uma inclinação total entre os ângulos de cinco graus, a tensão de aceleração de 1,0 kV e ampliação de 500X. Utilizou-se detector de elétrons secundários para o trabalho.

As imagens foram capturadas em microscópio de campo invertido Nikon Epiphot 200. A observação foi feita em campo claro, utilizando lâmpada de Xenônio, com 500 x de aumento, utilizando um filtro óptico verde (GIF) da Nikon, para aumento do contraste. A digitalização das imagens foi feita com uma câmera Pixera Professional, utilizando o *software* Pixera Viewfinder. A resolução escolhida foi 800x600.

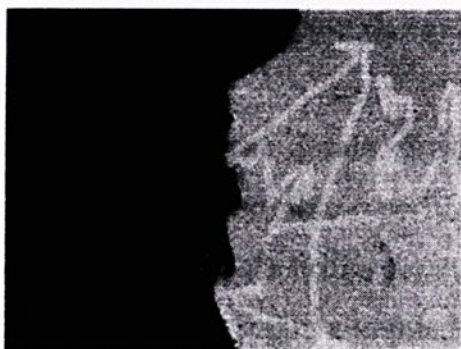
### 5.7.2 Esquema para polimentos sucessivos

Cada um dos dezoito corpos de prova embutidos foram fotografados e em seguida sofreram sucessivos polimentos (lixa de granulometria 2000, seguido de

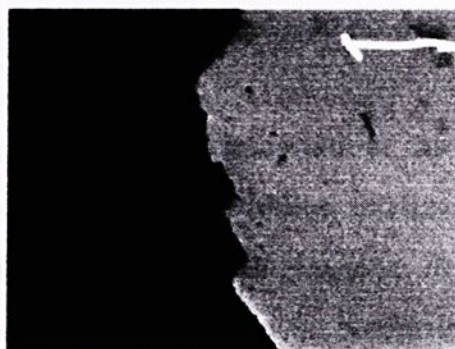
polimento com pasta de diamante). A cada um dos polimentos, o novo perfil era novamente fotografado. Desta forma, de acordo com a Figura 5.20, foram digitalizados 90 perfis de fratura.

O controle da espessura de remoção da camada foi feita pelo processo descrito na seção 5.4.1. Desta forma, ao se capturar a imagem de um perfil, capturava-se também uma imagem da indentação, e este processo era repetido até o quinto perfil de cada amostra. Os resultados foram compilados em uma tabela, e serviram para a avaliação da validade e praticidade da técnica.

A Figura 5.21 mostra dois perfis após polimentos sucessivos.



(a) Primeiro polimento



(b) Segundo polimento

FIGURA 5.21 Perfis de sucessivos polimentos de uma amostra. Note que as imagens receberam um pré-processamento para retirar as marcas de inclusões que prejudicariam a aplicação das macros dos parâmetros dimensionais

### 5.8 Obtenção dos Perfis de Fratura a partir dos Mapas de Reconstrução por Paralaxe.

A partir do procedimento explicado no ítem 5.4.4, foram obtidos 18 mapas de elevação da superfície da fratura nas diferentes regiões (nove mapas por

amostra). Foram então extraídos, de cada um dos mapas, cinco perfis de elevação. Os resultados foram compilados em tabelas com os valores do comprimento e da elevação ao longo deste perfil.

Estas tabelas, que apresenta valores em pixels, foram convertidas para escala em micrometros, corrigindo-se pelo ângulo total e a resolução.

### **5.9 Obtenção dos perfis pelo Método da Linha de Varredura**

Cinco perfis foram obtidos de cada uma das projeções dos pares estéreo das amostras. As projeções escolhidas foram as positivas (inclinação à direita), devido ao posicionamento da amostra no porta amostra em relação ao detector de elétrons.

As imagens foram divididas em sete linhas (descartam-se as linhas periféricas) e foi extraído o perfil de brilho das outras cinco linhas, totalizando 90 perfis. Os valores de brilho foram convertidos em valores de elevação, de modo que os resultados foram compilados em tabelas com os valores de comprimento e elevação dos perfis.

### **5.10 Medição da Fratura por meio dos Parâmetros Dimensionais**

Os noventa perfis, obtidos por meio das três técnicas apresentadas (extração de perfis das superfícies reconstruídas por paralaxe, seccionamento vertical e linha de varredura), foram quantificados pelos parâmetros dimensionais da rugosidade linear e da dimensão fractal. Já as superfícies reconstruídas pelo método de paralaxe, foram quantificadas apenas pelo parâmetro dimensional da rugosidade superficial. Desta maneira, serão plotados sete gráficos com todas as combinações de técnicas e parâmetros dimensionais.

As tendências desses gráficos foram observadas em conjunto com os gráficos da análise microestrutural, e a influência estimada do campo de tensões na ponta da trinca, e a partir destes resultados, foram discutidas a validade e exequibilidade, tanto das técnicas quanto dos parâmetros.

## CAPÍTULO 6- RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 6.1 Forma e seqüência da apresentação dos resultados e discussão

Conforme a concepção do projeto, utilizaram-se os conceitos que embasam a fractografia quantitativa para uma avaliação sistemática de técnicas de obtenção de perfis e parâmetros dimensionais praticados na literatura, quanto sua validade e limitações. Para tanto buscaram-se cuidados rigorosos com a metodologia que foram desde a criação de cada uma das ferramentas utilizadas até a análise dos resultados.

Parte dos resultados já foram apresentados no capítulo anterior, uma vez que a produção de rotinas de processamento de imagens utilizadas como ferramentas tiveram que ser criadas, desta forma esta parte será apenas discutida.

Os outros resultados serão apresentados e discutidos de acordo com o fluxograma da Figura 6.1.

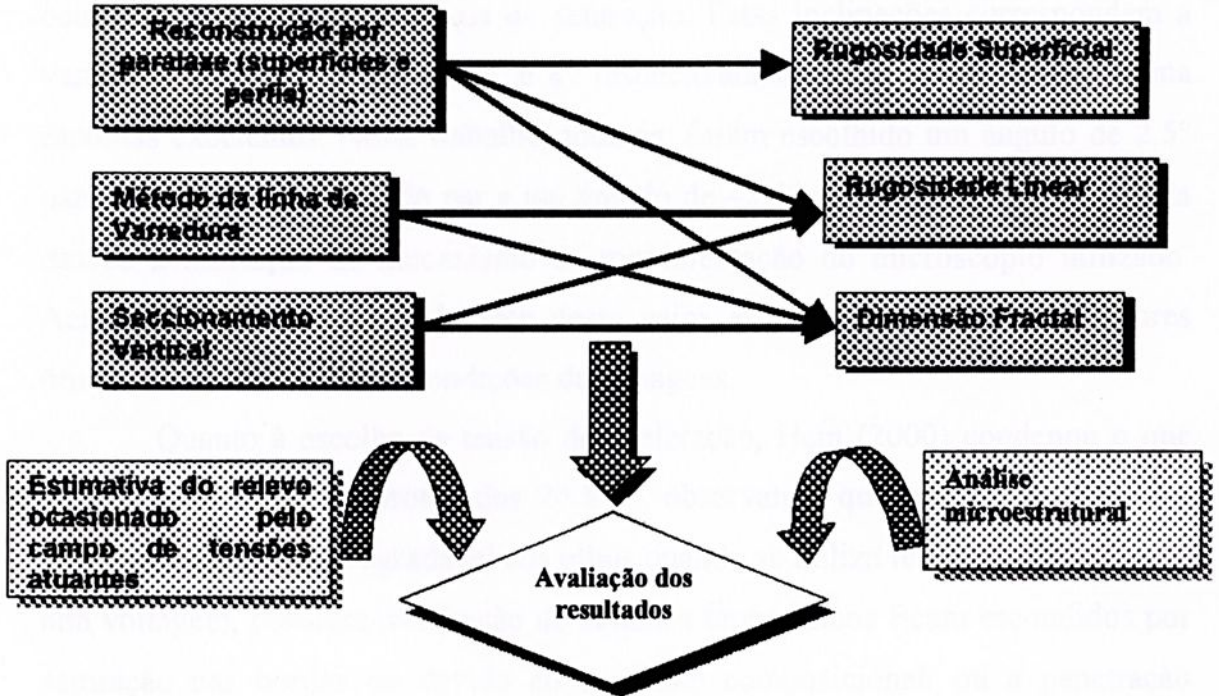


FIGURA 6.1 Esquema da seqüência da apresentação dos resultados.

Desta forma os resultados serão apresentados em sequência e depois analisados e discutidos em conjunto.

## **6.2 Considerações sobre a escolha dos parâmetros de microscopia para a aquisição das imagens dos pares estéreos**

Apresentou-se no capítulo anterior os parâmetros de microscopia utilizados na aquisição dos pares estéreos. Cabe aqui uma discussão sobre a escolha do ângulo de inclinação das imagens e a escolha da tensão de aceleração do feixe de elétrons.

Hein (1996) realizou um estudo experimental, classificando os perfis da zona de estiramento obtidos das projeções dos pares estéreos quanto a saturação e a ocultação de detalhes do relevo para várias inclinações.

Como conclusão descreve que para inclinações de  $3^\circ$  e  $4^\circ$  não há ocultação de detalhes ou sinais de saturação. Estas inclinações correspondem a variações angulares totais de  $6^\circ$  e  $8^\circ$  respectivamente, que seriam, desta forma escolhas excelentes. Neste trabalho, todavia, foram escolhido um ângulo de  $2,5^\circ$  para a projeção à direita do par e um ângulo de  $-2,5^\circ$  para a projeção à esquerda devido à limitação do mecanismo de movimentação do microscópio utilizado. Acredita-se, porém que pelo fato deste valor estar bem próximo dos valores ótimos obtiveram-se boas condições das imagens.

Quanto à escolha da tensão de aceleração, Hein (2000) condenou o que denominou como “síndrome dos 20 kV”, observando que, embora a aparência das imagens seja mais agradável aos olhos quando se utiliza feixe de elétrons com alta voltagem, considerável fração de detalhes topográficos ficam escondidos por saturação nas bordas ou devido ao contraste composicional, ou a penetração intensa do feixe de elétrons. Isto justificou a escolha de 1 kV, minimizando-se o



efeito da composição química na imagem formada pelo detector de elétrons secundários e garantindo maior detalhamento na região de estiramento.

### 6.2.1 Rugosidade Superficial dos mapas de elevação das amostras

A rugosidade superficial dos dezoito mapas de elevação dos dois corpos de prova foi medida por meio da rotina apresentada item 5.4.5. Os resultados foram compilados e apresentados no gráfico mostrado pela Figura 6.2

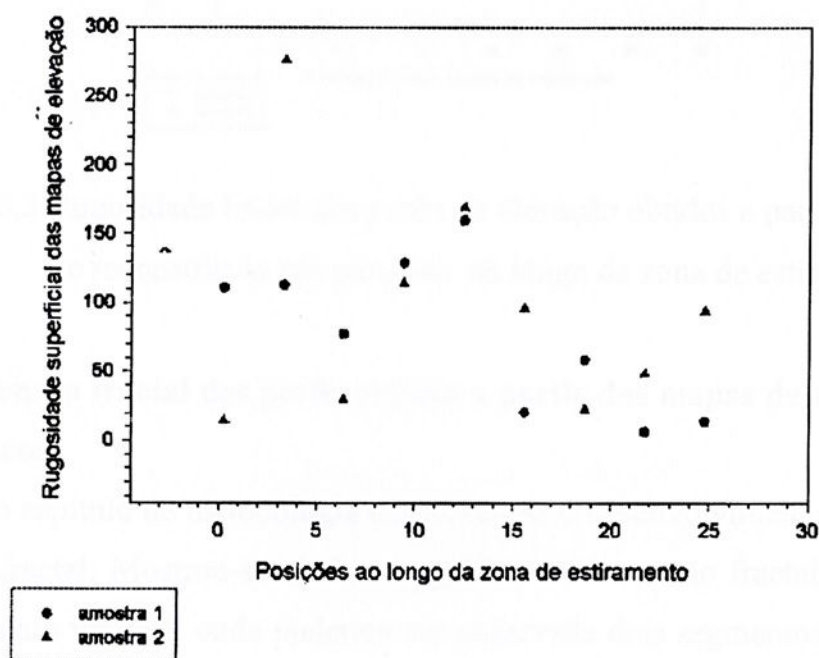


FIGURA 6.2 Rugosidade superficial dos mapas de elevação ao longo da zona de estiramento

### 6.2.2 Rugosidade linear dos perfis obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe

A rugosidade linear dos noventa perfis obtidos dos mapas de elevação foi medida através da rotina de processamento de rugosidade linear e os resultados são apresentados na Figura 6.3.

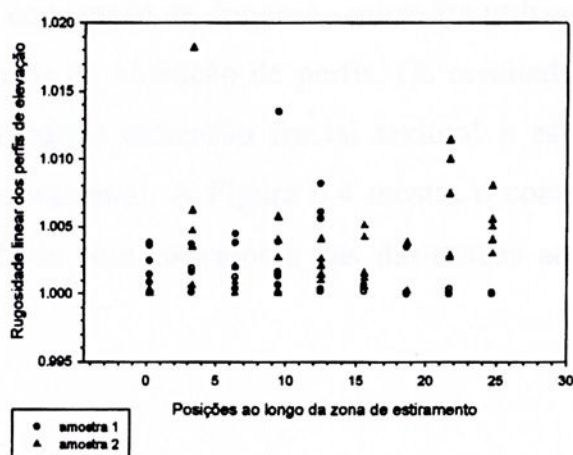


FIGURA 6.3 Rugosidade linear dos perfis de elevação obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe ao longo da zona de estiramento

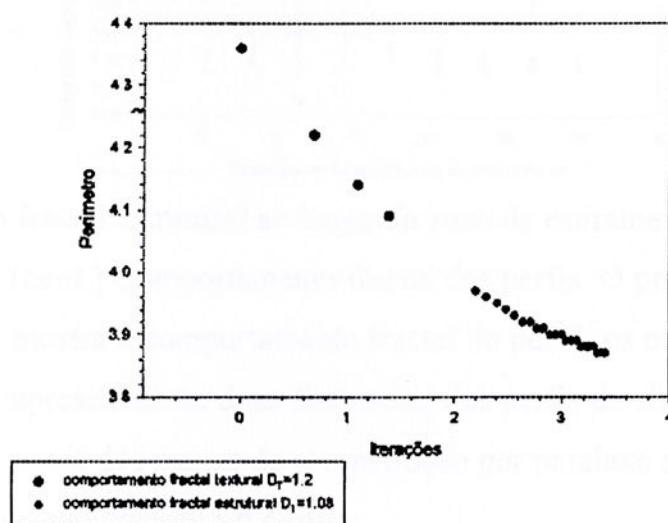
### 6.2.3 Dimensão fractal dos perfis obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe

No capítulo de metodologia descreveu-se o desenvolvimento da rotina de dimensão fractal. Mostrou-se ainda um gráfico da dimensão fractal de perfis de seccionamento vertical, onde puderam ser observada dois segmentos de reta com inclinações diferentes. Cabe aqui uma avaliação mais elaborada quanto a esta forma de analisar a superfície de fratura do ponto de vista fractal.

A superfície de fratura de uma liga metálica não pode ser encarada como simplesmente auto-similar. Devido à anisotropia e heterogeneidade de sua

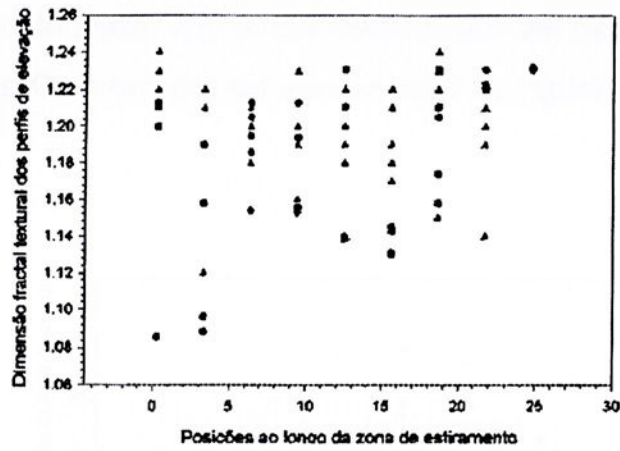
estrutura, esta superfície apresenta um comportamento multifractal ou de fractal misto, como analisa Xie *et al.* (1998).

Portanto para cada um dos gráficos gerados pelos noventa perfis medidos, tais como o gráfico apresentado no capítulo de metodologia, foram ajustadas duas retas e calculadas as dimensões fractais textural, relacionado aos detalhes mais finos do perfil, e estrutural, que mostra o relevo mais macroscópico. Esta concepção de dimensão misto foi utilizada para a análise com as duas outras técnicas de obtenção de perfis. Os resultados foram plotados em dois gráficos mostrando a dimensão fractal textural e estrutural dos perfis ao longo da zona de estiramento. A Figura 6.4 mostra o comportamento fractal de um perfil e os gráficos com os valores das dimensões ao longo dos perfis da fratura.

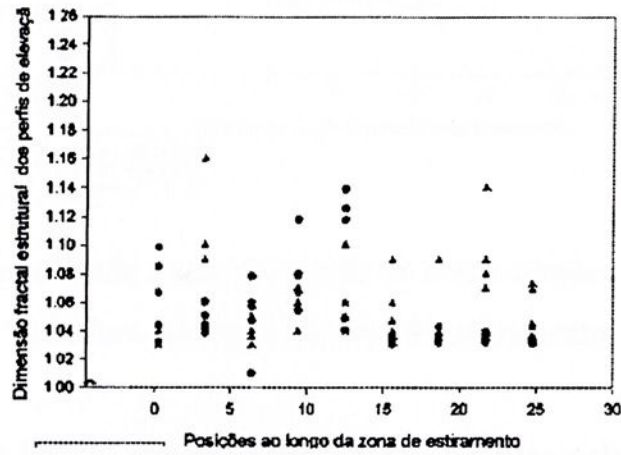


(a) Relação perímetro X iterações (exemplo)

FIGURA 6.4 Comportamento fractal dos perfis.



(b) Dimensão fractal textural ao longo da zona de estiramento.



(c) Dimensão fractal estrutural ao longo da zona de estiramento.

FIGURA 6.4 (cont.) Comportamento fractal dos perfis. O primeiro gráfico (a) mostra o comportamento fractal do perfil, os outros dois gráficos apresentam as duas dimensões dos perfis de elevação obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe ao longo da zona de estiramento ( b e c).

#### 6.2.4 Rugosidade linear dos perfis obtidos pelo método da linha de varredura

Foram obtidos noventa perfis da projeção positiva dos pares estéreos conforme visto no capítulo anterior. Foram obtidos valores do brilho de cada

posição ao longo do perfil, que foram medidos por um parâmetro relacionado à rugosidade linear. Os resultados são apresentados na Figura 6.5.

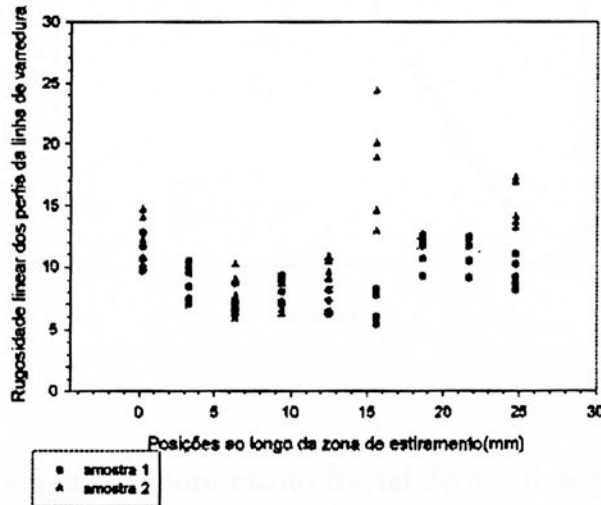


FIGURA 6.5 Rugosidade linear dos perfis de brilho obtidos pelo método da linha de varredura ao longo da zona de estiramento

### 6.2.5 Dimensão fractal dos perfis de fratura obtidos pelo método da linha de varredura

Conforme o procedimento anterior, foram obtidos os noventa perfis de brilho onde procedeu-se a medida da dimensão fractal. A Figura 6.6 mostra um gráfico que descreve o comportamento do relevo destes perfis.

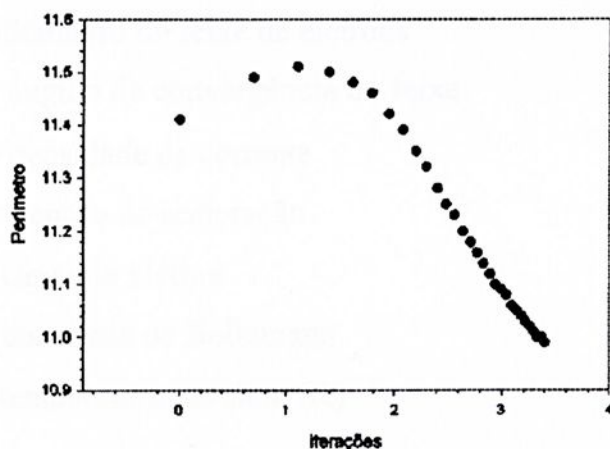


FIGURA 6.6 Gráfico do comportamento fractal do perfil de posição 0,25 de um corpo de prova onde foram feitas 30 iterações.

Pode-se observar neste gráfico que para as primeiras iterações não apresentam comportamento linear, diferente do que se espera para um perfil fractal. A linearidade esperada tem início na região central até o final das iterações.

Este comportamento pode ser explicado devido ao método de obtenção destes perfis. Lyman (1996) apresenta as equações (6.1) e (6.2), que mostram duas equações de brilho ( $\beta$ ) e a relação entre voltagem do feixe de elétrons e resolução das imagens.

$$\beta_{\max} = \frac{4i_b}{\pi^2 d^2 \alpha^2} \quad (6.1)$$

$$\beta = \frac{J_c eV_0}{\pi kT} \quad (6.2)$$

Onde:  $\beta_{\text{máx}}$  = brilho máximo a uma dada corrente do feixe eletrônico

$i_b$  = corrente do feixe de elétrons

$d$  = diâmetro do feixe de elétrons

$\alpha$  = ângulo de convergência do feixe

$J_c$  = densidade da corrente

$V_0$  = tensão de aceleração

$e$  = carga do elétron

$k$  = constante de Boltzmann

$T$  = temperatura absoluta (K)

O brilho diretamente proporcional ao valor da voltagem e inversamente proporcional ao diâmetro do feixe. Então para se ter uma resolução alta, deve-se ter uma tensão de aceleração alta e vice-versa.

Isto acarretará que, quando medida a dimensão fractal do perfil, o primeiro trecho, que está relacionado aos detalhes mais finos ficará distorcido devido a baixa resolução, não apresentando comportamento fractal, já o trecho final, que está relacionado à topografia macroscópica, não sofreria a influência desta distorção da imagem.

Esta análise, por si só, mostra que a técnica da extração de perfis pelo método da linha de varredura é pouco confiável no sentido que distorce a imagem tanto a alta voltagem, pelo contraste composicional, como à baixa voltagem.

## 6.2 Rugosidade Linear dos perfis de fratura obtidos pelo método de seccionamento vertical

Como descrito no capítulo de metodologia, os noventa perfis foram obtidos por meio de sucessivos polimentos manuais. Utilizou-se a rotina de cálculo de remoção de espessura que teve um caráter de mapeamento da falta de controle da remoção, uma vez que só haveria controle sobre esta camada removida se o polimento fosse feito em uma politriz com controle de carga. Os resultados das espessuras removidas são apresentados na tabela 6.1.

TABELA 6.1 Resultado do cálculo das espessuras removidas nos sucessivos polimentos

	Remoção entre o primeiro e o segundo perfil [ $\mu\text{m}$ ]	Remoção entre o segundo e o terceiro perfil [ $\mu\text{m}$ ]	Remoção entre o terceiro e o quarto perfil [ $\mu\text{m}$ ]	Remoção entre o quarto e o quinto perfil [ $\mu\text{m}$ ]
Amostra 1 pos. 0,25	3,45	1,24	1,13	1,3
Amostra 1 pos; 3,31	3,2	1,57	1,22	1,45
Amostra 1 pos, 6,37	3,2	3,14	2,34	1,12
Amostra 1 pos, 9,43	2,21	2,38	1,23	3,45
Amostra 1 pos, 12,5	5,12	3,59	7,23	6,21
Amostra 1 pos, 15,6	6,79	2,34	7,56	2,45
Amostra 1 pos, 18,65	4,43	3,98	3,54	1,97
Amostra 1 pos, 21,7	12,3	2,31	1,23	1,12
Amostra 1 pos, 24,75	7,46	4,78	2,16	3,05
Amostra 2 pos, 0,25	8,21	5,98	4,97	5,98
Amostra 2 pos, 3,31	5,87	7,35	6,27	4,98
Amostra 2 pos 6,37	2,98	3,12	1,98	2,84
Amostra 2 pos, 9,43	5,93	3,81	4,29	5,02
Amostra 2 pos 12,5	5,98	8,46	6,92	5,97
Amostra 2 pos 15,6	3,72	4,08	2,91	7,91
Amostra 2 pos, 18,65	4,97	2,24	3,87	7,71
Amostra 2 pos, 21,7	1,32	4,32	5,23	3,76
Amostra 2 pos, 24,75	3,48	4,89	5,71	3,98

As espessuras removidas não deveriam ser muito diferentes umas das outras, como o foram, para garantir a eficiência do método conforme recomendam Baddeley *et al.* (1986), inclusive porque com as duas outras técnicas os espaçamentos entre os perfis estudados são homogêneos. Desta forma, a obtenção das espessuras de camadas removidas serviu como um cuidado para nortear as limitações da técnica.

Os noventa perfis obtidos foram medidos pela rotina da rugosidade linear e os resultados são apresentados na Figura 6.7.

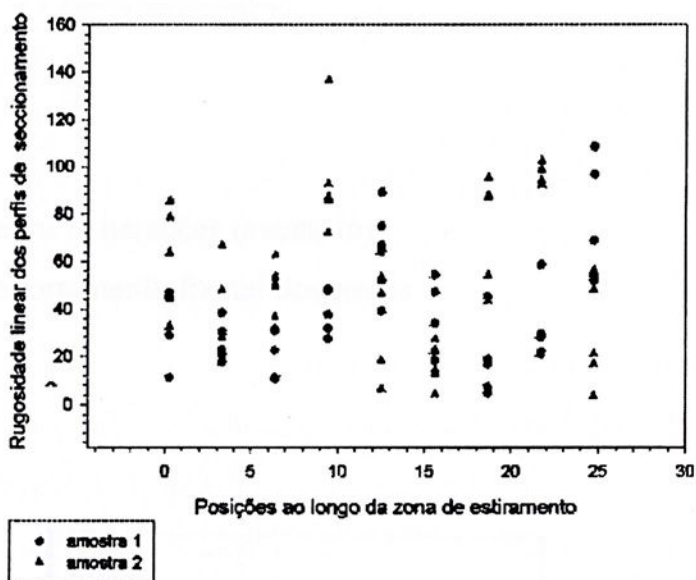
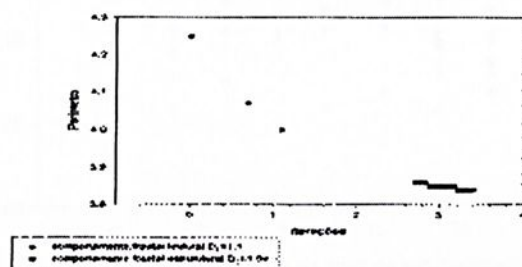


FIGURA 6.7 Rugosidade linear dos perfis de elevação obtidos pelo método de seccionamento vertical ao longo da zona de estiramento

### 6.3 Dimensão fractal dos perfis obtidos pelo método de seccionamento vertical

O comportamento fractal típico de um perfil, assim como as duas medidas de dimensão fractal, estrutural e textural, dos perfis do seccionamento

vertical assim como comportamento fractal típico de um perfil são mostrados na Figura 6.8

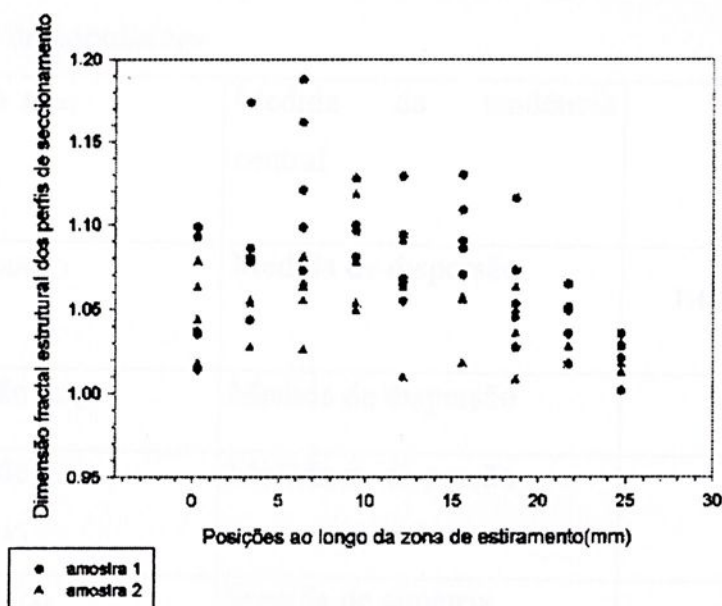


(a) Relação perímetro X iterações (exemplo)

FIGURA 6.8 Comportamento fractal dos perfis



(b) Dimensão fractal textural ao longo da zona de estiramento.



(c) Dimensão fractal estrutural ao longo da zona de estiramento.

FIGURA 6.8 (cont.) Comportamento fractal dos perfis. O primeiro gráfico (a) mostra o comportamento fractal do perfil os outros dois gráficos apresentam as duas dimensões dos perfis de elevação obtidos a partir dos mapas de reconstrução por paralaxe ao longo da zona de estiramento ( b e c).

#### 6.4 Caracterização microestrutural

A partir das medidas dos elementos da população, tanto para partículas quanto para grãos, foram utilizadas quantidades estatísticas mais comuns para a caracterização de populações de variáveis randômicas para funções de distribuição discreta, que, de acordo com a definição de Kurzydowski & Ralph (1995), se apresenta na tabela 6.2

TABELA 6.2: Lista e definição das quantidades estatísticas utilizadas na análise de distribuição de populações

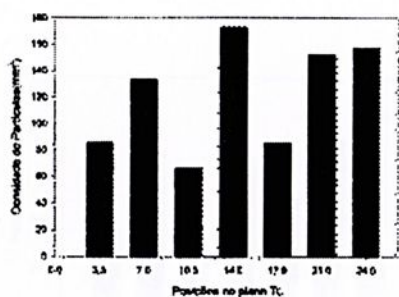
Valor médio $E(x)$	Medida da tendência central	$E(X) = \sum_{i=1}^n x_i f_i$
Variância $VAR(X)$	Medida de dispersão	$VAR(x) = \sum_{i=1}^n  X_i - E(x) ^2 f_i$
Desvio padrão $SD(x)$	Medida de dispersão	$SD(x) = \sqrt{VAR(x)}$
Coefficiente de variação $CV(X)$	Medida de dispersão	$CV(x) = \frac{SD(x)}{E(x)}$
Assimetria $SK(x)$	Medida de simetria (0 = distribuição simétrica >0 = distribuição à direita <0 = distribuição à esquerda)	$\frac{E(X - E(x))^3}{SD(X)^3}$
Curtose $K(x)$	Medida de altura de pico (0 = distribuição normal)	$\frac{E(x - E(x))^4}{SD(x)^4}$

### 6.4.1 Caracterização Quantitativa das Partículas quanto a distribuição

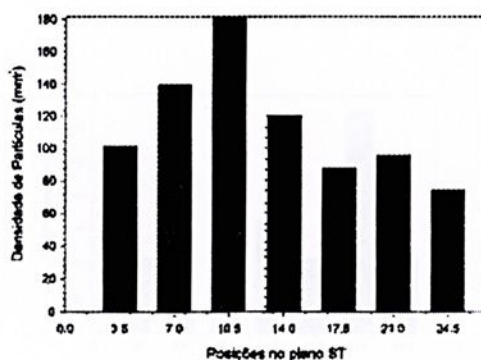
#### Para análise de partículas

Para a caracterização das partículas foram utilizadas, conforme apresentado no capítulo anterior, a densidade por área, a fração volumétrica e o caminho livre médio. O objetivo foi o de mapear como variavam estas descontinuidades microestruturais ao longo de todas as direções e de que modo poderiam influenciar a propagação da trinca. De modo especial as direções TL e ST devem ter uma maior influência devido a orientação para a direção do plano da trinca dos corpos de prova.

A distribuição ao longo da espessura dos parâmetros de densidade de partículas e fração volumétrica pode ser observada na Figura 6.9 e 6.10, respectivamente.

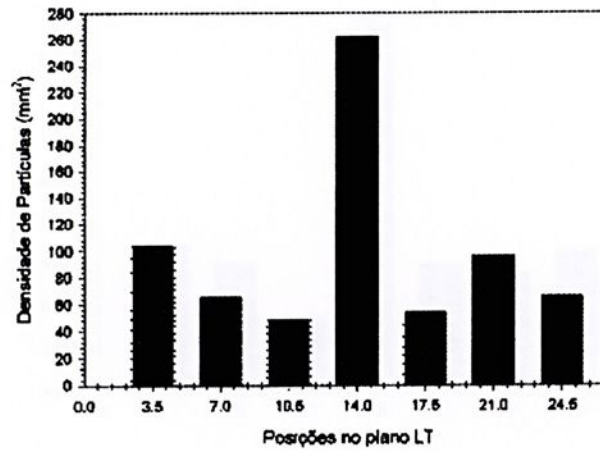


(a) TL



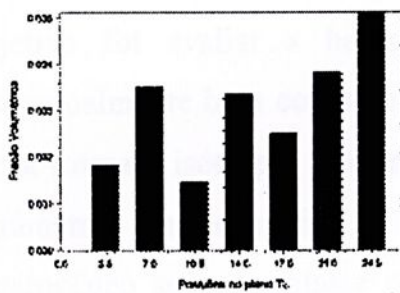
(b) ST

FIGURA 6.9 Gráfico indicando a distribuição das densidades de partículas

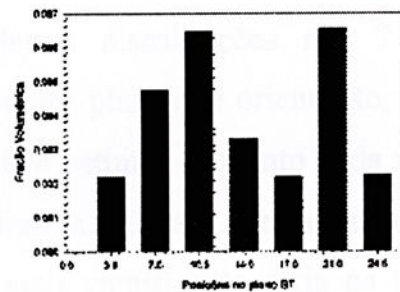


(c) LT

FIGURA 6.9 (cont.) Gráfico indicando a distribuição das densidades de partículas ao longo da espessura nos três planos (a) TL, (b) ST e (c) LT

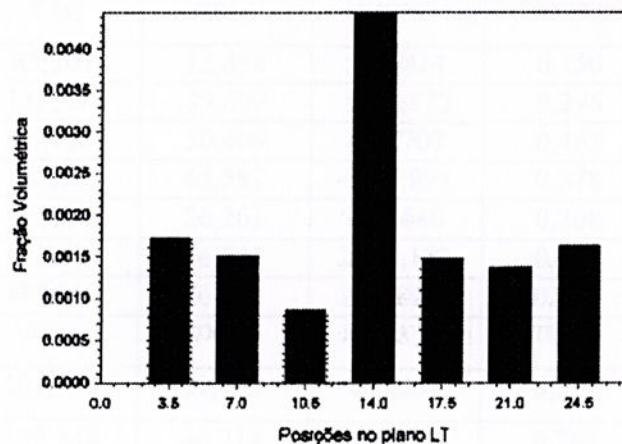


(a) TL



(b) ST

FIGURA 6.10 Gráfico indicando a distribuição da fração volumétrica dos grãos.



(c) LT

FIGURA 6.10 (cont.) Gráfico indicando a fração volumétrica de partículas ao longo da espessura nos três planos (a) TL, (b) ST e (c) LT

Em seguida, analisou-se os resultados do tratamento estatístico cujo objetivo foi avaliar a homogeneidade destas distribuições nas 7 posições individualmente bem como compará-las nos três planos de orientação, avaliando desta forma a isotropia. Pretendeu-se com isto estimar o quanto cada um destes parâmetros influenciaria o relevo da fratura. Desta forma, quanto mais heterogêneo se apresentasse o parâmetro, mais significativa seria na análise da topografia da amostra.

As tabelas 6.3 e 6.4 apresentam os resultados das quantidades estatísticas para cada plano ao longo das espessuras para a densidade de partículas e para a fração volumétrica, respectivamente.

TABELA 6.3 Resultados das quantidades estatísticas para a densidade de partículas

TL	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	85,207	12,838	164,814	0,150	3,685	-1,556
Pos 7,0	133,554	39,609	1568,872	0,296	-1,422	-0,283
Pos 10,5	65,728	30,409	924,707	0,462	3,073	1,456
Pos 14,0	173,111	65,582	4300,998	0,378	-0,103	0,711
Pos 17,5	85,007	26,261	689,640	0,308	-0,368	0,0483
Pos 21,0	152,434	46,746	2185,188	0,306	1,138	-0,0685
Pos 24,5	157,229	46,710	2181,824	0,297	-0,408	0,339
ST	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	101,090	21,453	460,231	0,211	0,683	0,590
Pos 7,0	139,548	40,314	1625,218	0,288	-1,443	-0,0923
Pos 10,5	181,702	113,676	12922,232	0,625	-0,147	0,842
Pos 14,0	120,768	86,586	7497,135	0,716	0,469	1,176
Pos 17,5	87,405	43,683	1908,204	0,499	0,122	0,990
Pos 21,0	95,296	35,277	1244,466	0,370	-0,933	0,0636
Pos 24,5	74,019	27,181	738,806	0,367	0,0395	0,228
LT	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	103,887	39,470	1557,880	0,379	2,418	1,239
Pos 7,0	65,828	11,872	140,944	0,180	0,218	-0,118
Pos 10,5	48,547	13,736	188,677	0,282	-0,213	0,696
Pos 14,0	261,914	162,827	26512,631	0,621	-1,694	0,157
Pos 17,5	53,642	19,176	367,718	0,357	-1,161	-0,244
Pos 21,0	95,296	35,277	1244,466	0,370	-0,933	0,0636
Pos 24,5	65,429	39,803	1584,278	0,609	0,253	1,007

TABELA 6.4 Resultados das quantidades estatísticas para a fração volumétrica

TL	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	0,00183	0,000766	0,00000058 6756	0,418	0,343	1,336
Pos 7,0	0,00351	0,00111	0,00000123 21	0,352	-0,904	-0,311
Pos 10,5	0,00146	0,000831	0,00000069 0561	0,569	12,187	3,100
Pos 14,0	0,00335	0,000896	0,00000080 2816	0,267	0,178	0,0979
Pos 17,5	0,00251	0,00156	0,00000243 36	0,621	0,321	1,048
Pos 21,0	0,00382	0,00185	0,00000342 25	0,484	0,839	1,256
Pos 24,5	0,00512	0,00181	0,00000327 61	0,353	2,345	1,230
ST	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	0,00217	0,000547	0,00000470 89	0,252	-1,339	-0,194
Pos 7,0	0,00472	0,00167	0,00000278 89	0,354	-1,395	-0,0149
Pos 10,5	0,00648	0,00435	0,00001892 25	0,671	-0,557	0,653
Pos 14,0	0,00328	0,00244	0,00000595 36	0,743	0,279	1,267
Pos 17,5	0,00217	0,00121	0,00000146 41	0,557	1,161	1,307
Pos 21,0	0,00655	0,00255	0,00000650 25	0,389	2,045	1,280
Pos 24,5	0,00224	0,000946	0,00000089 4916	0,422	-0,191	0,289
LT	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	0,00173	0,000725	0,00000052 5625	0,419	0,704	0,933
Pos 7,0	0,00151	0,000755	0,00000057 0025	0,500	4,684	2,260
Pos 10,5	0,000857	0,000274	0,00000007 5076	0,319	-0,612	0,241
Pos 14,0	0,00445	0,00267	0,00000712 89	0,600	-0,907	0,522
Pos 17,5	0,00148	0,000593	0,00000035 1649	0,401	-1,086	-0,177
Pos 21,0	0,00137	0,000468	0,00000021 9024	0,341	-0,907	-0,233
Pos 24,5	0,00163	0,00113	0,00000127 69	0,693	4,055	1,821

Para esta avaliação escolheu-se uma quantidade bastante representativa, coeficiente de variação,  $CV(X)$ , que é uma medida da dispersão ponderada pela média, portanto adimensional. Esta medida estima a homogeneidade de uma função distribuição com valores discretos. Quanto mais baixo este valor, mais homogênea a distribuição, quanto mais alto o valor, mais heterogênea a distribuição.

Kurzydowski & Ralph (1995) deram um exemplo de distribuição de microestrutura de um aço indicando que uma distribuição considerada homogênea tem coeficiente de variação próximo de 0,1.

Os valores do coeficiente de variação foram representados para a densidade de partículas e para a fração volumétrica nas Figuras 6.11 e 6.12 respectivamente.

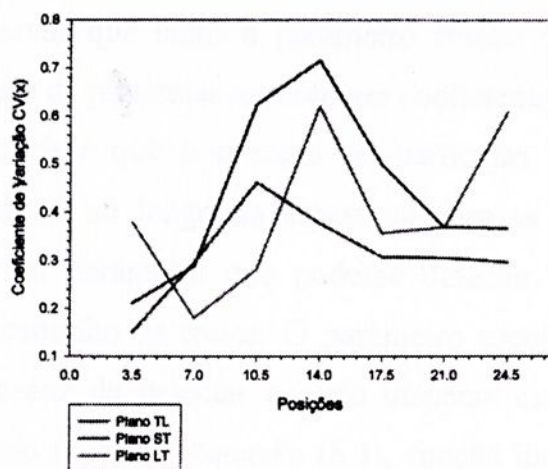


FIGURA 6.11 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos 3 eixos para a densidade de partículas.

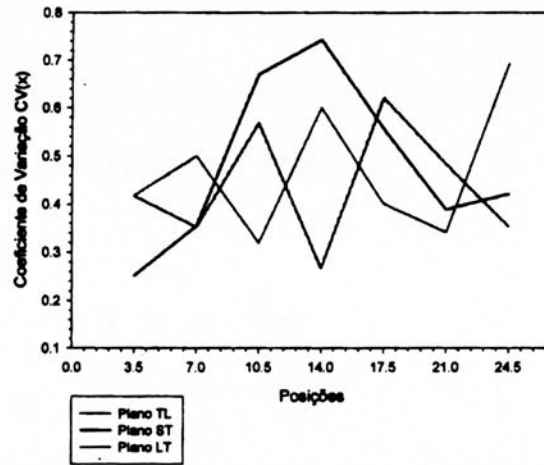


FIGURA 6.12 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para a fração volumétrica.

Pode-se observar que tanto o parâmetro fração volumétrica quanto o parâmetro de densidade de partículas apresentam coeficientes de variação elevado portanto, pode-se concluir que o número de partículas por área e a fração volumétrica oscila muito ao longo da espessura para as três direções. Então escolheu-se estudar um parâmetro que pudesse detectar estas variações para relacioná-las com o caminho da trinca. O parâmetro escolhido foi o caminho livre médio, que é capaz de detectar o quão dispersa está a distribuição das partículas, sendo, como mostra a equação (6.3), função da fração de área e da densidade de partículas

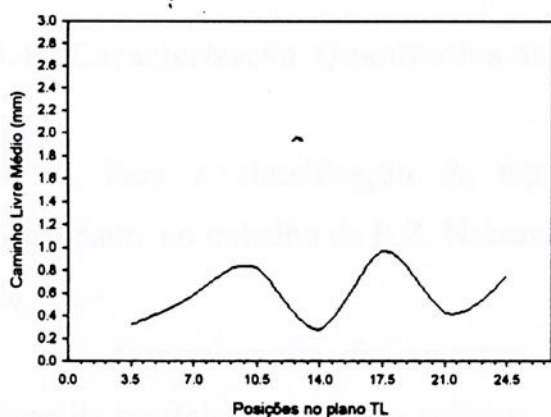
Analisou-se, desta forma, o caminho livre médio,  $\lambda$ , que de acordo com a ASTM 1245, estima a distância média entre as inclusões e partículas de segunda fase de uma borda a outra da imagem, conforme mostram as equações (6.3) e (6.4).

$$\lambda = \frac{1 - \bar{A}_A}{N_L} \quad (6.3)$$

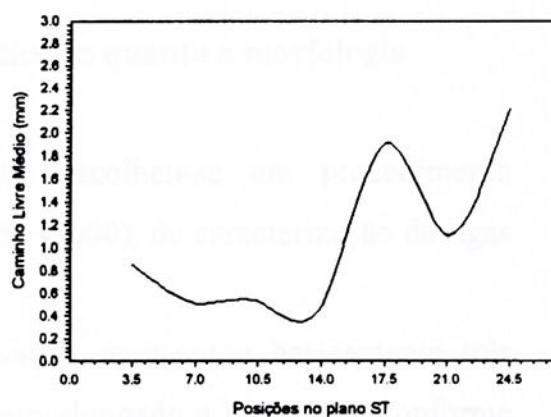
Onde  $N_L$  é número de interseções de inclusões ou partículas de segunda fase por unidade de comprimento (mm) de linhas teste.

$$N_L = \frac{N_i}{L_i} \quad \dots \quad (6.4)$$

A distribuição ao longo da espessura do caminho livre médio nas três direções pode ser observada na Figura 6.13

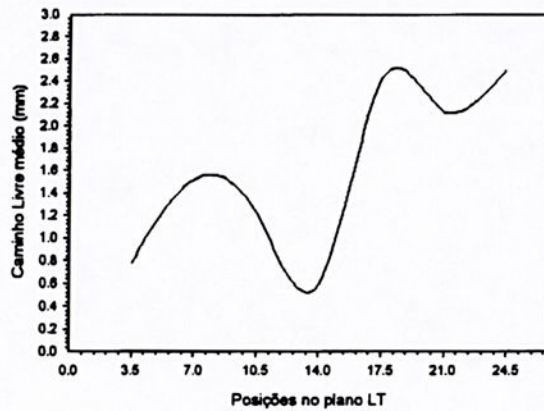


(a) TL



(b) ST

FIGURA 6.13 Gráficos indicando a distribuição das médias do caminho livre médio das partículas ao longo da espessura



(c) LT

FIGURA 6.13 (cont.) Gráficos indicando a distribuição das médias do caminho livre médio das partículas ao longo da espessura nos planos (a) TL, (b) ST e (c) LT.

#### 6.4.2 Caracterização Quantitativa das Partículas quanto a morfologia

Para a classificação da morfologia, escolheu-se um procedimento respaldado no trabalho de R.Z. Nakazato *et al.* (2000), de caracterização de ligas de AL.

A metalografia das amostras observadas, apresentou basicamente três tipos de morfologia; formato esférico, formato alongado e plaquetas, conforme mostra a Figura 6.14.

Existe porém, uma variação na distribuição destas partículas conforme a posição da amostra na chapa, que foi avaliada neste trabalho.

Através do histograma de razão de aspecto de cada uma das 3 pilhas de imagens dos planos TL, ST e LT, foram estimados os três ranges tendo como critério os vales dos histogramas de acordo com a Figura 6.15.

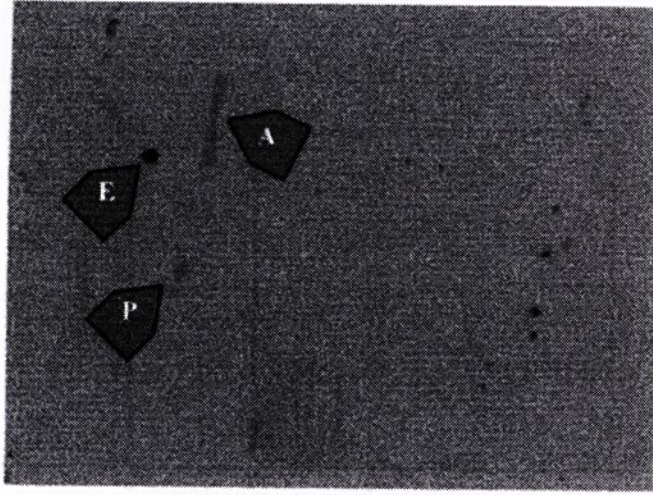
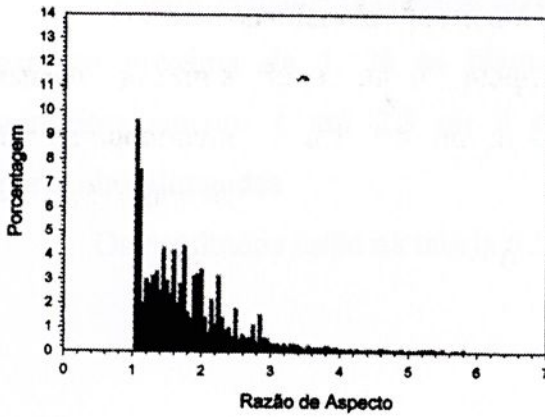
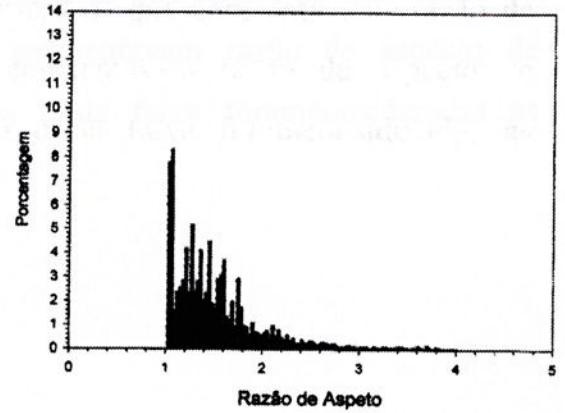


FIGURA 6.14 Metalografia da imagem mostrando uma inclusão esférica (E), uma partícula alongada (A) e uma em forma de plaqueta(P)

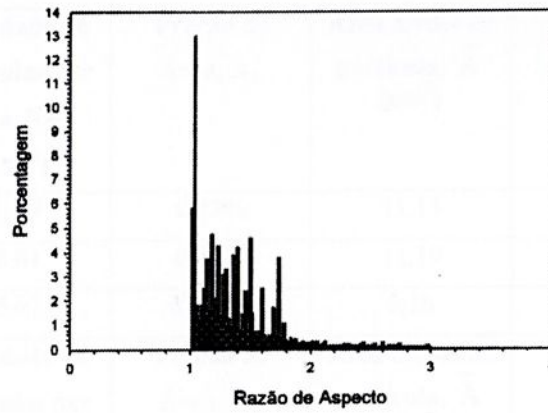


(a) TL



(b) ST

FIGURA 6.15 Histograma da razão de aspecto



(c) LT

FIGURA 6.15(cont.) Histograma da razão de aspecto nos três planos (a) TL, (b) LT e (c) LT. Notam-se os três picos modais nos histogramas.

Foram consideradas partículas esféricas as que apresentavam razão de aspecto próxima de 1. Já as plaquetas apresentavam razão de aspecto de aproximadamente 1 até 2.5 ou 3 e fora desta faixa foram consideradas as partículas alongadas

Os resultados estão na tabela 6.5.

TABELA 6.5. Resultado da análise da morfologia das partículas

<b>Partículas Esféricas</b>	<b>Densidade de Partículas por área, NA [mm<sup>-2</sup>]</b>	<b>Fração de Área, A<sub>A</sub></b>	<b>Área média de partícula, <math>\bar{A}</math> [μm<sup>2</sup>]</b>	<b>AR mínimo</b>	<b>AR máximo</b>
<b>Plano TL</b>	20,55	0,23%	11,13	1.021	1.123
<b>Plano ST</b>	18,01	0,02%	11,19	1.000	1.151
<b>Plano LT</b>	15,67	0,014%	9,16	1.000	1.121
<b>Plaquetas</b>	<b>Densidade de Partículas por área, NA [mm<sup>-2</sup>]</b>	<b>Fração de Área, A<sub>A</sub></b>	<b>Área média de partícula, <math>\bar{A}</math> [μm<sup>2</sup>]</b>	<b>AR mínimo</b>	<b>AR máximo</b>
<b>Plano TL</b>	28.5	0.13%	12.4	1,1	3.069
<b>Plano ST</b>	21.3	0.098%	16.60	1,06	1.8
<b>Plano LT</b>	19.9	0.085%	10.4	1,04	1.54
<b>Partículas alongadas</b>	<b>Densidade de Partículas por área, NA [mm<sup>-2</sup>]</b>	<b>Fração de Área, A<sub>A</sub></b>	<b>Área média de partícula, <math>\bar{A}</math> [μm<sup>2</sup>]</b>	<b>AR mínimo</b>	<b>AR máximo</b>
<b>Plano TL</b>	62,88	0,25%	34.01	3.069	7.737
<b>Plano ST</b>	57,56	0,09%	12.29	2.098	17.484
<b>Plano LT</b>	45.9	0,12%	24.06	2.358	10.198

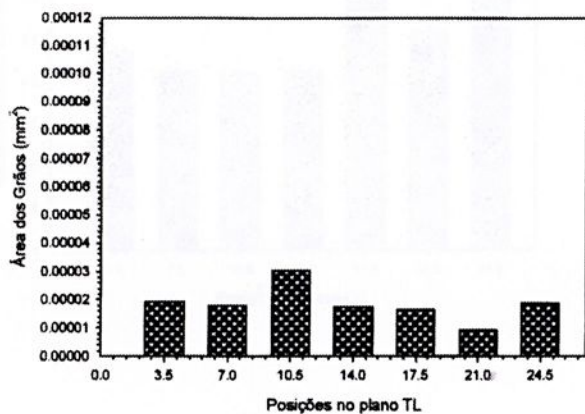
A tabela confirma novamente a anisotropia do material na distribuição por morfologia. Verifica-se também uma predominância em quantidade e volume de partículas no plano TL. Isto pode ser devido ao processo de laminação e influenciaria também o caminho da trinca.

### Caracterização Quantitativa dos grãos quanto a distribuição

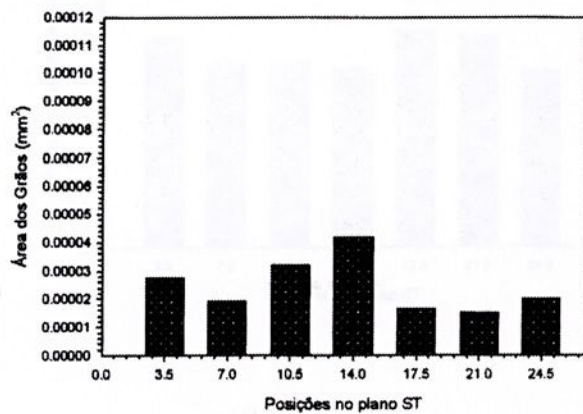
Para a análise quantitativa dos grãos utilizaram-se os parâmetros de razão de aspecto e área.



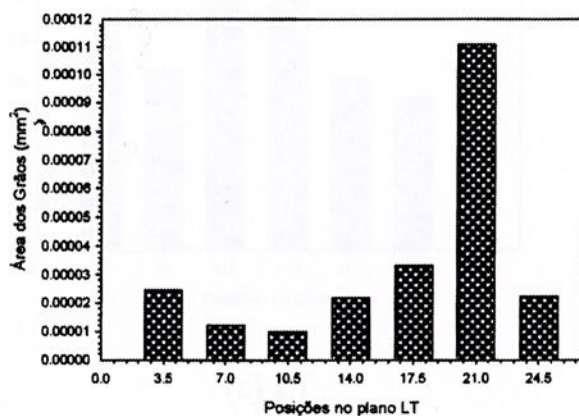
As Figuras 6.16 e 6.17 mostram as distribuições ao longo dos três eixos para a área e para razão de aspecto.



(a) TL

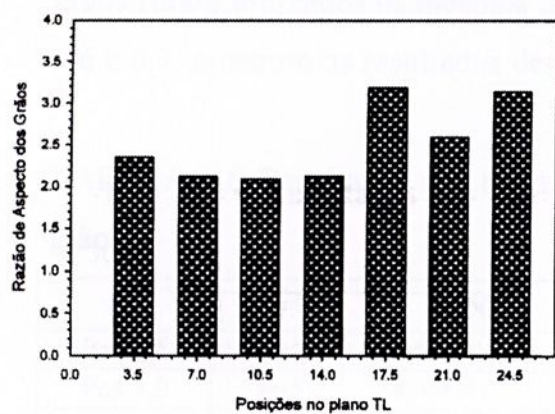


(b) ST

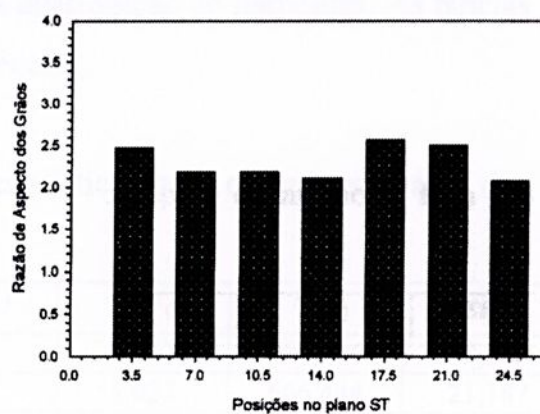


(c) LT

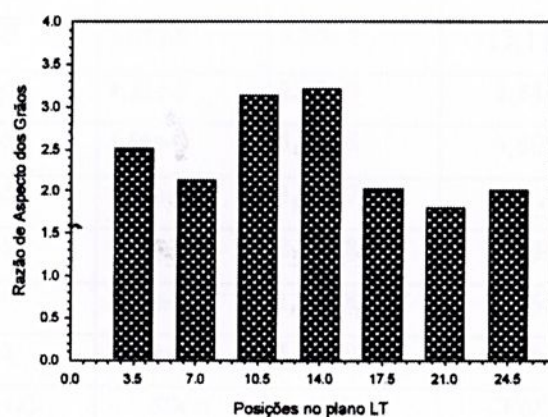
FIGURA 6.16 Gráficos indicando a distribuição das médias das áreas dos grãos ao longo da espessura nos três planos (a) TL, (b) ST e (c) LT.



(a) TL



(b) ST



(c) LT

FIGURA 6.17 Gráficos indicando a distribuição das médias da razão de aspecto ao longo da espessura nos três planos (a) TL, (b) ST e (c) LT.

Para a avaliação da quantidade estatística para o parâmetro área dos grãos foram utilizados os mesmos índices da distribuição de partículas. As tabelas 6.6 e 6.7 mostram os resultados destas tendências.

TABELA 6.6 Resultados das quantidades estatísticas para o parâmetro área dos grãos

TL	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	1,91e-5	9,65e-5	9,32e-9	5,052	490,506	20,285
Pos 7,0	1,78e-5	6,45e-5	4,16e-9	3,623	666,444	21,187
Pos 10,5	3,03e-5	1,05e-4	1,11e-8	3,471	451,557	17,024
Pos 14,0	1,76e-5	1,35e-4	1,83e-8	7,766	2282,062	43,474
Pos 17,5	1,64e-5	1,47e-4	2,16e-8	9,018	1445,377	34,903
Pos 21,0	9,04e-6	9,82e-6	9,64e-11	1,088	43,830	34,903
Pos 24,5	1,86e-5	1,07e-4	1,14e-8	5,733	2891,612	50,162
ST	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	2,75e-5	3,61e-4	1,30e-7	13,116	4458,061	65,155
Pos 7,0	1,93e-5	4,53e-5	2,05e-9	2,344	772,417	21,256
Pos 10,5	3,20e-5	1,86e-4	3,46e-8	5,809	837,344	25,846
Pos 14,0	4,15e-5	5,53e-4	3,06e-7	13,325	2030,200	41,020
Pos 17,5	1,67e-5	1,66e-4	2,76e-8	9,946	2138,344	45,090
Pos 21,0	1,53e-5	1,10e-4	1,21e-8	7,166	1121,620	31,376
Pos 24,5	2,00e-5	7,73e-5	5,98e-9	3,884	380,559	17,127
LT	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	2,47e-5	8,70e-5	7561,172	3,520	242,484	12,858
Pos 7,0	1,24e-5	2,61e-5	679,123	2,101	373,934	14,985
Pos 10,5	9,74e-6	2,67e-5	715,134	2,745	2577,454	44,536
Pos 14,0	2,16e-5	9,06e-5	8200,751	4,192	1031,265	26,515
Pos 17,5	3,34e-5	2,61e-4	68046,374	7,808	1053,575	29,428
Pos 21,0	1,11e-4	1,46e-3	2143383,84	13,212	1025,971	30,730
Pos 24,5	2,23e-5	7,70e-5	5933,466	3,453	1910,673	36,874

**TABELA 6.7 Resultados estatísticos para o parâmetro razão de aspectos dos grãos**

TL	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	2,343	1,106	1,223	0,478	6,745	2,025
Pos 7,0	2,126	0,919	0,844561	0,433	6,325	1,963
Pos 10,5	2,085	0,857	0,734449	0,408	5,568	1,839
Pos 14,0	2,127	0,998	0,996004	0,469	59,520	4,192
Pos 17,5	3,192	1,894	3,587236	0,593	61,326	4,877
Pos 21,0	2,593	1,334	1,779556	0,514	10,154	2,294
Pos 24,5	3,147	1,830	3,3489	0,573	15,480	2,684
ST	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	2,473	1,377	1,896129	0,583	6,845	137,561
Pos 7,0	2,177	0,993	0,986049	0,456	3,956	57,153
Pos 10,5	2,176	1,095	1,199025	0,502	6,957	139,451
Pos 14,0	2,112	1,071	1,147041	0,507	11,426	387,616
Pos 17,5	2,560	1,285	1,651225	0,501	4,913	83,106
Pos 21,0	2,495	1,253	1,570009	0,480	2,236	8,911
Pos 24,5	2,081	1,128	1,272384	0,542	12,927	397,529
LT	$E(x)$	$SD(x)$	$VAR(X)$	$CV(X)$	$K(x)$	$SK(x)$
Pos 3,5	2,516	1,231	1,515361	0,492	82,687	4,891
Pos 7,0	2,122	0,864	0,746496	0,411	6,268	1,866
Pos 10,5	3,132	2,411	5,812921	0,774	710,916	18,608
Pos 14,0	3,213	1,708	2,917264	0,531	67,639	4,334
Pos 17,5	2,022	1,164	1,354896	0,580	1046,180	24,565
Pos 21,0	1,800	0,558	0,311364	0,310	2,347	1,339
Pos 24,5	2,013	1,192	1,420864	0,595	1038,505	24,167

Os valores do coeficiente de variação foram representados para a área dos grãos e para a razão de aspecto nas Figuras 6.18 e 6.19 respectivamente.

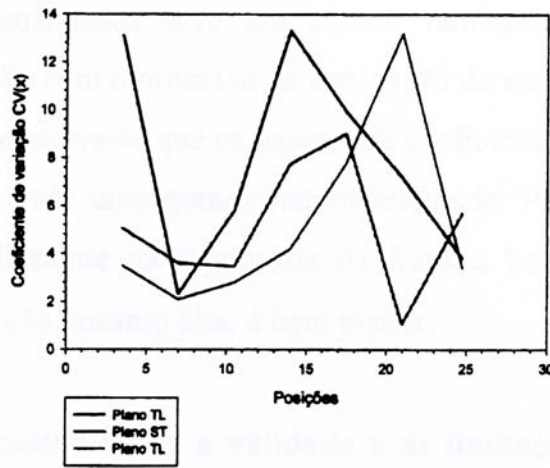


FIGURA 6.18 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para a área dos grãos.

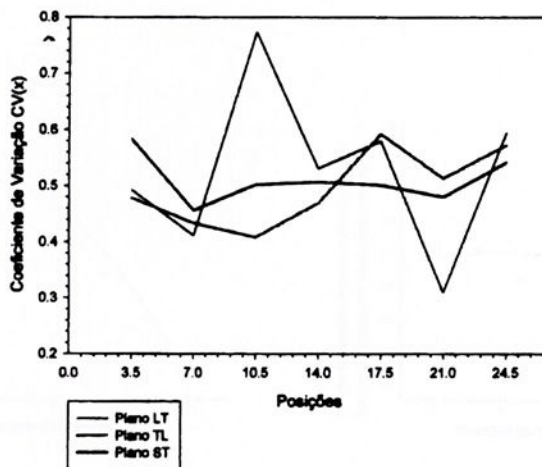


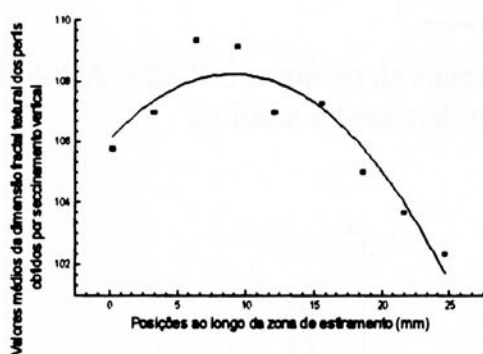
FIGURA 6.19 Valores do coeficiente de variação das sucessivas posições de corte nos três eixos para a razão de aspecto dos grãos.

A variação da homogeneidade ao longo das posições, nos três planos para os parâmetros analisados teve um caráter randômico, não sendo possível nenhuma associação com o processo de laminação do material.

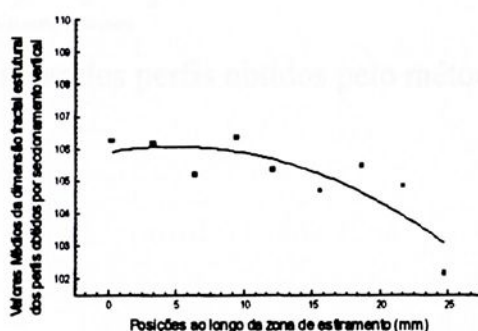
Contudo, observa-se que os valores de coeficiente de variação da área são muito altos, mostrando uma grande heterogeneidade. Portanto a área dos grãos deve influenciar bastante na topografia da fratura, bem mais que a razão de aspecto, cuja variação, mesmo alta, é bem menor.

#### 6.4.4 Discussão sobre a validade e as limitações das técnicas e dos parâmetros

As técnicas medidas pelos índices quantitativos receberam um ajuste polinomial e foram comparadas com o comportamento da distribuição microestrutural e com o comportamento esperado do campo de tensões à frente da ponta da trinca. As tendências de comportamento de relevo e da microestrutura são mostradas nas Figuras de 6.20 a 6.25 e de 6.26 a 6.28 respectivamente:

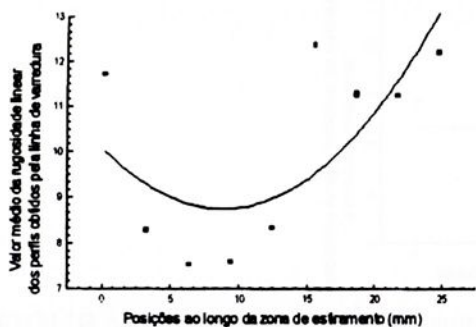


(a) textural

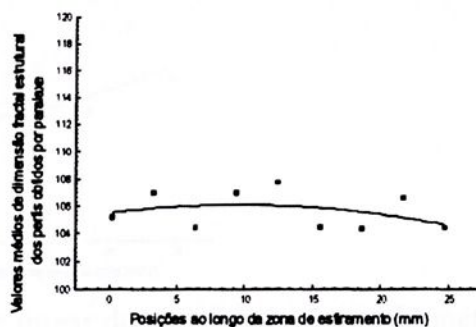


(b) estrutural

FIGURA 6.20 Valores médios da dimensão fractal (a) textural e (b) estrutural dos perfis de seccionamento vertical



(a) textural



(b) estrutural

FIGURA 6.21 Valores médios da dimensão fractal (a) textural e (b) estrutural dos perfis obtidos pelo método de paralaxe.

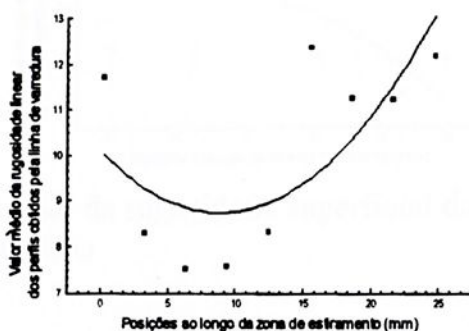


FIGURA 6.22 Valor médio da rugosidade linear dos perfis obtidos pelo método da linha de varredura

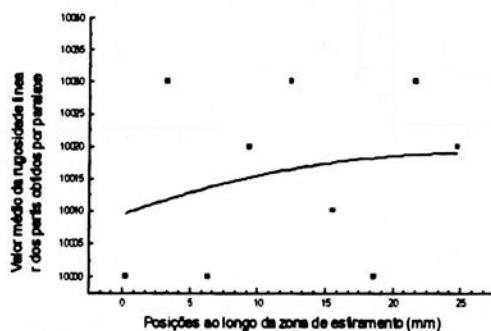


FIGURA 6.23 Valor médio da rugosidade linear dos perfis obtidos pelo método de paralaxe

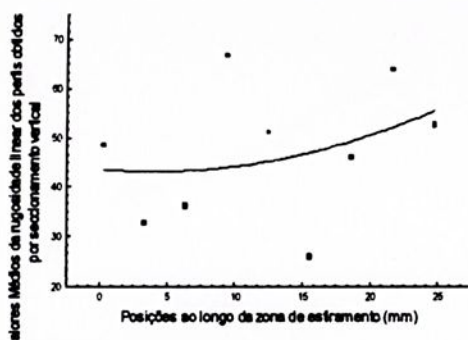


FIGURA 6.24 Valor médio da rugosidade linear dos perfis obtidos pelo método de seccionamento vertical

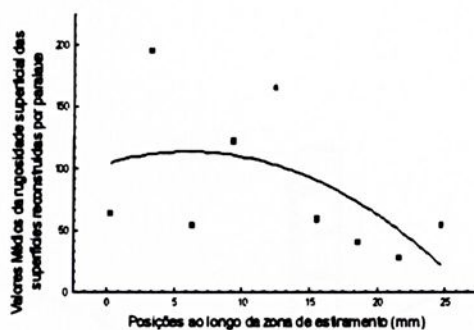
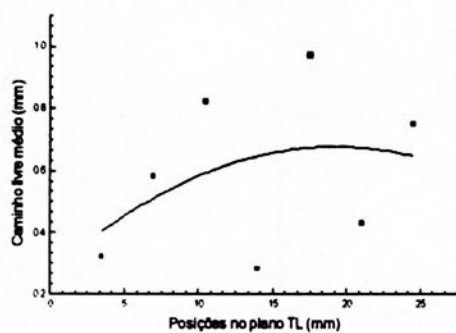
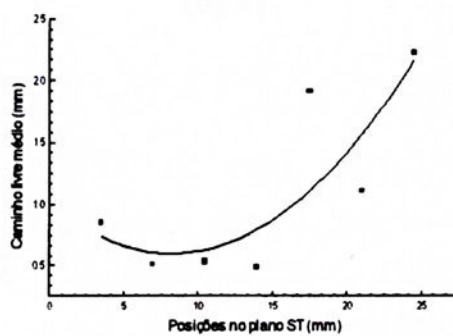


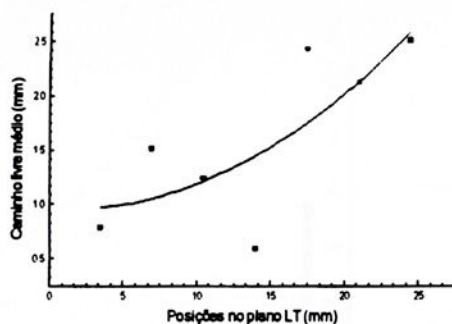
FIGURA 6.25 Valor médio da rugosidade superficial das superfícies reconstruídas



(a) TL

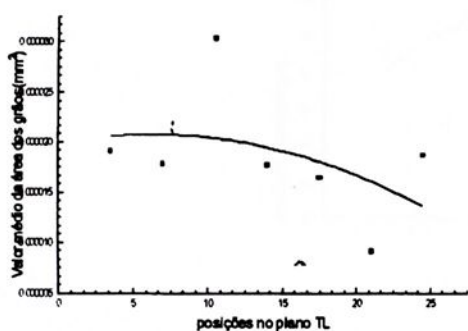


(b) ST

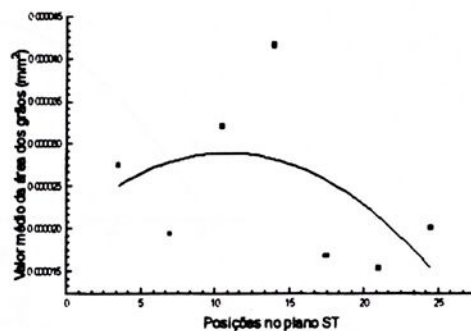


(c) LT

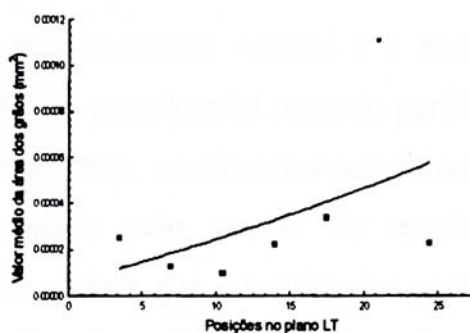
FIGURA 6.26 Valor médio do caminho livre médio nas três direções (a)TL, (b) ST e (c) LT



(a) TL



(b) ST



(c) LT

FIGURA 6.27 Valor médio da área dos grãos nas três direções (a)TL, (b) ST e (c) LT

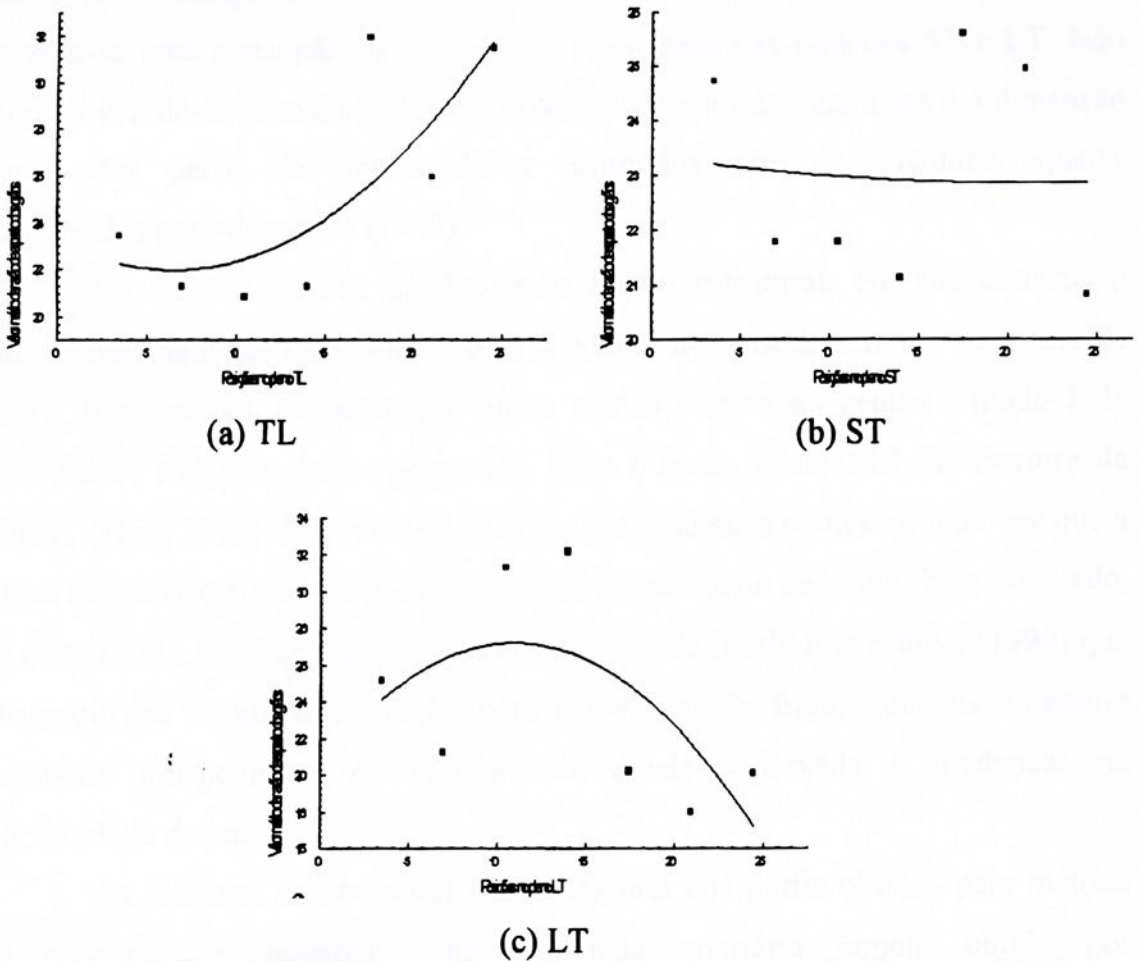


Figura 6.28 Valor médio da razão de aspecto dos grãos nas três direções (a)TL, (b) ST e (c) LT

A técnica de seccionamento vertical é a mais fiel devido sua própria concepção de apresentar as coordenadas reais do perfil de fratura, portanto tanto os detalhes de relevo mais finos, ocasionados pela microestrutura, quanto o relevo mais grosseiro, ocasionado pelo campo de tensões, seriam perfeitamente detectados, sendo de se esperar que a análise dos perfis obtidos por meio desta técnica esteja mais próximo da realidade.

Os valores médios da dimensão fractal textural dos perfis desta forma obtidos mostraram a tendência de uma parábola com concavidade negativa, significando que a o relevo da fratura do material apresenta-se mais rugoso no

centro. Ao se comparar esta curva com os valores médios do caminho livre médio observa-se uma consonância apenas com os valores nas direções ST e LT. Não foi possível, desta forma, estabelecer relações entre a microestrutura e a dimensão fractal dos perfis de fratura. Estes resultados vêm de encontro àqueles encontrados por Alexander (1990).

Os valores médios da dimensão fractal estrutural, em sua concepção inicial, deveriam ser comparados com o campo de tensões à frente da ponta da trinca. Esperava-se, portanto um relevo menos rugoso no centro ( modo I de abertura de trinca) e mais rugoso nas faces ( modo misto I/III de abertura da trinca), (Hull, 1999). Observou-se porém, uma tendência contrária, uma vez que a curva se aproxima a de uma parábola com concavidade negativa. Este resultado, de certa forma, vem de encontro com os estudos de Ikeshoji & Shioya (1999) que observou que a dimensão fractal para superfícies de fratura dúcteis é sempre constante independente da variação da escala observada e mudanças na triaxialidade de tensões.

As medidas de dimensão fractal textural dos perfis obtidos pelo método de paralaxe apresentaram uma tendência contrária àquela obtida por seccionamento, uma parábola com concavidade positiva, aproximando-se à curva do caminho livre médio do plano TL apenas. Já a dimensão fractal estrutural apresenta tendência bem próxima àquela medida por seccionamento vertical.

Isto leva a concluir que a técnica de reconstrução por paralaxe é bastante efetiva na reconstrução de relevos de superfícies mais grosseiros e, à medida em que este relevo apresenta muitas dobras e reentrâncias (junto a zona de estiramento deste material há muitas microcavidades), a validade da técnica começa a ficar comprometida devido à saturação e ocultação destes detalhes.

Quanto a linha de varredura, os resultados mostraram que é o método menos efetivo para o estudo na fractografia quantitativa, uma vez que não apresentou nenhuma concordância com o método de seccionamento vertical, que

por assim dizer é um padrão, quando avaliada sua rugosidade linear, quanto a dimensão fractal dos perfis obtidos por esta técnica não puderam nem ser avaliados pois não apresentavam comportamento condizente com a concepção fractal utilizada neste trabalho.

Quanto a análise dos parâmetros, nota-se que a dimensão fractal, entendendo a superfície da fratura como um objeto fractal misto, é o único parâmetro que tem condições potenciais para avaliar o alcance da influência da microestrutura e do campo de tensões separadamente no relevo da superfície de fratura.

Observando as Figuras 6.17 (a) e 6.18 (a) nota-se que a dimensão fractal textural apresenta valores mais altos e com um maior espalhamento, o que pode ser explicado pelo fato de que a microestrutura esculpiria um relevo finamente rugoso e inconstante, de sorte que em cada posição pode ocorrer um valor bastante diferente daquele numa posição vizinha. Já nas Figuras 6.17 (b) e 6.18 (b) a dimensão fractal estrutural correspondente ao relevo formado pelo campo de tensões, apresenta valores mais baixos e constantes, porque a superfície é mais desta forma medida é mais lisa e menos acidentada.

Mesmo com estas vantagens observa-se, porém, que este índice quantitativo é dependente da resolução da imagem.

As Figuras 6.17 (b) e 6.18 (b) mostram que em baixas resoluções o parâmetro é bastante representativo, uma vez que para ambas as técnicas, seccionamento vertical e paralaxe, o relevo mais grosseiro é bastante semelhante, mas o relevo mais fino, que é deficientemente reconstruído pelo método de paralaxe não apresenta semelhança com o método anterior, não sendo corretamente representado.

O parâmetro da rugosidade deve ser analisado em função de seus valores médios em termos globais e em termos de seu espalhamento. Ao se analisar em conjunto os valores médios da rugosidade linear dos perfis obtidos por linha de



varredura, dos perfis obtidos por paralaxe e dos perfis obtidos por seccionamento vertical (figuras 6.19 a 6.21, respectivamente), observam-se valores médios muito diversos, tornando impossível qualquer comparação, ainda que os valores médios do parâmetro de rugosidade dos perfis por seccionamento e pelo método de paralaxe, apresentem concavidade positiva (figuras 6.20 e 6.21). Este fato mostra que o parâmetro é fortemente dependente da resolução da técnica de obtenção do perfil. Outro fator a se observar é espalhamento dos valores por posição em torno dos valores médios, todos os três gráficos avaliados apresentam um espalhamento muito maior quando comparados aos gráficos dos valores médios da dimensão fractal dos perfis obtidos, tanto para seccionamento vertical quanto pelo método de paralaxe ( fig 6.17 (a) e (b) e 6.18 (a) e (b)).

Pode-se inferir, desta forma, que a rugosidade linear é um parâmetro que não oferece um limite superior para os valores possíveis. Já no caso da dimensão fractal, que restringe a faixa de valores de um perfil entre 1 e 2, os valores da variação do relevo ficariam de certa forma, mascarados. Por outro lado a rugosidade linear não tem relação com a geometria medida ( El-Soudani (1978)) e a dimensão fractal sim. As análises feitas para o parâmetro da rugosidade linear são válidas para rugosidade superficial.

Não perdendo de vista que a região avaliada neste trabalho foi a zona de estiramento, que é uma região de transição, apesar de bem definida, na qual a topografia sofre influência de vários mecanismos de fratura, pode-se inferir que os perfis têm alterações em seu comportamento ao longo de sua extensão à medida que se sucedem os mecanismos de propagação de trinca. Por outro lado, a dimensão fractal depende dos mecanismos de fratura atuantes. (Mandelbrot, 1983).

Deve-se ainda comentar que outros fatores (não avaliados neste trabalho) influenciam na topografia da fratura. Recentemente, em um trabalho quase pioneiro, Hebesberger *et al.* (2000) relacionaram a orientação cristalográfica do



material com o relevo da superfície da fratura. Os autores, apesar de não traçarem nenhuma relação quantitativa entre os dois parâmetros, encontraram resultados animadores como a determinação do caminho da trinca baseada na direção cristalográfica dos grãos do material estudado. Esta pesquisa traz indícios estimulantes para a investigação da fração volumétrica e da distribuição dos grãos recristalizados, uma vez que é um parâmetro que tem uma relação íntima com a cristalografia, no estudo da fractografia quantitativa.

Neste trabalho ficou claro que a topografia da fratura é dependente de uma série de fatores além do campo de tensões. Isto nos habilita a comentar sobre os modelos na literatura que relacionam propriedades mecânicas, tais como tenacidade, e dimensão fractal, ou tenacidade e rugosidade linear. Os resultados são os mais diversos, alguns investigadores encontram relações diretas, outros, relações inversas, e há ainda, os que afirmam que não existir relação entre propriedades mecânicas e os índices quantitativos. Porém, existe, na maioria das vezes uma falta de profundidade de análise para se considerar os parâmetros que influenciam na formação do relevo da fratura.

Uma investigação criteriosa seria aquela que pudesse obter, por meio de uma metodologia correta, o maior número possível de informações sobre a cristalografia, microestrutura e campo de tensões na ponta da trinca para poder avalia-las em conjunto e assim tentar estabelecer relações confiáveis.



## **CAPÍTULO 7- CONCLUSÕES**

- 1- A técnica de obtenção de perfis por seccionamento vertical é a que melhor representa as coordenadas reais do perfil de fratura, desde os detalhes mais finos até a topografia mais grosseira, sendo, portanto, a técnica mais apropriada para o emprego em estudos fractográficos baseados na medição de perfis.
- 2- A técnica de reconstrução por paralaxe é bastante efetiva na reconstrução de relevos de superfícies mais grosseiros, já para relevos mais detalhados, como dobras e reentrâncias, a técnica perde muito de sua eficiência, devido à influência da vizinhança do ponto analisado, à saturação local no brilho e à ocultação destes detalhes pela inclinação da amostra.
- 3- A técnica da linha de varredura foi o método analisado que apresentou os piores resultados nas investigações fractográficas, visto que não apresentou nenhuma concordância com o método de seccionamento vertical que, por assim dizer, é o método padrão.
- 4- O parâmetro da dimensão fractal é o único parâmetro que têm condições potenciais para avaliar o alcance da influência da microestrutura e do campo de tensões na topografia da fratura.
- 5- O método quantitativo da dimensão fractal mostrou-se bastante dependente da definição do relevo. Para baixas resoluções este parâmetro é bastante representativo, o que não acontece para uma alta definição dos detalhes topográficos
- 6- Para uma investigação criteriosa deve-se conciliar uma metodologia correta, o maior número possível de informações sobre a cristalografia, sobre a microestrutura e sobre o campo de tensões na ponta da trinca para poder avaliá-las em conjunto.



## **CAPÍTULO 8- SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS**

- 1- Avaliar o efeito de parâmetros como o a textura do material, a influência da cristalografia e distribuição dos grãos recristalizados, na topografia da superfície da fratura.
- 2- Estudar o comportamento da dimensão fractal em função dos micromecanismos de fratura.
- 3- Estudar o efeito da ampliação e da resolução espacial de imagens digitais sobre os valores de dimensão fractal.
- 4- Estudar a validade do parâmetro de dimensão fractal para a descrição do comportamento de superfícies de fratura, a partir de outras técnicas de obtenção de mapas de elevação, como microscopia de força atômica.



## CAPÍTULO 9- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALEXANDER, D. J. Quantitative analysis of fracture surfaces using fractals. In: STRAUSS, B., M., PUTATUNDA, S. K. *Quantitative methods in fractography*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1990 p. 39-51.
- ANDERSON, T.L. *Fracture mechanics : fundamentals and applications*. Boca Raton: CRC Press LLC, 1995. 688p.
- BADDELEY, A.J., GUNDERSEN, H.J.G., CRUZ-ORIVE, L.M. Estimation of surface area from vertical sections, *Journal of Microscopy*, v. 142, , p. 259-6, 1986
- BALAKIN, A. S.: Models of self-affine cracks in brittle and ductile materials. *Philosophical Magazine Letters*, v. 74, n. 6, p.415-22, 1996.
- BARAN, G. R. *et al.* Fractal characteristics of fracture surfaces. *J. Am. Ceram. Soc.*, v 75, n.10, p.2687-91, 1992.
- BEACHEM, C.D. New model for hydrogen- Assisted cracking (hydrogen embrittlement) *Metallurgical Transection*. V. 3, n. 2 437-47, 1972
- BORODICH, F., M. Some fractal models of fracture. *J. Mech. Solids*, v.45, n.2, p. 239-59, 1997.
- BROOKS, C.R., CHOUDHURY, A., *A Metallurgical Failury Analysis*, New York: MacGraw-Hill, 1993. 409p.



- CHARKALUK, E., BIGERELLE, M., IOST, A. Fractals and fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 61, p.119-39, 1998.
- CHIAIA, B. VAN MIER, J., G. M., VERVUURT. Crack growth mechanics in four different concretes: microscopic observations and fractal analysis. *Cement and Concret Resarch*, v. 28, n. 1, p. 103-14, 1998
- DESHPANDE, A.N. et al. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microsturure of alumiun alloy: quantitative caracterization. Part 1. *Metallurgical and Materials Transaction* , v.29A, n.4, p. 1191-201, 1998.
- EL-SOUDANI, S.M. Theoretical basis for the quantitative analysis of fracture Surfaces. *Metallography*, v. 7, p. 271-311, 1974
- EL-SOUDANI, S.M. The fundamental equation of quantitative microestructural Analysis. *Metallography*, v. 8, p. 297-327, 1975
- EL-SOUDANI, S.M., Profilometric analysis of fractures, *Metallography*, v. 11, 1978, p. 247-336
- EL-SOUDANI, S. Applications of fracture surface profilometry to fracture toughness testing. Proceedings of the International Symposium for Testing and Failure Analysis (ISTFA 85), Los Angeles, CA, 21 a 23 de outubro de 1985, pp. 311-343
- EL-SOUDANI, S.M., Correction of scanning electron image distortions for specimen tilt and fracture surface roughness, Proceedings of the International Symposium for Testing and Failure Analysis (ISTFA 85), Los Angeles, CA, 21 a 23 de outubro de 1985, pp.232-49
- EL-SOUDANI, S.M. Quantitative fractography and fracture mechanics characterization *JOM* p.20-7, 1990
- FACON, J. Processamento e análise de imagens. Córdoba: Universidade Nacional de Córdoba. 198p, 1993



- GAO, X., SHIHC, C. F. A parametric study of mixed-mode I III ductile fracture in tough materials under small scale yielding. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 60, n 4, p. 407-20, 1998.
- GOKHALE, A.M., UNDERWOOD, E.E. A general method for estimation of fracture surface roughness: Part I. Theoretical aspects, *Metallurgical Transactions A*, v. 21A, p. 1193-1199, 1990
- GOLDSTEIN, J. I. *et al. Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis - A text for biologists, materials scientists, and geologists.* New York: Plenum Press, 1992. 820p.
- HAO, Y., WANG, Z., KANG, Y. Fractal analysis on the fatigue fracture surface along the crack propagation direction. *Steel Research*, v. 65, n 7, p. 305-8, 1994.
- HEBESBERGER, T. Crystallographic fractometry: a new method of fracture surface analysis applied on TiAl fracture surfaces. *Practical Metallography*, v.37, p.301-14, 2000
- HEIN, L. R. O. *Estudo da zona de estiramento através de técnica de reconstrução tridimensional*, Campinas, 1996. 113p Tese (Doutorado em Engenharia mecânica) Universidade Estadual de campinas.
- HEIN, L. R. O., et al., Three-dimensional reconstruction of fracture surfaces: area matching algorithms for automatic parallax measurements, *Scanning*, v. 21, n 4, p. 253-63, 1999.



- HEIN, L., R., O., Quantitative fractography by digital image processing: NIH Image macro tools for stereopair analysis and 3-D reconstruction. *Journal of Microscopy* (submetido à apreciação do corpo editorial em junho de 2000)
- HERTZBERG, R.W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. New York: John Wiley & Sons, 785p, 1996.
- HOWARD, C.V., REED, M.G. *Unbiased stereology - Three dimensional measurement in microscopy*: Oxford: Bios Scientific Publisher, 246p, 1998.
- HULL, D. *Fractography - Observing, measuring and interpreting fracture surface topography*. Cambridge: Cambridge University Press, 366p, 1999.
- KAYE, B. H. Image analysis techniques for characterizing fractal structures. The fractal approach to heterogenous chemistry: New York, John Wiley & Sons, p. 55-66, 1989.
- KUMAR, M. *et al.* A suggest test procedure to mixed mode I- III Fracture toughness of brittle materials. *Journal of testing and Evaluation*, JTEVA, vol22, n. 4, p. 327-34, 1994.
- KUROSE, M., HIROSE, Y., SASAKI, T. Fractal characteristics of stress corrosion cracking in SNCM 439 steel having different prior-austenite grain sizes. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 53, n.2, p.279-88, 1996.
- KURZYDLOWSKI, K. J., RALPH, B. The quantitative description of the microstructure of materials: Boca Raton: CRC Press, 418p, 1995.
- LI, C. GUANGYING, Z. Intergranular fracture of low-alloy cast steel. *Materials Characterization*, v.36, p.65-72, 1996



- LONG, Q. E. *et al.* A study on fractal dimension of fracture surface created by stress corrosion cracking in high strength steels. *Scripta metallurgica*, v. 27, p. 1319-24, 1992.
- LYMAN, C.E. SEM electron optics, Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis, Lehigh University, 1996 (apostila)
- MANDELBROT, B. B. The fractal geometry of nature. New York: W. H. FREEMAN, 468p, 1983
- NAKAZATO, R.Z. *et al.* A metallurgical study of aluminium alloys used as aircraft components. *Practical Metallography* ( in print)
- PLUVINAGE, G. LANVIN, A., Stretch zone geometrical measurement, a particular way to measure fracture toughness, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, v. 16, n. 9, p. 955-71, 1993.
- RICHARDS, L. E., DEMPSEY, B.D. Fractal characterization of fractured surfaces in Ti-4.5 O Mo-1.5 (corona 5). *Scripta Metallurgica*, v. 22, p. 687-9, 1988.
- RUSS, J.C. Fractal surfaces. New York: Plenum Press, 1994. 309p
- RUSS, J.C. *Computer-aided quantitative microscopy: the measurement and analysis of images*, New York: Plenum Press, 453p, 1990
- SINGH, R. K., SINGH, A. K., PRASAD, N. Texture and mechanical property anisotropy in an Al-Mg-Si-Cu alloy. *Materials Science & Engineering A*, p. 114-22, 2000.
- SONG, R.G. Grain boundary segregation and hydrogen-induced fracture in 7050 aluminium alloy. *Acta Mater.*, v.44 p.3241-8, 1996

- SIMONS, D. M. The effect of hydrogen on the fracture toughness of alloy X-750 at elevated temperatures. *Journal of Nuclear Materials*, v.265, p.25-231, 1999
- UNDERWOOD, E.E. The new quantitative fractography for analyzing metallic surfaces. *JOM*, p. 10-15, 1990
- WILLIAMS, III, D.P. PAO, P.S. WEI, R.P. Environment sensitive fracture of engineering materials, Z. A. Forouslis, Ed., AIME, Warrendale, PA, p.3, 1979
- WILLIFORD, R. E. Scaling similarities between fracture surfaces, energies, and a structure parameter. *Scripta Metallurgica*, v.22, p.197-200, 1988.
- WOJNAR, L. *Image analysis - applications in materials engineering*. Boca Raton: CRC Press LLC, 245p, 1999
- XIE, H., WANG J. Direct fractal measurement of fracture surfaces. *International Journal of Solids and Structures*, v.36, p.3073-3084, 1999.
- XIE, H., WANG, J., STEIN, E. Direct fractal measurement and multifractal properties of fracture surfaces. *Physics Letters A*, p. 41-50, 1998





## APÊNDICE: Listagem dos programas em linguagem de macro

### 1. Rotina para medir a espessura de camada removida pelos polimentos sucessivos

```
macro 'Medida da distância entre secções verticais';

var
  x1,x2,y1,y2,w,h,i,L: integer;
  unit, file1, file2: string;
  imagem1,imagem2,scale,AspectRatio,d,d1,d2,d3,d4,stack: real;
begin
  PutMessage('Entre com a imagem da PRIMEIRA SECÇÃO com a impressão
Vickers',file1);
  Open(file1);
  EnhanceContrast;
  ApplyLUT;
  imagem1:=pidNumber;
  PutMessage('Entre com a imagem da SEGUNDA SECÇÃO com a impressão
Vickers',file2);
  Open(file2);
  EnhanceContrast;
  ApplyLUT;
  imagem2:=pidNumber;
  ResetCounter;
  if nPics <> 2 then begin
  PutMessage('São necessárias DUAS imagens.');
```

```
  exit;
  end;
  SelectTool('straightline');
  SetScale(0,'');
  GetScale(scale,unit,AspectRatio);
  GetPicSize(w,h);
  SetNewSize(w,h);
  MakeNewStack('Pilha de secções');
  stack:=pidNumber;
  SelectPic(imagem1);
  MakeRoi(0,0,w,h);
  copy;
  Dispose;
  SelectPic(stack);
  Paste;
  AddSlice;
  SelectPic(imagem2);
  MakeRoi(0,0,w,h);
  copy;
  Dispose;
  SelectPic(stack);
  Paste;
  L:=1;
  SetForegroundColor(0);
  SelectSlice(1);
```

```

. PutMessage('Marque uma linha sobre a primeira diagonal da primeira
imagem. ');
  GetLine(x1,y1,x2,y2,L);
  if x1<0 then begin
    PutMessage('Esta macro exige que seja selecionada uma linha
reta. ');
    exit;
  end;
  PutMessage('Ajuste sobre a diagonal. ');
  SetOptions('Length');
  Measure;
  d1:=rLength[1];
  Fill;
  KillRoi;
  PutMessage('Marque uma linha sobre a segunda diagonal da primeira
imagem. ');
  GetLine(x1,y1,x2,y2,L);
  if x1<0 then begin
    PutMessage('Esta macro exige que seja selecionada uma linha
reta. ');
    exit;
  end;
  PutMessage('Ajuste sobre a diagonal. ');
  SetOptions('Length');
  Measure;
  d2:=rLength[2];
  Fill; ;
  KillRoi;
  SelectSlice(2);
  PutMessage('Marque uma linha sobre a primeira diagonal da segunda
imagem. ');
  GetLine(x1,y1,x2,y2,L);
  if x1<0 then begin
    PutMessage('Esta macro exige que seja selecionada uma linha
reta. ');
    exit;
  end;
  PutMessage('Ajuste sobre a diagonal. ');
  SetOptions('Length');
  Measure;
  d3:=rLength[3];
  Fill;
  KillRoi;
  PutMessage('Marque uma linha sobre a segunda diagonal da segunda
imagem. ');
  GetLine(x1,y1,x2,y2,L);
  if x1<0 then begin
    PutMessage('Esta macro exige que seja selecionada uma linha
reta. ');
    exit;
  end;
  PutMessage('Ajuste sobre a diagonal. ');
  SetOptions('Length');
  Measure;

```

```

    d4:=rLength[4];
    Fill;
    KillRoi;
    d:=abs((d1+d2)-(d3+d4))/14;
    PutMessage('A espessura removida é de ',d,'µm');
end;

```

## 2. Rotina de dimensão fractal de perfis pelo método de dilatação/ erosão;

```

macro'Fractal Dimension Calculation of profile by erosion/dilatation
method';
var
pic1, pic2, pic3,x,w,h,ni:integer;
arquivo:string;
sc,asp,sumx,sumy,sumxy,sumx2,slope,dim,Sxy,Sxx:real;

Begin
SaveState;
PutMessage('Give the file name',arquivo);
Open(arquivo);
pic1:=pidnumber;
ChoosePic(pic1);
ResetCounter;
sc:= GetNumber('Enter the pixel to µm scale.', 1.0,2);
asp:= GetNumber('Enter the aspect ratio.', 1.0, 3);
ni:=GetNumber('Enter number iterations.',30,2);
AutoThreshold;
MakeBinary;
Duplicate('pic2');
SetUser1Label('Interations');
SetUser2Label('Perimêter ');
pic2:=pidNumber;
GetPicSize(w,h);
SetNewSize(w,h);
MakeNewWindow('pic3');
pic3:=pidNumber;
SetBinaryCount(1);
for x:=1 to ni do
Begin
ChoosePic(pic1);
Dilate;
ChoosePic(pic2);
Erode;
ImageMath('xor',pic1,pic2,1,0,pic3);
SetParticleSize(1,999999);
MakeRoi(ni,ni,w-2*ni,h-2*ni);
Measure;
rUser1[rCount]:=ln(x);
rUser2[rCount]:=ln(histogram[255]*sqr(sc)*asp/x);
end;
end.

```

### 3. Rotina de Rugosidade Linear para perfis

```
macro 'Profilometric analysis from vertical sections';

var  xx,yy,x,y,w,h,i,j,k,l,pic1,pic2,pic3,pic4,ni,minpix,maxpix,
meanpix,modepix,npix: integer;
    pic5,sum, sum2, sum3, roughness, mean, max, min,
gokhale,difX,difY,alpha,left,top,width,height:real;
    arquivo:string;
    sumx,sumy,sumxy,sumx2,slope,dim,Sxy,Sxx, tdifX, tdifY:real;

Begin
    SaveState;
    PutMessage('Give the file name',arquivo);
    Open(arquivo);
    pic1:= pidNumber;
    ChoosePic(pic1);
    SetScale(0,'');
    AutoThreshold;
    MakeBinary;
    Outline;
    GetPicSize(w,h);
    MakeRoi(1,1,w-2,h-2);
    Copy;
    SetNewSize(w-2,h-2);
    MakeNewWindow('Profile');
    Paste;
    pic2:=pidNumber;
    ChoosePic(pic1);
    Dispose;
    RotateRight(true);
    pic3:=pidNumber;
    SetNewSize(h-2,w-2);
    MakeNewWindow('Line mask');
    SetForegroundColor(255);
    SetLineWidth(1);
    pic4:=pidNumber;
    y:=0;
    repeat
        MoveTo(0,y);
        Lineto(h-2,y);
        y:=y+2;
    until y>(w-2);
    ImageMath('and',pic3,pic4,1,0,'pic5');
    pic5:=pidNumber;
    SetOptions('X-Y Center User1 User2');
    LabelParticles(false);
    InvertY(false);
    SetParticleSize(1,999999);
    AnalyzeParticles;
    ChoosePic(pic5);
    Dispose;
```

```

ChoosePic(pic3);
Dispose;
ChoosePic(pic4);
Dispose;
RestoreState;
sum:=0;
sum2:=rX[1];
sum3:=0;
for i:=2 to rCount do begin;
difX:=rX[i]-rX[i-1];
difY:=rY[i]-rY[i-1];
tdifX:=rX[i]-rX[1];
tdifY:=rY[i]-rY[1];
sum:=sum+sqrt(sqr(difX)+sqr(difY));
sum2:=sum2+rX[i];
if tdifY<>0 then alpha:=sqrt(sqr(arctan(tdifX/tdifY))) else
alpha:=1.570796327;
sum3:=sum3+sin(alpha)+(1.570796327-alpha)*cos(alpha);
if max<rX[i] then max:=rX[i];
if min>rX[i] then min:=rX[i];
end;
roughness:=sum/rY[rCount];
mean:=sum2/rCount;
gokhale:= sum3;
rUser1[1]:=sum;
rUser2[1]:=sqrt(sqr(rY[2]-rY[1])+sqr(rX[2]-rX[1]));
ni:=3*round(rCount/20);
for k:=2 to ni do begin;
sum:=0;
for j:=2 to rCount do begin;
if (k*j)<=rCount then begin;
difX:=rX[k*j]-rX[k*(j-1)];
difY:=rY[k*j]-rY[k*(j-1)];
sum:=sum+sqrt(sqr(difX)+sqr(difY));
end;
end;
rUser1[k]:=sum;
rUser2[k]:=sum/k;
end;
sumx:=0; sumy:=0; sumx2:=0; sumxy:=0;
for l:=round(ni/3) to round(2*ni/3) do
Begin
sumx:=sumx+ln(rUser2[l]);
sumy:=sumy+ln(rUser1[l]);
sumx2:=sumx2+sqr(ln(rUser2[l]));
sumxy:=sumxy+ln(rUser2[l])*ln(rUser1[l]);
end;
Sxy:=sumxy-(3*(sumx*sumy))/round(ni+3);
Sxx:=sumx2-(3*(sumx*sumx))/round(ni+3);
slope:=Sxy/Sxx;
dim:=1+slope;
NewTextWindow('Profile Analysis Results');
Writeln('Linear roughness = ', roughness);
Writeln('Mean profile elevation = ', mean);

```

```

    Writeln('Maximum peak elevation = ', max);
    Writeln('Deepest valley = ', min);
    Writeln('Structure Factor according to Gokhale = ', gokhale);
    Writeln('Fractal dimension by classical perimeter method =
', dim);
end.

```

#### 4. Rotinas para reconstrução da superfície da fratura pelo método de paralaxe e obtenção de perfis

```

var
x, y, xmax, w, h, ymax, size, width, height, xpos, ypos, xscan, w, h, i, j, k, xinc, yinc
, stack, rightcopy, leftcopy, ticks, scanpos, sizex, sizey, wl, hl, wr, hr, inix, in
iy, ysize, xsize, window, decis1, decis2: integer;
side, ThreeDname, file1, file2, unit: string;
right, left, max, fft1, fft2, aligned1, p2, out, theta, linemax, normfactor, thisp
oint, previous, scale, AspectRatio, kl: real;
scanmean, refmean, correlate, match, corrmmean, corrmmax, refROI, scanROI, map, au
tocorr, correlate, angle: real;

```

```

Procedure CenterROI(size:integer, decis2:integer; side:string);

```

```

begin

```

```

    GetPicSize(width, height);
    MakeROI(width/2-size/2, height/2-size/2, size, size);
    Copy;
    Dispose;
    SetNewSize(size, size);
    MakeNewWindow(side);
    Paste;
    if decis2<>0 then begin
        RotateRight(false);
    end;
end;

```

```

end;

```

```

Procedure FindMax(left, right:real);

```

```

begin

```

```

    SelectPic(right);
    fft('forward real');
    fft('Display Power Spectrum');
    fft2 := pidNumber;
    SelectPic(left);
    fft('forward real');
    fft('Display Power Spectrum');
    fft1 := pidNumber;
    ImageMath('cmul real', fft1, fft2, 1, 0, 'FFT2');
    out := pidNumber;
    ChoosePic(fft1);
    Dispose;
    ChoosePic(fft2);
    Dispose;
    SelectPic(out);
    fft('Inverse real');

```

```

    fft('Swap Quadrants');
    GetPicSize(w,h);
    max:=GetPixel(h/4,w/4);
    x:=0;
    y:=0;
    for y:=h/4 to 3*h/4 do begin;
    for x:=w/4 to 3*w/4 do begin;
    p2:=GetPixel(x,y);
    if max<p2 then begin;
        ymax:=y;
        xmax:=x;
        max:=p2;
    end;
    end;
    end;
    out:=pidNumber;
    ChoosePic(out);
    Dispose;
    end;

Procedure Align;
begin;
if nPics <> 2 then begin
    PutMessage('Exactly two images are required. ');
    exit;
end;
GetPicSize(wl,hl);
if wl<hl then wl:=hl;
NextWindow;
GetPicSize(wr,hr);
if wr>hr then wr:=hr;
if wl>wr then size:=wr else size:=wl;
if (size>=2047) and (size<4096) then size:=2048;
if (size>=1023) and (size<2048) then size:=1024;
if (size>=511) and (size<1024) then size:=512;
if (size>=255) and (size<512) then size:=256;
if (size>=127) and (size<256) then size:=128;
NextWindow;
Filter('median');
decis1:=GetNumber('Is the contrast quite different?0(no) or 1(yes)',
0,0);
    if decis1<>0 then begin
        EqualizeHistogram;
        ApplyLUT;
    end;
decis2:=GetNumber('Is necessary to rotate 90°CW? 0(no) or 1(yes)',
0,0);
CenterROI(size,decis2,'left');
left := pidNumber;
NextWindow;
Filter('median');
    if decis1<>0 then begin
        EqualizeHistogram;
        ApplyLUT;
    end;

```

```

    end;
CenterROI(size,decis2,'right');
right := pidNumber;
    FindMax(left,right);
    SelectPic(right);
    GetPicSize(w,h);
    MakeRoi(0,0,w,h);
    Copy;
    Dispose;
    SetNewSize(w+w/2,h+h/2);
    MakeNewWindow('right projection translated');
    Paste;
    MoveRoi((w/2-xmax),(h/2-ymax));
    Copy;
    Dispose;
    SetNewSize(w,h);
    MakeNewWindow('right projection translated and rotated');
    Paste;
    aligned1:= pidNumber;
    FindMax(left,aligned1);
    ChoosePic(aligned1);
    theta:=Arctan((w/2-xmax)/(h/2-ymax+0.000001));
    ScaleAndRotate(1,1,theta);
    SetPicName('right');
    right:=pidNumber;
    ChoosePic(aligned1);
    Dispose;
end;

Macro '***** Editing or visuallization tools *****'
begin end;

Macro 'Stereo Viewer';
(This macro must be used just to produce stereo pairs for visual
analysis or publication. It is not necessary to run it before use the
other 3-D reconstruction macros.)
begin
    PutMessage('Give the LEFT, or low angle, projection from stereo
pair',file1);
    Open(file1);
    left:=pidNumber;
    PutMessage('Give the RIGHT, or high angle, projection from stereo
pair',file2);
    Open(file2);
    right:=pidNumber;
    Align;
end;

Macro 'Create an anaglyph stereo';
(This macro produces pictures to be observed with 3-D color glasses.)
begin
    PutMessage('Give the LEFT, or low angle, projection from stereo
pair',file1);
    Open(file1);

```

```

    left:=pidNumber;
    PutMessage('Give the RIGHT, or high angle, projection from stereo
pair',file2);
    Open(file2);
    right:=pidNumber;
    Align;
    SelectPic(right);
    Duplicate ('right copy');
    rightcopy:=pidNumber;
    SelectPic(left);
    SaveState;
    GetPicSize(w,h);
    SetNewSize(w,h);
    MakeNewStack('stereo pair stack');
    stack:=pidNumber;
    SelectPic(left);
    MakeRoi(0,0,w,h);
    copy;
    Dispose;
    SelectPic(stack);
    Paste;
    AddSlice;
    SelectPic(right);
    MakeRoi(0,0,w,h);
    copy;
    Dispose;
    SelectPic(stack);
    Paste;
    AddSlice;
    SelectPic(rightcopy);
    MakeRoi(0,0,w,h);
    copy;
    Dispose;
    SelectPic(stack);
    Paste;
    RGBto24BitColor;
    Invert;
end;

```

```

Macro 'Align and create an animation from two stereo projections';
{ This macro is proposed to improve the visualization of parallax
displacement.}
begin
    PutMessage('Give the LEFT, or low angle, projection from stereo
pair',file1);
    Open(file1);
    left:=pidNumber;
    PutMessage('Give the RIGHT, or high angle, projection from stereo
pair',file2);
    Open(file2);
    right:=pidNumber;
    Align;
    SelectPic(left);
    Duplicate ('left copy');

```

```

leftcopy:=pidNumber;
SelectPic(right);
Duplicate ('right copy');
rightcopy:=pidNumber;
SaveState;
GetPicSize(w,h);
SetNewSize(w,h);
MakeNewStack('stereo pair stack');
stack:=pidNumber;
SelectPic(left);
MakeRoi(0,0,w,h);
copy;
Dispose;
SelectPic(stack);
Paste;
AddSlice;
SelectPic(leftcopy);
MakeRoi(0,0,w,h);
copy;
Dispose;
SelectPic(stack);
Paste;
AddSlice;
SelectPic(right);
MakeRoi(0,0,w,h);
copy;
Dispose;
SelectPic(stack);
Paste;
AddSlice;
SelectPic(rightcopy);
MakeRoi(0,0,w,h);
copy;
Dispose;
SelectPic(stack);
Paste;
repeat
for i:=1 to 4 do begin
SelectSlice(i);
ticks:=TickCount+15;
end;
until button;
end;

```

Macro '3-D reconstruction of a complete fracture surface region';

```

begin
size:=GetNumber('Enter with the size, in pixels, for the width
of the desired reconstructed area.', 128,0);
sizey:=GetNumber('Enter with the size, in pixels, for the heighth
of the desired reconstructed area.', 128,0);

```

```

. ThreeDname:=GetString('Enter with the elevation profiles set
filename:', '3-Dset.txt');
{X-Y increments define the resolution of the entire reconstruction.
Defaults are set to provide the highest spatial resolution (one squared
pixel). Please the best resolution for your need. Higher increments
provide lower resolution maps for shorter processing times.)
  xinc:=GetNumber('Enter with the integer increment for x
positions:', 1, 0);
  yinc:=GetNumber('Enter with the integer increment for y
positions:', 1, 0);
  angle:=GetNumber('Enter with the TOTAL tilting angle between
projections:', 8, 1);
  inix:=GetNumber('Enter with the initial pixel position on X
axis:', 20, 0);
  iniy:=GetNumber('Enter with the initial pixel position on Y
axis:', 20, 0);
  window:=GetNumber('Enter with the size of scanning window (odd
number):', 55, 0);
  if (window/2-trunc(window/2))=0 then begin
PutMessage('Setting error: scanning window size MUST BE an ODD
number!Try again, please.');
```

window:=GetNumber('Enter with the size of scanning
window:', 55, 0);

```

  end;
{Choose images of, at least, 64 pixels higher and wider than the
reconstructed area size.}
  PutMessage('Give the LEFT, or low angle, projection from stereo
pair', file1);
  Open(file1);
  left:=pidNumber;
  PutMessage('Give the RIGHT, or high angle, projection from stereo
pair', file2);
  Open(file2);
  right:=pidNumber;
  SetScale(0, '');
  GetScale(scale, unit, AspectRatio);
  ResetCounters;
  SetCounter(0);
  SetPrecision(4);
  ScaleMath(true);
  PutMessage('Really wait for a long time. Processing a large
reconstruction should demand some days...');
```

Align;

```

  if (size<(sizex+inix>window+25)) or (size<(sizey+iniy>window+25))
then
  begin
  xsize:=size-(inix>window+25);
  ysize:=size-(iniy>window+25);
  if xsize<ysize then ysize:=xsize;
  DisposeAll;
  PutMessage('Setting error: For this stereo pair, the maximum
reconstruction size must be less than', ysize);
  exit;
  end;
```



```

    SaveState;
    SetNewSize(round(sizeX/xinc),round(sizeY/yinc));
    MakeNewWindow('Elevation Map');
    SetBackgroundColor(0);
    map:=pidNumber;
for j:=0 to round(sizeY/yinc) do begin;
    ypos:=iniY+yinc*j;
    for k:=0 to round(sizeX/xinc) do begin;
        xpos:=iniX+xinc*k;
        ChoosePic(right);
        MakeROI(xpos,ypos,window,window);
        Duplicate('refROI');
        refROI:=pidNumber;
        Measure;
        refmean:=rMean[rCount];
        xscan:=1;
        while xscan<=25 do begin
            ChoosePic(left);
            scanpos:=xscan+xpos-10;
            MakeROI(scanpos,ypos,window,window);
            Duplicate('scanROI');
            scanROI:=pidNumber;
            Measure;
            scanmean:=rMean[rCount];
            ImageMath('mul real',scanROI, refROI, 1, 0,
'correlate');
            Measure;
            correlate:=rMean[rCount]*sqr(window);
            Dispose;
            ChoosePic(scanROI);
            Dispose;
            normfactor:=(correlate-
(refmean*scanmean))/(refmean*scanmean);
            rUser1[xscan]:=normfactor;
            if xscan=1 then linemax:=normfactor else if xscan>1
then
                begin
                    previous:=rUser1[xscan-1];
                    thispoint:=rUser1[xscan];
                    if (thispoint>previous) and (thispoint>linemax)
then
                        begin
                            linemax:=thispoint;
                            match:=xscan;
                        end;
                        if (thispoint<previous) then begin
                            xscan:=25;
                        end;
                    end;
                end;
            xscan:=xscan+1;
        end;
        SelectPic(map);
        PutPixel(round((xpos-iniX)/xinc),round((ypos-
iniY)/yinc),match);

```

```

        ChoosePic(refROI);
        Dispose;
        ResetCounters;
        end;
end;

        SelectPic(map);
        Duplicate('E-map');
        SetSaveAs('BMP');
        SaveAs('C:\ScnImage\Images\E-map.bmp');
        SelectPic(map);
        angle:=angle*6.283185307179586/360;
        k1:=1/(scale*2*sin(angle/2));
        SelectPic(map);
        ResetCounters;
        Measure;
        Calibrate('Straight','µm',1*k1,1,20*k1,20);
        SetExport('Text');
        Export(ThreeDname);

        end;
end;

```

Macro '3-D reconstruction for 5 equally spaced vertical profiles (according to EGF P1-87D method)';  
 {This macro reconstructs 5 profiles with 128 pixels each in length. It tries to attend the test method P1-87D suggested by the European Group on Fracture (EGF), developed to normalize the measurement of stretch zones on metallic fractures. See: "SCHWALBE, K.H., et al., Validation of the fracture mechanics test method EGF P1-87D (ESIS P1-90 / ESIS P1-92), Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., v. 16, no 11, 1993, p. 1231-1284"}

```

begin
  PutMessage('WARNING (it is not a bug): It will calculate 5
  equally spaced elevation profiles.');
```

ThreeDname:=GetString('Enter with the elevation profiles set filename:', '5-prof.txt');

{Choose images of, at least, 256x256 pixels size.}

```

  angle:=GetNumber('Enter with the TOTAL tilting angle between
  projections:', 8, 1);
  window:=GetNumber('Enter with the size of scanning window (odd
  number):', 55, 0);
  if (window/2-trunc(window/2))=0 then begin
    PutMessage('Setting error: scanning window size MUST be an odd
    number!Try another one.');
```

window:=GetNumber('Enter with the size of scanning window:', 55, 0);

```

  end;
  PutMessage('Give the LEFT, or low angle, projection from stereo
  pair', file1);
  Open(file1);
  left:=pidNumber;
  PutMessage('Give the RIGHT, or high angle, projection from stereo
  pair', file2);

```

```

    Open(file2);
    right:=pidNumber;
    SetScale(0,'');
    ResetCounters;
    SetCounter(0);
    SetPrecision(4);
    ScaleMath(true);
    PutMessage('Really wait for a long time. Processing the full set
of profiles should demand hours');
    Align;
    if size<256 then begin
    DisposeAll;
    PutMessage('Please, try again with larger stereo images!');
    exit;
    end;
    SaveState;
    SetNewSize(5,201);
    MakeNewWindow('Elevation Map');
    SetBackgroundColor(0);
    map:=pidNumber;
for j:=1 to 5 do begin;
    xpos:=32*j;
        for ypos:=0 to 200 do begin;
            ChoosePic(right);
            MakeROI(xpos,ypos>window>window);
            Duplicate('refROI');
            : refROI:=pidNumber;
            Measure;
            refmean:=rMean[rCount];
            xscan:=1;
            while xscan<=25 do begin
                ChoosePic(left);
                scanpos:=xscan+xpos-10;
                MakeROI(scanpos,ypos>window>window);
                Duplicate('scanROI');
                scanROI:=pidNumber;
                Measure;
                scanmean:=rMean[rCount];
                ImageMath('mul real', scanROI, refROI, 1, 0,
'correlate');
                    Measure;
                    correlate:=rMean[rCount]*sqr(window);
                    Dispose;
                    ChoosePic(scanROI);
                    Dispose;
                    normfactor:=(correlate-
(refmean*scanmean))/(refmean*scanmean);
                    rUser1[xscan]:=normfactor;
                    if xscan=1 then linemax:=normfactor else if xscan>1
then
                        begin
                            previous:=rUser1[xscan-1];
                            thispoint:=rUser1[xscan];

```

```

        if (thispoint>previous) and (thispoint>linemax)
then
        begin
        linemax:=thispoint;
        match:=xscan;
        end;
        if (thispoint<previous) then begin
        xscan:=25;
        end;
        end;
        xscan:=xscan+1;
        end;
        SelectPic(map);
        PutPixel(j-1,ypos, match);
        ChoosePic(refROI);
        Dispose;
        ResetCounters;
        end;
end;

        SelectPic(map);
        SetSaveAs('BMP');
        Duplicate('E-profiles');
        SaveAs('C:\ScnImage\Images\E-profiles.bmp');
        angle:=angle*6.283185307179586/360;
        k1:=1/(scale*2*sin(angle/2));
        SelectPic(map);
        ResetCounters;
        Measure;
        Calibrate('Straight','µm',1*k1,1,20*k1,20);
        SetExport('Text');
        Export(ThreeDname);
        end;
end;

macro 'Test e-maps quality';
{This macro In this case, try a larger scanning window size, for
instance, or try to reduce the beam voltage on SEM.}
var
    ten: integer;
    error, nearten: real;

begin
    sizex:=GetNumber('Enter with the size, in pixels, for the width
of the desired reconstructed area.', 128,0);
    sizey:=GetNumber('Enter with the size, in pixels, for the heighth
of the desired reconstructed area.', 128,0);
    ThreeDname:=GetString('Enter with the elevation profiles set
filename:', '3-Dset.txt');
    {X-Y increments define the resolution of the entire reconstruction.
Defaults are set to provide the highest spatial resolution (one squared
pixel). Please the best resolution for your need. Higher increments
provide lower resolution maps for shorter processing times.}

```

```

.   xinc:=GetNumber('Enter with the integer increment for x
positions:',8,0);
   yinc:=GetNumber('Enter with the integer increment for y
positions:',8,0);
   inix:=GetNumber('Enter with the initial pixel position on X
axis:',32,0);
   iniy:=GetNumber('Enter with the initial pixel position on Y
axis:',32,0);
   window:=GetNumber('Enter with the size of scanning window (odd
number):',31,0);
   if (window/2-trunc(window/2))=0 then begin
PutMessage('Setting error: scanning window size MUST BE an ODD
number!Try again, please.');
```

```

   window:=GetNumber('Enter with the size of scanning
window:',31,0);
   end;
(Choose images of, at least, 64 pixels higher and wider than the
reconstructed area size.)
   PutMessage('Give one projection from stereo pair',file1);
   Open(file1);
   left:=pidNumber;
   Duplicate('Displaced Window');
   right:=pidNumber;
   ResetCounters;
   SetCounter(0);
   SetPrecision(4);
   ScaleMath(true);
   PutMessage('Really wait for a long time. Processing a large
reconstruction should demand some days...');
```

```

GetPicSize(wl,hl);
if wl<hl then wl:=hl;
NextWindow;
GetPicSize(wr,hr);
if wr>hr then wr:=hr;
if wl>wr then size:=wr else size:=wl;
if (size>=2048) and (size<4096) then size:=2048;
if (size>=1024) and (size<2048) then size:=1024;
if (size>=512) and (size<1024) then size:=512;
if (size>=256) and (size<512) then size:=256;
if (size>=128) and (size<256) then size:=128;
NextWindow;
Filter('median');
CenterROI(size,0,'left');
left := pidNumber;
NextWindow;
Filter('median');
CenterROI(size,0,'right');
right := pidNumber;
   if (size<(sizex+inix>window+25)) or (size<(sizey+iniy>window+25))
then
begin
   xsize:=size-(inix>window+25);
   ysize:=size-(iniy>window+25);
   if xsize<ysize then ysize:=xsize;

```

```

    DisposeAll;
    PutMessage('Setting error: For this stereo pair, the maximum
reconstruction size must be less than', ysize);
    exit;
end;
SaveState;
SetNewSize(round(sizex/xinc), round(sizey/yinc));
MakeNewWindow('Elevation Map');
SetBackgroundColor(0);
map:=pidNumber;
for j:=0 to round(sizey/yinc) do begin;
    ypos:=iniy+yinc*j;
    for k:=0 to round(sizex/xinc) do begin;
        xpos:=inix+xinc*k;
        ChoosePic(right);
        MakeROI(xpos, ypos, window, window);
        Duplicate('refROI');
        refROI:=pidNumber;
        Measure;
        refmean:=rMean[rCount];
        xscan:=1;
        while xscan<=25 do begin
            ChoosePic(left);
            scanpos:=xscan+xpos-10;
            MakeROI(scanpos, ypos, window, window);
            Duplicate('scanROI');
            scanROI:=pidNumber;
            Measure;
            scanmean:=rMean[rCount];
            ImageMath('mul real', scanROI, refROI, 1, 0,
'correlate');
            ^ Measure;
            correlate:=rMean[rCount]*sqr(window);
            Dispose;
            ChoosePic(scanROI);
            Dispose;
            normfactor:=(correlate-
(refmean*scanmean))/(refmean*scanmean);
            rUser1[xscan]:=normfactor;
            if xscan=1 then linemax:=normfactor else if xscan>1
then
                begin
                    previous:=rUser1[xscan-1];
                    thispoint:=rUser1[xscan];
                    if (thispoint>previous) and (thispoint>linemax)
then
                        begin
                            linemax:=thispoint;
                            match:=xscan;
                            end;
                            if (thispoint<previous) then begin
                                xscan:=25;
                                end;
                            end;
                end;
            end;
end;
end;

```



```

        xscan:=xscan+1;
        end;
        SelectPic(map);
        PutPixel(round((xpos-inix)/xinc),round((ypos-
iniy)/yinc),match);
        ChoosePic(refROI);
        Dispose;
        ResetCounters;
        end;
end;
Begin
ResetCounters;
SelectPic(map);
Measure;
ten:=histogram[10];
error:=100*(1-(ten/rArea[rCount]));
putMessage('Percentage of wrong points is',error);
nearten:=0;
for i:= 1 to 25 do begin
nearten:=nearten+(histogram[i]*(abs(10-i)))/25;
end;
nearten:=100*(nearten/rArea[rCount]);
putMessage('Mean percentual point error is',nearten);
end;
end.

Macro '***** Surface Analysis *****';
{This set is dedicated to analyze elevation maps produced by 3-D
reconstruction macros listed above.}
begin end;

Macro 'Show real elevation';
var
scale,m1,angle,AspectRatio,map: real;
Begin
angle:=GetNumber('Enter with the TOTAL tilting angle between
projections:',8,1);
angle:=(angle*6.283185307179586)/360;
PutMessage('Give the computed pixel elevation map',file1);
Open(file1);
map:=pidNumber;
SetScale(0,'');
GetScale(scale,unit,AspectRatio);
SelectPic(map);
ResetCounters;
Measure;
m1:=1/(scale*2*sin(angle/2));
Calibrate('Straight','µm',m1,1,10*m1,10,25*m1,25,30*m1,30);
SelectTool('straightline');
end;

Macro 'True surface area analysis';
var

```



```

    surfrough,totalarea,projarea,emap,scale,AspectRatio,zscale,yscale
,xscale,c1,c2,c3,c4,angle:real;
    w,h,i,j,x,y,z1,z2,z3,z4,xres,yres:integer;
begin
    PutMessage('Give the elevation map image',file1);
    Open(file1);
    emap:=pidNumber;
    angle:=GetNumber('Enter with the TOTAL tilting angle between
projections:',8,1);
    angle:=angle*6.283185307179586/360;
    xres:=GetNumber('Enter with the pixel spacing resolution in the X
axis:',1,0);
    yres:=GetNumber('Enter with the pixel spacing resolution in the Y
axis:',1,0);
    GetPicSize(w,h);
    SetScale(0,'');
    GetScale(scale,unit,AspectRatio);
    zscale:=1/(2*sin(angle/2)*scale);
    yscale:=yres/(AspectRatio*scale);
    xscale:=xres/scale;
    x:=0;
    y:=0;
    if ((xres/2)-trunc(xres/2))=0 then x:=1;
    if ((yres/2)-trunc(yres/2))=0 then y:=1;
    projarea:=(w-1+x)*xscale*(h-1+y)*yscale;
    totalarea:=0;
for j:=0 to (h-2) do
begin;
    for i:=0 to (w-2) do
begin;
        z1:=GetPixel(i,j);
        z2:=GetPixel(i+1,j);
        z3:=GetPixel(i,j+1);
        z4:=GetPixel(i+1,j+1);
        c1:=sqrt(sqr(zscale*abs(z2-z1))+sqr(xscale));
        c2:=sqrt(sqr(zscale*abs(z3-z1))+sqr(yscale));
        c3:=sqrt(sqr(zscale*abs(z3-z4))+sqr(xscale));
        c4:=sqrt(sqr(zscale*abs(z3-z2))+sqr(yscale));
        totalarea:=totalarea+(c1*c2+c3*c4)/2;
    end;
end;
    surfrough:=totalarea/projarea;
    PutMessage('Total surface Area [µm²]=' , totalarea);
    PutMessage('Projected surface Area [µm²]=' , projarea);
    PutMessage('Surface Roughness =' , surfrough);
    ChoosePic(emap);
    Dispose;
end.

Macro 'Convert profile maps to profile images';

var xc,yc,zc,w,h,ii,iii,promap,prof1,prof2,prof3,prof4,prof5,
elevation: integer;
profile: string;

```



```

begin
  PutMessage('Give the elevation profile image',file1);
  Open(profile);
  promap:=pidNumber;
  GetPicSize(w,h);
  SetNewSize(h,400);
  MakeNewWindow('profile 1');
  SetBackGroundColor(0);
  prof1:=pidNumber;
  for ii:=0 to h do
    begin;
      ChoosePic(promap);
      elevation:=GetPixel(0,ii)+80;
      ChoosePic(prof1);
      PutPixel(ii,elevation,255);
    end;
  SetNewSize(h,400);
  MakeNewWindow('profile 2');
  SetBackGroundColor(0);
  prof2:=pidNumber;
  for ii:=0 to h do
    begin;
      ChoosePic(promap);
      elevation:=GetPixel(1,ii)+80;
      ChoosePic(prof2);
      PutPixel(ii,elevation,255);
    end;
  SetNewSize(3,400);
  MakeNewWindow('profile 3');
  SetBackGroundColor(0);
  prof3:=pidNumber;
  for ii:=0 to h do
    begin;
      ChoosePic(promap);
      elevation:=GetPixel(2,ii)+80;
      ChoosePic(prof3);
      PutPixel(ii,elevation,255);
    end;
  SetNewSize(h,400);
  MakeNewWindow('profile 4');
  SetBackGroundColor(0);
  prof4:=pidNumber;
  for ii:=0 to h do
    begin;
      ChoosePic(promap);
      elevation:=GetPixel(3,ii)+80;
      ChoosePic(prof4);
      PutPixel(ii,elevation,255);
    end;
  SetNewSize(h,400);
  MakeNewWindow('profile 5');
  SetBackGroundColor(0);
  prof5:=pidNumber;

```

```
for ii:=0 to h do
  begin;
    ChoosePic(promap);
    elevation:=GetPixel(4,ii)+80;
    ChoosePic(prof5);
    PutPixel(ii,elevation,255);
  end;
end.
```



unesp



.1 12 13 14 15 16 17 18