

CONFORMABILIDADE PLÁSTICA DE FIOS
CAPILARES DE OURO NA TREFILAÇÃO

08/88

Este exemplar corresponde
à redação final da tese
defendida por Cecília Amélia
de Carvalho Zaraglia e
aprovada pela comissão julgadora
em 29.06.88

Murilo

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

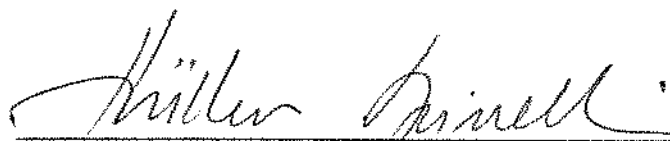
TESE DE: DOUTORADO

TÍTULO DA TESE: CONFORMABILIDADE PLÁSTICA DE FIOS DE OURO NA TREFILAÇÃO

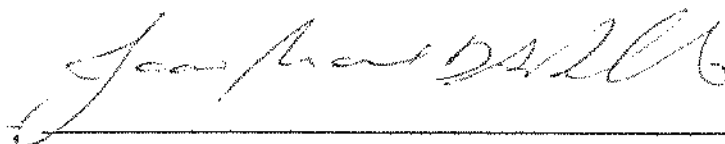
AUTORA: CECÍLIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA

ORIENTADOR: PROF. DR. ETTORE BRESCIANI FILHO

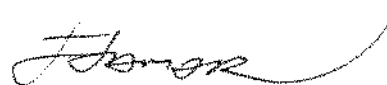
APROVADO POR:



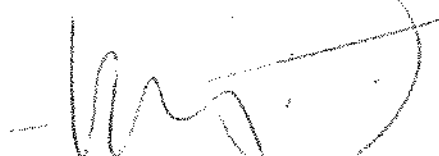
Profa. Dra. Isa Maria Müller Spinelli



Prof. Dr. João Manuel de Almeida Rollo



Prof. Dr. Itamar Ferreira



Prof. Dr. Mauricio Prates de Campos Filho



Prof. Dr. Ettore Bresciani Filho

CAMPINAS, SÃO PAULO, BRASIL

JUNIO 1988

*Aos meus pais José e Noemia,
ao meu companheiro José Luiz,
e aos meus filhos Gustavo e Feline.*

AGRADECIMENTOS

Ao apresentar esse trabalho desejo agradecer a algumas pessoas pelo apoio e dedicação demonstrados, durante o desenvolvimento do mesmo, sem os quais certamente não seria possível concluir esta etapa de aprendizado.

Em primeiro lugar ao professor Dr. ETTORE BRESCIANI FILHO, pela de finição do tema, apoio e acompanhamento do trabalho com dedicação e paciência.

Importante também foi a colaboração do professor EDSON COMES pelas inúmeras discussões e incentivo durante a execução do trabalho.

Ao professor SÉRGIO TONINI BUTTON pela confecção dos programas com putacionais utilizados.

À Sra. RITA HELENA BUSO JACON pela execução das análises micrográ ficas dos corpos de prova estudados.

Ao Sr. LAÉRCIO APARECIDO FREGATTI pelo auxílio nos ensaios de trefi lação.

À Srta. ALICE KIYOKA OBATA pela colaboração na pesquisa bibliográfi ca efetuada.

Ao Sr. JORGE FUMIO OBATA pelos cuidados na elaboração das figuras.

À Srta. CLEUSA DE VASCONCELOS LIMA pelos cuidadosos serviços de da tilografia.

Agradeço ainda aos responsáveis pelas seguintes instituições, que forneceram apoio técnico e financeiro para a execução deste trabalho:

- Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP.
- Programa Materiais de Grau Eletrônico da Faculdade de Engenharia de Campinas - UNICAMP e Telecomunicações Brasileiras S.A. - FEC-UNICAMP/TELEBRÁS.
- Centro de Pesquisa e Desenvolvimento das Telecomunicações Brasi leiras S.A. - CPqD - TELEBRÁS.

CONFORMABILIDADE PLÁSTICA DE FIOS CAPILARES DE OURO NA TREFILAÇÃO

RESUMO

Este trabalho tem como principal objetivo estudar a conformabilidade na trefilação de fios capilares de ouro. Associando-se os conhecimentos sobre a mecânica da conformação, sobre as propriedades do material e sobre os critérios de fratura dúctil, pode-se estabelecer critérios de conformabilidade. A primeira etapa deste trabalho consistiu no desenvolvimento de equipamentos e dispositivos para a obtenção de fios capilares por trefilação. Na segunda etapa foram estudados os mecanismos de fratura dúctil na trefilação de fios de ouro e foram estabelecidos critérios de conformabilidade. Esses critérios foram aplicados às condições de processamento adotadas neste trabalho. Algumas sugestões foram feitas visando minimizar a ocorrência de rupturas.

DRAWABILITY OF ULTRAFINE GOLD WIRES

ABSTRACT

The main goal of this work is to study workability of ultrafine gold wires in wiredrawing. Putting together the fundamentals of mechanical plasticity, material properties and ductile fracture criteria, it may be established the workability criteria. The first part of this work involved the development of drawing machines. The second part was the study of the ductile fracture mechanisms of the wires and the establishment of workability criteria, which were applied to the process conditions of this work. Some suggestions were done in order to avoid wire breaks.

INDICE	PAG.
SIMBOLOGIA	1
1. INTRODUÇÃO	8
1.1 - Aplicação de Fios Capilares de Ouro em Microcircuitos	8
1.2 - Características dos Fios de Ouro	9
1.3 - Processamento dos Fios de Ouro	18
1.4 - Objetivos do Trabalho	20
Referências Bibliográficas	22
2. MECÂNICA DA DEFORMAÇÃO APLICADA À TREFILAÇÃO	24
2.1 - Considerações Gerais	24
2.2 - Método da Energia Uniforme	27
2.3 - Método da Divisão em Elementos	30
2.4 - Método do Limite Superior	37
2.5 - Método dos Elementos Finitos	46
2.6 - Justificativa da Escolha do Método do Limite Superior para os Cálculos	53
Referências Bibliográficas	55
3. FRATURA DÚCTIL DOS METAIS	60
3.1 - Introdução	60
3.2 - Aspectos Microscópios da Fratura Dúctil	63
3.3 - Mecanismos da Fratura Dúctil	68
3.4 - Fratura Dúctil na Trefilação	81
Referências Bibliográficas	97
4. CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL E DE CONFORMABILIDADE	103
4.1 - Introdução	103
4.2 - Critério de Instabilidade Plástica	106
4.3 - Correção de BRIDGMAN para o Ensaio de Tração	108
4.4 - Relações da Curva Tensão-Deformação	110

4.5 - Critérios de Fratura Dúctil Baseados em Modelos	
Microscópicos	118
4.6 - Critérios de Fratura Dúctil Baseados em Modelos	
Macroscópicos	136
4.7 - Critérios Propostos	143
Referências Bibliográficas	152
 5. DESENVOLVIMENTO DE EQUIPAMENTOS	
RESULTADOS E DISCUSSÃO	150
5.1 - Desenvolvimento de Equipamentos	150
5.2 - Programa de Redução para a Trefilação de Fios	
de Ouro	158
5.3 - Processamentos Mecânicos Iniciais	161
5.4 - Processamentos Mecânicos Completos	168
5.5 - Análise da Qualidade dos Fios de Ouro Trefilados	169
5.6 - Discussão dos Resultados	179
Referências Bibliográficas	182
 6. ANÁLISE FRATOGRÁFICA DAS RUPTURAS OCORRIDAS DURANTE A	
TREFILAÇÃO: RESULTADOS E DISCUSSÃO	184
6.1 - Procedimento Adotado para o Estudo Fratográfico dos	
Fios Rompidos	184
6.2 - Rupturas Ocorridas	185
6.3 - Discussão dos Resultados	194
 7. APLICAÇÃO DOS CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL ADAPTADOS:	
RESULTADOS E DISCUSSÃO	195
7.1 - Introdução	
7.2 - Aplicação de Diversas Curvas Tensão-Deformação para	
o Ouro Recozido	195
7.3 - Estimativa do Coeficiente de Atrito	205
7.4 - Aplicação dos Critérios Propostos para o Programa	
de Processamento Mecânico Adotado	206
7.5 - Discussão dos Resultados	207
Referências Bibliográficas	216

8. CONCLUSÕES	224
9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	227
BIBLIOGRAFIA	229
ÍNDICE DE FIGURAS	241
ÍNDICE DE TABELAS ::::.....	249

SIMBOLOGIA

CAPÍTULO 2

- A = área;
constante da curva característica do material ($\sigma = A + B + C \exp(D\epsilon)$).
- B = $\mu \cotg \alpha$;
constante da curva característica do material.
- {B} = vetor taxa de deslocamento.
- C = constante da curva característica do material.
- D = diâmetro do fio;
constante da curva característica do material.
- $|D^e|$ = matriz propriedades do material, baseada na lei de Hooke.
- $|D^p|$ = matriz propriedades do material plastificado, implementada pelo método de PRANDTL-REUSS.
- $d\epsilon_{ij}$ = deformação incremental total.
- $d\epsilon_{ij}^e$ = deformação incremental elástica.
- $d\epsilon_{ij}^p$ = deformação incremental plástica.
- $d\lambda$ = constante de proporcionalidade escalar não negativa determinada através da propriedade plástica do metal em relação à história da tensão reduzida.
- E = energia de deformação.
- {F} = vetor de sollicitação externa imposta ao volume V através da superfície S.
- F_{zb} = taxa de dano à fratura.
- G = $|(1 + \mu \cotg \alpha) / (1 - \mu \cotg \alpha)|$;
módulo de rigidez.
- H = $\frac{AG}{G-1} - \frac{BG}{(G-1)^2}$
- $|K|$ = matriz de rigidez global para todo o volume V.

- $[K^e]_{\text{elem}}$ = matriz de rigidez elástica no elemento.
 $[K^p]_{\text{elem}}$ = matriz de rigidez plástica no elemento.
 k = limite de escoamento no cisalhamento.
 L = comprimento da região cilíndrica da fieira.
 l = comprimento.
 $M = \frac{CG}{(G-1+D)}$
 n = expoente de encruamento.
 p = pressão.
 R_i = raio inicial do fio.
 R_f = raio final do fio.
 r = redução de área;
coordenada esférica.
 S = superfície;
limite de escoamento.
 S_{ij} = tensor de tensões reduzidas.
 T_i = tensão aplicada no fio.
 W = trabalho.
 $\dot{U}_r, \dot{U}_\theta, \dot{U}_\phi$ = componentes do campo de velocidades no sistema de coordenadas esféricas.
 V = volume global.
 V_e = volume de um elemento típico.
 v = velocidade.
 v_i = velocidade inicial do fio.
 v_f = velocidade final do fio.
 α = semi-ângulo da fieira.
 $\{ \epsilon \}$ = vetor deslocamento nodal.

δ_{ij}	= delta de KRONECKER.
ϵ	= deformação logarítmica.
$\dot{\epsilon}_{ij}$	= componentes do tensor de velocidade de deformação.
θ	= coordenada do sistema esférico.
μ	= coeficiente de atrito.
ν	= coeficiente de Poisson.
σ	= tensão normal.
σ_{ef}	= tensão efetiva.
σ_{ij}	= tensor de tensões.
σ_0	= tensão início de escoamento.
$\bar{\sigma}_0$	= tensão início de escoamento média.
σ_t	= tensão de trefilação.
σ_{TT}	= tensão hidrostática.
σ_{zb}	= tensão retrocesso.
τ	= tensão de cisalhamento.
$\Gamma_1, \Gamma_2, \Gamma_3, \Gamma_4$	= superfícies de atrito e de descontinuidades de velocidades.
φ	= coordenada do sistema esférico.
$\dot{\omega}$	= potência (produto força por velocidade).
$\dot{\omega}_e$	= potência das forças externas.
$\dot{\omega}_i$	= potência interna de deformação.
$\dot{\omega}_s$	= potência dissipada por atrito e por descontinuidade de velocidades.
$\dot{\omega}_u$	= potência interna de deformação.

CAPÍTULO 4

- A = área da secção transversal do corpo de prova.
- a = raio da secção mínima do corpo de prova de tração;
semi-eixo maior da elipse;
metade da altura da cavidade retangular, no modelo de THOMASON.
- b = semi-eixo menor da elipse.
raio médio instantâneo dos vazios cilíndricos, no modelo de McCLINTOCK;
metade da largura da cavidade retangular, no modelo de THOMASON.
- $\vec{b}$ = vetor de Burgers.
- b_0 = raio dos vazios iniciais, considerando os vazios circulares, no modelo de McCLINTOCK.
- C = constante do material, na relação de SWIFT;
constante do critério de COCKCROFT ("propriedade" do ensaio ou do processo de conformação).
- c = dimensão característica da trinca;
fração de volume para a área A contendo n partículas.
- CA_1 = constante do modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria da deformação contínua.
- CA_2 = constante do modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias com inclusão isolada esférica pequena.
- CA_3 = constante do modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, com inclusão cilíndrica e esférica grande.
- CA_4 = constante do modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, com interação entre inclusões.
- D = constante do material, na relação de SWIFT.
- d = tamanho de grão.
- $d\epsilon^p_{ij}$ = incremento de deformação plástica.
- E = módulo de elasticidade.
- h = constante do material, na relação de LUDWICK.
- j = fator que indica a concentração de deformação ao longo da banda de cisalhamento.

- K = constante do critério de OH;
coeficiente de resistência, na relação de HOLLOMON.
- K' = constante do critério do OH modificado por VOCE.
- k = constante do material, no modelo de VOCE;
tensão de cisalhamento de escoamento.
- k_o = tensão cisalhante no início do escoamento.
- L_n = força necessária para que ocorra o empescoamento interno entre duas cavidades (modelo de THOMASON).
- L_u = força necessária para o escoamento uniforme da matriz entre duas cavidades (modelo de THOMASON).
- e = comprimento útil do corpo de prova do ensaio de tração.
- l_o = distância inicial entre os centros de vazios cilíndricos (modelo de McCLINTOCK).
- l_b = distância instantânea entre os centros de vazios cilíndricos na direção b .
- m = constante do material na expressão de LUDWICK;
fator de Taylor, igual a 3,1;
excentricidade da elipse.
- n = expoente de encruamento (expressão de HOLLOMON).
- n' = expoente aparente de encruamento (obtido através da condição de instabilidade utilizando-se a expressão de VOCE).
- p = constante do material, na relação de RAMBERG-OSGOOD;
tensão de cisalhamento na interface inclusão-matriz;
pressão hidrostática.
- $p(n,\alpha)$ = probabilidade de se encontrar n partículas numa área A , quando o tamanho de cada partícula for α .
- q = constante do material na relação de SWIFT.
- R = raio médio;
raio de curvatura do pescoço do corpo de prova de tração.
- R_i = raio inicial do fio.
- R_f = raio final do fio.

r = coordenada cilíndrica.

t = espessura.

$u(x)$ = deslocamento na direção x .

V = volume.

V_f = fração volumétrica de cavidades na matriz.

$Y(\bar{\epsilon}^p)$ = tensão de escoamento na tração.

W = trabalho plástico.

w = largura da cavidade, no modelo de THOMASON.

z = coordenada cilíndrica.

α = semi-ângulo da fieira;
ângulo da expressão de VOCE na forma monologarítmica;
área ocupada por cada partícula.

σ_x = largura do corpo considerado.

γ = deformação de cisalhamento.

γ_0 = deformação de cisalhamento no início do escoamento.

ϵ = deformação logarítmica.

$\bar{\epsilon}_f$ = deformação logarítmica à fratura.

n = número de partículas.

θ = coordenada cilíndrica.

λ = espaçamento médio entre partículas;
fator de proporcionalidade positivo.

μ = coeficiente de atrito.

ρ = raio do entalhe;
raio da partícula.

ρ_{eq} = raio equivalente esférico.

σ = tensão verdadeira.

- σ_a = tensão atuando na direção perpendicular à linha ligando dois vazios cilíndricos;
tensão radial no modelo de OH.
- σ_b = tensão atuando na direção paralela à linha ligando dois vazios cilíndricos.
- $\bar{\sigma}$ = tensão equivalente;
tensão de escoamento no modelo de OH.
- σ^* = tensão máxima de tração.
- $\frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}}$ = fator adimensional de concentração que representa o efeito da máxima tensão de tração σ^* .
- σ_e = tensão hidrostática no modelo de OH.
- σ_{ij} = tensor de tensões.
- $\sigma_{lp \text{ conv}}$ = tensão limite de proporcionalidade convencional.
- $\sigma_{lp \text{ verd}}$ = tensão limite de proporcionalidade verdadeira.
- σ_n = tensão axial no modelo de THOMASON.
- σ_o = tensão início de escoamento;
tensão de limiar plástico no modelo de VOCE.
- σ_r = tensão radial, no corpo de prova de tração.
- σ_{rr} = tensão principal.
- σ_T = componente negativa de pressão ou pressão hidrostática.
- σ_t = tensão circunferencial, no corpo de prova de tração;
- σ_x = tensão longitudinal no corpo de prova de tração;
tensão transversal no modelo de THOMASON.
- $\sigma_{x \text{ med}}$ = tensão medida na direção axial.
- σ_z = tensão axial no modelo de OH.
- σ_{zb} = tensão de retrocesso no modelo de AVITZUR.
- σ_{zz} = tensão principal.
- $\sigma_{\theta\theta}$ = tensão principal.
- σ_∞ = tensão final constante, no modelo de OH.

1. INTRODUÇÃO

1.1 - Aplicação de Fios Capilares de Ouro em Microcircuitos

O ouro é conhecido pelas suas qualidades de elevadas condutibilidade térmica e elétrica associadas às excelentes resistência à corrosão e a oxidação mesmo quando aquecido às altas temperaturas. Esse elemento forma ainda solução sólida com quase todos os elementos metálicos comuns. Devido a esses aspectos, esse metal tem grande aplicação na indústria microeletrônica.

Uma das principais áreas de aplicação do ouro é como fios capilares para interconectar os dispositivos eletrônicos aos terminais externos (Figura 1.1).

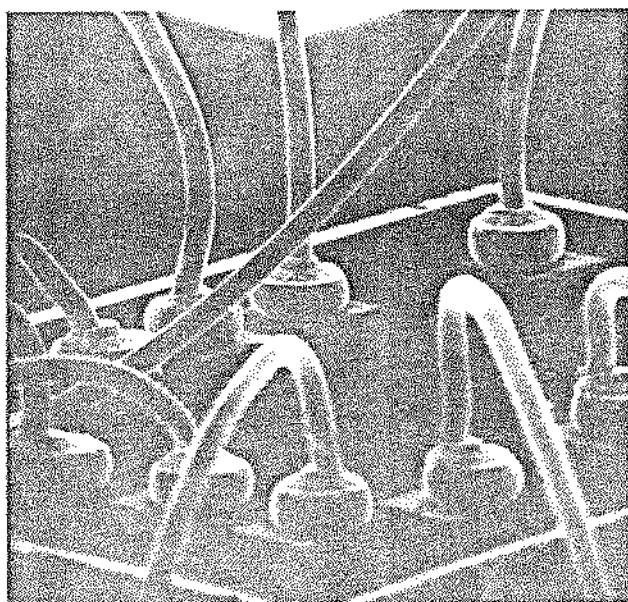


Figura 1.1 - Ilustração de um dispositivo eletrônico soldado com fio capilar de ouro.

Dois tipos de ligações de fios são mais utilizados: soldagem por termocompressão e soldagem ultrassônica. Normalmente utiliza-se o primeiro tipo para fios de ouro e o segundo tipo para fios de alumínio e ligas de alumínio.

No processo de termocompressão (Figura 1.2)⁽¹⁾ o fio é introduzido num orifício capilar de um tubo de quartzo ou de material cerâmico pré-aquecido a 150-200°C. O orifício capilar é ligeiramente maior que o diâmetro do fio. A extremidade do fio é submetida a uma chama de hidrogênio, formando uma esfera de metal fundido. Após o fio ser posicionado aplica-se uma força de 50gf ou mais na área de ligação, a qual está aquecida a cerca de 300°C. A seguir, o tubo de quartzo é levantado, é posicionado para uma nova ligação.

Na soldagem ultrassônica (Figura 1.3)⁽²⁾ a ponta soldadora está acoplada a um gerador de ultrassom. O fio é guiado até a região de ligação e é firmemente pressionado entre a ferramenta soldadora e a superfície a ser soldada. Um pulso de energia ultrassônica é então aplicado. A combinação de pressão e vibração ultrassônica provoca a soldagem do fio na superfície. O tipo de deformação plástica que ocorre na soldagem ultrassônica, isto é, durante a formação de uma espécie de cunha na extremidade do fio, pode provocar o aparecimento de micro-trincas nessa região, que favorecem a ruptura posterior da região soldada por fadiga.

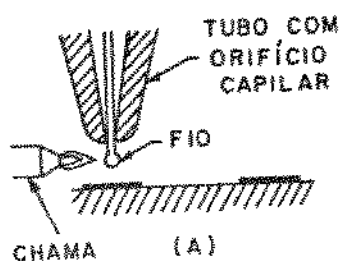
Verificou-se que o processo de soldagem ultrassônica não é adequado à automação, porque tanto o corpo de prova como a ponta soldadora precisam ser girados à posição correta para cada operação de soldagem. Já o processo de termocompressão é mais rápido e econômico, portanto mais adequado à automação, pois o contato por esfera é simétrico e, por conseguinte, menos susceptível à formação de micro-trincas.

Ligações de boa qualidade são obtidas com fios de ouro aquecidos a temperaturas mais baixas através da adaptação de um emissor de ultrassom em máquinas de termocompressão. Essa técnica é denominada ligação termossônica.

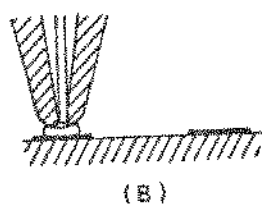
Como a tendência atual é a utilização de máquinas de soldagem cada vez mais automatizadas chegando a soldar até quatro ou mais fios por segundo, torna-se fundamental que o controle de qualidade do fio capilar de ouro seja cada vez mais rigoroso.

1.2 - Características dos Fios de Ouro

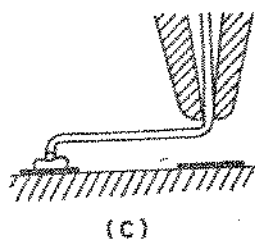
O fio capilar de ouro é um produto complexo. Suas propriedades mecânicas, metalúrgicas, térmicas e sua uniformidade variam amplamente em função da composição química e do processamento.



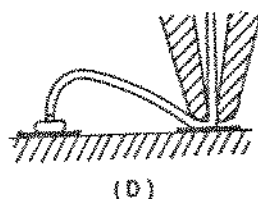
(A) Uma chama de hidrogênio provoca a formação de uma esfera de metal fundido.



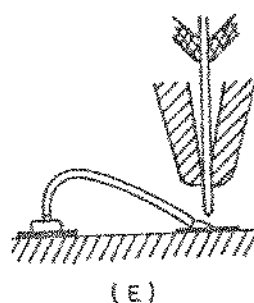
(B) A esfera do metal é pressionada contra a superfície metalizada.



(C) O fio é alimentado para a segunda ligação.



(D) O fio é soldado no terminal externo.



(E) A máquina é preparada para outra ligação.

Figura 1.2 - Representação esquemática do processo de soldagem por termocompressão⁽¹⁾.

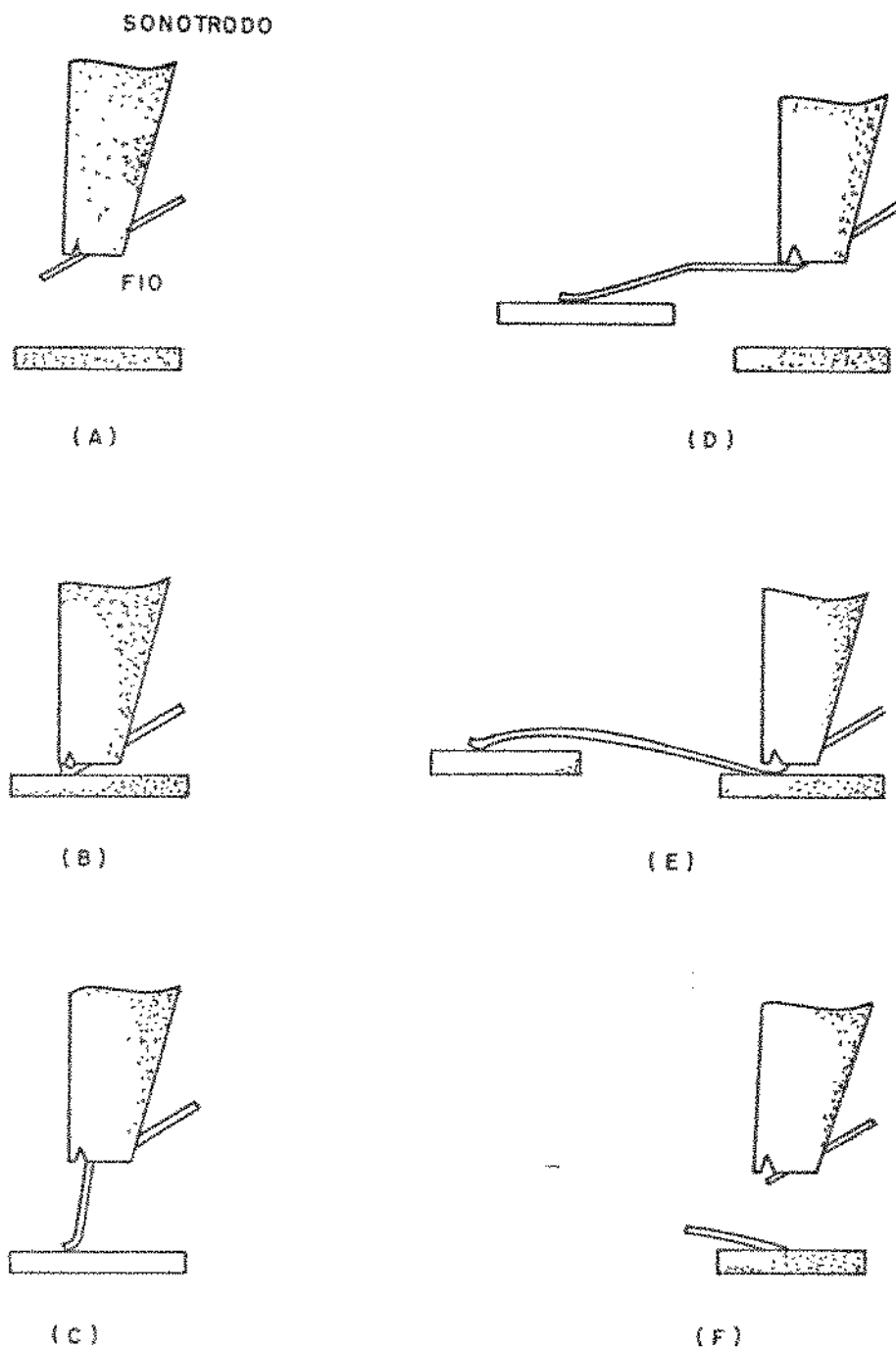


Figura 1.3 - Representação esquemática do processo de soldagem por ultrassom⁽²⁾.

- (A) O fio é posicionado.
- (B) Aplica-se pressão e energia ultrassônica para conformar.
- (C) Após a ligação o sonotrodo é levantado.
- (D) Posiciona-se o fio para outra ligação.
- (E) Aplica-se pressão e energia ultrassônica para conformar.
- (F) A máquina é preparada para outra ligação.

As especificações dos fios devem levar em consideração toda a complexidade do problema e devem ser as mais completas possíveis. Os principais parâmetros devem ser considerados como por exemplo: o diâmetro, a resistência à tração, o alongamento, o nível de pureza, os tipos de dopantes da matéria prima e o comportamento com relação ao tratamento térmico de recozimento⁽³⁾.

a) Pureza

A pureza da matéria prima é um fator importante no controle das propriedades mecânicas do fio. Sabe-se que as partículas de impurezas, dependendo de sua natureza, podem provocar a ruptura do fio durante o processamento mecânico por trefilação.

Existem no mercado fios de ouro com três teores de pureza⁽⁴⁾:

i) 99,99% - Os restantes 0,010% ou 100 ppm consistem geralmente de magnésio, silício, antimônio e prata.

ii) 99,975% - O ouro com esse teor de pureza pode fornecer um bom fio para ligações, porém não é utilizado para fios muito finos, pois as impurezas existentes diminuem a ductilidade do material.

iii) 99,999% - Nos fios de ouro com esse teor de pureza, verificou-se uma variação nas propriedades durante o armazenamento e uso. Os metais extremamente puros tem velocidades de recristalização muito altas e também recristalizam-se a temperaturas menores que os metais comercialmente puros. Utilizando-se ouro com essa pureza, dificilmente se obteriam fios com as propriedades mecânicas requeridas; portanto, esse nível de pureza não é prático.

Dois procedimentos foram adotados na preparação do ouro para eliminar o problema de rupturas constantes no processo de trefilação⁽³⁾. O primeiro deles foi o refino do ouro - até se reduzir as impurezas ao nível de 10 ppm - e adição de cobre em quantidade de cerca de 30 ppm. O segundo procedimento foi o de mascarar o efeito das impurezas através da adição de 3 a 10 ppm de berílio. Em ambos os procedimentos mencionados, as impurezas introduzidas como dopantes, homogeneamente distribuídas ao longo de todo o fio, atuam no sentido de reforçar o metal, ou seja, aumentar a sua resistência mecânica sem prejudicar a sua ductilidade. O cobre, cuja estrutura cristalina é a mesma que o ouro, ou seja cúbica de face centrada, substitui os átomos de ouro na rede cristalina. Já os

átomos de berílio, de tamanho bem inferior aos átomos de ouro, cristalizam-se no sistema hexagonal e entram na estrutura cristalina do ouro como impurezas intersticiais. É um elemento de liga típico para endurecimento por precipitação.

b) Propriedades Mecânicas

Os fios capilares de ouro são trefilados a frio a partir de uma barra. Durante esse processamento o fio é encruado, ou seja, sua resistência mecânica aumenta enquanto que o alongamento diminui. O fio de ouro encruado pode recuperar sua ductilidade através de um tratamento térmico de recozimento. Dessa forma, através de recozimentos intermediários no processo de trefilação é possível se conseguir fios capilares com propriedades mecânicas controladas. As principais propriedades mecânicas comumente verificadas são a resistência à tração e o alongamento, embora o limite de escoamento seja também determinado ocasionalmente.

A Tabela 1.1⁽⁵⁾ apresenta as propriedades mecânicas de fios de ouro para diversas condições de encruamento em função do diâmetro.

c) Comportamento no recozimento

Durante a soldagem os fios de ouro são submetidos a solicitações mecânicas e térmicas. O calor pode ser aplicado através do suporte de trabalho aquecido, do tubo capilar de quartzo aquecido, ou de ambos e, também, pela chama ou descarga elétrica usada para a formação da esfera de metal fundido. Devido a essas altas temperaturas o comportamento do fio de ouro nos tratamentos térmicos tornam-se tão importantes quanto as propriedades mecânicas. Deve-se destacar a importância do comportamento do fio de ouro em relação ao tratamento térmico do recozimento. Os parâmetros químicos e de processamento afetam esse comportamento. Pode-se citar como exemplo, a introdução de dopantes que modificam a temperatura de recristalização (Tabela 1.2)⁽⁶⁾. Também pode ocorrer alteração no comportamento do material durante o recozimento se o fio for produzido por outra técnica de processamento mecânico, como por exemplo por extrusão hidrostática⁽³⁾.

A Figura 1.4⁽⁷⁾ apresenta a resistência à ruptura por tração versus a temperatura de 15 minutos de recozimento para fios de ouro com 0,025 mm de diâmetro, obtido por processamentos diferentes. Observa-se que as temperaturas de recozimento dos fios pode estar na mesma faixa de temperatura utilizada para soldá-los (310-325°C)⁽³⁾. Dependendo das características do fio utilizado, e do processo de ligação utilizado, o fio pode ser parcialmente recozido, totalmente recozido ou não recozido durante a ligação.

Tabela 1.1 - Propriedades mecânicas dos fios capilares de ouro em função do diâmetro para as condições: recozido (R), com alívio de tensões (AT) e encruado (E) ⁽⁵⁾.

DIÂMETRO (mm)	MASSA (mg/20cm)	FORÇA DE RUPTURA (gf)			ALONGAMENTO (%)		
		E	AT	R	E	AT	R
0,010	0,25-0,37	> 1,8	-	1,0 -1,8	0,5-2,0	-	2,0 -3,0
0,013	0,42-0,57	> 3,0	-	1,4 -3,0	0,5-2,0	-	2,0 -3,0
0,015	0,59-0,73	> 4,0	-	2,0 -4,0	0,5-2,0	-	2,0 -5,0
0,018	0,87-1,09	> 5,0	2,5 -5,0	2,0 -4,0	0,5-2,0	2,0- 5,0	4,0 -8,0
0,020	1,10-1,34	> 7,0	4,0 -7,0	3,0 -6,0	0,5-2,0	2,0 -5,0	4,0 -8,0
0,025	1,75-2,05	> 11,0	7,0-11,0	5,5 -8,0	0,5-2,0	2,0 -6,0	6,0-10,0
0,028	2,21-2,55	> 14,0	10,0-14,0	7,0-10,0	0,5-2,0	2,0 -6,0	6,0-11,0
0,030	2,55-2,92	> 16,0	11,0-16,0	7,5-11,0	0,5-2,0	2,0 -7,0	7,0-12,0
0,038	4,15-4,61	> 26,0	15,0-26,0	13,0-20,0	0,5-2,0	2,0 -8,0	8,0-13,0
0,050	6,99-7,60	> 45,0	30,0-45,0	19,0-27,0	0,5-2,0	2,0-10,0	10,0-15,0

Tabela 1.2 - Dependência da temperatura de recristalização com os tipos de dopantes presentes no fio de ouro ⁽⁶⁾.

PUREZA DO OURO (%)	99,999	99,995			
DOPANTES		Ag, Pd Pt	Mg, Ni Si	Co, Cu, Fe Ga, Ge In	Al, Be, Ca Pb, Sn Y
TEMPERATURA DE RECRISTALIZAÇÃO (°C)	150	150	150-200	200-300	acima de 300

Propriedades dos fios de 0,025 mm de diâmetro antes do recozimento em 150-500°C por min.

	Força de Ruptura (cN)	Alongamento(%)
1	15	1
2	9,5	5
3	12	1
4	7,2	5
5	21	1,5

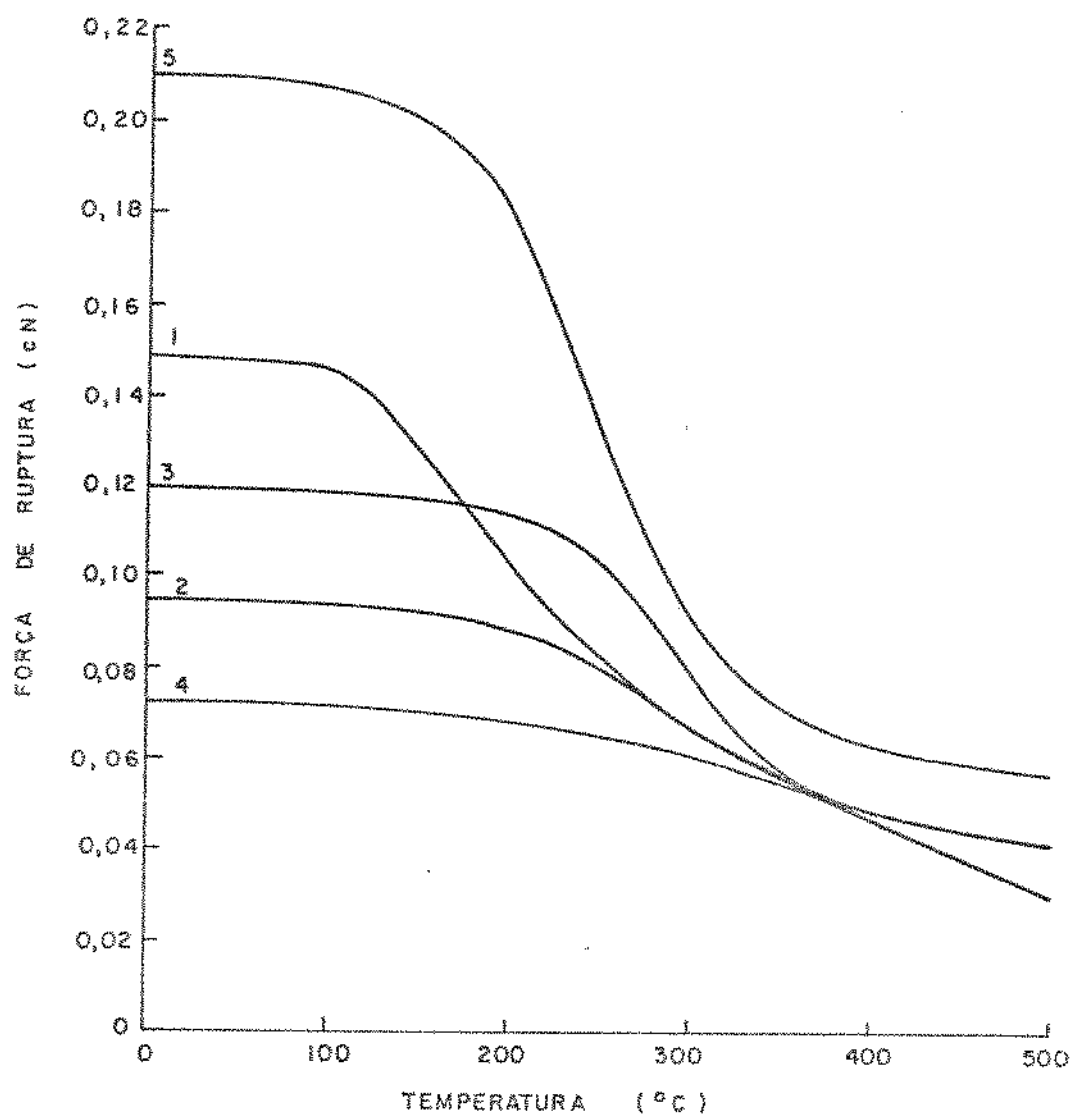


Figura 1.4 - Variação na resistência à ruptura após 15 min de recozimento para fios com 0,025 mm de diâmetro obtidos através de cinco diferentes procedimentos⁽⁷⁾.

A introdução de dopantes, como por exemplo o berílio, que inibe o crescimento de grão durante o recozimento e aumenta a temperatura de recristalização, elimina esse problema.

A Figura 1.5⁽⁸⁾ apresenta esquematicamente o comportamento de uma ligação onde ocorreu o recozimento do fio e outra onde isso não aconteceu.

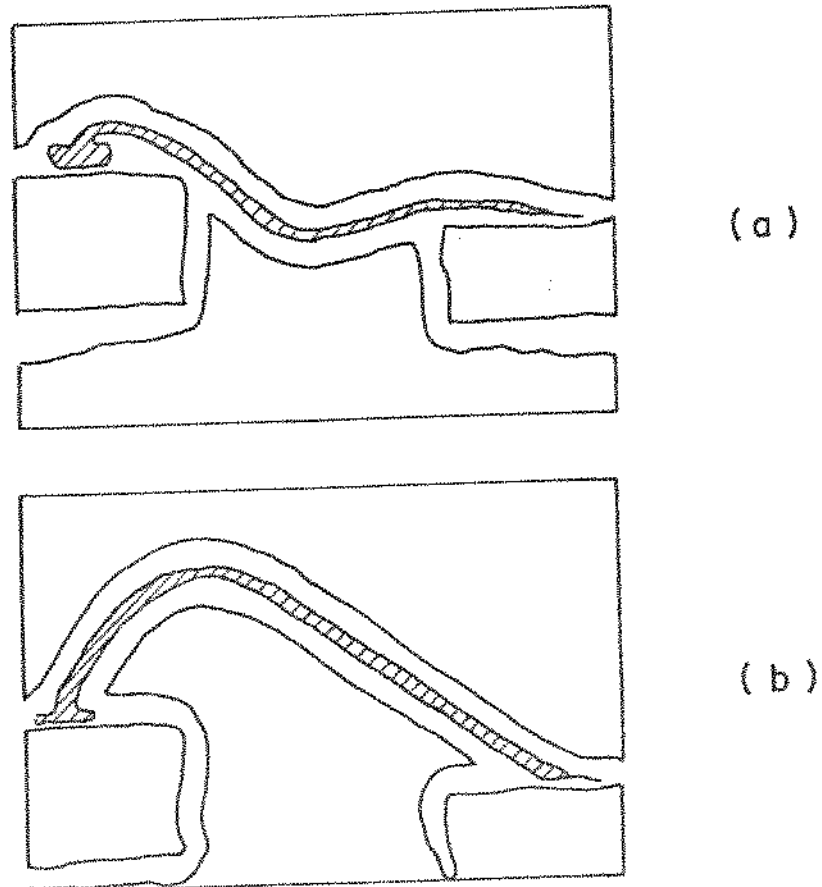


Figura 1.5 - Representação esquemática de duas ligações de fios de ouro em serviço. Em (a) o fio era de ouro puro, sofreu recozimento durante a soldagem. Em (b) a matéria prima era constituída por ouro dopado com berílio⁽⁸⁾ e não sofreu recozimento.

d) Uniformidade

É importante que o fio de ouro apresente uma uniformidade de propriedades mecânicas e de espessura ao longo do comprimento.

A uniformidade das propriedades mecânicas é verificada através do alongamento. É adotada pelas empresas consumidoras de fios capilares uma tolerância para o alongamento, para fios de 0,025 mm de diâmetro, de cerca de $\pm 3\%$ ⁽⁵⁾. A tolerância do diâmetro, segundo a Norma ASTM F 72⁽⁹⁾ para fios com 0,025 mm é de $\pm 5\%$.

e) Qualidade Superficial

A superfície do fio deve ser isenta de sujidades e de defeitos superficiais. Para se analisar essa superfície é bastante útil a observação através de microscópio ótico, com aumento de 30X; quando se deseja um aprofundamento no estudo dos defeitos superficiais do fio, no caso deles existirem, é necessária a utilização do microscópio eletrônico de varredura.

Para diminuir a ocorrência de defeitos superficiais, recomenda-se que todo o processamento mecânico do fio deva ocorrer em ambiente controlado quanto à limpeza.

COHN⁽¹⁰⁾ sugere métodos de inspeção visual do fio enrolado no carretel. Alguns critérios de rejeição são fornecidos. Carretéis que não estão enrolados uniformemente são rejeitados, pois nesse caso o fio é fornecido para a soldagem sob tensão, prejudicando a qualidade da ligação. Outros fatores que podem provocar a rejeição do carretel são marcas de dedos e material estranho sobre o fio, como por exemplo resíduo de lubrificante.

e) Embalagem

O fio deve estar enrolado em carretel especificado, de acordo com o diâmetro⁽⁵⁾, o enrolamento deve estar uniforme e o passo de enrolamento deve estar compreendido entre 1 a 1,5 do diâmetro do fio. Os dois últimos itens podem ser observados em microscópio ótico com pequena magnitude de aumento.

A maioria dos carretéis de fios capilares de ouro, encontrada no mercado, é constituída por uma única camada de fio enrolado. Com a introdução de máquinas automatizadas, houve a necessidade de se obter carretéis com maior quantidade de fio, para que a interrupção do processo de soldagem na troca de carretel seja menos constante. Para tanto foram desenvolvidas técnicas de

enrolamento de multicamadas de fio; observa-se uma representação esquemática desse processo na Figura 1.6⁽¹¹⁾, na qual cada camada de fio é enrolada precisamente sobre as mesmas posições da camada anterior, para não provocar danos mecânicos no fio.

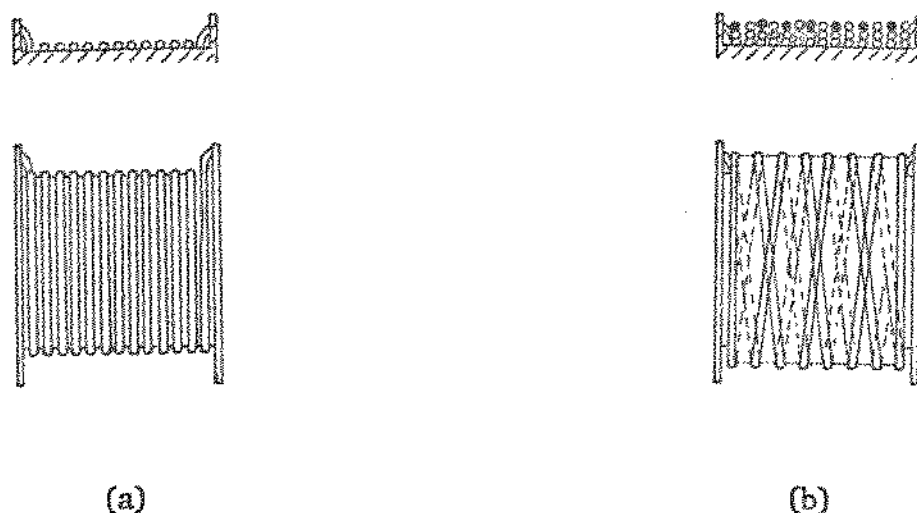


Figura 1.6 - Técnicas de enrolamento do fio no carretel:
(a) convencional (uma só camada); (b) múltiplas camadas⁽¹¹⁾.

1.3 - Processamento dos Fios de Ouro

O processamento dos fios de ouro desde a matéria prima (ouro de primeira fusão ou reaproveitado) até o fio capilar pode ser observado na Figura 1.7. A matéria prima é submetida inicialmente a um refino eletrolítico até ficar com a pureza de 99,99%. A seguir promove-se a fundição de uma barra cilíndrica, em um forno a vácuo, utilizando-se de um cadinho de grafita de alta pureza. Essa barra, com diâmetro de 6 a 8 mm serve como matéria prima para a etapa de processamento mecânico dos fios. A primeira etapa do processamento mecânico, ou seja, a transformação da barra para fio com 1 mm de diâmetro, pode ser feita por três modos diferentes: extrusão direta a quente, extrusão hidrostática e laminação. Utilizando-se do primeiro processo, obtém-se o fio já no estado recozido, portanto adequado para o início do processamento por trefila-

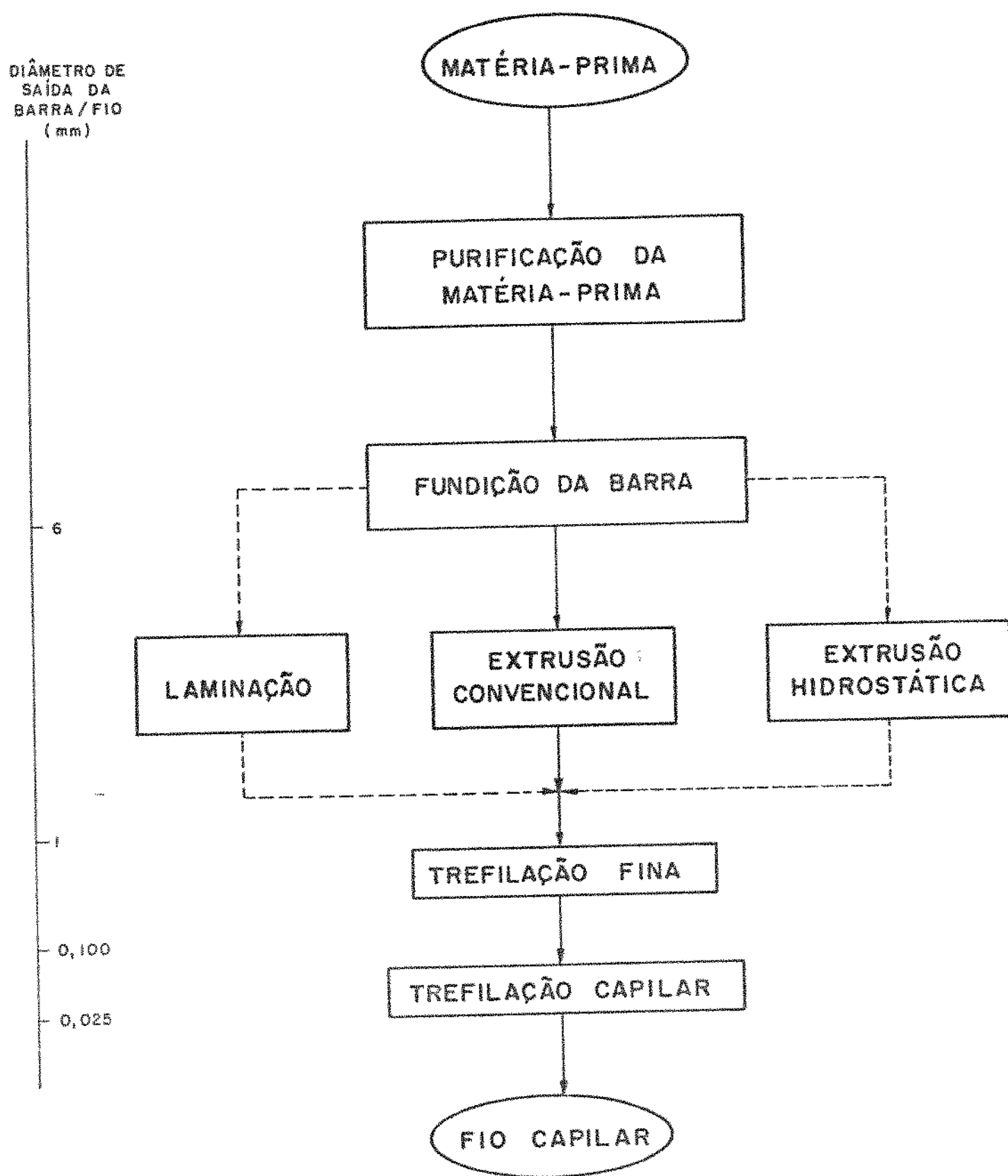


Figura 1.7 - Fluxograma do processamento do fio capilar.

ção. Optando-se pelas outras duas alternativas, por se tratarem de processos de conformação a frio, obtêm-se fios encruados. É necessário, portanto, um tratamento térmico de recozimento nos fios, antes do início da trefilação.

A transformação da barra em fio pelos processos de extrusão (convencional ou hidrostática) é efetuada em apenas uma etapa. No processo de laminação a frio, são requeridas várias etapas de redução de área.

A trefilação a frio é um processo de conformação que fornece um produto com bom acabamento superficial. Para chegar ao diâmetro de 0,025 mm, de utilização comum em microeletrônica, a partir de um fio de diâmetro de 1 mm são necessários cerca de 40 passes. Normalmente se utiliza um processo de recozimento final para ajustar as propriedades mecânicas dentro das especificações.

1.4 - Objetivos do Trabalho

Com o crescimento da indústria microeletrônica no país, é conveniente dominar a tecnologia de produção de fios capilares de ouro.

Um dos principais problemas que surgem durante a fabricação do fio capilar de ouro, que compromete a eficiência do processo, é o número elevado de rupturas que ocorre, principalmente nas etapas finais da trefilação.

Encontram-se relatados na bibliografia alguns estudos sobre rupturas de fios de cobre⁽¹²⁻¹⁴⁾ e de alumínio⁽¹⁵⁾, de pureza comercial, trefilados em condições industriais e em bitolas normalmente utilizadas para condutores elétricos. Esses estudos são incompletos no que diz respeito aos mecanismos de fratura dútil.

Verificou-se, portanto a necessidade de estender o estudo da fratura dútil ao processo de trefilação de fios de elevada pureza (99,99%) e em bitolas chamadas "capilares", ou seja, abaixo de 0,150 mm.

Para se obter o controle de um processo de conformação é necessário se determinar com cuidado os efeitos de vários parâmetros que influenciam o escoamento plástico e a fratura do metal. Sem o conhecimento da influência dos parâmetros tais como condições de lubrificação e de atrito, propriedades mecânicas do metal e geometria da ferramenta não seria possível prevenir a ocorrência de defeitos que poderão levar à fratura durante o processamento. Portanto, é necessário um estudo da conformabilidade do material nesse processo de conformação. A conformabilidade do material pode ser definida como a máxima deformação plástica na tração que o material pode sofrer sem que ocorra a formação de trincas, durante o processo de conformação⁽¹⁶⁾.

Para analisar a conformabilidade de um metal é necessário estabelecer teorias de escoamento e de fratura. Associando os conhecimentos sobre a mecânica da conformação, sobre as propriedades do material e sobre os critérios de fratura dúctil, pode-se estabelecer critérios de conformabilidade.

Então, os objetivos do presente trabalho são:

1) Desenvolver equipamentos e dispositivos para a obtenção de fios capilares de ouro, por trefilação, com propriedades mecânicas, acabamento superficial e dimensões controladas, para uso em dispositivos eletrônicos.

2) Estudar os mecanismos de ruptura dúctil na trefilação de fios de ouro de elevada pureza e em bitolas capilares.

3) Escolher critérios de fratura dúctil que poderão levar à elaboração de critérios de conformabilidade válidos para as condições mecânicas e metalúrgicas encontradas na trefilação de fios.

4) Predizer a trabalhabilidade do fio de ouro no processo de trefilação, através da aplicação dos critérios de conformabilidade concebidos para as condições de processamento utilizadas neste trabalho.

5) Apresentar sugestões quanto a modificações no programa de processo adotado e nas propriedades da matéria prima utilizada, de modo a minimizar a ocorrência de rupturas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. HINCH, S.W.; CROPPER, D.R. Evaluating Wirebond Quality, Semiconductor International, Feb. 1981, pp. 93-105.
2. BISCHOFF, A.; THIEDE, H. Metallurgical Aspects of Processing and Use of Superfine Wires in Semi-Conductor Technology, Wire, 31, (5), Sep./Oct. 1981, pp. 202-205.
3. MCGILL, G.P. Gold Wire for Automatic Bonders, Semiconductor International, June 1980, pp. 71-81.
4. RAMSEY, T.H. Metallurgical Behaviour of Gold Wire in Thermal Compression Bonding, Solid State Technology, 16, (10), 1973, pp. 43-47.
5. Catálogo da Tanaka Electronics Industry: Fire Wires for Semiconductor Lead-bonding, Tokyo.
6. TOMIYAMA, S.; FUKUI, Y. Gold Bonding Wire for Semiconductor Applications, Gold Bull., 15, (2), 1982, pp. 43-50.
7. Id.,ib. ref. (3) p. 80.
8. Id.,ib. ref. (2) p. 202.
9. Norma Técnica da ASTM F 72-74 Gold Wire for Semiconductor Lead Bonding, vo. 43, 1975.
10. COHN, E. Effects of Wire Quality and Capillary Maintenance on Bonding Realibility, Solid State Techn., Sept. 1975, pp. 31-44.
11. Id.,ib. ref. (6), p. 45.
12. CHIA, E.H. et alii Wire Breaks in Copper: A Classification and Analysis, Wire Journal, Feb. 1976, pp. 68-77.
13. CHIA, E.H. et alii Copper Wire Breaks: Un Update, Conf. Proc. 51 St Annual Convention Wire Association International, Atlanta, Georgia, Oct. 12-16, 1981, pp. 119-126.

14. WRIGHT, R.N. Mechanisms of Wire Breaks, Conf. Proc. 51 St Annual Convention Wire Association International, Atlanta, Georgia, Oct. 12-16, 1981, pp. 104-109.
15. CHIA, E.H. et alii Investigation of Wire Breaks in Aluminum, Wire Journal, Dec. 1976, pp. 46-53.
16. DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica, Guanabara Dois, RJ, 1976, pp. 491-493.

2. MECÂNICA DA DEFORMAÇÃO APLICADA À TREFILAÇÃO

2.1 - Considerações Gerais

Em qualquer processo de conformação dos metais é importante que se faça uma previsão do esforço necessário para se provocar a deformação desejada. Se o esforço aplicado ultrapassar o limite de resistência do material, pode ocorrer o aparecimento de defeitos internos no material ou a fratura completa.

O estado de tensão, ou de deformação, corresponde a um processo de conformação geralmente é bastante complexo. Para se obter soluções para as tensões envolvidas normalmente utilizam-se hipóteses simplificadoras, que são as hipóteses adotadas pela teoria da plasticidade.

O material é considerado contínuo, homogêneo, isotrópico e incompressível (deforma-se a volume constante)⁽¹⁾. Outra simplificação adotada é a de desprezar a deformação elástica, uma vez que nos processos de conformação estão envolvidas deformações plásticas que são muito maiores que as elásticas. Além disso, nem sempre são considerados alguns fenômenos estruturais, que provocam modificações nas propriedades do material durante o processamento, como por exemplo o encruamento.

Uma análise completa da mecânica do processo de trefilação, que permita a determinação da força de trefilação, que seja comparável com o valor medido experimentalmente, é bastante complexa. A razão disso é que muitos fatores influem nesse processo, tais como o perfil da ferramenta de trefilar, as condições de atrito e de lubrificação e a velocidade de trabalho.

O perfil da ferramenta de trefilar é muito importante porque vai determinar o "formato" da região plástica do metal. Um parâmetro determina esse "formato" conforme discutido com detalhes por BACKOFEN⁽²⁾, baseia-se em dois parâmetros conhecidos, o semi-ângulo da fiação (α) e a redução de área por passe ($r = 1 - A_1/A_0$, onde A_1 = área da secção final e A_0 = área da secção inicial do fio).

Esse "formato" da região plástica é chamado parâmetro delta e é definido por:

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} \left[1 + \sqrt{1 - r} \right]^2 \quad (2.1)$$

onde α é dado em radianos.

A Figura 2.1 apresenta três exemplos de regiões de deformação. Para valores de Δ próximos à unidade a altura da região de deformação é aproximadamente igual ao comprimento. Valores altos de Δ implicam numa região de deformação curta e alta. Pequenos ângulos de fiação e grandes reduções correspondem a baixos valores de Δ . Grandes ângulos e reduções pequenas implicam em altos valores de Δ .

Analisando o processo de trefilação através do parâmetro Δ , obtêm-se melhores resultados práticos do que através dos parâmetros α e r isoladamente, conforme trabalho de WRIGTH⁽³⁾.

O atrito na trefilação foi estudado detalhadamente por BARON e THOMPSON⁽⁵⁾. Já os problemas práticos relacionados com a lubrificação na trefilação foram detalhados por diversos autores⁽⁶⁻¹¹⁾.

A influência da velocidade de trabalho na tensão de trefilação foi verificada recentemente⁽¹²⁾, observando-se um ligeiro aumento na força de trefilação com o aumento da velocidade, na faixa de velocidades de 0,05 a 0,25 m/s.

Os parâmetros de influência na trefilação foram estudados detalhadamente em trabalho anterior⁽¹³⁾.

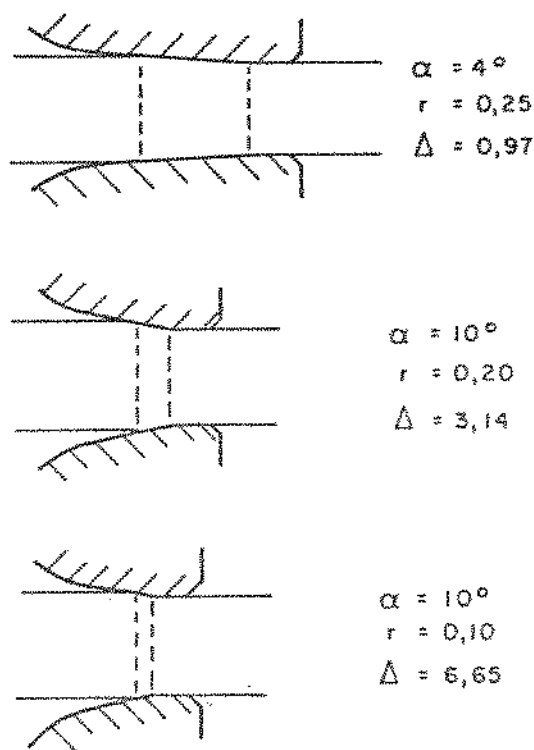


Figura 2.1 - Vários formatos de regiões plásticas em trefilação de fios.

A energia total necessária para provocar a deformação plástica do fio, no processo de trefilação é considerada como a soma de três parcelas⁽¹⁴⁾:

- energia uniforme, que corresponde à energia gasta na modificação das dimensões do fio de maneira uniforme; essa parcela não depende do ângulo de inclinação da matriz;
- energia redundante, parcela gasta devido a distorção entre as camadas superficiais e o centro do fio na entrada e na saída da fieira, sem contribuir efetivamente para a modificação de dimensões; à medida que cresce o ângulo da fieira, maior é o valor da energia redundante;
- energia de atrito, parcela gasta para vencer a ação de atrito entre o fio e a fieira; essa parcela diminui para valores elevados do ângulo da fieira.

A Figura 2.2 apresenta um diagrama esquemático dos componentes da energia de deformação em função do ângulo da fieira. Observa-se que existe um valor do ângulo para o qual a energia necessária a conformação, e por conseguinte a força de trefilação são mínimas.

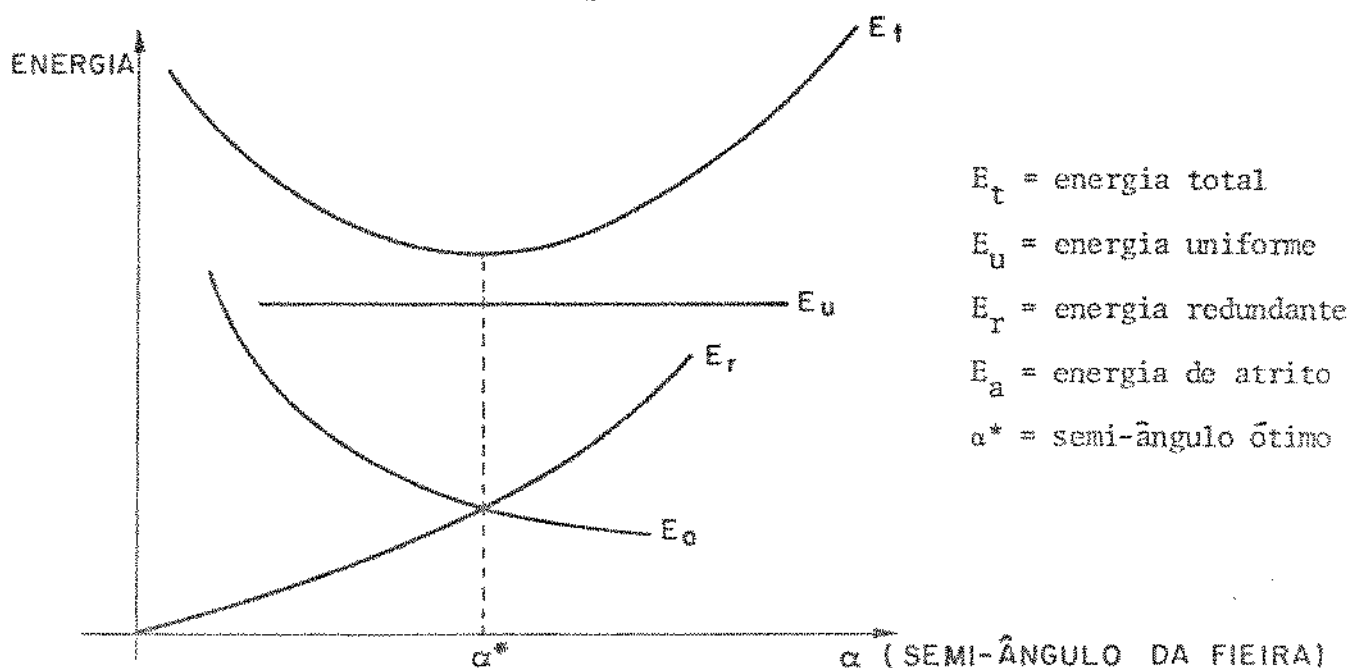


Figura 2.2 - Diagrama esquemático dos componentes da energia de deformação em função do ângulo da fieira.

Os diversos métodos de análise mecânica aplicados ao processo de trefilação são: o método da energia uniforme, o método da divisão em elementos, o método do limite superior e o método dos elementos finitos. O método das linhas de deslizamento não é aplicável para a trefilação de fios, pois só é válido para estado de deformação plana, embora tenha sido utilizado no trabalho de HILL e TUPPER⁽¹⁵⁾, através de analogia entre trefilação de fios e estiramento de chapas.

2.2 - Método da Energia Uniforme

O método da energia uniforme^(16,17) permite obter rapidamente uma ordem de grandeza do trabalho e esforços envolvidos no processo de trefilação. Baseia-se na determinação do trabalho das forças internas envolvidas no processo de trefilação. Segundo esse método a energia de deformação é função dos estados inicial e final de deformação. Não são considerados portanto a energia de atrito, a energia redundante e a existência da região cilíndrica da fieira.

Na região de deformação (Figura 2.3) as tensões principais tem os seguintes valores:

$$\sigma_1 = \sigma_0 \quad , \quad \sigma_2 = \sigma_3 = 0$$

onde: σ_0 é a tensão início de escoamento para uma deformação ϵ , correspondente a uma área A e a um comprimento l .

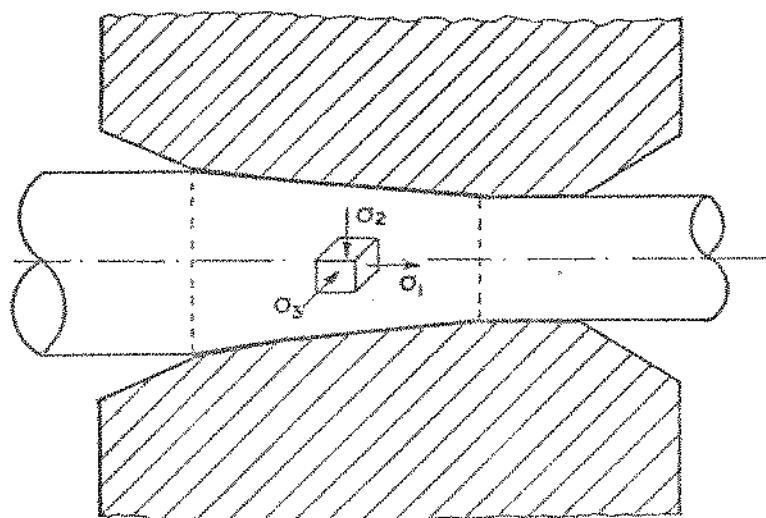


Figura 2.3 - Representação do estado de tensões de um elemento na região de deformação.

Para que o fio sofra um aumento de comprimento $d\ell$, o incremento do trabalho realizado é dado por:

$$dW = (\sigma_0 A) d\ell$$

O incremento de trabalho por unidade de volume fica:

$$\frac{dW}{V} = \frac{dW}{A\ell} = \sigma_0 \frac{d\ell}{\ell} \quad (2.2)$$

Integrando-se a equação (2.2) entre os limites ℓ_0 (comprimento inicial do fio) e ℓ_1 (comprimento final do fio) tem-se:

$$\frac{W}{V} = \int_{\ell_1}^{\ell_0} \sigma_0 \frac{d\ell}{\ell} = \int_{\epsilon_0}^{\epsilon_1} \sigma_0 d\epsilon \quad (2.3)$$

Como $\int_{\epsilon_0}^{\epsilon_1} \sigma_0 d\epsilon$ é a área da curva tensão-deformação no ensaio de tração verifica-se, portanto, que a deformação homogênea do fio, por unidade de volume, é igual à área sob a curva tensão-deformação verdadeira para o ensaio de tração entre os valores de deformação mencionados.

Considerando um valor médio para o limite de escoamento $\bar{\sigma}_0$, o trabalho para a deformação homogênea pode ser determinado diretamente da variação de dimensões:

$$W = V \bar{\sigma}_0 \ln \frac{\ell_1}{\ell_0} \quad (2.4)$$

Como

$$W = F \cdot \ell_1 \quad (2.5)$$

substituindo a equação (2.5) em (2.4) tem-se:

$$F_t = \frac{V}{\ell_1} \bar{\sigma}_0 \ln \left(\frac{\ell_1}{\ell_0} \right) \quad (2.6)$$

ou

$$F_t = A_1 \bar{\sigma}_0 \ln \left(\frac{A_0}{A_1} \right) \quad (2.7)$$

Sendo a redução de área r :

$$r = 1 - \frac{A_1}{A_0} \quad , \quad \frac{A_0}{A_1} = \left(\frac{1}{1 - r} \right)$$

portanto:

$$F_t = A_1 \bar{\sigma}_0 \ln \left(\frac{1}{1 - r} \right) \quad (2.8)$$

A tensão de trefilação é dada por:

$$\sigma_t = \frac{F_t}{A_1} = \bar{\sigma}_0 \ln \left(\frac{A_0}{A_1} \right) \quad (2.9)$$

ou

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \ln \left(\frac{1}{1 - r} \right) \quad (2.10)$$

A partir desse método surgiram outras soluções para a determinação da tensão de trefilação⁽¹⁸⁾, sempre procurando eliminar alguma deficiência apresentada pelo modelo matemático inicial.

Segundo a solução apresentada por POMP, SIEBEL e HOUDREMONT⁽¹⁹⁾ (1929) a tensão de trefilação é dada por

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) + \frac{\mu}{\alpha} \bar{\sigma}_0 \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) \quad (2.11)$$

sendo:

μ = coeficiente de atrito

α = semiângulo da fieira.

O segundo termo da equação (2.12) refere-se à influência do atrito entre o fio e a fieira.

Resultado semelhante foi conseguido por SACHS e VAN HORN⁽²⁰⁾ (1940):

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) + B \bar{\sigma}_0 \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) \quad (2.12)$$

onde:

$$B = \mu \cotg \alpha$$

Em 1974 SIEBEL⁽²¹⁾ introduziu mais um fator à solução apresentada por POMP e colaboradores, correspondente à influência da energia redundante.

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) + \frac{\mu}{\alpha} \bar{\sigma}_0 \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) + \frac{2}{3} \bar{\sigma}_0 \alpha \quad (2.13)$$

2.3 - Método da Divisão em Elementos

O método da divisão em elementos⁽²²⁾ foi desenvolvido através do equilíbrio das forças atuantes em um elemento da região que está sendo deforma

da, segundo a direção coincidente com o eixo de simetria do fio.

Através desse método são consideradas as energias de deformação uniforme e de atrito, o mesmo não acontecendo com a energia redundante.

Para se estabelecer o equilíbrio das forças atuantes no elemento na direção axial e em condições quasi-estacionárias é necessário considerar três componentes atuando na direção longitudinal (Figura 2.4):

a) força de reação da ferramenta atuando na circunferência do elemento:

$$P \left(\mu D \frac{dz}{\cos \alpha} \right) \sin \alpha \quad (2.14)$$

b) força de atrito atuando também na circunferência do elemento:

$$\mu P \left(\mu D \frac{dz}{\cos \alpha} \right) \sin \alpha \quad (2.15)$$

c) variação da força de trefilação no elemento:

$$(\sigma_z + d\sigma_z) \frac{\pi}{4} (D + dD)^2 - \sigma_z \frac{\pi}{4} D^2 \quad (2.16)$$

Portanto,

$$P \left(\pi D \frac{dz}{\cos \alpha} \right) \sin \alpha + \mu P \left(\mu D \frac{dz}{\cos \alpha} \right) \sin \alpha +$$

$$+ (\sigma_z + d\sigma_z) \frac{\pi}{4} (D + dD)^2 - \sigma_z \frac{\pi}{4} D^2 = 0$$

Desprezando-se os produtos infinitesimais, tem-se que:

$$\frac{\sigma_z D dD}{2} + \frac{D^2 d\sigma_z}{4} + p D dz \operatorname{tg} \alpha + \mu p D dz = 0 \quad (2.17)$$

Sendo $dD = 2 dz \operatorname{tg} \alpha$, então:

$$D d\sigma_z + \alpha \left[\sigma_z + p (1 + \operatorname{cotg} \alpha) \right] dD = 0 \quad (2.18)$$

O equilíbrio das forças no elemento na direção radial em condições quasi-estacionárias, ou seja, de movimento constante, permite chegar à seguinte expressão:

$$\sigma_r (\pi D dz) = -p \left(\pi D \frac{dz}{\cos \alpha} \right) \cos \alpha + \mu p \left(\pi D \frac{dz}{\cos \alpha} \right) \operatorname{sen} \alpha \quad (2.19)$$

resultando em:

$$\sigma_r = -p (1 - \mu \operatorname{tg} \alpha) \quad (2.20)$$

Considerando que para α pequeno

$$1 - \mu \operatorname{cotg} \alpha = 1$$

chega-se a

$$\sigma_r = -p \quad (2.21)$$

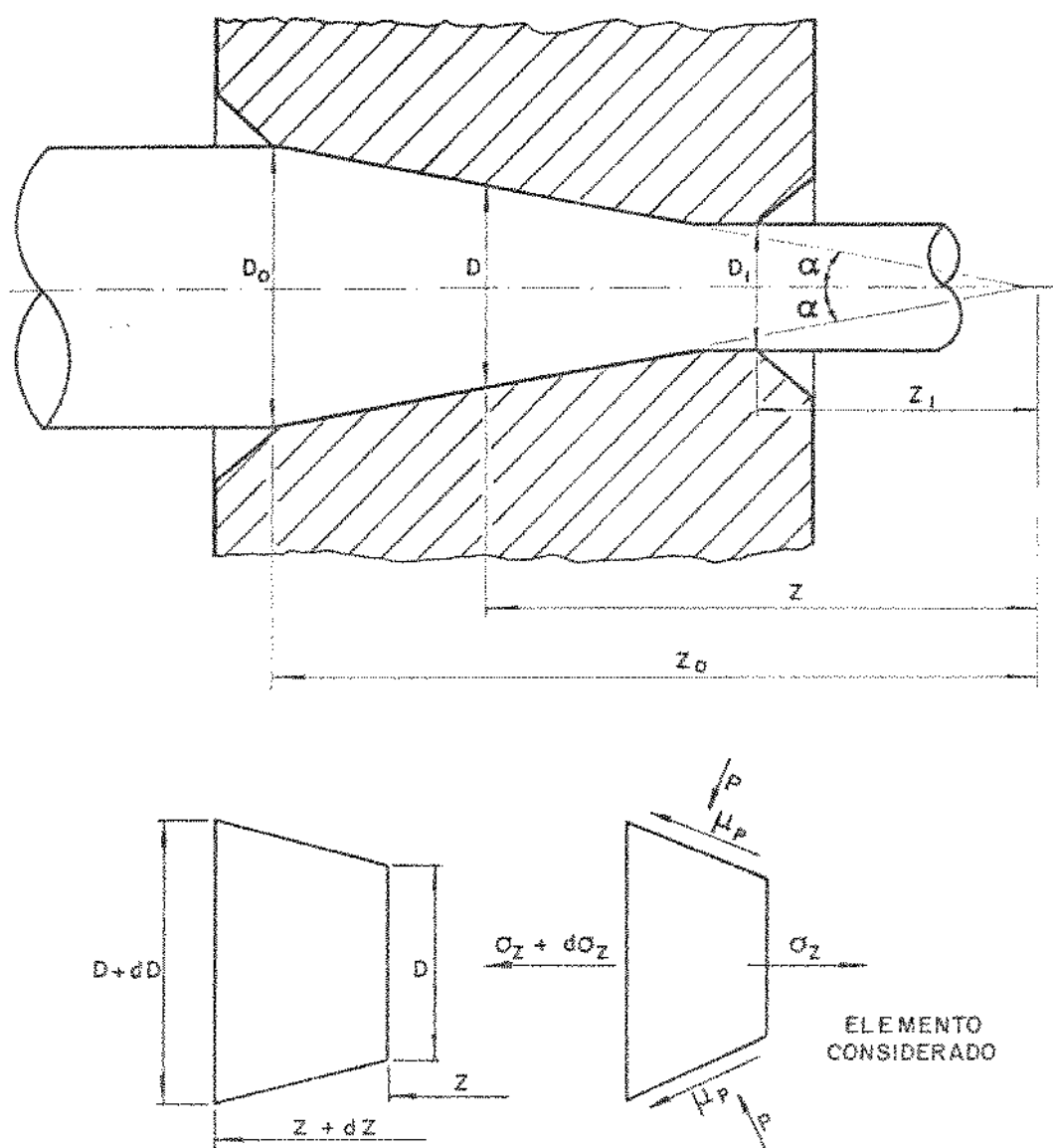


Figura 2.4 - Representação esquemática da fieira e do elemento considerado no método da divisão em elementos.

Observa-se, portanto, que o estado de tensões no elemento é semi-hi
drostático ou cilíndrico com:

$$\sigma_1 = \sigma_z \quad , \quad \sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_r = -p$$

Aplicando-se o critério de TRESCA para relacionar σ_z e p , obtêm-se:

$$\frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_3) = \frac{1}{2} \sigma_0$$

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_0$$

ou seja

$$\sigma_z + p = \sigma_0 \quad (2.22)$$

Substituindo na equação (2.18) e considerando $B = \mu \cotg \alpha$ tem-se:

$$\frac{d \sigma_z}{B \sigma_z - \sigma_0 (1 + B)} = \alpha \frac{dD}{D} \quad (2.23)$$

Admitindo $\sigma_0 = \bar{\sigma}_0$ e μ como sendo constantes, a equação (2.23) pode ser integrada ficando:

$$\frac{1}{B} \ln \left[\sigma_z - \bar{\sigma}_0 (1 + B) \right] = \alpha \ln D + C \quad (2.24)$$

A constante de integração C pode ser determinada pelas condições de contorno:

$$\sigma_z = \sigma_{z0} = 0$$

$D = D_0$, considerando que não existe contra-pressão aplicada na entrada da fiação.

Portanto:

$$C = - \frac{\bar{\sigma}_0 (1 + B)}{(D_0)^{2B}}$$

Substituindo na equação (2.24) tem-se:

$$\sigma_z = \sigma_t = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{1+B}{B} \right) \left[1 - \left(\frac{D_1}{D_2} \right)^{2B} \right] \quad (2.25)$$

Em termos de redução de área, pode-se considerar

$$r = \frac{A_0 - A_1}{A_0} = 1 - \left(\frac{D_1}{D_0} \right)^2, \quad \text{portanto a equação para a tensão}$$

de trefilação fica:

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{1+B}{B} \right) \left[1 - (1-r)^B \right] \quad (2.26)$$

O modelo da divisão em elementos para a trefilação foi, na sua forma mais simples, inicialmente desenvolvido por SACHS⁽²³⁾ em 1928.

A partir dessa solução outros autores apresentaram soluções corrigidas.

A primeira modificação apresentada foi a consideração do efeito do trabalho redundante, efetuado por KÖRBER e EICHINGER⁽²⁴⁾ em 1940. A expressão apresentada por esses autores foi:

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{1+B}{B} \right) \left[1 - \left(\frac{A_0}{A_1} \right)^{-B} \right] + \frac{4}{3\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0 \alpha \quad (2.27)$$

onde o segundo termo refere-se ao trabalho redundante.

Outra solução, apresentada por DAVIS e DOKOS⁽²⁵⁾ (1944) considerou também, além do trabalho redundante, o efeito do encruamento.

A expressão resultante é:

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{1+B}{B} \right) \left[1 - \left(\frac{A_0}{A_1} \right)^{-B} \right] \left[1 - \frac{k}{(\sigma_0)^B} + \frac{k}{\sigma_0} \ln \frac{A_0}{A_1} \right] \quad (2.28)$$

onde k = coeficiente de resistência da curva $\bar{\sigma} = \sigma_0 + k.\bar{\epsilon}$.

Em 1961 YANG⁽²⁶⁾ apresentou outra solução para esse método, que difere um pouco da análise de SACHS, porém considerando a existência da região cilíndrica da fieira.

A expressão fica:

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{G}{1-G} \right) \left[\left(\frac{A_0}{A_1} \right)^{1-G} - 1 \right] \quad (2.29)$$

onde:

$$G = (1 + \mu \cotg \alpha) / (1 - \mu \cotg \alpha).$$

TROZERA⁽²⁷⁾ apresentou uma solução semelhante à de YANG, porém considerou também o efeito do encruamento, resultando em:

$$\sigma_t = H - (H + M) \left(\frac{A_1}{A_0} \right)^{G-1} + M \left(\frac{A_1}{A_0} \right)^{-D} + \frac{BG}{G-1} \ln \frac{A_1}{A_0} \quad (2.30)$$

$$\text{onde } H = \frac{AG}{G-1} - \frac{BG}{(G-1)^2}$$

$$M = \frac{CG}{(G-1+D)}$$

$$G = (1 + \mu \cotg \alpha / 1 - \cotg \alpha)$$

A, B, C, D = constantes da curva característica do material, expressa por:

$$\bar{\sigma} = A + B\bar{\epsilon} + C \exp (D\bar{\epsilon}) \quad (2.31)$$

2.4 - Método do Limite Superior

O principal objetivo do método do limite superior é encontrar uma geometria de fluxo que possa ser expressa através de um campo de velocidades, que descreva cinematicamente o processo de conformação em estudo. Esse campo de velocidade é denominado "cinematicamente admissível" e deve atender aos seguintes requisitos:

- o volume do material permanece constante, ou seja, satisfaz-se a condição de incompressibilidade do sólido;
- as descontinuidades na velocidade do fluxo do material devem ocorrer sempre tangenciais, nunca normais aos limites do campo de velocidades.

O princípio que rege esse método é o teorema do limite superior que estabelece: "Sempre que existir um campo de velocidades cinematicamente admissível, as cargas necessárias para implantação desse campo constituem um limite superior para o valor real"⁽²⁸⁾.

Portanto o valor real da força de conformação deve ser sempre menor ou igual a obtida através do balanço das potências internas e se constitui de três termos distintos: o primeiro referente à energia de deformação uniforme, o segundo devido à energia redundante e o terceiro devido ao trabalho de atrito na zona cônica.

Para se obter a tensão de trefilação pelo método do limite superior são necessárias as seguintes etapas de cálculo:

(a) determinar a potência externa aplicada ($\dot{w}_e$ = produto da força por velocidade).

(b) calcular aproximadamente a potência interna dissipada pela deformação plástica.

(c) calcular aproximadamente a potência interna dissipada pelo atrito.

(d) estabelecer a desigualdade: a potência motriz externa (desconhecida) é menor ou igual a soma da potência interna de deformação plástica com a de atrito.

$$\dot{w}_e \leq \dot{w}_i$$

Para o cálculo da potência dissipada por deformação plástica as etapas a serem cumpridas são:

(a) estabelecer um campo de velocidades cinematicamente admissível para o corpo, que atenda às condições de velocidade nos limites e que se aproxime do escoamento real;

(b) calcular a potência dissipada por unidade de volume nos pontos onde a velocidade é descontínua, multiplicando o limite de escoamento pela velocidade de deformação;

(c) calcular a potência dissipada por unidade de superfície nos pontos que se localizam na superfície de descontinuidade, multiplicando a tensão de cisalhamento máximo pela velocidade de deslocamento relativo; as velocidades são obtidas traçando-se um hodógrafo de velocidades;

(d) integrar a soma das potências internas por unidade de volume e por unidade de superfície, respectivamente para todo o volume e toda a superfície do corpo.

AVITZUR⁽²⁸⁻³⁰⁾ apresentou em 1962 uma solução para a trefilação através do método do limite superior.

A Figura 2.5 apresenta o modelo do campo de velocidade e a Figura 2.6 apresenta o modelo da zona plástica utilizados por esse autor. Algumas condições simplificadoras foram adotadas:

- (a) a fieira é considerada um corpo rígido;
- (b) o material do fio é considerado contínuo, homogêneo, isotrópico e rígido-plástico;
- (c) no modelo do campo de velocidades existem três regiões distintas: zona I, que corresponde à região não deformada, onde a velocidade é uniforme (v_i); zona II, que corresponde à região de deformação, limitada pelas superfícies esféricas r_1 e r_2 e pela cônica r_3 , onde o vetor velocidade muda de direção e converge para um eixo virtual; zona III relacionada com o fio já deformado plasticamente, onde o vetor velocidade muda novamente de direção.
- (d) no modelo de zona plástica as mesmas três regiões são observadas, limitadas pelas superfícies de descontinuidades de velocidade r_1 e r_2 ; são observados também alguns detalhes geométricos da fieira.
- (e) durante a trefilação ocorrem perdas de energia devido ao atrito entre o fio e a fieira e devido às descontinuidades de velocidades;
- (f) o modelo de atrito adotado é o de COULOMB.

A seguir será detalhado o procedimento mencionado anteriormente para o cálculo da tensão de trefilação.

De acordo com o teorema do limite superior:

$$\dot{w}_e = \dot{w}_i = \dot{w}_u + \dot{w}_s \quad (2.32)$$

onde:

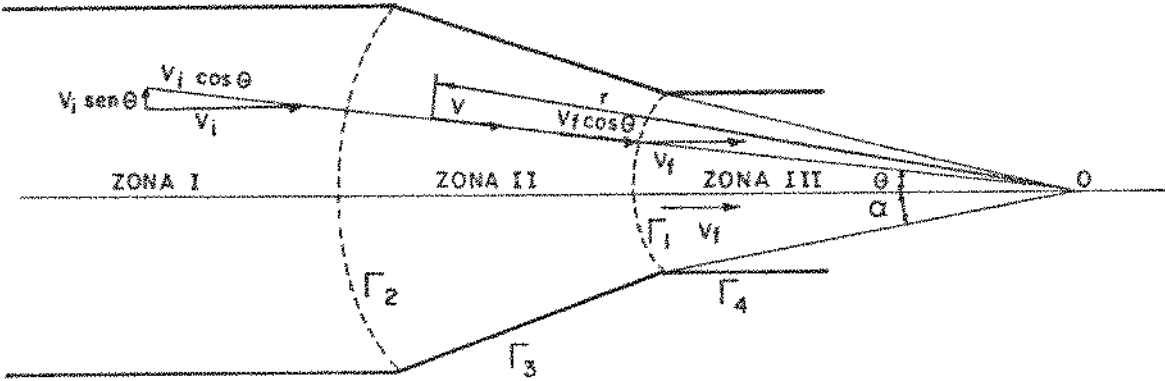


Figura 2.5 - Modelo do campo de velocidades adotado por AVITZUR.

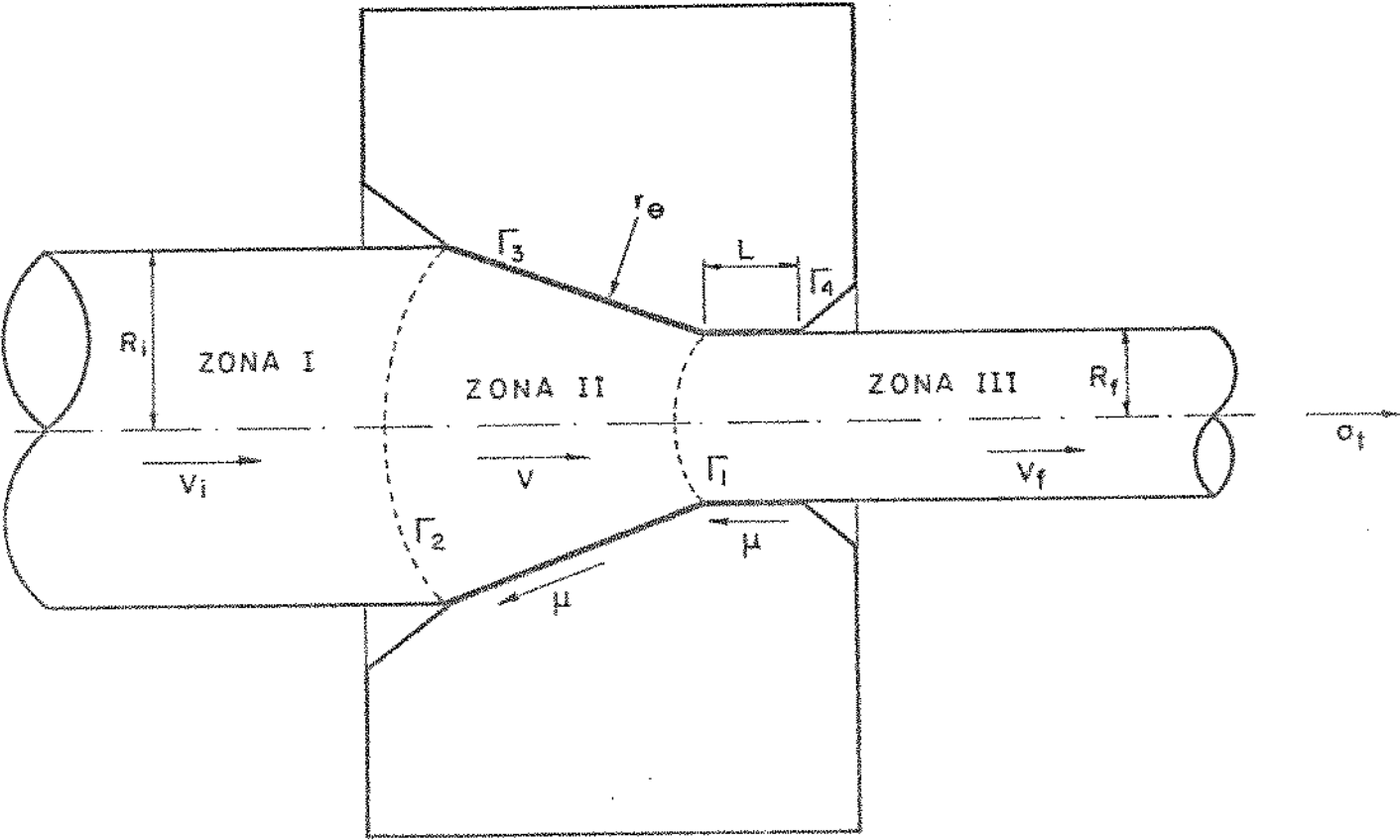


Figura 2.6 - Modelo da zona plástica adotado por AVITZUR.

- $\dot{w}_e$ = potência externa aplicada
 $\dot{w}_i$ = potência interna total
 $\dot{w}_u$ = potência interna de deformação
 $\dot{w}_s$ = potência dissipada por atrito e por descontinuidade de velocidades.

$$\text{Sendo } \dot{w}_e = \int_S T_i v_i dS$$

onde

- T_i = tensão aplicada no fio
 v_i = velocidade inicial do fio
 dS = elemento de superfície

e, então:

$$\dot{w}_e = \int_0^{R_f} \sigma_t v_i 2 \pi r \cdot dr$$

que integrando dá:

$$\dot{w}_e = \pi v_f R_f^2 \sigma_t \quad (2.33)$$

onde $T_i = \sigma_t$ = tensão de trefilação.

Sendo a potência interna de deformação:

$$\dot{w}_u = k \sqrt{2} \int_V \sqrt{\dot{\epsilon}_{ij} \cdot \dot{\epsilon}_{ij}} dV$$

sendo k = limite de escoamento no cisalhamento

$\dot{\epsilon}_{ij}$ = componentes do tensor de velocidade de deformação.

Como $k = \frac{\bar{\sigma}_0}{\sqrt{3}}$, pelo critério de von Mises tem-se:

$$\dot{\omega}_u = \frac{2 \bar{\sigma}_0}{\sqrt{3}} \int_V \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}} dV \quad (2.34)$$

A potência interna de deformação, desenvolvida na zona de deformação plástica (zona II, Figura 2.6) deve ser discutida em termos de um sistema de coordenadas esféricas (r, θ, ϕ) , havendo simetria axial em relação a ϕ .

Nesse sistema de coordenadas esféricas as componentes de velocidades numa secção genérica são:

$$\begin{aligned} U_r &= v = -v_f r_f^2 \frac{\cos \theta}{r^2} \\ U_\theta &= U_\phi = 0 \end{aligned} \quad (2.35)$$

As componentes de deformação são:

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{rr} &= \frac{\partial U_r}{\partial r} ; \quad \dot{\epsilon}_{\theta\theta} = \frac{U_r}{r} ; \quad \dot{\epsilon}_{\phi\phi} = \frac{U_r}{r} \\ \dot{\epsilon}_{r\theta} &= \frac{1}{2} \frac{1}{r} \frac{\partial U_r}{\partial \theta} ; \quad \dot{\epsilon}_{r\phi} = \dot{\epsilon}_{\theta\phi} = 0 \end{aligned} \quad (2.36)$$

Aplicando-se as expressões (2.36) no campo de velocidades (expressões (2.35)) tem-se que:

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{rr} &= 2 v_f r_f^2 \frac{\cos \theta}{r^3} \\ \dot{\epsilon}_{\phi\phi} &= \dot{\epsilon}_{\theta\theta} = -v_f r_f^2 \frac{\cos \theta}{r^3} \\ \dot{\epsilon}_{r\theta} &= \frac{1}{2} v_f r_f^2 \frac{\sin \theta}{r^3} \\ \dot{\epsilon}_{\theta\phi} &= \dot{\epsilon}_{r\phi} = 0 \end{aligned} \quad (2.37)$$

Substituindo-se as expressões (2.37) em (2.34) e efetuando-se simplificações obtêm-se:

$$\dot{\omega}_u = 2 \pi \bar{\sigma}_0 v_f R_f^2 \ln \frac{R_i}{R_f} \quad (2.38)$$

A potência dissipada por atrito e por descontinuidade de velocidades é dada por

$$\dot{\omega}_S = \int_{S_r} \tau \Delta v \, dS \quad (2.39)$$

onde:

τ = tensão de cisalhamento
 Δv = descontinuidade de velocidades.

As componentes de velocidades normais às superfícies r_1, r_2, r_3, r_4 (Figura 2.6) são contínuas. Porém existem componentes descontínuas, paralelas a essas superfícies dadas por:

$$\begin{aligned} r_1 : \Delta_v &= v_i \sin \theta \\ r_2 : \Delta_v &= v_f \sin \theta \\ r_3 : \Delta_v &= v_f \left(\frac{R_f}{R} \right)^2 \\ r_4 : \Delta_v &= v_f \end{aligned} \quad (2.40)$$

$$\dot{\omega}_S = \dot{\omega}_{S_1} + \dot{\omega}_{S_2} + \dot{\omega}_{S_3} + \dot{\omega}_{S_4} \quad (2.41)$$

Nas superfícies r_1 e r_2 :

$$\dot{\omega}_{S_1} + \dot{\omega}_{S_2} = \dot{\omega}_{S_{1-2}} = \int_{S_1} \tau \Delta v_1 dS + \int \tau \Delta v_2 dS$$

$$\dot{\omega}_{S_{1-2}} = \frac{4}{3\sqrt{3}} \pi \bar{\sigma}_0 v_f R_f^2 \sin \alpha \quad (2.42)$$

onde

$$\Delta v_1 = v_f \sin \alpha = 2 \pi r_f \sin \alpha r_f d\theta$$

$$\Delta v_2 = v_i \sin \alpha = 2 \pi r_i \sin \alpha r_i d\theta$$

Na superfície cônica da matriz r_3 :

$$\dot{\omega}_{S_3} = \int_{S_3} \tau \Delta v dS$$

$$\dot{\omega}_{S_3} = \frac{2\pi \mu \sigma_0}{\sin \alpha} v_f R_f^2 \left(1 - \ln \frac{R_i}{R_h}\right) \ln \frac{R_i}{R_f} \quad (2.43)$$

$$\tau = \mu \sigma_\theta$$

$$\sigma_\theta = \bar{\sigma}_0 \left[\ln R_i^2 - (1 + \ln R^2) \right]$$

$$dS = 2 \pi R \frac{dR}{\sin \alpha}$$

Na superfície cilíndrica r_4 :

$$\dot{w}_{S_4} = \int_{S_4} \tau \Delta v \, dS$$

$$\dot{w}_{S_4} = 2 \pi \mu \, v_f R_f L (\sigma_t - \bar{\sigma}_o) \quad (2.44)$$

onde:

$$\tau = \mu \sigma_1$$

$$\Delta v = v_f$$

$$dS = 2 \pi L \, dR$$

Substituindo as equações (2.42), (2.43) e (2.44) em (2.41) tem-se:

$$\dot{w}_S = \pi \bar{\sigma}_o v_f R_f^2 \left[\frac{4}{3\sqrt{3}} \sin \alpha + \frac{2\mu}{\sin \alpha} \left(1 - \ln \frac{R_i}{R_f} \right) \ln \frac{R_i}{R_f} \right] \quad (2.45)$$

Efetuada-se as substituições dos valores das equações (2.38) e (2.45) na equação (2.32) e após a realização de diversas simplificações obtém-se finalmente a expressão da tensão de trefilação:

$$\sigma_t = \bar{\sigma}_o \left\{ \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_o} + 2 f(\alpha) \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cotg \alpha \right) + \right. \\ \left. + 2 \mu (\cotg \alpha) \left[1 - \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_o} - \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \right] \ln \left(\frac{R_o}{R_f} \right) + \frac{L}{R_f} \right\} / \left(1 + 2 \mu \frac{L}{R_f} \right) \quad (2.46)$$

onde:

- $\bar{\sigma}_0$ = tensão início de escoamento média
- σ_{zb} = tensão de retrocesso
- R_i = raio inicial do fio
- R_f = raio final do fio
- ν = coeficiente de atrito
- L = comprimento da região cilíndrica da fieira
- α = semiângulo da fieira

e, ainda:

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left[1 - (\cos \alpha) \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{\sqrt{11 \cdot 12}} \cdot \ln \frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}} \cos \alpha + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha}} \right]$$

Para os valores de α comumente utilizados em trefilação ($0 < \alpha < 25^\circ$) o valor de $f(\alpha) \approx 1$.

2.5 - Método dos Elementos Finitos

Entre os métodos mais promissores para a resolução de problemas referentes ao modelamento físico-matemático dos processos de conformação plástica dos metais está o bastante difundido método dos elementos finitos⁽³¹⁾, cujo conceito básico é o da discretização do fenômeno⁽³²⁾. Esse método apresenta-se mais próximo das condições reais de trabalho impostas, podendo ser aplicado a problemas de conformação geometricamente complexos. Além disso, é possível considerar as variações das propriedades mecânicas do metal sob processo de conformação⁽³³⁾.

Para se aplicar o método dos elementos finitos, as seguintes etapas devem ser cumpridas^(34,35):

- a) Identificar o problema, que é o da determinação da distribuição de tensão e deformação no processo de conformação plástica sob condição de carregamento externo imposto.
- b) Escolher o volume do material que se quer analisar, o qual é dividido em diversos elementos idealizados. Os pontos de intersecção dos elementos são denominados "nós" ou pontos nodais.
- c) Determinar uma função de configuração válida para cada elemento, que satisfaça às condições de continuidade dos deslocamentos e as relações de compatibilidade das deformações. Essa função é descrita em termos dos deslocamentos dos nós associados com os elementos.
- d) Calcular a matriz rigidez de cada elemento, utilizando-se as relações constitutivas ou experimentais do material, que no caso da plasticidade são complexas.
- e) Montar a matriz global de rigidez para todo o volume do material discretizado.
- f) Aplicar as condições iniciais e de contorno para a solução do problema algébrico formado. As condições de contorno são os carregamentos externos.
- g) Resolver as equações algébricas e calcular as distribuições das deformações e tensões no volume total do material que se está estudando.

As etapas (d) a (g) são efetuadas por métodos numéricos em computador digital, que no caso da conformação plástica é realizada de forma incremental devido às não-linearidades material e geométrica do problema.

A equação vetorial a ser resolvida é a baseada na teoria da plasticidade, que expressa na sua forma incremental e global é dada por:

$$\{dF\} = [K] \{d\delta\} \quad (2.48)$$

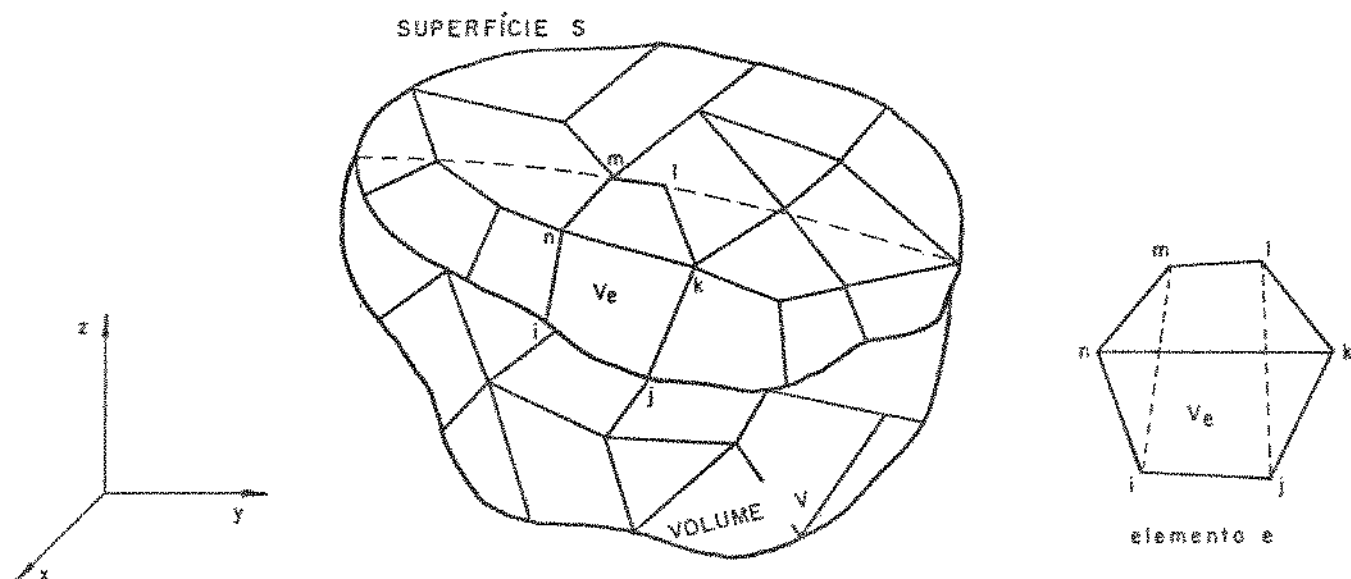
obtida por sua vez a partir do variacional energético⁽³⁶⁾:

$$\phi = \{\delta\}^T [K] \cdot \{\delta\} - \{\delta\}^T \{F\} \quad (2.49)$$

onde:

- $\{F\}$ = vetor de sollicitação externa imposta no volume V através da superfície S
 $[K]$ = matriz de rigidez global para todo o volume V
 $\{\delta\}$ = vetor deslocamento nodal

A equação 2.48 é válida para todo o volume V envolto pela superfície S como mostra a Figura 2.7.



- V = VOLUME GLOBAL
 V_e = VOLUME DE ELEMENTO TÍPICO
 i, j, k, l, m e n = NÓS RELACIONADOS COM O VOLUME V_e
 S = SUPERFÍCIE EXTERNA AO VOLUME V ONDE SERÃO IMPOSTAS AS CONDIÇÕES DE CONTORNO TAIS COMO FORÇAS OU DESLOCAMENTOS

Figura 2.7 - Volume global V , mostrando a superfície de contorno S e um elemento típico de volume V_e .

Para o estudo de problemas de conformação plástica pelo método de elementos finitos, muitas dificuldades são encontradas, principalmente devido às não-linearidades, tanto geométrica⁽³⁷⁾ quanto com relação ao comportamento mecânico dos materiais⁽³⁸⁾.

Nos processos de conformação, quando o material metálico se apresenta em regime plástico, devem ser satisfeitos, além das condições de equilíbrio do sistema, a constância de volume e relações de compatibilidade na deformação um critério de início de escoamento plástico. Outras dificuldades na solução do problema são as condições de contorno a serem impostas. Pode-se citar por exemplo o atrito na interface metal-ferramenta, cuja determinação é complexa, e normalmente apenas soluções idealizadas, baseadas em resultados experimentais, vem sendo adotadas⁽³²⁻³⁴⁾.

A matriz de rigidez global $[K]$ constitui-se, no caso da plasticidade, no problema central do MEF⁽³⁸⁾. Inúmeras formulações existem para a sua definição, tanto geométrica como material. No caso da não linearidade geométrica, uma aproximação utilizada é dividir o problema em pequenos incrementos lineares, na deformação, dando a formulação do escoamento plástico de PRANDTL-REUSS⁽¹⁾, onde a deformação total incremental em termos de deformações é da forma da soma de duas parcelas, uma devido à elasticidade e outra devido à plasticidade, formando o seguinte modelo elasto-plástico:

$$d \epsilon_{ij}^{total} = d \epsilon_{ij}^e + d \epsilon_{ij}^p \quad (2.50)$$

onde:

$$d \epsilon_{ij}^{total} = \text{deformação incremental total}$$

$$d \epsilon_{ij}^e = \text{deformação incremental elástica}$$

$$d \epsilon_{ij}^p = \text{deformação incremental plástica.}$$

A relação tensão versus deformação incremental reduzida é expressa através da lei de escoamento plástico incremental denominada de modelo de PRANDTL-REUSS⁽³⁹⁾ na forma:

$$d \epsilon_{ij}^{total} = \frac{1}{2G} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \delta_{ij} \sigma_{KK} + d\lambda S_{ij} \quad (2.51)$$

$$\text{sendo} \quad d \epsilon_{ij}^e = \frac{1}{2G} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \delta_{ij} \sigma_{KK}$$

$$e \quad d \epsilon_{ij}^p = d\lambda \ S_{ij}$$

onde:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \tilde{e} \text{ o m\u00f3dulo de rigidez}$$

ν = coeficiente de Poisson

E = m\u00f3dulo de elasticidade

$$\delta_{ij} = \text{delta de KRONECKER} \quad \begin{cases} = 1 & \text{se } i=j \\ = 0 & \text{se } i \neq j \end{cases}$$

σ_{KK} = press\u00e3o hidrost\u00e1tica (tens\u00e3o m\u00e9dia)

σ_{ij} = tensor de tens\u00f5es

$S_{ij} = \sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma_{KK}$ = tensor de tens\u00f5es reduzidas

$d\lambda$ = constante de proporcionalidade escalar n\u00e3o-negativa determinada atrav\u00e9s da propriedade pl\u00e1stica do metal em rela\u00e7\u00e3o \u00e0 hist\u00f3ria da tens\u00e3o reduzida^(S9).

A rela\u00e7\u00e3o 2.51 mostra a introdu\u00e7\u00e3o de um novo par\u00e2metro $d\lambda$ que deve ser determinado atrav\u00e9s de ensaios para obten\u00e7\u00e3o da rela\u00e7\u00e3o experimental tens\u00e3o versus deforma\u00e7\u00e3o, obtendo-se rela\u00e7\u00f5es tais como a de HOLLOMON⁽⁴⁰⁾, SWIFT⁽⁴¹⁾ e VOCE⁽⁴²⁾ e outras, de acordo com o metal especificado, al\u00e9m do uso dos crit\u00e9rios de in\u00edcio de escoamento pl\u00e1stico tal como o de von MISES-HENCKY⁽¹⁾ e do incremento de deforma\u00e7\u00e3o efetiva.

Outras vari\u00e1veis a serem incorporadas ao modelo de elementos finitos seriam o efeito BAUCHINGER⁽⁴³⁻⁴⁴⁾ e os par\u00e2metros de anisotropia de HILL⁽⁴⁵⁾, que tornam o problema extremamente complexo e de dif\u00edcil tratamento alg\u00e9brico.

A matriz de rigidez global \u00e9 constitu\u00edda por uma montagem das matrizes de rigidez dos elementos, onde as rela\u00e7\u00f5es elasto-pl\u00e1sticas tens\u00e3o versus deforma\u00e7\u00e3o de PRANDT-REUSS, condi\u00e7\u00e3o de in\u00edcio de escoamento de von MISES e a tens\u00e3o de escoamento pl\u00e1stico de VOCE ou outros s\u00e3o relacionadas atrav\u00e9s da matriz de propriedades dos elementos, especificada por $[D^p]$ para o caso pl\u00e1stico e $[D^e]$ para o caso el\u00e1stico.

Das condições discutidas é definida⁽⁴⁶⁾:

$$[K]_{\text{elem}} = [K^e]_{\text{elem}} + [K^p]_{\text{elem}} \quad (2.52)$$

onde:

$$[K^e]_{\text{elem}} = \int_{\text{vol}} \{B\}^T [D^e] \{B\} d \text{Vol} \quad (2.52.a)$$

$$[K^p]_{\text{elem}} = \int_{\text{vol}} \{B\}^T [D^p] \{B\} d \text{Vol} \quad (2.52.b)$$

Os parâmetros são definidos como:

$[K^e]$ = matriz de rigidez elástica no elemento

$[K^p]$ = matriz de rigidez plástica no elemento

$\{B\}$ = vetor taxa de deslocamento

$[D^e]$ = matriz propriedades do material, baseada na lei de HOOKE

$[D^p]$ = matriz propriedades do material plastificado, implementada pelo método de PRANDTL-REUSS.

Da formulação inicial temos:

$$[K]_{\text{elem}} \{\delta\} - \{F\} = 0 \quad (2.48)$$

que forma:

$$([K^e]_{\text{elem}} + [K^p]_{\text{elem}}) \{\delta\} - \{F\} = 0$$

no elemento.

As grandes dificuldades do uso do MEF na conformação plástica residem na determinação da matriz de propriedade $[D^p]$ e no método numérico a ser adotado no sistema não linear incremental, que são objetos de pesquisa na atualidade⁽⁴⁷⁾.

As expressões e modificações feitas para contornar as dificuldades encontradas no MEF já estão implementadas em programas de elementos finitos para análise não linear, podendo-se destacar os seguintes programas: NONSAP, ANSYS, DAYSYS, NASTRAN, MARC e ADINA⁽³⁴⁾.

A aplicação do método de elementos finitos à trefilação já vem sendo realizada por diversos pesquisadores, dos quais pode-se citar BOËR⁽⁴⁷⁾, BRANDAL⁽⁴⁸⁾, CHEN-OH-KOBAYASHI⁽⁴⁹⁾.

A figura 2.8 mostra uma representação esquemática do potencial de utilização desse método.

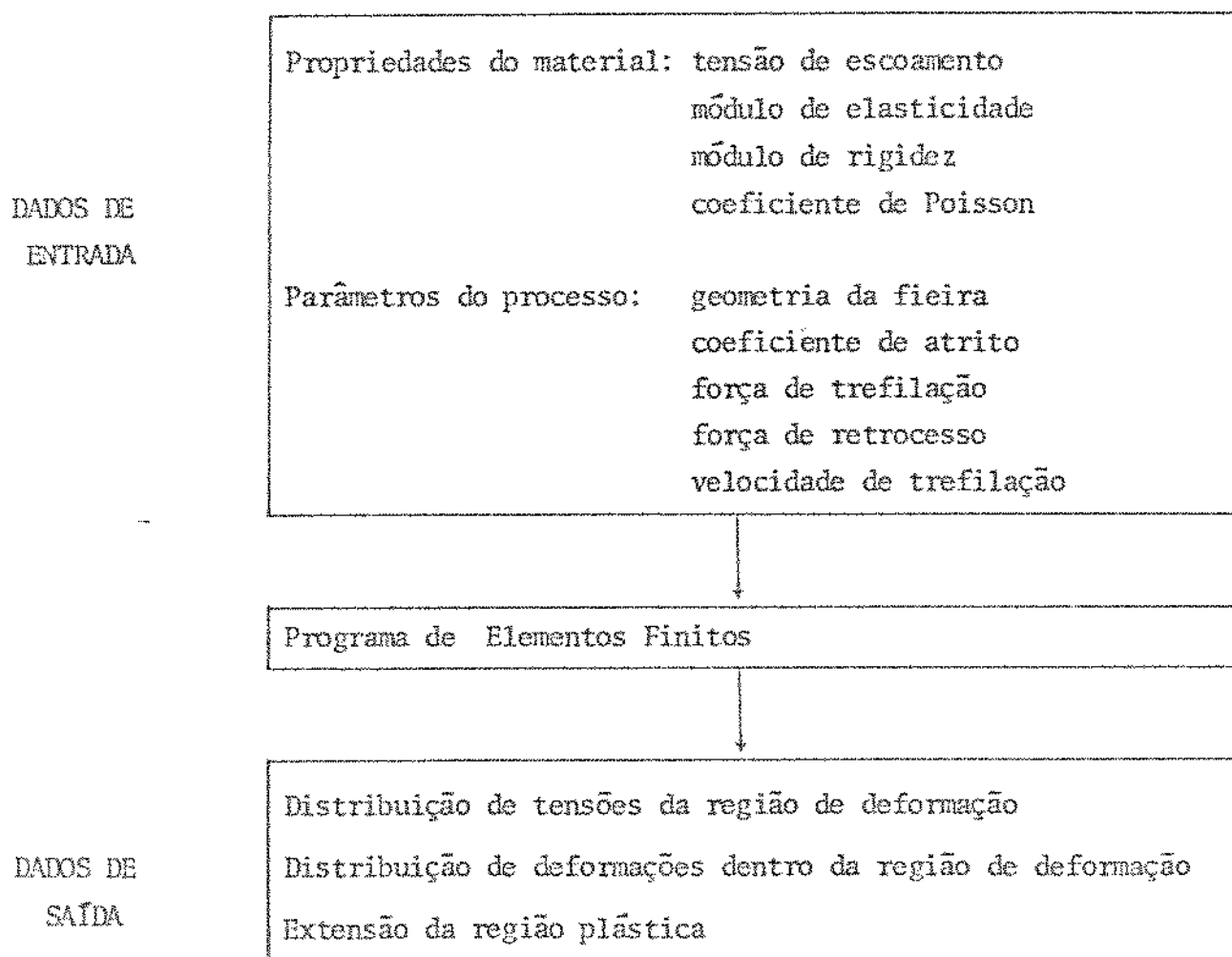


Figura 2.8 - Potencial de utilização de um programa de elementos finitos para analisar a trefilação⁽⁴⁸⁾.

2.6 - Justificativa para a Utilização do Método do limite Superior neste Trabalho

Entre os métodos da energia uniforme, divisão em elementos e limite superior, o último é o que apresenta uma análise mais minuciosa de todos os fatores que contribuem para o processo de conformação. No caso da trefilação por exemplo, são consideradas a energia uniforme, a energia de atrito e a energia redundante, além do perfil da fieira, o atrito e a existência da tensão de retrocesso.

Algumas comparações feitas entre tensões de trefilação medidas experimentalmente e determinadas segundo os modelos da energia uniforme e da divisão em elementos, aperfeiçoados para considerar alguns fatores a mais que nos modelos originais, e do limite superior segundo AVITZUR^(18,50,51), mostraram que o último modelo é o que mais se aproxima dos resultados experimentais.

Quanto a uma comparação entre o método do limite superior e o método dos elementos finitos, é importante ressaltar que enquanto o primeiro deles calcula forças e tensões sob certas condições do processo (tais como atrito, propriedades do material, geometria da ferramenta) através da imposição de um campo de velocidade de deformação cinematicamente admissível, o método dos elementos finitos calcula as distribuições de tensões e deformações num sólido pela aplicação de condições externas (forças ou velocidades), que são influenciadas pelas condições de atrito, geometria e propriedades do material.

Portanto, os dois métodos respondem respectivamente as seguintes questões:

- O método do limite superior: Quais são as forças ou tensões externas que se obtém num processo de conformação plástica quando se impõe um campo de velocidade de deformação cinematicamente admissível?
- O método de elementos finitos: Quais são as distribuições de tensões e deformações internas que se obtém num processo de conformação plástica devido à imposição de forças ou velocidades externas?

No caso deste trabalho, pretende-se aplicar o estudo da fratura dúctil na determinação de modelos de conformabilidade para a trefilação de fios, de modo a construir diagramas com curvas limites de conformabilidade similares aos de KOBAYASHI⁽⁴⁹⁾.

Serão utilizados dois modelos físicos de fratura dúctil: o de McCLINTOCK⁽⁵²⁾ para a fratura ocorrendo fora da fieira e o de ARGON⁽⁵³⁾ para a fratura ocorrendo na presença de partículas de segunda fase. Ambos os autores fizeram a distribuição de tensões na região da fratura e apresentaram fórmulas globais envolvendo a tensão em função da deformação. A existência dessas fórmulas, que serão detalhadas no Capítulo 4, torna desnecessário a determinação das distribuições de tensões e deformações na região de deformação; portanto o modelo do limite superior é o adotado neste trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. KACHANOV, L.M. Fundamentals of Theory of Plasticity, Claredon Press, N.Y., 1950, pp. 48-105.
2. BACKOFEN, W.A. Deformation Processing, Addison-Wesley Pub., Massachusetts, 1972, p. 88.
3. WRIGHT, R.W. Practical Use of Mechanical Analysis in Wire Drawing, Wire Technology, 4, (5), 1976, pp. 57-61.
4. WRIGHT, R.N. Mechanical Analysis and Die Design, Wire Journal, 12, (10), 1979, pp. 60-61.
5. BARON, H.G.; THOMPSON, F.C. Friction in Wire Drawing, J. Inst. Metals, 78, 1950-51, pp. 415-462.
6. CHRISTOPHERSON, D.G.; NAYLOR, H. Promotion of Fluid Lubrication in Wire Drawing, Proc. Inst. Mech. Eng., 169, 1955, pp. 643-653.
7. GREENWALD, B.W. Wire Drawing Lubricants: A Review (1954-1975), A Preview (1976-1985), Wire Journal, May 1977, pp. 74-78.
8. McDONOUGH, F.; LUDWIG, W.; VANDERNBERG, P. Wire Drawing Lubricants: Lubricant Stability, Wire Journal, 10, (10), 1977, pp. 70-74.
9. LEE, D.J. A Lubricant for Fine Wire Drawing, Wire Industry, December 1978, pp. 1004, 1018.
10. COOPER, A. The Use of Non-Metal Stearates as Wire Drawing Lubricants, Wire Industry, December 1978, pp. 1015-1016.
11. NAKAMURA, Y.; KANAKAMI, H.; MATSUSHITA, T.; SAWADA, H. An Evaluation of Lubrication in Wire Drawing, Wire Journal, 13, (6), 1980, pp. 54-58.
12. LIMA, P.M. Influência da Velocidade de Trabalho na Tensão de Trefilação Fios Finos de Cobre, Dissertação de Mestrado, DEM-FEC, UNICAMP, Campinas, 1983.

13. ZAVAGLIA, C.A.C. Contribuição ao Estudo da Trefilação de Fios Capilares de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, DEM-FEC, UNICAMP, Campinas, 1979.
14. ALTAN, T.; GEGEL, H. Metal Forming - Fundamentals and Application, ASM, Metals Park, 1983, pp. 283-284.
15. HILL, R.; TUPPER, S.J. A New Theory of the Plastic Deformation in Wire Drawing, J. Iron Steel Inst., 159, 1948, p. 353.
16. ROWE, G.W. Conformado de los Metales, ed. Urmo, Bilbao, 1972, pp. 143-147.
17. THONSEN, E. YANG, C.T.; KOBAYASHI, S. Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing, Mc Millan, N.Y., 1965, pp. 418-420.
18. ESPINOSA, R.; LARRAGUIBEL, J.S.; NEGRONI, F.E. Analisis Teorico Experimental de las Expresiones para Predecir la Tension Media de Trefilação, Anais da V Conferência Interamericana de Tecnologia de Materiais, S.P., pp. 369-377.
19. POMP, A.; SIEBEL, E.; HOUDREMONT, E. Mitt K. W. Inst. Eisenforsch, 11, 1929, p. 553, in Ref. (18).
20. SACHS, G.; VAN HORN, K.R. Practical Metallurgy, 1940, Cleveland, ASM, in Ref. (18).
21. SIEBEL, E. Stahl u. Eisen, 66/67, 1947, p. 171, in Ref. (18).
22. Id., ib. Ref. (16), pp. 154-157.
23. SACHS, G. Zur Theorie des Ziehvorgangs, Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik, 7, 1927, p. 235, in Ref. (18).
24. KÖRBER, F.; EICHINGER, A., Mitt. K. W. Inst. Eisenforsch, 22, 1940, p. 57, in Ref. (18).
25. DAVIS, E.A.; DOKOS, S.J. Theory of Wire Drawing, J. Applied Mechanics, 11, (4), 1944, pp. A 193-A 198.

26. YANG, C.T. On the Mechanics of Wire Drawing, Trans. ASME B, J. Eng. Ind., 83, 1961, pp. 523-530.
27. TROZERA, T.A., Trans. ASM, 57, 1964, p. 309, in Ref. (18).
28. AVITZUR, B. Metal Forming: Processes and Analysis, McGraw-Hill Book Co., N.Y., 1968, pp. 218-241.
29. AVITZUR, B. Analysis of Wire Drawing and Extrusion Through Conical Dies of Large Cone Angle, J. Eng. Ind., November 1964, pp. 305-316.
30. AVITZUR, B. Analysis of Wire Drawing and Extrusion Through Conical Dies of Small Cone Angle, J. Eng. Ind., August 1963, pp. 89-96.
31. ZIENKIEWICZ, O.C. The Finite Element Method, 3^a Edição, McGraw-Hill, London, 1977.
32. KOBAYASHI, S. A Review on the Finite Element Method and Metal Forming Process, J. Applied Metalworking, 2, (3), 1982, pp. 163-168.
33. KUDO, H.; MATSUBARA, S. The Use of Finite Element Method in the Analysis of Plastic Deformation of Some Metal Forming Processes, Annals of the C.I.R.P., 23/2, 1974, pp. 219-225.
34. GOMES, E.; NERY, F.A.C.; BRESCIANI F^o, E. Aplicabilidade do Método dos Elementos Finitos em Problemas da Conformação Plástica dos Metais, Anais do I Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP, Campinas, Julho 1984.
35. IWATA, K.; OSAKADA, K.; FUJINO, S. Analysis of Hydrostatic Extrusion by the Finite Element Method, Trans. ASME, J. Eng. Industry, May 1972, pp. 697-703.
36. Id., ibid ref. (31), pp. 65-92.
37. Id., ibid ref. (31), pp. 500-526.
38. Id., ibid ref. (31), pp. 450-526.

39. SLATER, R.A.C. Engineering Plasticity - Theory and Application to Metal Forming Processes, MacMillan, London, 1977, pp. 96-103.
40. HOLLANDON, J.H. Tensile Deformation, Trans. AIME, 162, 1945, pp. 268-290.
41. SWIFT, H.W. Plastic Instability under Plane Stress, J. Mech. Phys. Solids, 1, 1952, pp. 1-18.
42. VOCE, E. The Relationship Between Stress and Strain for Homogeneous Deformation, J. Inst. Metals, 74, 1948, pp. 537-562.
43. DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica, 2^a Ed., Ed. Guanabara Dois, R.J., pp. 109-210.
44. ABEL, A.; MOIR, H. The Bauchinger Effect and Discontinuous Yielding, Philosophical Magazine, 26, (2), 1972, pp. 489-504.
45. HILL, R. The Mathematical Theory of Plasticity, Oxford Univ. Press, Londres, 1950, pp. 317-340.
46. Id., *ibid* ref.(31) pp. 462-471.
47. BOËR, C.R.; WEBSTER Jr, W.D. Direct Upper-Bound Solution and Finite Element Approach to Round - To - Square Drawing, Trans. ASME, J. Eng. Industry, Vol. 107, August 1985, pp. 254-260.
48. BRANDAL, S.; VALBERG, H. Analysis of the Deformation Process During Wiredrawing by Means of the Finite Element Method, Wire Journal Int., March 1982, pp. 64-70.
49. CHEN, C.C.; OH, S.I.; KOBAYASHI, S. Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing, Trans. ASME, J. Eng. Ind., 101, 1979, pp. 23-35.
50. ZAVAGLIA, C.A.C.; BRESCIANI F^o, E. Influência da Velocidade de Trabalho na Trefilação de Fios Metálicos Capilares, Anais do XXXV Congresso Anual da ABM, São Paulo, Junho 1980.
51. LIMA, P.M.; ZAVAGLIA, C.A.C.; BRESCIANI F^o, E. Análise dos Métodos de Cálculo de Tensão de Trefilação, Anais do I Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP, Campinas, Julho 1984.

52. McCLINTOCK, F.A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, Trans. ASME, J. Appl. Mech., 35, (6), 1968, pp. 363-371.
53. ARGON, A.S.; IM, J.; SAFOGLU, R. Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture, Metall. Trans. A., 6A, 1975, pp. 360-365.

3. FRATURA DÚCTIL DOS METAIS

3.1 - Introdução

Entende-se como fratura a separação de um corpo sólido em duas ou mais partes sob a ação de uma tensão. O processo de fratura inicia-se com o aparecimento de uma trinca e prossegue com a propagação desta, até ocorrer o colapso completo do corpo sólido.

A fratura dos metais e suas ligas ocorre geralmente sob duas formas: fratura frágil, na qual a trinca se propaga rapidamente, não se notando deformação plástica macroscópica e fratura dúctil, que se caracteriza por uma deformação plástica considerável antes e durante a propagação da trinca. A fratura dúctil é considerada como resultado do escoamento contínuo. A separação final ocorre como resultado da acumulação de "danos" resultantes do escoamento plástico⁽¹⁾. A propagação da fratura cessa quando o escoamento é interrompido. Nesse caso, portanto, a trinca se propaga de forma lenta e estável⁽²⁾.

Algumas vezes torna-se difícil identificar se o material foi rompido por um processo de fratura dúctil ou frágil. Por exemplo, um metal pode romper repentinamente, através de uma rápida propagação da trinca, após uma considerável deformação plástica. Da mesma forma, é possível se ter uma deformação macroscópica desprezível num metal que falha por um mecanismo dúctil. Nesse caso, provavelmente ocorreu uma deformação plástica alta numa região localizada. Embora não haja uma divisão rígida entre falhas dúcteis e frágeis, os casos extremos desses dois tipos são perceptíveis.

A fratura frágil ocorre normalmente em mono e policristais pelo processo de clivagem, que consiste na separação em determinados planos cristalográficos (planos de clivagem) quando se aplica uma solicitação mecânica. A energia que provoca a fratura é, na sua maior parte, utilizada para vencer a força de coersão entre os átomos dos dois lados da trinca. O aspecto macroscópico da fratura frágil é brilhante e granular, devido às diferentes posições dos planos de clivagem nos diversos grãos.

A fratura completamente dúctil, que ocorre com apreciável redução de área, é conduzida por tensões de cisalhamento responsáveis pela deformação plástica. Seu aspecto macroscópico é fosco e fibroso.

Alguns fatores favorecem o aparecimento de uma fratura frágil ao invés de dúctil. São eles: a diminuição da temperatura, o aumento da velocidade de deformação, o estado de tensão triaxial (que pode ser introduzido na peça

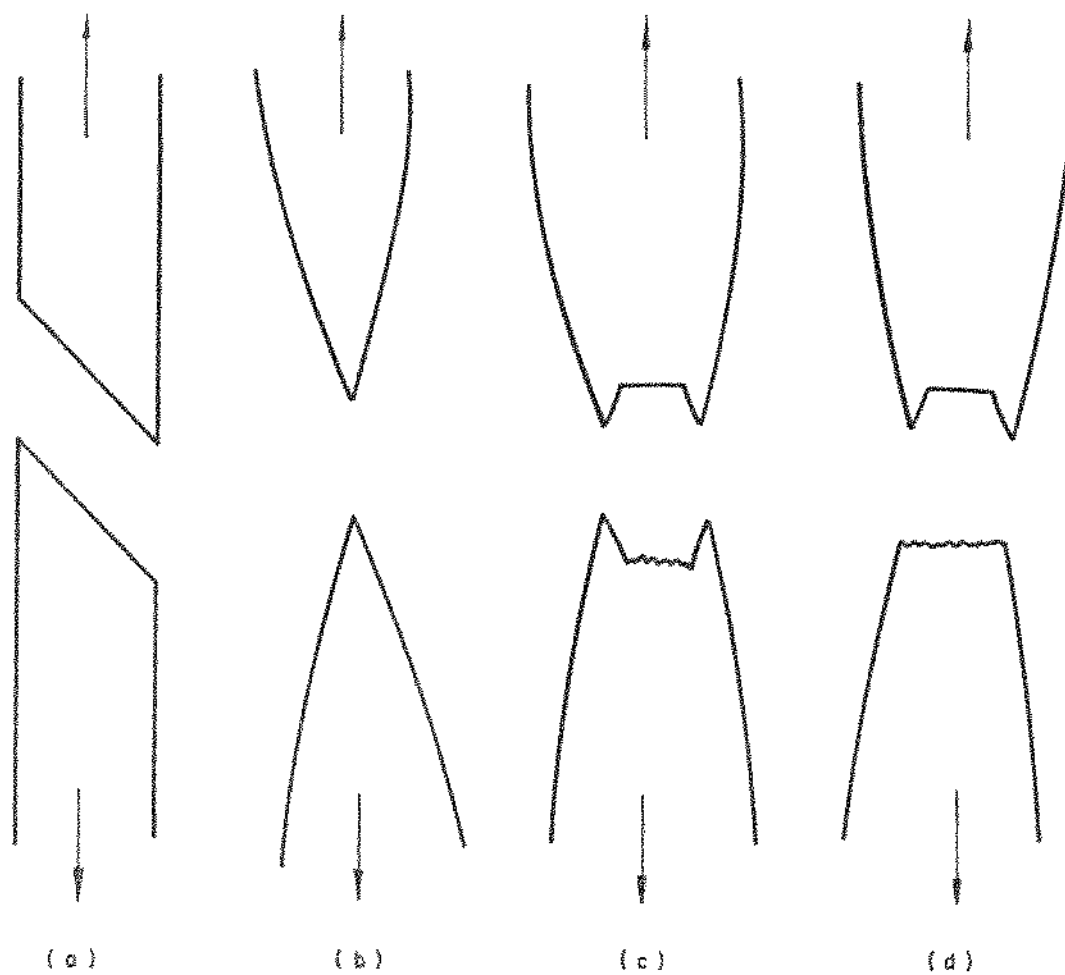


Figura 3.1 - Tipos de fratura dúctil: (a) fratura cisalhante em monocristais; (b) fratura completamente dúctil em policristais; (c) fratura taça-cone dupla em policristais; (d) fratura taça-cone em policristais.

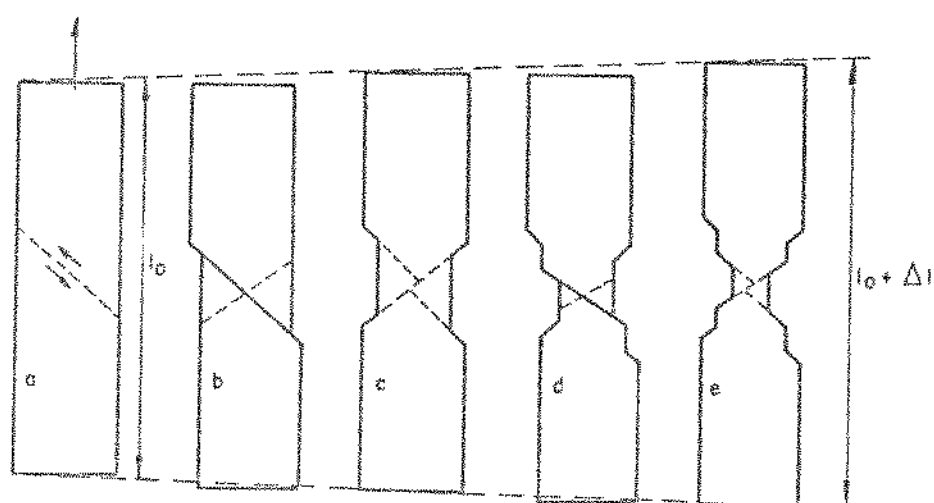


Figura 3.2 - Etapas da fratura completamente dúctil.

através de um entalhe). Além disso, o modo com que ocorre a fratura também é função da estrutura cristalina do metal. Alguns metais ora apresentam fratura frágil, ora fratura dúctil. Entre esses metais pode-se mencionar os metais com estrutura cúbica de corpo centrado e hexagonal compacta. Esses metais, às altas temperaturas apresentam comportamento dúctil na fratura e às baixas temperaturas, comportamento frágil. Os metais que se cristalizam no sistema cúbico de faces centradas são os únicos que exibem um comportamento dúctil tanto nas altas como nas baixas temperaturas.

A fratura frágil deve ser evitada, pois ocorre geralmente sem aviso prévio e, portanto, suas consequências são desastrosas. Embora dificilmente ocorram falhas em serviço de componentes metálicos pelo processo de fratura dúctil, esse tipo de falha é comum em processos de conformação plástica a frio, tais como laminação, extrusão, trefilação, entre outros, devido às grandes deformações desenvolvidas nesses processos. Daí a importância em se estudar a fratura dúctil, pois a partir desses estudos é possível se fazer uma previsão da trabalhabilidade dos metais nos processos de conformação plástica.

A forma mais comum de se observar a fratura dúctil dos metais é através do ensaio uniaxial de tração de corpos de prova cilíndricos sem entalhe. São encontrados quatro tipos de fratura⁽³⁾ (Figura 3.1): a) fratura por cisalhamento, b) fratura completamente dúctil, c) fratura taça-cone dupla e d) fratura taça-cone.

A fratura por cisalhamento é bastante comum em monocristais de estrutura hexagonal compacta, nos quais ocorrem deslizamentos em planos basais sucessivos até o cristal se separar por cisalhamento. Já a fratura completamente dúctil ocorre geralmente em policristais de metais extremamente dúcteis, tais como o chumbo, de elevada pureza, os quais tem as suas secções transversais reduzidas a quase um ponto antes de se romper. Nesse caso a deformação plástica ocorre em planos de deslizamentos conjugados e continua até a redução de área atingir cerca de 100% (Figura 3.2). A fratura taça e cone dupla, representada pela Figura 3.1.c, é o tipo de fratura que ocorre em metais de elevada ductilidade, porém não extremamente puros. A fratura taça e cone (Figura 3.1.d) é o tipo mais comum, ocorrendo normalmente em policristais moderadamente dúcteis. Nesse caso, ocorre o aparecimento de uma região de deformação localizada ("pescoço"). A fratura inicia-se no centro do corpo de prova e propaga-se por uma deformação cisalhante, até a periferia. Destacam-se no corpo de prova fratura do duas regiões: região fibrosa no centro e região cisalhada na periferia (Figura 3.3).

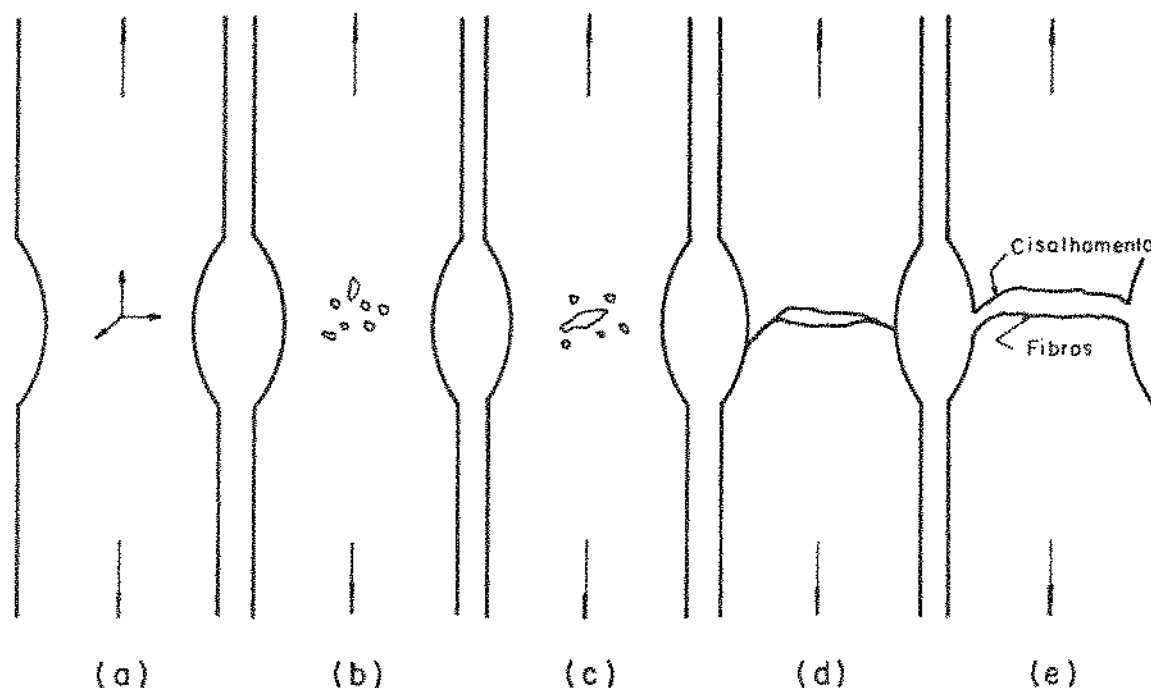


Figura 3.3 - Estágios da formação de uma fratura taça e cone.

Dois mecanismos são mais reconhecidos para explicar a fratura dúctil. O primeiro deles é a formação de vazios em torno de partículas de segunda fase, crescimento e coalescência desses vazios. O segundo é o da formação de bandas de deslizamento e propagação da fratura ao longo dessas bandas. Esse mecanismo é mais utilizado para explicar a fratura dúctil de metais isentos de partículas de segunda fase.

Existem duas formas básicas para se estudar a fratura dúctil. Uma delas é através da mecânica dos meios contínuos e outra através de teorias microestruturais. WILSDORF⁽⁵⁾ em trabalho de revisão recente tentou abordar a fratura dúctil através dos dois pontos de vista.

3.2 - Aspectos Microscópicos da Fratura Dúctil

Sempre que se deseja estudar uma fratura as duas superfícies devem ser observadas. Embora uma observação macroscópica das duas superfícies de fratura possa dar alguma informação sobre as condições em que a fratura ocorreu, uma observação em microscópio ótico pela técnica denominada *fratografia*⁽⁶⁾, fornece mais detalhes sobre o tipo de fratura e suas prováveis causas.

Com o desenvolvimento da microscopia eletrônica houve um avanço considerável nas informações obtidas através da fratografia. Tanto o microscópio eletrônico de transmissão (MET) como o microscópio eletrônico de varredura (MEV) são utilizados para o estudo das superfícies de fratura⁽⁷⁾.

Para a utilização do microscópio eletrônico de transmissão é necessária a preparação de uma réplica, pois a superfície de fratura não pode ser observada diretamente, porque os elétrons podem ser transmitidos somente através de poucas centenas de angstroms de material. Portanto a forma da superfície de fratura deve ser transmitida a uma folha, transparente aos elétrons. A técnica mais comum é a da réplica intermediária em plástico, que está ilustrada na Figura 3.4. Uma resina na forma líquida é colocada sobre a superfície de fratura.

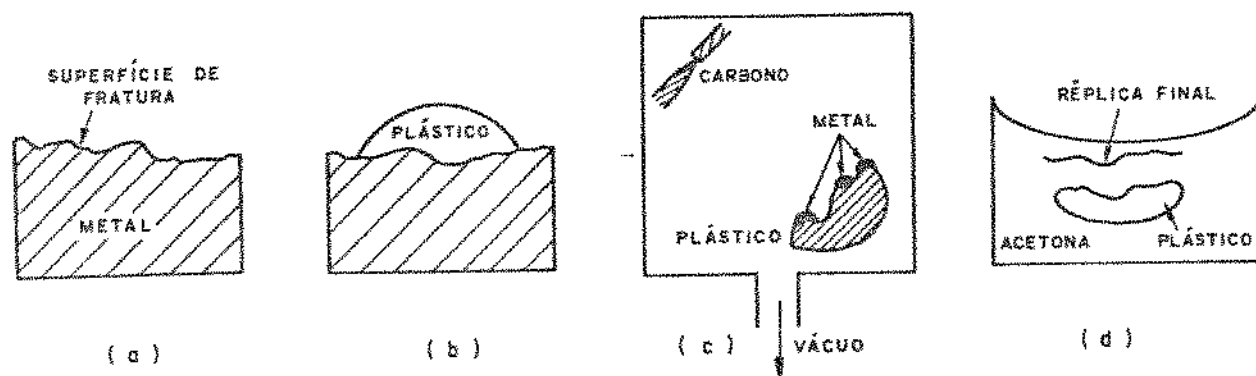


Figura 3.4 - Etapas na elaboração de uma réplica para fratografia em microscópio eletrônico de transmissão.

Após a cura, a camada de plástico endurecida é retirada da superfície de fratura e é colocada numa câmara de vácuo. Uma fina camada de carbono é depositada sobre o plástico, pela evaporação de um par de eletrodos de carbono. Para salientar o contraste, evapora-se também sobre a camada de carbono, uma fina camada de metal pesado, como o ouro ou a platina. A camada de plástico é posterior

mente dissolvida em acetona e a réplica de carbono e metal pesado é apoiada numa grelha de cobre, para ser observada no microscópio.

Com a introdução do microscópio eletrônico de varredura foi possível observar a superfície de fratura diretamente, sem necessidade de réplica. Nesse caso, um feixe de elétrons de alta intensidade e pequeno diâmetro varre a superfície de fratura. Devido a excitação dos elétrons primários, elétrons secundários são emitidos pela superfície de fratura. Esses elétrons secundários formam uma imagem da superfície de fratura.

Os dois tipos de microscópios eletrônicos tem suas vantagens. O de varredura mostra mais profundidade, enquanto que o de transmissão fornece mais detalhes.

Conforme já foi mencionado o mecanismo mais comum de fratura dúctil, segundo a maioria dos autores (8-10), é o da formação, crescimento e coalescência de microcavidades (ou vazios), formando uma superfície com cavidades hemisféricas ou parabólicas.

As tensões que provocam a deformação plástica e o deslizamento relativo resultante no metal antes da fratura determina o aspecto das microcavidades⁽¹¹⁾. Uma tensão hidrostática atuando sobre o material, produz microcavidades normais (hemisféricas) (Figura 3.5.a), enquanto que microcavidades de rasgamento (parabólicas) (Figura 3.5.b) ocorrem como resultado de um estado de tensão que consiste de tensões desiguais e mutuamente perpendiculares. Tensões de cisalhamento provocam a formação de microcavidades de cisalhamento (parabólicas) (Figura 3.5.c). Observa-se na Figura 3.5 que embora as microcavidades de rasgamento e de cisalhamento sejam parabólicas, quando se observa as duas superfícies de fratura, no caso de rasgamento as microcavidades em ambas as superfícies apontam na mesma direção e no caso do cisalhamento as microcavidades parabólicas apontam para direções opostas. Para melhor ilustrar a formação de microcavidades parabólicas em direções opostas deve-se observar a Figura 3.6 que apresenta as etapas da fratura quando existe tensão de cisalhamento atuando. Da mesma forma a Figura 3.7 apresenta a ilustração da formação de microcavidades parabólicas na mesma direção devido a chamada fratura por rasgamento.

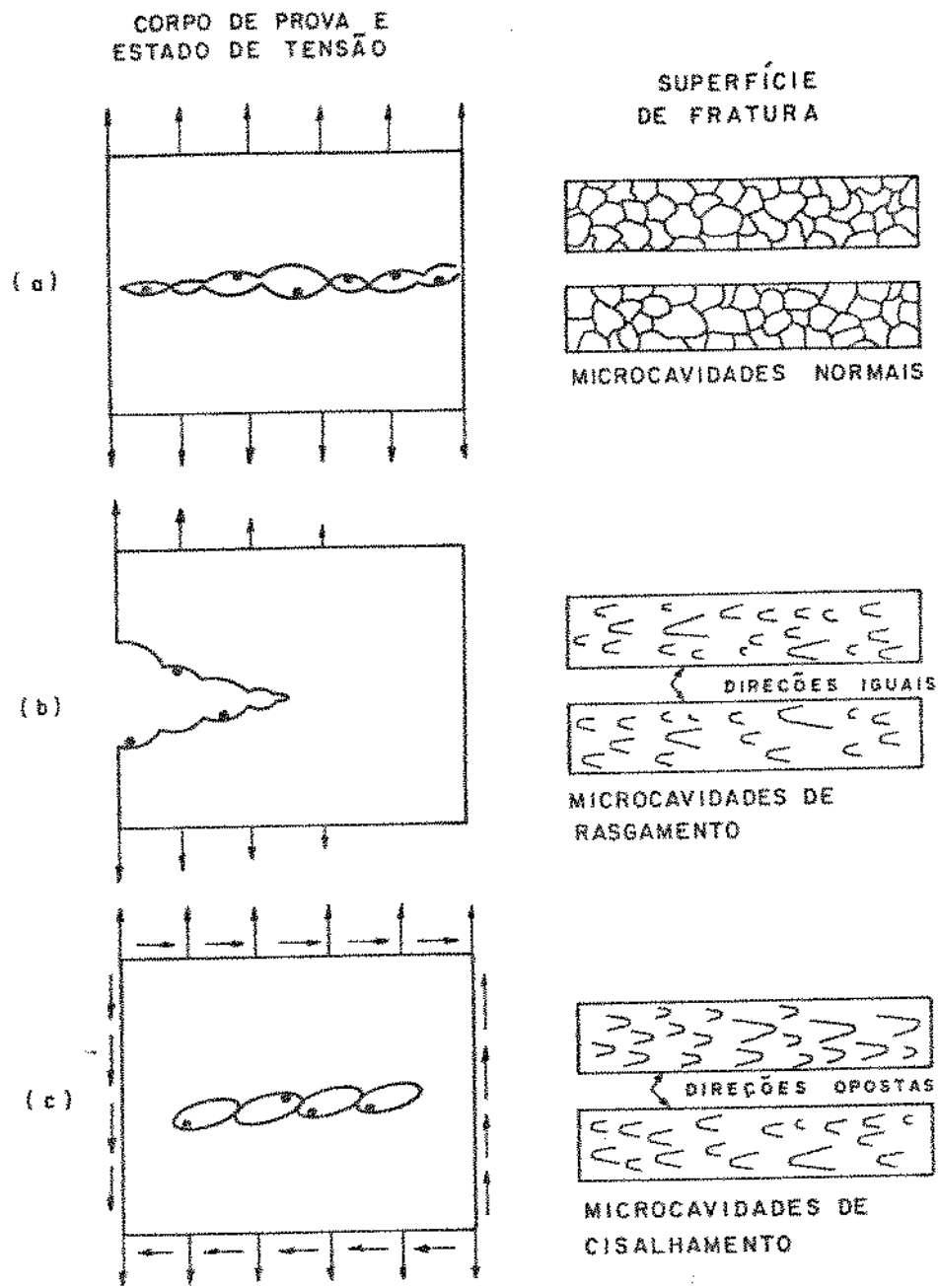


Figura 3.5 - Morfologia das microcavidades, de acordo com o estado de tensão no corpo de prova⁽¹²⁾.



Figura 3.6 - Representação esquemática das etapas de formação de uma microcavidade de cisalhamento⁽⁸⁾.

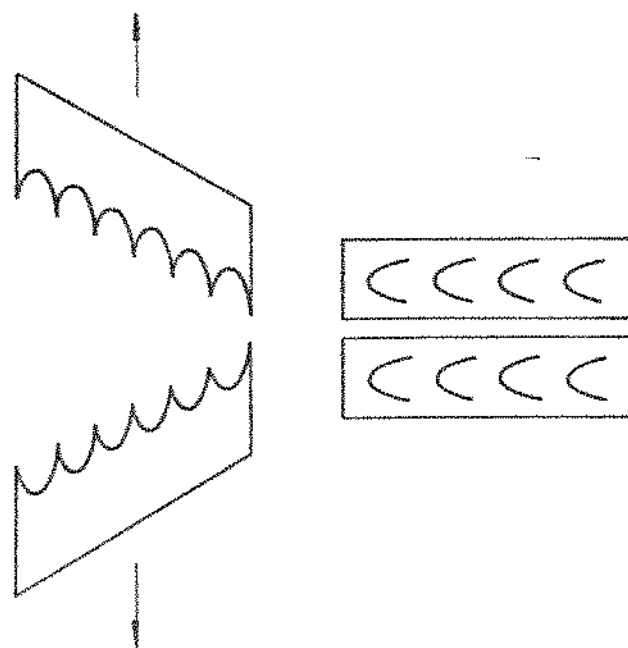


Figura 3.7 - Representação esquemática da formação de microcavidades de rasgamento⁽⁸⁾.

3.3 - Mecanismos da Fratura Dúctil

Um dos primeiros trabalhos a demonstrar que a fratura dúctil inicia-se no centro do pescoço do corpo de prova no ensaio de tração foi o de LUDWICK⁽¹³⁾, segundo o qual ocorre uma lenta propagação de uma cavidade interna levando à formação da "taça" da fratura. De acordo com PUTTICK⁽¹⁴⁾ um processo de deformação de cisalhamento, mais rápido que o anterior, leva à formação do "cone". Diversos autores⁽¹⁵⁻¹⁹⁾ verificaram que a região fibrosa de uma fratura dúctil é formada por microcavidades. Segundo TIPPER⁽¹⁵⁾ e PUTTICK⁽¹⁶⁾ as microcavidades estão relacionadas com a presença de inclusões; enquanto outro autor COTTRELL⁽²⁰⁾ expressou o ponto de vista que, na ausência de inclusões, os metais dúcteis apresentam quase que 100% de redução de área. BEEVERS-HONEYCOMBE⁽³⁾ e FRENCH⁽²¹⁾ apresentaram estudos sobre nucleação de microcavidades em metais puros. GURLAND e PLATEAU⁽²²⁾ e ASHBY⁽²³⁾ propuseram teorias de nucleação de vazios enquanto que ROGERS⁽²⁴⁾ propôs um mecanismo para a propagação de trincas dúcteis.

Mais recentemente a maior parte dos esforços dos pesquisadores sobre fratura dúctil concentrou-se em um objetivo comum: o de desenvolver critérios de fratura dúctil⁽⁵⁾. Esse assunto será detalhado no próximo capítulo.

Dois mecanismos básicos de fratura dúctil são conhecidos⁽²⁵⁾:

- formação, crescimento e coalescência de microcavidades em torno de partículas de segunda fase, também chamado de rasgamento fibroso.

- formação de bandas de cisalhamento.

O primeiro mecanismo comumente é utilizado para explicar a fratura dúctil em metais impuros e o segundo em metais super puros, porém os dois mecanismos podem estar presentes de forma combinada⁽²⁶⁾.

3.3.1 - Rasgamento fibroso

Segundo ROSENFELD⁽²⁷⁾, em um trabalho de revisão bibliográfica, as principais variáveis de influência na fratura dúctil são: partículas de segunda fase, tensão hidrostática e temperatura. Uma variável experimental só tem influência na fratura dúctil se uma modificação nessa variável provocar uma variação na redução de área antes da fratura ou na tensão verdadeira de fratura (no ensaio de tração, por exemplo).

Sem dúvida a variável que mais afeta a fratura dúctil são as partículas de segunda fase, presentes na forma de precipitados, inclusões e elemen

tos de liga. Devem ser considerados o tamanho, a distribuição e a forma das partículas, além das forças coersivas entre as partículas e a matriz metálica e o comportamento mecânico das partículas (se são plasticamente deformáveis ou não).

Os metais de pureza comercial possuem normalmente grande quantidade de partículas de segunda fase. As partículas podem ser distinguidas, segundo o tamanho, em três tipos^(28,29):

a) partículas de tamanho grande (1 - 20 μm ou 10.000 - 200.000 $\text{\AA}$ de diâmetro). São visíveis ao microscópio ótico. Consistem geralmente de compostos complexos de vários elementos de liga que normalmente não contribuem para aumentar a resistência da liga. As partículas grandes são normalmente muito frágeis, de modo que tendem a não acomodar a deformação plástica da matriz; portanto, elas podem fraturar já com uma pequena deformação de toda a massa metálica.

b) partículas de tamanho intermediário (500 - 5.000 $\text{\AA}$ de diâmetro). Essas partículas somente são visíveis ao microscópio eletrônico e também são constituídas normalmente por compostos complexos de vários elementos de liga. Algumas partículas dessa faixa de tamanho podem ser essenciais para as propriedades mecânicas do material, como no caso de ligas endurecidas por dispersão. As partículas intermediárias não se deformam tão facilmente como a matriz, podendo ocorrer a perda de coerência na interface matriz-partícula, iniciando-se a formação dos vazios.

c) partículas de tamanho pequeno (50 - 500 $\text{\AA}$ de diâmetro). Em alguns casos são visíveis ao microscópio eletrônico. Essas partículas são precipitadas através de tratamentos térmico de solubilização e envelhecimento e são fundamentais para as propriedades finais da liga.

Com relação à distribuição das partículas de segunda fase, sabe-se que em dois materiais de mesma composição química, para uma mesma porcentagem volumétrica de partículas de segunda fase, aquele que tem as impurezas mais uniformemente distribuídas resiste mais à fratura.

Para ROSENFELD⁽²⁷⁾ a ductilidade de um metal aumenta com a diminuição do tamanho das partículas de segunda fase, obtendo-se reduções de área, próximas a 100%, para partículas extremamente pequenas, desde que não ocorra o processo de formação de vazios em bandas de cisalhamento. Ainda segundo esse mesmo autor, a forma das partículas de segunda fase também exerce marcante influência na ductilidade. Por exemplo, quando se ensaia um material por tração na direção em que foi feito trabalho mecânico anterior (laminação, por exemplo), a ductilidade é maior do que no ensaio realizado na direção perpendicular. No ca

so do eixo maior dessas partículas estar disposto perpendicularmente ao eixo de tração, ocorre a nucleação de vazios com maior facilidade.

Tem sido observado⁽³⁰⁾ que partículas grandes são frequentemente muito frágeis e não podem acomodar deformação plástica ao redor da matriz. Como resultado, elas podem sofrer fratura interna múltipla, mesmo a um pequeno grau de deformação plástica. Já as partículas menores quase sempre nucleiam vazios por separação interfacial.

Foi realizado um estudo detalhado por EDELSON e BALDWIN⁽³¹⁾, partindo de cobre com 99,999% de pureza e introduzindo partículas de segunda fase de vários tipos (metálicas, não metálicas e vazios), de diversos tamanhos (de 1-200 μm) e com várias frações volumétricas (de zero até 0,24). As principais conclusões desses autores foram:

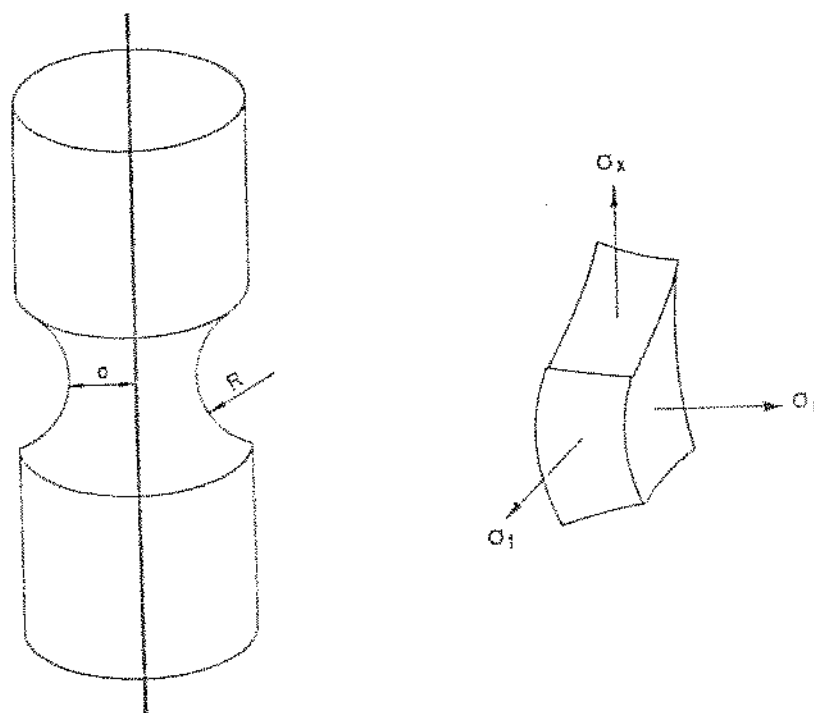
1) Somente alguns tipos de segundas fases aumentam a resistência mecânica das ligas; nesse caso é necessário que as forças coersivas matriz-partícula sejam fortes.

2) De modo geral, a maioria das partículas de segunda fase e os vazios enfraquecem as ligas.

3) Quando existem diversos tipos de partículas de segunda fase numa mesma liga, as frações de volumes dessas partículas são aditivas na diminuição da ductilidade da liga.

4) A ductilidade depende somente da fração de volume, sendo independente do tamanho, formato e composição da partícula. Diversos autores discordaram dessa conclusão, podendo-se citar ROSENFELD⁽²⁷⁾, McCLINTOCK⁽³²⁾ e WILSDORF⁽⁵⁾.

O comportamento de um metal com relação à fratura dúctil é alterado significativamente se uma tensão hidrostática é superposta à tensão de tração. A ductilidade do corpo de prova aumenta devido ao efeito dessa tensão hidrostática no estado de tensão da região do pescoço do corpo de prova. Nos ensaios de tração comuns, um estado de tensão triaxial é introduzido na região do pescoço, ajudando a desenvolver os vazios que levam à fratura. Entretanto nos ensaios com a presença de uma tensão hidrostática externa, as tensões radial e tangencial (Figura 3.8)⁽³³⁾ serão de compressão, retardando o desenvolvimento dos vazios, até um certo ponto; quando o pescoço estiver bem desenvolvido, passam a ser de tração até ocorrer a ruptura.



σ_x = tensão de tração aplicada
 σ_r = tensão radial
 σ_t = tensão tangencial

Figura 3.8 - Distribuição de tensões no pescoço do corpo de prova de tração (33).

BRIDGMAN⁽³⁴⁾ verificou experimentalmente essa influência através de ensaios de tração em aço com tensão hidrostática superposta, verificando que a redução de área na fratura aumentou linearmente com o aumento da pressão. Segundo suas experiências, através da adoção de uma tensão hidrostática, a tensão de fratura aumentou 250% e a redução de área aumentou de 60 a 98%. Esses resultados foram de grande interesse prático, uma vez que o estado de tensão utilizado por esse autor é semelhante ao da trefilação de fios.

FRENCH e WEIRICH⁽³⁵⁻³⁶⁾ estudaram a influência da tensão hidrostática na tensão de fratura de corpos de prova de latão e cobre, verificando que a deformação até a ruptura aumenta linearmente com o aumento da tensão hidrostática até um certo valor (em torno de 350 MPa), que depende do tamanho e formato do corpo de prova. Os valores da deformação à ruptura para corpos de prova ensaiados em tensões de 350-450 MPa foram menores que os esperados. Na faixa de tensão hidrostática de 450-600 MPa, os valores da deformação à ruptura encontrados foram aproximadamente constantes. Essa modificação no comportamento do corpo de prova de tração corresponde a uma mudança no mecanismo de fratura, que ocorre por nucleação e coalescimento de vazios, a baixas tensões hidrostáticas (0,1-350 MPa), passando por um mecanismo de cisalhamento, a pressões maiores (acima de 450 MPa).

Aumentando a temperatura, também ocorre um aumento na redução de área à fratura e uma diminuição da resistência ao escoamento e à fratura no ensaio de tração, segundo trabalhos efetuados por CARREKER e HIBBARD⁽³⁷⁾ para cobre puro e por WARREN e REED⁽³⁸⁾ para ligas comerciais comuns.

3.3.1.a - Nucleação dos vazios

Vários estudos foram realizados no sentido de explicar a nucleação de vazios em torno de partículas de segunda fase. Segundo GURLAND e PLATEAU⁽²²⁾ os vazios podem ser formados na interface quando a energia elástica de deformação concentrada localmente, a qual é liberada no momento da separação matriz-partícula, se tornar comparável à energia da superfície a ser gerada. Ambos os casos, fratura na interface matriz-partícula e fratura da partícula estão previstos nesse estudo. Um trabalho posterior a esse⁽¹⁰⁾ conclui que, quando as ligações matriz-partícula são fortes, nenhum vazio é formado, resultando numa grande redução de área antes da fratura. ARGON e SAFOGLU⁽³⁹⁾ concluíram que para inclusões maiores que $100 \text{ \AA}$, a condição de energia estabelecida por GURLAND e PLATEAU⁽²²⁾ é sempre satisfeita quando a resistência interfacial é alcançada, e os vazios se formam por uma condição de tensão crítica, na interface matriz-partícula. Para inclusões menores, a energia elástica armazenada é insuficiente para abrir espontaneamente os vazios na interface.

Uma revisão efetuada por GOODS e BROWN⁽⁴⁰⁾ discute alguns trabalhos antigos sobre nucleação de vazios e apresenta um modelo aperfeiçoado, o qual dá a deformação crítica para iniciar um vazio em interfaces de partículas menores ou igual a $1 \text{ }\mu\text{m}$ de diâmetro.

FIGIER e GURLAND^(41,42) apresentaram um modelo de nucleação de vazios baseado em medidas cuidadosas da nucleação de vazios em aços esferoidizados. Esse é considerado um critério duplo pois considera a estabilidade energética do sistema partícula-vazio além de calcular a tensão necessária para separar a interface.

BROEK⁽⁴³⁻⁴⁵⁾ fez um estudo bem detalhado, através da fratura de diversas ligas de alumínio que continham partículas de vários tipos e tamanhos. Através de observações das superfícies de fratura com o MEV, mediu o tamanho médio das microcavidades ($\bar{d}$) e a distância média entre as inclusões ($\bar{s}$) e determinou o formato das microcavidades. Através de observações de folhas de alumínio no MET, estudou a propagação da trinca. A conclusão desse trabalho é que as partículas grandes fraturam, porém as partículas menores são responsáveis pela nucleação de vazios. Baseado nesses estudos BROEK⁽⁴³⁾ propôs um modelo para explicar a nucleação de vazios fundamentada na teoria das discordâncias. Segundo esse modelo durante a deformação plástica ocorre empilhamento de discordâncias em torno de partículas de segunda fase. Os anéis de discordâncias empilhados em torno de uma partícula estão representados esquematicamente na Figura 3.9. A partícula funciona como um obstáculo à continuidade da movimentação das discordâncias; ela repele os anéis através de uma força de reação à ação recebida, chamada muitas vezes de força-imagem.

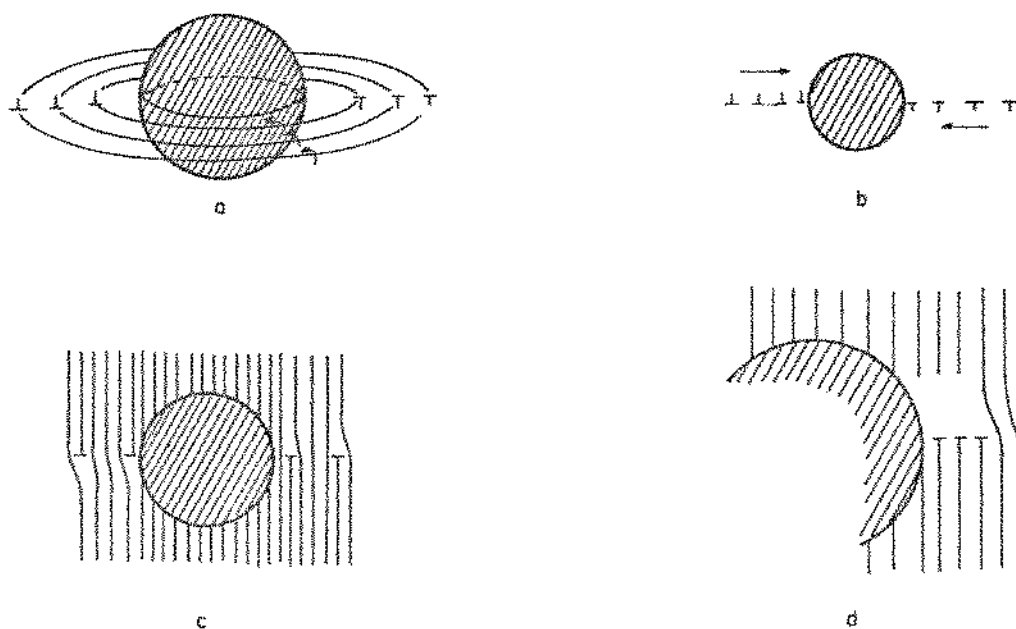


Figura 3.9 - Representação esquemática do modelo de BROEK⁽⁴³⁾ para formação de um vazio.

O anel mais próximo à partícula é continuamente empurrado de encontro a ela pelos demais anéis, até ocorrer uma falta de coesão na interface. Então o vazio é formado. Os demais anéis provocam o crescimento lateral do vazio.

Um trabalho recente⁽⁴⁶⁾ não considera a nucleação e o crescimento de vazios como sendo sequenciais. Segundo esse trabalho, após os primeiros vazios serem nucleados, a nucleação e o crescimento ocorrem simultaneamente. NEWMANN⁽⁴⁷⁾ confirmou esse ponto de vista, declarando que a deformação de um ligamento interno entre dois vazios pode nuclear vazios adicionais. Ocorre, portanto, uma etapa primária de nucleação e crescimento de vazios em partículas maiores e uma etapa secundária, na qual a nucleação e o crescimento ocorre em ligamentos entre grandes vazios, em partículas menores.

3.3.1.b - Crescimento e coalescência de vazios

Além da nucleação de vazios, o segundo aspecto mais estudado da fratura fibrosa é o crescimento e a coalescência de vazios. Nas experiências de BLUM e MORISSEY⁽⁴⁸⁾ em ensaios de tração, foi constatado que a nucleação e o crescimento dos vazios são graduais, enquanto que a coalescência é catastrófica, uma vez que quando as microcavidades começam a se unir, elas se convertem rapidamente numa trinca, que logo se propaga por toda a secção transversal.

Até o final dos anos 60 poucos trabalhos foram feitos para explicar o crescimento e coalescência de vazios sob o ponto de vista microestrutural^(5.27). Os trabalhos mais relevantes desse período vem da mecânica dos meios contínuos podendo-se mencionar as contribuições de McCLINTOCK⁽⁴⁹⁾ e de RICE e TRACEY⁽⁵⁰⁾. O primeiro autor analisou o crescimento de um vazio cilíndrico, concluindo que esse crescimento é exponencial com a tensão transversal para um vazio cujo eixo maior é paralelo ao eixo de tração. Do trabalho de RICE e TRACEY⁽⁵⁰⁾ obteve-se a seguinte conclusão: uma triaxialidade de tensão (presente na região empescoçada do corpo de prova e na ponta da trinca) moderada ou alta provoca um aumento na taxa de crescimento de vazios sobre a taxa de deformação imposta. O fator de aumento depende exponencialmente da tensão normal principal.

THOMASON⁽⁵¹⁾ estudou o crescimento e coalescência de vazios. Segundo seu trabalho o material entre os vazios é reduzido pelo crescimento dos vazios, ocorrendo a seguir um empescoçamento interno, levando a uma redução de área de cerca de 100%. TRACEY⁽⁵²⁾ estudou o crescimento de vazios cilíndricos em um material rígido-plástico encruável, concluindo que as interações entre vazios levam a uma aceleração significativa do crescimento de vazios. Segundo RICE e ROSENGREN⁽⁵³⁾ a triaxialidade de tensão aumenta com o aumento do expoente de encruamento.

Poucos modelos foram propostos para explicar o crescimento de vazios, baseados na teoria das discordâncias.

Mc LEAN⁽⁵⁴⁾ propôs um modelo para explicar o crescimento de microvazios por incorporação de discordâncias. Segundo o modelo, uma região próxima a uma discordância em cunha pode ser considerada como uma microcavidade instantânea. O movimento da discordância em direção ao vazio pré-existente no material, representa a aproximação de um vazio pequeno a um maior. A discordância e a microcavidade se incorporam, ocorrendo então o desaparecimento da discordância e o crescimento do vazio. A Figura 3.10 ilustra esse modelo.

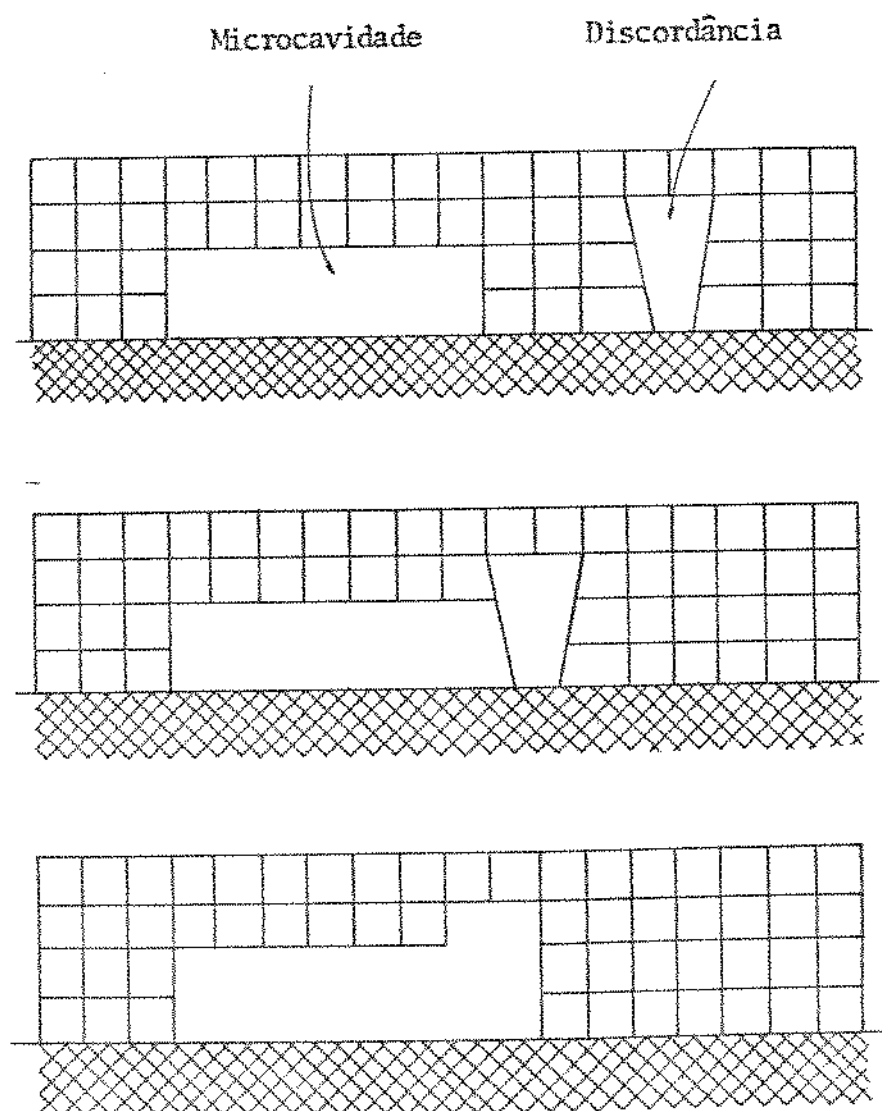


Figura 3.10 - Modelo de crescimento de microcavidades pela absorção de discordâncias⁽⁴¹⁾.

BROEK⁽¹²⁾ propõe um modelo segundo o qual, uma vez estando nucleados os vazios, o prosseguimento da deformação plástica provoca o crescimento e coalescência dos vazios, através do mecanismo de deslizamento dos planos e dos movimentos das discordâncias. Tudo isso culmina na separação total da superfície de fratura. A Figura 3.11 ilustra esse processo, ocorrendo a falta de coesão nas interfaces de partículas esféricas. Para partículas alongadas (Figura 3.12) ocorre inicialmente a quebra da partícula e a partir daí o processo de crescimento e coalescência de vazios por deslizamento dos planos é idêntico.

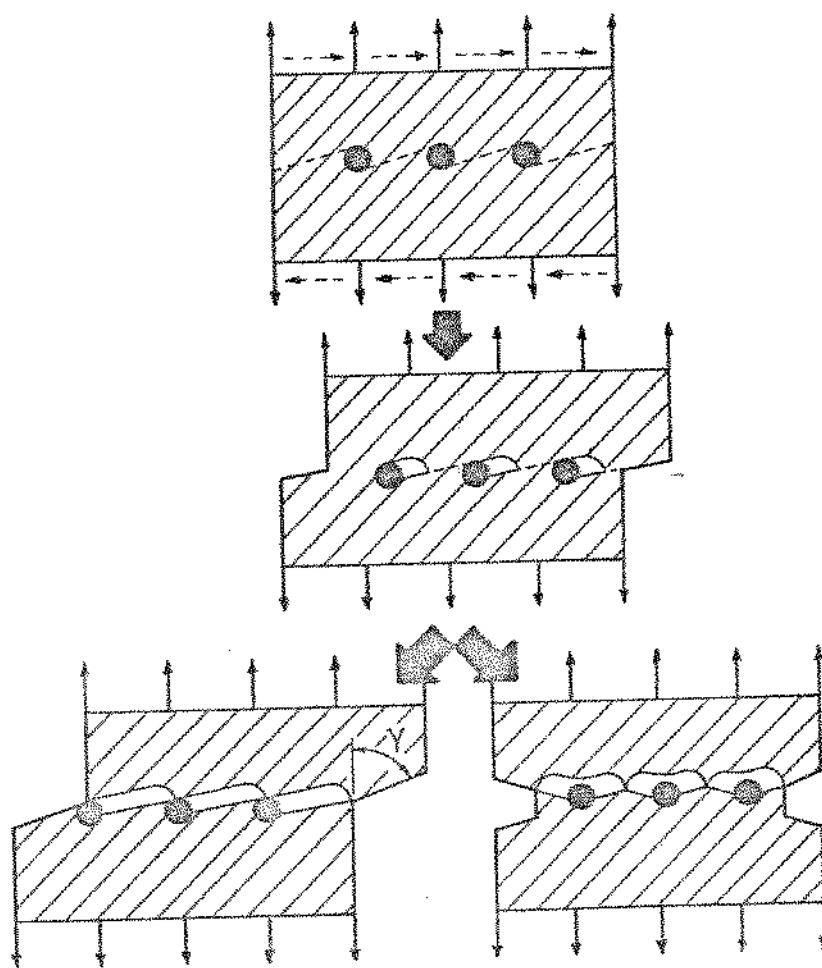


Figura 3.11 - Modelo de crescimento e coalescência de vazios por deslizamento de planos e movimentos das discordâncias para partículas esféricas⁽¹²⁾.

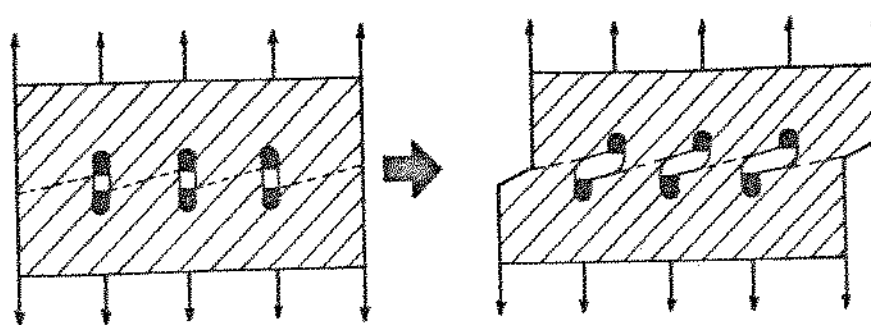


Figura 3.12 - Modelo de crescimento e coalescência de vazios por deslizamento de planos e movimentos de discordâncias, para partículas alongadas⁽¹²⁾.

3.3.2 - Formação de bandas de cisalhamento

Alguns autores^(3,35,55) estudaram o mecanismo de fratura dúctil em metais com poucas inclusões. Segundo esse trabalho, a fratura dúctil nesse caso ocorre basicamente por cisalhamento.

A fratura dúctil por cisalhamento, que leva à formação de uma superfície de fratura com microcavidades alongadas (de cisalhamento) pode ocorrer em várias situações, como por exemplo, na fratura por tração de monocristais puros, na periferia de um corpo de prova de tração e na fratura de chapas por tração.

Esse mecanismo de fratura pode ser considerado tanto um mecanismo alternativo como suplementar ao rasgamento fibroso, pois também pode ocorrer em materiais com inclusões⁽⁵⁶⁾.

Para a explicação desse mecanismo a melhor forma é adotar como exemplo um monocristal de um metal dúctil, como por exemplo o alumínio, de elevada pureza, que é submetido ao ensaio uniaxial de tração. Normalmente a fratura é precedida da formação de um "empescoamento". Estudos metalográficos de monocristais de alumínio⁽⁵⁷⁾ mostraram que dois ou mais sistemas de deslizamento são operativos na região empescoçada. Na maioria dos casos, quando o pescoço está bem desenvolvido, um sistema de deslizamento predomina e uma estreita região de bandas de cisalhamento grosseiras é formada. Essas bandas de cisalhamento são ilustradas na Figura 3.13a; o estágio final da fratura é mostrado na Figura 3.13b. O desenvolvimento gradual da fratura por cisalhamento ocorre paralelamente a banda de cisalhamento e uma trinca propaga-se nessa direção até a ruptura total.

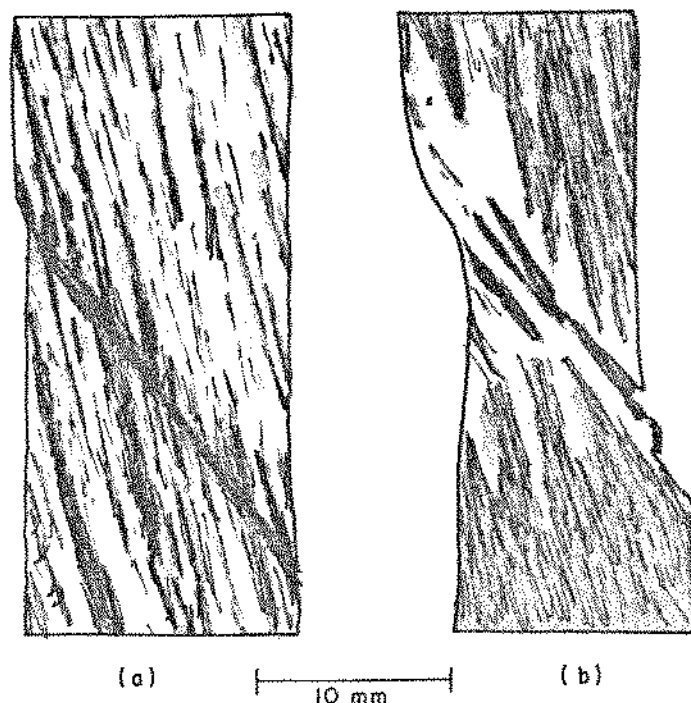


Figura 3.13 - Representação esquemática da fratura por bandas de cisalhamento em um monocristal: a) formação das bandas de cisalhamento; b) formação da trinca, que se propaga até a ruptura total.

BEEVERS e HONEYCOMBE⁽³⁾ estudaram o mecanismo de fratura por cisalhamento de mono e policristais de alumínio e cobre isentos de inclusões. Observaram nas experiências com monocristais que bandas de cisalhamento são formadas na região do pescoço. Essas regiões, após ataque químico, mostraram uma alta densidade de discordâncias. Nas experiências com policristais observaram que a fratura inicia-se em micro-trincas associadas com bandas de cisalhamento grosseiras. Segundo esses autores os contornos de grão atuam como barreiras ao movimento de discordâncias, provocando um empilhamento. Identificaram a tensão de cisalhamento para nuclear uma trinca por um mecanismo de empilhamento de discordâncias. Para que essa trinca fosse formada, as seguintes condições devem ser satisfeitas: a) haver mobilidade das discordâncias em cunha; b) ocorrer empilhamento de discordâncias e c) haver estabilidade para evitar a relaxação dos empilhamentos de discordâncias formados. Segundo esses pesquisadores, embora a formação de trincas seja diferente, a propagação dessas é semelhante aos metais menos puros, pois ocorre a formação de pescoços internos entre as cavidades, ocasionadas pelo alongamento de micro-trincas, podendo levar à criação de uma região fibrosa central.

PRICE e KELLY⁽⁵⁶⁾ estudaram a fratura por cisalhamento de monocristais de alumínio puro e ligas de alumínio envelhecidas, porém ambos contendo inclusões. Segundo esses autores o mecanismo de fratura dúctil por cisalhamento consta de quatro etapas (Figura 3.14): a) formação de bandas de cisalhamento grosseiras, b) cisalhamento localizado, c) formação da trinca, d) propagação da trinca e separação.

Em algumas amostras observou-se a formação de uma única banda de cisalhamento, e em outras observou-se várias bandas. Nesse caso o cisalhamento localizado desenvolveu-se em apenas uma banda. As bandas de cisalhamento são formadas tanto no ensaio de tração como no de compressão. Uma banda de cisalhamento consiste geralmente de um agrupamento de 20 a 50 linhas de deslizamento individuais. A largura da banda varia de 15 a 60 μm e a altura dos degraus produzidos na extremidade do corpo de prova é da mesma magnitude. As alturas dos degraus correspondem ao acúmulo de 200 a 5000 discordâncias. Após o cisalhamento localizado, começa a se formar uma trinca no pé do degrau de cisalhamento e se propaga de um modo irregular ao longo da parte mais estreita do corpo de prova. Fratografias da região final da fratura mostraram grande quantidade de microcavidades alongadas; o alongamento dos vazios ocorre devido ao cisalhamento que acompanha a propagação da trinca.

A grande diferença entre as conclusões de PRICE e KELLY e BEEVERS-HONEYCOMBE reside no fato de que os materiais utilizados pelos primeiros serem mais impuros e isso faz com que as microcavidades sejam nucleadas nas partículas estranhas (o que foi comprovado por fratógrafias) e não por mecanismo de empilhamento de discordâncias.

FRENCH e WEINRICH⁽³⁵⁾ investigaram o mecanismo de fratura dúctil em corpo de prova de tração de latão-alfa com poucas inclusões. Verificaram que foi desenvolvida na região do pescoço uma zona de cisalhamento composta por bandas intensamente deformadas, e que a fratura ocorreu ao longo dessas bandas. Não foram observadas microcavidades na região do pescoço do corpo deformado antes da fratura, embora a superfície de fratura apresentasse microcavidades de cisalhamento. Os autores sugeriram que as microcavidades da superfície de fratura não foram as precursoras da fratura, porém formaram-se apenas no processo final de separação.

BACKOFEN⁽⁵⁸⁾ apresentou o caso em que a fratura por cisalhamento ocorreu como uma complementação da nucleação e crescimento de vazios. Em um corpo de prova de tração inicialmente os vazios são nucleados em interfaces de partículas de segunda fase. Esses vazios coalescem formando uma trinca central no corpo de prova. Atuando como um entalhe interno, essa trinca provoca a concentração de grande deformação de cisalhamento em bandas estreitas numa direção de

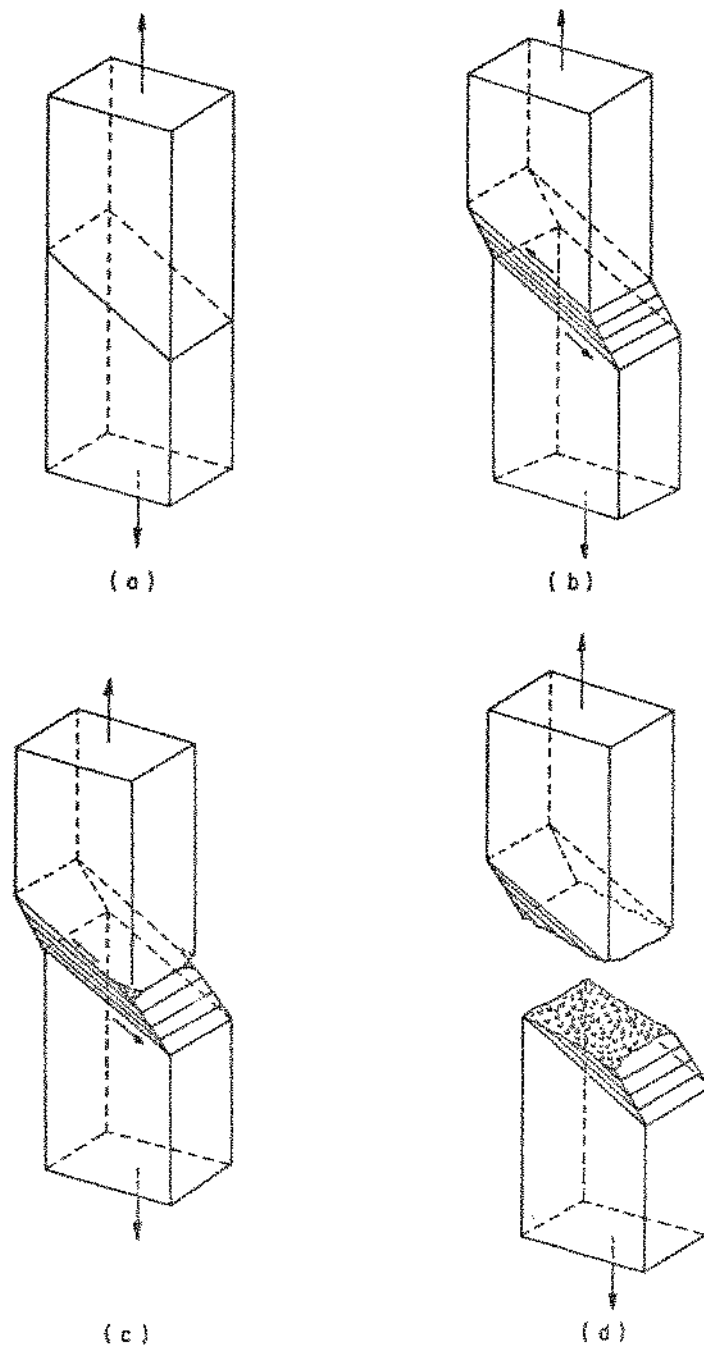


Figura 3.14 - Diagrama esquemático do processo de fratura por formação de bandas de cisalhamento⁽⁵⁶⁾: a) formação de bandas de cisalhamento grosseiras, b) cisalhamento localizado, c) formação da trinca, d) propagação da trinca e separação.

50 a 60° do plano transversal; sob a ação combinada de tensões de tração, a de formação de cisalhamento resultante nucleia "placas de vazios" nessas bandas; essas placas crescem e se alongam até a fratura (Figura 3.15).

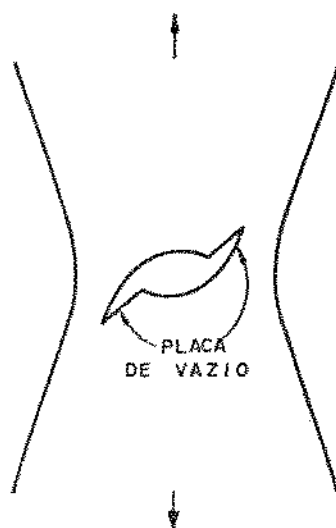


Figura 3.15 - Representação de uma "placa de vazio", segundo BACKOFEN⁽⁵⁸⁾.

3.4 - Fratura Dúctil na Trefilação

O processo industrial de trefilação de fios nos últimos tempos passou por grandes avanços tecnológicos, principalmente no que diz respeito às fieiras (perfil e material), ao lubrificante, às máquinas e aos equipamentos auxiliares⁽⁵⁹⁾. Isso resultou num aumento da velocidade de trefilação, que pode atingir a 40 m/s. Com a utilização de altas velocidades de trefilação, cujo nível comumente adotado na indústria é de cerca de 20 m/s, tornou-se crítico o problema das rupturas dúcteis durante o processamento.

Alguns pesquisadores fizeram classificações dos tipos de rupturas dúcteis que ocorrem durante a trefilação de fios de cobre⁽⁶⁰⁻⁶³⁾ e de alumínio⁽⁶⁴⁾, de acordo com o aspecto visual das superfícies de fratura, com o objetivo de tentar entender os mecanismos de fratura e minimizar a sua ocorrência.

As causas de rupturas de fios durante a trefilação podem ser separadas em duas categorias principais: aquelas que se originam em defeitos dos materiais e aquelas que são originárias de falhas de processamento; porém em alguns casos a ruptura pode ser causada pelos dois motivos.

A classificação dos principais tipos de rupturas dúcteis em trefilação, segundo o aspecto visual e de acordo com a nomenclatura adotada pelas trefilarias industriais, é a seguinte: tração, "chevron", "patas de corvo", inclusão, macroporosidade, falha na solda, rachadura e amaranhado. Segundo alguns trabalhos mais modernos^(61,63) existem rupturas mistas, ou seja, devido a mais de uma causa.

A tabela 3.1 apresenta uma síntese de classificação das rupturas dúcteis.

Uma descrição dos principais tipos de ruptura será feita em seguida, com indicação dos mecanismos de fratura.

3.4.1 - Ruptura por tração

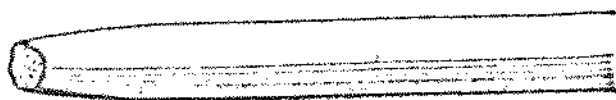
Os aspectos de uma ruptura por tração é o da redução simétrica da secção transversal do fio no ponto de fratura, semelhante a uma fratura taça e cone dupla no ensaio de tração (Figura 3.16).

A causa da ruptura por tração é o tracionamento do fio acima do seu limite de ruptura. Vários fatores podem contribuir para esse tipo de ruptura: lubrificação insuficiente, perfil da fieira mal concebido, acúmulo de pó fino na entrada da fieira (devido a não filtragem do lubrificante), número excessivo de espiras de fio no anel tirante, e problemas no controle de velocidade do equipamento de trefilar.

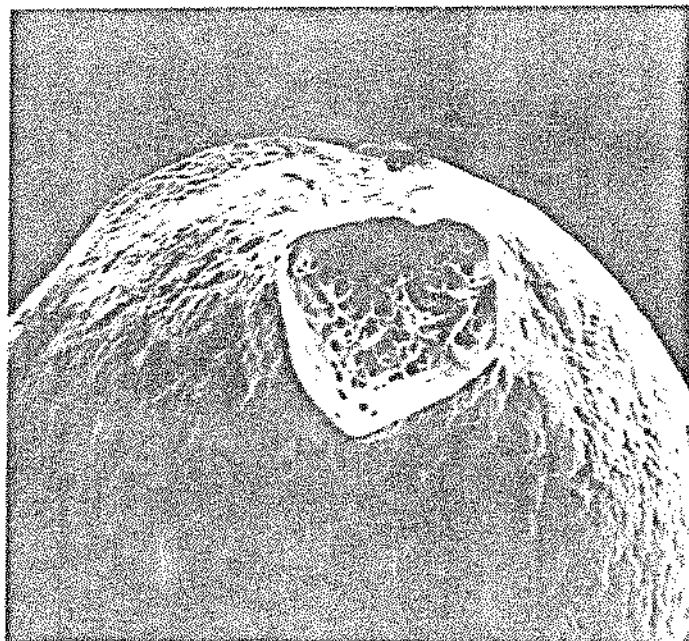
O mecanismo de ruptura por tração é o do crescimento e coalescência de vazios (ou microcavidades), já explicado anteriormente no item 3.3.1 como rasgamento fibroso.

3.4.2 - Ruptura por "chevron"

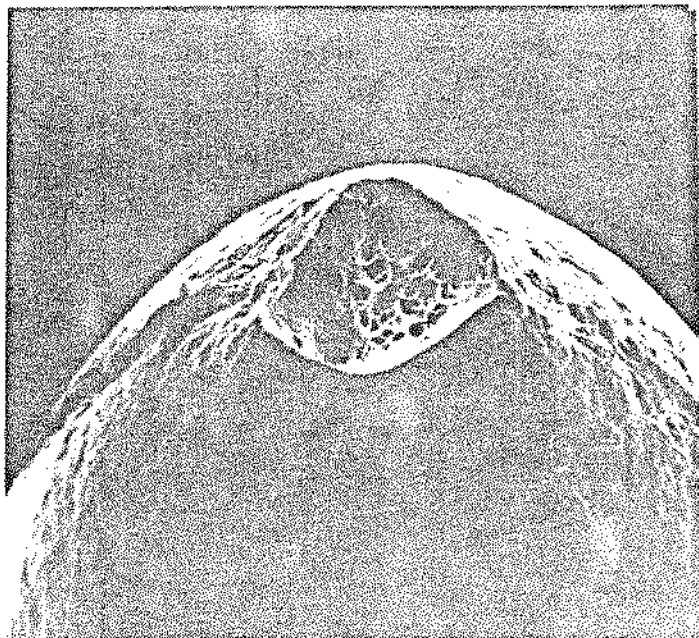
A ruptura por "chevron" é um modo característico de fratura na trefilação, que ocorre com tensões de tração abaixo do limite de resistência do fio trefilado^(60-62,67). Esse tipo de ruptura se origina no aparecimento de um defeito interno que pode apresentar diversos graus de intensidade: desde trincas internas pequenas e regularmente distribuídas ao longo do fio, até trincas grandes que levam à fratura completa. A fratura por "chevron" na trefilação assemelha-se à fratura taça e cone no ensaio de tração, embora não ocorra o empescoamento. A superfície cônica de defeito "chevron" sempre aponta para o sentido da trefilação (Figura 3.17). A razão da semelhança entre a fratura taça e cone no ensaio de tração e a fratura por "chevron" na trefilação é que, no primeiro caso, o empescoamento induz (no interior do fio) ao aparecimento de um campo de tensões semelhante ao que prevalece no fio trefilado, quando ocor-



(a)



Lado 1



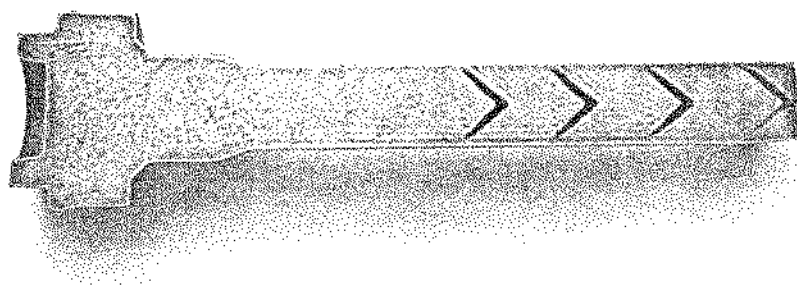
Lado 2

(b)

Figura 3.16 - Fratura por tração: a) representação esquemática, b) frutografia em MEV, fio de alumínio, diâmetro = 1 mm, 180 X (Fratografia da autora).



(a)



(b)

Figura 3.17 - "Chevron" a) representação esquemática da ruptura, b) foto de uma amostra de aço extrudada a frio apresentando o defeito (Gentileza da Clark Equipamentos Ltda.).

re a deformação não homogênea, ou seja em ambos os casos desenvolve-se uma tensão hidrostática. Os dois processos diferem no fato de que os níveis das tensões mantêm-se num estado estável na trefilação, enquanto que no ensaio de tração aumentam continuamente com a redução do raio do pescoço formado. O valor da tensão hidrostática na trefilação, que prevalece na região de deformação, pode ser alterada por mudanças na geometria da fieira e na intensidade de redução de área.

As causas dos "chevrons" foram divididas em duas categorias principais⁽⁶¹⁾: fatores internos onde estão incluídas as heterogeneidades do material (tais como presença de precipitados, inclusões e poros) e fatores externos onde estão incluídos os parâmetros do processo (tais como ângulos da fieira muito grandes, reduções de área muito pequenas e lubrificação insuficiente).

Uma causa muito comum do "chevron" na trefilação é a quebra da película de lubrificante na fieira devido à formação de um anel de desgaste na região do ângulo de entrada da ferramenta; esse anel atua como uma barreira para o lubrificante, aumentando o atrito entre o fio e a fieira.

Partículas de óxido ou porosidade interna, segregadas na porção central do fio, aumentam a susceptibilidade para o aparecimento do "chevron", pois atuam como pontos de concentração de tensões, os quais iniciam micro-trincas na interface matriz-partícula. Pode-se considerar então o "chevron" como sendo uma deterioração da região central do fio causada por tensão hidrostática de tração excessiva, que produz uma deformação local que excede a deformação média do fio.

Utilizando-se fieiras com pequeno ângulo e grandes reduções de área por passe, a tensão hidrostática pode ser de compressão em todos os pontos do cone de trabalho. Porém a maioria dos ângulos de fieiras e programas de redução adotados pelas trefilarias (série AWG, por exemplo), produzem tensões hidrostáticas de tração ao longo do centro do fio, tornando possível o aparecimento de "chevrons".

Segundo WRIGT⁽⁶²⁾ embora as condições estruturais do material do fio, o atrito excessivo e as reduções de área pequenas possam provocar o aparecimento do "chevron", a causa mais comum é o ângulo excessivo da fieira. Segundo ORBEGOZZO⁽⁶⁷⁾ fieiras com semiângulos menores que 15° evitam esse defeito. Já WRIGT⁽⁶²⁾ recomenda valores mais baixos, de 4 a 6° . AVITZUR⁽⁶⁸⁻⁶⁹⁾ formulou um critério para determinação de semiângulos de ferramentas seguros contra o aparecimento desses defeitos, tanto para a trefilação como para a extrusão.

O mecanismo de ruptura por "chevron" é complexo e está esquematizado nas figuras 3.18 e 3.19. Quando estão presentes micro-trincas na linha

central do fio, a fratura começa e se propaga durante as reduções subsequentes na forma de rasgamento por tração. Essa fratura propaga-se do centro para fora do fio, a aproximadamente 45° com o eixo, devido ao fluxo diferencial do metal no centro e na superfície do fio. A fratura pode se propagar gradativamente nas etapas subsequentes ou em apenas uma etapa. Nesse último caso é chamada de fratura catastrófica, a qual poderia ser evitada, após a nucleação das trincas, através da adoção de melhores condições de trefilação; contudo o fio trefilado ainda conteria numerosos vazios centrais. Uma vez que o processo é iniciado, a passagem do fio por cada fieira faz com que o defeito avance, alongando a superfície de rasgamento. O topo do cone não se alonga significativamente, apenas torna-se parcialmente comprimido. A cerca de três quartos do caminho para a superfície do fio, ocorre uma mudança do mecanismo de propagação da trinca que passa de rasgamento por tração para cisalhamento; a trinca muda então de direção, ficando a 35° do eixo. A figura 3.20 mostra uma representação esquemática de uma trinca num fio trefilado, que apresenta "chevron"⁽⁶⁷⁾. Observações através de microscópio eletrônico nessa última região fraturada, mostraram a existência de microcavidades parabólicas de cisalhamento, confirmando a hipótese de que o mecanismo predominante nessa região é de cisalhamento.

3.4.3 - Ruptura por "patas de corvo"

Os defeitos denominados "patas de corvo" (ou "marcas de sargento" ou "pontas de flexas") podem ser considerados defeitos superficiais, e portanto inconsequentes; contudo eles podem crescer e ocupar uma porção maior do fio, levando à fratura em forma de "V".

Esse tipo de defeito é caracterizado por uma "pata de corvo" que se inicia na superfície do fio e sempre aponta no sentido da trefilação (Figura 3.21). Muitas vezes ocorre confusão na identificação do sentido da trefilação, quando são utilizados múltiplos passes de redução.

A incidência de "patas de corvo" é consequência das condições superficiais do fio, por exemplo, uma superfície muito encruada pode manifestar mais facilmente esse defeito, o que é reforçado pela existência de "centros de fratura", associados a óxidos superficiais e poeira incorporada na superfície. Desalinhamento do fio com relação à fieira, principalmente em fios contendo óxidos superficiais, também pode proporcionar esse defeito.

Todas as prováveis causas da formação de "patas de corvo" mencionadas provocam deformação não uniforme na superfície do fio e causam tensões excessivas paralelamente à direção de trefilação; isso dá origem ao aparecimento

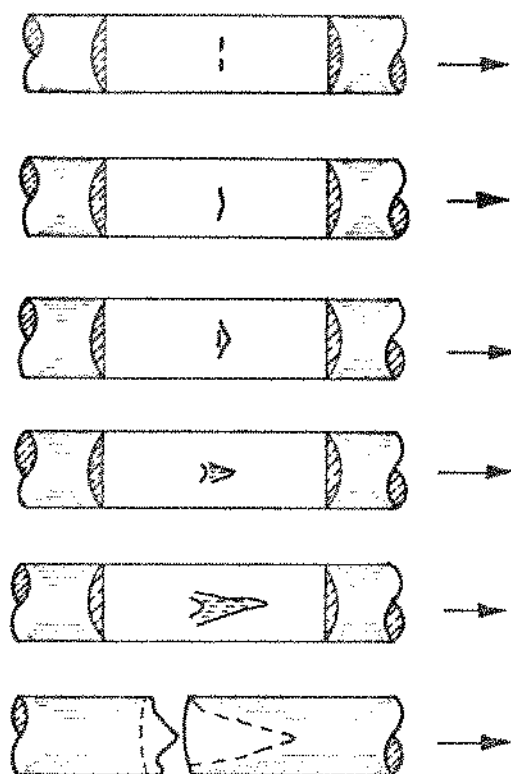


Figura 3.18 - Representação esquemática do aparecimento e propagação do defeito "chevron"⁽⁶¹⁾.

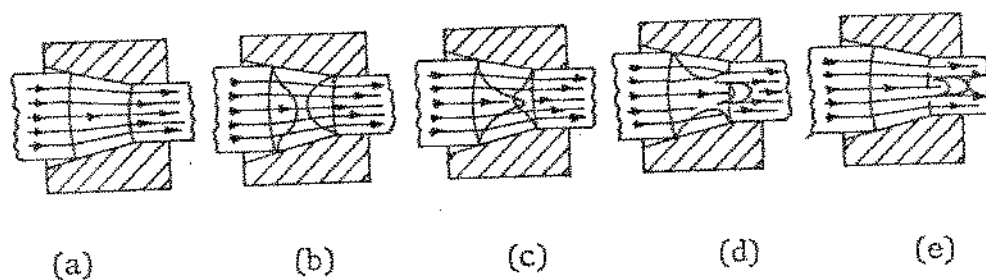


Figura 3.19 - Fluxo do metal durante a instabilidade associada com o "chevron", segundo AVITZUR⁽⁶⁷⁾. a) fluxo normal, b) estreitamento da zona plástica, c) início da formação de um "chevron", d) crescimento de um "chevron", e) "chevron" completo e fluxo normal.

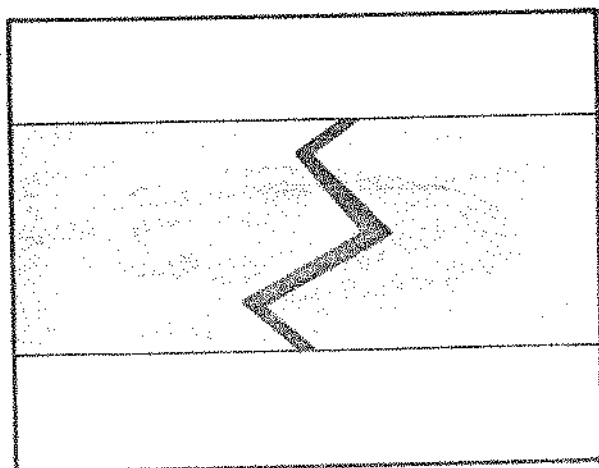


Figura 3.20 - Representação esquemática de uma trinca num fio trefilado⁽⁶⁷⁾.

de micro-trincas incipientes e perpendiculares ao eixo do fio. As micro-trincas se propagam e se alongam nos passes posteriores (Figura 3.22); entretanto, o lado da trinca oposto ao sentido de trefilação não é alongado, pois não está submetido ao esforço de tração; isso produz um defeito superficial na forma de flexa que se propaga internamente até a ruptura total.

CARTER⁽⁶⁵⁾ estudou esse defeito em barras de cobre trefiladas e concluiu que a principal causa é a entrada do fio não axialmente à fieira. Essa incidência é ainda agravada pela presença de óxido na superfície da barra. Segundo esse autor, ocorre uma diminuição ou até eliminação desse problema através da utilização do lingotamento contínuo na elaboração da barra inicial e pela aplicação de procedimentos cuidadosos no alinhamento do fio em relação à fieira.

Embora as rupturas por "patas de corvo" tenham sido menos estudadas do que as por "chevron", o primeiro tipo de defeito tem a vantagem de ser de fácil inspeção pelo fato de ser superficial. Avaliando-se as extremidades das bobinas de fios, em todos os estágios de produção, é possível prevenir muito cedo o desenvolvimento desse defeito, antes da trabalhabilidade do metal ser prejudicada.

3.4.4. Ruptura por inclusão

A superfície da ruptura por inclusão pode apresentar dois aspectos distintos: inclusão presente e inclusão ausente. No primeiro caso a inclusão sofre fratura interna, permanecendo grande parte dela envolvida pela matriz no ponto de fratura (Figura 3.23). No segundo caso a maior parte da inclusão é arrancada no momento da fratura, permanecendo na região uma grande cratera e pequenas partículas da inclusão. As causas, os mecanismos e os cuidados para a prevenção da fratura por inclusão são os mesmos para os casos de inclusão ausente e presente.

Usualmente as rupturas por inclusão de fios de cobre e alumínio são causadas por partículas estranhas introduzidas no metal durante o processo de fundição, como por exemplo as partículas de substâncias refratárias (Al_2O_3 , SiO_2 e SiC). Após a solidificação ainda existem duas possibilidades de introdução de partículas estranhas dentro do fio. A primeira delas é a introdução na laminação de fragmentos de aço originados na deterioração dos cilindros laminadores, e a segunda é a introdução na laminação de partículas de óxido de cobre ou de alumínio provenientes da superfície do fio.

A frequência da ocorrência da ruptura por inclusão depende de vários fatores tais como a quantidade, o tamanho, a distribuição de inclusões ao

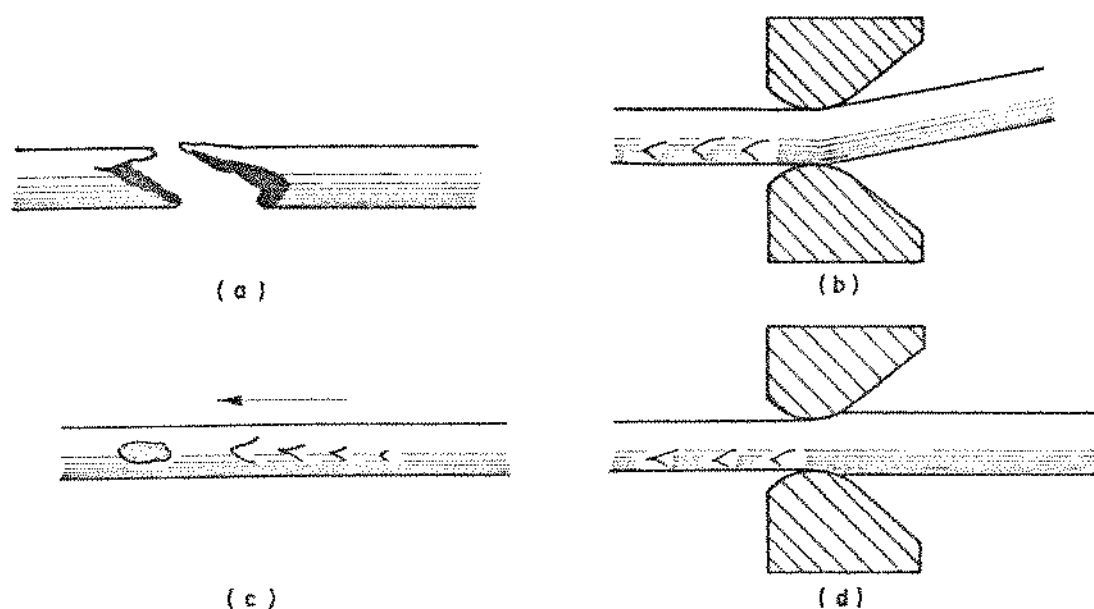


Figura 3.21 - "Patas de corvo". a) representação esquemática da ruptura, b) aparecimento do defeito devido à entrada do fio não axialmente à fieira, c) aparecimento do defeito devido a uma inclusão superficial, d) aparecimento do defeito devido a entrada de fio com diâmetro excessivo para a fieira.

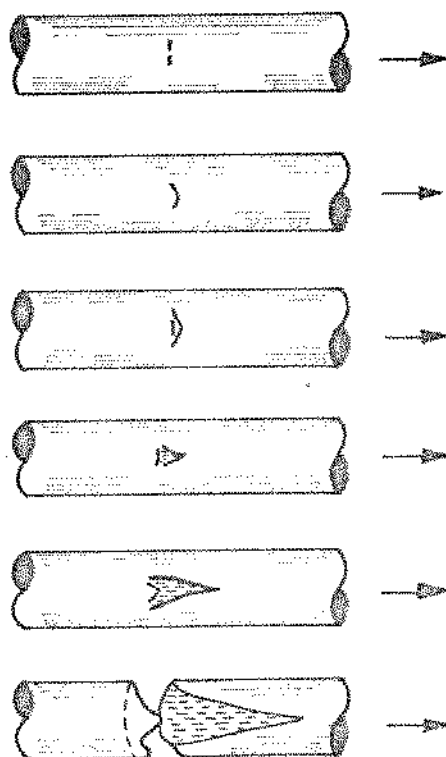


Figura 3.22 - Representação esquemática do aparecimento e propagação do defeito "patas de corvo"⁽⁶¹⁾.

longo do fio e o tipo de inclusão, e, também a intensidade das forças coersivas entre o metal (matriz) e a inclusão (partícula).

A relação entre o diâmetro da partícula (d) e o diâmetro do fio (D) (Figura 3.24) também é importante; à medida que essa relação (d/D) aumenta, as rupturas são mais frequentes.

As partículas grandes ($1 - 20 \mu m$) são normalmente frágeis e as maiores responsáveis pela ruptura por inclusão em trefilação. Conforme já discutido (item 3.3.1), essas partículas tendem a não acomodar a deformação plástica da matriz, podendo fraturar até com pouca deformação plástica global.

O mecanismo de ruptura (Figura 3.25) consta de duas etapas: formação da trinca na interface matriz-partícula e propagação da trinca a 45° com o eixo do fio até a ruptura total.

3.4.5. Outros tipos de ruptura

Além dos tipos de rupturas mencionados, existem outros menos frequentes e de mais fácil prevenção que são: a) ruptura por macroporosidade, b) ruptura por lascamento, c) ruptura por falha na solda, d) ruptura por emaranhado.

a) Ruptura por macroporosidade

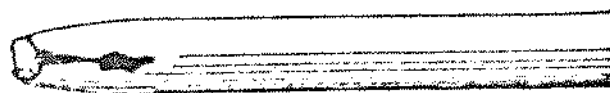
Observando-se uma frutografia de um fio rompido devido à macroporosidade, observa-se um vazio profundo e oco, semelhante a uma depressão em forma de funil (Figura 3.26). As paredes desse vazio central são isentas de pequenas partículas, o que difere esse defeito da ruptura por inclusão ausente.

Esse tipo de ruptura é causado por vazios localizados preferencialmente no centro do fio; esses vazios são formados durante a solidificação tanto devido ao excesso de gás no molde metálico como devido ao rechupe. Condições de solidificação controladas poderiam eliminar o problema de macroporosidade.

b) Ruptura por lascamento

A ruptura por lascamento é reconhecida por uma rachadura ou uma prega localizadas paralelamente ao eixo do fio (Figura 3.27). Normalmente o local da rachadura ou prega contém uma camada de óxido de cobre ou de alumínio formada durante o processamento anterior de laminação. A deformação nos passes posteriores de trefilação não provoca a soldagem dessa descontinuidade devido à presença de óxido.

Os principais motivos que levam ao aparecimento desse defeito são: a temperatura de trabalho a quente da barra muito baixa, entrada de partículas



(a)

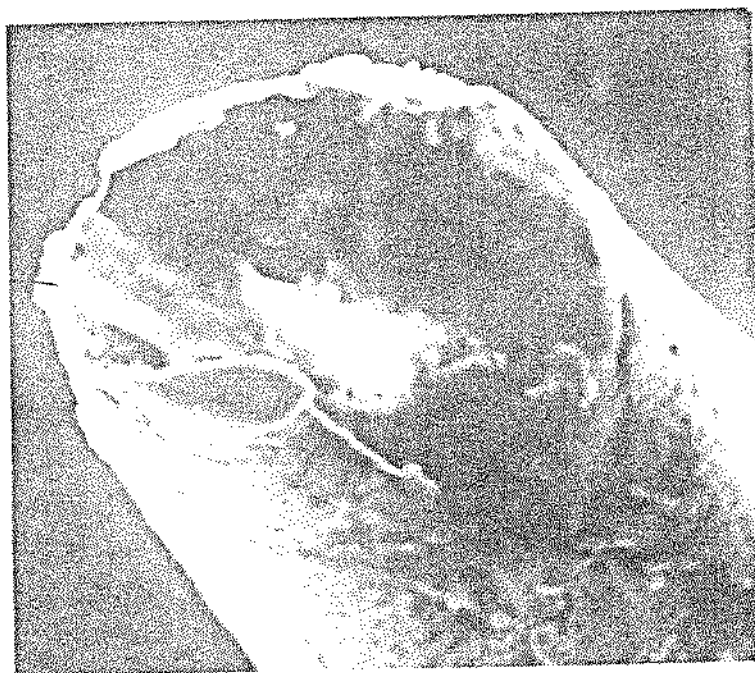


Figura 3.23 - Ruptura por inclusão. a) representação esquemática, b) fratografia (Fratografia da autora).

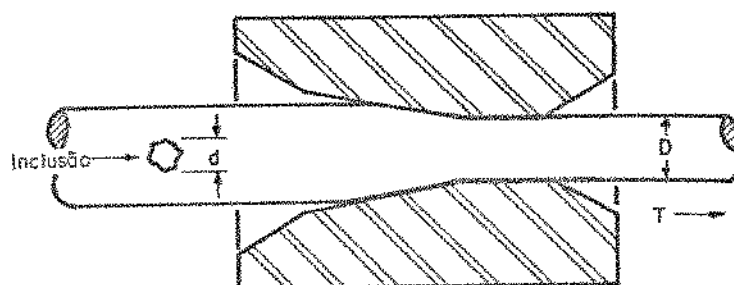


Figura 3.24 - Representação esquemática de um fio sendo trefilado para um diâmetro D , contendo uma inclusão com diâmetro médio d .

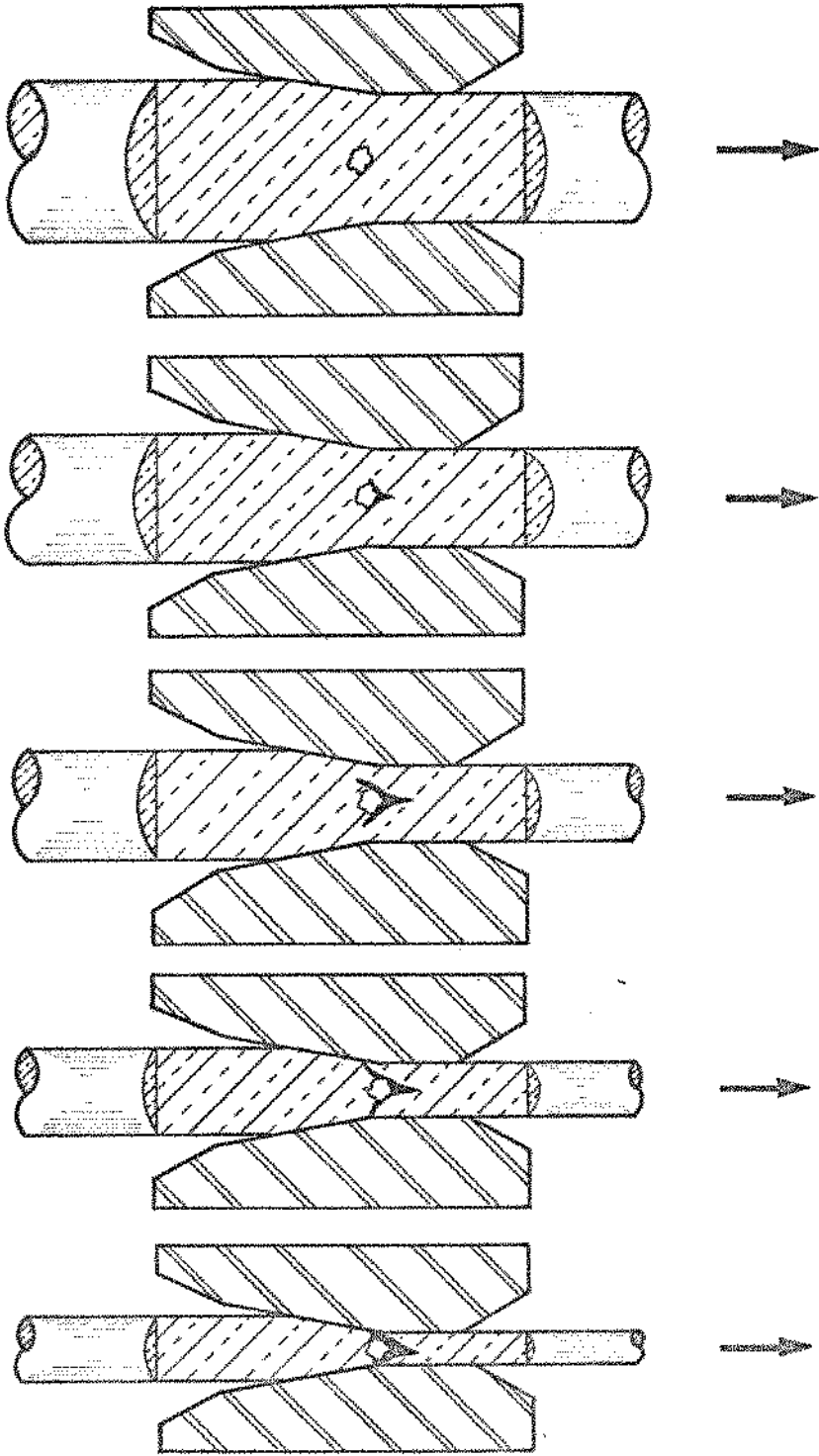


Figura 3.25 - Mecanismo de ruptura por inclusão⁽⁶¹⁾.

estranhas para o interior do lingote durante a fundição e formação de rebarbas durante a laminação de barras.

c) Ruptura por falha na solda

Nas trefilarias de cobre e alumínio é comum se efetuar soldagem de fios topo-a-topo, para emendar fios de duas bobinas ou para reaproveitar fios rompidos durante a trefilação.

A região soldada pode romper em passes posteriores de trefilação, e esse tipo de ruptura possui uma aparência de uma "boca de peixe" (Figura 3.28). A análise metalográfica dessa região fraturada mostra uma estrutura de granulação grosseira. Os principais motivos que levam à ruptura por falha na solda são: material estranho na solda, alta concentração de óxido metálico na solda, geometria da ponta do fio inadequada para a soldagem, corrente e pressão de soldagem fora de controle.

d) Ruptura por emaranhado

O aspecto desse tipo de ruptura é de uma saliência na ponta do fio (Figura 3.29). O motivo principal do aparecimento desse defeito é o descuido durante a manipulação do fio na trefilação. Por exemplo, quando um fio é desenrolado do carretel, e é deixado frouxo, a sua tendência é se enrolar novamente. Se o fio é puxado bruscamente, forma-se uma laçada (ou nó) onde ocorre uma grande deformação plástica. Nesse ponto o fio fica com menor resistência às deformações que serão posteriormente aplicados, podendo romper facilmente.

3.4.6. Fraturas mistas

Alguns trabalhos recentes como por exemplo os de GHIA⁽⁶¹⁾ e SAITO⁽⁶³⁾ citam a existência de fraturas mistas, ou seja compostas de dois outros tipos. Pode-se citar por exemplo a "ponta oca" devido a inclusão e "patas de corvo" (Figura 3.30) e "ponta oca amassada" devido a tração e "patas de corvo" (Figura 3.31). Nesses casos, para prevenir a fratura deve-se seguir as recomendações feitas para cada defeito individual.

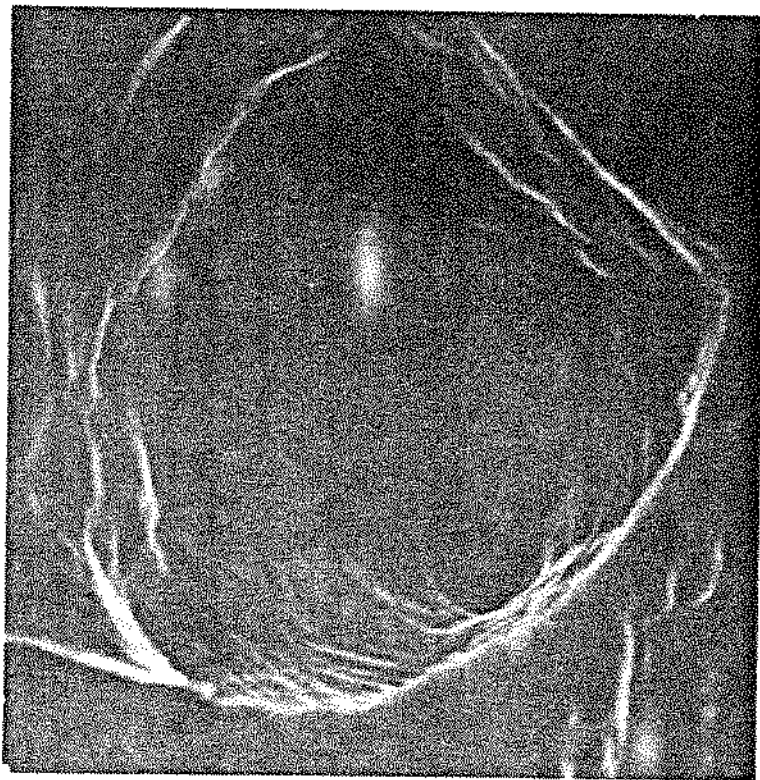


Figura 3.26 - Ruptura por macroporosidade. Fratografia de um fio de ouro de 1 mm de diâmetro. Aumento 5000 X (Fratografia da autora).

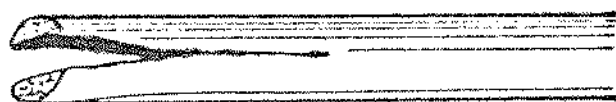


Figura 3.27 - Ruptura por lascamento, representação esquemática.

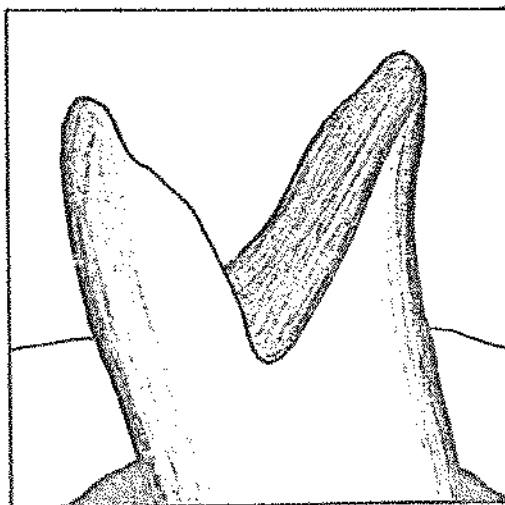


Figura 3.28 - Ruptura por falha na solda, representação esquemática da superfície de fratura.

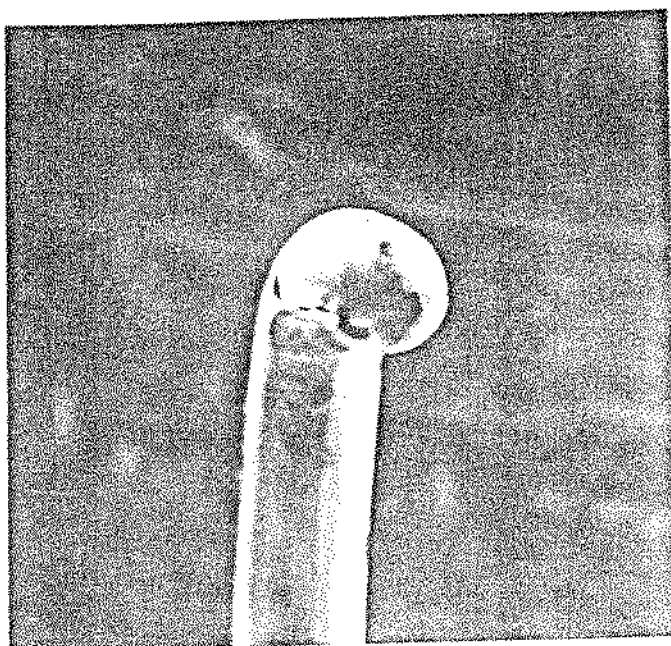


Figura 3.29 - Ruptura por emaranhado (nó) (Fratografia da autora).

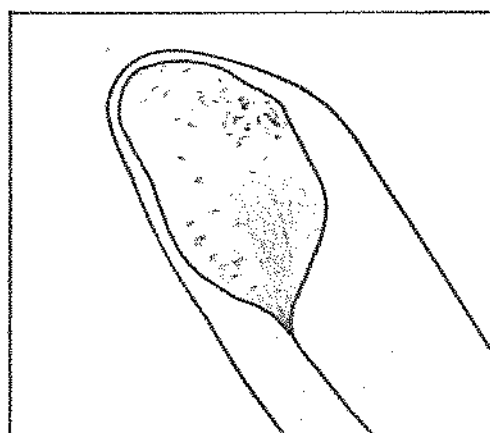


Figura 3.30 - Ruptura "ponta oca", representação esquemática.

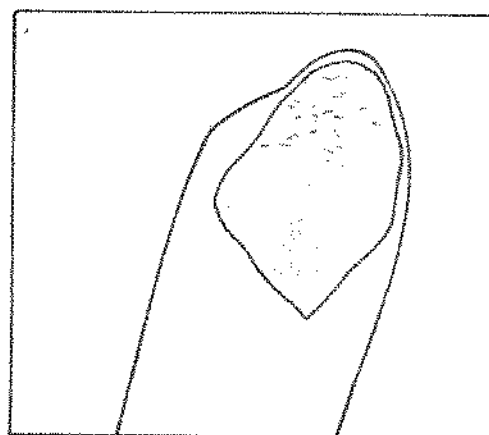
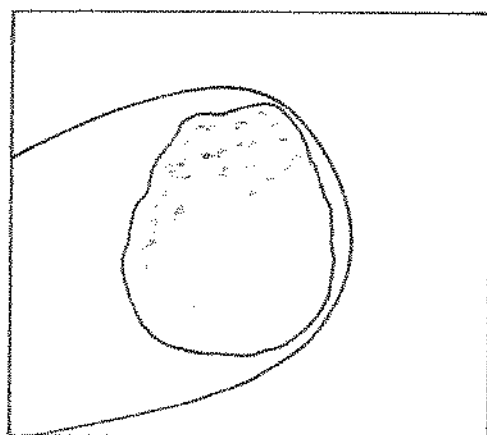


Figura 3.31 - Ruptura "ponta oca amassada", representação esquemática.

Tabela 3.1 - Classificação das rupturas dúcteis de fios de cobre e de alumínio, durante a trefilação⁽⁵⁹⁻⁶³⁾.

Tipos de ruptura	Causas prováveis	Figura
3.4.1 - Tração	. Lubrificação insuficiente . Problemas no controle da velocidade da máquina . Enrolamento inadequado do fio no anel tirante	3.16
3.4.2 - "Chevron"	. Condições metalúrgicas do fio (muito encruado, ou presença de inclusões ou porosidades na linha central do fio) . Alto atrito . Perfil mal projetado da fieira (grande ângulo e pequena redução)	3.17
3.4.3 - "Patras de corvo"	. Desalinhamento do fio com a fieira . Presença de macro - inclusão . Incrustação de partícula estranha na entrada da fieira . Oxidação superficial do fio . Perfil mal projetado da fieira	3.21
3.4.4 - Inclusão	. Óxidos gerados durante o processamento por fundição . Impurezas introduzidas no carregamento do forno . Materiais refratários do forno e de outras fontes	3.23
3.4.5 - Outros		
a - macroporosidades	. Gases retidos durante a solidificação	3.26
b - Lascamento	. Temperatura de trabalho a quente anterior muito baixa . Defeitos de fundição (entrada de partículas estranhas para o interior do lingote) . Barras com rebarbas	3.27
c - Falha na solda	. Partícula estranha na solda (inclusão) . Procedimento inadequado na soldagem	3.28
d - Emaranhado	. Falta de cuidado ao manipular o fio	3.29
3.4.6 - Misturas		
a - Ponta oca (inclusão + patas de corvo)	. As mesmas dos itens 3.4.3 e 3.4.4	3.30
b - Ponta oca amassada (patas de corvo + tração)	. As mesmas dos itens 3.4.1 e 3.4.3	3.31

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SPRETNAK, J.W.; FIRRAO, D. Considerazioni sul Ruolo della Instabilità Plastica nella Formazione delle Fratture di Tipo Duttile, *La Metallurgia Italiana*, Milano, 72, (12), 1980, pp. 525-534.
2. CETLIN, P.R.; SILVA, P.S.C. Análise de Fraturas, ed. ADM, São Paulo, 1977, pp. 5-7 e 35-48.
3. BEEVERS, C.J.; HONEYCOMBE, W.K. The Initiation of Ductile Fracture in Pure Metals, *Phil. Mag.*, 7, 1962, pp. 763-773.
4. Mc CLINTOCK, F.A. Plasticity Aspects of Fracture, in: *Fracture, An Advanced Treatise*, ed. H. Liebowitz, Academic Press, N.Y., 1971, Vol.III, pp. 48-225.
5. WILSDORF, H.G.F. The Ductile Fracture of Metals: A Microstructural Viewpoint, *Mat. Sc. Eng.*, 59, 1983, pp. 1-39.
6. *Metals Handbook*, 8^a ed., vol. 9, ASM, Ohio, 1974, pp. 36-92.
7. PELLOUX, R.M.N. Boeing Scientific Research Lab, 1963, D₁-82 0,69-R₁
8. HENRY, G.; HORSTMANN, D. Fractography and Microfractography, *De Ferri Metallographia*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1979, pp. 11-173.
9. ROGERS, H.C. The Fundamental Aspects of Fracture in Deformation Processing, in: *Fundamentals of Deformation Processing*, Syracuse Un. Press, Syracuse, 1964, pp. 199-255.
10. CHEN, G.Y.; HOSFORD Jr, W.F.; BACKOFEN, W.A. Ductile Fracture of Aluminum, *Trans. Metal. Society AIME*, 230, 1964, pp. 437-449.
11. ENGEL, L.; KLINGELE, H. *An Atlas of Metal Damage*, Wolfe Publ. Ltd., Munich, 1981, pp. 40-51.
12. BROEK, D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, 3^a ed., 1982, Martinus Nishoff Publ., Boston, pp. 43.

13. LUDWICK, P.; Z. Metalk., 18, 1926, p. 269 in Ref. 3, p. 763.
14. PUTTICK, K.E. The Shear Component of Ductile Fracture, Phil. Mag., 5, 1960, pp. 759-762.
15. TIPPER, C.F. The Fracture of Metals, Metallurgia, Jan. 1949, pp. 133-137.
16. PUTTICK, K.E. Ductile Fracture in Metals, Phil. Mag., 4, 1959, pp. 964-969.
17. ROGERS, H.C. The Tensile Fracture of Ductile Metals, Trans. Met. Soc. AIME, 218, 1960, pp. 498-506.
18. CHEN, C.H. Void Formation in Ductile Fracture of a Cobalt Iron Alloy, Acta Metal., 9, 1961, pp. 68-71.
19. ROSI, F.D.; ABRAHAMS, M.S. Porosity in Plastically Deformed Single Crystals, Acta Metall., 8, 1960, p. 807.
20. COTTRELL, A.H. Fracture Conference Held at Swampscott, Mass., USA, 1959, in Ref. 3, p. 763.
21. FRENCH, I.E.; WEINRICH, P.F. The Shear Mode of Ductile Frature in Materials with Few Inclusions, Metal. Trans. A. , 6A, (12), 1976, pp. 1841-1845.
22. GURLAND, J.; PLATEAU, J. The Mechanism of Ductile Rupture of Metals Containing Inclusions, Trans. Am. Soc. Metals, 56, 1966, pp. 442-454.
23. ASHBY, M.F. Work Hardening of Dispersion - Hardened Crystals, Phil. Mag., 14, 1966, pp. 1157-1178.
24. ROGERS, H.C. The Mechanism of Crack Propagation in Ductile Metals, Acta Metall., 7, 1959, pp. 1157-1178.
25. BACKOFEN, W.A. Deformation Processing, Addison Wesley Pub., Mass., 1972, p. 243.
26. SILVA, P.S.C.P.; MYADA, K. Fratura dúctil, Anais do 1º Congresso Brasileiro Eng. Ciência, CNPq, 1974.

27. ROSENFELD, A.R. Criteria for Ductile Frature of Two Phase Alloys, Met. Review, 13, (121), 1968, pp. 29-40.
28. Id., ibid Ref. (12), pp. 38-41.
29. THOMPSON, D.S. Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminum Alloy Production, Met. Trans. A., 6A, 1975, pp. 671-681.
30. HONEYCOMBE, R.W.K. The Plastic Deformation of Metals, Edward Arnold, London, 1977, pp. 428-454.
31. EDELSON, B.I.; BALDWIN, Jr, M.M. The Effect of Second Phase on Mechanical Properties of Alloys, Trans. Am. Soc. Metals, 55, 1962, pp. 230-242.
32. Mc CLINTOCK, F.A. On the Mechanics of Fracture from Inclusions in Ductility, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1968, pp. 255-277.
33. DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica, 2^a ed., Ed. Guanabara Dois, R.J., 1981, p. 295.
34. BRIDGMAN, P.W. Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, N.Y., 1952.
35. FRENCH, I.E.; WEINRICH, P.F. The Effect of Hydrostatic Pressure on the Tensile Fracture of α -Brass, Acta Metall., 21, 1973, pp. 1533-1537.
36. WEINRICH, P.F.; FRENCH, I.E. The Influence of Hydrostatic Pressure on the Fracture Mecanisms of Sheet Tensile Specimens of Copper and Brass, Acta Metall., 24, 1976, pp. 317-322.
37. CARREKER Jr, R.P.; HIBBARD Jr, W.R. Tensile Deformation of High-Purity Copper as a Function of Temperature, Strain Rate and Grain Size, Acta Metall., 1, 1953, pp. 654-663.
38. WARREN, K.A.; REED, R.P. U. S. Mat. Bur. Stand. Mono, 63, 1963, in Ref. 14, p. 33.
39. ARGON, A.S.; IM, J.; SAFOGLU, R. Cavity Formation from Inclusions in Ductile Frature, Metall. Trans. A, 6A, (4), 1975, pp. 825-827.

40. GOODS, S.H.; BROWN, L.M. The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation, *Acta Metall.*, 27, (1), 1979, pp. 1-15.
41. FISHER, J.R.; GURLAND, J. Void Nucleation in Spheroidized Carbon Steels - Part 1: Experimental, *Met. Sc.*, 15, (5), 1981, pp. 185-192.
42. FISHER, J.R.; GURLAND, J. Void Nucleation in Spheroidized Carbon Steels - Part 2: Model, *Met. Sci.*, 15, (5), 1981, pp. 193-202.
43. Id., *ibid.* Ref. 12, pp. 24-314.
44. BROEK, D. Ph.D. Dissertation, University of Delf, 1971, in Ref. 5, p.25.
45. BROEK, D. The Role of Inclusions in Ductile Fracture and Fracture Toughness, *Eng. Fract. Mech.*, 5, 1973.
46. LE ROY, G. et alii A Model of Ductile Frature Based on the Nucleation and Growth of Voids, *Acta Metall.*, 29, (8), 1981, pp. 1509-1522.
47. NEWMANN, P. Ductile Fracture, *Mat. Sc. Eng.*, 25, Sept/Oct. 1976, pp. 217-223.
48. BLUM, J.I.; MORRISEY, R.J., *Proc. 1st Int. Conf. on Fracture*, Sendai, 1965, Vol. III, Japan Society for the Strength and Fracture of Materials, Sendai, 1966, p. 1739, in Ref. 5, p. 29.
49. Mc CLINTOCK, F.A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, 35, (6), 1968, pp. 363-371.
50. RICE, J.R.; TRACEY, D.M. On the Ductile Elargement of Voids, *J. Mech. Phys. Solids*, 17, (3), 1969, pp. 201-217.
51. THOMASON, P.F. A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities, *J. Inst. Metals*, 96, 1968, pp. 360-365.
52. TRACEY, D.M. *Eng. Fract. Mech.*, 3, 1971, p. 301, in Ref. (5) p. 39.

53. RICE, J.R.; ROSENGREN, G.F. Plane Strain Deformation Near a Crack, *J. Mech. Phys. Solids*, 16, (1), 1968, pp. 1-12.
54. Mc LEAN, D. Mechanical Properties of Metals, ed. John Willey, N.Y., 1962, pp. 223-241.
55. LYLES, R.L.; WILSDORF, G.F. Microcrack Nucleation and Fracture in Silver Crystals, *Acta Metall.*, 23, (2), 1975, pp. 269-277.
56. PRICE, R.J.; KELLY, A. Deformation of Age-Hardened Aluminium Alloys Crystals - Fracture, *Acta Metall.*, 12, (9), 1964, pp. 979-992.
57. BEEVERS, C.J.; HONEYCOMBE, R.W.K. Ductile Fracture of Single Metals in Fracture - Proc. Intern. Conf. Atomic Mechanisms of Fracture, ed. B.L. Averbach, 1959, Massachusetts, pp. 474-497.
58. Id. *ibid* Ref. (25) pp. 250-251.
59. ROWE, G.W. Wire Manufacture, *Int. Metals Reviews*, December 1977, pp. 341-354.
60. CHIA, E.H.; et alii Wire Breaks in Copper: A Classification and Analysis, *Wire Journal*, February, 1976, pp. 68-77.
61. CHIA, E.H. Copper Wire Breacks: Un Update, Conf. Proc. 51st Annual Convention, Wire Association International, Atlanta-Georgia, October 12-16, 1981, pp. 119-126.
62. WRIGHT, R.N. Mechanisms of Wire Breaks, Conf. Proc. 51st Annual Convention, Wire Association International, Atlanta-Georgia, October 12-16, 1981, pp. 104-109.
63. SAITO, T.; et alii Copper Breaks During Wire Drawing - Conf. Proc. 51st Annual Convention, Wire Association International, Atlanta-Georgia, October 12-16, 1981, pp. 127-135.
64. CHIA, E.H.; et alii Investigation of Wire Breaks in Aluminium, *Wire Journal*, December, 1976, pp. 46-53.

65. CARTER, R.D.; DOWNIE, S.W. Crowsfeet Faults in Copper Wire, J. Australian Inst. Metals, 11, (2), 1966, pp. 83-86.
66. Catálogo da S.A. Philips do Brasil - Informações sobre o Produto Comercial Fieiras de Diamante, São Paulo.
67. ORBEGGZZO, J.I. Fracture in Wire Drawing, M.S. Thesis, M.I.T. September 1965.
68. AVITZUR, B. Analysis of Central Bursting Defects in Extrusion and Wire Drawing, J. Eng. for Industry, February 1968, pp. 79-81.
69. AVITZUR, B. New Improved Criterion for the Prevention of Central Burst in Wire Drawing and Extrusion, The Wire Journal, November 1974, pp. 77-86.

4. CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL E DE CONFORMABILIDADE

4.1 - Introdução

Uma das principais limitações dos processos de conformação plástica dos metais é a imposta pela fratura dúctil. Portanto é de bastante utilidade prática que se determine limites de conformabilidade em processos de conformação em função da fratura dúctil.

A conformabilidade de um metal, em um determinado processo de conformação, é uma propriedade qualitativa que depende, por sua vez, da ductilidade do metal. A ductilidade pode ser definida como a capacidade desse metal se deformar plasticamente sem fraturar⁽¹⁾. Essa propriedade é expressa normalmente através da medida de deformação do material à fratura (ϵ_f), que por sua vez depende de vários fatores, podendo-se mencionar: estados de tensão aplicados através do processo de conformação ou ensaio mecânico, variáveis metalúrgicas, variáveis geométricas, temperatura e taxa de deformação.

Diversos pesquisadores desenvolveram critérios de fratura dúctil para serem aplicados em ensaios mecânicos ou processos de conformação, onde grandes deformações plásticas são desenvolvidas. Através desses critérios pode-se fazer previsões das situações onde deve ocorrer a fratura dúctil do metal. A aplicação desses critérios aos processos específicos de conformação dá origem ao conceito de critério de conformabilidade.

Os critérios de fratura dúctil podem ser divididos em critérios baseados em modelos macroscópicos, que são desenvolvidos a partir de observações experimentais e os critérios baseados em modelos microscópicos dos mecanismos microestruturais, que são elaborados mais cuidadosamente, partindo de modelos físicos. VINH⁽²⁾ em um trabalho de revisão sobre critérios de fratura dúctil apresentou um quadro geral, embora incompleto, que mostra um panorama dos principais critérios existentes (Tabela 4.1).

Serão detalhados alguns critérios selecionados, com o objetivo de aplicação ao processo de trefilação de fios. Dentro dos critérios de fratura dúctil por micromecanismos serão apresentados os de McCLINTOCK⁽³⁾, de THOMASON⁽⁴⁾ e de ARGON-IM-SAROGLU⁽⁵⁾. O critério fenomenológico de COCKCROFT-LATHAN⁽⁶⁾ também merecerá uma atenção especial. O mesmo ocorrerá com o trabalho de OH-CHEN-KORAYASHI⁽⁷⁾, que modificou o critério de COCKCROFT baseando-se no trabalho de McCLINTOCK.

TABELA 4.1 - Critérios de fratura dútil e de conformabilidade (2).

Modelos Macroscópicos Globais (Fenomenológicos)	Modelos Microestruturais e Probabilísticos
Curvas Limite de Conformação KEILLER (8) Critérios de Plasticidade e Tensões Limites TRESCA + tensões limites von MISES + tensões limites Critérios Semelhantes a Critérios Energéticos COCKCROFT e LATHAN (6) GILLEMOT (9) OH-CHEN-KOBAYASHI (7) (*) Tensão Hidrostática e Porcentagem de Vazios OYANE (10) SEKIGUCHI-OSAKADA-HAYASHI (11)	Modelos de Crescimento e Coalescência de Vazios McCLINTOCK (13) THOMASON (4) RICE-TRACEY (12) Modelo de Crescimento de Vazios em Torno de Partículas ARGON-IM-SAFOGLU (5) (*) Modelo Probabilístico e Microestrutural da Deformação Dútil HADDAD-SOMERBY (13) Modelo do Potencial Plástico RICE (14) GURSON (15) Modelo da Aproximação Estatística SEAMAN-CURRAN-SHOCKEY (16)

(*) Modelos acrescentados à tabela da referência (2).

Alguns comentários serão feitos dos critérios da tabela 4.1⁽²⁾ que não serão detalhados no decorrer deste trabalho.

O critério das curvas-limite de conformação de KEELER foi desenvolvido para estudar a conformabilidade de chapas metálicas, considera o efeito do atrito e baseia-se na combinação das duas deformações principais no plano de chapa. As deformações são obtidas num ensaio padronizado.

O critério de plasticidade combinados com tensões-limite, são baseados nos resultados da teoria da plasticidade e no limite de escoamento de TRESCA, ou de MISES, como condição de escoamento plástico. Procura-se estabelecer qual a máxima tensão-limite na matriz plástica, a partir da qual ocorre a fratura. Para um material sob ensaio de tração, essa tensão-limite corresponde à resistência à tração.

Os critérios de GILLEMOT, OYANE e SEKIGUSHI et alii são parecidos com o critério de COCKCROFT, que será apresentado com detalhes neste trabalho. No caso critério de GILLEMOT, para estudo da iniciação de trincas, a tensão equivalente é utilizada na fórmula de trabalho em vez da máxima tensão de tração, utilizada na forma de McCLINTOCK.

O critério de OYANE se aplica ao estudo da plasticidade de um material poroso submetido a um ensaio uniaxial de tração. Os parâmetros necessários para a construção do critério são a tensão hidrostática e a densidade relativa do material poroso, em relação ao constituinte metálico.

O critério de SEKIGUCHI et alii é proposto através de uma relação simples para o cálculo da taxa volumétrica de crescimento de vazios em função dos componentes da tensão e da deformação equivalente. O autor introduz duas constantes empíricas dos materiais, que relacionam uma função de taxa de tensão com a pressão hidrostática e a tensão equivalente.

O modelo de RICE-TRACEY é um modelo microestrutural do crescimento de uma cavidade esférica em bandas de cisalhamento. Esse modelo foi superado pelo de McCLINTOCK.

O modelo de HADDAD-SOWERBY foi proposto para estudar a ductilidade dos materiais dentro da teoria dos meios contínuos, com inclusões. O estudo do comportamento da deformação local é baseado numa aproximação probabilística. A dificuldade desse modelo é a passagem do aspecto microestrutural para o aspecto macroscópico, problema que não foi ainda resolvido satisfatoriamente.

No modelo de CURSON é incluída a fração volumétrica de vazios como uma variável do potencial plástico e, portanto, da taxa de deformação. Essa taxa de deformação é usada como critério de fratura dúctil. O potencial plástico é a taxa de energia que se fornece ao material através de um campo de tensões para se obter uma deformação plástica definida. Esse potencial é dissipativo.

RICE apresenta um modelo semelhante ao de CURSON.

O modelo de SEAMAN et alii é baseado em observações estatísticas de

uma distribuição volumétrica exponencial e descreve o processo de nucleação e crescimento de vazios. A dificuldade de aplicação desse modelo é que só é válido para grande fração volumétrica de vazios.

Para o estudo da conformabilidade dos metais é importante a determinação de algumas propriedades básicas tais como a tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e a ductilidade, obtidas através de ensaios de tração padronizados. Vários modelos analíticos tem sido propostos para representar a curva tensão verdadeira versus deformação logarítmica, desde o início desse século, como as de LUDWICK (1909), PRAGER (1938), RAMBERG-OSGOOD (1943), HOLLOMON (1945), VOCE (1948) e SWIF (1952), na tentativa de melhor descrever o comportamento na deformação a frio dos materiais metálicos. A expressão mais utilizada tem sido a relação de HOLLOMON, também chamada de lei da potência, devido à sua simplicidade. Serão discutidas algumas dessas expressões analíticas com o objetivo de escolher uma que melhor represente o comportamento de metais muito dúcteis no ensaio de tração.

Também serão mencionados nesse capítulo o critério de instabilidade plástica e a correção de BRIDGMAN⁽¹⁹⁾ para o empescoamento: conceitos importantes para o entendimento dos critérios de conformabilidade.

Combinando alguns critérios já existentes com a expressão escolhida para representar o comportamento do metal de elevada ductilidade serão propostos novos critérios, especificamente para a trefilação de fios de ouro.

4.2 - Critério de Instabilidade Plástica

A falha da maior parte dos metais policristalinos dúcteis, quando submetidos à tração uniaxial, ocorre comumente com uma fratura do tipo taça e cone. Essa fratura está associada com uma redução na seção transversal do corpo de prova formando um "pescoço", antes da ruptura total.

É importante o entendimento do critério para o início da formação do pescoço, que ocorre no ponto de instabilidade plástica^(17,18). Esse ponto corresponde à carga máxima, onde o aumento da tensão devido à diminuição da seção transversal do corpo de prova se torna maior que o aumento da resistência mecânica do material devido ao encruamento. Essa condição provoca o aparecimento do pescoço.

Como o volume V permanece constante, sua variação deve ser nula.

$$\delta V = \delta (A \cdot \ell) = A \delta \ell + \ell \delta A = 0$$

$$\frac{\delta \ell}{\ell} = - \frac{\delta A}{A}$$

onde: A = área da seção transversal do corpo de prova.

ℓ = comprimento útil do corpo de prova.

Por outro lado a tensão σ é definida como:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

onde:

F = força

A condição de máxima carga, leva a variação de F ser nula.

$$\delta F = 0 = \delta (A \cdot \sigma) = \sigma \delta A + A \delta \sigma = 0$$

$$\frac{\delta \sigma}{\sigma} = - \frac{\delta A}{A} \quad (4.2)$$

De (4.2) substituída em (4.1) temos:

$$\frac{\delta \sigma}{\sigma} = \frac{\delta l}{l}$$

$$\text{Em termos infinitesimais: } \frac{d \sigma}{\sigma} = \frac{d l}{l}$$

mas por definição $\frac{d l}{l} = d \epsilon$

onde:

ϵ = deformação logarítmica.

Portanto o critério de instabilidade é:

$$\frac{d \sigma}{d \epsilon} = \sigma$$

Isso significa que, em um corpo de prova submetido ao ensaio de tração, o "pescoço" só começará a ser formado quando a inclinação da curva tensão-deformação for igual a tensão verdadeira.

Embora esse critério tenha estabelecido a condição inicial para ocorrer a instabilidade no escoamento, ou seja o início da formação do pescoço, ele não indica o estágio em que ocorre o início e a propagação da fratura. O comportamento de um metal, com relação ao empescoamento, depende das condições de carregamento a que é submetido. Por exemplo, se um metal deformado por tração é submetido simultaneamente a uma alta pressão hidrostática, o seu comportamento é diferente de um ensaio de tração comum, apresentando uma estricção muito maior antes de romper-se.

4.3 - Correção de BRIDGMAN para o Ensaio de Tração

A formação do pescoço num corpo de prova tracionado introduz um estado triplo de tensão nessa região. Pode-se considerar o pescoço como um entalhe suave⁽¹⁸⁾. Um entalhe submetido à tração provoca o aparecimento de tensões radiais (σ_r) e circunferenciais (σ_t), as quais podem ser visualizadas na Figura 4.1. Essas tensões elevam a tensão longitudinal (σ_x) necessária para haver continuidade do escoamento plástico do metal. A tensão verdadeira média no pescoço (carga/secção mínima) é maior que a tensão necessária para provocar o escoamento plástico, se prevalecesse a tração axial simples.

Com o objetivo de corrigir o valor da tensão axial média de modo a compensar a introdução de tensões circunferenciais, BRIDGMAN⁽¹⁹⁾ fez uma análise baseada nas seguintes considerações:

- a) a secção transversal do corpo de prova permanece circular durante o ensaio;
- b) o contorno do pescoço é aproximadamente um arco de círculo;
- c) as deformações são constantes em toda a secção do pescoço;
- d) o critério de escoamento de von Mises é aplicável.

Como resultado dessa análise, a tensão de escoamento uniaxial, que corresponde àquela que deveria existir em tração se o pescoço não introduzisse tensões triaxiais, é dada por:

$$\sigma = \frac{(\sigma_x)_{\text{med.}}}{(1 + 2 R/a) [\ln (1 + 2 a/R)]} \quad (4.4)$$

onde:

$(\sigma_x)_{\text{med}}$ = tensão medida na direção axial (carga/secção transversal mínima)

a = raio da secção mínima

R = raio de curvatura do pescoço

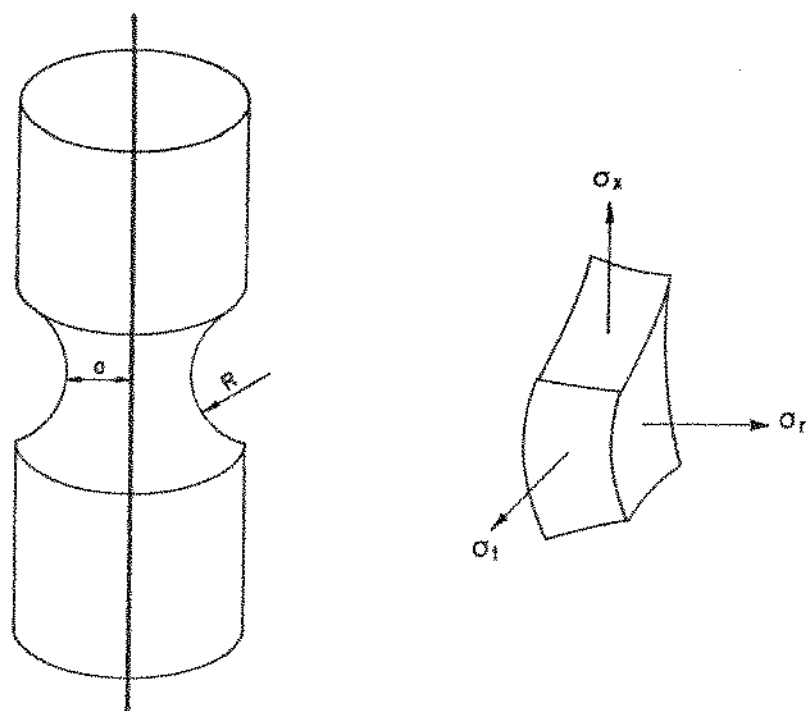


Figura 4.1 - Distribuição de tensões no pescoço do corpo de prova de tração.

Os valores de a/R podem ser obtidos por medidas contínuas desses parâmetros, usando-se análise fotográfica ou projeção de perfis.

A Figura 4.2 apresenta uma comparação esquemática entre as curvas tensão-deformação convencional, verdadeira e verdadeira corrigida por BRIDGMAN.

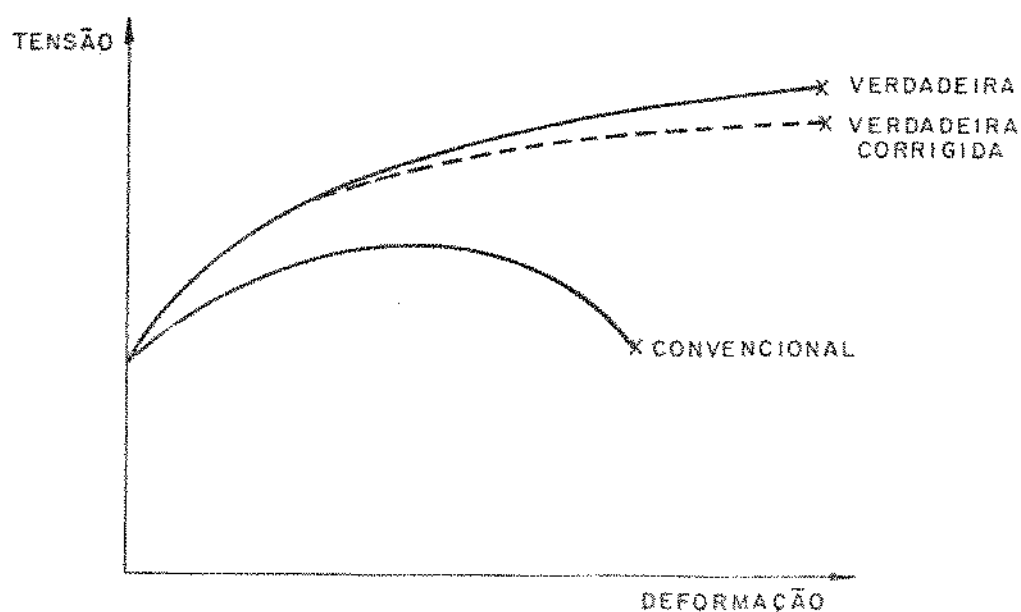


Figura 4.2 - Comparação esquemática entre as curvas tensão-deformação convencional, verdadeira e verdadeira corrigida por BRIDGMAN.

4.4 - Relações Experimentais da Curva Tensão-Deformação

Em problemas de conformação plástica dos metais é necessário utilizar uma das muitas equações experimentais relacionando tensão-deformação para um dado material.

a) Relação de HOLLONON⁽²⁰⁾

Utiliza-se com frequência a lei da potência, ou relação de HOLLONON, por ser de fácil manipulação algébrica, obtida por regressão linear em um diagrama tensão-deformação do tipo bi-logarítmico.

A expressão obtida é:

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (4.5)$$

onde:

K = coeficiente de resistência (valor da tensão para $\epsilon = 1$)

n = expoente de encruamento

Como os materiais metálicos apresentam diferentes comportamentos mecânicos, as relações tensão-deformação de alguns deles se ajustam bem a expressão de HOLLONON, enquanto que de outros se ajustam a outras relações, que não são tão conhecidas, conforme discutido por SLATER⁽²¹⁾.

O desenvolvimento de tantas relações tensão-deformação para descrever o comportamento plástico de um material metálico é justificado pela não existência de um potencial plástico armazenado, do qual uma relação pudesse ser obtida de forma constitutiva.

O conceito de potencial plástico, introduzido na teoria da plasticidade por von MISES⁽³⁹⁾, permite que as equações de escoamento plástico possam ser representadas pela equação:

$$d\epsilon_{ij}^p = \lambda \frac{\partial W}{\partial \sigma_{ij}} \quad (4.6)$$

onde:

W = $W(\sigma_{ij}, \epsilon_{ij})$ e o potencial plástico

σ_{ij} = tensor de tensões

$d\epsilon_{ij}^p$ = incremento de deformação plástica

λ = fator de proporcionalidade positivo e indeterminado.

Se houvesse tal potencial plástico armazenado, a energia de deformação específica definida como

$$W = \sigma_{ij} \cdot \epsilon_{ij} \quad (4.7)$$

produziria a seguinte relação constitutiva:

$$\frac{dW}{d\epsilon_{ij}} = \sigma_{ij} \quad (4.8)$$

Verificando o resultado da combinação das equações 4.5 e 4.7, obtêm-se a seguinte expressão para a energia de deformação específica na condição de tração uniaxial:

$$W = \sigma \cdot \epsilon = K \epsilon^n \cdot \epsilon = K \epsilon^{(n+1)}$$

e aplicando a equação 4.8:

$$\sigma = \frac{dW}{d\epsilon} = \frac{d}{d\epsilon} (K \epsilon^{n+1}) = (n+1) K \epsilon^n, \quad \text{ou seja,}$$

$$\sigma = K \epsilon^n + n K \epsilon^n$$

O primeiro termo da direita é a relação de HOLLOMON e o segundo é um fator de desvio.

Observa-se então que o resultado não coincide com a equação 4.5, portanto a relação de HOLLOMON não é constitutiva. O mesmo procedimento pode ser aplicado nas outras relações existentes: LUTWICK⁽²²⁾, PRAGER⁽²³⁾, SWIFT⁽²⁴⁾, RAMBERG-OSGOOD⁽²⁵⁾ e VOCE⁽²⁶⁾.

O que foi discutido anteriormente sugere que qualquer relação algébrica para a curva tensão-deformação, que satisfaça o critério de ajuste de curvas pelo método do erro mínimo quadrático, e obedeça ao escoamento

plástico do material, pode ser utilizada como aproximação.

A relação de HOLLOMON mostrou-se bastante adequada para materiais que no estado recozido apresentam uma ductilidade moderada, tais como os aços SAE 1020, SAE 1045, SAE 1055 e o latão 70-30. A curva típica dessa relação é apresentada na Figura 4.3.

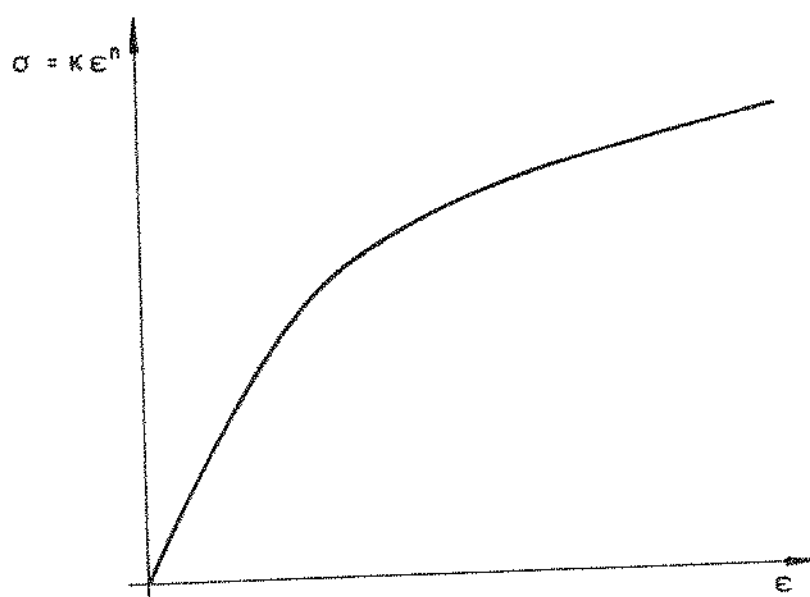


Figura 4.3 - Representação gráfica da relação de HOLLOMON⁽²⁰⁾.

A condição de instabilidade plástica ($d\sigma/d\epsilon = \sigma$) aplicada à relação de HOLLOMON conduz a:

$$\epsilon = n \quad (4.9)$$

b) Relação de LUDWICK⁽²²⁾

A primeira relação experimental da curva tensão-deformação, historicamente proposta, foi a de LUDWICK⁽²²⁾, que representa um material do tipo rígido-elástico com escoamento plástico (Figura 4.4).

A relação é a seguinte:

$$\sigma = \sigma_0 + h \epsilon^m \quad (4.10)$$

onde:

σ_0 = tensão limite de escoamento

h, m = constantes do material

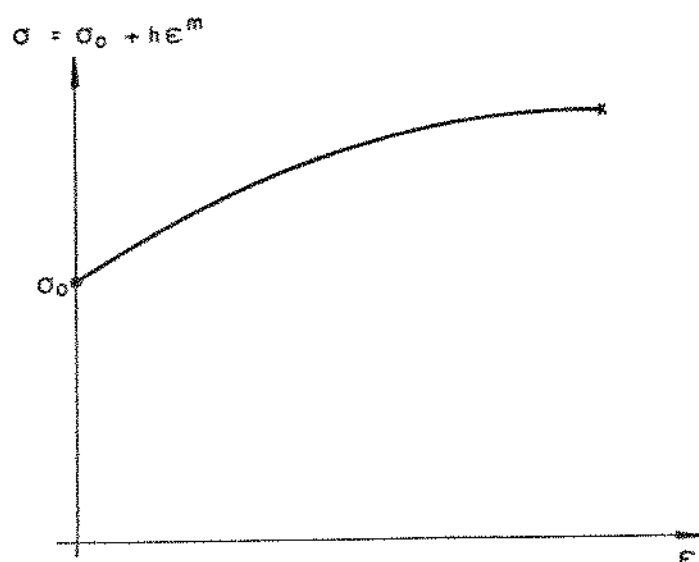


Figura 4.4 - Representação gráfica da expressão de LUDWICK⁽²⁰⁾.

c) Relação de SWIFT⁽²⁴⁾

A relação devido a SWIFT⁽²⁴⁾ corresponde à expressão:

$$\sigma = C (D + \epsilon)^q, \quad \text{para} \quad 0 < q < 1 \quad (4.11)$$

onde C , D e q são constantes do material.

Essa relação, representada pela Figura 4.5, apresenta grande dificuldade de manipulação algébrica e é adequada, de acordo com SWIFT, para materiais que apresentam ductilidade variando de 26 a 45%. Foram efetuados diversos ensaios, sendo que a relação se ajustou para cobre, latão, alumínio e aço de médio carbono.

Uma importante característica dessa expressão é que a instabilidade plástica é definida levando em consideração a deformação plástica permanente ou residual, de modo que:

$$\epsilon = -D \quad (4.12)$$

A constante C pode ser considerada como uma medida da taxa de encruamento, que $\bar{\epsilon}$ é a medida do decréscimo dessa taxa de encruamento e D é a medida do estado inicial de deformação plástica do material. Para a maioria dos metais $0,5 < q < 1$.

Comparando-se as relações de SWIFT com a de HOLLONON observa-se que as expressões (4.5) e (4.11) são idênticas se $D = 0$. Disso conclui que a relação de HOLLONON é adequada para um material sem pré-deformação plástica.

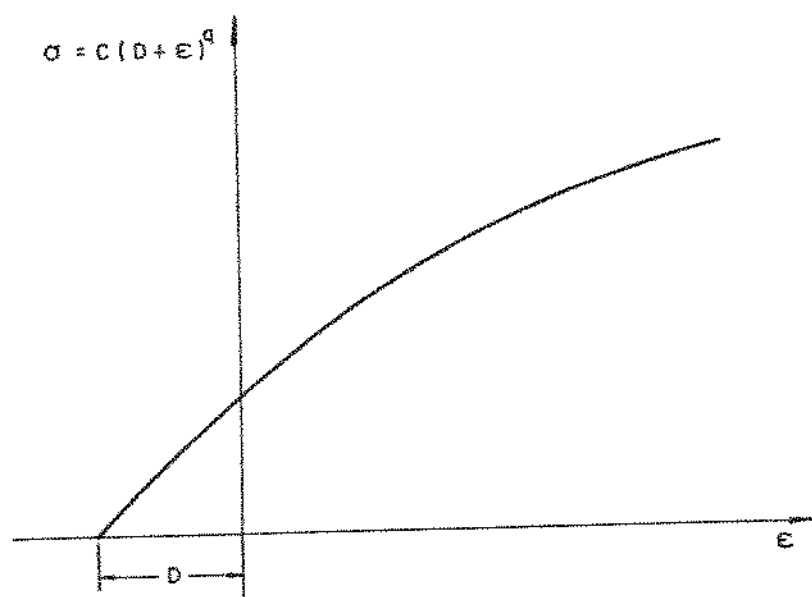


Figura 4.5 - Representação gráfica da relação de SWIFT⁽²⁴⁾.

d) Relação de RAMBERG-OSGOOD⁽²⁵⁾

A relação de RAMBERG-OSGOOD é a seguinte:

$$\epsilon = \left(\frac{\sigma}{E} \right) + K \left(\frac{\sigma}{E} \right)^p \quad (4.13)$$

onde:

K e p são parâmetros do material.

Essa expressão é uma fórmula de dois parâmetros, K e p , determinados experimentalmente, e de acordo com os autores, é adequada para materiais de média ductilidade. A sua proposição foi baseada na relação de LUDWICK (equação 4.10) com a diferença que neste caso o módulo de Young foi incorporado.

e) Relação de VOCE⁽²⁶⁾

Outra relação de interesse é a devida a VOCE, que pode ser escrita de duas formas:

$$\sigma = \sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\varepsilon/K} \quad (4.14)$$

ou

$$\frac{\varepsilon}{K} = \ln \left(\frac{\sigma_{\infty} - \sigma_0}{\sigma_{\infty} - \sigma} \right) \quad (4.15)$$

onde:

K = constante do material

σ_{∞} = tensão final constante, que é obtida a um valor alto e infinito de deformação

σ_0 = tensão de limiar plástico (ligeiramente maior que a tensão limite de proporcionalidade)

e: $\left(\frac{\sigma_{\infty} - \sigma_0}{\sigma_{\infty} - \sigma} \right)$ é chamada taxa de reserva plástica do material

Determina-se σ_0 com a expressão:

$$\sigma_0 = 1,001 \quad \sigma_{lp \text{ verd.}} \quad (4.16)$$

onde:

$\sigma_{lp \text{ verd.}}$ = tensão limite de proporcionalidade verdadeira.

Caso o material não apresente uma curva típica do aço doce recozido (Figura 4.6), ou seja, não apresente limite de escoamento superior e inferior, a alternativa é o uso da definição do limite de escoamento, para uma deformação de 0,2%. Nessa condição a tensão limite de proporcionalidade σ_{lp} é:

$$\sigma_{lp \text{ conv.}} = 0,8 \sigma_{0,2\%} \quad (4.17)$$

A tensão limite de proporcionalidade a ser utilizado deve ser corrigida pela área real, de tal modo que:

$$\sigma_{lp \text{ verd}} = \sigma_{lp \text{ conv}} (1 + \epsilon_{\text{conv}}) \quad (4.18)$$

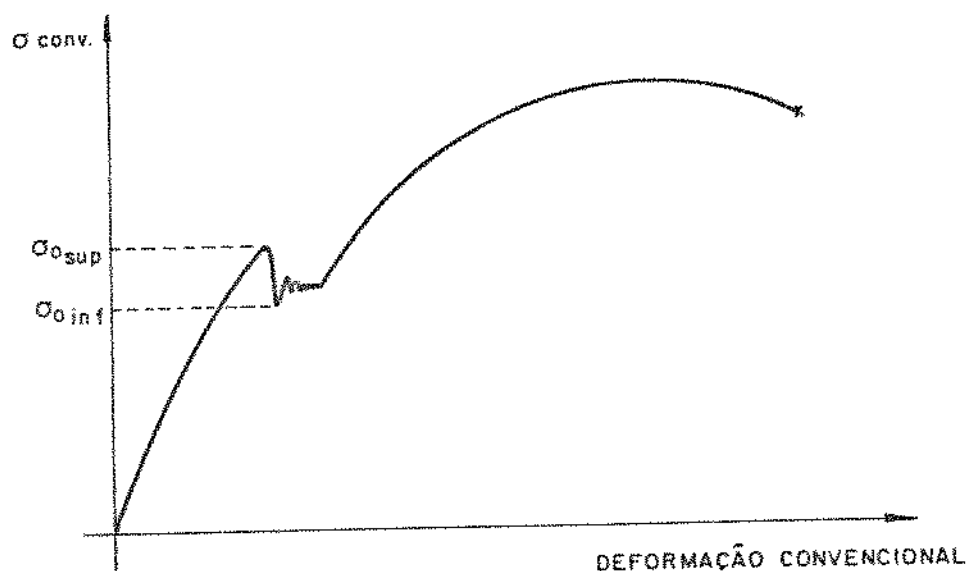


Figura 4.6 - Curva tensão versus deformação convencional.

Fazendo gráfico da expressão (4.15) obtém-se a Figura 4.7, na qual verifica-se que:

$$\text{tg } \alpha = 1/K$$

O mesmo procedimento para obtenção da condição de instabilidade utilizando a relação de HOLLAMON, que forneceu como resultado a equação 4.9, deve ser adotado com a relação de VOCE:

$$\sigma = \sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\epsilon/K} \quad (4.14)$$

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{(\sigma_{\infty} - \sigma_0)}{K} e^{-\epsilon/K}$$

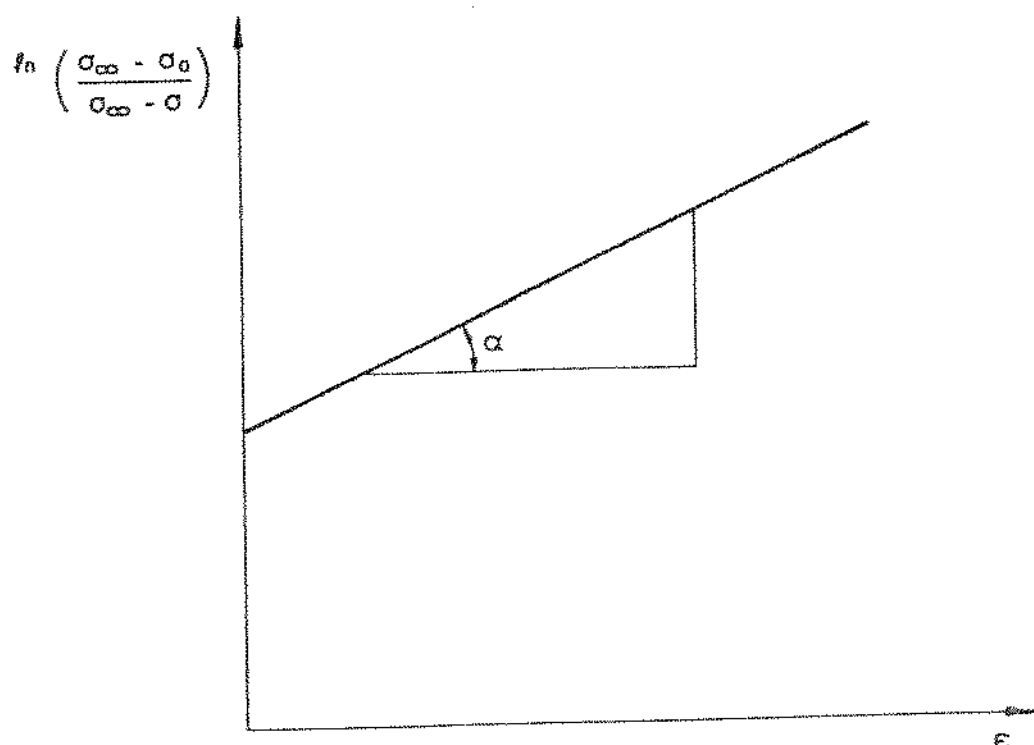


Figura 4.7 - Representação da relação de VOCE na sua forma monologarítmica (equação 4.18).

Trabalhando algebricamente com a equação 4.14 pode-se obter finalmente a expressão para a condição de instabilidade plástica:

$$\epsilon = n' = \ln \left[\frac{(\sigma_{\infty} - \sigma_0) (1 + K)}{K \sigma_{\infty}} \right]^K \quad (4.19)$$

A relação de VOCE é, de acordo com os experimentos do autor, adequada para materiais que apresentam alta ductilidade e encruamento moderadamente elevado, como para os seguintes metais recozidos: cobre comercialmente puro (99,96% Cu), latão 70-30, liga cobre-alumínio, bronze fosforoso e aços de baixo e médio teores de carbono.

KLEEMOLA⁽²⁷⁾, analisando as expressões de LUDWICK, HOLLOMON, SWIFT e VOCE confirmou, por métodos computacionais, o ajustamento das relações mencionadas para os diversos metais, conforme propostos nos trabalhos originais.

4.5 - Critério de Fratura Dúctil Baseados em Modelos Microscópicos

4.5.1 - Critérios de fratura dúctil baseados no crescimento e coalescência de cavidades

a) Critério de McCLINTOCK⁽³⁾

McCLINTOCK formulou um critério que, apesar de ser aproximado, leva em consideração os principais fatores que influem no processo de formação da trinca. Através de comparações entre a fratura de metais e da plasticina com tendo esferas de polietileno, concluiu que quando as inclusões são grandes o suficiente para serem observadas sob a microscopia ótica, a fratura por crescimento de vazios pode ser considerada como um problema da mecânica dos meios contínuos.

O modelo de McCLINTOCK considera a pré-existência de vazios cilíndricos elípticos, cujas formas podem passar de elípticas a circulares dependendo do estado de deformação imposto, como mostra a Figura 4.8. Esses vazios estão envolvidos por um meio rígido-plástico e crescem com a deformação plástica do material, sendo que os seus eixos de simetria, maior e menor, coincidem com as direções das tensões principais. Foi imposto que cada vazio está contido numa célula e que o metal é totalmente composto por células (Figura 4.9.a). A fratura ocorre quando os vazios vizinhos se tocam (Figura 4.9.b).

Devido à existência de soluções para o problema de estabelecer relações entre tensões e deformações para corpos de geometria axissimétrica, tanto no estado plano de tensão como no estado plano de deformação, McCLINTOCK generalizou essas soluções para o caso de geometria elíptica. No início dois vazios cilíndricos existentes em células adjacentes são circulares. Com a imposição de um estado de deformação, os mesmos se transformam geometricamente para a forma elíptica até a sua coalescência. Esse tratamento elíptico é realizado pelas seguintes relações geométricas aplicadas nas soluções circulares:

$$R = (a + b)/2 \quad (4.20)$$

$$m = (a - b)/(a + b) \quad (4.21)$$

onde:

a e b são respectivamente os semieixos maior e menor da elipse

R = raio médio

m = excentricidade da elipse.

McCLINTOCK introduziu o conceito de taxa de dano à fratura F_{zb} , que é definida por:

$$F_{zb} = \frac{b/\ell_b}{b_o/\ell_o} \quad (4.22)$$

onde:

- b = raio médio instantâneo dos vazios cilíndricos paralelos ao eixo a
- ℓ_b = distância instantânea entre os centros de vazios cilíndricos na direção b
- b_o = raio dos vazios iniciais (considerando-se vazios circulares)
- ℓ_o = distância inicial entre os centros de vazios circulares.

Como a fratura ocorre quando os vazios cilíndricos coalescem, então nessa condição:

$$b/\ell_b = 1/2 \text{ e portanto } F_{zb} = \frac{1/2}{(b_o/\ell_o)}$$

McCLINTOCK considerou seis modos de fratura possíveis que são vistos na Figura 4.8, representados pelas arestas do hexágono, sendo dois modos em cada uma dos três planos perpendiculares. A partir dessa análise desenvolveu uma expressão para a deformação à fratura, baseada no menor valor para provocar a fratura ($\bar{\epsilon}_f$), dos seis modos de fratura possíveis. A expressão encontrada foi:

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{(1 - n) \ln (\ell_o/2b_o)}{\text{sen } h \left| (1 - n) (\sigma_b + \sigma_a) / 2 \bar{\sigma} / \sqrt{3} \right|} \quad (4.23)$$

que é válida para materiais de von MISES e TRESCA cujas curvas tensão-deformação verdadeiras obedecem à expressão de HOLLOMON⁽²⁰⁾ e onde:

n, K = constantes da expressão de HOLLOMON

$\bar{\sigma}$ = tensão equivalente

σ_a e σ_b são as tensões atuando nas direções perpendicular e paralela à linha ligando dois vazios cilíndricos, respectivamente como mostra a Figura 4.9.a.

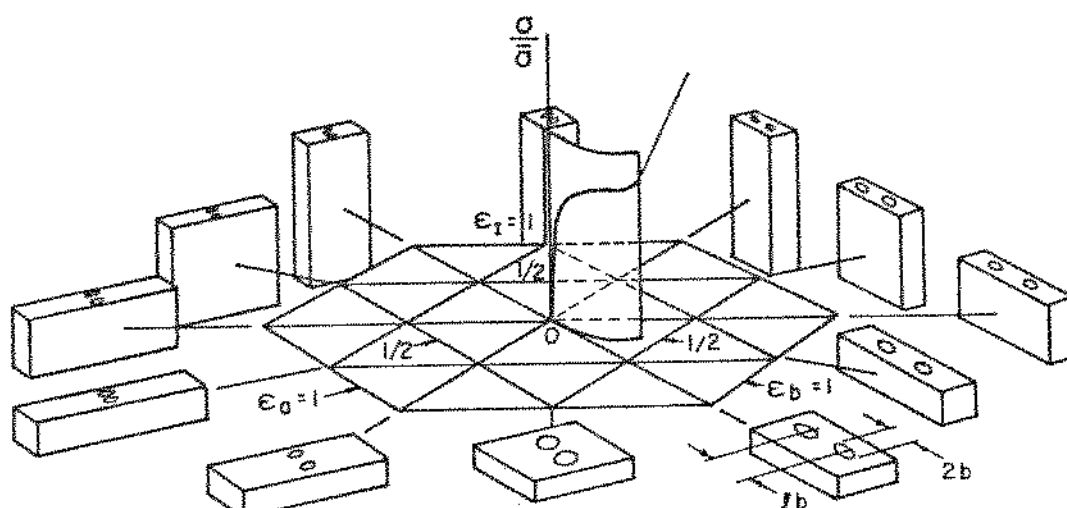
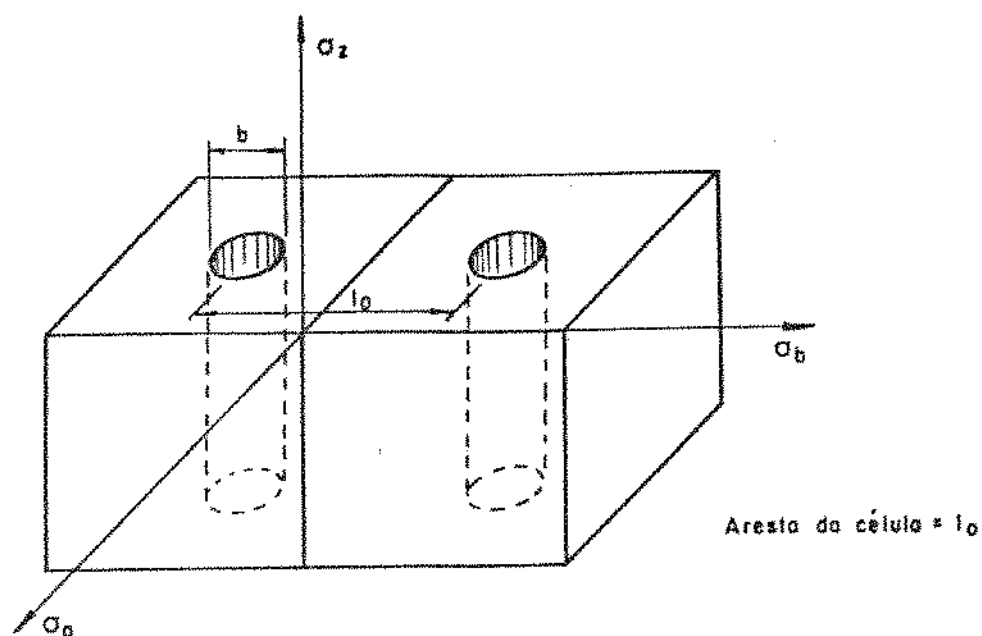


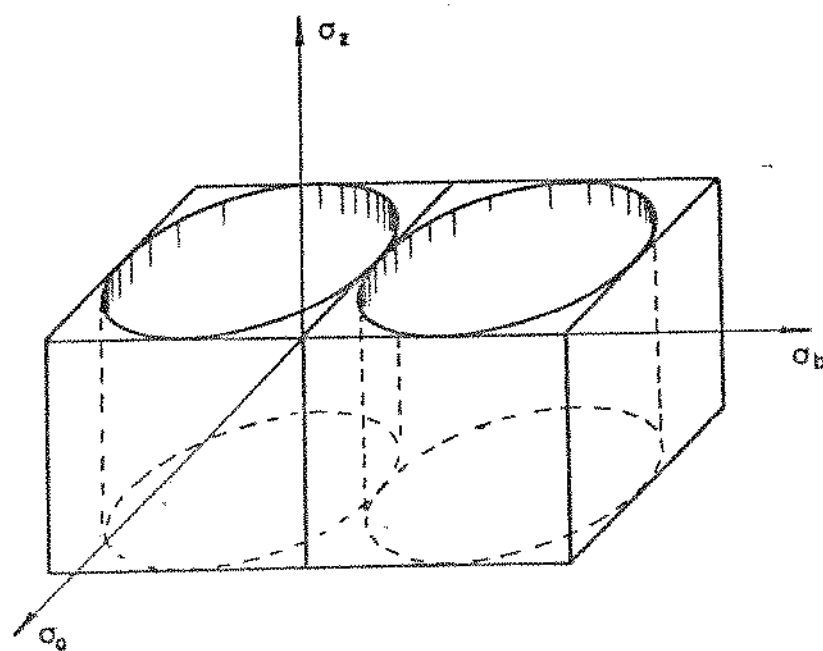
Figura 4.8 - Estados de deformações possíveis de um cubo contendo dois vazios coalescendo na direção b ⁽³⁾.

A deformação de ruptura dúctil (equação 4.23) do critério de McCLINTOCK considera na análise: o encruamento (que é representado pelo expoente de encruamento n), a anisotropia do material (que é a medida da deformação de ruptura em direções diferentes) e a triaxialidade de tensão (representado pelo estado hidrostático que na expressão 4.23 é o termo $(\sigma_a + \sigma_b) / 2$). Porém esse critério possui algumas limitações:

- a) é válido para estado de tensão num material onde exista pelo menos um componente de tensão principal do tipo tração;
- b) se apoia numa análise de deformação generalizada (como apresentada na Figura 4.8) de um vazio num meio infinito e é válido para baixas frações de vazios, fato comprovado experimentalmente ⁽²⁸⁾, como mostra a Figura 4.10;
- c) considera somente o caso em que os vazios se formam pela completa separação da interface matriz-partícula, o que foi contestado através de trabalhos experimentais de PALMER e colaboradores ⁽²⁹⁾.



SITUAÇÃO a (INÍCIO)



SITUAÇÃO b (COALESCÊNCIA)

Figura 4.9 - Representação esquemática do modelo de McCLINTOCK⁽³⁾.

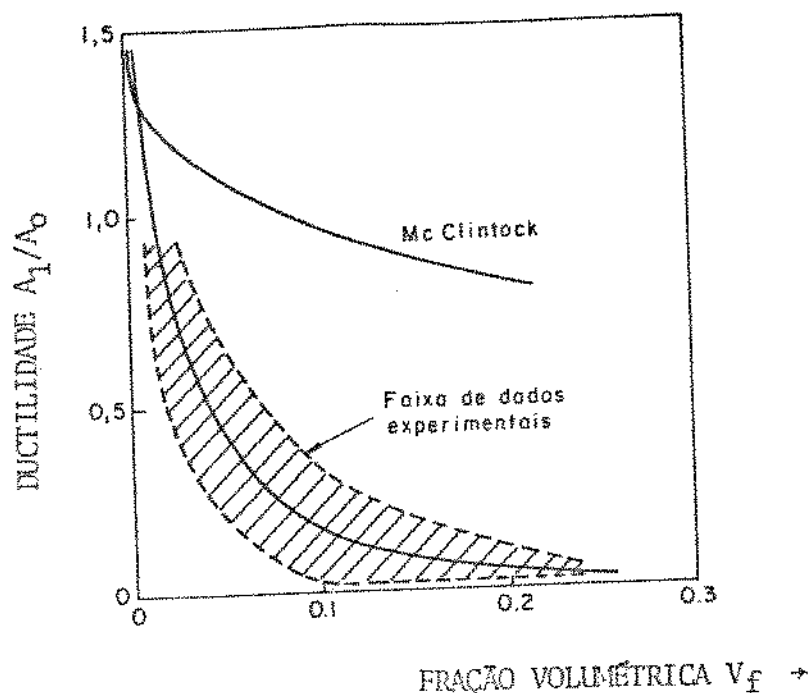


Figura 4.10 - Comparação do critério de McCLINTOCK com resultados experimentais⁽²⁸⁾.

Apesar de todas as objeções, o critério de McCLINTOCK é adequado para a seguinte situação: altas deformações plásticas, fracas forças coersivas entre matriz e partícula e pequena fração de vazios.

A aplicação do critério de McCLINTOCK à trefilação pode ser feita quando o fio quebrar fora da matriz, pois o estado de tensão nessa condição é semelhante àquele existente no ensaio de tração. No caso do fio quebrar dentro da matriz, o critério não pode ser aplicado, pois as tensões predominantes são de compressão e a tendência, nesse caso, seria a do fechamento dos vazios

b) Critério de THOMASON⁽⁴⁾

THOMASON desenvolveu também um critério de fratura dúctil pelo crescimento e coalescência de vazios internos. A análise é feita para um elemento na condição de deformação plana em uma matriz dúctil contendo cavidades uniformemente distribuídas. O elemento é submetido a tensões axial (σ_z) e transversal (σ_x) que podem ser tanto de tração como de compressão. A deformação plástica ocorre sob a ação de uma pressão hidrostática p .

A Figura 4.11 apresenta o modelo de THOMASON, que é constituído por um elemento de secção retangular contendo cavidades também de secção retangular, com a altura igual a $2a$ e a largura W , e distanciadas uma da outra de $2b$.

Quando o ponto de instabilidade plástica é alcançado existem duas possibilidades. Se a força necessária para o escoamento uniforme (L_u) for menor que a força necessária para que ocorra o empescoamento interno entre duas cavidades (L_n), então o escoamento uniforme continua. Entretanto se ocorrer o contrário ($L_n < L_u$), os vazios adjacentes coalescerão.

$$\text{Sendo } L_u = \sigma_x \delta_x$$

$$\text{e } L_n = \sigma_n (\delta_x - n W) + p \delta_x$$

onde:

σ_x = tensão transversal

σ_n = tensão axial

W = largura da cavidade

p = pressão hidrostática.

δ_x = largura do corpo considerado

Segundo esse modelo, a fratura vai ocorrer quando:

$$\sigma_n (1 - \sqrt{V_f}) + p < \sigma_x + 2k \quad (4.22)$$

onde:

V_f é a fração volumétrica de cavidades na matriz, dada por

$$V_f = \left(\frac{n W}{\delta_x} \right)^2$$

k = tensão de escoamento no cisalhamento.

n = número de cavidades

Observa-se na Figura 4.12⁽²⁾, a qual apresenta uma comparação entre o modelo de THOMASON e resultados experimentais, que esse modelo se aplica melhor ao cobre do que ao aço, e mesmo assim, para baixas frações volumétricas de cavidades.

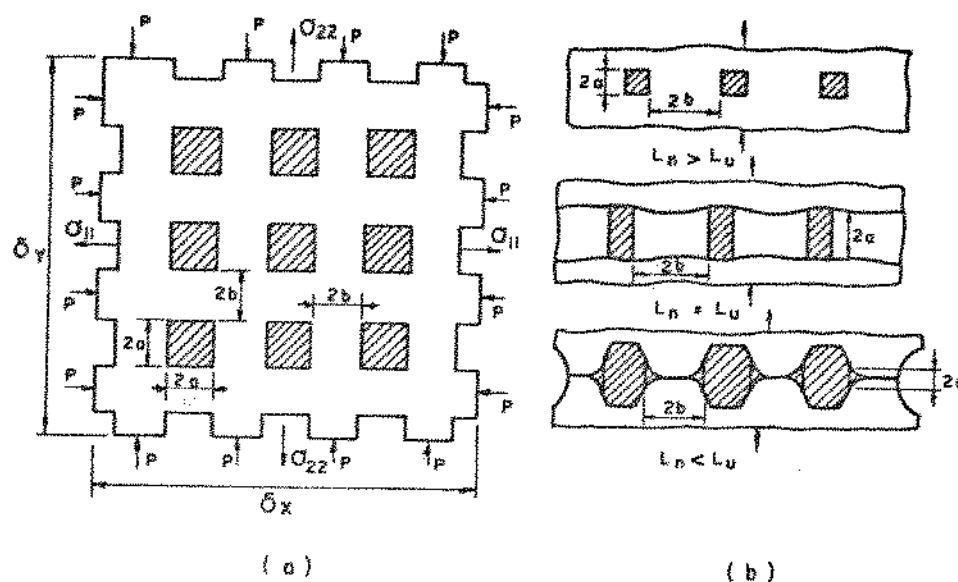


Figura 4.11 - Representação esquemática do modelo de THOMASON⁽⁴⁾.

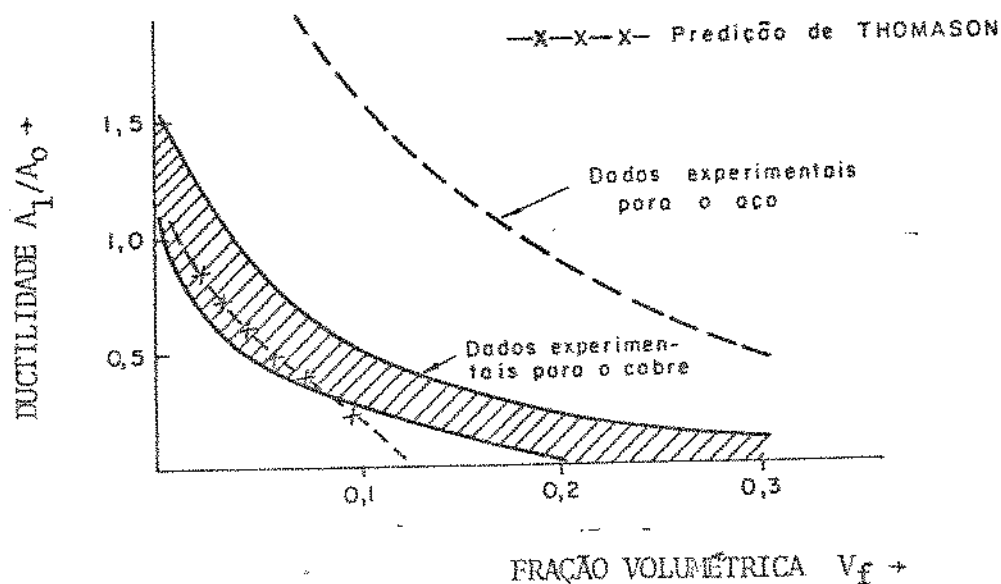


Figura 4.12 - Comparação entre a predição de THOMASON e resultados experimentais⁽²⁾.

O modelo de THOMASON não teve muitas aplicações devido a algumas deficiências apresentadas, podendo-se citar: o formato das cavidades que é muito diferente da realidade, e a validade somente para materiais rígido-plásticos não encruáveis.

4.5.2 - Critério de fratura dúctil por crescimento de cavidades em torno de inclusões ou partículas de segunda fase

No caso da presença de inclusões no material plastificado dentro da matriz de trefilação, a análise do crescimento de cavidades como formulada por McCLINTOCK⁽³⁾ não se apresenta adequada devido a predominância de esforços de compressão. Então é necessário empreender uma outra modelagem para a construção de um critério de fratura dúctil válido para essa situação, ou seja, com ruptura na trefilação devido a presença de inclusões dentro da região de deformação.

Entre os modelos propostos na literatura, como discutido por WILSDORF⁽³⁰⁾, os mais apropriados são os propostos por ARGON e colaboradores⁽⁵⁾ por analisarem a forma geométrica das partículas, a dimensão das partículas, além da existência de inclusões isoladas ou não. No caso de inclusões não isoladas, ARGON propõe um modelo de interação probabilística onde a opção do modelo é dada por critério de fração volumétrica.

Do ponto de vista de modelagem física, os modelos apresentados são os seguintes: modelo da tensão crítica e baseado em deformação contínua; modelos baseados na teoria das discordâncias e para pequenas ou grandes inclusões cilíndricas ou esféricas; e modelo das inclusões que interagem.

a) Modelo da tensão crítica e baseado na deformação contínua

Nesse caso é necessário estabelecer limites de continuidade. Segundo TETELMAN⁽³¹⁾, o diagrama mostrado na Figura 4.13 ilustra os campos onde se não estabelecido se um ou outro critério de fratura terão validade.

Para inclusões com dimensão característica muito maior que o vetor de Burgers e também maior que o tamanho de grão, o modelo da deformação contínua se aplica. Quando se fala em modelo da deformação contínua significa que a aplicação das teorias da elasticidade e plasticidade são válidas.

ARGON⁽⁵⁾ modelou essa condição como sendo a determinação da tensão interfacial em torno de inclusão elástica inserida num material metálico incompressível ($\nu = 0,5$) e plastificado. As soluções para esta situação apresentadas a seguir são as obtidas por SAVIN⁽³²⁾ para o modelo da Figura 4.14, da teoria da elasticidade, que levado ao limite pode ser aplicado um critério de escoamento plástico:

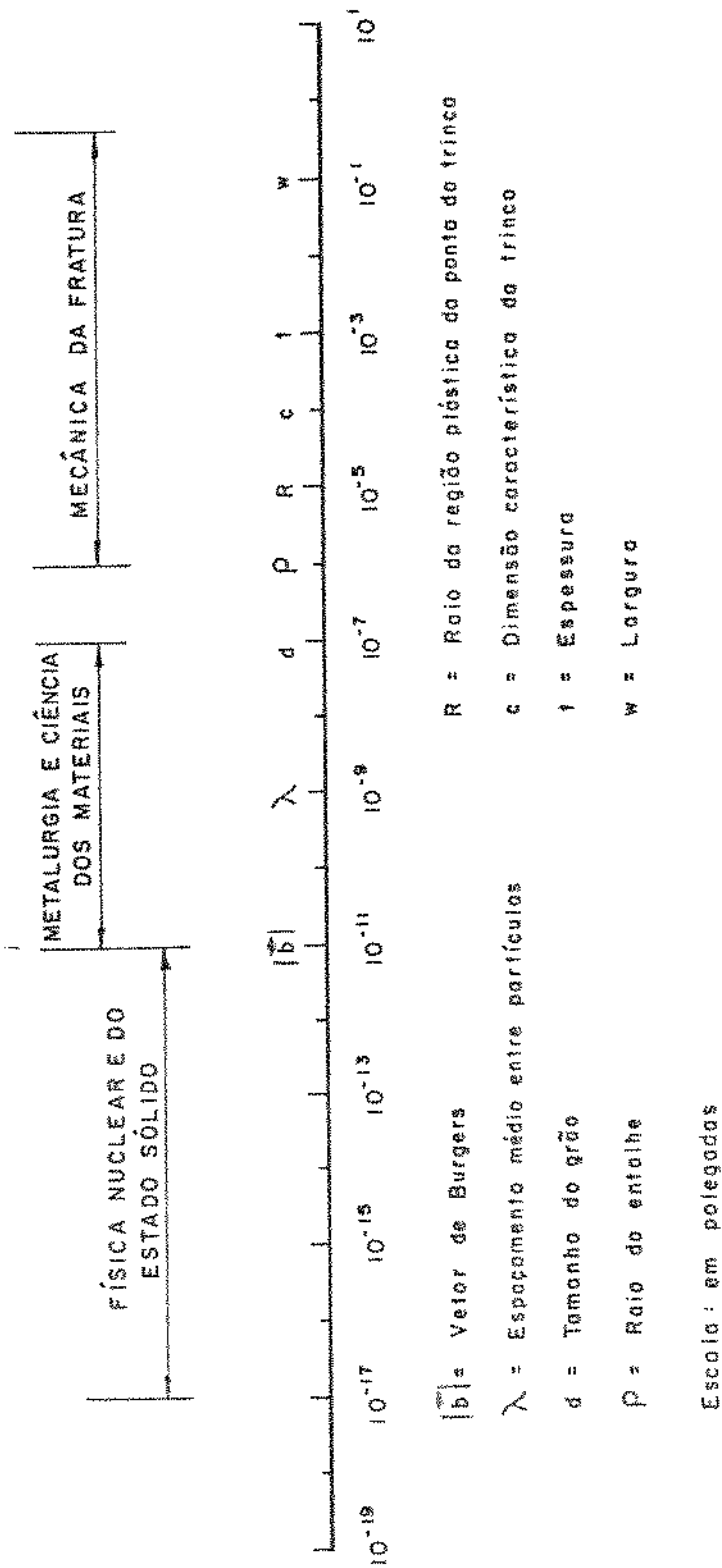


Figura 4.13 - Dimensões típicas de interesse para a engenharia estrutural (adaptado de TELFERMAN⁽³¹⁾).

$$\sigma_{rr} = p \left[4 \left(\frac{\rho}{r} \right)^2 - 3 \left(\frac{\rho}{r} \right)^4 + 1 \right] \cos 2 \theta \quad (4.25)$$

$$\sigma_{\theta\theta} = p \left[3 \left(\frac{\rho}{r} \right)^2 - 1 \right] \cos 2 \theta \quad (4.26)$$

$$\sigma_{zz} = p \left[2 \left(\frac{\rho}{r} \right)^2 \right] \cos 2 \theta \quad (4.27)$$

$$\sigma_{r\theta} = p \left[2 \left(\frac{\rho}{r} \right)^2 - 3 \left(\frac{\rho}{r} \right)^4 - 1 \right] \sin 2 \theta \quad (4.28)$$

onde:

p = tensão de cisalhamento na interface inclusão-matriz

ρ = raio da partícula

z, r, θ = coordenadas cilíndricas

Na interface $\rho = r$, então:

$$\sigma_{rr} = 2p \cos 2 \theta \quad (4.25.a)$$

$$\sigma_{\theta\theta} = 2p \cos 2 \theta \quad (4.26.a)$$

$$\sigma_{zz} = 2p \cos 2 \theta \quad (4.27.a)$$

$$\sigma_{r\theta} = 2p \sin 2 \theta \quad (4.28.a)$$

e para $\theta = 0$

$$\sigma_{r\theta} = 0$$

Portanto σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, e σ_{zz} são as tensões principais.

No campo de deformação distante da inclusão não existe apenas cisalhamento, porém um componente negativo de pressão atuando (σ_T). Segundo a hipótese de RHEE e McCLINTOCK ⁽⁴⁰⁾ os limites para as tensões interfaciais são:

$$\frac{3}{2} k < \sigma_{rr} - \sigma_T < 2 k \quad (4.29)$$

onde:

k = tensão de escoamento no cisalhamento

σ_T = componente negativa de pressão, ou pressão hidrostática

A componente σ_T é dada pela expressão

$$\sigma_T = (\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta} + \sigma_{zz})/3 \quad (4.30)$$

O valor médio dos limites da equação 4.29 é de 1,75 k , que é próximo à tensão de escoamento na tração, portanto, pode-se considerar a tensão de tração interfacial total como sendo:

$$\sigma_{rr} = Y(\bar{\epsilon}^p) + \sigma_T \quad (4.31)$$

onde:

$Y(\bar{\epsilon}^p)$ = tensão de escoamento na tração

A equação anterior é válida para inclusões isoladas e não depende do tamanho da partícula.

Conforme pode ser observado na Figura 2.3 tem-se na trefilação o seguinte estado de tensões:

$$\sigma_1 = \sigma_{zz}$$

$$\sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_T$$

Para o valor máximo de tensão ($\theta = 0$), da equação 4.27.a temos:

$$\sigma_{zz} = 2p$$

Portanto o componente negativo de pressão para o caso da trefilação é dado por:

$$\sigma_T = 2p = \sigma_{zz} \quad (4.31.a)$$

onde σ_{zz} é calculado por AVITZUR

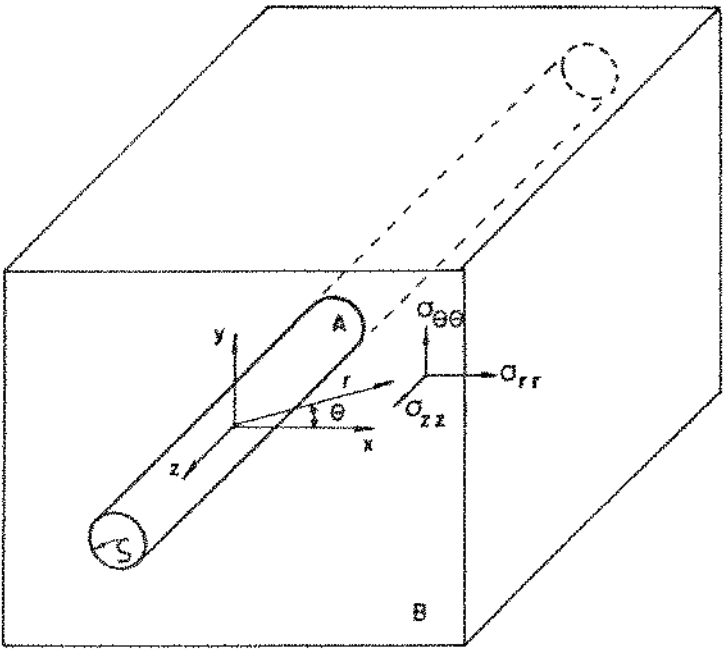


Figura 4.14 - Modelo físico da inclusão cilíndrica A inserida numa matriz plástica B.

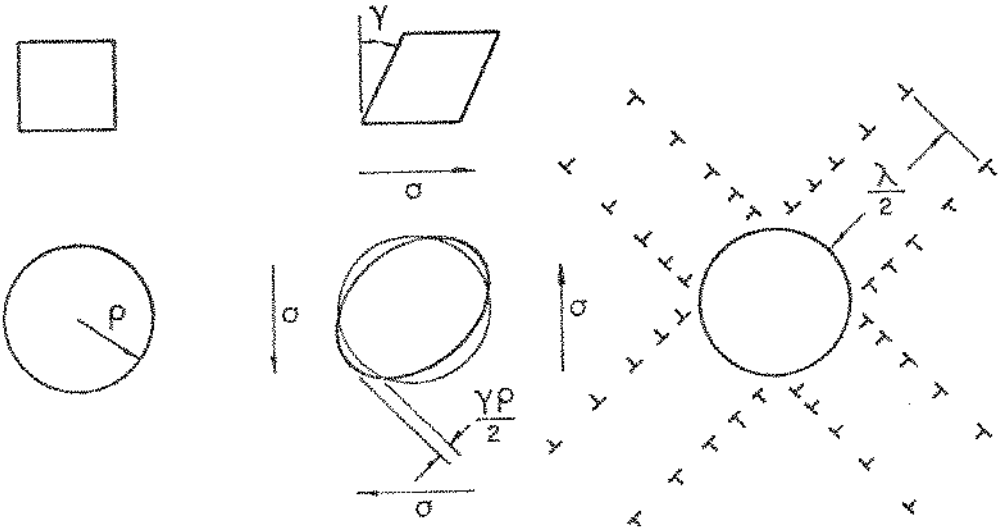


Figura 4.15 - Modelo de ASHBY⁽⁵⁾ para produção de uma zona plástica secundária.

Para essa solução de modelo elástico TANAKA⁽³⁴⁾ mostrou que um critério energético é sempre satisfeito para inclusões com $\rho > 250 \text{ \AA}$ e o modelo de inclusão é cilíndrico.

b) Modelos baseados na teoria das discordâncias.

b.1 - Inclusão esférica pequena isolada

A solução para inclusões pequenas, com $\rho < 100 \text{ \AA}$, idealizada para o caso de uma inclusão cilíndrica como mostrada na Figura 4.16, é dada pela solução da equação diferencial de equilíbrio:

$$\frac{d\sigma}{dx} - \frac{2 \sqrt{2} k_s}{\rho} = 0 \quad (4.33)$$

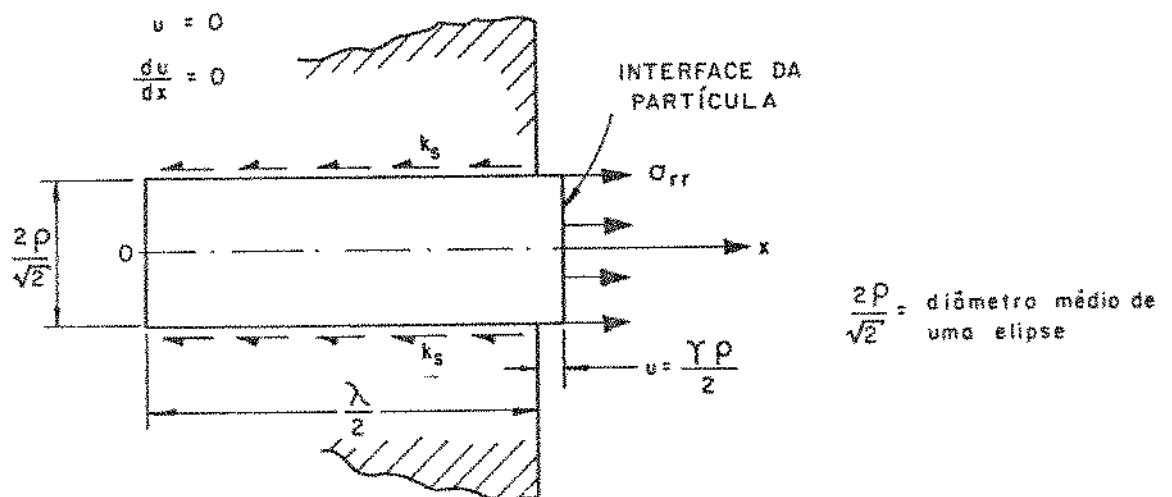


Figura 4.16 - Modelo da inclusão cilíndrica isolada, segundo ARGON⁽⁵⁾.

Onde a tensão σ é a da discordância⁽³⁵⁾:

$$\sigma = E \frac{du}{dx} \quad (4.34)$$

Os parâmetros das equações (4.33) e (4.34) são:

- ρ = raio da inclusão
 k_s = tensão de cisalhamento na interface inclusão-matriz
 u = deslocamento ao longo do eixo x
 x = coordenada de eixo
 E = módulo de Young da matriz.

Para as condições de contorno da Figura 4.16

$$x = 0 \quad \text{e} \quad u = \frac{du}{dx} = 0 ,$$

que após a integração fornece a seguinte solução da equação 4.33:

$$\sigma = \frac{2 \sqrt{2} k_s}{\rho} x \quad (4.35)$$

Na condição de incompatibilidade de deslocamento na interface, onde $x = \frac{\lambda}{2}$, tem-se que $u = \frac{\gamma \rho}{2}$.

Igualando em 4.35, fornece a condição:

$$\frac{\lambda}{2} = \left(\frac{\rho^2 \gamma E}{2 \sqrt{2} k_s} \right)^{1/2} \quad (4.36)$$

Trabalhando matematicamente com as fórmulas obtém-se o seguinte resultado:

$$\sigma_{rr} = k_o \left(1 + \sqrt{\frac{6\sqrt{6}}{m} x \frac{\gamma}{\gamma_o}} \right) \quad (4.37)$$

onde:

- m = fator de Taylor, em geral $m = 3,1$
 γ = deformação de cisalhamento
 γ_o = deformação cisalhante no início do escoamento.
 k_o = tensão cisalhante no início do escoamento.

Nesse modelo a cavidade abre apenas quando

$$\rho/b = 1,5$$

onde b = módulo de vetor de Burgers.

Essa tensão σ_{rr} é independente do tamanho da inclusão, mas aumenta rapidamente com o aumento da deformação plástica.

Na equação 4.37 o primeiro termo representa o campo distante, ou seja a deformação que existiria se não houvesse a inclusão e o segundo termo é a deformação devido à inclusão.

Apesar de termos considerado as inclusões como pequenas e esféricas, nesse modelo baseado na teoria das discordâncias, é irrelevante o fato da solução ter sido obtida para o modelo cilíndrico da Figura 4.16, porque as dimensões características são transformadas num raio equivalente esférico pela técnica da igualdade de volume dada por:

$$V_{\text{cilindro}} = V_{\text{esfera}} \Rightarrow \pi \left(\frac{\rho}{\sqrt{2}} \right) \frac{\lambda}{2} = \pi \frac{4}{3} (\rho_{\text{eq}})^3$$

$$\rho_{\text{eq}} = \left(\frac{3}{4} \rho^2 \lambda \right)^{1/3} \quad (4.38)$$

onde λ = altura do cilindro.
 ρ = diâmetro do cilindro.

b.2) Inclusão esférica grande isolada

Para inclusões grandes, com $\rho \gg 100 \text{ \AA}$ idealizada para um caso cilíndrico, como o da Figura 4.15, deve ser levada em conta não mais a discordância elástica da equação 4.34, mas sim a relação tensão-deformação experimental, que no caso será a de HOLLOMON⁽²⁰⁾ por ser de fácil manipulação algébrica e pelo fato de seus coeficientes poderem ser obtidos de outras relações experimentais por transformação de equivalência.

A inclusão grande não será perturbada pela presença de uma única discordância na sua fronteira, mas sim por várias que formarão um campo de discordâncias. Mas um campo de discordâncias produz uma região plastificada na

matriz que envolve a inclusão. Nessa condição, a substituição da relação de HOLLLOMON na solução para uma pequena inclusão (equação 4.37) fornece o seguinte resultado:

$$\sigma_{rr} = k_o \left[\left(\frac{\gamma}{\gamma_o} \right)^{1/n} + \sqrt{3} \frac{\sqrt{6} (n+1)}{m} \frac{\gamma}{\gamma_o} \right]^{1/(n+1)} \quad (4.39)$$

onde n = coeficiente de encruamento da relação de HOLLLOMON, ou um valor aparente se o material obedecer uma outra relação experimental.

No caso de uma inclusão grande esférica, a obtenção da solução será discutida a seguir.

Parte-se da equação diferencial de equilíbrio para pequenas inclusões (equação 4.33), que integrada sem imposição de condições de fronteiras dá:

$$\sigma(x) = \frac{2 \sqrt{2} k_s x + C}{\rho} \quad (4.40)$$

a qual substituída na relação de HOLLLOMON, fornece:

$$\epsilon = \epsilon_o \left(\frac{2 \sqrt{2} k_s x}{V_o \rho} + \frac{C}{\sigma_o} \right)^n \quad (4.41)$$

Lembrando que a definição de deformação é:

$$\epsilon = \frac{du}{dx}$$

e integrando a equação 4.41, obtém-se para o deslocamento a seguinte expressão

$$u(x) = \frac{\epsilon_o \sigma_o \rho}{2 \sqrt{2} k_s (n+1)} \left(\frac{2 \sqrt{2} k_s x}{\sigma_o \rho} + \frac{C}{\sigma_o} \right)^{n+1} + D \quad (4.42)$$

quando $x = 0$ e $u = 0$, se estabelece uma relação entre as constantes C e D , da qual é possível eliminar da solução a constante D .

Impondo a condição de que:

$$u = \frac{\gamma \rho}{2} \quad \text{quando} \quad x = \frac{\lambda}{2} \quad \text{e substituindo na equação 4.42}$$

tem-se:

$$\frac{\gamma \rho}{2} = \frac{\epsilon_0 \sigma_0 \rho}{2 \sqrt{2} k_s (n+1)} \left[\left(\frac{\sqrt{2} k_s}{\sigma_0 \rho} + \frac{C}{\sigma_0} \right)^{n+1} - \left(\frac{C}{\sigma_0} \right)^{n+1} \right] \quad (4.43)$$

onde é evidente que fazendo $C = 0$, o termo da esquerda fica igual ao termo da direita algebricamente, quando se considera a concepção de zona plástica secundária estendida, ou seja

$$\frac{\lambda}{2} = \frac{\rho}{2 \sqrt{2}} m \left(\frac{\sqrt{6} (n+1)}{m} \frac{\gamma}{\gamma_0} \right)^{1/(n+1)}$$

onde $m = 3,1$ (coeficiente de Taylor).

A condição de von Mises da plasticidade fornece

$$\epsilon_0 = \frac{\gamma_0}{\sqrt{3}}$$

$$\text{Portanto} \quad \epsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad \Rightarrow \quad \frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\gamma}{\gamma_0}$$

A solução final fica:

$$\sigma_{rr} = k_0 \left[\left(\frac{\gamma}{\gamma_0} \right)^{1/n} + 3 \left(\frac{\sqrt{6} (n+1)}{m} \frac{\gamma}{\gamma_0} \right)^{1/(n+1)} \right]$$

que é idêntica à equação 4.39.

b.3) Interação entre inclusões

O tratamento do problema de interação entre inclusões, representado na Figura 4.17, exige uma análise probabilística onde o modelo nesse caso é a distribuição de Poisson⁽³⁶⁾:

$$P(n,\alpha) = \frac{1}{n!} \left(\frac{A}{\alpha} \right)^n \exp \left(-\frac{A}{\alpha} \right) \tag{4.44}$$

Esse modelo representa a situação onde todas as partículas são de tamanho constante e são distribuídas aleatoriamente no espaço ou numa secção plana. Se a área ocupada por cada partícula for α , então a probabilidade de se achar n partículas numa área de tamanho A é dada pela distribuição de Poisson, equação 4.44.

A fração de volume para a área A contendo n partículas é:

$$c = \frac{n \pi \rho^2}{A} \tag{4.45}$$

A condição em que se emprega as fórmulas de interação de partículas é:

$$\frac{\lambda}{\rho} = \sqrt{\frac{2\pi}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}} \tag{4.46}$$

A solução para uma certa fração de volume é dada por:

$$\sigma_{rr} = k_0 \left[\frac{\sqrt{3} (\gamma/\gamma_0)^{1/n}}{\sqrt{\frac{2}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}}} - \frac{\sqrt{6}}{n} \sqrt{\frac{2\pi}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}} + \left(\frac{\gamma}{\gamma_0} \right)^{1/n} \right] \tag{4.47}$$

O uso dessa equação é dependente de considerações alternativas tais como: se existe um número grande de pequenas partículas distribuídas aleatoriamente, deve-se fazer correção por Poisson; porém se houver um pequeno número de partículas de tamanho médio, calcula-se em primeiro lugar a fração de volume

pela equação 4.45 e substitui-se esse valor na equação 4.47.

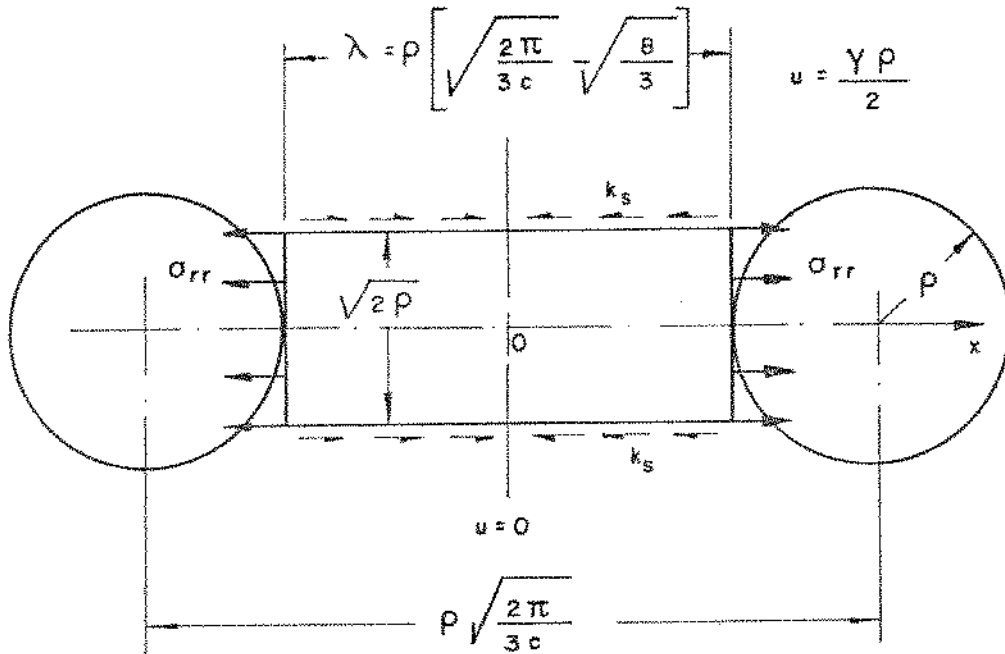


Figura 4.17 - Modelo de ARGON para interação entre duas inclusões.

4.6 - Critérios de Fratura Dúctil Baseados em Modelos Macroscópicos

4.6.1 - Critério de COCKCROFT-LATHAN⁽⁶⁾

O critério de COCKCROFT-LATHAN⁽⁶⁾, desenvolvido em 1968, apresenta uma concordância razoável com as observações experimentais quando aplicado aos ensaios de tração, torção e a alguns processos de conformação, como por exemplo laminação e extrusão.

Segundo esses autores a conformabilidade é definida como sendo a máxima deformação que pode ser imposta num metal sem que surjam trincas. Essa definição não é precisa quantitativamente.

Uma outra definição é a sugerida por SIEBEL em 1933, segundo a qual a conformabilidade poderia ser definida segundo um critério de fratura, de modo que num processo de conformação plástica uma trinca é induzida pela associação de deformação plástica com uma tensão de tração.

Para efeito de cálculo é necessário introduzir o conceito de trabalho plástico, usando o exemplo de um ensaio de tração onde:

$$W = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma \, d\epsilon \quad (4.48)$$

onde:

W = trabalho plástico
 $\bar{\epsilon}_f$ = deformação de ruptura
 σ = tensão verdadeira

Quando surgir uma trinca, ou a fratura completa, essa definição de trabalho atinge um valor crítico e máximo, que será estabelecido por um critério de fratura. Nessa definição de trabalho, a tensão mencionada é a de tração, compensada no empescoamento por uma tensão transversal segundo a fórmula de BRIDGMANN⁽¹⁹⁾. Portanto a expressão 4.48 é constitutiva.

Por conveniência, um critério de fratura mais razoável para um processo de conformação plástica, deve levar em consideração a fratura dúctil que é induzida pela magnitude da mais alta tensão de tração operante. Essa tensão é normal à superfície da trinca. Aqui neste trabalho, essa tensão será denominada tensão secundária de tração e será simbolizada por σ^* .

Segundo o critério estabelecido por COCKCROFT-LATHAN, para uma dada temperatura e taxa de deformação, a fratura ocorre quando:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} \left(\frac{\bar{\sigma}^*}{\bar{\sigma}} \right) d\bar{\epsilon} = C \quad (4.49)$$

onde:

C = constante
 $\bar{\sigma}$ = tensão equivalente

σ^* = tensão secundária de tração

$\frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}}$ = fator adimensional de concentração de tensão, que representa o efeito da tensão σ^*

A expressão (4.49) pode ser simplificada para:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = C \quad (4.49.a)$$

A constante C pode ser considerada como uma "propriedade" do processo de conformação. Metais encruados e com muitos "centros de fratura" possuem menores valores de C e, portanto, fraturam mais rapidamente; os centros de fratura são locais favoráveis ao aparecimento de trincas (poros, inclusões, cavidades internas de fundição, contornos de grãos).

Observa-se que a constante C apresenta uma similaridade com o conceito de energia por unidade de volume.

Da teoria da análise dimensional temos:

$$[C] = [F] [A]^{-2} [L] [L]^{-1}$$

No sistema internacional de unidades:

$$[C] = (N.m^{-2}) (m) (m)^{-1} = J/m^3$$

Mas a expressão 4.49.a não é constitutiva, por não existir nenhum teorema que garanta a relação entre σ^* e $\bar{\epsilon}$, como ocorre na expressão para o ensaio de tração (4.48).

Se houver apenas tensões de compressão operando $\sigma^* = 0$ e, portanto não ocorre a fratura.

Fazendo uma interpretação simplificada desse critério, pode-se dizer que a fratura dúctil ocorre como resultado de uma acumulação de deformação plástica na presença de tensão de tração.

Para a aplicação desse critério para o ensaio de tração, a parte

esquerda da equação 4.49.a pode ser transformada na integral que fornece a área da curva tensão versus deformação verdadeira, portanto, a equação 4.49.a fica idêntica à 4.48.

Para a aplicação do critério de COCKCROFT-LATHAN ao processo de trefilção de fios, dois casos devem ser considerados:

1) Fratura ocorrendo fora da fieira

Nesse caso o procedimento adotado deve ser idêntico ao ensaio de tração pura, pois o estado de tensão da região de ruptura é idêntico ao ensaio de tração. (Figura 4.18).

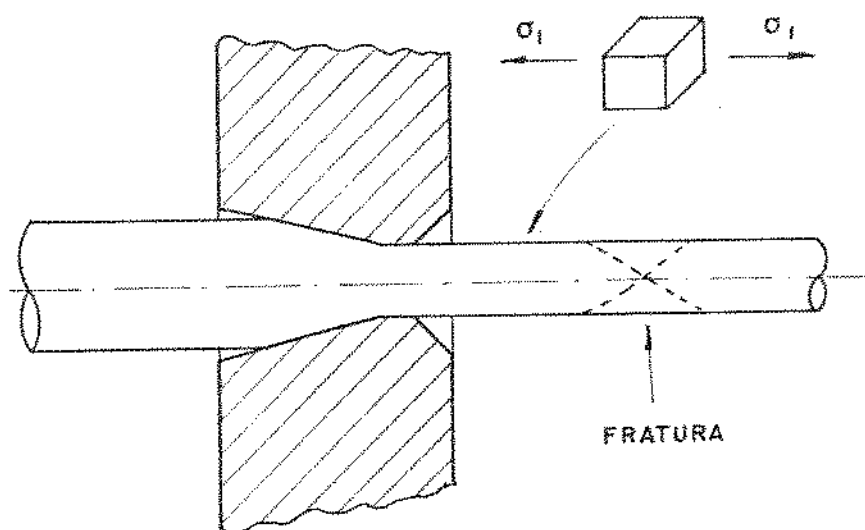


Figura 4.18 - Estado de tensão na trefilação, fora da região de deformação.

2) Fratura na região de deformação

Se a fratura ocorrer na região de deformação o critério pode ser aplicado de maneira aproximada, utilizando-se a segunda maior tensão, que é de tração, pois a primeira é de compressão (Figura 4.19).

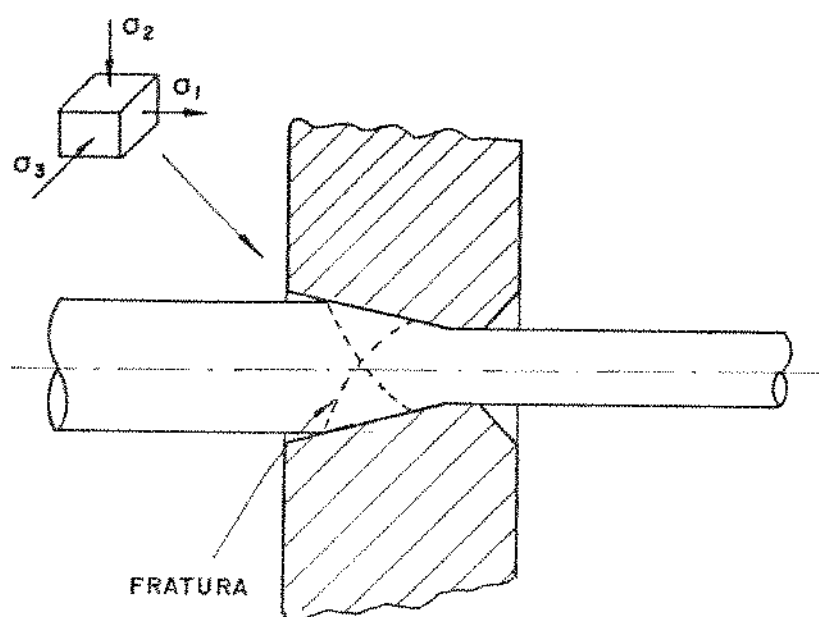


Figura 4.19 - Estado de tensão na trefilação, na região de deformação.

Apesar das limitações da formulação do critério de fratura dúctil de COCKCROFT-LATHAN, o modelo foi utilizado e analisado por diversos autores^(7,30,41), apresentando resultados satisfatórios, portanto será bastante utilizado neste trabalho.

4.6.2 - Critério de COCKCROFT modificado por OH, baseado em MCCLINTOCK

OH-CHEN-KOBAYASHI⁽⁷⁾ propuseram uma modificação no critério de COCKCROFT-LATHAN⁽⁶⁾ através da substituição do diferencial $d\epsilon$ pelo diferencial da expressão de MCCLINTOCK⁽³⁾ dada pela equação 4.23.

Sabe-se que os metais de pureza comercial possuem populações de partículas de diversos tamanhos. A formação de vazios se dá inicialmente nas interfaces das partículas maiores. Durante a deformação plástica são desenvolvidas bandas de cisalhamento entre os vazios de maior dimensão. Com a continuidade da deformação plástica, são formados preferencialmente pequenos vazios nas interfaces das partículas menores localizadas nas bandas de cisalhamento, enquanto que as partículas do lado de fora das bandas tornam-se praticamente inativas. Portanto, o mecanismo de fratura é o seguinte: inicialmente são formados grandes vazios em interfaces de partículas grandes, a seguir ocorre a formação de bandas de cisalhamento entre vazios grandes, e a fratura ocorre por crescimento e coalescência de pequenos vazios na banda de cisalhamento. A Figura 4.20 apresenta um modelo na distribuição de grandes vazios no material.

OH e colaboradores⁽⁷⁾ verificaram a veracidade dessas observações através de uma formulação elasto-plástico por elementos finitos, para grandes deformações, e aplicaram à trefilação de fios. A partir desse trabalho, verificaram que a deformação está concentrada ao longo da banda sendo cerca de duas a três vezes a deformação média do material fora da banda e cerca de quatro a cinco vezes a deformação média nas proximidades de um grande vazio. Chega-se a conclusão de que a banda de cisalhamento é o local mais favorável para a nucleação e coalescência de pequenos vazios.

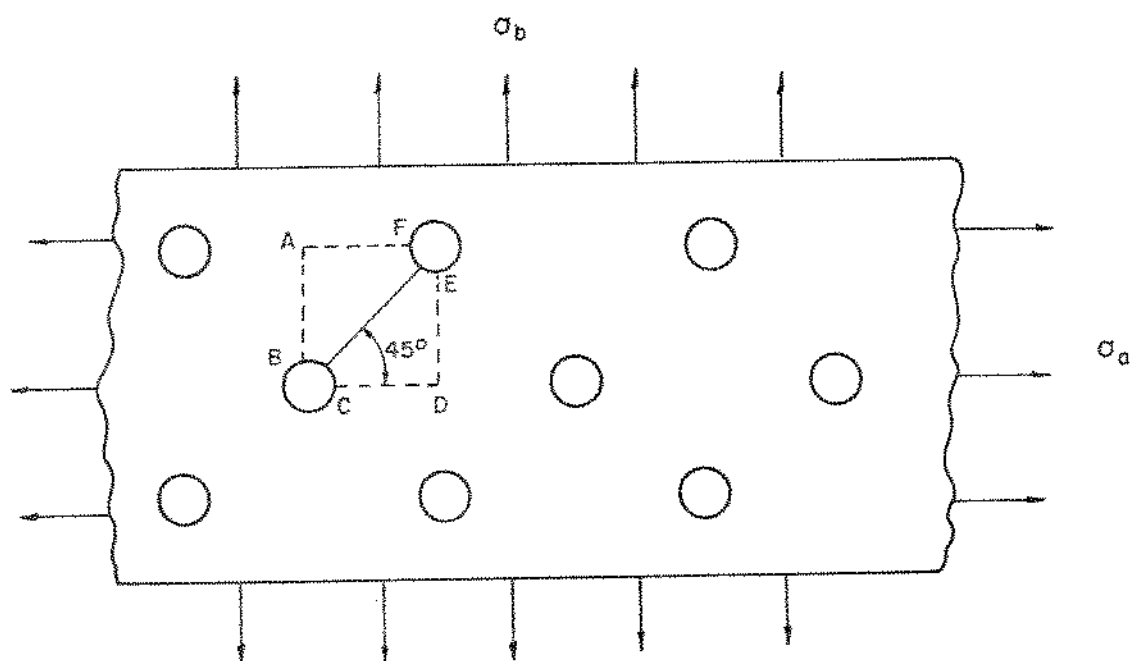


Figura 4.20 - Modelo da distribuição de grandes vazios.

Aplicando-se o critério de McCLINTOCK para o modelo de fratura explicado anteriormente obtém-se a seguinte expressão:

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{K}{\frac{2}{\sqrt{3}(1-n)} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}(1-n)}{2} \frac{(\sigma_a + \sigma_b)}{\bar{\sigma}} \right\} + \frac{(\sigma_b - \sigma_a)}{\bar{\sigma}}} \quad (4.50)$$

com
$$K = \frac{4}{3} j \ln (\lambda_0^0 / 2a_0)$$

onde:

j = fator que indica a concentração de deformação ao longo da banda de cisalhamento

λ_0^0 = espaçamento inicial entre vazios

a_0 = eixo maior da elipse inicial

O critério modificado de OH é obtido através da substituição do diferencial $d\bar{\epsilon}$ pelo valor diferencial da expressão de McCINTOCK, então:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left[\frac{2}{\sqrt{3} (1 - n)} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3} (1 - n)}{2} \frac{(\sigma_a + \sigma_b)}{\bar{\sigma}} \right\} + \frac{(\sigma_b - \sigma_a)}{\bar{\sigma}} \right] d\bar{\epsilon} = K \quad (4.51)$$

Para a aplicação desse critério ao ensaio de tração uniaxial, OH fez algumas simplificações na expressão 4.51. Considerou que no ensaio de tração:

$$\sigma_a = \sigma_r = \sigma_e$$

onde: σ_r = tensão radial, σ_e = tensão hidrostática

e:
$$\sigma_b = \sigma_z = \bar{\sigma} + \sigma_r$$

onde σ_z = tensão axial, $\bar{\sigma}$ = tensão de escoamento

portanto:
$$\sigma_r = \sigma_z - \bar{\sigma} \quad (4.52)$$

A equação 4.51 é simplificada para:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} (F_1 + 1) d\bar{\epsilon} = K \quad (4.53)$$

onde:

$$F_1 = h \quad \text{quando} \quad h > -1$$

$$F_1 = -1 \quad \text{quando} \quad h < -1$$

sendo:

$$h = \frac{2}{\sqrt{3} (1 - n)} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3} (1 - n)}{2} \left(1 + 2 \frac{\sigma_r}{\bar{\sigma}} \right) \right\} \quad (4.54)$$

onde σ_r é dada pela expressão 4.52 e $\bar{\sigma}$ por curvas de escoamento.

O critério de OH e colaboradores, na sua versão simplificada (equação 4.52) foi aplicada com sucesso para analisar a fratura na tração utilizando dados experimentais de BRIDGMAN⁽¹⁹⁾, a fratura na extrusão de barra de liga de alumínio 2034-T351 - utilizando dados experimentais de HOFFMANN⁽³⁷⁾, e a fratura na trefilação de barras de aço SAE 1144 - utilizando seus próprios dados experimentais.. Além disso, THOMSEN⁽³⁸⁾ aplicou esse critério para a observação da fratura por tração de fios de aço SAE 1018 e de cobre OFHC trefilados, obtendo boa aproximação entre os dados experimentais e os dados previstos pelo critério.

4.7 - Critério Propostos

4.7.1 - Aplicação do "critério modificado por OH " usando a "relação de VOCE"

A equação obtida no critério modificado por OH (equação 4.53) requer o uso de um valor médio para a tensão de escoamento. Geralmente, na idealização rígido-plástica usa-se a tensão limite de escoamento. Quando o material apresenta uma curva de escoamento não-linear e mesmo considerando o caso de um material rígido-plástico linear e de um material rígido-plástico não linear, a seguinte expressão, como apresentada em THOMSEN⁽³⁸⁾, é válida para o cálculo da tensão média de escoamento:

$$\bar{\sigma}_{av} = \frac{1}{(\bar{\epsilon} - \bar{\epsilon}_0)} \int_{\bar{\epsilon}_0}^{\bar{\epsilon}} \bar{\sigma} \, d\epsilon^* \quad (4.55)$$

onde: $\bar{\epsilon}_0$ = deformação de início de escoamento, podendo ser considerada como sendo 0,2%.

e: $\bar{\sigma} = \sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\epsilon/K}$ é a expressão de VOCE, já discutida no item 4.4.

Como no presente trabalho, pretende-se corrigir a fórmula obtida no 'critério modificado por OH' para ser utilizado em metais de elevada ductilidade, como o ouro, que obedecem à 'relação experimental de VOCE' - é necessário calcular a tensão média de escoamento para esse caso. Substituindo a equação 4.14 em 4.55 e integrando obtém-se:

$$\bar{\sigma}_{av} = \frac{-k}{(\bar{\epsilon} - \bar{\epsilon}_0)} \cdot [\sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0)] \cdot \left[e^{-\bar{\epsilon}/k} - e^{-\bar{\epsilon}_0/k} \right] \quad (4.56)$$

Tanto no critério de McCLINTOCK (equação 4.50), quanto no critério modificado de OH (equações 4.53 e 4.54), o expoente de encruamento é obtido da expressão da curva tensão-deformação utilizada, que no caso dos trabalhos originais desses autores foi a de HOLLANDON (equação 4.5). Para o caso de metais de elevada ductilidade, que obedecem a relação de VOCE, deve-se utilizar um valor aparente para o expoente de encruamento (n'), obtido da condição de instabilidade, aplicando essa relação:

$$n' = \ln \left[\frac{(\sigma_{\infty} - \sigma_0) (1 + k)}{k \sigma_{\infty}} \right]^k \quad (4.19)$$

O valor de $\sigma_b = \sigma_z$ = tensão de trefilação dada pela expressão de AVITZUR (equação 2.46) sofre uma correção na tensão de escoamento, que deve ser o valor médio dado pela equação 4.56.

Portanto para aplicação do critério de OH, na sua versão simplificada (equação 4.53 e 4.54) obtém-se o valor de σ_r através do critério de TRESCA:

$$\sigma_z - \sigma_r = \bar{\sigma} \quad \text{ou} \quad \sigma_r = \sigma_z - \bar{\sigma} \quad (4.57)$$

onde:

σ_z é a tensão de trefilação dada pela equação de AVITZUR (equação 2.46) e $\bar{\sigma}$ é a tensão de escoamento da relação de VOCE (equação 4.14), que substituindo na expressão 4.57 resultam portanto na expressão 4.58.

O modelo de OH, modificado pela expressão de VOCE, a ser utilizado neste trabalho é dado pela seguinte expressão

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} (F'_1 + 1) d\bar{\epsilon} = K' \quad (4.53.a)$$

onde:

$$F'_1 = h' \quad \text{quando } h' > -1$$

$$F'_1 = -1 \quad \text{quando } h' < -1$$

$$h' = \frac{2}{\sqrt{3}(1-n')} \operatorname{sen} h \frac{\sqrt{3}(1-n')}{2} \left\{ 1 + 2 \frac{(\sigma_z - \bar{\sigma})}{\bar{\sigma}} \right\} \quad (4.54.a)$$

Substituindo as expressões de AVTIZUR (2.46) e VOCE (4.14) na equação 4.57 obtém-se:

$$\sigma_{av} = \frac{\left\{ \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_{av}} + 2 f(\alpha) \ln \left(\frac{R_o}{R_f} \right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cotg \alpha \right) + 2 \mu \left[\cotg \alpha \left(1 - \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_{av}} \right) - \ln \left(\frac{R_o}{R_f} \right) \right] \ln \left(\frac{R_o}{R_f} + \frac{L}{R_f} \right) - \left[\sigma_{\infty} + (\sigma_0 - \sigma_{\infty}) e^{-\epsilon/k} \right] \right\} (1 + 2 \mu \frac{L}{R_f})}{(1 + 2 \mu \frac{L}{R_f})} \tag{4.58}$$

O valor de σ_{zb} é a tensão de retrocesso, que no caso da trefilação com um passe é nula.

4.7.2 - Critério de COCKCROFT modificado baseado em ARGON usando a relação de VOCE

Seguindo o mesmo procedimento adotado na construção do "critério modificado de OI", conforme discutido no item 4.6.2, pode-se introduzir os "modelos de tensões de ARGON" no "critério de COCKCROFT-LATHAN", considerando o comportamento no escoamento plástico do material, dado pela "relação de VOCE".

a) Modelo da deformação contínua

Na equação 4.31 ($\sigma_{rr} = Y(\bar{\epsilon}^P) + \sigma_T$), introduz-se a relação que rege o comportamento do material segundo VOCE:

$$Y(\bar{\epsilon}^P) = \sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\epsilon/K} \quad (4.14)$$

e a máxima tensão de tração é $\sigma_{zz} = \sigma_T$ pela equação (4.31.a), resultando na expressão:

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\epsilon/K} + \sigma_T$$

Nessas condições, substituindo as equações 4.14, da "relação de VOCE" e 2.45, da "expressão de AVITZUR" na equação 4.31 e levando o resultado obtido na equação 4.49.a, obtém-se o critério desejado:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = CA_1$$

onde $CA_1 = \text{constante}$

$$\int_0^{\epsilon_f} \left\{ Y(\bar{\epsilon}^P) + \sigma_T \right\} d\bar{\epsilon} = \int_0^{\epsilon_f} \left\{ \left[\sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\epsilon/K} \right] + \sigma_T \right\} d\bar{\epsilon} = CA_1 \quad (4.59)$$

$$C_{A_1} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left\{ \left(\sigma_{\infty} - (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\bar{\epsilon}/K} \right) \frac{\sigma_{av} \left[\frac{\sigma_{zb}}{\sigma_{av}} + 2f(\alpha) \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin 2\alpha} - \cot \alpha \right) + 2\mu \left(\cot \alpha - 1 - \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_{av}} \right) + \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) + \frac{L}{R_f} \right] + \left(\sigma_{\infty} + (\sigma_0 - \sigma_{\infty}) e^{-\bar{\epsilon}/K} \right) \left(1 + 2\mu \frac{L}{R_f} \right)}{1 + 2\mu \frac{L}{R_f}} \right\} d\bar{\epsilon} \quad (4.59.a)$$

Considerando que: $\bar{\epsilon} = 2 \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right)$

onde $\bar{\epsilon}$ = valor da deformação média na fiação.

A técnica de integração utilizada nesse caso é a da transformação de variável do tipo:

$$\int u \, dv = uv - \int v \, du$$

$$\text{onde } = \int \ln x = x \ln x - x$$

Portanto, efetuando a integração, obtemos:

$$C_{A_1} = \left[\sigma_{\infty} \bar{\epsilon}_f + K (\sigma_{\infty} - \sigma_0) \left(\frac{R_0}{R_f} \right)^{-1/K} + \sigma_{av} \left\{ 2f(\alpha) \left[\ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) - 1 \right] + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin 2\alpha} - \cot \alpha \right) \left(\frac{R_0}{R_f} \right) + \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_{av}} \left(\frac{R_0}{R_f} \right) \right\} \right] \cdot \left(1 + 2\mu \frac{L}{R_f} \right) +$$

$$+ \frac{2\mu \left\{ \cot \alpha \left[\left(\frac{R_0}{R_f} \right) \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) - \frac{\sigma_{zb}}{\sigma_{av}} \left(\frac{R_0}{R_f} \right) \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) - \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right)^2 + \left(\frac{R_0}{R_f} \right) \left[\ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) - 2 \right] + \frac{L}{R_f^2} \right\}}{\left(1 + 2\mu \frac{L}{R_f} \right)}$$

$$\cdot \left[\left[\left[\sigma_{\infty} + (\sigma_0 - \sigma_{\infty}) \left(\frac{R_0}{R_f} \right)^{-1/K} \right] \left(1 + 2\mu \frac{L}{R_f} \right) \right] \right] \cdot \left(1 + 2\mu \frac{L}{R_f} \right) \quad (4.59.b)$$

b) Modelos baseados na teoria das discordâncias

b.1) Inclusão isolada esférica pequena

A expressão da equação 4.37 é a fórmula de trabalho. A tensão máxima de tração σ_{rr} será substituída na fórmula de LATHAN 4.49, dando:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma_{rr} d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left\{ \sigma_{av} \left(1 + \sqrt{\frac{6\sqrt{6}}{m} \frac{\bar{\epsilon}}{\bar{\epsilon}_0}} \right) \right\} d\bar{\epsilon} = C_{A2} \quad (4.60.a)$$

$$C_{A2} = \sigma_{av} \left(\epsilon_f + \frac{2}{3} \sqrt{\frac{6\sqrt{6}}{m \epsilon_0}} \right) \epsilon_f^{3/2} \quad (4.60.b)$$

onde:

m = fator de Taylor, $m = 3,1$

C_{A2} = constante.

b.2) Inclusão isolada cilíndrica e esférica grande

Agora pretende-se substituir σ^* na equação 4.49 para σ_{rr} , obtendo-se:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma_{rr} d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma_{av} \left[\left(\frac{\bar{\epsilon}}{\bar{\epsilon}_0} \right)^{1/n} + \sqrt{3} \left(\frac{\sqrt{6} (n+1)}{m} \frac{\bar{\epsilon}}{\bar{\epsilon}_0} \right)^{1/(n+1)} \right] d\bar{\epsilon} = C_{A3} \quad (4.61.a)$$

$$C_{A3} = \sigma_{av} \left\{ \frac{n}{(n+1) \epsilon_0^{1/n}} \epsilon_f^{(n+1)/n} + \sqrt{3} \left[\frac{(n+1)}{(n+2) \epsilon_0^{1/(n+1)}} \epsilon_f^{((n+2)/(n+1))} \right] \left(\frac{\sqrt{6} (n+1)}{m} \right)^{1/(n+1)} \right\} \quad (4.61.b)$$

onde:

n = índice de encruamento aparente obtido pela equação 4.19, da relação de VOCE

$$C_{A_3} = \text{constante.}$$

b.3) Interação entre inclusões

Neste caso o valor da tensão secundária máxima de tração é a da equação 4.47 que deve ser substituída para o valor σ^* na integral de LATIAN, que fornece o seguinte:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma_{II} d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma_{av} \left\{ \sqrt{3} \left[\frac{3(\epsilon/\epsilon_0)}{\sqrt{\frac{2\pi}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}}} \right]^{1/n} + \frac{\sqrt{6}}{n} \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}} \right) + \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_0} \right)^{1/n} \right\} d\bar{\epsilon} = C_{A_4} \quad (4.62.a)$$

onde:

$$C_{A_4} = \text{constante.}$$

$$C_{A_4} = \sigma_{av} \left\{ \frac{n\sqrt{3}}{(n+1)} \left[\frac{\sqrt{3}}{\sqrt{\frac{2\pi}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}} \epsilon_0} \right]^{1/n} \epsilon_f^{\frac{(n+1)}{n}} + \frac{\sqrt{6}}{n} \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3c}} - \sqrt{\frac{8}{3}} \right) \epsilon_f + \frac{n}{(n+1)\epsilon_0^{1/n}} \epsilon_f^{\frac{n}{n+1}} \right\} \quad (4.62.b)$$

Tabela 4.2 - Quadro resumo das contribuições deste trabalho

NOME	SÍMBOLO	EXPRESSÕES Nº
Tensão média de escoamento, utilizando a relação de VOCE	$\bar{\sigma}_{av}$	4.56
Expoente de encruamento aparente, utilizando a relação de VOCE	n'	4.19
Modelo de OH, modificado pela introdução da expressão de VOCE	K'	4.53.a , 4.54.a
Modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria da deformação contínua	CA_1	4.59.b
Modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, com inclusão isolada esférica pequena ($\rho < 100 \text{ A}^\circ$)	CA_2	4.60.b
Modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, com inclusão cilíndrica e esférica grande ($\rho > 100 \text{ A}^\circ$)	CA_3	4.61.b
Modelo de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, com interação entre inclusões	CA_4	4.62.b

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. DIETER, G.E. Introduction to Ductility, in Ductility ASM, Metals Park, 1968, p. 1.
2. VINH, T. Sur les Critères de Rupture Ductile - Applications a Quelques Problèmes de Formage, Sciences et Techniques de L'Armement, 56, 2º fasc., 1982, pp. 387-420.
3. MCCLINTOCK, F.A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, Trans. ASME, J. Appl. Mech., 35, (6), 1968, pp. 363-371.
4. THOMASON, P.F. A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities, J. Inst. Metals, 96, 1968, pp. 360-365.
5. ARGON, A.S.; IM, J.; SAROGLU, R. Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture, Metall. Trans. A., 6A, 1975, pp. 825-837.
6. COCKCROFT, M.G.; LATHAN, D.J. Ductility and Workability of Metals, J. Inst. Metals, 96, 1968, pp. 33-
7. OH, S.I.; CHEN, C.C.; KOBAYASHI, S. Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing, Part 2: Workability in Extrusion and Drawing, Trans. ASME, J. Eng. Ind., 101, 1979, pp. 36-44.
8. GHOSH, A.K.; HECKER, S.S. e KEELER, S.P. Sheet Metal Forming and Testing in DIETER, G.E. (editor); Workability Testing Techniques, ASM, Metals Park, 1984, pp. 135-195.
9. GILLEMOT, L.F. Criterion of Crack Initiation and Spreading, Eng. Fract. Mech., 8, 1976, pp. 239-253.
10. OYANE, M. Criteria of Ductile Fracture Strain, Bulletin J. S. M. E., 15, nº 90, 1972, p. 1507, in Ref. (2), p. 418.
11. SEKIGUCHI, H.; OSAKADA, K.; HAYASHI, H. A Criterion for Ductile Fracture Strain of Copper in Tensile Test Carried out under High Hidrostatic Pressures, J. Inst. Metals, 101, 1973, pp. 167-
12. RICE, J.R.; TRACEY, D.M. On the Ductile Enlargement of Voids, J. Mech. Phys. Solids, 17, (3), 1969, pp. 201-217.

13. HADDAD, Y.M.; SOWERBY, R. A Micro Probabilistic Approach to the Ductile Deformation and Fracture of Metals, Advances in Research on the Strenght and Fracture of Materials, Vol. 2A, Pergamon Press, London, 1977, pp. 457-465.
14. RICE, J.R. in LIEBOWITZ, H. (editor) Fracture: an Advance Treatise, Academic Press, N.Y., Vol. 2, 1968, pp. 191-
15. GURSON, A.L. Porous Rigid-Plastic Materials Containing Rigid Inclusions - Yield Function Plastic Potencial and Void Nucleation, in: Advances in Research on the Strenght and Fracture of Materials, Vol. 2A, Pergamon Press, London, 1977, pp. 357-364.
16. SEAMAN, L.; CURRAN, D.R.; SHOCKEY, D.A. Computational Models for Ductile and Britle Fracture, J. Appl. Physics, 41, (11), 1976, pp. 4814-4826.
17. SPRETNAK, J.W.; FIRRAO, D. Considerazioni sul Ruollo della Instabilità Plastica nella Formazioni de Fratture di Tipo Duttile, La Metallurgia Italiana, Milano, 72, (12), 1980, pp. 525-534.
18. BEEVERS, C.J.; HONEYCOMBE, W.K. The Initiation of Ductile Fracture in Pure Metals, Phil. Mag., 7, 1962, pp. 763-773.
19. BRIDGMAN, P.W. Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, N.Y., 1952.
20. HOLLANDON, J.H. Tensile Deformation, Trans. AIME, 162, 1945, pp. 268-290.
21. SLATER, R.A. Engineering Plasticity - Theory and Application to Metal Forming Process, Mc Millan, N.Y., 1977, pp. 129-131.
22. LUDWICK, P. Elemente der Technologischen Meckanik, Julius Springer, 1909, in Ref. (21), p. 171.
23. PRAGER, W., Proc. 5th Int. Cong. App. Mech., Cambridge, Mass. (1938), p. 234, in HILL, R. The Mathematical Theory of Plasticity, Claredon, Oxford, 1950, p. 49.
24. SWIFT, H.W. Plastic Instability under Plane Stress, J. Mech. Phys. Solids, 1, 1952, pp. 1-18.

25. RAMBERG, W.; OSGOOD, W.R. Description of Stress - Strain Curves by Three Parameters, NACA Technical, Note n° 902, July 1943, in Ref. (21), p. 172.
26. VOCE, E. The Relationship Between Stress and Strain for Homogeneous Deformation, J. Inst. Metals, 74, 1948, pp. 537-562.
27. KLEEMOLA, H.J.; NIEMINEN, M.A. On the Strain-Hardening Parameters of Metals, Metallurgical Transactions, 5, 1974, pp. 1863-1866.
28. Mc CLINTOCK, F.A. Plasticity Aspects of Fracture in Fracture: an Advanced Treatise, ed. Liebowitz, Vol. III, Academic Press, N.Y., 1971, p. 93.
29. PALMER, G.I.; SMITH, G.C.; WARDA, R.D. Conf. Proc. Physical Basis of Yield and Fracture, ed. A.C. Strickland, London, 1966, p. 53.
30. WILSDORF, H.G.F. The Ductile Fracture of Metals: A Microstructural Viewpoint, Mat. Sc. Engin., 59, 1983, pp. 139.
31. TETELMAN, A.S.; Mc EVILY Jr, A.J. Fracture of Structural Materials, John Wiley, N.Y., 1966, p. vi.
32. SAVIN, G.N. Stress Concentration around Holes, Pergamon, N.Y., 1961, in Ref. (5), p. 260.
33. AVITZUR, B. Metal Forming: Processes and Analyses, McGraw-Hill, New York, 1968, p. 182.
34. TANAKA, K.; MORI, T.; NAKAMURA, T. Cavity Formation at the Interface of a Spherical Inclusion in a Plastically Deformed Matrix, Phil. Mag., 1970, 21, pp. 267-279.
35. HULL, D. Introduction to Dislocations, Pergamon Press, Oxford, 1975, pp. 85-100.
36. SPIEGEL, M .R. Estatística - Coleção Shaum, Ed. McGraw-Hill do Brasil, SP, 1977, pp. 200-232.

37. HOFFMANN, A.L. Workability Testing Techniques, Technical Report APML-TR-69-174, June 1969, in Ref. (7), p. 44.
38. THOMSEN, E.G. Tensile Fracture of Drawn Copper and Mild Steel, Trans. ASME, J. Eng. Industry, 104, 1982, pp. 91-96.
39. HILL, R. A Variational Principle of Maximum Plastic Work in Classical Plasticity, Quart. J. Mech. App. Math, 1, 1948, pp. 18-28.
40. RHEE, S.S.; McCLINTOCK T.A.; Proc. Fourth U.S. Nat. Cong. Appl Mech., Vol. 2, p. 1007, ASME, New York, 1962, in ref. (5) p. 837.
41. WRIHT, R.N. Mechanisms of Wire Breaks, Conf. Proc. 51 st Annual Convention, Wire Association International, Atlanta-Georgia, October 12-16, 1981, pp. 104-109.

5. DESENVOLVIMENTO DE EQUIPAMENTOS: RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 - Desenvolvimento de Equipamentos

Para execução das experiências de processamento mecânico do ouro, foram utilizados diversos equipamentos de laboratório, sendo que a maioria de les foi objetivo de dissertações de mestrado da equipe do Laboratório de Confor mação Mecânica Fina - DEMA/FEC, podendo-se mencionar: máquina extrusora a quente⁽¹⁾, máquina extrusora hidrostática⁽²⁾, máquina trefiladora de fios finos⁽³⁾ e máquina trefiladora de fios capilares⁽⁴⁾. Todos esses equipamentos foram desenvolvidos com a finalidade de obter produtos intermediários ou finais do processamento de fios capilares. O objetivo era a obtenção de um produto final com propriedades dentro das normas internacionais para fios utilizados em microeletrônica

Este trabalho se aprofundou mais na etapa final do processamento mecânico, ou seja, na trefilação de fios. Tanto a extrusora a quente como a trefiladora de fios finos foram utilizadas efetivamente neste trabalho. A extrusora hidrostática e a trefiladora capilar foram desenvolvidas posteriormente, sendo verificado apenas que elas funcionam de acordo com o esperado.

5.1.1 - Máquina Extrusora a quente

A máquina utilizada na extrusão direta a quente (Figura 5.1), é uma extrusora hidráulica horizontal que possui três sistemas principais: de potência, de aquecimento e de ferramentas.

O sistema de potência é hidráulico e constituído pelos seguintes componentes:

- motor elétrico de corrente contínua com potência de 5 HP, rotação de 1800 rpm, tensão de alimentação de 220 V (60 Hz);
- Bomba de palhetas com pressão máxima do fluido hidráulico de 17,16 MPa;
- cilindro hidráulico com força máxima de avanço de 44,000 N e curso de 300 mm;
- válvula controladora de velocidade de avanço do cilindro de 0 a 5 mm/s.

O sistema de aquecimento é do tipo resistivo elétrico e possui os seguintes componentes:

- colar de aquecimento com potência de 1200 W e tensão de alimenta-

- variação de tensão de 0-250 V;
- controlador de temperatura com acionamento eletrônico e por relés na faixa de 0 a 1200°C.

O sistema de ferramentas engloba as partes da máquina onde se realiza o processo de extrusão e é formado por:

- conjunto de êmbolos com diâmetros iguais a 16, 12, 10, 8 e 6 mm e com 100 mm de comprimento;
- conjunto de recipientes de extrusão com diâmetros internos iguais a 16, 12, 10, 8 e 6 mm e com 120 mm de comprimento.
- matrizes de 16, 12, 10, 8 e 6 mm de diâmetro.

No recipiente utiliza como lubrificante sólido o bissulfeto de molibdênio.

As dimensões dos êmbolos, recipientes e matrizes dependem do tipo de material a ser extrudado e das dimensões do produto, sendo que a máquina aceita uma grande faixa de materiais e dimensões desde que seja considerado, como fator limitante, a força de avanço disponível igual a 44000 N.

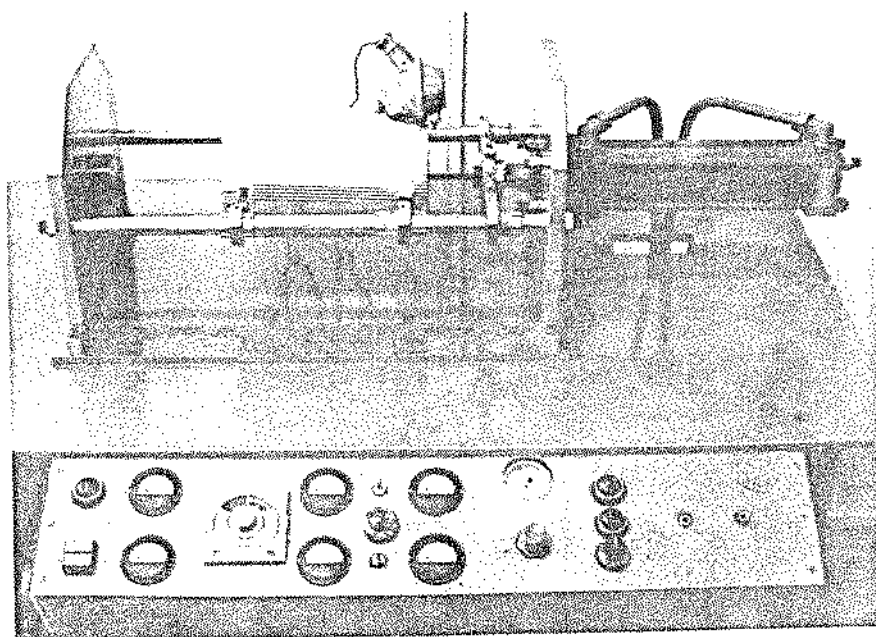


Figura 5.1 - Máquina extrusora a quente.

5.1.2 - Máquina Extrusora Hidrostática

A máquina (Figura 5.2) é constituída pelos sistemas de potência e de ferramentas. O sistema hidrostático que realiza a extrusão é acionado por um sistema hidráulico fornecido por uma prensa que é formada por:

- motor elétrico de 5 HP, rotação 1800 rpm e tensão de alimentação de 220 V (60 Hz);
- bomba de pistões alternados com capacidade de fornecer uma pressão máxima de 34,2 MPa ao fluido hidráulico;
- cilindro hidráulico com força máxima de avanço de 450000 kgf, velocidade de avanço de 4 mm/s e curso de 400 mm.

O sistema de ferramentas, onde ocorre o processo de extrusão hidrostática, é dimensionado para pressões da ordem de 98 MPa. Fazem parte desse sistema:

- êmbolo de pressão com diâmetro de 11 mm e comprimento de 100 mm;
- recipiente de extrusão, consistindo de dois cilindros montados com interferência dimensional, com diâmetro de 11 mm e comprimento de 100 mm;
- matriz de extrusão com diâmetro interno de 1 mm e ângulo de conicidade de 40° ;
- sistemas de vedação compostos por anéis de borracha com secção circular e anéis de cobre em "V" anti-extrusão;
- fluido hidráulico de pressurização consistindo de óleo lubrificante SAE 20.

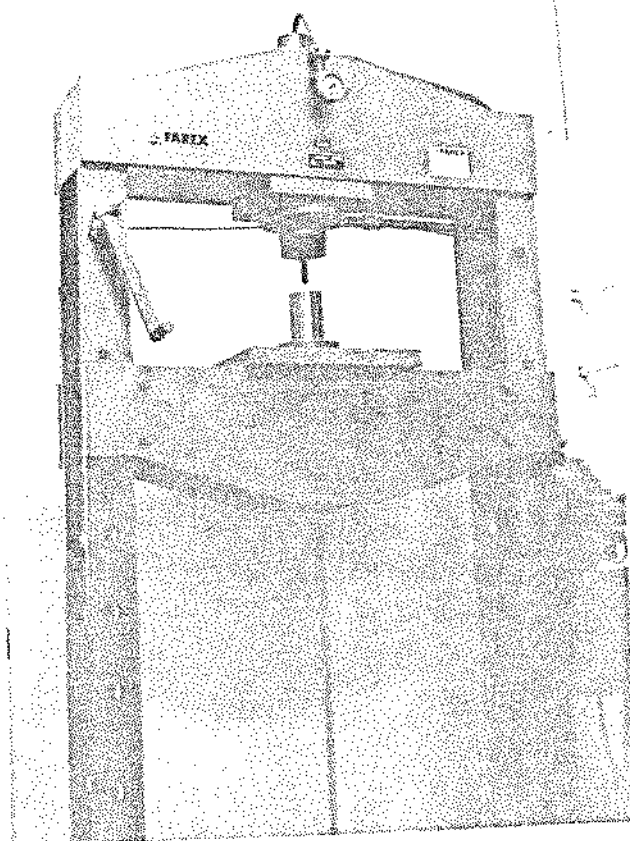


Figura 5.2 - Máquina extrusora hidrostática.

5.1.3 - Máquina Trefiladora de Fios Finos

A trefiladora de fios finos (Figura 5.3) é um equipamento constituído por uma sequência de três anéis tirantes, comumente denominada máquina do tipo "tandem", porém com deslizamento do fio nos anéis tirantes.

O equipamento possui os seguintes componentes:

- desbobinadora para desenrolamento do fio;
- motores (3) de corrente contínua de 2 HP cada um, acoplados aos anéis tirantes, responsáveis pelas forças de trefilação;
- bobinadora mecânica, acionada por um motor de corrente contínua de 2 HP, possuindo um eixo de enrolamento com movimento axial e de vai e vem, o qual promove o enrolamento do fio no carretel, em passos de enrolamento variáveis de acordo com o diâmetro do fio;
- circuito eletrônico para controle de velocidade individual de cada motor, e para controle em conjunto das velocidades dos três motores responsáveis pela trefilação;
- sistema de lubrificação constituído por bomba, motor de corrente de 1/4 HP, reservatório para lubrificante com 30 l de capacidade, bicos direcionais, conexões, válvulas e filtro para eliminar resíduos de metal incorporados ao lubrificante.
- tensímetros (2) para controlar a tensão de desenrolamento e enrolamento do fio;
- componentes mecânicos auxiliares como por exemplo: suportes de fieiras, roldanas direcionais e suportes para roldanas direcionais;
- um conjunto de 40 fieiras de diamante, com ângulos de trabalho de 20° e redução de área (em média) de 18%; essas fieiras são substituídas após cada passe por fieiras de diâmetros menores até se efetuar a redução total desejada; a maior fieira tem o diâmetro de 0,920 mm e a menor de 0,025 mm.

Além dos componentes mencionados, alguns equipamentos ou dispositivos auxiliares são utilizados durante o processamento do fio por trefilação, podendo-se mencionar: forno a resistência para recozimento do fio, quando necessário, equipamento de ultrassom para limpeza das fieiras após o uso; dispositivo para medição da força de trefilação à base de extensômetros elétricos; e tacometro mecânico para medição da velocidade de trefilação.

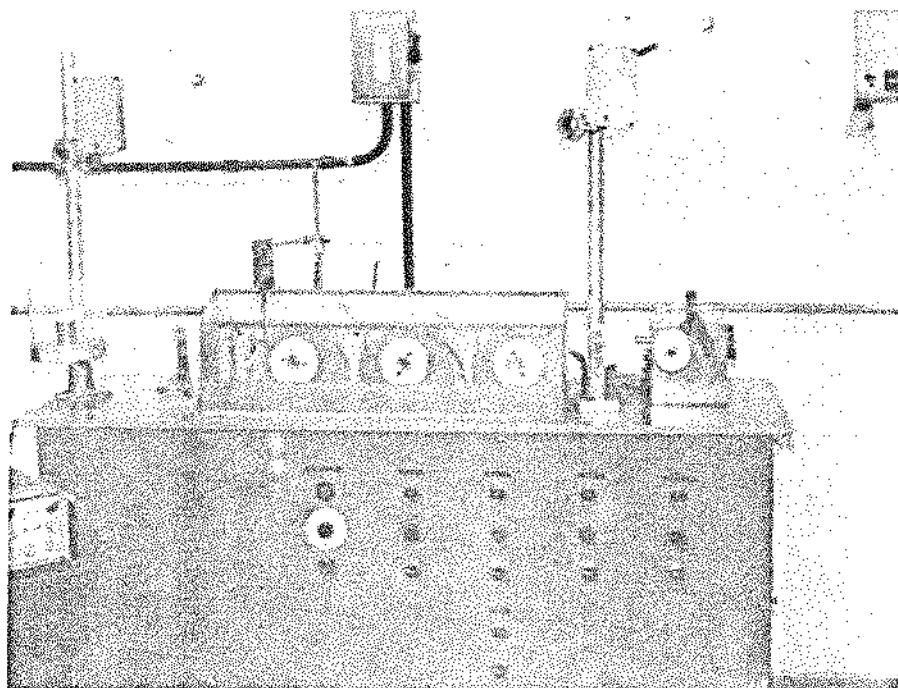


Figura 5.3 - Máquina de trefiladora de fios finos.

5.1.4 - Máquina Trefiladora de Fios Capilares

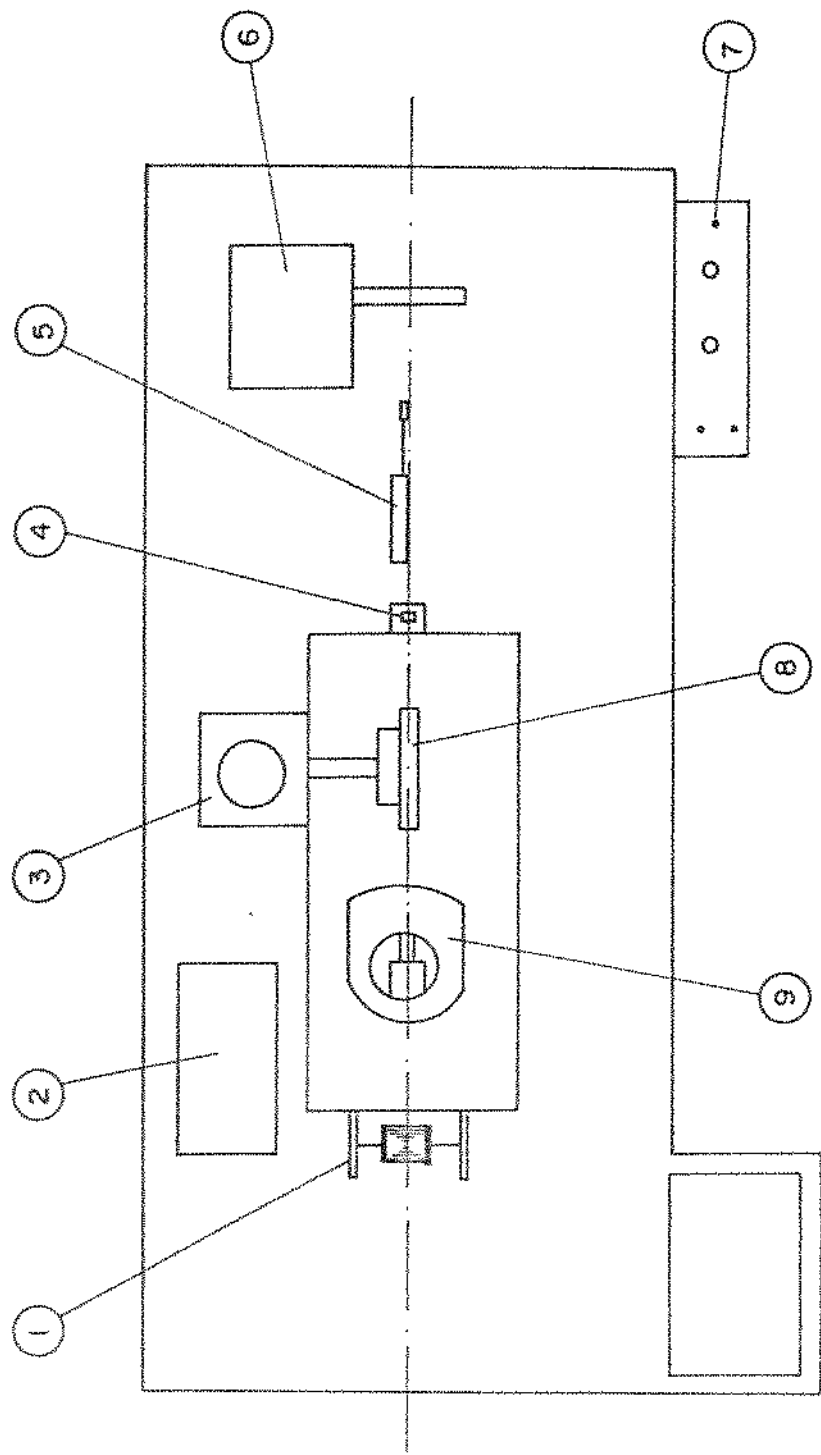
Embora com a máquina de trefilar descrita anteriormente se consiga chegar a diâmetros de 0,025 mm para fios de ouro, há bastante dificuldade na operação de enrolar carretéis-padrões (com 100 m de fio) sem rupturas. Os principais problemas encontrados foram os componentes mecânicos do equipamento, considerados bastante grosseiros para esses fios capilares, cuja força de ruptura à tração é de apenas 7 - 11 gf.

Optou-se então pela construção de uma trefiladora específica para trabalhar na faixa de 0,100 a 0,025 mm, ficando a anterior destinada aos fios de 1,0 a 0,100 mm.

A trefiladora de fios capilares (Figuras 5.4 e 5.5) é constituída por dois pequenos motores de corrente contínua, sendo um deles para puxar o fio e outro para enrolar. Possui também uma desbobinadora, um sistema de lubrificação, uma bobinadora, além de componentes complementares como tensímetro, suporte para fieira, entre outros.

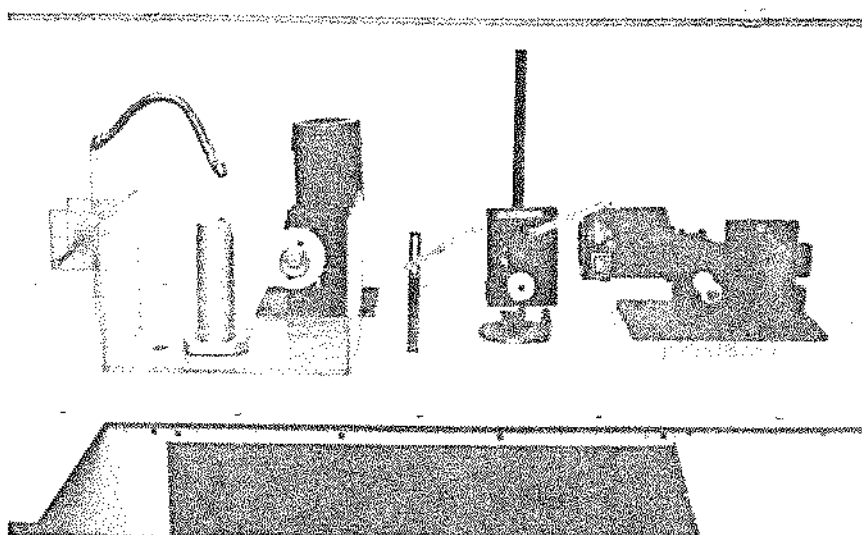
Todos os componentes mecânicos foram reprojctados, eliminando-se os defeitos encontrados no equipamento anterior. Atenção especial foi dada ao circuito eletrônico para controle de velocidade e para a bobinadora que foram totalmente modificados (Figura 5.6).

Para o puxamento do fio, optou-se pela utilização de um servomotor,



- | | |
|---------------------------|------------------------|
| 1 - DESBOBINADORA | 6 - BOBINADORA |
| 2 - LUBRIFICAÇÃO | 7 - PAINEL DE CONTROLE |
| 3 - MOTOR DO ANEL TIRANTE | 8 - ANEL TIRANTE |
| 4 - GUIA | 9 - PORTA MATRIZ |
| 5 - TENSÍMETRO | |

Figura 5.4 - Representação esquemática da máquina trefiladora de fios capilares.



- 1 - Desbobinadora
- 2 - Lubrificação
- 3 - Motor do anel tirante
- 4 - Guia
- 5 - Tensímetro
- 6 - Motor da bobinadora
- 7 - Motor de passo
- 8 - Bobinadora
- 9 - Anel tirante
- 10 - Porta matriz

Figura 5.5 - Máquina trefiladora de fios capilares.

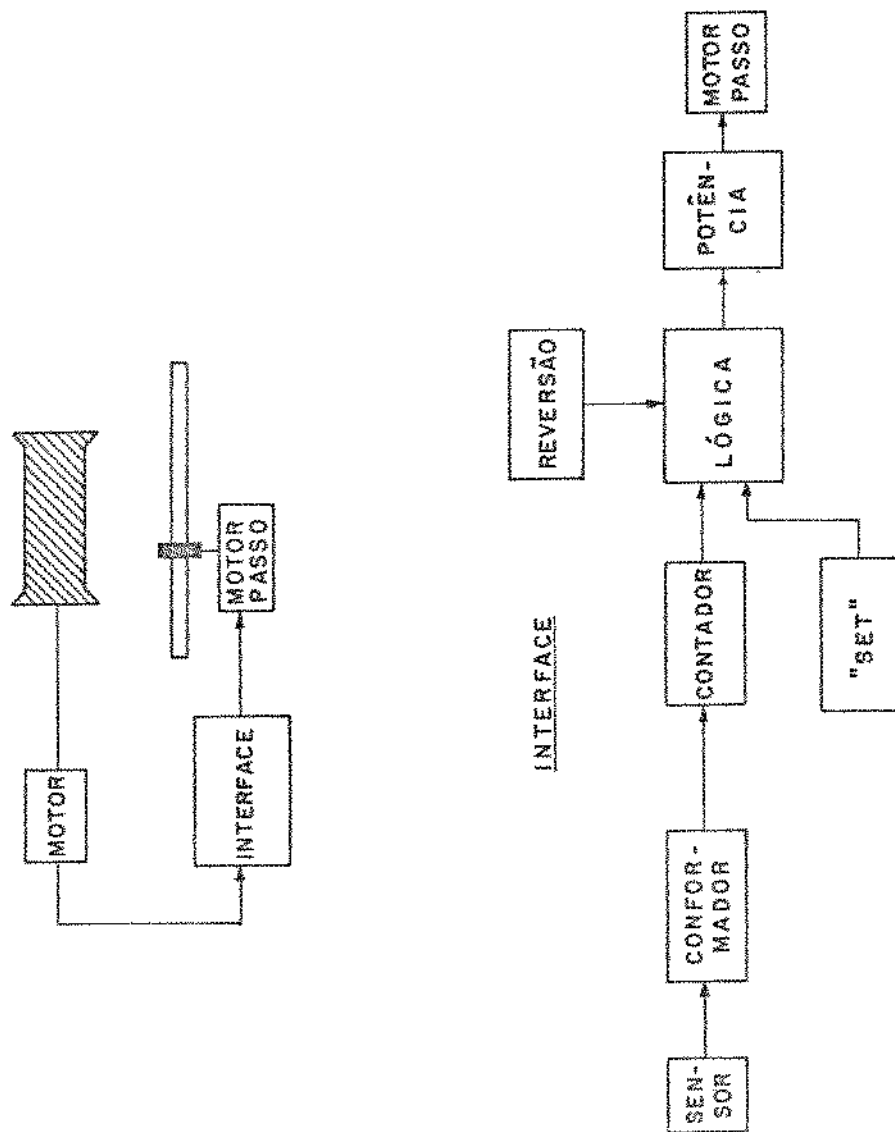


Figura 5.6 - Representação esquemática da bobinadora

com 75 W de potência, com campo permanente e controle transistorizado, podendo ser utilizado com redução mecânica. O circuito de controle de velocidade foi feito com realimentação. Foi montado um protótipo para testes, o qual após alguns ajustes, funcionou satisfatoriamente. Partiu-se então para a montagem definitiva.

A bobinadora projetada emprega, além de um servomotor e um circuito de controle de velocidade idênticos aos utilizados para puxamento do fio, um motor de passo para controlar a distância entre as espiras do fio enrolado. Nesse sistema, um sensor óptico envia impulsos para uma unidade de potência de motor de passo. O ajuste necessário no controle, quando se altera o diâmetro do fio enrolado, é providenciado através de uma unidade "set". Quando mais de uma camada é enrolada em um mesmo carretel, um reversor de rotação faz com que o sentido de rotação do motor de passo seja invertido ao se atingir o fim de curso do tensor.

Essa bobinadora foi testada e apresentou desempenho satisfatório, com grandes vantagens sobre a bobinadora mecânica do equipamento anterior, podendo-se mencionar uma melhor precisão no enrolamento e muita facilidade na mudança de passo de enrolamento, necessária a cada passe de trefilação, devido à diminuição do diâmetro do fio. No equipamento anterior essa mudança de passe era feita com troca de engrenagens, o que era bastante demorada. Nesse equipamento a troca é feita simplesmente através da mudança de posição de um seletor no painel de controle.

5.2 - Programa de Redução Para a Trefilação Fios de Ouro

Para se efetuar um programa de redução para trefilação de fios de ouro, através do qual se parte de um fio com 1,0 mm de diâmetro, e se chega ao diâmetro de 0,025 mm, o primeiro passo tomado foi consultar uma empresa fabricante de fieiras de diamante a respeito de qual seria o perfil ideal para uma fieira destinada à trefilação de ouro. Segundo a empresa, essa fieira deve ter ângulo de trabalho de 16 a 20°.

As fieiras adquiridas possuem as seguintes características:

- Ângulo de entrada: $35 \pm 5^\circ$
- Ângulo de redução (ou ângulo de trabalho): $20 \pm 2^\circ$
- Ângulo de saída: $35 \pm 5^\circ$
- Comprimento da região cilíndrica: 0,2 a 0,4 do diâmetro do orifício

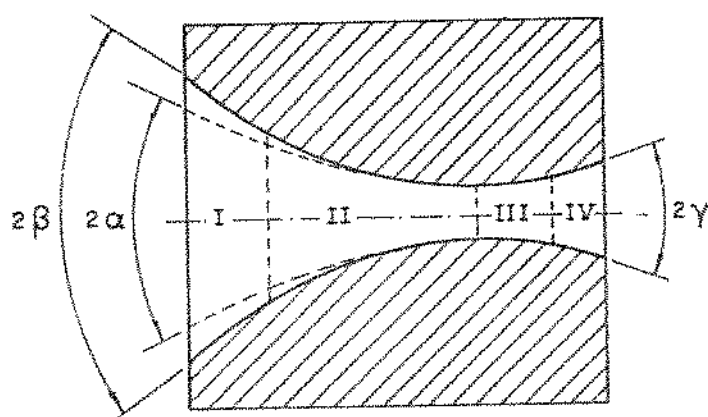
O perfil típico da fieira é o indicado esquematicamente na Figura

Para se calcular o número de reduções parciais necessários para se obter o diâmetro final de 0,025mm a partir de um fio com 1,0 mm, procedeu-se da seguinte maneira:

a) A redução de área por passe foi de 16 - 18%, para as fieiras 1,0 e 0,05 mm e de 12 - 15% para as fieiras menores. Embora as reduções de áreas por passe usuais em trefilação de não ferrosos, como o cobre e o ouro, sejam de 20 a 25%, em se tratando de fios finos e capilares, recomenda-se diminuir essa taxa, com o intuito de se obter maior resistência mecânica e maior ductilidade do fio. Desse modo o fio resiste a maior número de reduções de área sem recozimento intermediário.

b) Para garantir que o diâmetro final seja exatamente o desejado ou seja de 0,025 mm, o cálculo da sequência de reduções foi feito do fim para o início.

O programa de redução estabelecido dessa maneira é constituído por 40 reduções parciais de área, conforme pode ser observado na Tabela 5.1.



- I - cone de entrada
- II - cone de trabalho
- III - região
- IV - cone de saída
- 2α - ângulo de trabalho
- 2β - ângulo de entrada
- 2γ - ângulo de saída

Figura 5.7 - Perfil típico da fieira de diamante utilizada.

Tabela 5.1 - Programa de redução para fios de ouro.

FIEIRA Nº	DIÂMETRO DE SAÍDA (μm)
1	920
2	836
3	758
4	689
5	623
6	565
7	513
8	465
9	422
10	383
11	347
12	316
13	286
14	260
15	236
16	213
17	194
18	176
19	160
20	145
21	131
22	119
23	108
24	98
25	89
26	81
27	73
28	66
29	60
30	55
31	50
32	46
33	43
34	39
35	36
36	33
37	31
38	29
39	27
40	25
Observação: O diâmetro inicial do fio é de 1,0 mm e as reduções de área por passe são de 16-18% para fios de 1000 a 50 μm e de 12-15% para fios mais finos.	

5.3 - Processamentos Mecânicos Iniciais

Inicialmente foram realizadas diversos processamentos no laboratório com a finalidade de verificar a viabilidade da obtenção de fios de ouro com 0,025 mm. Efetuou-se o processamento por trefilação, na máquina de trefilar fina, de um fio de ouro com 1,0 mm de diâmetro, recozido, adquirido no mercado, com sendo de pureza 99,99%. Para que os problemas apresentados pelo circuito de controle de velocidades dos diversos motores não interferissem nos resultados, optou-se pela utilização de um único motor, ou seja, uma única redução de área por passe.

Foram efetuadas cerca de quatro processamentos preliminares. Não se pretendia, com esses resultados preliminares, estudar a fratura do fio mas apenas de terminar as condições de processamento mais favoráveis para se alcançar o objetivo inicial da obtenção de fios de ouro com 0,025 mm com a qualidade adequada para as aplicações em microeletrônica. Esses processamentos serviram para aperfeiçoar o equipamento e, também, como treinamento do operador, pois observou-se que o número de rupturas no início das experiências era maior devido a falhas de operação.

A seguir será feita uma explanação das diversas modificações feitas nesses processamentos:

a) Número de voltas do fio no anel tirante

O anel tirante utilizado foi de nylon com 100 mm de diâmetro. Utilizou-se de 1 a 3 voltas de fio de anel. Concluiu-se que apenas uma volta fornece a força de atrito suficiente para trefilar o fio.

b) Lubrificantes

Foram utilizados dois tipos de lubrificantes:

- 1) emulsão com 2% de óleo TREFIL 1269 (comercialmente conhecido) em água;
- 2) emulsão com 3% de sabão de côco em água.

No primeiro caso a lubrificação foi eficiente, pois através de observações em microscópio ótico (60X), verificou-se que o acabamento superficial do fio estava bom. Porém quando se efetuou o teste de soldagem, em uma máquina de termocompressão manual, de um fio com 0,025 mm de diâmetro obtido dessa maneira, embora o fio estivesse dentro das especificações dimensionais, apresentou-se com resíduos de lubrificante em sua superfície o que dificultou a soldagem.

Utilizando-se o segundo lubrificante (sabão em água), obteve-se também bom acabamento superficial do fio. Desta vez o fio obtido estava com a superfície isenta de resíduos de lubrificante, não interferindo no teste de soldagem. Porém houve grande formação de espuma no reservatório de lubrificante. Acrescentou-se então 0,05% de um aditivo anti-espumante, à base de silicóne. O problema de formação de espuma foi então atenuado.

A segunda alternativa apresentou como inconveniência uma rápida deterioração da emulsão e a corrosão do reservatório de lubrificante, de aço esmaltado). Havia necessidade de trocar com frequência o lubrificante, e a cada troca, se tornava necessário lixar o interior do reservatório e fazer um tratamento anti-oxidante.

Optou-se então pela utilização do primeiro lubrificante mencionado. Para eliminar os resíduos de lubrificante no produto final, adaptou-se em uma roldana anterior à bobinadora, discos de feltro embebidos em álcool isopropílico que limpava o fio antes do enrolamento final.

Esse lubrificante (óleo em água) foi utilizado nos demais processos.

c) Adaptação da máquina

Observou-se que alguns componentes do equipamento de trefilar, na sua concepção inicial, eram muito robustos e provocavam rupturas dos fios capilares, principalmente em diâmetros abaixo de 0,100 mm. Verificou-se experimentalmente que os principais componentes responsáveis pela ruptura constante do fio nas bitolas capilares foram a desbobinadora, os tensímetros para controle do desenrolamento do fio (na desbobinadora) e para enrolamento do fio (na bobinadora), além do circuito eletrônico para controle de velocidades.

Foram feitas modificações nesses componentes com o objetivo de minimizar o número de rupturas.

Toda a experiência adquirida na adaptação da máquina de trefilar fios finos foi aproveitada no projeto do novo equipamento de trefilar, ou seja na máquina de trefilar fios capilares.

i) Desbobinadora

No projeto inicial da máquina de trefilar a desbobinadora era constituída por um recipiente de acrílico com um orifício para a saída do fio.

O carretel ficava na posição vertical, de forma semelhante ao modo

lo adotado pelos processos industriais. As experiências mostraram que esse modelo não era adequado para os fios capilares, pois a força necessária para desenrolar o fio poderia causar a sua ruptura.

A desbobinadora foi projetada, ficando o carretel nessa nova concepção, na posição horizontal, sobre um eixo metálico. As duas extremidades do eixo são apoiadas em rolamentos radiais, de modo que o desenrolamento do fio é suave (Figura 5.4). Com essa modificação obteve-se um progresso muito grande, pois o número de ruptura diminuiu consideravelmente. Porém para fios ultra-finos (com diâmetro abaixo de 0,050 mm), a nova desbobinadora ainda mostrou-se insatisfatória. Foi então efetuada uma nova modificação nesse componente, mantendo-se o princípio básico do modelo anterior, ou seja, o carretel permanece na posição horizontal. O eixo construído é de aço inoxidável, de dimensões menores, que o anterior e fica em placas de acrílico. O método de acoplagem do eixo baseia-se no chamado "mancal seco", utilizado em mecanismos de relógio. O conjunto eixo (aço inoxidável) e mancal (teflon) apresenta baixo coeficiente de atrito devido à pequena área de contato (Figura 5.8). A nova desbobinadora é apresentada na Figura 5.9

ii) Tensímetro

A máquinaa trefiladora possuía, em sua concepção inicial, dois tensímetros, adquiridos em uma empresa especializada no ramo.

O tensímetro é um componente constituído basicamente por roldanas que direcionam o fio; é um braço metálico leve, com uma roldana na extremidade, sendo que esse braço é controlado por uma mola. Quando a tração no fio é excessiva, o braço abaixa, de modo que o fio fica frouxo, não se rompendo facilmente. Uma alavanca controla a capacidade de tração da mola que deve ser alterada à medida em que o fio vai afinando.

Observou-se que para fios com bitolas abaixo de 0,100 mm, mesmo que a mola estivesse na posição mais frouxa o tensímetro não teria mais utilidade ou seja, não atuava no sentido de aliviar a tensão de enrolamento e desenrolamento do fio.

Consultando-se as empresas nacionais que fabricam esses tipos de componentes mecânicos, verificou-se a não existência no mercado de modelos de tensímetros mais leves que os adquiridos anteriormente. Como não se pretendia à medida do possível, a utilização de componentes importados, aptou-se pelo projeto e construção de um novo modelo de tensímetro, menos robusto que o anterior. As Figuras 5.10 e 5.11 apresentam o protótipo do tensímetro, o qual foi testado e aprovado para a faixa de diâmetro de 0,200 a 0,025 mm. Foi construído

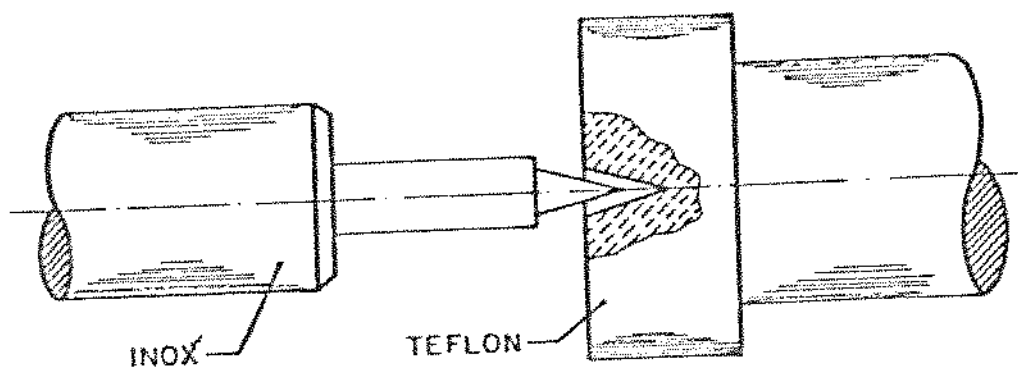


Figura 5.8 - Detalhamento do "mancal seco"

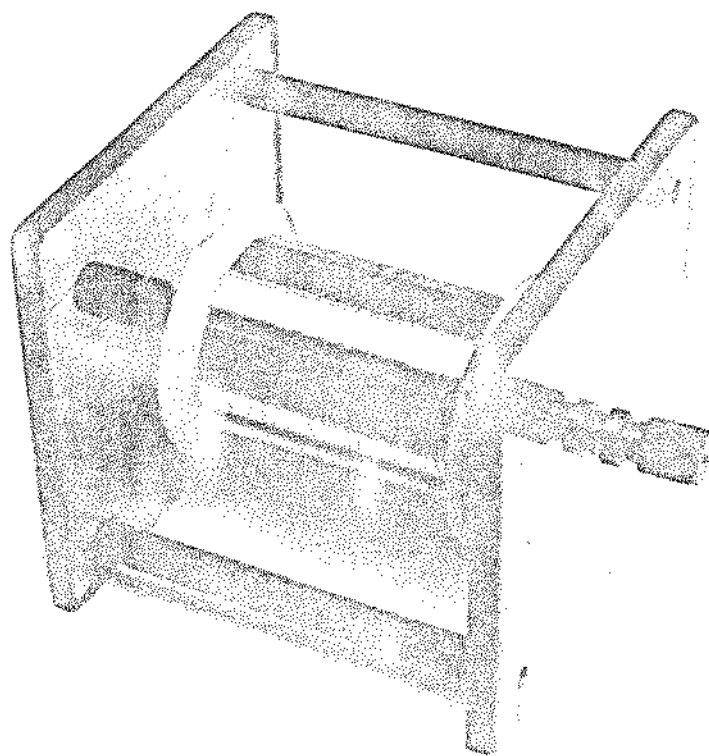


Figura 5.9 - Nova desbobinadora construída

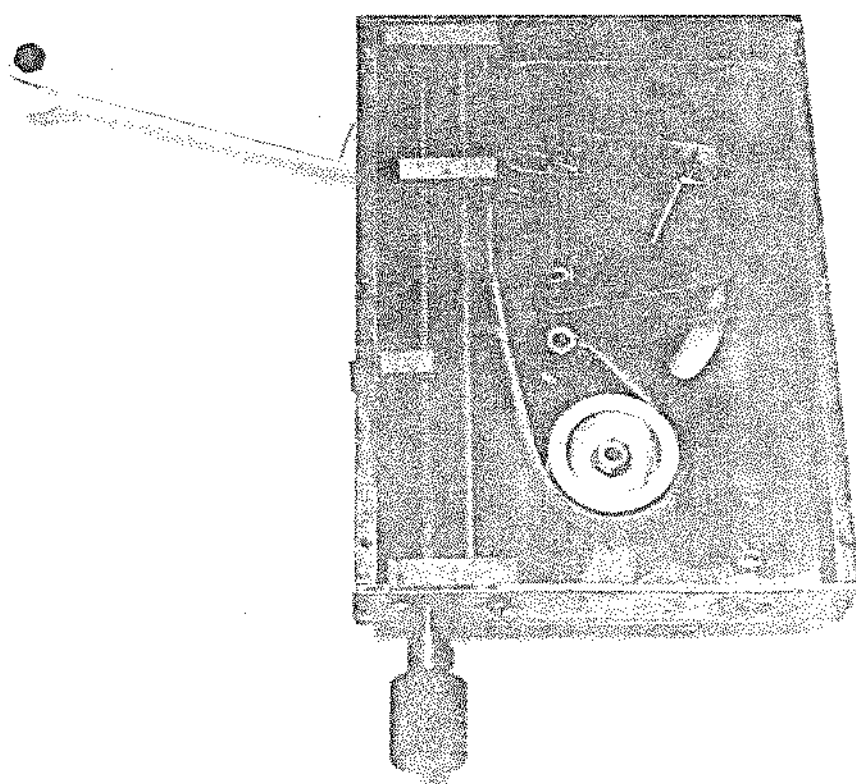
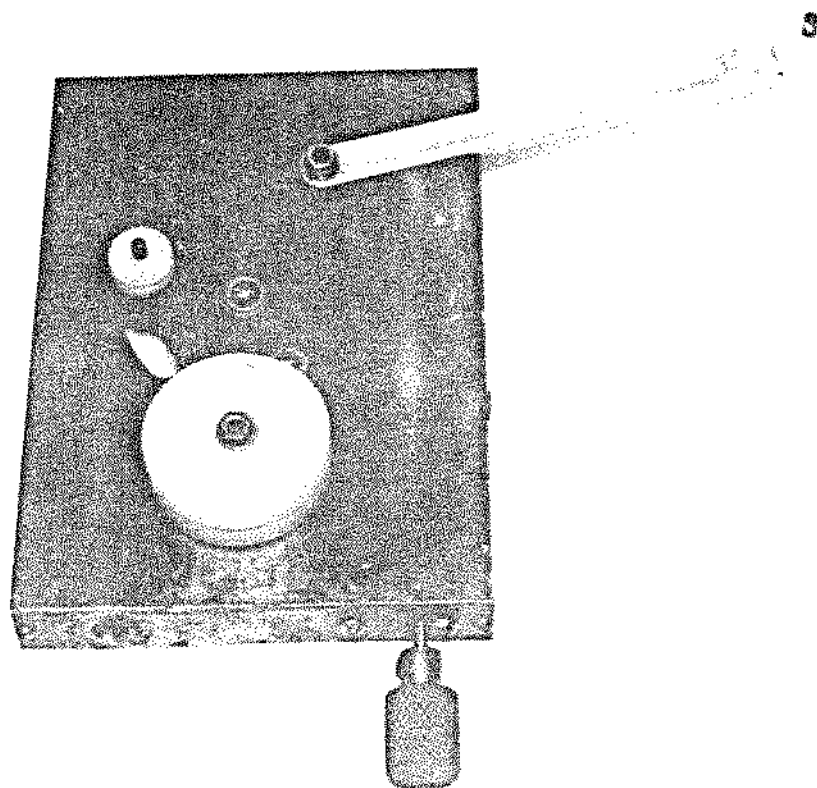


Figura 5.10 - Novo tensiômetro, vistas parciais.

idades próximas à velocidade nominal dos motores utilizados, que é de 2250 rpm. Considerando essas restrições, são possíveis duas soluções para o controle de velocidade. A primeira delas é a utilização de um redutor de velocidade de modo que os motores passam a operar em velocidades próximas às nominais (onde o controle é eficiente). A segunda solução considerada é a utilização de servomotores, com campo permanente e com controle transistorizado, podendo ou não utilizar-se redução mecânica. As duas opções foram verificadas e segunda alternativa foi a escolhida.

Para a segunda alternativa, foi adotado um motor com os seguintes dados de fábrica:

Motor: CC com redução

Modelo: SM 61 BC 12

Redução: 49:1

Tensão de alimentação: 24 Vcc

Potência: 74 W

Torque de travamento: 150 kgf.cm

Velocidade máxima: 150 rpm

Uma fonte variável de tensão (CC) foi conectada ao motor, a saída medida foi a velocidade angular no eixo antes da redução. Como se esperava, dado que o motor possui campo permanente, a relação entre a tensão e a velocidade para o mesmo é linear; a tensão mínima de operação (onde ainda se mantém a rota-ção) é de 4 V e a velocidade correspondente é de 15 rpm na saída reduzida.

Uma vez escolhido o motor, foi necessário desenvolver um novo controle de velocidade (circuito nº 3)⁽⁸⁻¹⁰⁾. A primeira etapa no desenvolvimento do novo controle foi a definição do módulo de potência e a escolha da frequência de operação, que deve ser fora da faixa audível ao ser humano ($f > 20$ kHz).

O módulo de potência consiste basicamente de uma fonte de tensão CC, seguida de um circuito transistorizado para efetuar a chaveamento da tensão. Dada a baixa potência requerida pelo motor, o circuito de chaveamento fica bastante simplificado, com apenas três componentes ativos: um transistor de potência, um transistor "darlington" de média potência e um transistor para acoplamento.

Foi montado um protótipo, de qual foi utilizado em diversos processamentos em fios capilares de alumínio. Desses processamentos chegou-se às conclusões:

mais um componente, de modo que os dois novos tensímetros foram instalados logo após a desbobinadora e antes da bobinadora. Os tensímetros antigos continuam a ser usados para a faixa de diâmetros de 1,0 a 0,200 mm.

iii) Controle de velocidade

Na etapa do projeto da máquina de trefilar fina não haviam dados sobre as tensões de trefilação e velocidades exigidas para o processo. Foram adquiridos quatro motores de corrente contínua, com 2HP cada um, com excitação independente, dos quais três deles são usados para puxar o fio e o quarto, para enrolá-lo.

Dentre os métodos mais comuns para o controle de velocidades, optou-se pelo ajuste da tensão terminal de armadura. O controle de velocidades adquirido de uma firma especializada (circuito nº 1)⁽⁶⁾, utiliza tiristores no estágio de potência. Porém esse controle de velocidades não possui realimentação de velocidade.

Seria desejável que a máquina trefiladora possuisse um controle de velocidade cujas variações (de velocidade) fossem inferiores a 1% para uma perturbação no torque. O controle de velocidades adquirido apresentou variações da ordem de 10%.

A variação de velocidade durante uma passada de fio pela máquina pode implicar em dois problemas: possibilidade de ruptura do fio e possibilidade de variação das propriedades mecânicas do fio ao longo do comprimento.

Após um estudo detalhado dos parâmetros do motor de corrente contínua, concluiu-se que uma boa opção seria um novo circuito de controle de velocidade, porém com realimentação. Projetou-se então um novo controle de velocidade, ainda utilizando tiristores.

O circuito desenvolvido (circuito nº 2)⁽⁷⁾ é basicamente constituído por: um conversor de corrente alternada a corrente contínua, um circuito de disparo de tiristores, um conversor analógico-digital e um transdutor de velocidade fotoelétrico.

Esse circuito foi testado com experiências de trefilação de fios de alumínio, chegando-se a algumas conclusões sobre o seu funcionamento. O novo circuito funcionou satisfatoriamente. Apresentou-se superior ao controle antigo, notando-se que o número de rupturas do fio diminuiu para ensaios de trefilação nas mesmas condições, com os dois controles. Porém para as baixas velocidades de trefilação (50-100 rpm), que são as mais utilizadas para os fios ultra-finos (baixo de 0,050 mm), esse controle ainda não mostrou-se satisfatório. O controle construído possui boa regulação de velocidade (1%) somente para velo

- a) a faixa de aplicação do controle com essa regulagem é de 10-100 rpm (linear);
- b) nessa faixa é possível utilizar-se a tensão de realimentação como sinal de velocidade para indicação externa;

Esse terceiro circuito foi utilizado na trefilação de fios de ouro com diâmetro abaixo de 0,200 mm.

5.4 - Processamentos Mecânicos Completos

Inicialmente foram trefilados fios de ouro com 1 mm de diâmetro que foram adquiridos de uma empresa do ramo de metais preciosos, chegando-se até 0,025 mm.

Com o objetivo de estudar o processamento mecânico completo de fios capilares de ouro, e também para reaproveitamento dos pedaços de fios refugados da primeira etapa, iniciou-se o processo com a extrusão do ouro.

O material refugado foi fundido em cadinhos de quartzo, em forno de indução com atmosfera de argônio e a 1200°C, obtendo-se dessa maneira tarugos com o diâmetro de 6 mm e comprimento de aproximadamente 50 mm.

Os tarugos foram extrudados na máquina de extrusão direta a quente, de laboratório.

A matriz utilizada foi de aço H 12, temperado e revenido, com o perfil típico indicado na Figura 5.11.

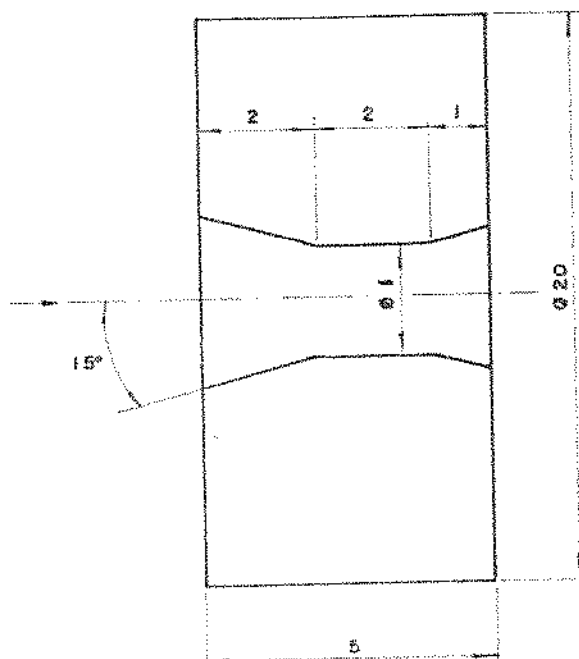


Figura 5.11 - Perfil típico da matriz de extrusão utilizada.

Foram efetuadas três experiências à temperatura de extrusão de 650°C. A pressão de extrusão alcançou a 9,2 MPa. A velocidade de extrusão foi muito baixa (cerca de 0,4 mm/s).

Embora o processo de extrusão tenha sido bem sucedido, o comprimento dos fios extrudados foi pequeno (cerca de 0,25 m em média). O acabamento superficial do fio extrudado mostrou-se estriado, pois a matriz foi confeccionada em equipamentos convencionais de usinagem, como torno e furadeira. Observa-se uma nítida diferença entre esse fio extrudado (Figura 5.12) e o fio adquirido (Figura 5.13). Um aperfeiçoamento necessário na confecção de matrizes de extrusão é a utilização de usinagem por eletro-erosão em vez da usinagem convencional. Se esse procedimento ainda não for suficiente para produzir fios com superfícies brilhantes é necessário desenvolver técnicas de polimento da superfície interna da matriz, usando pasta de diamante.

Foram seccionadas amostras do fio de ouro extrudados, as quais foram submetidas a análise micrográficas (em microscópio metalográfico). Observou-se que em algumas regiões (Figura 5.14 e 5.15) havia uma segregação de inclusões no interior do tarugo embora em outras regiões isso não ocorria (Figura 5.16 e 5.17). Verificou-se, portanto, que os processos de fundição e solidificação do ouro precisam ser aperfeiçoados.

Uma das amostras foi trefilada a 100 rpm com o lubrificante óleo em água. Verificou-se que o fio estava bastante dúctil, devido ao recozimento ocorrido durante a extrusão a quente. Esse processamento prosseguiu até cerca de 0,100 mm de diâmetro sem maiores problemas.

Como o comprimento do fio extrudado era muito pequeno (cerca de 0,25 m) foi necessário fazer trefilação manual por cerca de cinco fieiras antes do fio ter comprimento suficiente para que o processo fosse automatizado. Devido a todas as dificuldades apresentadas no processo de extrusão, os fios extrudados não foram utilizados para o estudo da fratura.

A Figura 5.18 apresenta as três etapas do processamento mecânico do ouro.

5.5 - Análise da Qualidade dos Fios na Trefilação

5.5.1 - Método para o Controle da Qualidade dos Fios

O método para o controle da qualidade dos fios obtidos desenvol-

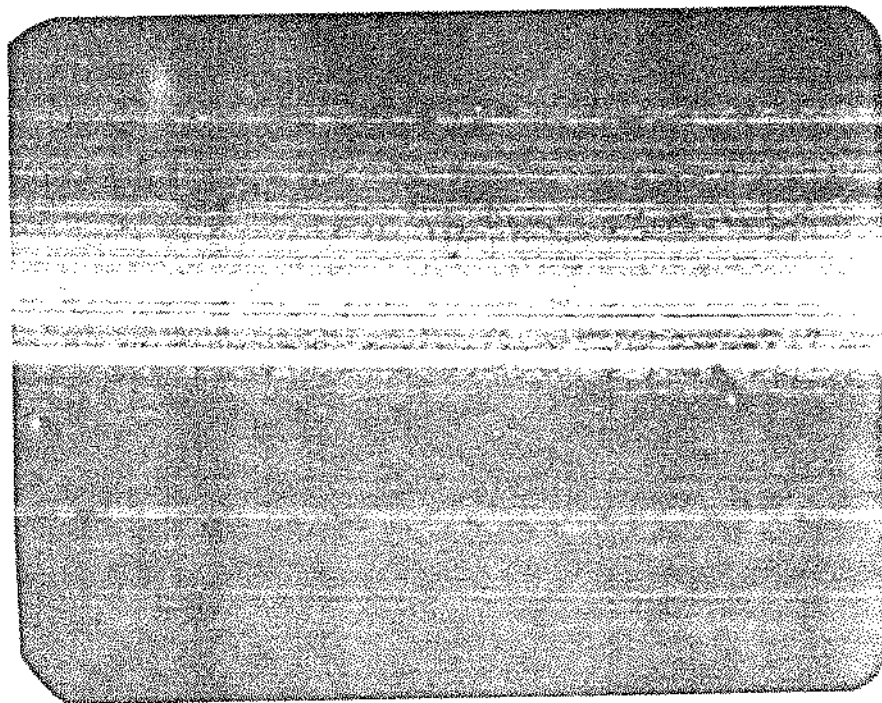


Figura 5.12 - Superfície do fio extrudado.

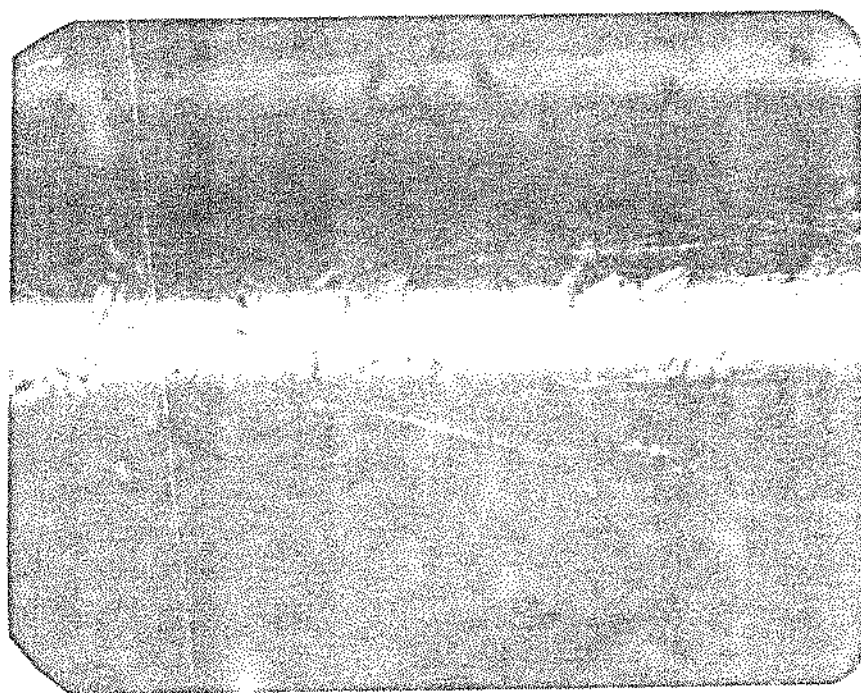


Figura 5.13 - Superfície do fio adquirido.

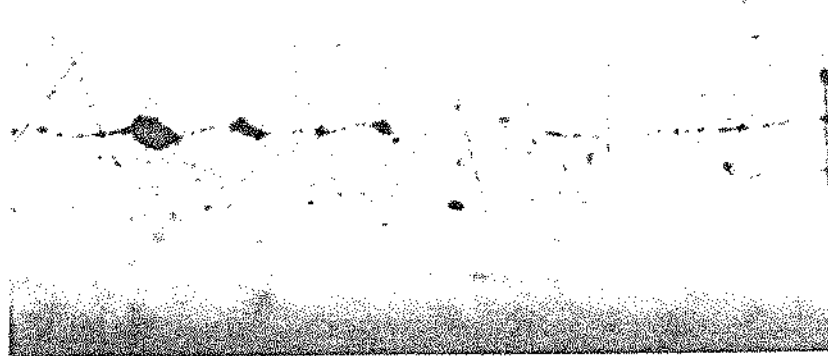


Figura 5.14 - Micrografia de fio de ouro extrudado, $D=1,0$ mm, sem ataque, 600 X.

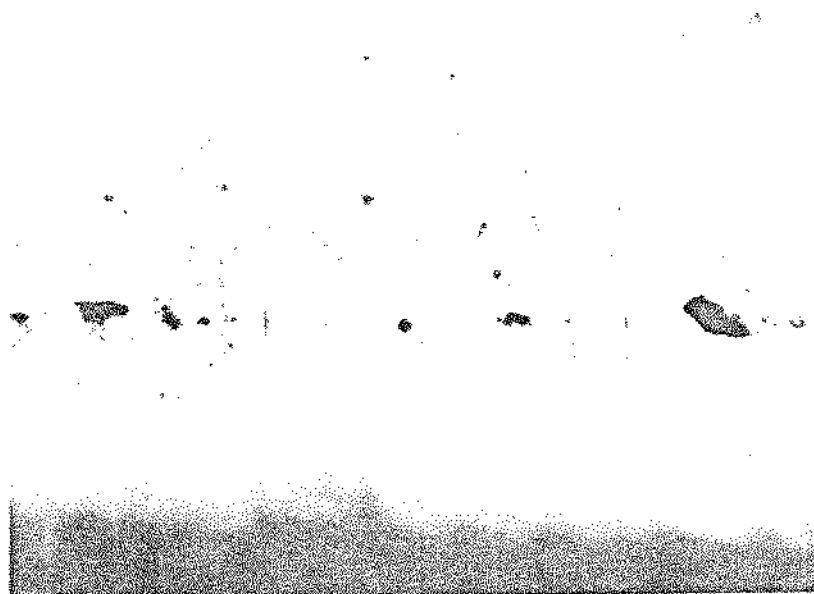


Figura 5.15 - Idem à anterior, outra região.



Figura 5.16 - Idem à anterior, outra região.

veu-se em três fases, com a seguinte ordem: controle de qualidade da matéria prima, controle de qualidade do fio durante a trefilação e controle de qualidade do produto final.

Inicialmente deve-se verificar se a matéria prima utilizada na trefilação está obedecendo as exigências estabelecidas nas especificações. Os principais fatores a serem verificados são o aspecto superficial, as dimensões, a composição química e as propriedades mecânicas. O fio inicial deve ser contínuo ao longo de todo o comprimento enrolado no carretel, não deve apresentar ondulações, fissuras, asperezas, rebarbas e inclusões. A composição química deve obedecer as exigências do grau de pureza que para o ouro deve ser de 99,99% ou 99,995%, conforme norma técnica ASTM F72-72⁽¹²⁾. As principais propriedades mecânicas que devem ser verificadas no fio inicial são o limite de resistência à tração e o alongamento, as quais podem ser obtidas através de ensaios de tração. O fio inicial deve estar no estado recozido para que seja possível grande redução de diâmetro sem recozimento intermediário.

Durante a trefilação os principais parâmetros que devem ser controlados são o aspecto superficial, as dimensões e as propriedades mecânicas. O controle do aspecto superficial do fio pode ser feito com auxílio de uma lupa ou microscópio, verificando se o enrolamento está uniforme, se não há ondulações no fio, inclusões ou outros defeitos na forma de marcas. O controle das dimensões do fio também deve ser feito periodicamente para verificar se elas estão dentro das especificações (Tabela 5.2). Para os fios mais espessos essa verificação pode ser feita com um micrômetro, porém para os fios capilares (abaixo de 0,150 mm), deve ser feita pelo método da pesagem (Norma técnica ASTM F205-63)⁽¹³⁾. As propriedades mecânicas devem ser verificadas a cada etapa do processo. Para os fios capilares deve-se utilizar uma máquina de ensaios com baixa capacidade de carga. Caso o fio não esteja de acordo com o esperado, deve ser rejeitado, procurando-se eliminar os problemas apresentados através de modificações nas condições do processo, como por exemplo na velocidade de trabalho e no tipo de lubrificante.

Quanto ao controle de qualidade final o produto final, além dos aspectos já mencionados anteriormente como acabamento superficial, dimensões e propriedades mecânicas, deve-se observar atentamente a limpeza final e a embalagem. O fio deve estar completamente desengordurado, pois senão é prejudicada a etapa posterior de soldagem por termocompressão. Quanto à embalagem, o fio deve estar enrolado num carretel adequado à máquina de soldar que será utilizada, o enrolamento deve estar uniforme, e o passo de enrolamento deve estar entre 1 a 1,5 vezes o diâmetro do fio.

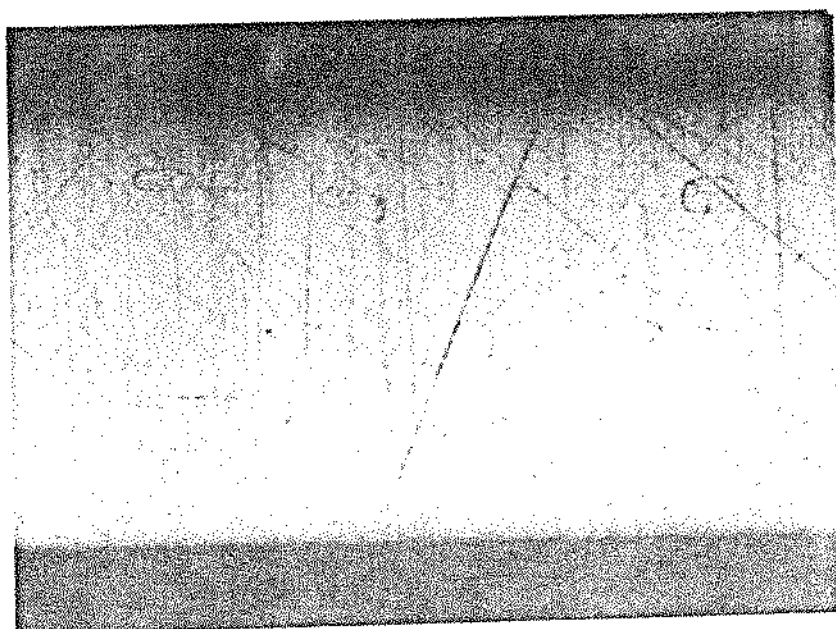


Figura 5.17 - Idem à anterior, 150 X, outra região.

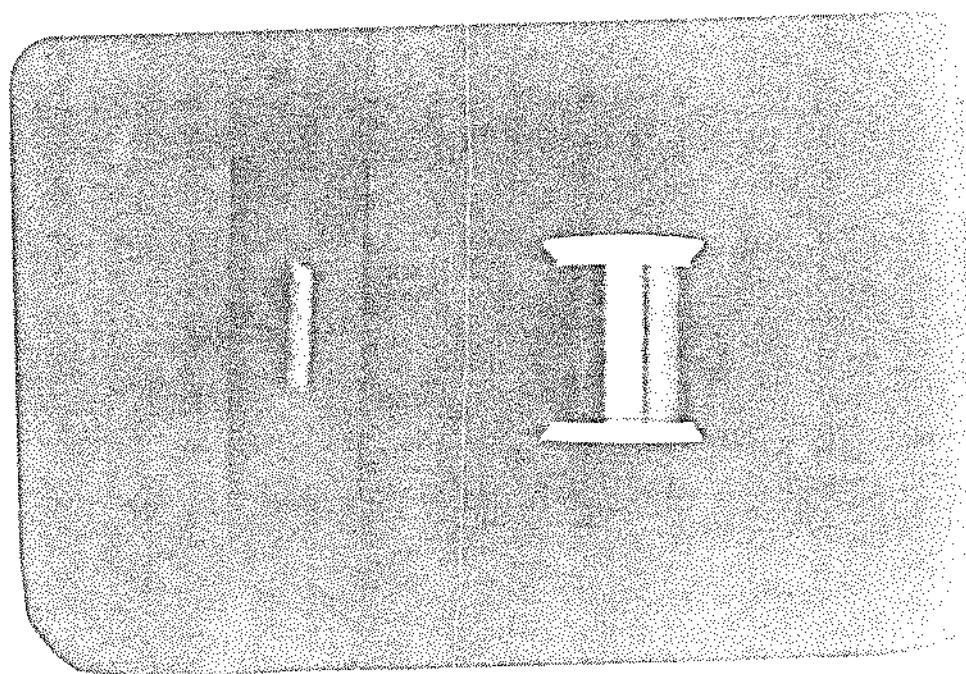


Figura 5.18 - Três etapas do processamento mecânico do ouro (tárgua com diâmetro de 6 mm, fio extrudado com 1,0 mm e fio capilar com 0,050 mm).

fio, também merecem cuidados especiais as fieiras de diamante utilizadas no processamento. Essas fieiras devem ser observadas em microscópio monocular, com aumento de 50 a 180 vezes, para verificar se aparecem defeitos devido ao desgaste, tais como anéis de estiramento, fissuras, ovalização e aumento de diâmetro do orifício. Outro fator importante a ser controlado é a lubrificação, que deve ser contínua junto à fieira. O lubrificante deve estar bem limpo, devendo ser filtrado sempre que retorna ao recipiente de armazenamento.

Tabela 5.2 - Tolerâncias dimensionais para os fios capilares
(Segundo catálogo da Tanaka Electronics, Tokyo).

Diâmetro Nominal (mm)	Tolerância em Diâmetro (% do Diâmetro Nominal)	Tolerância em Peso (% do Peso Nominal)
0 - 0,013	± 10	± 20
0,013 - 0,13	± 5	± 10
0,13 - 0,26	± 3	± 6

Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas dos fios de ouro adquiridos
(1 mm de diâmetro)

PROPRIEDADE	AMOSTRA 1	AMOSTRA 2
Tensão de Ruptura à Tração MPa	126,4	183,0
Alongamento em 154 mm (%)	36,9	34,5

Tabela 5.3 - Propriedades mecânicas dos fios capilares de ouro em função do diâmetro para as condições: Recozido (R), com Alívio de Tensões (AT) e Encruado (E) (Segundo catálogo da Tanaka Electronics Industry, Tokyo)

DIÂMETRO (mm)	MASSA (mg/20cm)	FORÇA DE RUPTURA (gf)			ALONGAMENTO (%)		
		E	AT	R	E	AT	R
0,010	0,25-0,37	> 17,6	-	9,8-17,6	0,5-2,0	-	2,0-3,0
0,013	0,42-0,57	> 29,4	-	13,7-29,4	0,5-2,0	-	2,0-3,0
0,015	0,59-0,73	> 29,2	-	19,6-39,2	0,5-2,0	-	2,0-5,0
0,018	0,87-1,09	> 49	61,2-49	19,6-39,2	0,5-2,0	2,0-5,0	4,0-8,0
0,020	1,10-1,34	> 68,6	39,2-68,6	29,4-58,8	0,5-2,0	2,0-5,0	4,0-8,0
0,025	1,75-2,05	>107,8	68,6-107,8	53,9-78,4	0,5-2,0	2,0-6,0	6,0-10,0
0,028	2,21-2,55	>137,2	98-137,2	68,6-98	0,5-2,0	2,0-6,0	6,0-11,0
0,030	2,55-2,92	>156,8	107,8-156,8	73,5-107,8	0,5-2,0	2,0-7,0	7,0-12,0
0,038	4,15-4,61	>254,8	147-254,8	127,4-196	0,5-2,0	2,0-8,0	8,0-13,0
0,050	6,99-7,60	>441	294-441	186,2-264,6	0,5-2,0	2,0-10,0	10,0-15,0

5.5.2 - Controle de Qualidade Efetuado

Foram adquiridos dois lotes de matéria-prima inicial, ou seja fio de ouro com 1 mm de diâmetro e segundo a empresa vendedora como sendo de pureza 99,99%. Tentou-se obter fios de ouro dopados com berílio, porém as empresas nacionais procuradas, não produziam esse material. As amostras foram submetidas a dois tipos de análise: análise semi-quantitativa em um espectrógrafo de emissão ótica - 1,5 - Jarrel Ash e análise quantitativa em espectrofotômetro de absorção atômica. No primeiro caso verificou-se as impurezas presentes e qual a faixa de concentração. O segundo aparelho foi utilizado para verificar

com mais exatidão a concentração das impurezas encontradas. Além disso, algumas lâmpadas extras de alguns elementos foram colocadas para verificar a existência de algumas impurezas. A escolha desses elementos baseou-se na norma técnica ASTM B 562-73 - Refined Gold (14).

A tabela 5.4 apresenta os resultados da composição química das duas amostras adquiridas comparando-as com a composição provável de um fio de ouro⁽¹¹⁾.

Através de observações em microscópio ótico da superfície dos fios de 1 mm, chegou-se à conclusão que ambos os lotes adquiridos estavam com bom acabamento superficial, sendo adequados à trefilação. Pela alta qualidade da superfície desses fios, observou-se que o fabricante já havia dado pelo menos um passe de trefilação no fio. O fio extrudado a quente no laboratório apresentou-se estriado, devido ao péssimo acabamento da matriz de extrusão, portanto inadequado para a trefilação.

As propriedades mecânicas dos fios adquiridos foram determinadas em uma máquina INSTRON 1130 e os resultados encontram-se na Tabela 5.5. Para prender os fios, foram utilizadas garras pneumáticas.

Não foram feitos ensaios de tração dos fios extrudados devido ao pequeno comprimento obtido em cada etapa.

Quanto ao controle de qualidade efetuado durante e após a trefilação a discussão será feita em conjunto. O controle dimensional e das propriedades mecânicas foram feitos segundo o método estabelecido e os resultados para os fios capilares (com diâmetro abaixo de 0,150 mm) estão apresentados na Tabela 5.6.

O primeiro lote de ouro adquirido foi utilizado basicamente nas experiências de processamentos mecânicos e o segundo lote para o estudo da fratura dúctil.

Tabela 5.4 - Composição química dos fios de ouro (Adquiridos, originais)

ELEMENTO	1 (%)	2 (%)	3 (%)
Ag	0,01	0,03	0,0052-0,0061
Cu	0,02	0,01	0,0033-0,0046
Pb	N.E.	N.E.	0,0028-0,0037
Mn	0,0004	N.E.	0-0,0001
Si	0,0004	0,001	0,0009-0,0015
Fe	N.E.	0,001	0,0008-0,0010
Ca	0,0001	N.E.	0,0006-0,0009
Al	0,001	0,01	0-0,0001
Ni	N.E.	0,01	N.E.
Au	restante (99,97)	restante (99,95)	restante (99,99)

Observações: 1 - amostra do lote 1

2 - amostra do lote 2

3 - composição provável de um fio de ouro (99,99% segundo ref. (11))

N.E. - não encontrado

Tabela 5.6 - Resultados experimentais - Propriedades dimensionais e mecânicas dos fios capilares trefilados

DIÂMETRO NOMINAL mm	DIÂMETRO MEDIDO mm	MASSA mg/200 mm	VARIAÇÃO DIÂMETRO %	PROPRIEDADES MECÂNICAS	
				FORÇA DE RUPTURA N (kgf)	ALONGAMENTO EM 154 mm %
0,145	0,145	64,1	0	2,352 (0,240)	14,2
0,131	0,130	51,4	- 8,0	1,764 (0,180)	13,7
0,119	0,118	42,0	- 8,0	1,372 (0,140)	12,8
0,108	0,108	35,3	0	1,049 (0,107)	10,4
0,098	0,097	28,7	- 1,0	0,794 (0,081)	11,4
0,89	0,088	23,5	- 1,1	0,676 (0,069)	12,5
0,081	0,080	19,4	- 1,2	0,568 (0,058)	9,5
0,073	0,072	15,6	- 1,4	0,451 (0,046)	9,1
0,066	0,065	12,8	- 1,5	0,392 (0,040)	5,6
0,060	0,059	10,5	- 1,7	0,353 (0,036)	5,4
0,055	0,054	9,0	- 1,8	0,333 (0,034)	4,1
0,050	0,049	7,3	- 2,0	0,304 (0,031)	3,8
0,046	0,045	6,1	- 2,2	0,255 (0,026)	3,5
0,043	0,042	5,3	- 2,3	0,245 (0,025)	3,2
0,039	0,039	4,6	0	0,206 (0,021)	2,9
0,036	0,036	4,0	0	0,167 (0,017)	2,2
0,034	0,034	3,5	0	0,147 (0,015)	2,0
0,031	0,030	2,8	- 3,2	0,127 (0,013)	1,8
0,029	0,028	2,3	- 3,5	0,118 (0,012)	1,7
0,027	0,026	2,1	- 3,7	0,108 (0,011)	1,5
0,025	0,024	1,7	- 4,0	0,0882 (0,009)	1,3

Obs.: A velocidade de trabalho foi 0,5 m/s e as propriedades do fio de ouro de 1,0 mm eram: força de ruptura (12,9 kgf) e alongamento em 0,154 m = 36,9%. Velocidade da garra 2,54 mm/s. Velocidade do papel 0,6 mm/s. Norma técnica adotada: ASTM E8-81.

5.6 - Discussão dos Resultados

a) Fios

Embora existam três tipos de especificação dos fios capilares-recozidos, com alívio de tensões e encruado (Tabela 5.3), os fios mais utilizados são os intermediários ou seja os com alívio de tensões. Fios encruados demais podem sofrer ruptura após a soldagem, durante o encapsulamento do dispositivo eletrônico. Fios recozidos podem perder o formato desejado (laçada) após a soldagem (Figura 1.5).

Os valores das propriedades especificadas para o fio capilar são agrupados em faixas. Cada empresa consumidora desses fios esclarece com maior precisão os valores desejados para essas propriedades, que devem estar adequados para o tipo de dispositivo eletrônico que está sendo produzido, e o tipo de máquina de soldar utilizada (termo-compressão ultrassom, termossônica; manual, semi-automatizada, automatizada).

Os valores das propriedades mecânicas obtidas experimentalmente para os fios capilares de ouro foram comparadas com os fios encruados e com alívio de tensões da Tabela 5.3.

Para o alongamento (Figura 5.19.a), os resultados experimentais são comparados com os dois tipos especificados (encruado e alívio de tensões). Observa-se que os fios obtidos até cerca de 0,032 mm de diâmetro, encontram-se dentro da faixa dos fios com alívio de tensões e abaixo desse diâmetro, encontram-se na faixa dos fios encruados.

Com relação à força de ruptura, na Figura 5.19.b estão representados apenas os valores dos limites superiores da faixa de valores correspondentes aos fios com alívio de tensões, pois a Tabela 5.3 informa apenas o valor mínimo para a força de ruptura para os fios encruados, que coincide com o valor superior da especificação para fios com alívio de tensões. Os limites inferiores da especificação, colocados no gráfico, são os valores mínimos para os fios com alívio de tensões. Abaixo do limite inferior, o valor da força de ruptura estaria na faixa dos fios recozidos.

Da comparação dos resultados experimentais, dos valores da força de ruptura, com as especificações observou-se que os fios trefilados encontram-se na faixa dos fios com alívio de tensões.

Foi realizado um tratamento térmico com o fio de 0,025 mm de diâmetro, aquecendo-o enrolado em um carretel de aço inoxidável, a 450°C, durante apenas 5 minutos. As propriedades mecânicas resultantes estão também assinaladas na Figura 5.19. Observa-se que com esse tratamento térmico, o fio ficou totalmente dentro da classe "alívio de tensões".

Esse procedimento está de acordo com a recomendação das normas internacionais, segundo a qual o tratamento de recozimento ou alívio de tensões deve ser efetuado no final do processo de trefilação.

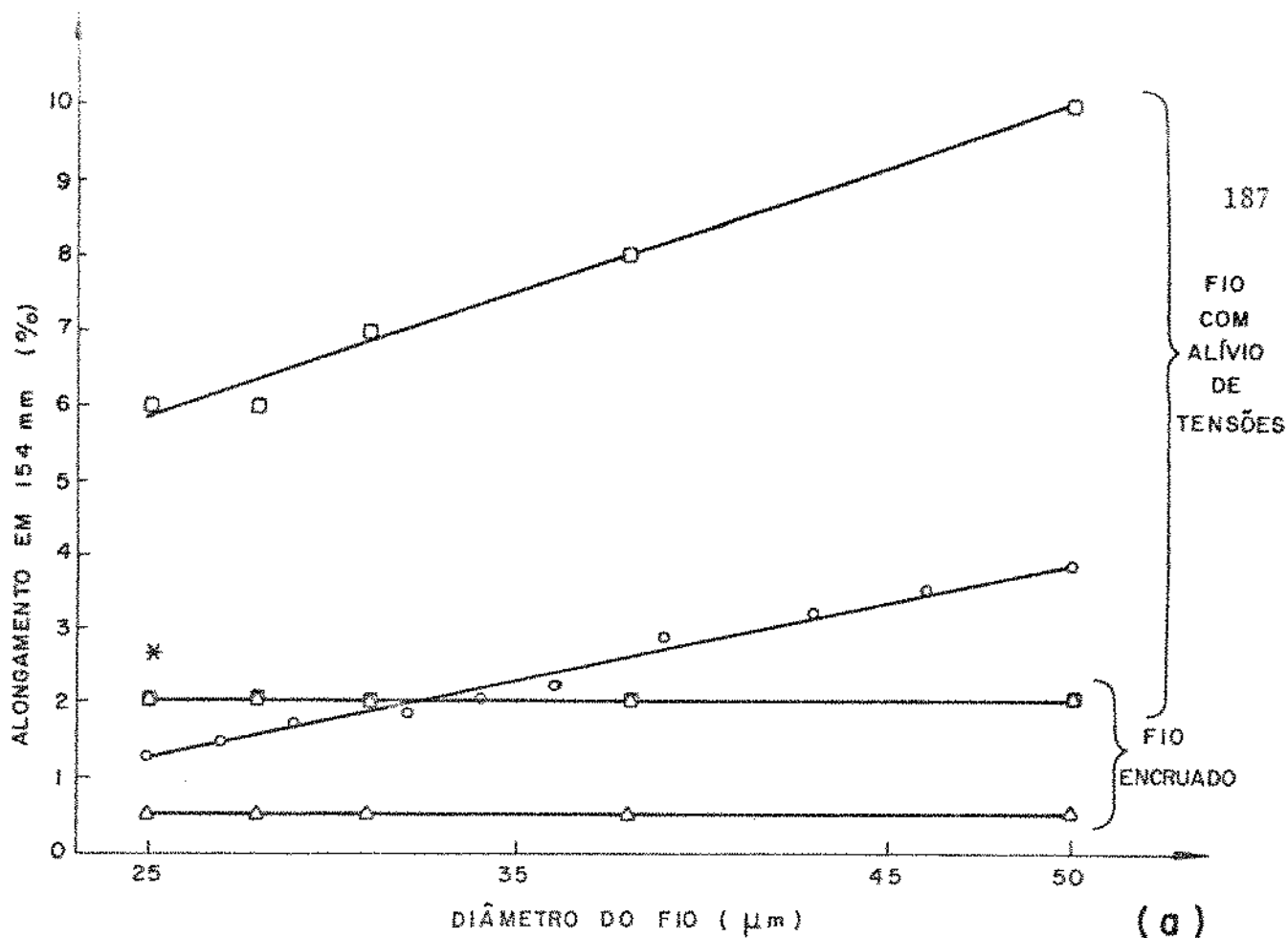
Para o processamento mecânico de fios de ouro, o fio de partida na trefilação não deve ser tão espesso a ponto de exigir recozimentos intermediários durante o processamento. No nosso caso particular, o fio de partida foi de 1,0 mm de diâmetro, porém sabe-se que esse diâmetro não é o mais adequado. Com o aperfeiçoamento da máquina extrusora hidrostática para a extrusão de fios, pretende-se chegar a fio de ouro com 0,5 mm de diâmetro, que será a matéria prima inicial para a trefilação.

Os resultados da variação do diâmetro e da massa por 200 mm de fio estão de acordo com as especificações (Tabela 5.2).

b) Máquinas

Com relação ao desenvolvimento de equipamentos, pode-se dizer que, de um modo geral, as máquinas construídas tiveram bom desempenho, apesar das dificuldades encontradas, tanto financeiras como operacionais (tais como falta de máquinas-ferramentas adequadas para construir os componentes mecânicos).

Houve uma acentuada melhoria no desempenho dos equipamentos, particularmente para a trefilação de fios finos, desde as primeiras experiências até o presente momento. Porém as pesquisas ainda continuam, aproveitando a experiência acumulada, no desenvolvimento de equipamentos controlados por microprocessador⁽¹⁵⁻¹⁶⁾.



○ - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

□ - LIMITE SUPERIOR (especificação)

△ - LIMITE INFERIOR (especificação)

■ - LIMITE SUPERIOR DE UM TIPO DE FIO COINCIDE COM LIMITE INFERIOR DE OUTRO

* - RESULTADO EXPERIMENTAL COM TRATAMENTO DE ALÍVIO DE TENSÕES

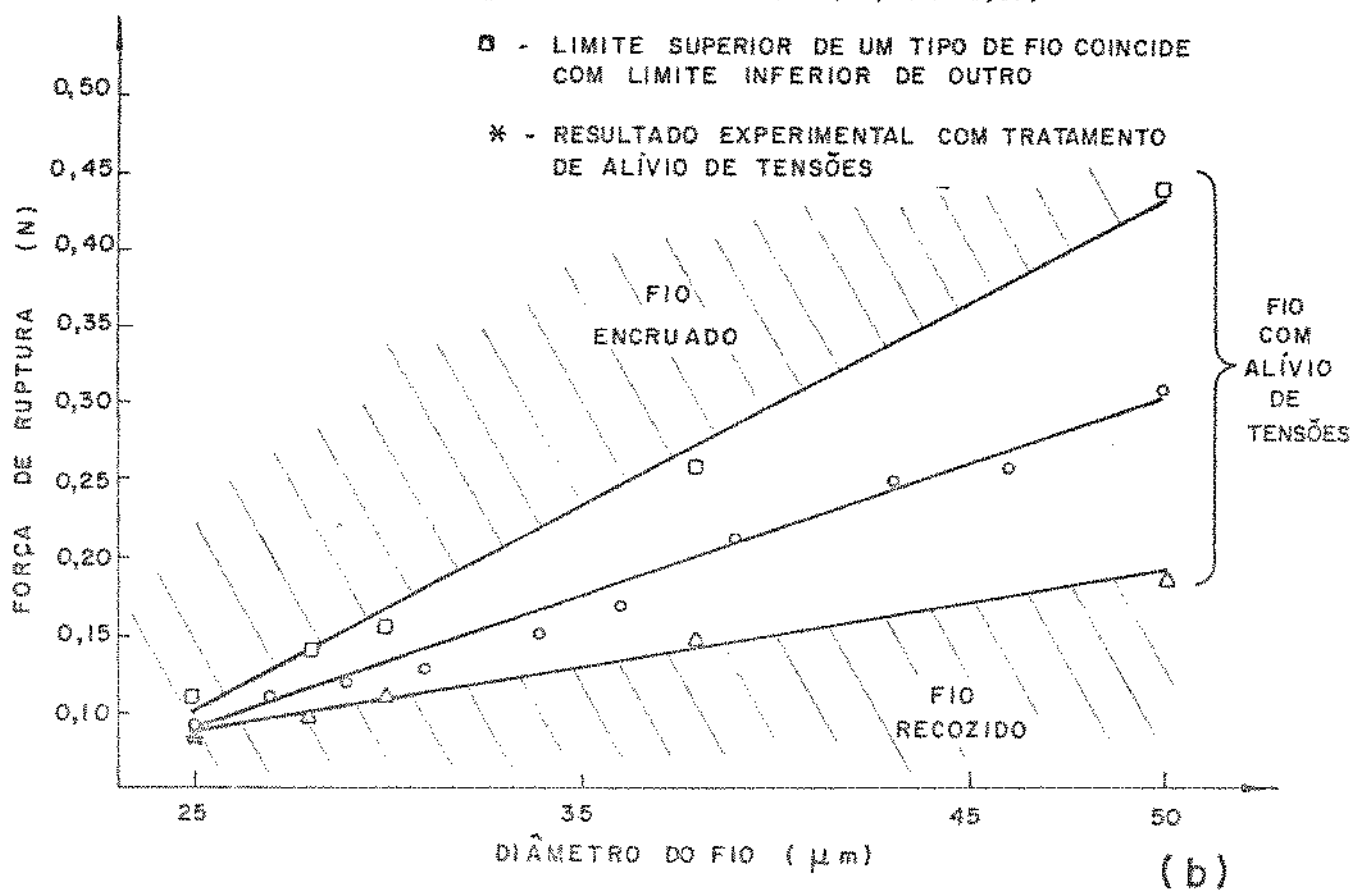


Figura 5.19 - Comparações entre as propriedades mecânicas dos fios trefilados e as especificações: (a) alongamento, (b) força de ruptura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. NERY, F.A.C. Desenvolvimento de uma Máquina Extrusora de Laboratório para Fios de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, FEC-UNICAMP, 1980.
2. BUTTON, S.T. Desenvolvimento de uma Máquina de Laboratório para a Extrusão Hidrostática de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, FEC-UNICAMP, 1985.
3. ZAVAGLIA, C.A.C. Contribuição ao Estudo da Trefilação de Fios Capilares de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, FEC-UNICAMP, 1979.
4. ZAVAGLIA, C.A.C.; BRESCIANI Fº, E. Máquina de Trefilar de Laboratório para Fios Metálicos Capilares, Metalurgia ABM, 42, (349), Dezembro 1986, pp. 863-866.
5. 8º Relatório Técnico de Progresso - Telebrás - Segmento MGE, Outubro a Dezembro de 1983, pp. 1-14.
6. id., ibid ref. (3) pp 85-86.
7. 14º Relatório Técnico de Progresso do Projeto MGE, Janeiro a Março de 1981,
8. 5º Relatório Técnico de Progresso - Telebrás - Segmento MGE - Janeiro a Março de 1983, pp. 12-13.
9. 6º Relatório Técnico de Progresso - Telebrás - Segmento MGE - Abril a Junho de 1983, pp. 12-15.
10. 7º Relatório Técnico de Progresso - Telebrás - Segmento MGE - Julho a Setembro de 1983, pp. 4-7.
11. RAMSEY, T.H. Metallurgical Behavior of Gold Wire in Thermal Compression Bonding, Solid State Technol., 1973, 16, (10), pp. 43-47.
12. Norma Técnica da ASTM F 72-74 - Gold Wire for Semiconductor Lead-Bonding, 43, Philadelphia, 1975.

13. Norma Técnica da ASTM F 205-63 - Measuring Diameter of Fine Wire by Weighing, 43, Philadelphia, 1975.
14. Norma Técnica da ASTM B 562-73 - Standard Specification for Refined Gold, 8, Philadelphia, 1975.
15. ZAVAGLIA, C.A.C.; BUTTON, S.T.; BRESCIANI F^o, E. Máquinas de Conformação Mecânica Fina, Controladas por Microprocessador, II Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP, Campinas, S.P., Agosto de 1986.
16. ZAVAGLIA, C.A.C.; BUTTON, S.T.; BRESCIANI F^o, E. Projeto e Construção de uma Extrusora e uma Trefiladora Controladas por Microprocessador, IX COBEM, Florianópolis, S.C., Dezembro de 1987.

6. ANÁLISE FRATOGRÁFICA DAS RUPTURAS OCORRIDAS DURANTE A TREFILAÇÃO: RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 - Procedimento Adotado para o Estudo Fratográfico dos Fios Rompidos

A matéria prima utilizada nessas experiências foi um fio de ouro recozido com 1,0 mm de diâmetro, cuja composição química foi apresentada na Tabela 5.4 e propriedades mecânicas na Tabela 5.5 (corpo de prova 2).

Inicialmente foram feitos processamentos a três velocidades diferentes: 50, 100 e 150 rpm, o que correspondia respectivamente a 0,26, 0,52 e 0,78 m/s.

Para cada processamento o número de rupturas ocorridas entre o início (fio com 1,0 mm de diâmetro) e o final (fio com o diâmetro de 0,034 mm) ficou entre 5,6 ou 7. Verificou-se que nesse nível de variação de velocidades, possível de ser utilizado com o equipamento de laboratório, a variação no número de rupturas e no aspecto das rupturas não era significativa.

Optou-se então pelo processamento em 100 rpm, repetindo o mesmo procedimento por três vezes, a essa mesma velocidade, para que o número de ocorrência de rupturas fosse maior, permitindo que as rupturas fossem analisadas qualitativamente. Embora o processamento do fio chegasse a 0,025 mm de diâmetro, para o estudo fratógráfico, o mesmo foi interrompido a 0,034 mm devido à dificuldade de colocação do fios mais finos no suporte do microscópio eletrônico.

Quando o fio rompia, os dois lados da zona da ruptura eram cortados e colocados em um suporte, conforme esquematizado na Figura 6.1, que mantinha os dois lados da fratura eretos para observação no microscópio eletrônico de varredura.

Apesar de todo cuidado, houveram alguns incidentes na colocação dos fios no suporte, ocasionando danos em algumas superfícies de fratura. Portanto, para algumas amostras será apresentado apenas um lado da ruptura.

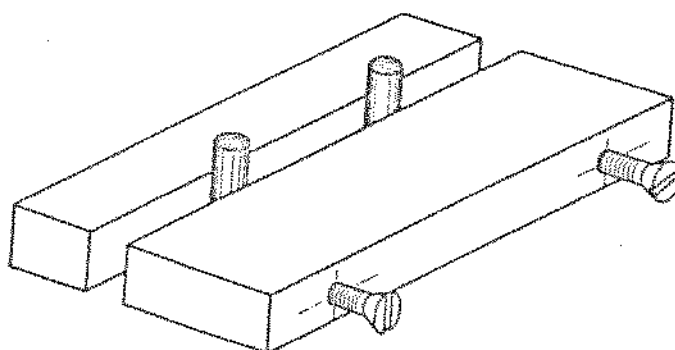
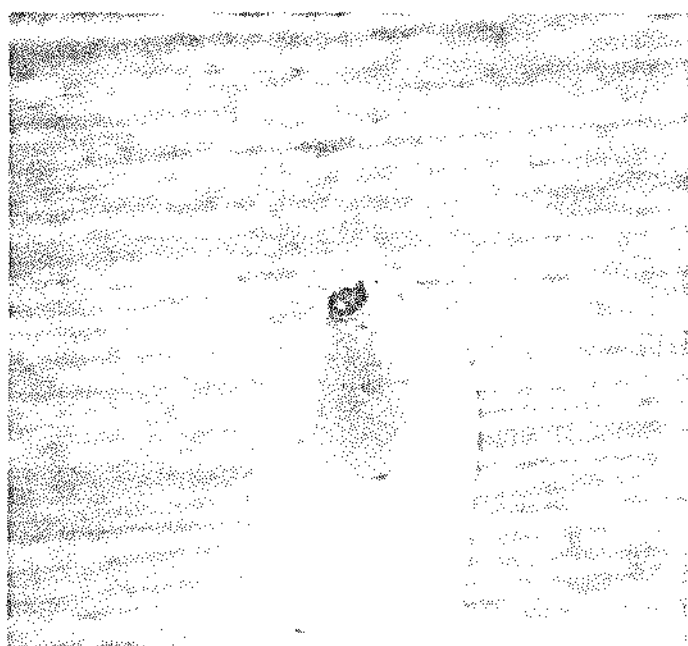


Figura 6.1 - Representação esquemática do suporte construído para colocar os fios rompidos em posição para observação no MEV.

6.2 - Rupturas Ocorridas

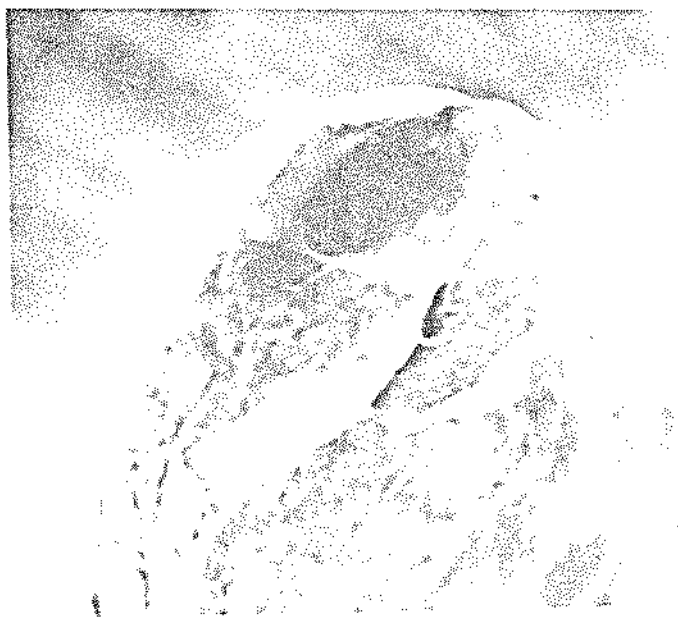
A seguir serão apresentadas as frutografias das rupturas ocorridas.



Lado 1, 100 x



Lado 2, 100 x

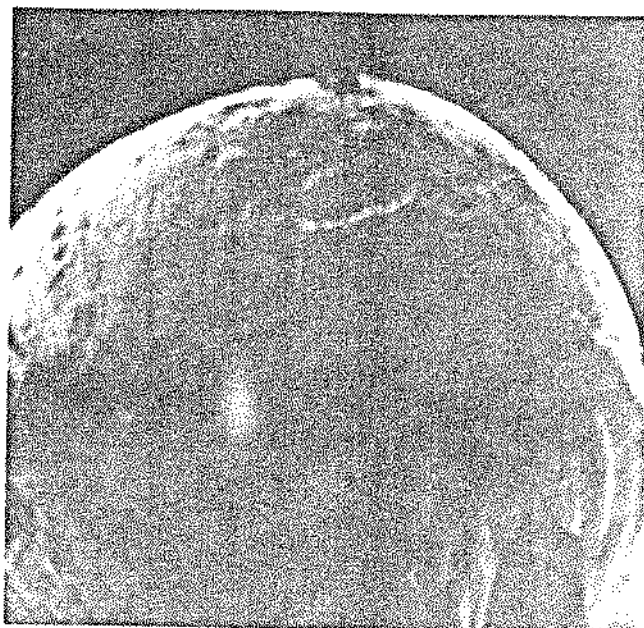


Lado 2, 500 x

Figura 6.2 - Corpo de prova 1, diâmetro = 0,386 mm.



Lado 1 , 1000 x



Lado 2 , 500 x

Figura 6.3 - Corpo de prova 2, diâmetro = 0,119 mm,

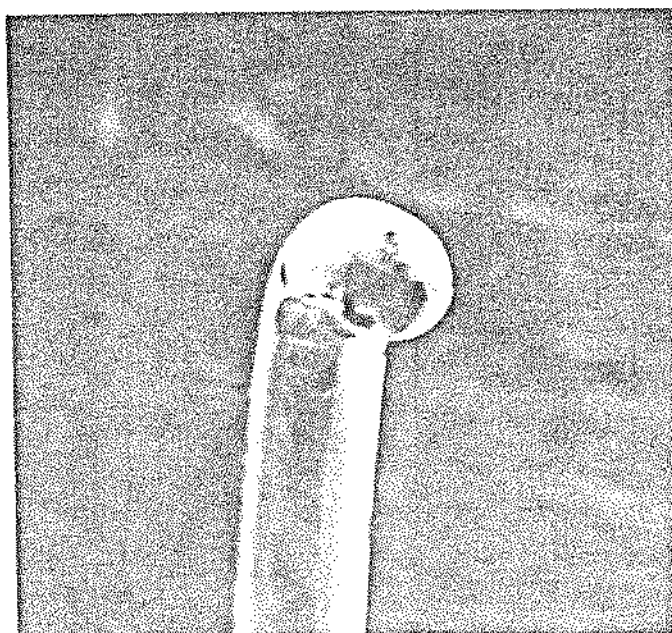
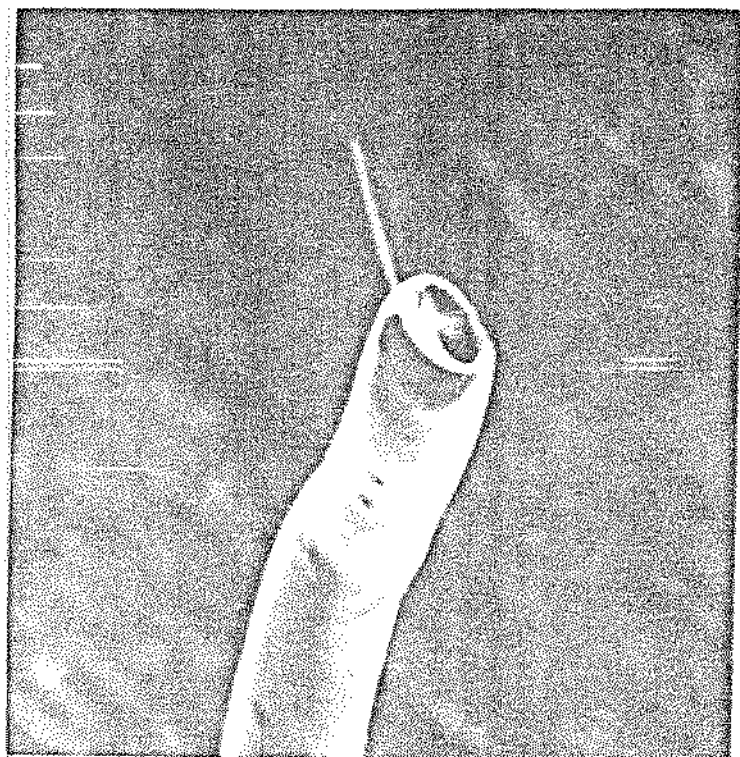
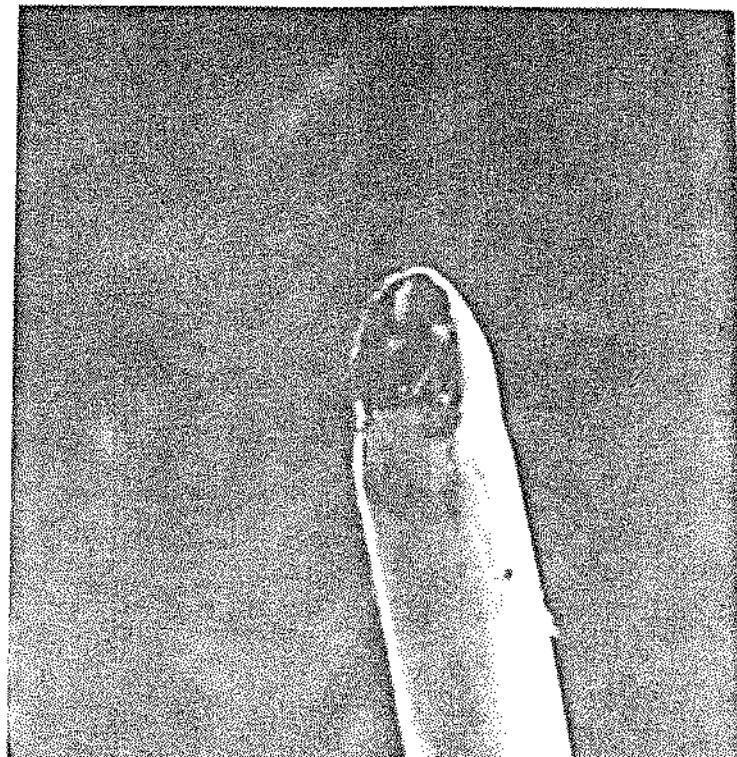


Figura 6.4 - Corpo de prova 3, diâmetro = 0,119 mm, 200 x

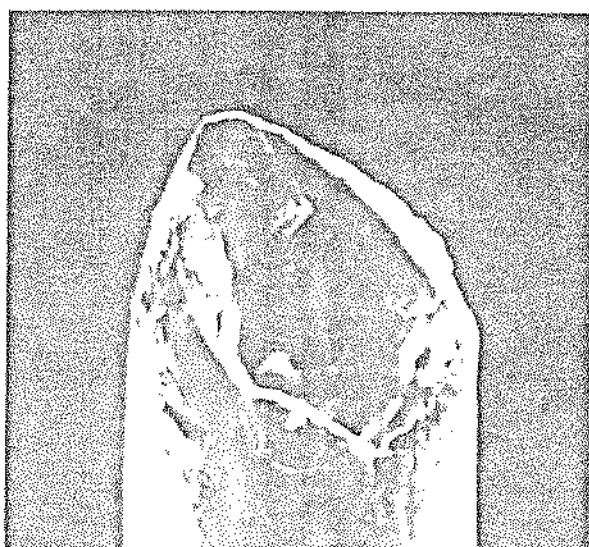


Lado 1



Lado 2

Figura 6.5 - Corpo de prova 4, diâmetro = 0,109 mm, 200 x



Lado 1, 520 x



Lado 2, 500 x

Figura 6.6 - Corpo de prova 5, diâmetro = 0,098 mm



Lado 1



Lado 2

Figura 6.7 - Corpo de prova 6, diâmetro = 0,089 mm, 450 x



Lado 1, 800 x



Lado 2, 950 x

Figura 6.8 - Corpo de prova 7, diâmetro = 0,089 mm



Lado 1

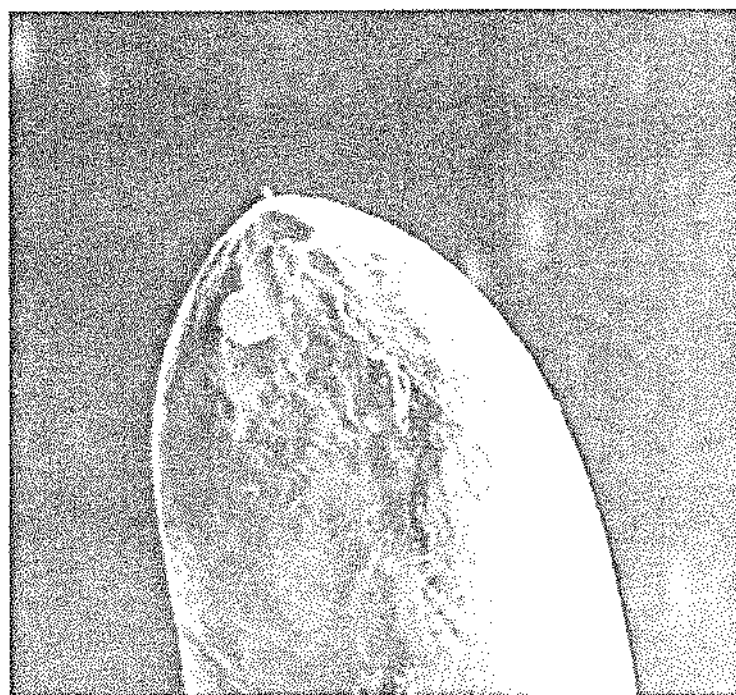


Lado 2

Figura 6.9 - Corpo de prova 8, diâmetro = 0,081 mm, 500 x

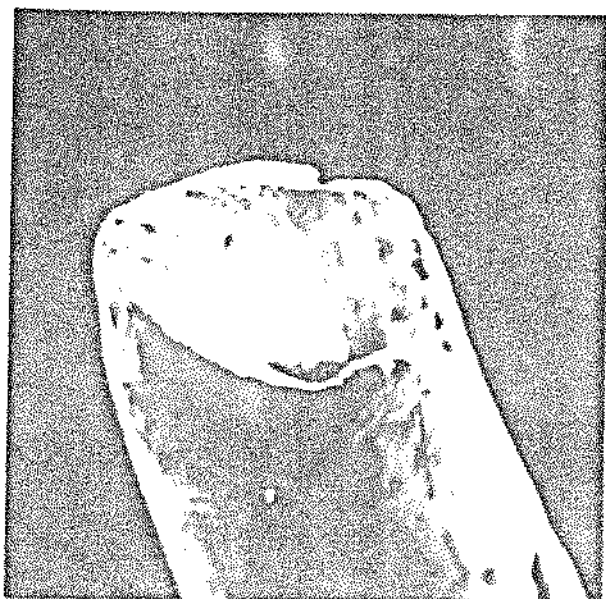


Lado 1

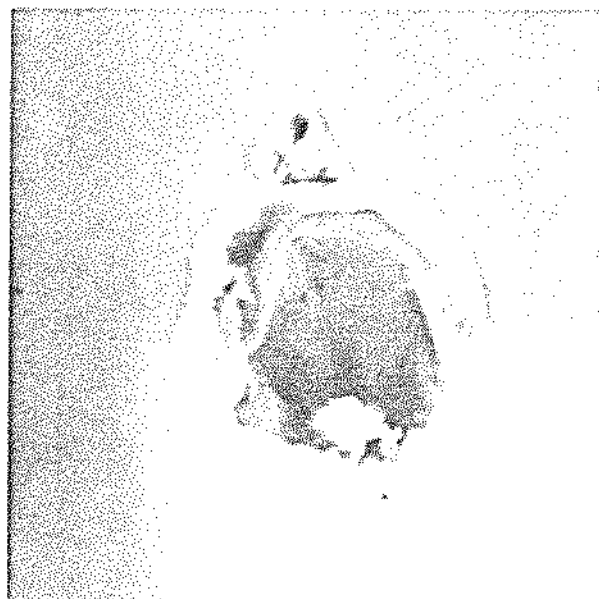


Lado 2

Figura 6.10 - Corpo de prova 9, diâmetro = 0,081 mm, 1060 x



Lado 1



Lado 2

Figura 6.11 - Corpo de prova 10, diâmetro = 0,060 mm, 850 x



Figura 6.12 - Corpo de prova 11, diâmetro = 0,050 mm, 1000 x

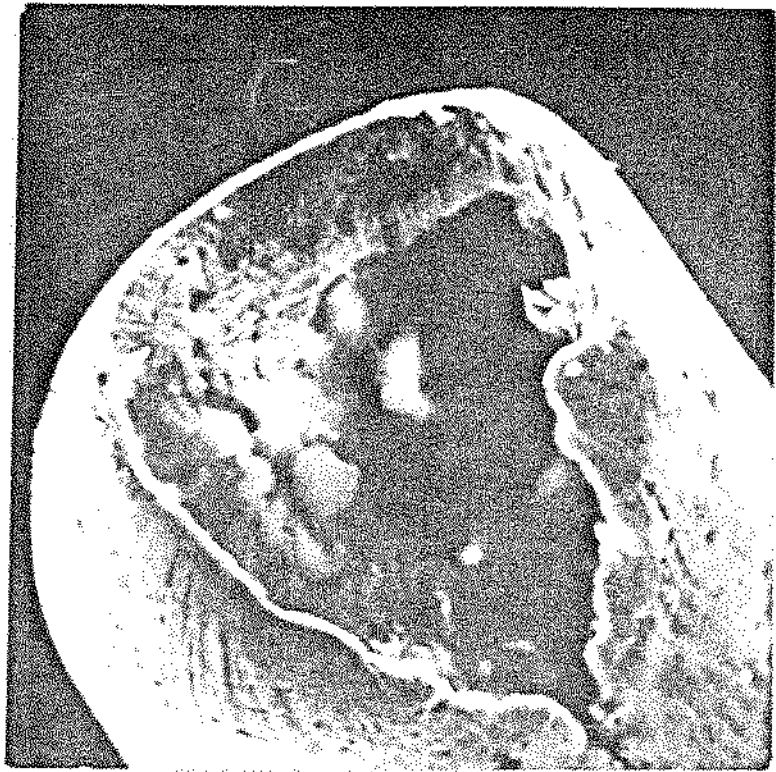


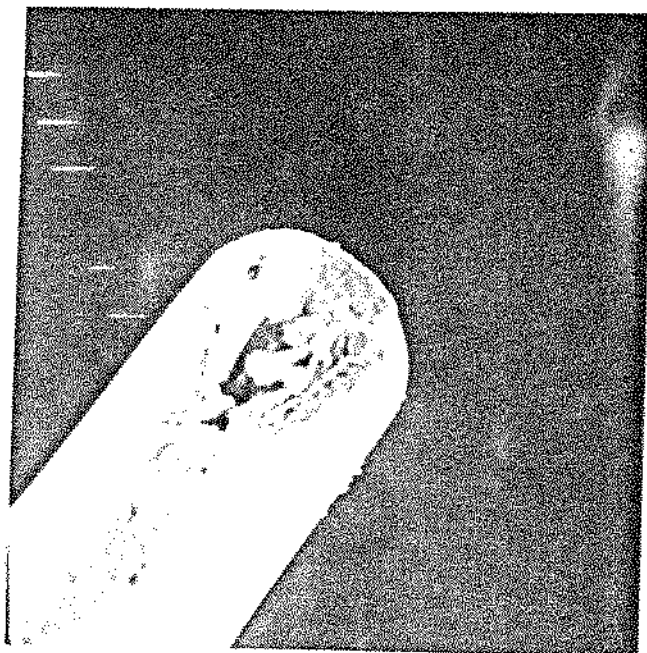
Figura 6.13 - Corpo de prova 12, diâmetro = 0,050 mm, 2000 x



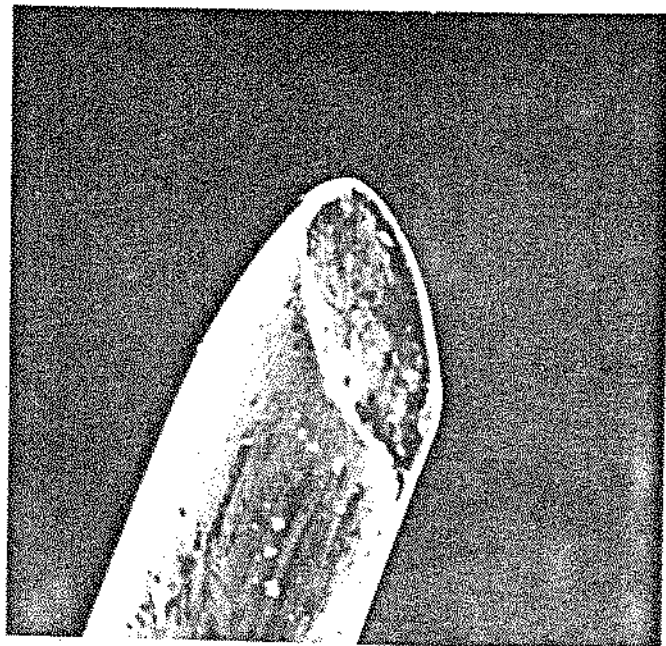
Lado 1

Lado 2

Figura 6.14 - Corpo de prova 13, diâmetro = 0,050 mm, 1000 x



Lado 1



Lado 2

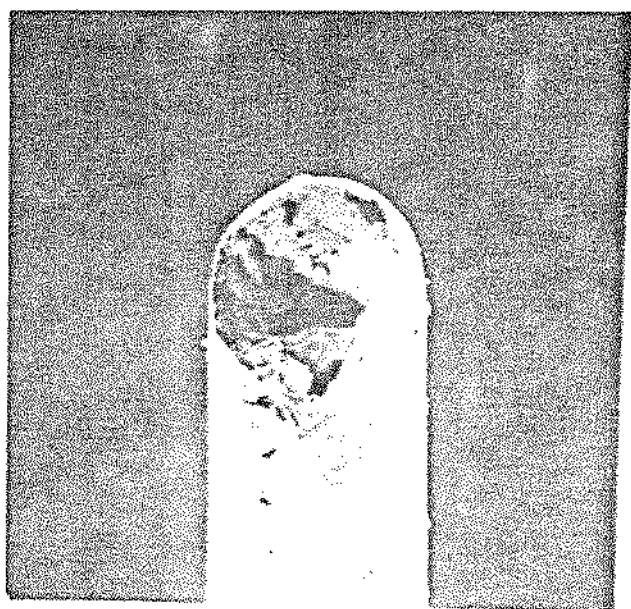
Figura 6.15 - Corpo de prova 14, diâmetro = 0,046 mm, 900 x



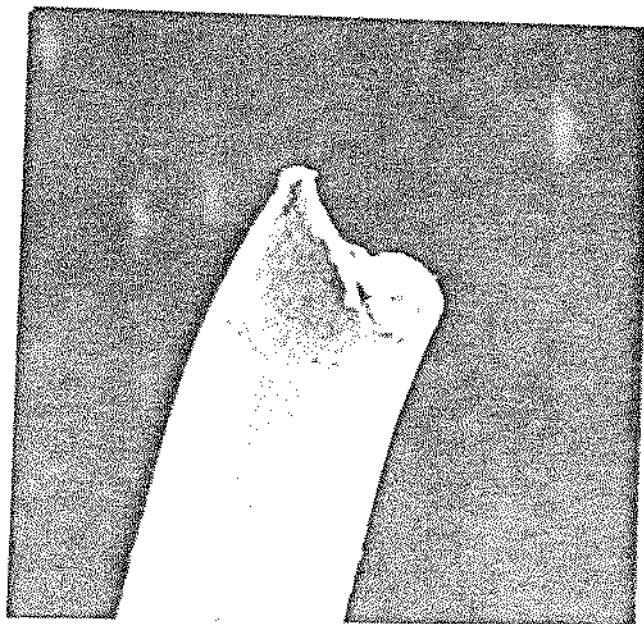
Figura 6.16 - Corpo de prova 15, diâmetro = 0,046 mm, 1700 x



Figura 6.17 - Corpo de prova 16, diâmetro = 0,043 mm, 1000 x



Lado 1, 1000 x



Lado 2, 1050 x

Figura 6.18 - Corpo de prova 17, diâmetro = 0,034 mm

6.3 - Discussão dos Resultados

Observando-se o aspecto das superfícies de fratura apresentadas (corpos de prova 1 a 17) alguns comentários podem ser feitos:

a) Dois tipos de rupturas são mais frequentes: ruptura por tração (corpos de prova 1, 2, 4, 5, 6, 9 e 17) e ruptura por inclusão, tanto ausente (corpo de prova 12), como presente (corpos de prova 7, 10, 11, 13, 14, 15 e 16). Ocorreram também dois casos de emaranhado (corpos de prova 3 e 8).

b) Normalmente nos casos de tração, a ruptura ocorreu após a fieira e nos casos de inclusão, a ruptura ocorreu na fieira.

c) Alguns corpos de prova parecem ter sofrido ruptura mista podendo-se mencionar como exemplos os corpos de prova 4, 6 e 17, que além de apresentar estricção acentuada, típica de ruptura por tração, mostram uma pequena inclusão em sua superfície. Outros exemplos são os corpos de prova 11, 12 e 13, que além de apresentarem inclusões, possuem uma trinca lateral típica do defeito "patas de corvo" devido a não entrada do fio perpendicularmente a fieira. Essa é uma falha do operador quando coloca o fio na máquina e pode ser eliminada à medida em que o operador adquire prática. É necessário fazer mais uma modificação no equipamento para eliminar a possibilidade do fio não entrar alinhado à fieira. Uma sugestão seria a introdução de roldanas direcionais antes de cada fieira.

d) A exceção do corpo de prova 1, cujo diâmetro foi de 0,386 mm, todas as demais rupturas ficaram abaixo de 0,119 mm. No caso do corpo de prova 1, houve um descuido do operador, que aumentou bruscamente a velocidade de trabalho. No corpo de prova 1, é possível observar claramente a existência de três microcavidades, evidenciando o mecanismo de rasgamento fibroso.

e) À medida em que o diâmetro do fio ia diminuindo, aumentava a frequência de rupturas por inclusão. Análise das inclusões em microsonda eletrônica demonstravam que as mesmas eram normalmente constituídas por não metálicos, como silicatos e alumina, provavelmente provenientes de refratários utilizados em processamentos anteriores do ouro e até mesmo de poeira incorporada ao metal durante a fundição.

f) Não foi verificada nenhuma ruptura por "chevron", o que concorda com as observações de ORBECOSO (vide ref. 67, Capítulo 3), segundo o qual semiângulos abaixo de 15° são seguros contra esse tipo de defeito. Convém recordar que o semiângulo da fieira adotado nesse trabalho foi de 10° .

7 - APLICAÇÃO DOS CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL ADAPTADOS: RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1 - Introdução

Para aplicar os critérios de fratura dúctil propostos, aos ensaios de trefilação efetuados em laboratório, algumas providências foram tomadas.

Inicialmente foi necessário verificar qual a expressão analítica, para representar o comportamento plástico do metal no ensaio de tração, é a mais adequada para o ouro puro recozido. Essa verificação foi feita através de um programa computacional, o BMDP - P 3 R⁽¹⁾, que fornece a estimativa do erro mínimo quadrático de funções não lineares.

Outra providência necessária foi a de estimar o coeficiente de atrito para o processo de trefilação do ouro. Devido às pequenas bitolas dos fios trabalhados, não foi possível medir o coeficiente de atrito diretamente, pelo método da fieira bi-partida. Buscou-se então na literatura⁽¹³⁻¹⁵⁾ um valor estimado, que foi adotado neste trabalho.

Após a aplicação dos critérios propostos para o programa de trefilação adotado, foi simulado uma nova sequência de redução, iniciando-se o processo com fio de 0,5 mm de diâmetro (em vez de 1,0 mm). Analisou-se portanto a influência do encruamento do metal na ocorrência de rupturas.

Finalmente foram feitas algumas sugestões para aperfeiçoar o processamento de fios capilares de ouro.

7.2 - Aplicação de diversas curvas tensão-deformação para o ouro recozido

Foram realizados tres ensaios de tração de fios de ouro recozido, com 1,0 mm de diâmetro e 127 mm de comprimento, em uma máquina de ensaios INSTRON 1130, nas seguintes condições⁽³⁾: velocidade da garra 25,4 mm/min, velocidade do papel = 101,6 mm/min (quatro vezes a velocidade da garra); as extremidades do fio foram presas com garras pneumáticas.

A partir da média dos resultados obtidos, considerou-se uma curva-padrão para o comportamento do fio de ouro recozido no ensaio de tração.

Para comparar com essa curva experimental foram escolhidas as seguintes expressões analíticas: HOLLOWEN, LUDWICK, SWIFT e VOCE.

Um programa computacional, o BMDP-P3R⁽¹⁻²⁾, que fornece a estimativa dos mínimos quadráticos de funções não-lineares, foi utilizado para o ajuste dos parâmetros adotados em cada relação, com os dados experimentais

As figuras 7.1 a 7.6 apresentam a comparação entre os resultados experimentais com as expressões de HOLLONON, LUDWICK, SWIFT e VOCE.

Os parâmetros obtidos dessas comparações estão apresentados na tabela 7.1, assim como a raiz do erro quadrático normalizado, para cada caso. (No anexo 1 encontra-se um resumo dos conceitos estatísticos básicos para o entendimento desse programa).

No caso da expressão de SWIFT foram feitas tres tentativas, obtendo-se tres curvas diferentes. Essa expressão apresenta portanto, para o caso do ouro, um comportamento instável após o ajuste pelo método dos mínimos quadráticos não-linear. O modelo não representa portanto o comportamento de um metal de elevada ductilidade como o ouro. Convém ressaltar que os valores das raízes dos resíduos quadráticos médios são elevados quando comparados com os outros valores da tabela 7.1 ($Rss_1^{1/2} = 113,9$; $Rss_2^{1/2} = 63,03$; $Rss_3^{1/2} = 60,12$).

Já o modelo de LUDWICK apresenta estabilidade aceitável e valor baixo da raiz do resíduo quadrático médio ($Rss^{1/2} = 1,84$), quando ajustado pelo método dos mínimos quadráticos não linear aos valores experimentais obtidos para o ouro. Para a utilização desse modelo para metais de elevada ductilidade porém, foi encontrada uma dificuldade. Quando a deformação for nula, tem-se o parâmetro $\sigma_0 = -9,7$ MPa, ou seja, um estado de tensão residual de compressão, fato que não caracteriza metais de elevada ductilidade como o ouro recozido. Esse modelo portanto não deve ser adotado.

Os resultados do ajuste dos resultados experimentais do ensaio de tração do ouro recozido aos modelos de HOLLONON e VOCE apresentam valores de coeficientes fisicamente aceitáveis, conforme pode ser observado na tabela 7.1. A discriminação entre qual dos dois modelos é o mais adequado para o ouro recozido só pode ser realizada através de um método puramente estatístico (vide anexo 1). Os valores da distribuição "t-student" mais elevados representam boas estimativas de parâmetros. Pequenos raios de curvatura (r) significa que obteve-se curvatura intrínseca máxima, garantindo boa estimativa de parâmetros.

Baseando-se nessa análise estatística (Tabela 7.2) ⁽⁴⁻⁵⁾ o modelo de VOCE é que fornece a melhor representação para a relação tensão verdadeira versus deformação logarítmica para o ouro recozido, pois embora o valor obtido da distribuição "t-student" (para 95% de confiança) seja ligeiramente superior para o caso da relação de VOCE, o valor do raio de curvatura é bem inferior do que no caso da relação de HOLLONON.

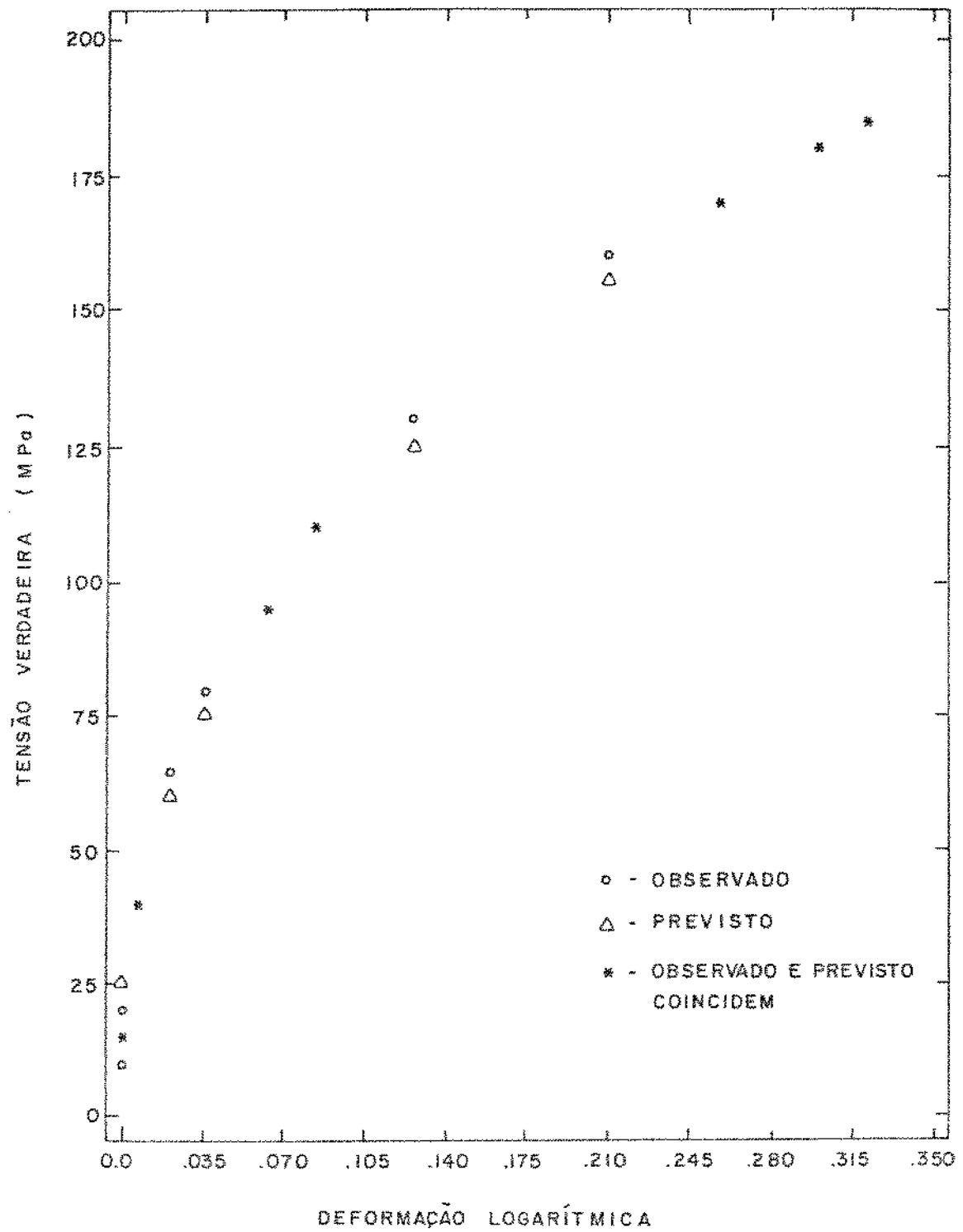


Figura 7.1 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por HOLLOMON.

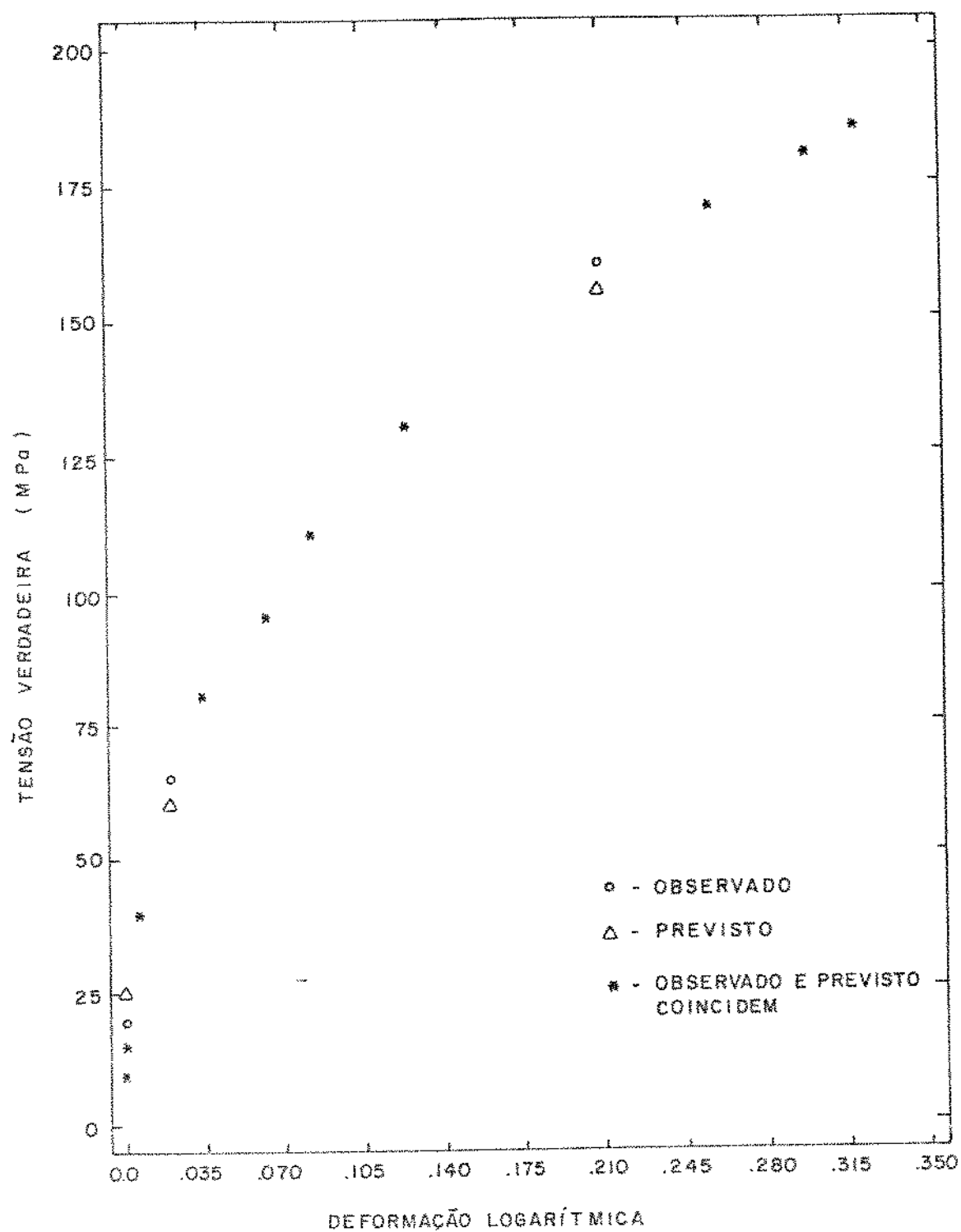


Figura 7.2 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por LUDWICK

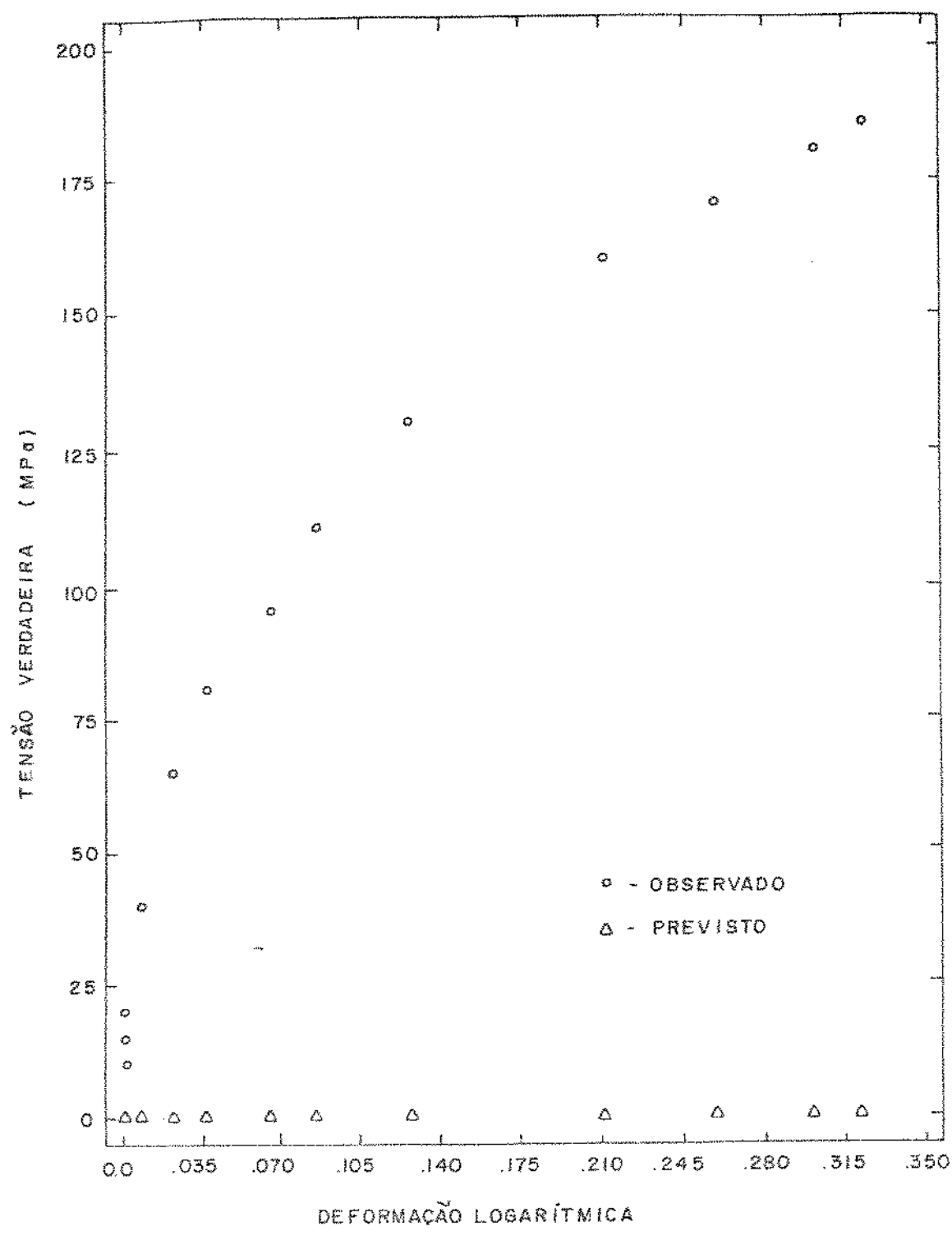


Figura 7.3 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por SWIFT - 1ª tentativa.

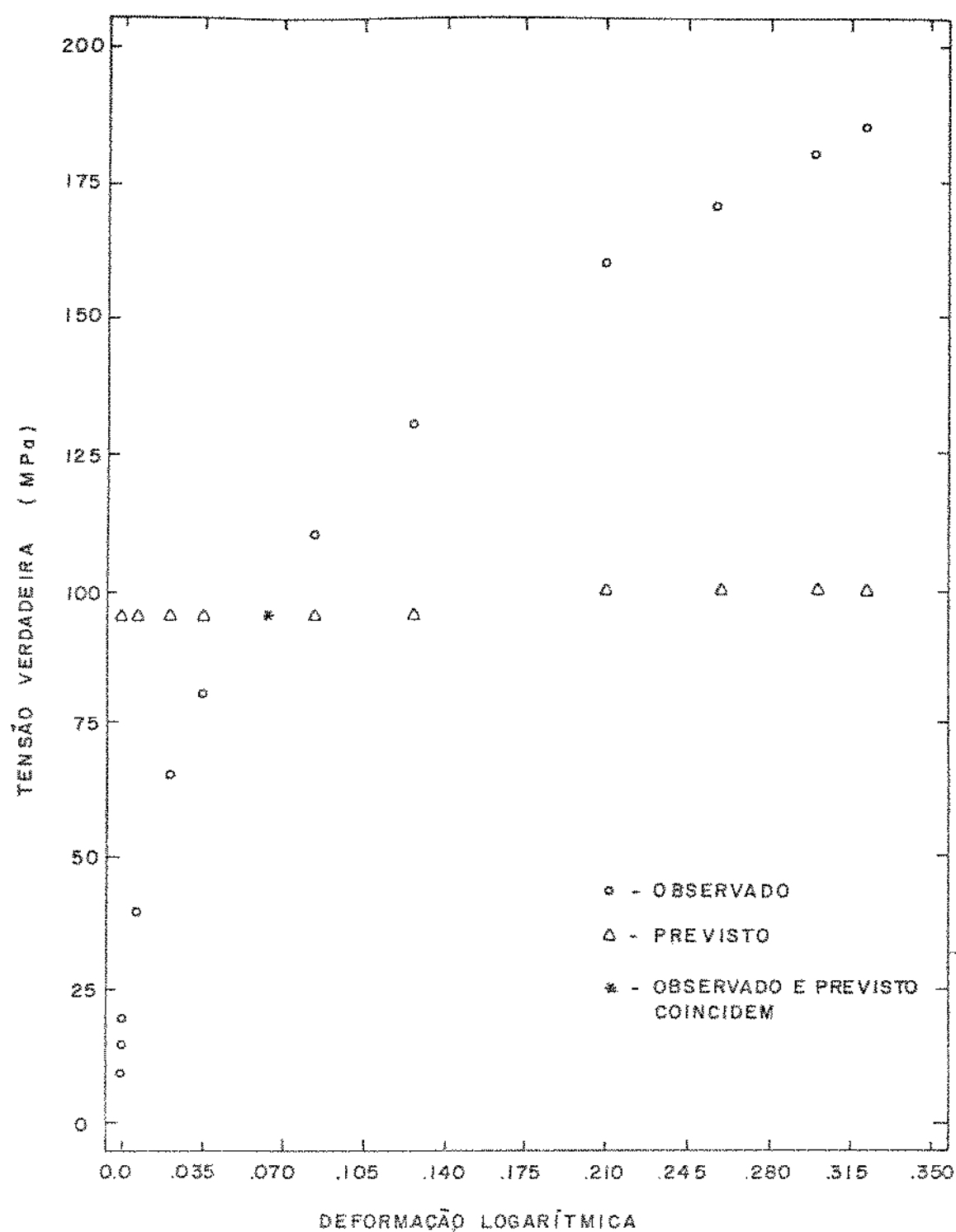


Figura 7.4 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por SWIFT - 2ª tentativa.

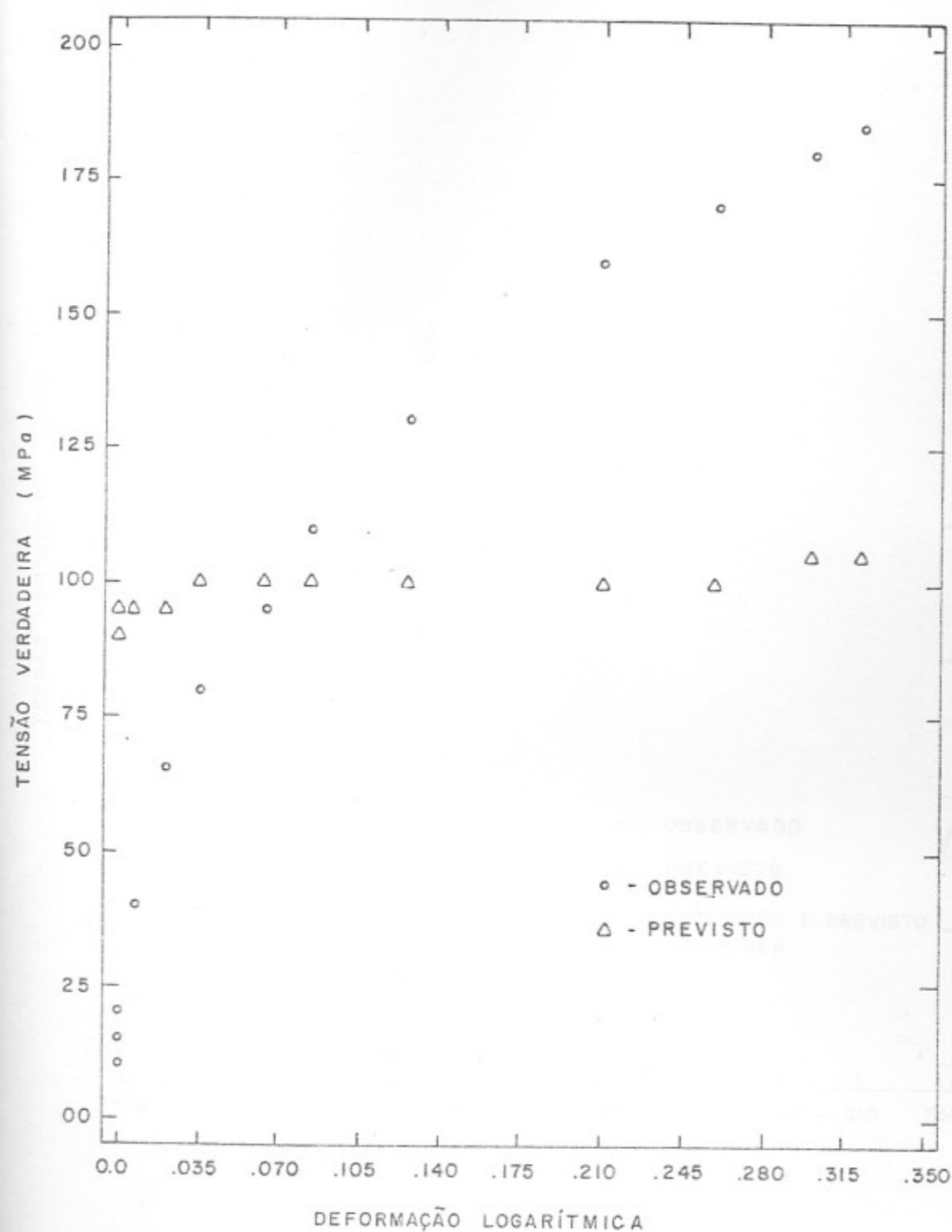


Figura 7.5 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por SWIFT - 3ª tentativa.

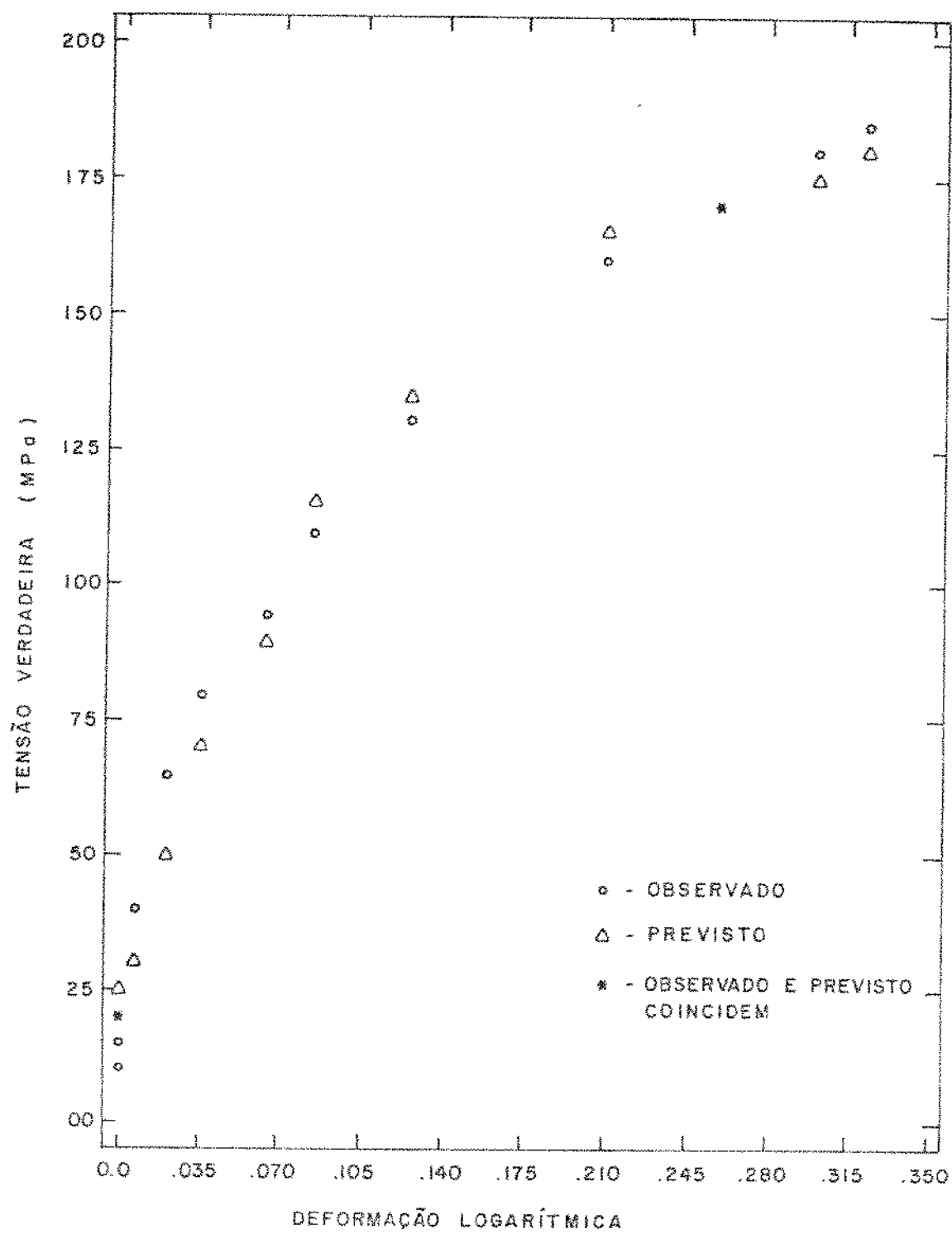


Figura 7.6 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por VOCE.

Tabela 7.1 - Parâmetros obtidos das expressões de HOLLOND, LUDWICK, SWIFT e VOCE

AUTOR	EXPRESSÃO	PARÂMETROS	RESULTADOS	RAIZ DO RESÍDUO QUADRÁTICO NORMA LIZADO
Hollomon	$\sigma = K \epsilon^n$	$K = 296,5, n = 0,413$	$\sigma = 296,5 \epsilon^{0,413}$	2,88
Ludwick	$\sigma = \sigma_0 + h \epsilon^m$	$\sigma_0 = -9,7, h = 294,7, m = 0,37$	$\sigma = -9,7 + 294,7 \epsilon^{0,37}$	1,84
Swift	$\sigma = C(D + \epsilon)^q$	$C_1 = 197,7, D_1 = 39394,4, q_1 = -8,82$ $C_2 = 10,0, D_2 = 10,0, q_2 = 0,98$ $C_3 = 104,7, D_3 = 0,0001, q_3 = 0,02$	$\sigma = 197,7(39.394,4 + \epsilon)^{-8,82}$ $\sigma = 10,0(10,0 + \epsilon)^{0,98}$ $\sigma = 104,7(0,0001 + \epsilon)^{0,02}$	113,93 63,03 60,12
Voce	$\sigma = \sigma_\infty - (\sigma_\infty - \sigma_0)e^{-\epsilon/k}$	$\sigma_\infty = 184,7, \sigma_0 = 19,4, k = 0,10$	$\sigma = 184,7 - (165,5)e^{-\epsilon/0,10}$	8,21

Tabela 7.2 - Valores obtidos de tabelas estatísticas (4-5) para a distribuição F e "t-student" para os modelos de HOLLON e VOCE.

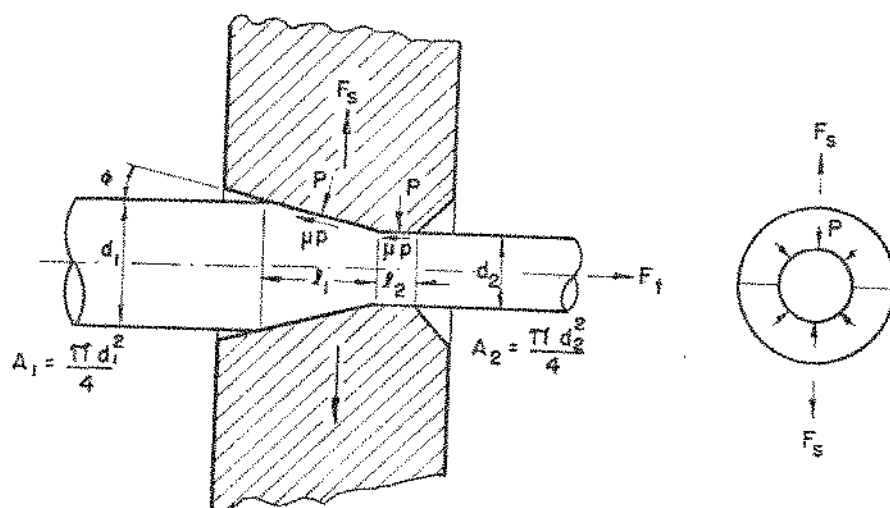
"t-student"(estimativa)														
		graus de liberdade		$h(\hat{\theta})=Rss$	$\hat{\sigma}^2 = \frac{2h(\hat{\theta})}{n-p}$	curvatura $\rho = \hat{\sigma} \sqrt{p}$	raio de curvatura r	distribuição F para erro α $\alpha=5\%$ $\sqrt{F(p,n-p,1-\alpha)}$	distrib. "t-student" para 95%	$t = \frac{(\hat{\theta})}{\text{var}^{1/2}(\hat{\theta})}$				
n	p	n-p								K	n	σ_{∞}	σ_0	a
MODELO	13	2	11	8,29	0,75	1,06	0,17	3,98	1,80	135,49	4,44	-	-	-
HOLLON	13	2	11	64,40	6,74	11,67	0,02	3,71	1,81	-	-	67,58	9,43	0,87
VOCE	13	3	10											

onde:

- n = número de pontos
- p = parâmetros
- $h(\hat{\theta})$ = resíduo quadrático normalizado
- $\hat{\sigma}^2$ = desvio padrão
- ρ = curvatura
- r = raio de curvatura

7.3 - Estimativa do coeficiente de atrito

Encontram-se mencionados na literatura alguns trabalhos⁽⁶⁻⁹⁾ nos quais o coeficiente de atrito (μ) foi determinado experimentalmente no processo de trefilação. O método utilizado nesses casos é o da fieira bi-partida (Figura 7.7). O coeficiente de atrito é obtido através de um equilíbrio de forças na trefilação e é função, além do semiângulo da fieira (α), das forças de trefilação (F_t) e de separação (F_s) das duas partes da ferramenta. Essas forças são medidas por extensometria. Os trabalhos mencionados⁽⁶⁻⁹⁾ foram realizados com trefilação dos denominados fios grossos (acima de 1,4 mm de diâmetro).



F_s = FORÇA DE SEPARAÇÃO

F = FORÇA DE TREFILAÇÃO

Figura 7.7 -Modelo da fieira bi-partida

A faixa de diâmetros trefilada neste trabalho (de 1,0 a 0,025 mm) requer a utilização de fieiras de diamante⁽¹⁰⁾: Devido à dificuldade de fabricação de uma fieira de diamante⁽¹¹⁾ e pelo fato da pedra de diamante ser montada sob pressão em um suporte metálico, não foi possível a utilização do método da fieira bi-partida neste trabalho.

Buscou-se então na literatura⁽¹³⁻¹⁵⁾ um valor para o coeficiente de atrito que foi adotado neste trabalho ($\mu = 0,1$).

7.4 - Aplicação dos critérios propostos para o programa de processamento mecânico adotado

As expressões para os critérios propostos foram colocadas em um programa de computador e foram obtidos os resultados para diversas situações, usando os dados do programa de processo adotados (sequência de reduções; parâmetros da fieira: semiângulo, diâmetros inicial e final, extensão da região cilíndrica; coeficiente de atrito estimado) e os dados do material de partida (diâmetro inicial e propriedades mecânicas).

Para estabelecer o limite de trefilabilidade do fio, adotou-se o mesmo procedimento de OH⁽¹²⁾, que comparou os resultados de seu modelo, aqui neste trabalho representado pelas expressões 4.53 e 4.54, com o valor crítico (C) da fratura obtida através dos dados do ensaio de tração, representado pela expressão 4.49.a.

Portanto o limite de trefilabilidade é obtido quando se compara a curva do critério, também chamada curva do processo, com a curva obtida através do ensaio de tração, que neste caso é uma constante, também chamada curva do material. Abaixo do cruzamento dessas duas curvas, pode-se trefilar com segurança. Acima desse cruzamento a ocorrência de fratura é provável.

O valor da constante C para o ensaio de tração do fio de 1,0mm de diâmetro de ouro, foi calculado pela expressão de VOCE.

$$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma * d\epsilon$$

$$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left(\sigma_{\infty} - \left\{ (\sigma_{\infty} - \sigma_0) e^{-\epsilon/k} \right\} \right) d\epsilon$$

Adotando os parâmetros da expressão de VOCE estabelecidos no item 7.2:

$\sigma_{\infty} = 184,7 \text{ MPa}, \sigma_0 = 19,4 \text{ MPa} \text{ e } k = 0,10$

obtem-se

$C = 59,84$

Dentre os cinco critérios propostos, observa-se imediatamente que um deles não se aplica à matéria prima utilizada nas experiências, o critério de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, com interações entre inclusões. A matéria prima utilizada possuía elevada pureza, com um certo número de inclusões que não era suficiente para caracterizar a ocorrência de interações entre inclusões na deformação plástica.

As comparações entre os demais critérios (K' - de OH modificado por VOCE; CA_1 - de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria da deformação contínua, para grandes inclusões; CA_2 - de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, para pequenas inclusões; CA_3 - de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, para grandes inclusões) e a constante C obtida do ensaio de tração, encontram-se na figura 7.8.

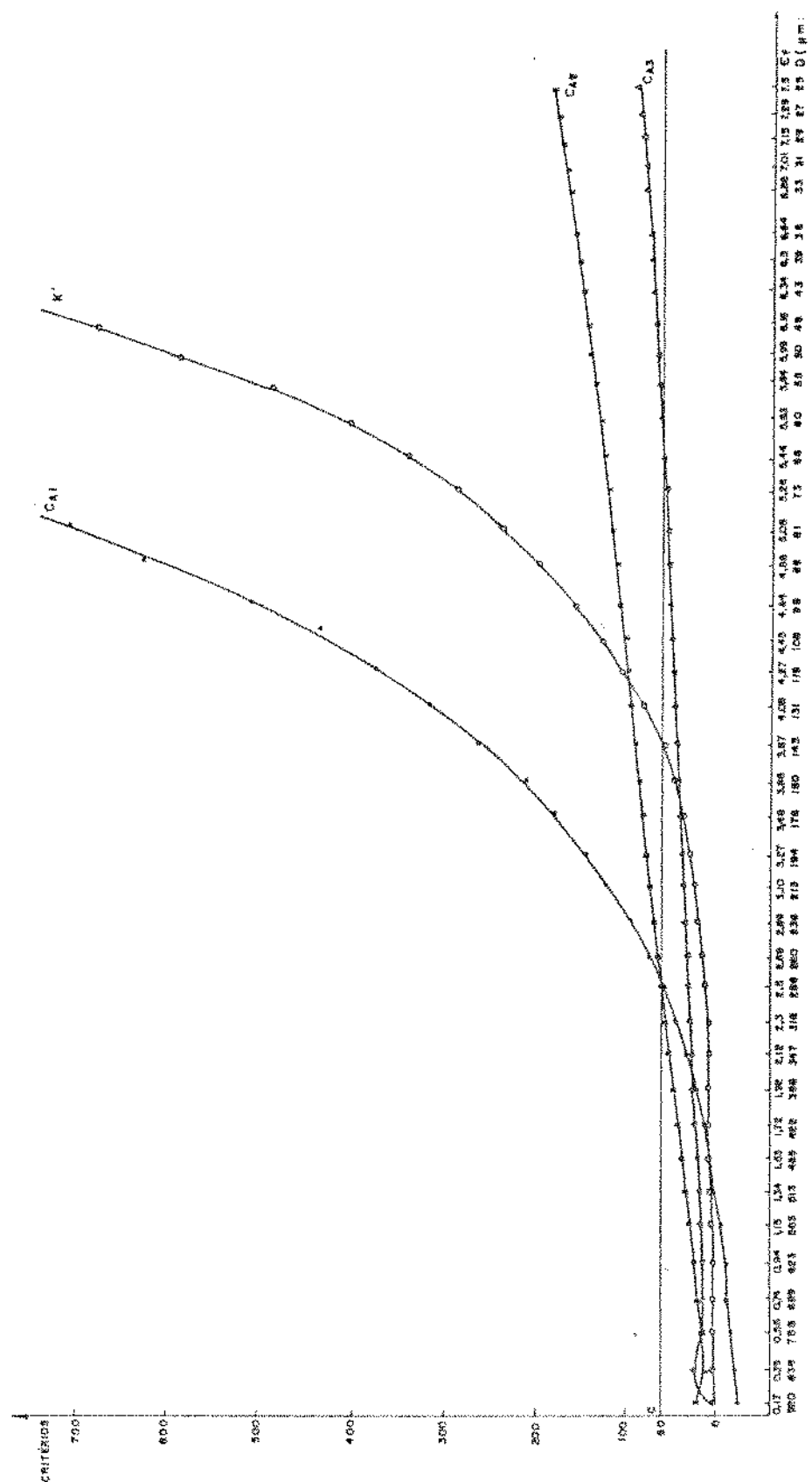
7.5 - Discussão dos resultados

A partir da figura 7.8, obtém-se o limite de trefilabilidade para os diversos critérios propostos. A tabela 7.3 apresenta esses valores.

Tabela 7.3 - Limites de trefilabilidade obtidos a partir dos diversos critérios propostos

Critério	Limite de trefilabilidade	
	$\bar{\epsilon}_f$	Diametro da fieira correspondente (mm)
K'	3,876	0,144
CA_1	2,503	0,286
CA_2	2,503	0,286
CA_3	5,436	0,066

Para discutir os resultados das aplicações dos critérios propostos com os resultados experimentais é necessário observar as fraturas ocorri



7.8 - Comparação entre os diversos critérios propostos e a constante C obtida dos valores experimentais do ensaio de tração do fio de ouro recozido.

das no capítulo 6. Excetuando-se a primeira ruptura ocorrida, com $D = 0,386$ mm, que foi devido a um descuido do operador (aumento brusco da velocidade provocando uma tensão de trefilação superior ao limite de resistência do fio), as demais rupturas ocorreram abaixo de $0,119$ mm.

Observa-se também que abaixo de $0,060$ mm há uma predominância da ruptura por inclusão. Entre $0,119$ mm e $0,060$ mm ocorrem diversas rupturas por tração. Portanto há dois mecanismos que predominam nas rupturas dos fios: rasgamento fibroso (nucleação, crescimento e coalescência de vazios), caracterizando a ruptura por tração, com acentuada estricção antes da fratura total; separação da interface inclusão-matriz, iniciando uma trinca, sendo que a propagação até a superfície é rápida, com pouca estricção, caracterizando a ruptura por inclusão. Os dois mecanismos também aparecem conjuntamente.

O melhor critério para representar a ruptura por tração, conforme já discutido anteriormente, é o de OH modificado (K'). Nesse caso, para aplicação desse critério aos dados do processo, obteve-se o limite de trefilabilidade de $D = 0,144$ mm, enquanto que o observado na prática foi $D = 0,119$ mm.

Os outros três critérios (CA_1 , CA_2 e CA_3) poderiam representar o outro mecanismo, ou seja a ruptura por inclusão. Porém o critério que mais se aproximou ao valor observado na prática para ruptura por inclusão ($D = 0,060$ mm) foi o CA_3 (critério baseado na teoria das discordâncias para inclusão grande isolada, para grandes inclusões), cujo valor para o limite de trefilabilidade encontrado foi $D = 0,066$ mm.

O critério CA_2 (critério baseado na teoria das discordâncias para inclusões com diâmetro menor que $100 A^0$) não é adequado para a matéria prima utilizada neste trabalho, pois as inclusões observadas tem diâmetro médio acima de $8 \mu\text{m}$, muito superior a $100 A^0$ ($0,01 \mu\text{m}$).

O critério da deformação contínua (CA_1) apresentou valor do limite de trefilabilidade ($D = 0,286$ mm) muito distante do valor observado na prática ($D = 0,119$ mm). Esse modelo, baseado na teoria dos meios contínuos é mais adequado para representar o comportamento na trefilação de barras e fios mais grossos, porque os micromecanismos, como os já mencionados anteriormente ficam inoperantes. Por exemplo, se o diâmetro do fio for maior de 100 vezes o diâmetro médio da inclusão, não irá ocorrer a ruptura por inclusão.

Para a matéria prima utilizada e as condições de processamento mecânico adotadas neste trabalho, o critério mais recomendado é o de OH modificado. O valor obtido para o limite de trefilabilidade para esse critério ($D = 0,144$ mm) é um pouco superior ao observado na prática ($D = 0,119$ mm). Convém recordar que o coeficiente de atrito foi estimado baseado na literatura.

Se o fio inicial fosse de $0,513$ mm de diâmetro com as propriedades

mecânicas iguais às do fio inicial, ou seja com a mesma ductilidade, a sequência de redução seria a apresentada na tabela 7.4.

Tabela 7.4 - Sequência de fieiras, iniciando-se o processo com o diâmetro de 0,513 mm

Fieira nº	Diâmetro de saída (mm)
1	0,465
2	0,422
3	0,383
4	0,347
5	0,316
6	0,286
7	0,260
8	0,236
9	0,213
10	0,194
11	0,176
12	0,160
13	0,145
14	0,131
15	0,119
16	0,108
17	0,098
18	0,081
19	0,073
20	0,066
21	0,060
22	0,055
23	0,050
24	0,046
25	0,043
26	0,039
27	0,036
28	0,033
29	0,031
30	0,029
31	0,027
32	0,025

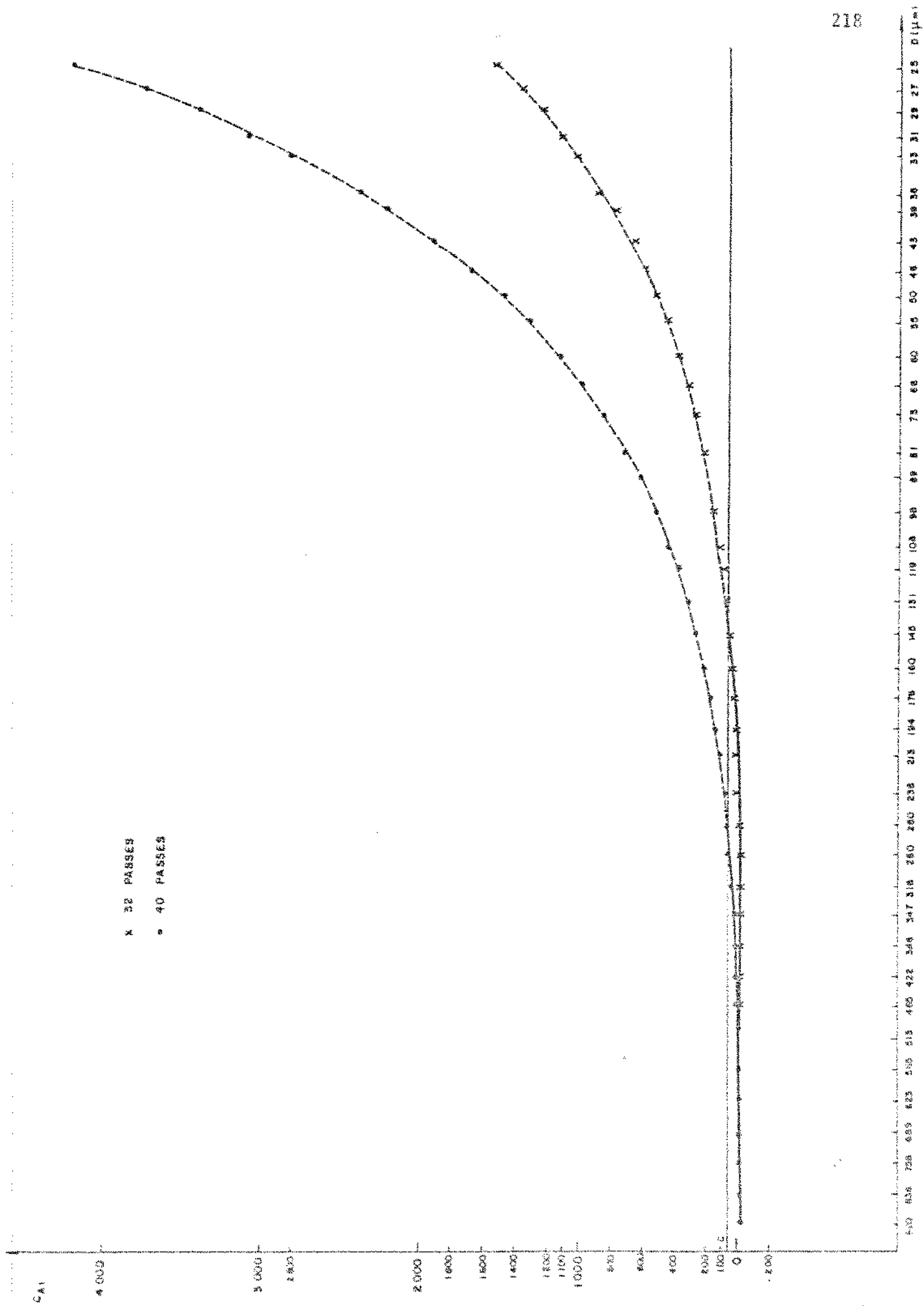
As Figuras 7.9 a 7.11 apresentam a influência da nova sequência de fieiras no limite de trefilabilidade.

Através da simulação do processo com 32 passes, ou seja, caso a trefilação se iniciasse com um fio recozido com 0,5 mm de diâmetro ao invés de 1,0mm, verificou-se que os limites de trefilabilidade baixaram de 0,144 para 0,073 mm para o critério K', de 0,286 para 0,145 mm para o critério CA₁, e de 0,066 para 0,036 mm para o critério CA₃. Através desse resultado, se observa que se o fio inicial fosse menos espesso, ou através de tratamento térmico de recozimento intermediário se conseguiria baixar o limite de trefilabilidade do material.

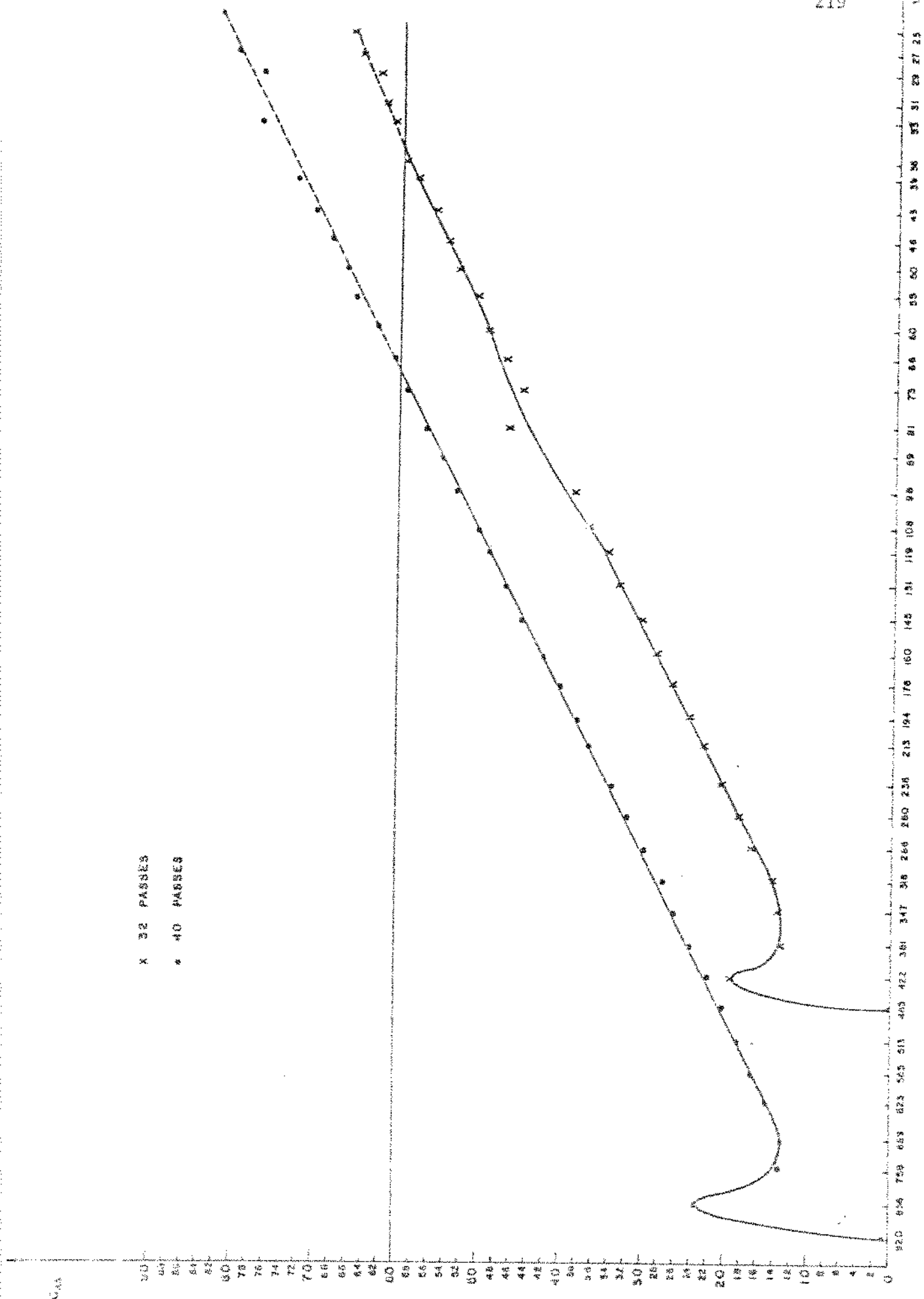
Uma das possíveis aplicações práticas desse critério é a possibilidade de se fazer um planejamento das etapas de recozimento de um processo de trefilação, de modo a se obter um limite de trefilabilidade menor possível.

Através do estudo efetuado sobre trabalhabilidade de fios de ouro na trefilação algumas sugestões podem ser feitas para minimizar o número de rupturas e aperfeiçoar a qualidade dos fios capilares obtidos:

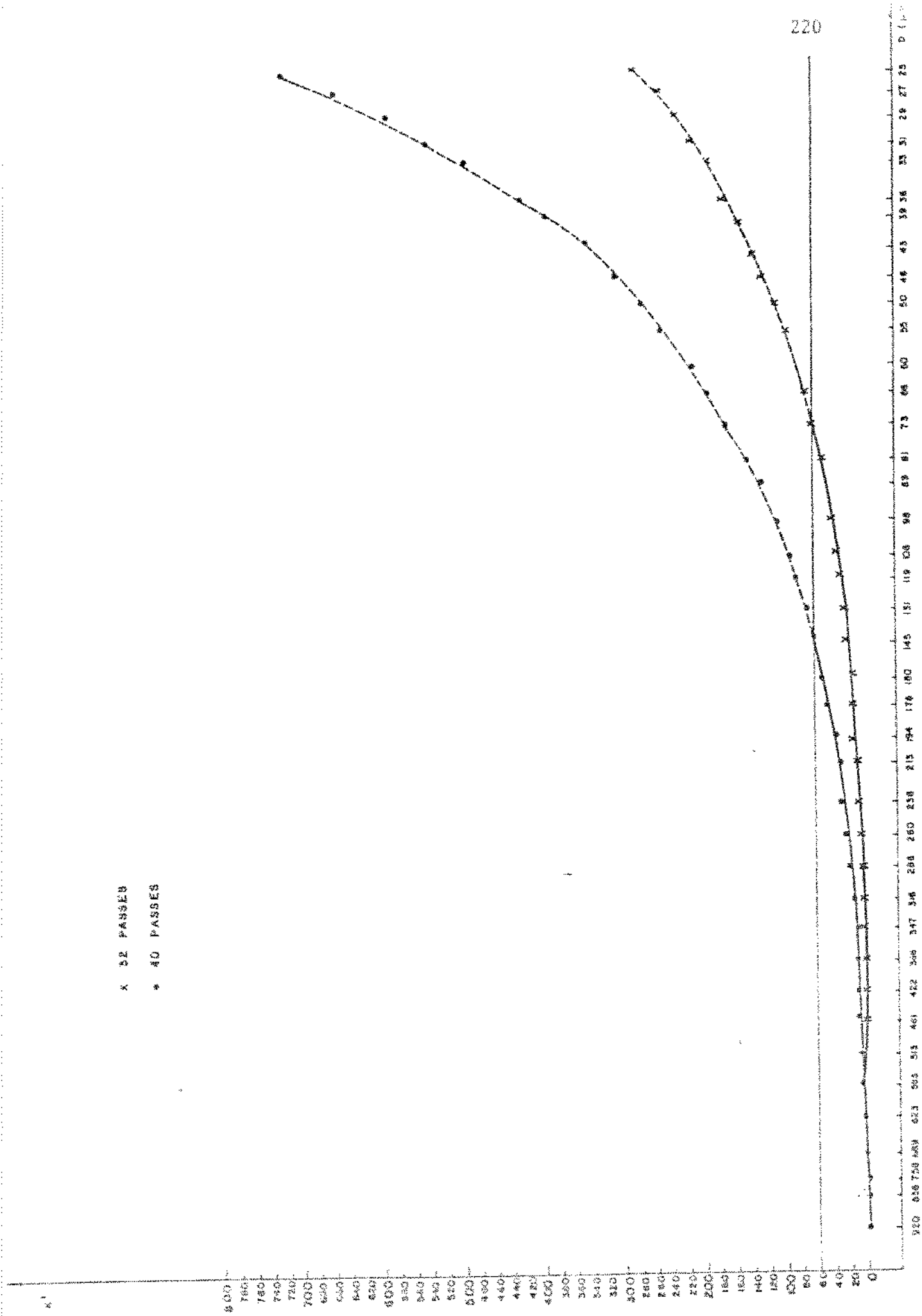
- a) A matéria prima utilizada (ouro 99,95% de pureza) deve ser submetida à evaporação a vácuo ("sputtering"), seguida por fusão zonal horizontal, de preferência utilizando cadinhos de grafita de alta pureza ou de nitreto de boro. Dessa maneira será obtida uma matéria prima com pureza de 99,99% e isenta das macro-inclusões que são responsáveis pelas rupturas por inclusão.
- b) Todo o processamento do ouro, desde a purificação até a conformação mecânica deve ser efetuado em ambiente isento de contaminação, denominado com "pureza de grau-eletrônico", pois as partículas de pó em suspensão no ar, se forem incorporadas à superfície do ouro, podem se tornar macro-partículas quando o fio estiver nas bitolas capilares (abaixo de 0,150 mm) e causar rupturas por inclusão.
- c) Alguns cuidados devem ser tomados no sentido de assegurar que o fio entre perpendicularmente à fieira de diamante, de modo a evitar que ocorra eventualmente o aparecimento do defeito "patas de corvo".
- d) O número de passes na trefilação (40) está excessivo. Muitas etapas de trefilação pode significar mais defeitos incorporados ao fio, como por exemplo laçadas, e portanto maiores são as possibilidades de ocorrer rupturas. Recomenda-se portanto que o diâmetro inicial seja reduzido à metade (0,5 mm), o que requer modificações na etapa anterior de extrusão (a quente ou hidrostática). Iniciando-se o processo de trefilação com o fio com 0,5 mm de diâme-



7.9 - Comparação entre o critério CA_1 (modelo de deformação contínua para grandes inclusões) e a constante C (do ensaio de tração) para fios iniciais com diâmetros de 1,0 e de 0,5 mm.



7.10 - Comparação entre o critério CA_3 (modelo da teoria das discordâncias para grandes inclusões) e a constante C (do ensaio de tração) para fios iniciais com diâmetros de 1,0 e 0,5 mm.



7.11 - Comparação entre o critério K' (modelo de OII modificado) e a constante C (do modelo de tração) para fios iniciais com diâmetros de 1,0 e 0,5 mm.

tro, ainda seria recomendada uma etapa de recozimento intermediário, por volta de 0,200 mm de diâmetro.

Com essas sugestões serão obtidos fios capilares de ouro com melhor qualidade e esses fios poderão ser trefilados com segurança (sem rupturas) até bitolas mais finas, próximas ao valor desejado (0,025 mm).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - JENNRICH, R.I. Nonlinear Regression in BMDP Statistical Sftware 1981, University of California, Berkeley, 1981, pp.290-343.
- 2 - DIXON, W.J. (ed) BMDP Statistical Sftware, University of California, Berkeley.
- 3 - Norma Técnica da ASTM F 219-67, Fine Round and Flat Wire for Electron Devices and 1981, vol. 43, 1980, lamps, trsting.
- 4 - JENNRICH, R.J.; MOORE, R.H. Maximun Likelihood Estimation by Means of Nonlinear Least Squares, in Proceedings of the Statistical Computing Section, American Statistical Association, 1975, pp.57-65.
- 5 - SPIEGEL, M.R., Manual de Fórmulas e Tabelas Matemáticas, McGraw Hill do Brasil, São Paulo, 1974.
- 6 - WISTREICH, J.G. Investigation of the Mechanics of Wire Drawing, Proc. Inst. Mech. Eng., 169, 1965, pp.654-665.
- 7 - MAJORS, H. Studies in Gold - Drawing - Part. 3: Determination of Friction Coefficient, Trans. of ASME, January 1956, pp.79-87.
- 8 - MacLELLAN, G.D. Some Friction Effects in Wire Drawing, J. Inst. Metals, 81, 1152-53, pp.1-13.
- 9 - PAGNANO, C.A.G. Medindo a Força de Trefilação de Fios de Cobre, ITA Engenharia, Fevereiro de 1971, pp.8-12.
- 10 - PAPARONI, F. Trefilate di Rame, Revista Il Rame, Cisar, nº 11, 1965, pp. 3-10.
- 11 - Idem, ibidem Ref. (10), nº 13, pp.5-15.
- 12 - OH, S.I.; C.C.; KOBAYASHI, S. Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing - Part. 2 Workability in Extrusion and Drawing, Trans. of ASME, 101, February, 1979, pp.42.
- 13 - ANTILER, M. Contacts/1984 - Report on Gold - Related Papers Reads at Two Recent Conferences, Gold Bull., 1985, 18, (3), pp.92-97.
- 14 - MIYISHI, K.; SPALVINS, T.; BUCKLEY, D.H. Tribological Characteristics of Gold Films Deposited on Metals by Ion Plasting and Vapor Deposition, Wear, 1986, 108, pp.169-184.

- 15 - MIYOSHI, K; BUCKLEY, D.H. Adhesion and Friction of Single-Crystal Diamond in Contact with Transition Metals, Appl. Surf. Sci., 1980, (6), pp.161-172.

8 - CONCLUSÕES

1) Os fios de ouro capilares (com diâmetros abaixo de 0,150 mm) obtidos por trefilação a partir de um fio adquirido com 1,0 mm de diâmetro apresentaram-se com propriedades mecânicas, dimensionais e acabamento superficial de acordo com as especificações internacionais.

2) O grau de pureza de matéria prima inicial (em torno de 99,95%) não estava adequada às exigências das normas internacionais para fios capilares utilizados na indústria eletrônica, que requerem fios com pureza igual ou maior que 99,99%. Um maior nível de impureza implica numa quantidade de partículas de segunda fase maior, favorecendo o aparecimento de um maior número de rupturas na trefilação.

3) Embora o equipamento de trefilar tenha sofrido diversas modificações para aperfeiçoar o seu desempenho, ainda necessita uma modificação para garantir que o fio entre perpendicularmente à fieira, eliminando a ocorrência de "patas de corvo".

4) Dois tipos de rupturas foram mais frequentes na trefilação de fios capilares de ouro, quanto ao aspecto visual: rupturas por inclusão e ruptura por tração. Algumas rupturas mistas também foram observadas: inclusão - "patas de corvo" e inclusão - tração.

5) Dois mecanismos predominaram na ruptura por trefilação de fios capilares de ouro: 1º) formação, crescimento e coalescência de microcavidades em torno de pequenas partículas de segunda fase (ruptura por tração) e 2º) formação de uma trinca pela separação da interface matriz - inclusão ou pela quebra da inclusão, para partículas com diâmetro superior a $100 \text{ \AA}$ (ruptura por inclusão).

6) À medida em que o diâmetro do fio vai diminuindo, as dimensões das inclusões ficam proporcionalmente mais importantes, e o segundo mecanismo (ruptura por inclusão) prevalece.

7) Dentre as diversas expressões da curva tensão verdadeira - deformação logarítmica existentes, como por exemplo HOLLAND, LUDWICK, SWIFT e VOCE a última apresentou melhor ajuste com os dados experimentais do ensaio de tração do fio de ouro com 1,0 mm de diâmetro, recozido.

8) Dentre os cinco critérios propostos (1) CA_1 - critério de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria da deformação contínua para partículas grandes; 2) CA_2 - critério de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, para partículas pequenas; 3) CA_3 - critérios de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, para partículas grandes; 4) CA_4 - critério de COCKCROFT, modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias, considerando interações entre inclusões e 5) K' - critério de OH modificado por VOCE, dois deles não se aplicam à matéria prima utilizada no presente trabalho. Um deles é o CA_2 , pois esse critério é válido para inclusões com diâmetro médio inferior a $100 A^0$. Neste trabalho, as inclusões observadas nas superfícies de fratura apresentaram diâmetro muito superior a esse valor. Outro critério inadequado é o CA_4 , pois neste caso trabalhou-se com um material de elevado grau de pureza, cujo número de inclusões presentes não era grande para que se possa caracterizar a ocorrência de interação entre inclusões na deformação plástica.

9) As rupturas por tração ocorrem preferencialmente fora da fileira e as por inclusões, dentro da região de deformação. Portanto, para o primeiro caso, o estado de tensões é semelhante a um ensaio de tração, e o critério mais adequado é o de OH modificado (K'). Para o segundo caso tem-se um estado triplo de tensões característico da trefilação, portanto dois critérios podem ser aplicados, ambos são critérios de COCKCROFT modificado por ARGON e VOCE, um deles baseado na teoria da deformação contínua e o segundo baseado na teoria das discordâncias.

10) Comparando-se os gráficos dos critérios propostos com o critério de COCKCROFT - LATHAN para o ensaio de tração, é estabelecido o limite de trefilabilidade do material. Para o caso da fratura ocorrendo predominantemente pelo mecanismo de rasgamento fibroso (K'), o limite de trefilabilidade é de 0,144 mm de diâmetro. Para o caso do mecanismo predominante ser a separação matriz-inclusão, pela teoria da deformação contínua (CA_1) seria de 0,286 mm de diâmetro e pela teoria das discordâncias (CA_3) seria de 0,66 mm.

11) Quando se compara os limites de trefilabilidade com os valores observados na análise fratógráfica verifica-se que as rupturas predominantemente por tração começaram a ocorrer no diâmetro de 0,119 mm enquanto o critério K' forneceu o valor 0,144 mm. As rupturas predominantemente por inclusão começam a ocorrer no diâmetro de 0,060 mm, enquanto os critérios CA_1 e CA_3 forneceram respectivamente os valores 0,286 mm e 0,66 mm. Portanto se

ocorressem somente rupturas por tração (no caso de material isento de macro-inclusões) um critério recomendado seria de OH modificado (K') e se ocorressem somente rupturas por inclusão (no caso de um processo de trefilação com diversos tratamentos térmicos de recozimento intermediário), um critério recomendado seria o de COCKCROFT modificado por ARGON e VOCE, baseado na teoria das discordâncias para inclusões grandes (CA_3).

12) Para a matéria prima e as condições de processo utilizadas neste trabalho o critério mais adequado é o de OH modificado (K'), pois indica um valor abaixo do qual se pode trefilar com segurança, sem a ocorrência de rupturas.

9 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com relação ao processamento de fios capilares algumas sugestões podem ser feitas para continuidade do trabalho.

1) Desenvolver equipamento de trefilar controlados por microprocessador para controle do processo (velocidade e tensão de trefilação) visando obter um produto com melhor qualidade.

2) Efetuar o processamento mecânico de fios de ouro de pureza maior obtido por técnicas de purificação mais adequadas, como por exemplo evaporação a vácuo seguida por fusão zonal horizontal, utilizando cadinhos de grafita de elevada pureza ou de nitreto de boro. Além disso todo o processamento dos fios de ouro deve ser feito em ambiente isento de contaminação.

Com relação aos critérios de fratura dúctil as seguintes sugestões podem ser feitas:

1) Montar um critério de fratura dúctil para fios de cobre, utilizados na indústria de condutores elétricos. Inicialmente deve-se verificar qual a expressão analítica da curva da tensão-deformação se adapta melhor a esse metal. Através de observações de fractografias de fios rompidos durante o programa de redução utilizado em escala industrial, escolher um critério que atenda às principais causas de ruptura. Avaliar experimentalmente a influência de variáveis do material e do processo tais como pureza do material, coeficiente de atrito, velocidade de trabalho no aparecimento de rupturas. A aplicação do critério estabelecido para o programa de redução comumente utilizado pelas empresas (série AWG por exemplo), permite fazer uma crítica com relação a esse programa, verificando-se que alguns parâmetros adotados nesse programa, podem não ser os mais adequados, como por exemplo perfil da ferramenta (ângulo da fiação, redução de área por passe, comprimento da região cilíndrica) e também as etapas de recozimento intermediário podem não estar distribuídas de maneira adequada. A partir dessa crítica é possível sugerir um novo programa de redução, segundo o qual o número de rupturas diminua substancialmente. Uma vez escolhido um programa de redução mais satisfatório e tendo-se estabelecido as condições de trabalho mais adequadas, construir-se-ão gráficos do critério, que funcionarão como mapas de conformabilidade, orientando o usuário para as condições em que se pode trefilar com segurança.

2) O mesmo procedimento pode ser feito para fios de alumínio, tam

bem bastante utilizados na forma de fios para a indústria eletro-eletrônica.

3) Desenvolver critérios de fratura dúctil mais complexos que le vem em consideração as rupturas mistas como por exemplo: ruptura mistas por "chevron" e inclusões, por tração e inclusão, e por inclusão e "patas de corvo".

E ainda quanto às condições mecânicas de trabalho ao seguintes tópicos devem ser estudados:

1) Desenvolver técnicas de determinação experimental do coeficiente de atrito real.

2) Estudar a influência da velocidade de trefilação na trefilabilidade dos fios.

BIBLIOGRAFIA

- ABEL, A.; MDIR, H. The Bauchinger Effect and Discontinuous Yelding, Philosophical Magazine, 26, (2), 1972, pp. 489-504.
- ALTAN, T.; GEGEL, H. Metal Forming - Fundamentals and Application, ASM, Metals Park, 1983, pp. 283-284.
- ARGON, A.S.; IM, J.; SAFOGLU, R. Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture, Metall. Trans. A., 6A, 1975, pp. 360-365.
- ASHBY, M.F. Work Hardening of Dispersion - Hardened Crystals, Phil. Mag., 14, 1966, pp. 1157-1178.
- AVITZUR, B. Analysis of Wire Drawing and Extrusion Through Conical Dies of Small Cone Angle, J. Eng. Ind., August 1963, pp. 89-96.
- AVITZUR, B. Analysis of Wire Drawing and Extrusion Through Conical Dies of Large Cone Angle, J. Eng. Ind., November 1964, pp. 305-316.
- AVITZUR, B. Analisis of Central Bursting Defects in Extrusion and Wire Drawing, J. Eng. for Industry, February, 1968, pp. 79-81.
- AVITZUR, B. Metal Forming: Processes and Analysis, McGraw-Hill Book Co., N.Y., 1968.
- AVITZUR, B. New Improved Criterion for the Prevention of Central Burst in Wire Drawing and Extrusion, The Wire Journal, November, 1974, pp. 77-86.
- BACKOFEN, W.A. Deformation Processing, Addison-Wesley Pub., Massachusetts, 1972.
- BARON, H.G.; THOMPSON, F.C. Friction in Wire Drawing, J. Inst. Metals, 78, 1950-51, pp. 415-462.
- BEEVERS, C.J.; HONEYCOMBE, R.W.K. Ductile Fracture of Single Metals in Fracture - Proc. Intern. Conf. Atomic Mechanisms of Fracture, ed. B.L. Averbach, 1959, Massachusetts, pp. 474-497.
- BEEVERS, C.J.; HONEYCOMBE, W.K. The Initiation of Ductile Fracture in Pure Metals, Phil. Mag., 7, 1962, pp. 763-773.

- BISCHOFF, A.; THIEDE, H. Metallurgical Aspects of Processing and Use of Superfine Wire in Semi-Conductor Tecnology, Wire, 31, (5), Sep./Oct. 1981, pp. 202-205.
- BLUM, J.I.; MORRISEY, R.J., Proc. Inst Int. Conf. on Fracture, Sendai, 1965, Vol. III, Japan Society for the Strength and Fracture of Materials, Sendai, 1966, p. 1739.
- BOËR, C.R.; WEBSTER Jr, W.D. Direct Upper-Bound Solution and Finite Element Approach to Round - To - Square Drawing, Trans. ASME, J. Eng. Industry, Vol. 107, August 1985, pp. 254-260.
- BRANDAL, S.; VALBERG, H. Analysis of the Deformation Process During Wiredrawing by Means of the Finite Element Method, Wire Journal Int., March 1982, pp. 64-70.
- BRIDGMAN, P.W. Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, N.Y., 1952.
- BROEK, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics, 3^a ed. Martinus Nishoff Publ., Boston, 1982.
- BROEK, D. The Role of Inclusions in Ductile Fracture and Fracture Toughness, Eng. Fract. Mech., 5, 1973.
- BUTTON, S.T. Desenvolvimento de uma Máquina de Laboratório para a Extrusão Hidrostática de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, FEC-UNICAMP, 1985.
- Catálogo da Tanaka Electronics Industry: Fire Wires for Semiconductor Lead-bonding, Tokyo
- Catálogo da S.A. Philips do Brasil - Informações sobre o Produto Comercial Fieiras de Diamante, São Paulo.
- CARREKER Jr, R.P.; HIBBARD Jr, W.R. Tensile Deformation of High-Purity Copper as a Function of Temperature, Strain Rate and Grain Size, Acta Metall., 1, 1953, pp. 654-663.
- CARTER; R.D.; DOWNIE, S.W. Crowsfoot Faults in Copper Wire, J. Australian Inst. Metals, 11, (2), 1966, pp. 83-86.

CETLIN, P.R.; SILVA, P.S.C. *Análise de Fraturas*, ed. ABM, São Paulo, 1977.

CHEN, C.H. Void Formation in Ductile Fracture of a Cobalt Iron Alloy, *Acta Metal.*, 9, 1961, pp. 68-71.

CHEN, C.C.; OH, S.I.; KOBAYASHI, S. Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing, *Trans. ASME, J. Eng. Ind.*, 101, 1979, pp. 23-35.

CHIA, E.H. et alii Wire Breaks in Copper: A Classification and Analysis, *Wire Journal*, Feb. 1976, pp. 68-77.

CHIA, E.H. et alii Investigation of Wire Breaks in Aluminum, *Wire Journal*, Dec. 1976, pp. 46-53.

CHIA, E.H. et alii Copper Wire Breaks: Un Update, *Conf. Proc. 51st Annual Convention Wire Association International*, Atlanta, Georgia, Oct. 12-16, 1981, pp. 119-126.

CHIN, G.Y.; HOSFORD Jr, W.F.; BACKOFEN, W.A. Ductile Fracture of Aluminum, *Trans. Metal. Society AIME*, 230, 1964, pp. 437-449.

CHRISTOPHERSON, D.G.; NAYLOR, H. Promotion of Fluid Lubrification in Wire Drawing, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 169, 1955, pp. 643-653.

COCKCROFT, M.G.; LATHAN, D.J. Ductility and Workability of Metals, *J. Inst. Metals*, 96, 1968, pp. 33-39.

COHN, E. Effects of Wire Quality and Capillary Maintenance on Bonding Realibility, *Solid State Techn.*, Sept. 1975, pp. 31-44.

COOPER, A. The Use of Non-Metal Stearates as Wire Drawing Lubricants, *Wire Industry*, December 1978, pp. 1015-1016.

DAVIS, E.A.; DOKOS, S.J. Theory of Wire Drawing, *J. Applied Mechanics*, 11, (4), 1944, pp. A 193-A 198.

DIETER, G.E. Introduction to Ductility, *in: Ductility ASM*, Metals Park, 1968, Cap. 1.

DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*, Guanabara Dois, R.J.

- EDELSON, B.I.; BALDWIN, Jr, M.M. The Effect of Second Phase on Mechanical Properties of Alloys, *Trans. Am. Soc. Metals*, 55, 1962, pp. 230-242.
- ENGEL, L.; KLINGELE, H. An Atlas of Metal Damage, Wolfe Publ. Ltd., Munich, 1981.
- ESPINOSA, R.; LARRAGUIBEL, J.S.; NEGRONI, F.E. Analisis Teorico Experimental de las Expresiones para Predecir la Tension Media de Trefilação, *Anais da V Conferência Interamericana de Tecnologia de Materiais*, S.P., pp. 369-377.
- FISHER, J.R.; GURLAND, J. Void Nucleation in Spheroidized Carbon Steels - Part 1: Experimental, *Met. Sci.*, 15, (5), 1981, pp. 185-192.
- FISHER, J.R.; GURLAND, J. Void Nucleation in Spheroidized Carbon Steels - Part 2: Model, *Met. Sci.*, 15, (5), 1981, pp. 193-202.
- FRENCH, I.E.; WEINRICH, P.F. The Effect of Hydrostatic Pressure on the Tensile Fracture of α -Brass, *Acta Metall.*, 21, 1973, pp. 1533-1537.
- FRENCH, I.E.; WEINRICH, P.F. The Shear Mode of Ductile Fracture in Materials with Few Inclusions, *Metal. Trans. A.*, 64, (12), 1976, pp. 1841, 1845.
- GHOSH, A.K.; HECKER, S.S. e KEELER, S.P. Sheet Metal Forming and Testing, in DIETER, G.E. (editor); *Workability Testing Techniques*, ASM, Metals Park, 1984, pp. 135-195.
- GILLENOT, L.F. Criterion of Crack Initiation and Spreading, *Eng. Fract. Mech.*, 8, 1976, pp. 239-253.
- GOMES, E.; NERY, F.A.C.; BRESCIANI F^o, E. Aplicabilidade do Método dos Elementos Finitos em Problemas de Conformação Plástica dos Metais, *Anais do I Simpósio de Conformação Plástica dos Metais*, UNICAMP, Campinas, Julho 1984.
- GOODS, S.H.; BROWN, L.M. The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation, *Acta Metall.*, 27, (1), 1979, pp. 1-15.
- GREENWALD, B.W. Wire Drawing Lubricants: A Review (1954-1975), A Preview (1976-1985), *Wire Journal*, May 1977, pp. 74-78.
- GURLAND, J.; PLATEAU, J. The Mechanism of Ductile Rupture of Metals Containing Inclusions, *Trans. Am. Soc. Metals*, 56, 1966, pp. 442-454.

- GURSON, A.L. Porous Rigid-Plastic Materials Containing Rigid Inclusions - Yield Function Plastic Potencial and Void Nucleation, in: Advances in Research on the Strenght and Fracture of Materials, Vol. 2A, Pergamon Press, London, 1977, pp. 357-364.
- HADDAD, Y.M.; SONERBY, R. A Micro-Probabilistic Aproach to the Ductile Deformation and Fracture of Metals, in: Advances in Research on the Strenght and Fracture of Materials, Vol. 2A, Pergamon Press, London, 1977, pp. 457-465.
- HENRY, G.; HORSTMANN, D. Fractography and Microfractografy, De Ferri Metallographia, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1979, pp. 11-173.
- HILL, R. A Variational Principle of Maximun Plastic Work in Classical Plasticity, Quart. J. Mech. App. Math, 1, 1948, pp. 18-28.
- HILL, R. The Mathematical Theory of Plasticity, Claredon, 1950.
- HILL, R.; TUPPER, S.J. A New Theory of the Plastic Deformation in Wire Drawing, J. Iron Steel Inst., 159, 1948, p. 353.
- HINCH, S.W.; CROPPER, D.R. Evaluating Wirebond Quality, Semiconductor International, Feb. 1981, pp. 93-105.
- HOFFMANNER, A.L. Woekability Testing Techniques, Techninical Report AFML-TR-69-174, June 1969.
- HOLLOMON, J.H. Tensile Deformation, Trans. AIME, 162, 1945, pp. 268-290.
- HONEYCOMBE, R.W.K. The Plastic Deformation of Metals, Edward Arnold, London, 1977, pp. 428-454.
- HULL, D. Introduction to Dislocations, Pergamon Press, Oxford, 1975, pp. 85-100.
- IWATA, K.; OSAKADA, K.; FUJINO, S. Analysis of Hydrostatic Extrusion by the Finite Element Method, Trans. ASME, J. Eng. Industry, May 1972, pp. 697-703.
- JENNRICH, R.I.; MOORE, R.H. Maximun Likelihood Estimation by Means of Nonlinear Least Squares, In Proceedings of the Statistical Computing Section, American Statistical Association, 1975, pp. 57-65.

- JENNRIQH, R.I. Nonlinear Regression In BMDP Statistical Software 1981, University of California, Berkeley, 1981, pp. 290-343.
- KACHANOV, L.M. Fundamentals of Theory of Plasticity, Claredon Press, N.Y., 1950, pp. 48-105.
- KLEEMOLA, H.J.; NIEMINEN, M.A. On the Strain-Hardening Parameters of Metals, Metallurgical Transactions, 5, 1974, pp. 1863-1866.
- KOBAYASHI, S. A Review on the Finite Element Method and Metal Forming Process, J. Applied Metalworking, 2, (3), 1982, pp. 163-168.
- KUDO; H.; MATSUBARA, S. The Use of Finite Element Method in the Analysis of Plastic Deformation of Some Metal Forming Processes, Annals of the C.I.R.P., 23/2, 1974, pp. 219-225.
- LEE, D.J. A Lubricant for Fine Wire Drawing, Wire Industry, December 1978, pp. 1004, 1018.
- LE ROY, G. et alii A Model of Ductile Frature Based on the Nucleation and Growth of Voids, Acta Metall., 29, (8), 1981, pp. 1509-1522.
- LIMA, P.M. Influência da Velocidade de Trabalho na Tensão de Trefilação Fios Fios de Cobre, Dissertação de Mestrado, DEM-FEC, UNICAMP, Campinas, 1983.
- LIMA, P.M.; ZAVAGLIA, C.A.C.; BRESCIANI Fº, E. Análise dos Métodos de Cálculo de Tensão de Trefilação, Anais do I Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP, Campinas, Julho 1984.
- LYLES, R.L.; WILSDORF, G.F. Microcrack Nucleation and Fracture in Silver Crystals, Acta Metall., 23, (2), 1975, pp. 269-277.
- MacLELLAN, G.D. Some Friction Effects in Wire Drawing, J. Inst. Metals, 81, 1152-53, pp. 1-13.
- MAJORS, H. Studies in Cold - Drawing - Part 3: Determination of Friction Coefficient, Trans. of ASME, January 1956, pp. 79-87.
- MALE, A.T.; COCKCROFT, M.G. A Method for the Determination of the Coefficient of Friction of Metals under Conditions of Bulk Plastic Deformation, J. Inst. Metals, 93, 1964-65, pp. 38-47.

- McCLINTOCK, F.A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, Trans. ASME, J. Appl. Mech., 35, (6), 1968, pp. 363-371.
- McCLINTOCK, F.A. On the Mechanics of Fracture from Inclusions, in Ductility, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1968, pp. 255-277.
- McCLINTOCK, F.A. Plasticity Aspects of Fracture, in: Fracture, An Advanced Treatise, ed. H. Liebowitz, Academic Press, N.Y., 1971, Vol. III, pp. 48-255.
- McDONOUGH, F.; LUDWIG, W.; VANDERNBERG, P. Wire Drawing Lubricants: Lubricant Stability, Wire Journal, 10, (10), 1977, pp. 70-74.
- McGILL, G.P. Gold Wire for Automatic Bonders, Semiconductor International, June 1980, pp. 71-81.
- McLEAN, D. Mechanical Properties of Metals, ed. John Willey, N.Y., 1962, pp. 223-241.
- NAKAMURA, Y.; KAWAKAMI, H.; MATSUSHITA, T.; SAWADA, H. An Evaluation of Lubrication in Wire Drawing, Wire Journal, 13, (6), 1980, pp. 54-58.
- NERY, F.A.C. Desenvolvimento de uma Máquina Extrusora de Laboratório para Fios de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, FEC-UNICAMP, 1980.
- NEWMANN, P. Ductile Fracture, Mat. Sc. Eng., 25, Sept/Oct. 1976, pp. 217-223.
- Norma Técnica da ASTM F 72-74 Gold Wire for Semiconductor Lead Bonding, 43 Philadelphia, 1975.
- Norma Técnica da ASTM F 205-63 - Measuring Diameter of Fine Wire by Weighing, 43, Philadelphia, 1975
- Norma Técnica da ASTM F 219-67 - Fine Round and Flat Wire for Electronic Devices and Lamps, Testing, 43, Philadelphia, 1980.
- Norma Técnica da ASTM B 562-73 - Standard Specification for Refined Gold, 8, Philadelphia, 1975.
- OH, S.I.; CHEN, C.C.; KOBAYASHI, S. Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing, Part 2: Workability in Extrusion and Drawing, Trans. ASME, J. Eng. Ind., 101, 1979, pp. 36-44.

- ORBEGOZZO, J.I. Fracture in Wire Drawing, M.S. Thesis, M.I.T. September 1985.
- OYANE, M. Criteria of Ductile Fracture Strain, Bulletin J. S. M. E., 15, nº 90, 1972, p. 1507.
- PAGNANO, C.A.G. Medindo a Força de Tefilação de Fios de Cobre, Ita Engenharia, Fevereiro de 1971, pp. 8-12.
- PALMER, G.I.; SMITH, G.C.; WARDA, R.D. Conf. Proc, Phisical Basis of Yield and Fracture, ed. A.C. Strickland, London, 1966.
- PAPARONI, F. Trafilati di Rame, Revista Il Rame, Cisar, nº 11, pp. 3-10 e nº 13, pp.5-15, 1965.
- PELLOUX, R.M.N. Boing Scientific Research Lab, 1963, D1-82, 0169-R1.
- POMP, A.; SIEBEL, E.; HOUDREMONT, E. Mitt K.W. Inst. Eisenforsch, 11, 1929, p. 553.
- PRAGER, W., Proc. 5th Int. Cong. App. Mech., Cambridge, Mass. (1938), p. 234, in HILL, R. The Mathematical Theory of Plasticity, Claredon, Oxford, 1950, p. 49.
- PRICE, R.J.; KELLY, A. Deformation of Age-Hardened Aluminium Alloys Crystals - Fracture, Acta Metall., 12, (9), 1964, pp. 979-992.
- PUTTICK, K.E. Ductile Fracture in Metals, Phil. Mag., 4, 1959, pp. 964-969.
- PUTTICK, K.E. The Shear Component of Ductile Fracture, Phil. Mag., 5, 1960, pp. 759-762.
- RAMBERG, W.; OSGOOD, W.R. Description of Stress - Strain Curves by Three Parameters, NACA Technical, Note nº 902, July 1943.
- RAMSEY, T.H. Metallurgical Behaviour of Gold Wire in Thermal Compression Bonding, Solid State Tecnology, 16, (10), 1973, pp. 43-47.
- Relatórios Técnicos de Progresso - Segmento MCE - Telebrás - Janeiro a Dezembro de 1983.

- RHEE, S.S.; McCLINTOCK, F.A.; Proc. Fourth U.S. Nat. Cong. Appl Mech., vol. 2, p. 1002, ASME, New York, 1962.
- RICE, J.R.; ROSENGREN, G.F. Plane Strain Deformation Near a Crack, J. Mech. Phys. Solids, 16, (1), 1968, pp. 191. 1-12.
- RICE, J.R. in LIEBOWITZ, H. (editor) Fracture: an Advance Treatise, Academic Press, N.Y., vol. 2, 1968, pp. 191-196.
- RICE, J.R.; TRACEY, D.M. On the Ductile Enlargement of Voids, J. Mech. Phys. Solids, 17, (3), 1969, pp. 201-217.
- ROGERS, H.C. The Mechanism of Crack Propagation in Ductile Metals, Acta Metall., 7, 1959, pp. 1157-1178.
- ROGERS, H.C. The Tensile Fracture of Ductile Metals, Trans. Met. Soc. AIME, 218, 1960, pp. 498-506.
- ROGERS, H.C. The Fundamental Aspects of Fracture in Deformation Processing, in: Fundamentals of Deformation Processing, Syracuse Un. Press, Syracuse, 1964, pp. 199-255.
- ROSENFELD, A.R. Criteria for Ductile Fracture of Two Phase Alloys, Met. Review, 13, (121), 1968, pp. 29-40.
- ROSI, F.D.; ABRAHAMS, M.S. Porosity in Plastically Deformed Single Crystals, Acta Metall., 8, 1960, p. 807.
- ROWE, G.W. Conformado de los Metales, ed. Urmo, Bilbao, 1972, pp. 143-147.
- ROWE, G.W. Wire Manufacture, Int. Metals Reviews, December 1977.
- SAITO, T.; et alii Copper Breaks During Wire Drawing - Conf. Proc. 51st Annual Convention, Wire Association International, Atlanta-Georgia, October 12-16, 1981, pp. 127-135.
- SAVIN, G.N. Stress Concentration around Holes, Pergamon, N.Y., 1961.
- SEAMAN, L.; CURRAN, D.R.; SHOCKEY, D.A. Computational Models for Ductile and Brittle Fracture, J. Appl. Physics, 41, (11), 1976, pp. 4814-4826.

- SEKIGUCHI, H.; OSAKADA, K.; HAYASHI, H. A Criterion for Ductile Fracture Strain of Copper in Tensile Test Carried out under High Hydrostatic Pressures, J. Inst. Metals, 101, 1973, pp. 167-173.
- SILVA, P.S.C.P.; MYADA, K. Fratura Dúctil, Anais do 1º Congresso Brasileiro Eng. Ciência, CNPq, 1974.
- SLATER, R.A.C. Engineering Plasticity - Theory and Application to Metal Forming Processes, MacMillan, London, 1977.
- SPIEGEL, M.R., Manual de Fórmulas e Tabelas Matemáticas, McGraw-Hill do Brasil, São Paulo, 1974.
- SPIEGEL, M.R. Estatística - Coleção Shawm, Ed. McGraw-Hill do Brasil, São Paulo, 1977.
- SPRETNAK, J.W.; FIRRAO, D. Considerazioni sul Ruollo della Instabilità Plastica nella Formazioni de Fratture di Tipo Duttile, La Metallurgia Italiana, Milano, 72, (12), 1980, pp. 525-534.
- SWIFT, H.W. Plastic Instability under Plane Stress, J. Mech. Phys. Solids, 1, 1952, pp. 1-18.
- TANAKA, K.; MDRI, T.; NAKAMURA, T. Cavity Formation at the Interface of a Spherical Inclusion in a Plastically Deformed Matrix, Phil. Mag., 1970, 21, pp. 267-279.
- TETELMAN, A.S.; Mc EVILY Jr, A.J. Fracture of Structural Materials, John Wiley, N.Y., 1966.
- TIPPER, C.F. The Fracture of Metals, Metallurgia, Jan. 1949, pp. 133-137.
- THOMASON, P.F. A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities, J. Inst. Metals, 96, 1968, pp. 360-365.
- THOMPSON, D.S. Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminum Alloy Production, Met. Trans. A., 64, 1975, pp. 671-681.
- THONSEN, E.G.; Tensile Fracture of Drawn Copper and Mild Steel, Trans. ASME, J. Eng. Industry, 104, 1982, pp. 91-96.

- THONSEN, E. YANG, C.T.; KOBAYASHI, S. Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing, Mc Millan, N.Y., 1965.
- TOMIYAMA, S.; FUKUI, Y. Gold Bonding Wire for Semiconductor Applications Gold Bull., 15, (2), (1982), pp. 43-50.
- VINH, T. Sur les Critères de Rupture Ductile - Applications a Quelques Problèmes de Fromage, Sciences et Techniques de L'Armement, 56, 2^e fasc., 1982, pp. 387-420.
- VOCE, E. The Relationship Between Stress and Strain for Homogeneous Deformation., J. Inst. Metals, 74, 1948, pp. 537-562.
- WEINRICH, P.F.; FRENCH, I.E. The Influence of Hydrostatic Pressure on the Fracture Mechanisms of Sheet Tensile Specimens of Copper and Brass, Acta Metall., 24, 1976, pp. 317-322.
- WILSDORF, H.G.F. The Ductile Fracture of Metals: A Microstructural Viewpoint, Mat. Sc. Engin., 59, 1983, pp. 1-39.
- WISTREICH, J.G. Investigation of the Mechanics of Wire Drawing, Proc. Inst. Mech. Eng., 169, 1965, pp. 654-665.
- WRIGHT, R.N. Mechanical Analysis and Die Design, Wire Journal, 12, (10), 1979, pp. 60-61.
- WRIGHT, R.W. Practical Use of Mechanical Analysis in Wire Drawing, Wire Technology, 4, (5), 1976, pp. 57-61.
- WRIGHT, R.N. Mechanisms of Wire Breaks, Conf. Proc. 51st Annual Convention Wire Association International, Atlanta, Georgia, Oct. 12-16, 1981, pp. 104-109.
- YANG, C.T. On the Mechanics of Wire Drawing, Trans. ASME B, J. Eng. Ind., 83 1961, pp. 523-530.
- ZAVAGLIA, C.A.C. Contribuição ao Estudo da Trefilação de Fios Capilares de Metais Não-Ferrosos, Dissertação de Mestrado, DEM-FEC, UNICAMP, Campinas, 1979.

ZAVAGLIA, C.A.C.; BRESCIANI F^o, E. Influência da Velocidade de Trabalho na Trefilação de Fios Metálicos Capilares, Anais do XXXV Congresso Anual da ABM, São Paulo, Junho 1980.

ZAVAGLIA, C.A.C.; BRESCIANI F^o, R. Máquina de Trefilar de Laboratório para Fios Metálicos Capilares, Metalurgia ABM, Vol. 42, nº 349, Dezembro 1986, pp. 863-866.

ZAVAGLIA, C.A.C.; BUTTON, S.T.; BRESCIANI F^o, E. Máquinas de Conformação Mecânica Fina, Controladas por Microprocessador; II Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP, Campinas, S.P., Agosto de 1986.

ZAVAGLIA, C.A.C.; BUTTON, S.T.; BRESCIANI F^o, E. Projeto e Construção de uma Extrusora e uma Trefiladora Controladas por Microprocessador, IX COBEM, Florianópolis, S.C., Dezembro de 1987.

ZIENKIEWICZ, O.C. The Finite Element Method, 3^a Edição, McGraw-Hill, London, 1977.

ÍNDICE DE FIGURAS

PAG.

1.1 - Ilustração de um dispositivo eletrônico soldado com fio capilar de ouro	8
1.2 - Representação esquemática do processo de soldagem por termocompressão	10
1.3 - Representação esquemática do processo de soldagem por ultrassom	11
1.4 - Variação na resistência à ruptura após 15 minutos de recozimento em diversas temperaturas para fios com 0,025 mm de diâmetro obtidos através de cinco diferentes procedimentos	15
1.5 - Representação esquemática de suas ligações de fios de ouro em serviço. Em (a) o fio é de ouro puro e sofreu recozimento durante a soldagem. Em (b) a matéria prima era constituída por ouro dopado com berílio e não sofreu recozimento	16
1.6 - Técnicas de enrolamento do fio no carretel: (a) convencional (uma só camada); (b) múltiplas camadas.	18
1.7 - Fluxograma do processamento do fio capilar de ouro	19
2.1 - Vários formatos de regiões plásticas em trefilação de fios	25
2.2 - Diagrama esquemático dos componentes da energia de deformação em função do ângulo da fieira	26
2.3 - Representação do estado de tensões de um elemento na região de deformação	27
2.4 - Representação esquemática da fieira e do elemento considerado no método da divisão em elementos	35
2.5 - Modelo do campo de velocidades adotado por AVITZUR	40
2.6 - Modelo da zona plástica adotado por AVITZUR	40
2.7 - Volume global V , mostrando a superfície de contorno S e um elemento típico de volume V_e	48

2.8 - Potencial de utilização de um programa de elementos finitos para analisar a trefilação	52
3.1 - Tipos de fratura dúctil: a) fratura por cisalhamento em monocristais; b) fratura completamente dúctil em policristais; c) fratura taça-cone dupla em policristais d) fratura taça-cone em policristais	61
3.2 - Etapas da fratura completamente dúctil	61
3.3 - Estágios da formação de uma fratura taça e cone	63
3.4 - Etapas na elaboração de uma réplica para fratografia em microscópio eletrônico de transmissão	64
3.5 - Morfologia das microcavidades de acordo com o estado de tensão no corpo de prova	66
3.6 - Representação esquemática das etapas de formação de uma microcavidade de cisalhamento	67
3.7 - Representação esquemática da formação de microcavidades de rasgamento	67
3.8 - Distribuição de tensões no pescoço do corpo de prova de tração	71
3.9 - Representação esquemática do modelo de BROEK para a formação de um vazio	73
3.10- Modelo de crescimento de microcavidades pela absorção de discordâncias	75
3.11- Modelo de crescimento e coalescência de vazios por deslizamento de planos e movimentos das discordâncias, para partículas esféricas	76
3.12- Modelo de crescimento e coalescência de vazios por deslizamento de planos e movimentos de discordâncias para partículas alongadas	77
3.13- Representação esquemática da fratura por bandas de cisalhamento em monocristal: a) formação das bandas de cisalhamento; b) formação da trinca, que propaga até a ruptura total	78
3.14- Diagrama esquemático do processo de fratura por formação de bandas de cisalhamento: a) formação de bandas de cisalhamento grosseiras; b) cisalhamento localizado; c) formação da trinca; d) propagação da trinca e separação	80

3.15 - Representação de uma "placa de vazio", segundo BACKOFEN	81
3.16 - Ruptura por tração: a) representação esquemática; b) frutografia em MEV, fio de alumínio, diâmetro = 1 mm, 180 x	83
3.17 - Ruptura por "chevron": a) representação esquemática da ruptura; b) foto de uma amostra de aço extrudada a frio, apresentando o defeito	84
3.18 - Representação esquemática do aparecimento e propagação do defeito "chevron"	87
3.19 - Fluxo do metal durante a instabilidade associada com o "chevron" segundo AVITZUR: a) fluxo normal; b) estreitamento da zona plástica; c) início da formação de um "chevron"; d) crescimento de chevron; e) "chevron" completo e fluxo normal	87
3.20 - Representação esquemática de uma trinca num fio trefilado	87
3.20 - "Patras de corvo": a) representação esquemática da ruptura; b) aparecimento do defeito devido à entrada do fio não axialmente à fieira; c) aparecimento do defeito devido a uma inclusão superficial; d) aparecimento do defeito devido à entrada do fio com diâmetro excessivo para a fieira	89
3.22 - Representação esquemática do aparecimento e propagação do defeito "patas de corvo"	89
3.23 - Ruptura por inclusão: a) representação esquemática; b) frutografia	91
3.24 - Representação esquemática de um fio sendo trefilado para um diâmetro D contendo uma inclusão com diâmetro médio d	91
3.25 - Mecanismo de ruptura por inclusão	91
3.26 - Ruptura por macroporosidade	94
3.27 - Ruptura por lascamento, representação esquemática	94
3.28 - Ruptura por falha na solda, representação esquemática da superfície de fratura	94

3.29 - Ruptura por emaranhado (nó)	95
3.30 - Ruptura por "ponta oca", representação es- quemática	95
3.31 - Ruptura por "ponta oca amassada", represen- tação esquemática	95
4.1 - Distribuição de tensões no pescoço do cor- po de prova de tração	109
4.2 - Comparação esquemática entre as curvas ten- são-deformação convencional, verdadeira e verdadeira corrigida por BRIDGMAN	109
4.3 - Representação gráfica da relação de HOLLOWOMON	112
4.4 - Representação gráfica da expressão de LUDWICK	113
4.5 - Representação gráfica da relação de SWIFT	114
4.6 - Curva tensão versus deformação convencional	116
4.7 - Representação da relação de VOCE na sua forma monologarítmica	117
4.8 - Estados de deformações possíveis de um cubo contendo dois vazios coalescendo na direção b, McCLINTOCK	120
4.9 - Representação esquemática do modelo de McCLINTOCK	121
4.10 - Comparação do critério de McCLINTOCK com resultados experimentais	122
4.11 - Representação esquemática do modelo de THOMASON	124
4.12 - Comparação entre a predição de THOMASON e resultados experimentais	124
4.13 - Dimensões típicas de interesse para a en- genharia estrutural	126
4.14 - Modelo físico da inclusão cilíndrica A, inserida numa matriz plástica B	129
4.15 - Modelo de ASHBY para a produção de uma zona plástica secundária	129
4.16 - Modelo da inclusão cilíndrica isolada, segundo ARCON	130

4.17 - Modelo de ARCON para interação entre duas inclusões	136
4.18 - Estado de tensão na trefilação, fora da região de deformação	139
4.19 - Estado de tensão na trefilação, na região de deformação	140
4.20 - Modelo da distribuição de grandes vazios	141
5.1 - Máquina extrusora a quente	157
5.2 - Máquina extrusora hidrostática	158
5.3 - Máquina trefiladora fina	160
5.4 - Representação esquemática da máquina tre filadora capilar	161
5.5 - Máquina trefiladora capilar	162
5.6 - Representação esquemática da bobinadora	163
5.7 - Perfil típico da fieira de diamante uti- lizada na trefilação	165
5.8 - Detalhamento do "mancal seco"	170
5.9 - Nova desbobinadora construída	170
5.10 - Novo tensímetro, vistas parciais	171
5.11 - Perfil típico da matriz utilizada na extru são	174
5.12 - Superfície do fio extrudado no laboratório (diâmetro = 1 mm)	176
5.13 - Superfície do fio adquirido (diâmetro = 1 mm)	176
5.14 - Macrografia do fio de ouro extrudado, D = 1,0 mm, sem ataque, 600 x	177
5.15 - Idem à anterior, outra região	177
5.16 - Idem à anterior, outra região	177
5.17 - Idem à anterior, 150 x, outra região	179
5.18 - Tres etapas do processamento mecânico do ouro (tarugo com diâmetro de 6 mm, fio extrudado com 1,0 mm, e fio capilar com 0,0500 mm)	179

5.19 - Comparações entre as propriedades mecânicas dos fios trefilados e as especificações: a) alongamento, b) força de ruptura	187
6.1 - Representação esquemática do suporte construído para colocar os fios rompidos em posição para observação no MEV	190
6.2 - Corpo de prova 1, diâmetro = 0,386 mm, 100 X, 100 X e 300 X.	191
6.3 - Corpo de prova 2, diâmetro = 0,119 mm, 1000 X	192
6.4 - Corpo de prova 3, diâmetro = 0,119 mm, 200 X	192
6.5 - Corpo de prova 4, diâmetro = 0,109 mm, 200 X	193
6.6 - Corpo de prova 5, diâmetro = 0,098 mm, 520 X e 500 X	195
6.7 - Corpo de prova 6, diâmetro = 0,089 mm, 450 X	194
6.8 - Corpo de prova 7, diâmetro = 0,089 mm, 800 X e 950 X	194
6.9 - Corpo de prova 8, diâmetro = 0,081 mm, 500 X	195
6.10 - Corpo de prova 9, diâmetro = 0,081 mm, 1060 X	195
6.11 - Corpo de prova 10, diâmetro = 0,060 mm, 850 X	196
6.12 - Corpo de prova 11, diâmetro = 0,050 mm, 1000 X	196
6.13 - Corpo de prova 12, diâmetro = 0,050 mm, 2000 X	197
6.14 - Corpo de prova 13, diâmetro = 0,050 mm, 1000 X	197
6.15 - Corpo de prova 14, diâmetro = 0,046 mm, 900 X	198
6.16 - Corpo de prova 15, diâmetro = 0,046 mm, 1700 X	198

6.17 - Corpo de prova 16, diâmetro = 0,043 mm, 1000 X	199
6.18 - Corpo de prova 17, diâmetro = 0,034 mm, 1000 X e 1050 X	199
7.1 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por HOLLOMON	203
7.2 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por LUDWICK	204
7.3 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por SWIFT - primeira tentativa	205
7.4 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por SWIFT - segunda tentativa	206
7.5 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por SWIFT - terceira tentativa	207
7.6 - Comparação entre a curva tensão versus deformação experimental e a expressa por VOCE	208
7.7 - Modelo da fieira bi-partida	211
7.8 - Comparação entre os diversos critérios propostos e a constante C obtida dos valores experimentais do ensaio de tração do fio de ouro recozido	214
7.9 - Comparação entre o critério CA_1 (modelo de deformação contínua para grandes in- clusões) e a constante C (do ensaio de tração) para fios iniciais com diâmetros de 1,0 e de 0,5 mm	218
7.10 - Comparação entre o critério CA_3 (modelo da teoria das discordâncias para gran- des inclusões) e a constante C (do en- saio de tração) para fios iniciais com diâmetros de 1,0 e 0,5 mm	219

7.11 - Comparação entre o critério K' (modelo de
OH modificado) e a constante C (do ensaio
de tração) para fios iniciais com diâme-
tros de 1,0 e 0,5 mm 220

<u>ÍNDICE DE TABELAS</u>	PAG.
1.1 - Propriedades mecânicas dos fios capilares em função do diâmetro para as condições: recozido (R), com alívio de tensões (AT) e encruado (E).....	14
1.2 - Dependência da temperatura de recristalização com os tipos de dopantes presentes no fio de ouro.....	14
3.1 - Classificação das rupturas dúcteis de fios de cobre e de alumínio, durante a trefilação.....	96
4.1 - Critérios de fratura dúctil e de conformabilidade.....	104
4.2 - Quadro resumo das contribuições deste trabalho.....	151
5.1 - Programa de redução para fios de ouro	166
5.2 - Tolerâncias dimensionais para fios capilares	180
5.3 - Propriedades mecânicas dos fios capilares de ouro em função do diâmetro para as condições: recozido (R), com alívio de tensões (AT), e encruado (E).....	181
5.4 - Composição química dos fios de ouro.....	183
5.5 - Propriedades mecânicas dos fios de ouro adquiridos (1 mm de diâmetro).....	180
5.6 - Resultados experimentais - propriedades dimensionais e mecânicas dos fios capilares trefilados.....	184
7.1 - Parâmetros obtidos das expressões de HOLLOMON, LUDWICK, SWIFT e VOCE.....	209
7.2 - Valores obtidos de tabelas estatísticas para a distribuição F e "t-student", para os modelos de HOLLOMON e VOCE.....	210
7.3 - Limites de trefilabilidade obtidos a partir dos diversos critérios propostos.....	213
7.4 - Sequência de fieiras, iniciando-se o processo com diâmetro de 0,513 mm	215

ANEXO I

Regressão Não-Linear - Resumo de alguns conceitos estatísticos utilizados para a aplicação do BMDP-P3R.

Um modelo de Regressão é dito "Não-Linear", se ele é não linear como função de seus parâmetros. Os modelos que não são possíveis de ser linearizados através do uso de transformações de variáveis são denominados "intrinsecamente não lineares". Segundo DRAPER-SMITH⁽¹⁾, quando se trata de um modelo desse tipo, é preferível tentar ajustar tal modelo, sempre que possível, do que ajustar um modelo linear, menos realista.

Nos modelos de Regressão Não Lineares, o critério de estimação mais comumente utilizado é o critério dos mínimos quadráticos.

Se o modelo de Regressão é:

$$Y_t = f(X_t, \underline{\theta}) + e_t \quad (1.1)$$

onde $\underline{\theta} = (\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_p)$

e

$$X_t = (X_{t1}, X_{t2}, \dots, X_{tn}), \quad t = 1, \dots, n$$

a soma de quadrados dos resíduos, também chamada de função objetivo, é:

$$h(\underline{\theta}) = \sum_{t=1}^n \left\{ Y_t - f(X_t, \underline{\theta}) \right\}^2$$

O estimador de mínimos quadráticos $\hat{\underline{\theta}}$, por definição é o valor que minimiza a função $h(\underline{\theta})$, isto é, $\hat{\underline{\theta}}$ é o ponto mínimo de $h(\underline{\theta})$.

Quando o modelo (1.1) é linear, o estimador de mínimos quadráticos $\hat{\underline{\theta}}$ tem uma fórmula explícita; entretanto no caso não linear, isso geralmente não ocorre e para obter as estimativas desses parâmetros deve-se recorrer a procedimentos iterativos, que requerem muito mais cálculos.

(*) Retirado de SOUZA, D.G. Algumas Considerações sobre Regressão Não Linear, Dissertação de Mestrado, Inst. de Matemática e Estatística da USP, São Paulo, 1986.

Os algoritmos clássicos para minimização de funções não lineares para diversas variáveis foram introduzidos por NEWTON, CAUCHY E GAUSS.

Nas últimas décadas com o "advento do computador" houve um grande progresso no desenvolvimento dessas técnicas. Atualmente uma boa opção é utilizar "pacotes", embora também tenham suas limitações. Os pacotes mais conhecidos para Regressão Não Linear são o BMDP, o SAS e o IMSL.

Um algoritmo iterativo é um procedimento que partindo de um ponto inicial especificado $\underline{\theta}^{(0)} = (\theta_1^{(0)}, \dots, \theta_p^{(0)})$, gera uma sequência de pontos $\underline{\theta}^{(1)}, \underline{\theta}^{(2)}, \dots$, onde cada elemento representa uma estimativa do ponto ótimo $\underline{\theta}^*$ da função objetivo ($h(\underline{\theta})$), e o que se espera de um bom algoritmo, é que ao ser aplicado ao problema de interesse, convirja rapidamente para $\underline{\theta}^*$.

Associado com essas idéias está o conceito de método descendente. Um método descendente satisfaz, em cada interação, a seguinte condição:

$$h(\underline{\theta}^{(k)} + \alpha^{(k)} \underline{d}^{(k)}) < h(\underline{\theta}^{(k)})$$

para algum $\alpha^{(k)} > 0$.

Essa é uma das condições necessárias para se demonstrar matematicamente a convergência de um algoritmo.

Outro aspecto importante de um algoritmo é sua taxa de convergência. Segundo GILL, MURRAY e WRIGHT⁽²⁾, mesmo que seja possível provar teoricamente que uma sequência converge para um ponto ótimo, esse método será eficiente somente se a convergência ocorrer com certa rapidez, isto é, se a taxa de convergência for relativamente alta.

O algoritmo de GAUSS-NEWTON é um dos métodos mais conhecidos para resolver problemas de mínimos quadrados.

A idéia básica do método é considerar aproximações lineares para os $e_t(\underline{\theta})$ em cada interação. Num problema de ajuste de dados, isso é equivalente a linearizar em cada interação, a função de regressão $f(\underline{X}, \underline{\theta})$.

Assim, o problema de minimizar

$$h(\underline{\theta}) = \sum_{t=1}^n (Y_t - f(\underline{X}_t, \underline{\theta}))^2$$

passa a ser o de minimizar na (k+1) ésima interação a função $h^{(k)}(\underline{\theta})$, onde:

$$h^{(k)}(\underline{\theta}) = \sum_{t=1}^n (Y_t - f^{(k)}(\underline{X}_t, \underline{\theta}))^2$$

e $f^{(k)}(\underline{x}_t, \underline{\theta})$ é a aproximação de Taylor até 1ª ordem de $f(\underline{x}_t, \underline{\theta})$ em torno do ponto $\underline{\theta}^{(k)}$:

Quando o modelo é linear, isto é, quando $f(\underline{\theta})$ é linear, então o algoritmo de GAUSS-NEWTON converge para o ponto de mínimo $\underline{\theta}^*$ numa única iteração, partindo-se de qualquer ponto inicial $\underline{\theta}^{(0)}$. Entretanto, à medida em que o grau de não linearidade de um modelo aumenta, então o algoritmo de GAUSS-NEWTON pode não convergir; a função objetivo pode ter mais de um ponto de mínimo e a probabilidade de convergência para o mínimo certo vai diminuindo.

Outra dificuldade que pode ocorrer com o algoritmo de GAUSS-NEWTON é quando existe mal condicionamento, que é um problema que ocorre em Regressão Não Linear quando $F(\underline{\theta}^{(k)})$ é quase singular.

O problema de mal condicionamento pode ocorrer simultaneamente com o problema de resíduos grandes. Embora esses dois problemas sejam independentes, no sentido em que um não afeta o outro, se ocorrem juntos, podem piorar ainda mais o desempenho do algoritmo de GAUSS-NEWTON. Para enfrentar os problemas que ocorrem com esse algoritmo, costuma-se utilizar o algoritmo de GAUSS-NEWTON com modificações.

Uma das modificações no algoritmo de GAUSS-NEWTON mais simples é a "step halving", que é utilizado na sub-rotina BMDP-P3R. Esse procedimento consiste em escolher em cada passo, um número $\alpha^{(k)}$ tal que seja o primeiro da sequência $\{1, \frac{1}{2}, \frac{1}{4}, \dots\}$ que reduz a soma de quadrados dos resíduos, isto é, tal que

$$h \left\{ \underline{\theta}^{(k+1)} \right\} = h \left\{ \underline{\theta}^{(k)} + \alpha^{(k)} \Delta \underline{\theta}^{(k)} \right\} < h \left\{ \underline{\theta}^{(k)} \right\}$$

Assim se $h(\underline{\theta}^{(k)} + \Delta \underline{\theta}^{(k)}) > h(\underline{\theta}^{(k)})$

então calcularemos $h \left\{ \underline{\theta}^{(k)} + \frac{1}{2} \Delta \underline{\theta}^{(k)} \right\}$, $h \left\{ \underline{\theta}^{(k)} + \frac{1}{4} \Delta \underline{\theta}^{(k)} \right\}$,

até que a soma de quadrados seja diminuída.

Para esclarecer a montagem da tabela 7.2 (página 210) é necessário apresentar medidas de não linearidade de BATES-WATTS⁽³⁾, baseando-se no conceito geométrico de curvatura.

Antes de apresentar o trabalho de BATES-WATTS, é necessário introduzir o conceito geométrico de curvatura do espaço de estimação (ou "locus de solução") através da representação geométrica dos modelos de Regressão Não Lineares no espaço amostral, em contraste com a dos modelos lineares.

Considerando-se o modelo $\underline{Y} = f(\underline{\theta}) + \underline{e}$ onde

$$\underline{Y} = \begin{bmatrix} y_1 \\ \vdots \\ y_n \end{bmatrix} \quad f(\underline{\theta}) = \begin{bmatrix} f(x_1, \underline{\theta}) \\ \vdots \\ f(x_n, \underline{\theta}) \end{bmatrix}$$

$$\underline{e} = \begin{bmatrix} e_1 \\ \vdots \\ e_n \end{bmatrix}, \quad \underline{\theta} = \begin{bmatrix} \theta_1 \\ \vdots \\ \theta_p \end{bmatrix}$$

e

$$\underline{X}_t = (X_{t1}, \dots, X_{tk}), \quad t=1, \dots, n$$

onde $E(\underline{e}) = \underline{0}$ e $\text{Var}(\underline{e}) = \sigma^2 I$.

Supondo inicialmente o caso onde $n=2$ e $p=1$, esse caso apesar de extremamente simples do ponto de vista experimental, serve muito bem para ilustrar o princípio conceitual envolvido. Porém antes de se representar graficamente um modelo não linear, é muito importante entender o que ocorre no caso linear.

(a) Caso linear

seja

$$\underline{Y} = \begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \end{bmatrix}, \quad f(\underline{\theta}) = \underline{X}\theta$$

onde

$$\underline{X} = \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \end{bmatrix} \quad \text{e } \theta \in \mathbb{R}$$

O espaço amostral nesse caso tem dimensão 2, e o espaço de estimação (ou "locus de solução") é um subespaço de dimensão 1 do espaço amostral, e é constituído pelos pontos da forma

$$f(\theta) = \underline{X} \theta = \begin{bmatrix} x_1 \theta \\ x_2 \theta \end{bmatrix}$$

ou seja, é uma reta no R^2 cuja direção é a do vetor $\underline{X} = \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \end{bmatrix}$

Uma característica importante dos modelos lineares é que tomando-se valores de θ igualmente espaçados (isto é $\Delta\theta = \text{cte}$, onde $\Delta\theta_i = \theta_i - \theta_{i-1}$, $i=1,2,3,\dots$) então os pontos correspondentes no locus de solução: $\underline{X}\theta_0, \underline{X}\theta_1, \underline{X}\theta_2, \dots$ também são igualmente espaçados.

Na figura 1 a seguir, consideramos os eixos 1 e 2 como base do espaço amostral e tomamos $\underline{Y} = \begin{bmatrix} 2 \\ 3 \end{bmatrix}$, $\underline{X} = \begin{bmatrix} 2 \\ 1 \end{bmatrix}$, $\theta_0 = 1$, $\theta_1 = 2$, $\theta_2 = 3, \dots$

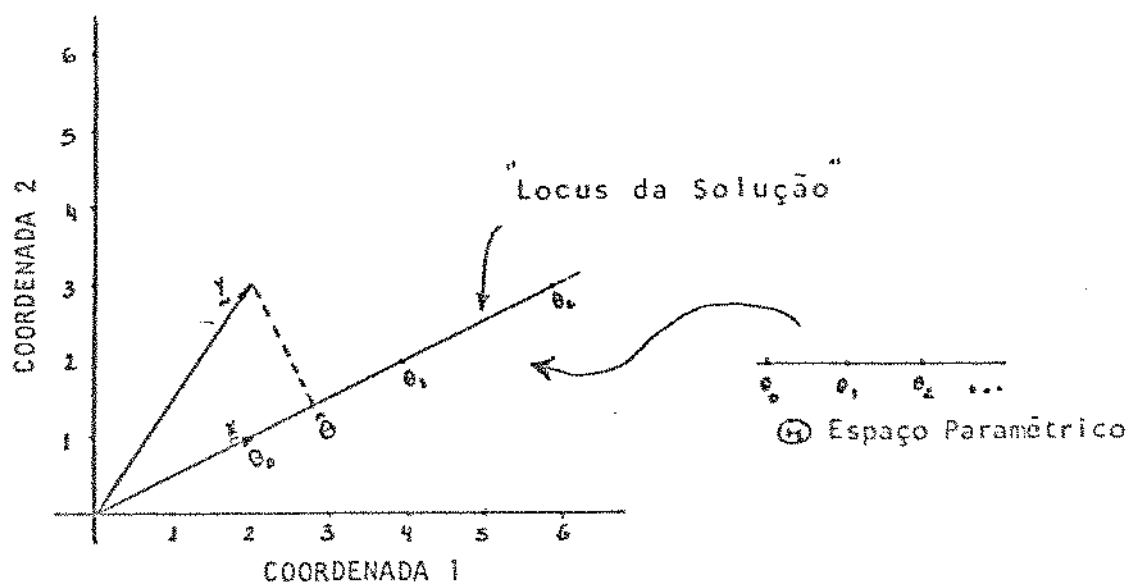


Figura 1 - Representação dos dados no espaço amostral.

O locus de solução nesse caso é a reta cuja direção é dada pelo vetor $\underline{X} = \begin{bmatrix} 2 \\ 1 \end{bmatrix}$, e os pontos correspondentes a $\theta_0, \theta_1, \dots$ no "locus são:

$$\underline{X}\theta_0 = \begin{bmatrix} 2 \\ 1 \end{bmatrix}, \quad \underline{X}\theta_1 = \begin{bmatrix} 4 \\ 2 \end{bmatrix}, \quad \underline{X}\theta_2 = \begin{bmatrix} 6 \\ 3 \end{bmatrix} \dots$$

e portanto são equidistantes (na figura os valores de $\theta_0, \theta_1, \theta_2 \dots$ são marca

cados no lugar de $\underline{X}\theta_0, \underline{X}\theta_1, \dots$).

A função

$$h(\theta) = \sum_{t=1}^2 (Y_t - \theta X_t)^2 = \|\underline{Y} - \underline{X}\theta\|^2$$

representa o quadrado da distância do ponto $\underline{Y}$ a um ponto genérico $\underline{X}\theta$ do espaço de estimação; assim minimizar $h(\theta)$ em relação a θ corresponde geometricamente a encontrar um ponto no espaço de estimação cuja distância é a menor possível. Na figura, o ponto θ (que corresponde ao ponto $P=\underline{X}\theta$ nas coordenadas 1 e 2) é o ponto mais próximo de $\underline{Y}$, ou seja, é o estimador de mínimos quadrados de θ .

(b) Consideremos agora o caso não linear (onde $n=2$ e $p=1$).

Nesse caso o locus de solução não é mais uma reta como antes, mas uma curva gerada pelos pontos da forma

$$f(\theta) = \begin{bmatrix} f(X_1, \theta) \\ f(X_2, \theta) \end{bmatrix},$$

além disso os pontos de locus de solução correspondentes a $\Delta\theta = \text{constante}$, não são mais necessariamente igualmente espaçados.

Para ilustrar considera-se a figura 2.

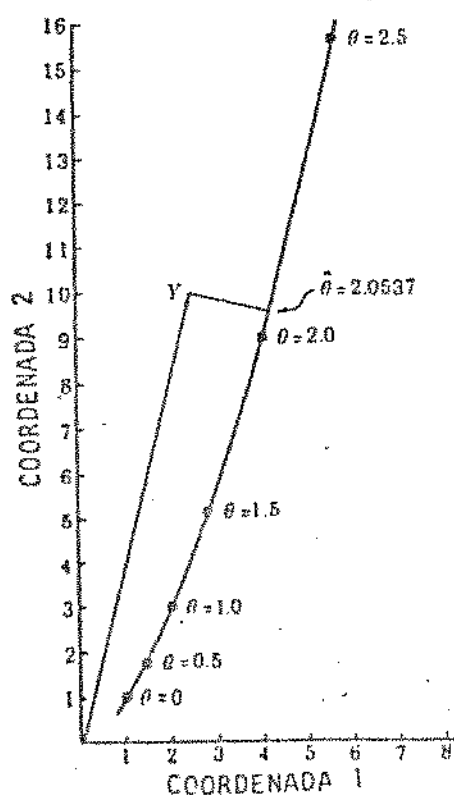


Figura 2 - Representação dos dados no espaço amostral.

Nessa figura $\tilde{c}$ representado no espaço amostral o modelo:

$$\underline{Y} = f(\theta) + \underline{e}$$

$$\underline{Y} = \begin{bmatrix} 2,5 \\ 10 \end{bmatrix}, \quad \underline{X} = \begin{bmatrix} 2 \\ 3 \end{bmatrix}$$

$$f(\theta) = \begin{bmatrix} f(x_1, \theta) \\ f(x_2, \theta) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x_1^\theta \\ x_2^\theta \end{bmatrix}$$

O locus de solução nessa caso consiste dos pontos da forma

$$f(\theta) = \begin{bmatrix} 2^\theta \\ 3^\theta \end{bmatrix}$$

onde $\theta \in \mathbb{R}$.

Como pode ser observado o locus de solução não é mais uma reta mas sim uma curva em torno de $\hat{\theta}$; o valor $\hat{\theta} = 2,05$ (correspondente ao ponto $P = (2^{2,05}, 3^{2,05})$ nas coordenadas 1 e 2, cuja distância a $\underline{Y}$ é mínima é a estimativa de mínimos quadrados de θ .

Além disso os pontos do espaço de estimação correspondentes a iguais incrementos $\Delta\theta$ (no caso $\Delta\theta=0,5$), não são igualmente espaçados como no caso linear, mas apresentam incrementos crescentes.

Observa-se portanto que os pontos do locus de solução em torno de $\hat{\theta}$ e o tipo de espaçamento existente entre os pontos de locus correspondentes a $\Delta\theta = \text{constante}$ diferem entre os modelos lineares e os não lineares, e portanto podem ser usados como medidas de não linearidade de um modelo.

Assim, quanto maior a curvatura do locus de solução nas vizinhanças de $\hat{\theta}$, ou seja, quanto mais o locus se afasta da reta tangente em $\hat{\theta}$, maior será o que BATES-WATTS definem por "não linearidade intrínseca" do modelo, além disso quanto mais desiguais forem os espaçamentos entre os pontos, maior será o que BATES-WATTS definem por "não linearidade causada pela parametrização do modelo".

Os termos "não linearidade devido a parametrização" e "não linearidade

dade intrínseca", assim definidos por BATES - WATTS são bastante apropriados já que no primeiro caso o grau de não linearidade depende da maneira como os parâmetros aparecem no modelo podendo assim ser reduzido através de reparametrizações; enquanto que no segundo caso o grau de não linearidade não é alterado através de reparametrizações do modelo.

Serão consideradas agora as medidas de curvatura de BATES-WATTS.

Seja k_h^N a curvatura normal do locus de solução correspondendo a uma particular direção h do espaço paramétrico.

Quando $n=3$ e $p=2$, a interpretação de k_h^N é a do inverso do raio do círculo que melhor aproxima o locus de solução na direção do vetor "velocidade instantânea" no ponto $\hat{\theta}$ (isto é, na direção de:

$$\dot{n}_h = \frac{d}{dt} n(\theta + th) \quad t=0$$

onde $n(\hat{\theta})$ representa o locus de solução).

BATES-WATTS denominaram k_h^N de "curvatura intrínseca", já que esta é inerente ao locus de solução, e não depende da particular parametrização do modelo. Além disso eles definem uma medida de "não linearidade intrínseca" como sendo curvatura normal máxima do locus de solução em $\hat{\theta}$: $k^N = \max_h \{k_h^N\}$.

Portanto se essa medida é suficientemente baixa, o plano tangente nesse ponto será uma boa aproximação para a superfície.

BATES-WATTS definem k_h^T , como a curvatura causada pela parametrização do modelo correspondendo a uma particular direção h do espaço paramétrico.

Essa curvatura depende da particular parametrização escolhida e portanto pode ser reduzida consideravelmente através de uma reparametrização conveniente do modelo. BATES - WATTS definem também a não linearidade ("aparente") causada pela parametrização, como a curvatura máxima, isto é:

$$K^T = \max_h \{ k_h^T \}$$

Essa medida está associada com o fato de que as projeções das linhas paramétricas no plano tangente ao locus de solução não são retas paralelas e equidistantes. Portanto se o valor dessa medida for suficientemente baixo,

pode-se substituir como uma boa aproximação as linhas paramétricas curvas no plano tangente por uma rede de linhas paralelas e equidistantes.

RATES-WATTS definem medidas de curvatura relativa γ_n^N e γ_h^T de tal modo que sejam invariantes por mudança de escala. Isso pode ser feito dividindo as observações $\underline{Y}$ e o modelo por uma constante ρ o que implica que

$$\gamma_h^N = \rho k_h^N \quad \text{e} \quad \gamma_h^T = \rho k_h^T$$

Essas medidas relativas podem ser usadas não somente para comparar diferentes parametrizações de um determinado problema, mas também diferentes conjuntos de dados para o mesmo modelo ou para modelos diferentes.

Um valor bastante sugestivo para ρ é $\hat{\sigma}/\sqrt{p}$. Isso porque no caso linear a região de confiança de $(1-\alpha)\%$ para $\underline{X}\underline{\theta}$, contida no locus de solução é um círculo (quando $p=2$) de centro $P=\underline{X}\underline{\hat{\theta}}$ e raio

$$\begin{aligned} r &= \sqrt{h(\hat{\theta}) \frac{p}{n-p} F(p, n-p, 1-\alpha)} = \\ &= \hat{\sigma} \sqrt{p} \sqrt{F(p, n-p, 1-\alpha)} \end{aligned}$$

$$\text{ou seja } r = \rho \sqrt{F}$$

Se o problema é "padronizado" (dividido por ρ), então o raio de curvatura é simplesmente

$$r = \sqrt{F(p, n-p, 1-\alpha)}$$

(e portanto a curvatura da região de confiança de $(1-\alpha)\%$ é

$$\frac{1}{\sqrt{F(p, n-p, 1-\alpha)}})$$

Os autores utilizam esse raio de curvatura $\sqrt{F}$, como padrão para comparar os raios de curvatura relativos máximos $\frac{1}{\gamma_N}$ e $\frac{1}{\gamma_T}$. Assim se $\frac{1}{\gamma_N}$ é grande quando comparado com $\sqrt{F}$, isto é, se $\gamma_N^N < \frac{1}{\sqrt{F}}$, então o locus de solução é relativamente plano sobre a região de confiança, e portanto pode-se

supor com razoável segurança que o locus de solução é relativamente plana (ou seja que a não linearidade intrínseca é pequena).

Finalizando será apresentado um resumo da sub-rotina BMDP-P3R⁽⁴⁾, utilizado para ajustar as curvas analíticas para o ensaio de tração com os resultados experimentais do ouro.

O programa BMDP-P3R fornece a estimativa do erro mínimo quadrático de funções não lineares a serem ajustadas aos dados experimentais. As funções devem ser fornecidas juntamente com as suas respectivas primeiras derivadas parciais. Podem ser impostos limites superiores e inferiores aos parâmetros.

Para cada iteração o programa BMDP-P3R imprime:

$$RSS = \sum W (y-f)^2$$

onde

W = peso

y = resultado experimental

f = função tentativa

RSS = resíduo quadrático médio

A função é ajustada por algoritmo iterativo pelo critério:

$$\left\{ \frac{RSS^{(K-1)} - RSS^{(K)}}{RSS^{(K-1)}} \right\} < C$$

para cinco valores necessários de K onde C = critério de convergência.

A análise não-linear utiliza o método das aproximações sucessivas de GAUSS -NEWTON modificado.

BIBLIOGRAFIA

- 1 - DRAPER, N.R.; SMITH, I.H. - Applied Regression Analysis, John-Wiley e Sons, 2^a Ed. 1981.
- 2 - GILL, P.E.; MURRAY, W., WRIGHT, M.H. - Pratical Optimization, Academic Press Inc, London, 1981.
- 3 - BATES, D.M; WATTS, D.G. - Relative Curvature Measures of Nonlinearity, J.R., Statistic Soc., Ser. B, 42, pp. 1-25, 1980.
- 4 - DIXON, W.J. et alii - BMDP Statistical Software, University Of. California Press, 1985, Berkley.

Anexo II - Programa Computacional para os cálculos dos Critérios de Conformabili- dades Propostos.

```

1 REM *****
2 REM *      CONFORMABILIDADE PLÁSTICA DE FIOS DE DURO NA TREFILAÇÃO      *
3 REM *      CRITÉRIOS DE CONFORMABILIDADE PROPOSTOS                      *
4 REM *      *
5 REM *****
7 DATA .46,.416,.379,.344,.312,.282,.256,.232,.211,.191,.173,.158,.143,.13,.116,.104,.097,.089,.08,.072,.065,.059,.054,.049,
8 DATA 0.44,0.4,0.36,.033,.03,.027,.025,.023,.021,.019,.018,.016,.015,.014,.013,.012
10 CLS
11 IF B$="S" THEN RESTORE
20 PRINT "ESTE PROGRAMA CALCULA OS VALORES DE CA1, CA2, CA3, CA4, SIGMA MEDIO,N',SIGMA ERK, K E A ESCOLHA DE CÁLCULO PODE SER FEITA PARA CADA UM DESSOS VA"
25 PRINT
30 PRINT "QUAL É O PARÂMETRO A SER CALCULADO?";
40 INPUT " ";A$
50 IF A$="CA1" THEN 300
60 IF A$="CA2" THEN 400
70 IF A$="CA3" THEN 500
80 IF A$="CA4" THEN 600
90 IF A$="SIGMA MEDIO" THEN 700
100 IF A$="N'" THEN 800
110 IF A$="SIGMA ERK" THEN 900
120 IF A$="K" THEN 1100
300 CLS
320 PRINT
329 PRINT "PARA O CÁLCULO DE CA1 SÃO NECESSÁRIOS OS VALORES DE SIGMA INFINITO, EPSILON F, K, SIGMA 0, SIGMA Z0, R0, RT, ALFA, W1 E L"
330 OPEN(UNIT=1,FILE="c:\calc.doc",MODE=1,ACCESS=0)
331 INPUT "SIGMA INFINITO = ";S1
332 INPUT "ALFA = ";AL:AL=AL*3.1415926/180
333 INPUT "K = ";K
334 INPUT "SIGMA 0 = ";S0
335 INPUT "SIGMA Z0 = ";SZ
336 INPUT "W1 = ";W1
337 IF A$="K" THEN 346
338 IF A$="CA1" THEN 343
340 FOR I=1 TO 40
241 BEY BF:BF=1/2
343 IF I=1 THEN L0=.002
344 IF I=1 THEN 346
345 L0=BF
346 Q0=Q0/BF
347 L=0.6*RT
348 EF=2*LN(R0/BF)
349 PRINT "q0=";Q0
350 GOSUB 710
251 LNR=LW(R0/BF):PRINT "q0=";Q0
352 SA=SIN(CAL)*R2
353 AN= SQN(1-(1+SA/12)
354 RA=SQN(11/12)
355 R0=SQE(11*12)
356 T4=1/SA*(1-COS(AL)*RH+1/R0*LN((1+RA)/(RA+COS(AL)*RH)))
360 A=S1*EF+K*(S1-S0)*(Q0*(1-1/R))
361 B=(2*(AL/(SIN(AL)*R2)-1/TAN(AL)))/SQN(3)
362 Q0=2*FA*Q0*(LNR-1)+B*SQ(R2*Q0)/SA
363 C=2*A*(1+(1/TAN(AL)))+(C0*LNR-R2*Q0*LNR/SA-(LNR*2)*Q0*(LNR-2)+1)*B/(RT**2)
364 Q=1+2*W1*L/RF
365 B=(S1+(S0-S1)*(Q0*(1-1/R)))*(1+2*K)*L*Q0/RT
366 RES=1-EXP(-EF)
367 IF A$="K" THEN RETURN

```

```

360 PRINT "a=";A,"b=";B,"bb=";BB,"c=";C,"d=";D,"q=";Q
370 IF AS="SIGMA ERRE" THEN GOTO 350
380 CAI=(A+(BB+C)*SH+D)/Q
390 CAIH=CAI/S0
391 WRITE(1) CAIH
392 PRINT R0,RF,L,CAI,EF,E0,RED,CAIH,SH
393 NEXT I
394 PRINT "MI=";MI
395 CLOSE(1)
396 INPUT "DESEJA EFETUAR OUTRO CÁLCULO? SIM (S) OU NÃO (N)";DS
397 IF DS="S" THEN 10
398 IF DS="N" THEN PRINT "FIM DOS CÁLCULOS"
399 END
400 CLS
410 OPEN(UNIT=1,FILE="e:cr2.doc",MODE=1,ACCESS=0)
420 PRINT
430 PRINT "PARA O CÁLCULO DE CA2 SÃO NECESSÁRIOS OS SEGUINTE PARÂMETROS:"
432 INPUT "SIGMA INFINITO = ";SI
433 INPUT "SIGMA 0 = ";S0
434 INPUT "K = ";K
435 FOR I=1 TO 32
436 E0=EF
440 RE=(R0-.513)/2
441 RF=RF/2
445 EF=2*LN(R0/RF)
450 IF I=1 THEN E0=.002
460 PRINT
470 GOSUB 710
480 CA2=SH*(EF+(2/3)*SQRT((6*SQRT(6))/(3.14159)))*(EF+.513)
481 RED=1-EXP(-EF)
486 CA2H=CA2/S0
487 WRITE(1)CA2H
490 PRINT R0,RF,CA2,EF,E0,RED,CA2H,S0
491 PRINT
492 NEXT I
493 GOTO 396
494 CLOSE(1)
500 CLS
510 OPEN(UNIT=1,FILE="e:ca2.doc",MODE=1,ACCESS=0)
520 PRINT
530 PRINT "PARA O CÁLCULO DE CA2 SÃO NECESSÁRIOS OS SEGUINTE PARÂMETROS:"
532 INPUT "SIGMA INFINITO = ";SI
533 INPUT "SIGMA 0 = ";S0
534 INPUT "K = ";K
535 FOR I=1 TO 32
536 E0=EF
540 RE=RF
541 RF=RF/2
545 EF=2*LN(R0/RF)
550 IF I=1 THEN E0=.002
560 IF I=1 THEN GOSUB 660
570 GOSUB 710
571 O=K*(17*((I+1)/3))/((N+1)*E0)*((1/N))
572 F=(SQRT(4)*((N+1)/3.14)*((1/(N+1)))

```

```

573 G= ((N+1)/((N+2)*(EXP(1/(N+1)))))*(EF*(N+2)/(N+1))*SOR(C)
574 CA3=(0+P*Q)*SH
575 RED=1-EXP(-EF)
576 PRINT
577 CA3H=CA3/CA
578 PRINT R0,RF,CA3,EF,E0,RED,CA3H,SH
579 WRITE(1)CA3H
580 NEXT I
585 CLOSE(1)
590 GOTO 396
600 CLS
610 LPRINT:LPRINT "CÁLCULO DE CA4 - EXPRESÃO 4.61.B"
620 PRINT
630 PRINT "PARA O CÁLCULO DE CA4 SÃO NECESSÁRIOS OS SEGUINTE PARÂMETROS:"
631 LPRINT " R0", " RF", " CA4", " EF", " E0", " RED", " SIGMA MÉDIO"
632 INPUT "SIGMA INFINITO = ";S0
633 INPUT "SIGMA 0 = ";S0
634 INPUT "K = ";K
635 FOR I=1 TO 32
636 E0=EF
637 GET RF
638 R+=.543/2
640 RF=RF/2
641 EF=2*LN(R0/RF)
645 IF I=1 THEN INPUT "C = ";C
646 IF I=1 THEN E0=0.002
650 IF I=1 THEN DOSUB 800
651 DOSUB 700
657 U1=SOR((2*2.14159)/(3*C))
658 U2=N*SOR(3)/(N+1)
659 U3=EF*((N+1)/N)
660 L=(U2*U3)*((SOR(3)/(SOR((2*3.14159)/(3*C))-(SOR(8/3)*E0)))*EF*(1/N))
661 V=(SOR(6)/K)*(U1-SOR(8/3))*EF
662 X=N*(EF*(N/(N+1)))/((K+1)*E0*(1/N))
670 CA4=(U+V)*X*SH
671 RED=1-EXP(-EF)
673 PRINT
676 LPRINT R0,RF,CA4,EF,E0,RED
677 PRINT
678 NEXT I
680 GOTO 396
710 PRINT "CÁLCULO DE SIGMA MÉDIO - EXPRESÃO 4.55"
720 PRINT
730 PRINT "PARA O CÁLCULO DE SIGMA MÉDIO SÃO NECESSÁRIOS OS SEGUINTE PARÂMETROS:"
740 SH=EF
750 E0=EF
760 S0=S1+K*(S1-S0)*(EXP(-E0/K)-EXP(-E0/(K)))
771 PRINT
772 INPUT "O VALOR DE SIGMA MÉDIO E: ";S0
773 PRINT
774 IF ASC("SIGMA MÉDIO") THEN RETURN
777 GOTO 596
800 CLS
820 PRINT
830 IF ASC("N") THEN DEP
834 PRINT "PAR O CÁLCULO DE N' SÃO NECESSÁRIOS OS SEGUINTE PARÂMETROS:"

```

```

846 PRINT
850 INPUT "SIGMA INFINITO = ";SI
860 INPUT "SIGMA 0 = ";S0
870 INPUT "K = ";K
880 N = K*LN((SI-S0)*(1+K)/(K*SI))
891 PRINT "O VALOR DE N É: ";N
902 IF AS="N" THEN LPRINT "O VALOR DE N É: ";N
906 PRINT
907 IF AS("N") THEN RETURN
908 GOTO 396
940 CLS
910 IF AS="K" THEN 950
911 LPRINT "CÁLCULO DE SIGMA ERRE - EXPRESSÃO 4.57"
920 PRINT
925 LPRINT:PRINT "R0", "RF", "EF", "E0", "R0D", "SIGMA ERRE", "SIGMAERRE/SIGMA0"
930 PRINT "PARA O CÁLCULO DE SIGMA ERRE SÃO NECESSÁRIOS OS SEGUINTES PARÂMETROS:"
931 IF AS="K" THEN 950
935 FOR I=1 TO 32
936 GET RF
937 R0=-.513/2
938 RF=RF/2
940 IF I=1 THEN GOTO 390
945 IF I(1) THEN GOTO 343
950 SR = (SR*(A+B+C)-D*I)/6
955 IF AS="K" THEN RETURN
960 PRINT
965 IF AS("SIGMA ERRE") THEN PRINT "O VALOR DE SIGMA ERRE É: ";SR
970 IF AS="SIGMA ERRE" THEN 992
975 PRINT
980 GOTO 396
995 SR1=SR/S0
1000 LPRINT R0,RF,EF,E0,R0D,SR,SR1
1020 NEXT I
1100 OPENUNIT=1,FILE="e:\07.doc",MODE=1,ACCESS=0)
1200 INPUT "SIGMA INFINITO=";SI
1220 INPUT "SIGMA ZERO=";S0
1400 INPUT "K=";K
1410 GOSUB 800
1460 FOR I=1 TO 32
1470 GET RF
1471 RF=RF/2
1475 R0=-.513/2
1480 IF I=1 THEN GOSUB 320
1485 IF I(1) THEN GOSUB 344
1495 SR1=SI-((SI-S0)*EXP(-EF/K))
1496 GOSUB 910
1498 X=(SOR(3)*(1-K)/2)*(1+2*(SR/SR1))
1500 SRX=(EXP(X)-EXP(-X))/2
1510 AX=2/(SOR(3)*(1-K))
1520 IF AX*SRX

```