

ESCOLA DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

INFLUÊNCIA DA DISTRIBUIÇÃO DA DEFORMAÇÃO
SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE BARRAS
SUBMETIDAS A PASSES SUCESSIVOS DE LAMINAÇÃO

JUAN ALBERTO GIOSA
BELO HORIZONTE 1985

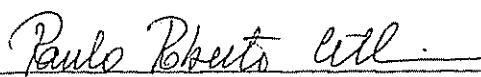
INFLUÊNCIA DA DISTRIBUIÇÃO DA DEFORMAÇÃO SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE BARRAS SUBMETIDAS A PASSES SUCESSIVOS DE LAMINAÇÃO.

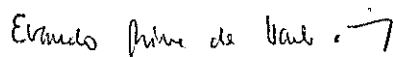
Juan Alberto Giosa

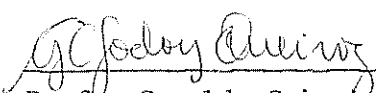
Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal
de Minas Gerais como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em
Engenharia Metalúrgica.

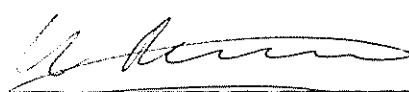
Aprovada em 29 de junho de 1985

Por:


Prof. Paulo Roberto Cetlin, M.Sc., Dr. (UFMG)
Orientador


Prof. Evando Mirra de Paula e Silva, M.Sc., Dr. Ing. (UFMG)


Profa. Geralda Cristina Godoy de Queiroz, M.Sc. (UFMG)


Engº Willy DeJonghe (Belgo Mineira Bekaert)

A

Meu Pai (in memoriam)

Minha Mãe

Minha Esposa

Minhas Filhas

AGRADECIMENTOS

- Ao Professor P. R. Cetlin pela paciência e dedicação com que orientou esta tese.
- À CIA. Aços Especiais Itabira (ACESITA), e em particular aos Engenheiros José Abrão, José Antônio de Souza Pacheco, Geraldo Bittencourt de Oliveira e Décio Xavier Gonçalves, pelas facilidades oferecidas durante a realização do Curso e do presente trabalho.
- A todos os funcionários do Departamento de Metalurgia da EEUFMG e em especial aos Professores Antônio Clark Peres, Evando Mirra de Paula e Silva, Horácio Helman, José Maria Caccioppoli e Osmar da Luz Ferreira pelo apoio prestado durante todo o Curso.
- Aos Técnicos José Eliziário Laje e Robson Guimarães Lopes pela colaboração na execução da parte experimental do presente trabalho.
- À Fátima do AACG e aos motoristas da Veraneio, Srs. Carvalhaes, Luis, Marcelino e Ronaldo pela eficiência e segurança com que foram programadas e realizadas minhas viagens a Belo Horizonte.
- Às Sras. Iracy de O. Ferraz Abelha e Lúcia de Fátima S. Paiva, pelas tarefas de datilografia, reprografia e compaginação da Tese.

- Às famílias Caccioppoli e Helman pela hospitalidade com que fui sempre recebido em Belo Horizonte.

- Ao pessoal do Laboratório Físico - Metalográfico de Planos da ACESITA pela colaboração prestada no desenvolvimento do presente trabalho.

Amostras de aço inoxidável tipo AISI 304 foram laminadas em passes simples e múltiplos. Utilizando o método dos perfis de microdureza, foi avaliada a distribuição de deformações na seção transversal das barras laminadas, através de uma curva de calibração previamente obtida em corpos de prova pré-deformados por tração em magnitudes conhecidas. Discute-se a validade do método dos perfis de microdureza para determinar as deformações locais mediante a avaliação dos erros cometidos durante as medições de microdureza e a sua propagação quando utilizadas para o cálculo das deformações. Determinados os pontos experimentais pertencentes aos perfis de deformação, os mesmos foram ajustados por polinômios do tipo $Y = K_0 + K_1X + \dots K_pX^p$ utilizando o método dos mínimos quadrados. Foi calculada a deformação média na seção ($\bar{\epsilon}$) e os fatores de deformação redundante [ϕ]. Medidas as propriedades mecânicas à tração dos materiais pré-laminados, discute-se a possibilidade de prevê-las teoricamente utilizando os modelos propostos por Caddell e Atkins, e Cetlin.

Para o material estudado a previsão das propriedades a partir desses modelos é inviável tanto para passes simples como múltiplos. Atribui-se o fato exposto ao comportamento do encruamento sob altas deformações dos materiais com baixa energia de falha de empilhamento, como o aço inoxidável austenítico.

RESUMEN

Muestras de acero inoxidable tipo AISI 304 fueron laminadas a frío en pases simples y múltiples. Utilizando el método de los perfiles de microdureza fué evaluada la distribución de deformaciones en la sección transversal de las barras laminadas mediante una curva de calibración obtenida previamente en probetas pré-deformadas por tracción en magnitudes conocidas. Se discute la validez del método de los perfiles de microdureza para determinar las deformaciones locales mediante la evaluación de los errores cometidos durante las mediciones de microdureza e su propagación cuando son utilizadas para el cálculo de las deformaciones. Determinados los puntos experimentales pertenecientes a los perfiles de deformación los mismos fueron ajustados por polinomios del tipo $Y = K_0 + K_1X + \dots + K_pX^p$ utilizando el método de los mínimos cuadrados. Fué calculada la deformación media en la sección ($\bar{\epsilon}$) y los factores de deformación redundante (ϕ). Medidas las propiedades en tracción de los materiales pre-laminados se discute la posibilidad de su previsión teórica utilizando los modelos propuestos por Caddell y Atkins, y Cetlin.

Para el material estudiado la previsión de las propiedades a partir de esos modelos es inviable tanto para pases simples como múltiples. Se atribuye este hecho al comportamiento del endurecimiento por deformación de los materiales con baja energía de falla de apilamiento como es el caso del acero inoxidable austenítico.

ABSTRACT

AISI 304 Stainless Steel samples were cold rolled in single and multiple passes. The strain distribution in the cross section of the rolled samples was then evaluated through microhardness measurements; this involved previous calibration in terms of strain in samples pré-strained in simple tension. The validity of this experimental method is discussed, through an evaluation of errors during microhardness measurements and of the propagation of these errors in the calculation of local strain.

A Polynomial equation of the type $Y = K_0 + K_1X + \dots + K_pX^p$ was fitted to the experimental strain profiles of rolled samples, using the least squares method; the average strain ($\bar{\epsilon}$) and the redundant deformation factor (ϕ) were then calculated.

The tensile mechanical properties of rolled material were measured and the possibility of their theoretical prediction using Caddell and Atkin's, and Cetlin's models is discussed. This prediction is impossible for AISI 304 stainless steel, both for single and multiple passes. This is probably due to the unusual work hardening behaviour of low stacking fault energy materials, such as 304 stainless steel.

LISTA DE SÍMBOLOS

A	=	Área da Seção Transversal
α	=	Semiângulo da Fieira
A_p	=	Alongamento Percentual no Ensaio de Tração
b	=	Magnitude do Vetor de Burgers
CC	=	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	=	Cúbico de Face Centrada
d	=	Diagonal da Impressão no Ensaio Vickers
Δ	=	Parâmetro Geométrico englobando os Efeitos de α e r
$\Delta \ell_{nu}$	=	Alongamento Não Uniforme
δ	=	Erro Relativo
e_u	=	Alongamento Percentual Uniforme
e_{nu}	=	Alongamento Percentual Não Uniforme
ϵ	=	Deformação Logarítmica
$\bar{\epsilon}$	=	Deformação Média na Seção Transversal
ϵ_u	=	Deformação Logarítmica Uniforme
FH	=	Fator de Heterogeneidade
G	=	Módulo de Cisalhamento
ϕ	=	Coeficiente de Deformação Redundante
Φ	=	Coeficiente de Trabalho Redundante
ψ	=	Desvio Padrão na Medição de Microdureza
HC	=	Hexagonal Compacto
HV	=	Dureza Vickers
m	=	Coeficiente de Encruamento na Equação de Hollomon
n	=	Expoente de Meyer
r	=	Redução Percentual

σ	=	Tensão Convencional - Tensão Verdadeira
σ_0	=	Coeficiente de Resistência na Equação de Hollomon
σ_t	=	Limite de Resistência à Tração
$\sigma_{e0.2}$	=	Limite de Escoamento a 0,2 % de Deformação Plástica
σ^{tref}	=	Tensão de Trefilação
τ	=	Tensão de Cisalhamento
Z	=	Coeficiente de Estricção

SUMÁRIO

I - INTRODUÇÃO	1
II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
II.1 - Encruamento dos Metais	3
II.1.1 - Encruamento de Metais Puros	3
II.1.1.1 - Estudo em Monocristais	4
II.1.1.2 - Amaciamento por Deformação	8
II.1.1.3 - Efeito Bauschinger	10
II.1.1.4 - Encruamento por Deformação Axial e Multiaxial	12
II.1.2 - Encruamento de Ligas	19
II.1.2.1 - Envelhecimento Estático	23
II.1.2.2 - Envelhecimento Dinâmico	25
II.1.3 - Encruamento devido a Partículas de Se- gunda Fase	28
II.1.4 - Encruamento dos Aços Inoxidáveis Auste- níticos	31
II.1.4.1 - Transformação $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow \epsilon (\text{HC})$ Induzida por Deformação	33
II.1.4.2 - Transformação $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow \alpha' (\text{CCC})$ Induzida por Deformação	35
II.2 - Deformações de Metais Causada pela Laminação ...	36
II.2.1 - Tensões Residuais em Produtos Laminados	37
II.2.2 - Avaliação da Heterogeneidade de Defor- mação	39

II.2.2.1 - Os Coeficientes de Deformação e de Trabalho Redundante	45
II.2.2.2 - Método dos Perfis de Dureza para Determinação de (ϕ) ...	46
II.3 - Variação Causada por Pré-Tração nas Propriedades Mecânicas dos Metais	48
II.3.1 - Variação do Limite de Resistência à Tração	49
II.3.2 - Variação do Limite de Escoamento	50
II.3.3 - Variação do Alongamento Percentual	51
II.3.4 - Variação do Coeficiente de Estricção ..	51
II.3.5 - Conclusões	52
II.4 - Previsão das Propriedades Mecânicas de Produtos Trefilados	53
II.4.1 - Previsão das Propriedades Mecânicas de Materiais Trefilados num só Passe	54
II.4.1.1 - Previsão do Limite de Escoamento ($\sigma_{e\ 0,2}$)	54
II.4.1.2 - Previsão do Limite de Resistência (σ_t)	55
II.4.1.3 - Previsão do Alongamento Percentual (A'_p)	57
II.4.1.4 - Previsão do Coeficiente de Estricção (Z)	59
II.4.2 - Previsão das Propriedades Mecânicas de Materiais após Passes Múltiplos de Trefilação	60
II.4.2.1 - Previsão dos Limites de Escoamento e Resistência	61
II.4.2.2 - Previsão do Alongamento Percentual	62

II.4.2.3 - Previsão do Coeficiente de Estricção	63
II.5 - O Ensaio de Microdureza	67
II.5.1 - Dureza à Penetração	64
II.5.1.1 - A Dureza Vickers	65
II.5.2 - Macrodureza Independente da Carga	66
II.5.3 - Microdureza Dependente da Carga	67
II.5.3.1 - A Linha Meyer	69
III - TÉCNICAS E RESULTADOS EXPERIMENTAIS	71
III.1 - Determinação das Condições de Ensaio para as Medidas de Microdureza	71
III.1.1 - Determinação da Carga de Ensaio	71
III.1.2 - Determinação do Tempo de Aplicação da Carga	73
III.2 - Controle e Tratamento Térmico do Material	73
III.3 - Propriedades Mecânicas do Material Pré-Deformado por Tração	75
III.4 - Determinação da Relação HV x ϵ em Corpos de Prova Pré-Deformados por Tração	77
III.5 - Laminações	81
III.6 - Levantamento dos Perfis de Deformação	83

III.7 - Determinação da Deformação Média na Seção ($\bar{\epsilon}$) e Cálculo dos Coeficientes de Deformação Redundante [ϕ]	87
III.8 - Propriedades Mecânicas do Material Pré-Deformado por Laminação	90
III.9 - Distribuição de Deformações após Tração no Material Pré-Deformado por Laminação	92
IV - DISCUSSÃO	93
IV.1 - Avaliação dos Erros nas Medições de Microdureza e sua Propagação no Cálculo de ϵ	93
IV.2 - Comparação entre os Valores das Propriedades Mecânicas Previstas Teoricamente e os Resultados Experimentais obtidos em Amostras Pré-Deformadas por Tração	97
IV.3 - Relação entre a Curva HV x ϵ e a Curva σ x ϵ	100
IV.4 - Valores de ϕ e FH para um só Passe de Laminação.	102
IV.5 - Previsão das Propriedades Mecânicas em Amostras Submetidas a um só Passe de Laminação	107
IV.5.1 - Previsão do Limite de Escoamento (σ_e , 0,2)	108
IV.5.2 - Previsão do Limite de Resistência (σ_t)	113
IV.5.3 - Previsão do Alongamento Percentual [A_p]..	121
IV.5.4 - Previsão do Coeficiente de Estricção (Z)	125

IV.6 - Valores de ϕ e FH para Materiais Submetidos a Passes Múltiplos de Laminação	127
IV.7 - Previsão das Propriedades Mecânicas em Amostras Submetidas a Passes Múltiplos de Laminação	130
IV.8 - Critério para Início de Estricção em Materiais Pré-Deformados Heterogeneamente	135
V - CONCLUSÕES	137
VI - SUGESTÕES	141
VII - APÊNDICES	142
VII.1 - Perfis de Deformação na Seção Transversal de Amostras Laminadas	142
VII.2 - Coeficientes dos Polinômios de Melhor Ajuste ..	156
VII.2.1 - Polinômios de Ajuste para o Valor Médio de $\bar{\epsilon}$	159
VII.3 - Perfis de Deformação após Tração de Amostras Pré-laminadas	186
VIII - Referências Bibliográficas	190

I - INTRODUÇÃO

Quando um metal é deformado plásticamente por tração, apresenta uma deformação homogênea, isto é, o nível de encruamento é o mesmo para todos os pontos de qualquer seção da barra tracionada, podendo variar porém, de seção para seção após o início da estrição. Outros processos de conformação frequentemente fornecem um produto que é mais deformado em certas regiões do que em outras.

Quando a deformação em diversos pontos da seção transversal de um material não é a mesma, ou seja, a deformação é heterogênea, estes pontos apresentam diferentes níveis de encruamento. Esta situação poderá afetar as propriedades e o comportamento em serviço destes materiais, já que as propriedades mecânicas dos mesmos não serão as mesmas que as de um material deformado de forma homogênea. É possível que as ditas propriedades sejam dadas pela média das propriedades dos diferentes pontos. Por exemplo, Linicus e Sachs⁽¹⁾ encontraram que a resistência à tração de um arame trefilado é aumentada quando aumenta o ângulo da fieira. Este aumento acredita-se ser devido a uma maior heterogeneidade na deformação através de fieira de alto ângulo.

A heterogeneidade na deformação pode ter também efeitos prejudiciais devido a presença de tensões residuais, as quais poderão ser responsáveis por diferentes detritos tais como trincas nas bordas e abertura em jacaré⁽²⁾, razão pela qual as mesmas devem ser mantidas baixas.

Um dos processos que pode provocar uma deformação heterogênea é a laminação. A presente tese visa a analisar a laminação. A

presente tese visa a analisar a influência dessa heterogeneidade na deformação sobre as propriedades mecânicas de barras laminadas.

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 Encruamento dos Metais

Durante a deformação plástica de um metal a temperatura homóloga abaixo de cerca de 0,4, a tensão requerida para continuar deformando-o usualmente aumenta. Depois dessa deformação diz-se que o cristal está "encruado por deformação" ou "por trabalho a frio".

O problema de entender completamente os mecanismos da deformação plástica, o estado "trabalhado a frio" e suas propriedades aguardam ainda uma solução. O tema é muito complexo devido ao grande número de variáveis envolvidas. Ainda nos casos mais simples (deformação de monocristais), deve-se trabalhar com a influência da pureza, orientação cristalográficas, temperatura, velocidade e grau de deformação.

Para aumentar ainda mais os problemas, deve-se mencionar a dificuldade de serem realizadas certas experiências e a impossibilidade de repeti-las na mesma amostra devido ao carácter destrutivo das mesmas.

II.1.1 Encruamento de Metais Puros

Os fenômenos físicos envolvidos no encruamento dos metais, podem ser analisados através dos mecanismos de deformação plástica operativos nesse tipo de materiais e que são os seguintes :
(3)

- Maclação Mecânica

- Fluência difusional
- Deslizamento relativo entre grãos
- Abertura e solda de trincas
- Movimento de deslocações

Para as condições vigentes em processos de laminação a frio o mecanismo predominante de deformação plástica é o movimento de deslocações (4) (5) (6) (7).

Atribui-se o encruamento dos metais à interação de deslocações durante seus movimentos provocados pela deformação. As teorias existentes baseiam-se ou na interação de campos elásticos existentes em volta das deslocações, ou na extrusão de trechos de deslocações presos entre obstáculos (por exemplo, outras deslocações imóveis como as de Lomer-Cottrell) separados por uma certa distância (5) (6) (8). Devido a que estas teorias não consideram conjuntos de deslocações e sim interação entre deslocações isoladas, só conseguiram descrever o encruamento quando a quantidade de deslocações presentes é ainda moderada, isto é, para baixas deformações.

II.1.1.1. Estudos em Monocristais

Considere-se o caso da curva tensão deformação para monocristais CFC . Fig. II.1.1

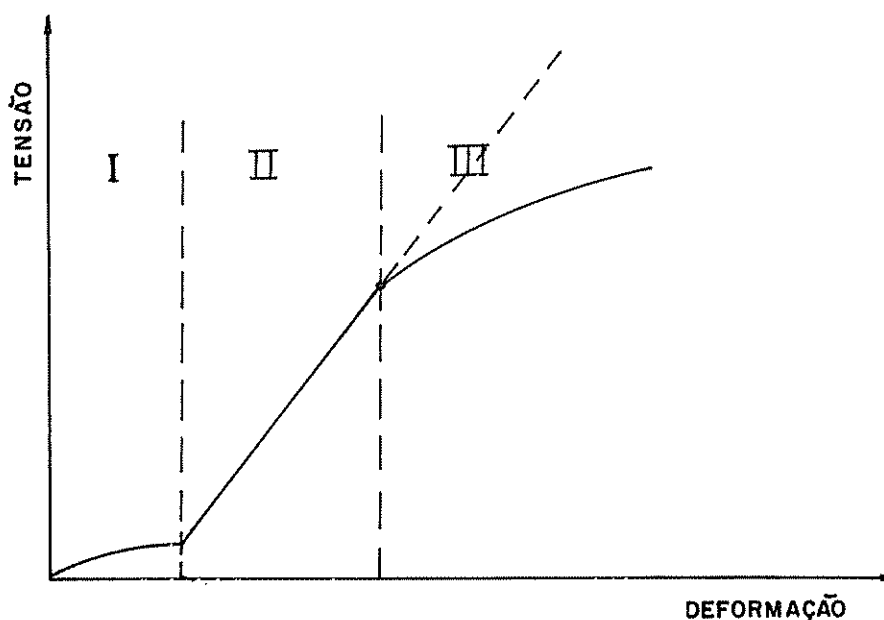


Fig. II.1.1 Curva Tensão - deformação para monocristais (CFC)

Esta curva pode ser separada em três etapas:

Etapa I: Esta etapa é conhecida como de deslizamento fácil. É a região de baixo encruamento que se segue ao escoamento. A extensão do deslizamento fácil e a velocidade de encruamento dependem de muitos fatores tais como orientação cristalográfica, pureza e temperatura. Esta etapa está ausente em cristais orientados para deslizamento múltiplo.

Nesta etapa observam-se grande quantidade de linhas de deslizamento pertencentes ao sistema primário. Estas linhas são longas, finas e homogeneamente distribuídas. Este tipo de distribuição é compatível com observações diretas onde a densidade de deslocamentos é baixa e a maioria pertencem ao sistema primário de deslizamento.

O caminho livre médio é grande devido à baixa densidade de deslocamentos, levando isto a uma baixa velocidade de acumulação de deslocamentos e a uma grande quantidade de marcas de deslizamento.

Etapa II: A tensão varia linearmente com a deformação e por isso é chamada de "região de encruamento linear". Corresponde ao início de interação generalizada de deslocamentos.

Nesta etapa a maior quantidade de linhas de deslizamento observada pertence ao sistema primário, porém, existem também algumas linhas de deslizamento secundário, embora sejam poucas comparadas com as primárias. Este fato é uma contradição, já que muito embora as observações diretas indicam que 60 % da densidade total de deslocamentos são secundárias, é muito pequena a quantidade de deslizamento secundário observado.

Uma possível explicação a este fato é a seguinte: se o deslizamento secundário ocorre para aliviar as tensões em volta de grupos de deslocamentos primárias empilhadas ⁽⁹⁾, as linhas deverão estar finamente distribuídas e poderão não ser detectadas. Além disso, sob essas condições o caminho livre médio das deslocamentos secundárias deverá ser muito menor que aquele das primárias fazendo muito difícil a detecção através de marcas superficiais ⁽¹⁰⁾:

Etapa III: a tensão de escoamento cai abaixo daquela obtida extrapolando a tensão na Etapa II. Esta região III é chamada de "região de encruamento parabólico" e tem início quando começa o deslizamento cruzado de deslocamentos que começam a arranjar-se em células. A densidade de deslocamentos varia drasticamente de baixos valores dentro das células para altos valores nas fron-

teiras ou paredes das células. (Fig. II.1.2)

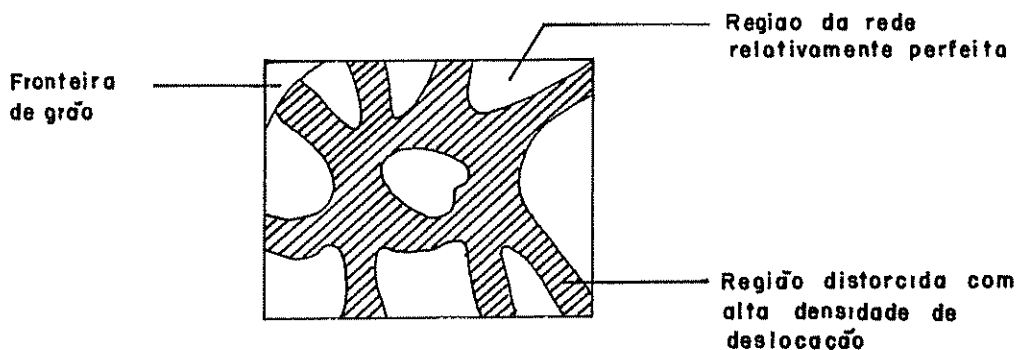


Fig. II.1.2 Estrutura celular de um cristal deformado a frio (esquemático) (11).

Para formar estas células é necessário que o cristal deslize em mais de um sistema, para dispor desta forma deslocações com diferentes vetores de Burgers, as quais formarão as paredes de deslocações.

Em materiais de baixa energia de falha de empilhamento, as deslocações permanecem em arranjos planares devido à dificuldade de acontecer deslizamento cruzado, não apresentando então uma estrutura celular nítida. Em materiais com alta energia de falha de empilhamento a distribuição das deslocações muda com o aumento da deformação, passando de arranjos regulares nas baixas deformações para estruturas celulares bem definidas nas deformações maiores (5% - 10%) (12).

O tamanho das células depende do grau de deformação, diminuindo até atingir um valor mínimo com o aumento da mesma. Embora o tamanho das células permaneça constante após atingir o valor mínimo, a desorientação média através das paredes (determinada pela quantidade de deslocações que a formam) pode continuar aumentando, à medida que a deformação aumenta. Quando o tamanho das células

lulas se torna constante a deformação continua através do movimento das deslocções dentro das células, e as mesmas podem continuar se acumulando nas paredes das células, aumentando a tensão de escoamento do material devido ao aumento da tensão interna associada à parede, ou reduzindo o comprimento efetivo de qualquer deslocção que possa ser desprendida da parede. O valor mínimo do tamanho das células depende da temperatura de deformação, da presença de partículas de segunda fase e do modo de deformação ⁽¹²⁾:

II.1.1.2 Amaciamento por deformação

O tipo de curva apresentado na Fig. II.1.1 é típico de cristais deformados a temperatura constante em tensão uniaxial. Sob estas condições, a deformação é quase homogênea através do corpo de prova. Por outro lado, quando a temperatura de deformação é aumentada repentinamente, cristais que foram pré-deformados dentro da Etapa II a temperaturas menores exibem o fenômeno denominado "amaciamento por deformação" ⁽¹³⁾.

Por exemplo, se um cristal foi deformado até o ponto A (Fig. II.1.3), à temperatura T_1 e a partir desse momento a temperatura é elevada até T_2 , a tensão de escoamento cai até o ponto B para logo apresentar uma taxa de encruamento negativa. Estes dois fatos poderiam ser explicados como segue:

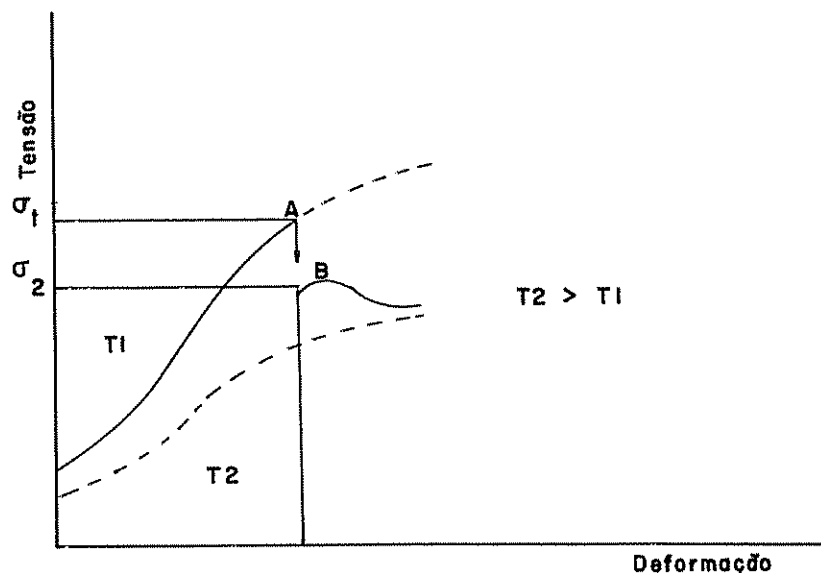


Fig. II.1.3 Comportamento de metais CFC sob mudança de temperatura.

Durante a carga a maior temperatura (T_2) a subestrutura de deslocamentos formada à temperatura T_1 tende a se converter, através de um processo de recuperação dinâmica, numa estrutura mais característica da temperatura T_2 . Isto é, acontece um rearranjo das deslocamentos que formam as paredes das células, tornando-as mais nítidas, e a eliminação de algumas deslocamentos (14) (15). A queda na tensão de escoamento de A até B pode resultar não só de uma menor densidade de deslocamentos, mas também da existência de um campo de tensões menos intenso devido ao fato das deslocamentos estarem arranjadas em células formando parte das paredes (14). Com referência à baixa taxa de encruamento, após a queda de tensão, observações feitas no microscópio eletrônico de transmissão mostraram que o encruamento depende tanto da densidade de deslocamentos como do grau de emaranhamento das mesmas. As maiores velocidades de encruamento foram observadas quando

os emaranhados de deslocações se encontram presentes, enquanto que baixas velocidades de encruamento estão associadas a deslocações arranjadas segundo uma estrutura celular onde essas deslocações formam as paredes das células. Como os mais importantes mecanismos para a formação da estrutura celular são a escalada de deslocações e o deslizamento cruzado, ambos fenômenos termicamente ativados, aumentando a temperatura aumentará a mobilidade das deslocações, o que por sua vez, permitirá que as mesmas possam se agrupar mais facilmente formando uma estrutura celular com paredes bem definidas, fato este que provocará a queda da taxa de encruamento ⁽⁶⁾ ⁽¹⁴⁾ ⁽¹⁵⁾.

II.1.1.3 Efeito Bauschinger

Deve-se concluir através de ensaios de tração em monocristais que existem outros sistemas além do primário, sistemas latentes, que encruam. Se assim não fosse a deformação não poderia acontecer predominantemente no sistema primário quando o cristal começa a encruar. Isto é devido a que aumentaria a tensão crítica de cisalhamento no sistema primário devido ao encruamento, com o qual outros sistemas poderiam ser operativos, muito embora não se encontrem favoravelmente orientados.

Muitas pesquisas foram feitas sobre as propriedades de deformação dos sistemas latentes. Um desses estudos está vinculado com a deformação no sistema primário invertendo a direção operativa. Neste caso foi detectado que, em geral, o escoamento começa a tensões menores que antes da inversão. Esta direcionalidade no encruamento por deformação é conhecida como Efeito Bauschinger.

A deformação associada com o Efeito Bauschinger é usualmente pe

quena (menor que 1%), depois do qual a curva tensão-deformação segue o valor extrapolado na curva original tensão-deformação. (16).

O Efeito Bauschinger foi explicado por Orowan através do seguinte mecanismo ⁽¹¹⁾: a tensão necessária para movimentar deslocções através de obstáculos está dada por:

$$\tau = \frac{G b}{d}$$

Onde: b é a magnitude do vetor de Burgers
 G é o módulo de cisalhamento
 d é a distância de separação dos obstáculos

Para uma determinada tensão de corte, a deslocação se movimentará até encontrar obstáculos suficientemente resistentes para resistir ao cisalhamento e suficientemente próximos para evitar extrusão.

Quando a carga é retirada a deslocação não se movimentará se não existe uma retrotensão muito alta. Porém quando a direção de carga é invertida, a linha de deslocação poderá se movimentar com maior facilidade devido a que os obstáculos que ficaram detrás dela durante seu movimento anterior à reversão não são tão resistentes nem estão tão próximos como aquele que a deteve.

À medida que a linha de deslocação continua movimentando-se, poderão aparecer obstáculos mais resistentes ou suficientemente próximos como para detê-la, com o qual o cristal aumentará sua

resistência na medida que continue a deformação. Este modelo está de acordo com o fato antes mencionado, segundo o qual, depois de revertida a direção de deslizamento, para o qual é necessária uma tensão menor que para continuar o deslizamento, a curva tensão-deformação segue o valor extrapolado na curva original.

II.1.1.4 Encruamento por Deformação Axial e Multiaxial

O endurecimento por deformação, como já foi colocado, é característico dos materiais policristalinos deformados a frio. Em geral a velocidade de encruamento diminui quando a quantidade de deformação aumenta. A elevadas deformações verdadeiras ($2 \leq \epsilon \leq 10$) a velocidade de encruamento se aproxima a zero à medida que a tensão necessária para continuar deformando o material se aproxima a uma "tensão de saturação". Esta tensão de saturação representa a condição na qual a velocidade de encruamento é a mesma que a velocidade de recuperação. Embora seja difícil atingir esta tensão de saturação em ensaios com deformação uniaxial, a mesma pode ser obtida se a deformação plástica se processa de forma multidirecional (multiaxial).

Ensaaios de compressão unidirecional realizados por Armstrong⁽¹⁷⁾ em alumínio de pureza comercial não permitiram a determinação da tensão de saturação, já que o material continuava encruando até valores da deformação verdadeira elevados ($\epsilon \approx 4.0$). Porém em testes de compressão multiaxial onde os incrementos de deformação foram realizados alternadamente segundo três direções ortogonais, a tensão de saturação foi atingida, isto é, incrementos posteriores na deformação segundo as três direções não provocaram aumento na tensão de escoamento (Fig. II.1.4). Pode-se ver também na mesma figura, que o valor da tensão de sa-

turação aumenta com o aumento dos incrementos de deformação.

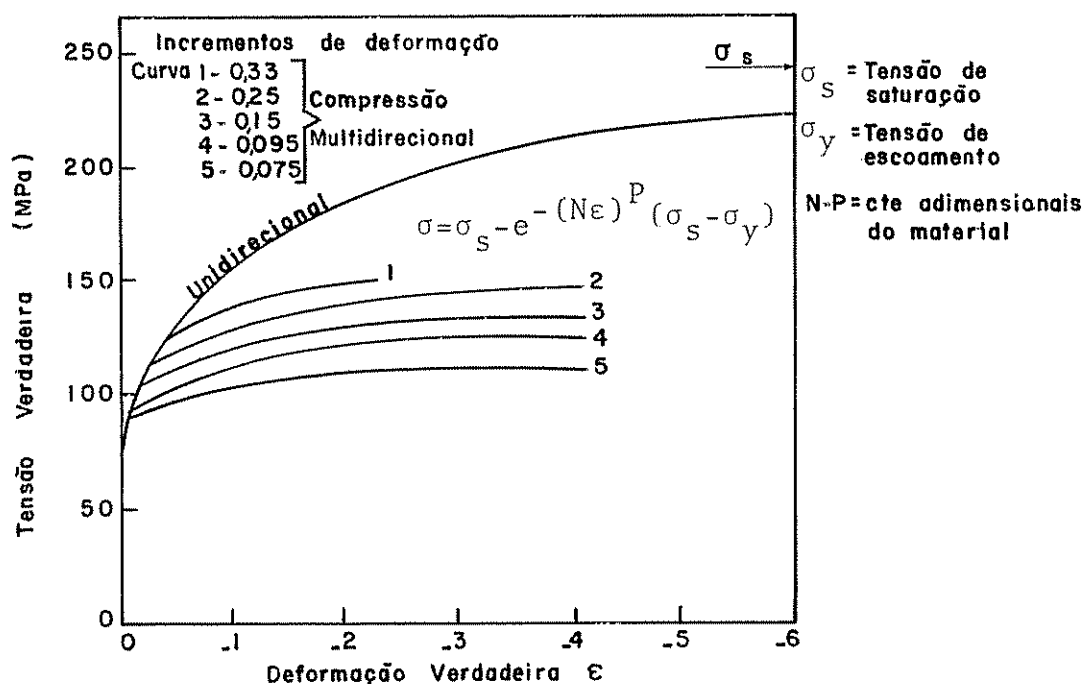


Fig. II.1.4 Ensaios de compressão multiaxial em alumínio recozido ⁽¹⁷⁾. A tensão de escoamento foi locada em função da soma dos incrementos de deformação.

Por outro lado, a tensão de saturação (σ_s) calculada através da equação de Hockett e Sherby ⁽¹⁸⁾ para o ensaio unidirecional é maior que aquela determinada através de ensaios multidirecionais ⁽¹⁷⁾.

Armstrong ⁽¹⁷⁾ também encontrou, através de testes em alumínio, nos quais era mudado o caminho da deformação, que a curva tensão-deformação do material deformado depende não só da magnitude da deformação, mas também do caminho seguido para deformá-lo.

A Fig. II.1.5 mostra os resultados obtidos.

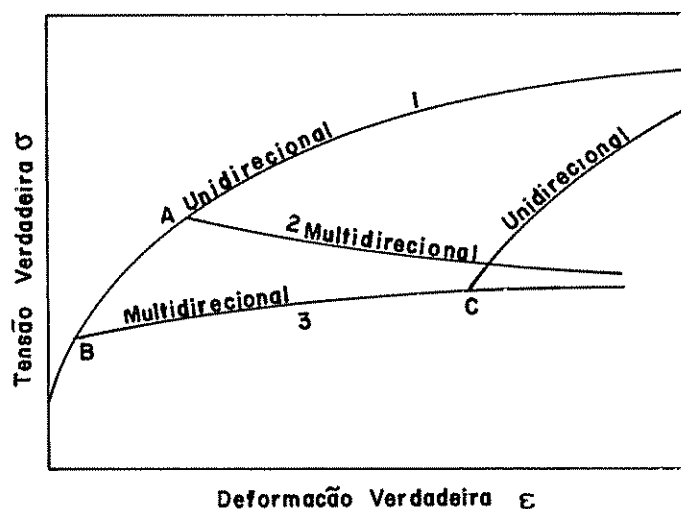
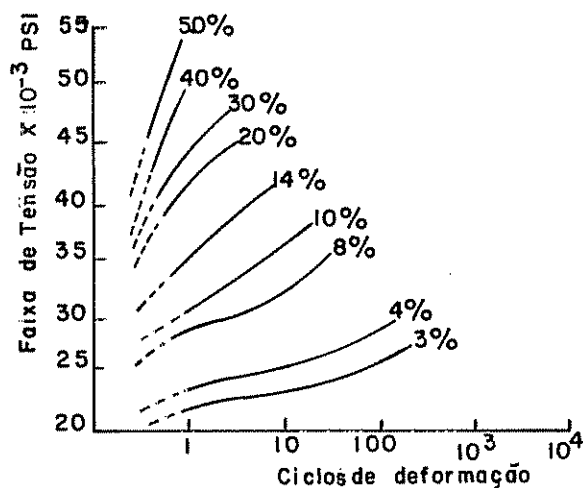


Fig. II.1.5 Combinação de ensaios de compressão uniaxial e multiaxial (esquemático)⁽¹⁷⁾.

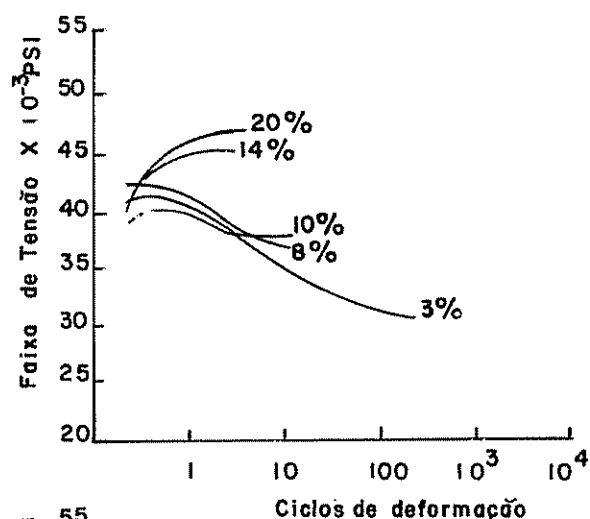
A curva 1 representa os resultados dos testes de compressão uniaxial para o alumínio recozido. A curva 2 foi obtida mediante compressão uniaxial até o ponto A, e a partir daí, através de uma série de testes multiaxiais onde os incrementos de redução foram mantidos constantes, segundo as três direções ortogonais. A curva 3 foi obtida de outra série de experiências com compressão multiaxial a partir do ponto B, seguidas de compressão uniaxial a partir do ponto C. Pode-se ver que o valor final da tensão tende ao valor da tensão de saturação correspondente ao último modo de deformação utilizado (unidirecional ou multidirecional).

Por sua parte, Coffin e Tavernelli⁽¹⁹⁾ encontraram que alguns materiais, principalmente aqueles encruados, amaciam por deformação quando submetidos a deformações cíclicas. A Fig. II.1.6 mostra que no caso do alumínio pré-deformado, pode ocorrer encruamento ou amaciamento, dependendo do grau e tipo de pré-de

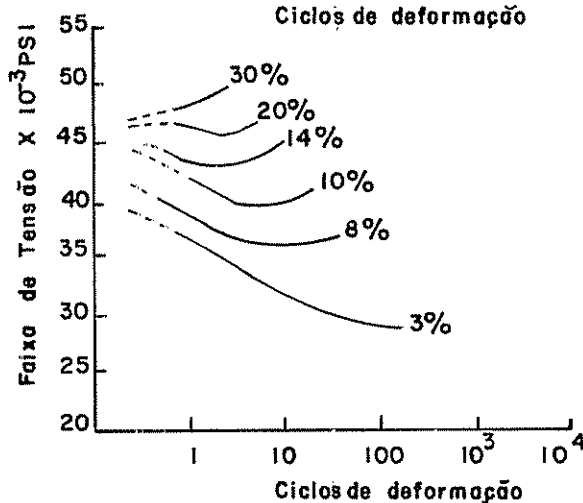
formação e da amplitude da deformação diametral aplicada durante o ensaio de fadiga, enquanto que no recozido só acontece encruamento.



a) Alumínio Recozido



b) Alumínio pré-deformado 10% em tração.



c) Alumínio pré-deformado 20% em compressão.

Fig. II.1.6 Faixa de Tensão vs ciclos de deformação (12)

Coffin e Tavernelli ⁽¹⁹⁾ mostraram também que inicialmente a resistência à deformação cíclica do alumínio recozido e pré-deformado é totalmente diferente, porém, à medida que a deformação cíclica acumulada aumenta, o material recozido encrua, enquanto que o pré-deformado amacia até que as curvas coincidem. (Figura II.1.7).

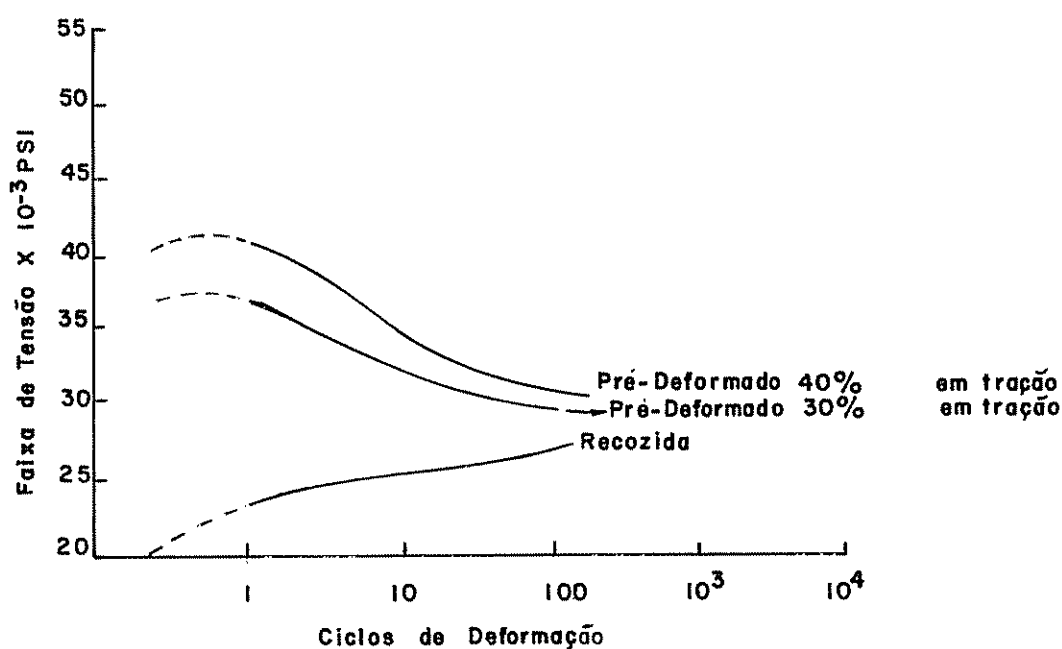


Fig. II.1.7 Faixa de tensão vs ciclos de deformação. Alumínio 3% de deformação diametral ⁽¹⁹⁾.

Aparentemente o grau de relaxação dos efeitos do encruamento devido à pré-deformação é total. Isto porém, não significa que o material volta a seu estado inicial livre de deformações, mas a uma condição de equilíbrio típica do material recozido sujeito a deformações cíclicas.

Baseado nos trabalhos de Armstrong, Thomsen ⁽²⁰⁾ mostrou que a

curva tensão-deformação de cilindros de cobre submetidos alternadamente à extrusão unidirecional seguida de compressão se afasta bastante da curva tensão-deformação para compressão pura (Fig. II.1.8).

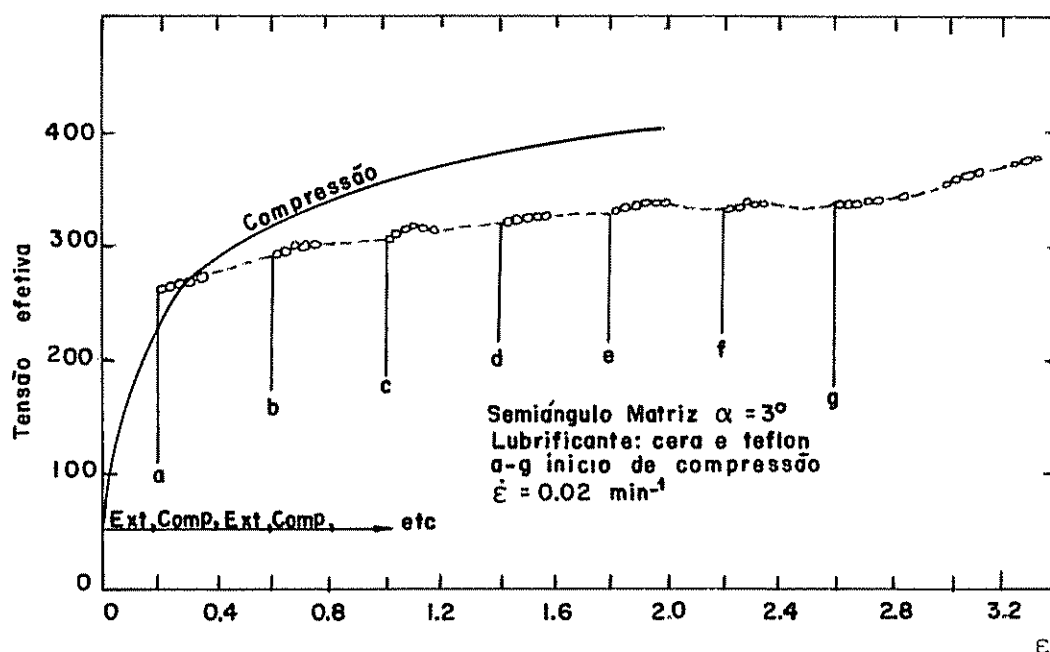
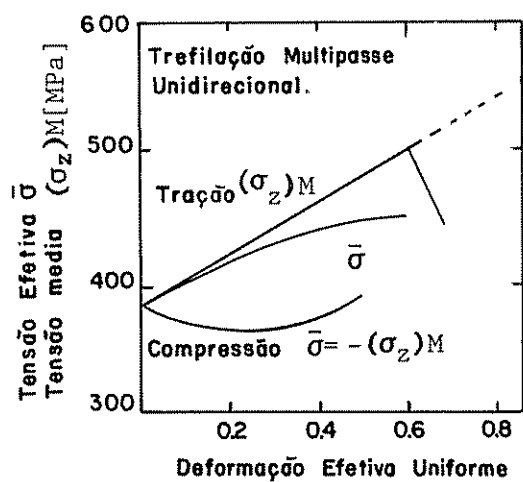
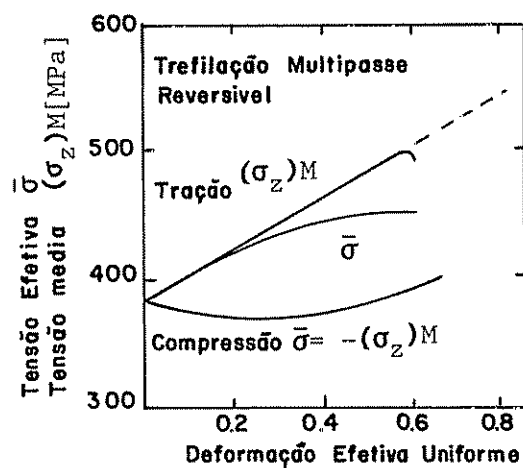


Fig. II.1.8 Comparação entre a curva σ - ϵ para extrusão seguida de compressão (20).

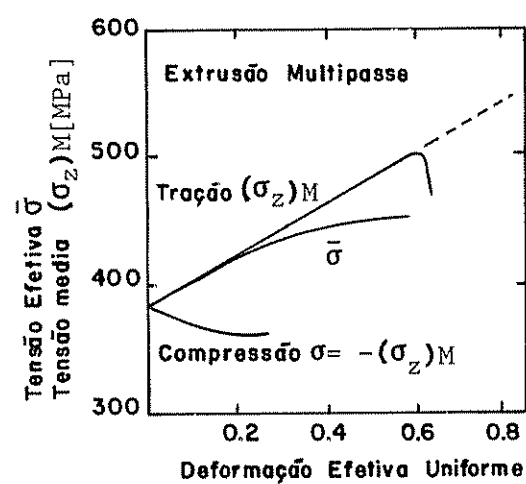
Thomsen (21) também realizou estudos sobre cobre pré-deformado por trefilação multipasse unidirecional, trefilação multipasse reversível e extrusão multipasse, e encontrou que as curvas tensão-deformação dos materiais pré-deformados coincidiam para os três processos, porém para cada material as curvas correspondentes a ensaios de tração e compressão se afastam bastante uma das outras (Fig. II.1.9).



a) Trefilação Multipasse Unidirecional.



b) Trefilação Multipasse Reversível.



c) Extrusão Multipasse.

Fig. II.1.9 Curvas Tensão-deformação em tração e compressão para o cobre (21).

Por todo o exposto podemos concluir que a deformação multiaxial proveria um mecanismo de relaxação dos efeitos que causam encruamento na deformação uniaxial. Isto é, o mecanismo de recuperação tornar-se-ia mais ativo quando a tensão de corte sobre um plano de escorregamento é invertida.

II.1.2 Encruamento de Ligas

A introdução de átomos de soluto produz, em geral, uma liga mais resistente que o metal puro. Este aumento de resistência é devido fundamentalmente à distorção causada na rede pelos átomos do elemento de liga e sua interação com as deslocções presentes no cristal ⁽⁷⁾ ⁽²²⁾ ⁽²³⁾. A magnitude do aumento de resistência depende basicamente de ⁽²⁴⁾:

- a) A diferença de tamanho entre os átomos de solvente e solu-to.
- b) Distúrbios provocados na estrutura eletrônica frequentermente expressados em termos da diferença entre os módulos de corte do soluto e do solvente.

Geralmente solutos substitucionais causam uma distorção simétrica na rede do solvente, o que leva a efeitos moderados de endurecimento. Os solutos substitucionais interatuam com as deslocações de aresta, colocando-se perto do centro das mesmas. O campo de tensão da deslocção atrai os átomos de soluto pequenos para a região do plano extra onde a rede se encontra comprimida, enquanto que os átomos de soluto maiores colocam-se embaixo da deslocção, na região expandida da rede (Fig. II.1.10).

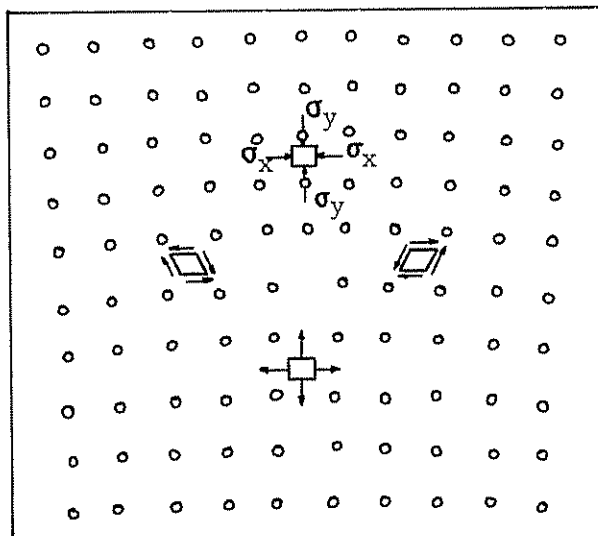


Fig. II.1.10 Campo de tensões associado a uma deslocação de aresta ⁽²⁵⁾.

Os átomos de soluto substitucionais porém, não interatuam fortemente com as deslocações de parafuso, já que o campo de deformações das deslocações deste tipo (praticamente cisalhamento puro - Fig. II.1.11) não reage fortemente com a distorção simétrica provocada na rede cristalina pelos átomos substitucionais ⁽²⁵⁾.

A intensidade do endurecimento provocado por átomos de soluto substitucionais poderá aumentar se os átomos de soluto se encontrarem associados em forma de dipolos, já que desta forma a distorção introduzida por eles na rede cristalina do solvente não seria mais simétrica ⁽²⁴⁾.

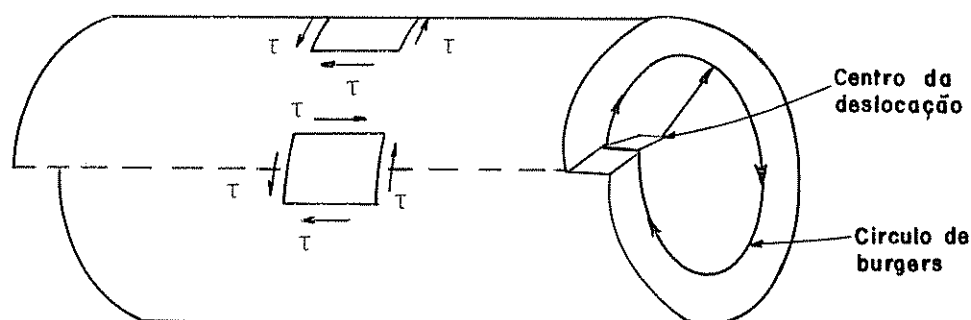


Fig. II.1.11 Deformação de corte associada a uma deslocação de parafuso ⁽²⁵⁾.

A forte interação entre átomos de soluto intersticiais e deslocações é devida à distorção assimétrica que este tipo de átomos introduz na rede do solvente ⁽²⁴⁾. Os átomos intersticiais interatuam colocando-se na região expandida que existe sob o plano de deslizamento de uma deslocação de aresta positiva, ou por exemplo, se considerarmos um solvente com estrutura CCC perto de deslocações de parafuso onde as direções cristalográficas $\langle 100 \rangle$ (direções cristalográficas onde se acomodam os átomos intersticiais) se encontram orientadas na direção das deformações principais de tração do campo de deformações da deslocação ⁽²⁵⁾ (Figura II.1.12).

As configurações propostas acima para o par átomo de soluto-deslocação diminuem a energia do sistema o qual provoca, em geral, um aumento na tensão necessária para movimentar a deslocação em comparação com aquela necessária para movimentá-la quando não existe interação.

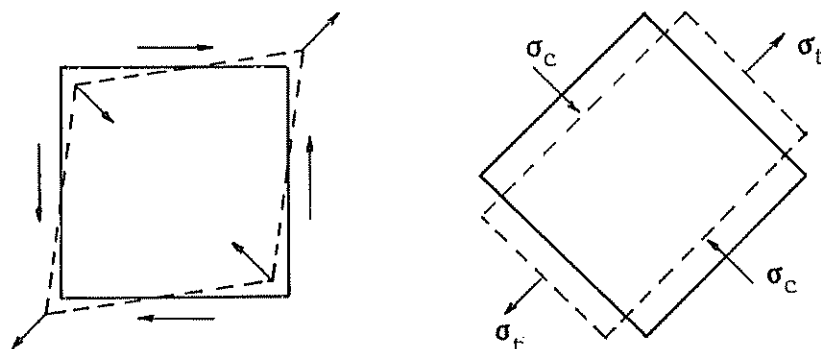


Fig. II.1.12 Equivalência entre o estado de corte puro correspondente ao campo de deformações de uma deslocação de parafuso e duas tensões normais (25).

A Fig. II.1.13 mostra os efeitos do endurecimento por solução sólida causado por átomos substitucionais e intersticiais em aços baixo carbono (ferríticos) enquanto que a Fig. II.1.14 mostra o mesmo efeito em aços inoxidáveis austeníticos.

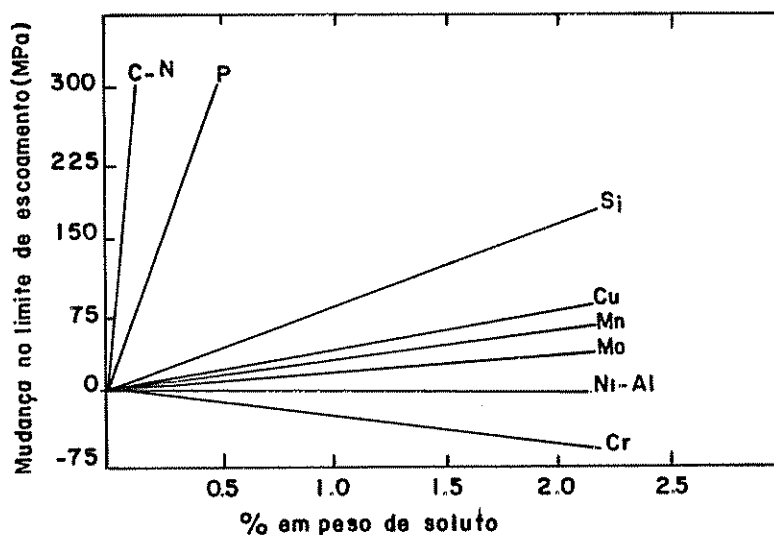


Fig. II.1.13 Efeitos do endurecimento por solução sólida em aços baixo carbono (ferríticos) (24)

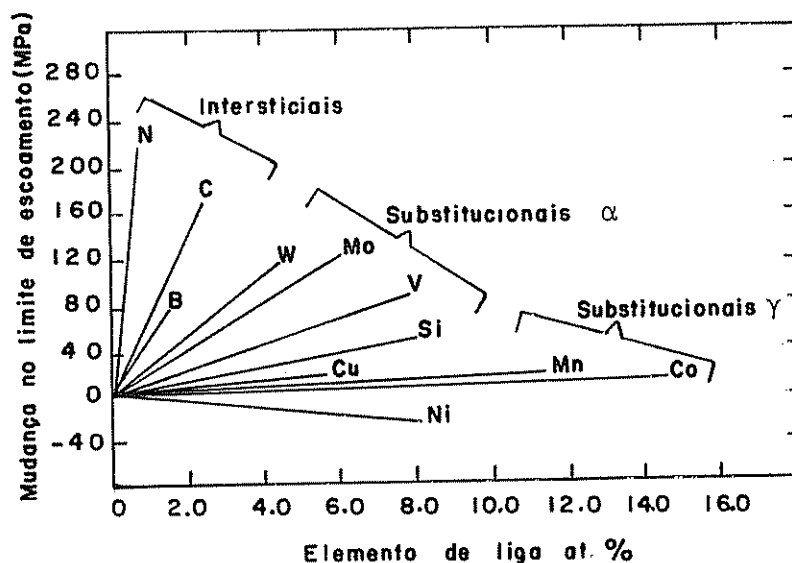


Fig. II.1.14 Efeitos do endurecimento por solução sólida em aços inoxidáveis austeníticos (24).

II.1.2.1 Envelhecimento Estático

O envelhecimento é um tipo de fenômeno normalmente associado com o escoamento, no qual a resistência de um material aumenta e a ductilidade cai quando o mesmo é aquecido a baixa temperatura depois do trabalho a frio. A Fig. II.1.15.A. mostra o comportamento antes mencionado.

Um corpo de prova de um material é carregado até o ponto c posterior ao escoamento, depois do qual a carga é retirada. Durante a descarga a curva tensão-deformação segue a reta cd paralela à reta ab devido à recuperação elástica. Se agora o material é novamente carregado dentro de um curto período (algumas horas), o corpo de prova se comporta como elástico até o ponto c e não é mais observado o patamar de escoamento.

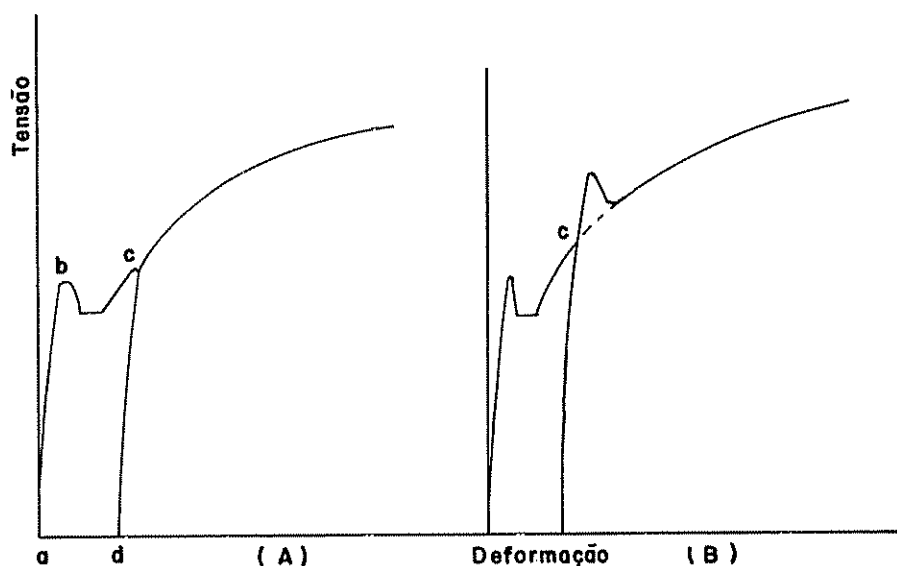


Fig. II.1.15 Envelhecimento Estático

Por outro lado, se o corpo é "envelhecido" a uma temperatura relativamente baixa e logo novamente carregado, o escoamento reaparece, como se vê na Fig. II.1.15.B, observando-se também um aumento na tensão à qual o material escoá. O material fica então "fortalecido". A reaparição de um escoamento nítido durante o envelhecimento está associado à formação de atmosferas de soluto em volta das deslocções. Aquelas fontes de deslocções que eram ativas durante a deformação são ancoradas como resultado do processo de envelhecimento.

O fortalecimento já mencionado, devido ao envelhecimento, é temporário, já que quando as deslocções são liberadas das atmosferas de soluto na posterior deformação, a tensão necessária para movimentá-las cai, e, como a densidade total de deslocções permanece inalterada, a curva tensão-deformação deve tender à cur-

va original para o metal (curva tracejada na Fig. II.1.15.B).

Devido a que os átomos de soluto devem difundir até as deslocacões, a reaparição do escoamento é função do tempo e da temperatura. Existem, porém, os casos nos quais não existe uma queda de tensão após o escoamento no material envelhecido, nem uma tendência ao retorno à curva tensão-deformação original. Neste caso se diz que ocorreu "fortalecimento permanente". Para explicar este fenômeno pode-se utilizar o modelo descrito a seguir⁽²⁶⁾.

As deslocacões aprisionadas pelos solutos não mais serão liberadas, e no início da deformação plástica será necessário criar um grande número de novas deslocacões, que deverão se mover em um reticulado com obstáculos formados por outras deslocacões.

Como neste modelo há um aumento na densidade de deslocacões, de forma diferente do anterior no qual a densidade era a mesma, estaria explicado o fortalecimento permanente.

II.1.2.2 Envelhecimento Dinâmico

Como foi indicado anteriormente, o envelhecimento depende da temperatura. Quanto maior seja ela, mais rapidamente reaparecerá escoamento. A temperaturas suficientemente altas, a interação entre átomos de soluto e deslocacões pode ocorrer durante a deformação. Quando o envelhecimento acontece junto com a deformação, o fenômeno é chamado de envelhecimento dinâmico. Dentro da faixa de temperaturas onde ocorre este fenômeno, o fluxo plástico torna-se frequentemente instável. Isto se coloca em evidência através de irregularidades na curva tensão-deformação. Estas irregularidades podem ser de vários tipos. Em alguns casos a carga sobe abruptamente e logo cai, em outros, o fluxo plásti

co pode se descrever como "oscilante". Normalmente esse tipo de comportamento se observa como indicado esquematicamente na Fig. II.1.16.

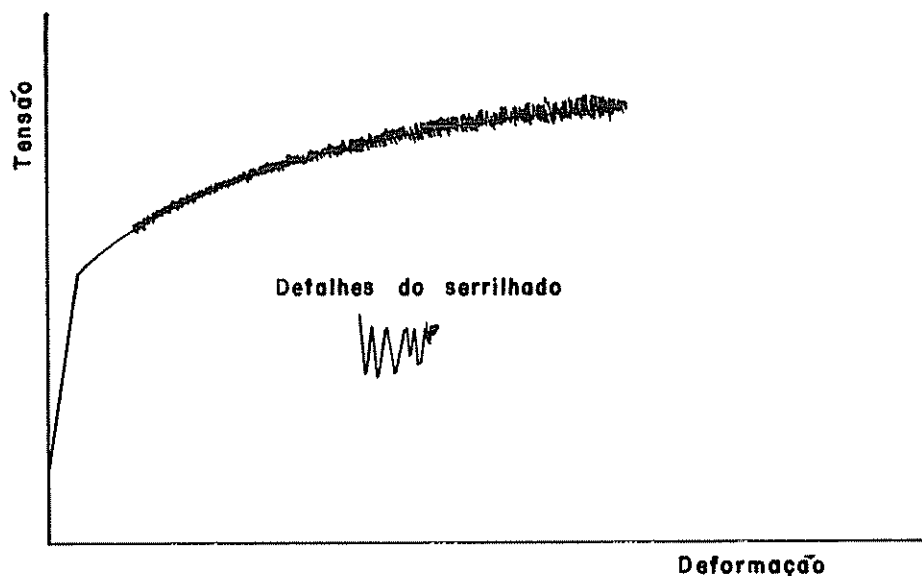


Fig. II.1.16 Fluxo Plástico Descontínuo

O serrilhado observado na Figura II.1.16 foi primeiramente estudado em detalhe por Portevin e Le Chatelier.

A primeira teoria para explicar este fenômeno é devida a Cottrell (27). Esta teoria postula a necessidade de uma quantidade mínima de lacunas para garantir a velocidade de difusão dos átomos de soluto, de forma tal que estes átomos acompanhem as deslocções em movimento. Como a concentração de lacunas depende da temperatura de ensaio e da deformação do metal, e a velocidade das deslocções da velocidade externa de deformação, prevê-se que o envelhecimento dinâmico ocorre numa faixa de temperaturas para uma determinada velocidade de deformação..

O modelo de Cottrell baseia-se numa difusão de longo alcance dos solutos e no contínuo movimento das deslocções durante a deformação. O mecanismo proposto não consegue explicar o fato que acontece com latão α como veremos a seguir. Corpos de prova deste material eram descarregados durante a ocorrência do efeito Portevin-Le Chatelier, e submetidos a um tratamento térmico de recuperação a fim de eliminar o excesso de lacunas causado pela deformação. Carregados novamente estes corpos de prova, os serrilhados retornavam imediatamente sem apresentar alguma deformação prévia, a qual seria necessária para reestabelecer a concentração crítica de lacunas postulada por Cottrell.

Uma possibilidade de explicar este fato seria que a interação entre solutos e deslocções aconteça através de um processo de difusão de curto alcance. Neste caso, não haveria necessidade de uma deformação prévia na recarga para aumentar a concentração de lacunas e dessa forma facilitar o processo de difusão. Aparece então, outro problema, já que experimentalmente verifica-se que é necessária uma certa deformação sem serrilhados antes do começo do efeito Portevin-Le Chatelier, ou seja, os serrilhados não acontecem imediatamente após o limite de elasticidade.

Outra abordagem que poderia explicar estes fatos é a seguinte ⁽³⁾: o movimento de deslocções não é contínuo como postulado por Cottrell (este fato foi comprovado experimentalmente), mas sim uma sequência de "voos" e "esperas". Considera-se que ocorrerá envelhecimento quando o tempo necessário para aprisionar deslocções por solutos for menor ou igual ao tempo de "espera" destas deslocções entre dois "voos" sucessivos.

Este modelo é independente do tipo de difusão e o estabelecimento das condições para o envelhecimento depende basicamente da estrutura de deslocções que determinará o tempo de "espera" en-

tre "voos" sucessivos ⁽³⁾. Esta abordagem explicaria o fato antes enunciado segundo o qual o serrilhado aparece imediatamente após a recarga já que a estrutura de deslocamentos não foi alterada durante a descarga nem durante o tratamento térmico para eliminação de lacunas. Também explicaria a necessidade de uma deformação prévia ao efeito Portevin-Le Chatelier e após o limite de elasticidade, já que esta deformação seria necessária para formar uma estrutura de deslocamentos adequada.

II.1.3 Encruamento devido a partículas de segunda fase

O encruamento produzido por partículas de segunda fase é usualmente aditivo ao encruamento por solução sólida. Muitos fatores devem ser considerados para entender completamente este tipo de encruamento. Estes fatores incluem o tamanho de grão, número e distribuição das partículas de segunda fase, a resistência, a ductilidade e comportamento frente ao encruamento por deformação da matriz e da segunda fase, e, finalmente o ajuste cristalográfico e energia interfacial entre as fases.

O endurecimento produzido por uma segunda fase finamente dispersa e insolúvel na matriz metálica é conhecido como encruamento por dispersão. Um fenômeno similar, o endurecimento por precipitação (envelhecimento), é produzido por um tratamento de solubilização seguido de uma têmpera, em uma liga na qual a segunda fase encontra-se em solução sólida a alta temperatura, precipitando porém, depois da têmpera e o envelhecimento a baixa temperatura. Para que ocorra endurecimento por precipitação, a segunda fase deverá ser então, solúvel a elevada temperatura, devendo diminuir a solubilidade com a descida de temperatura.

Em contraste, a segunda fase no endurecimento por dispersão tem

pouca solubilidade na matriz, inclusive a elevadas temperaturas. Sistemas que apresentem endurecimento por dispersão podem também ser obtidos mediante técnica de metalurgia do pó.

O nível de endurecimento destes sistemas antes mencionados é basicamente ditado pelo mecanismo de movimento de deslocações predominante no início da deformação, já que as partículas de segunda fase atuam como obstáculos a esses movimentos. Em qualquer instante as deslocações podem optar pelo cisalhamento de partículas ou pela "extrusão" de um trecho entre dois precipitados (Mecanismo de Orowan). Orowan sugeriu que o limite de escoamento de uma liga com partículas dispersas está determinado pela tensão de corte requerida para forçar a linha de deslocações entre duas partículas separadas por uma distância d .

A Fig. II.1.17.A. mostra uma linha de deslocação aproximando-se a duas partículas separadas por uma distância d . Na sequência B a linha de deslocação começa a curvar-se, na C atinge a situação crítica, na D a linha de deslocação passou entre os obstáculos, deixando dois laços de deslocações em volta deles. Toda deslocação deslizando sobre o plano de escorregamento adiciona um laço em volta do obstáculo.

Estes laços de deslocações exercem uma retrotensão que deverá ser vencida pelas linhas de deslocações movimentando-se no plano de escorregamento. Isto requer um aumento na tensão de cisalhamento para continuar a deformação. É por isso que a presença de partículas de segunda fase dispersas aumentam o endurecimento por deformação durante o período no qual os laços se formam em volta das deslocações.

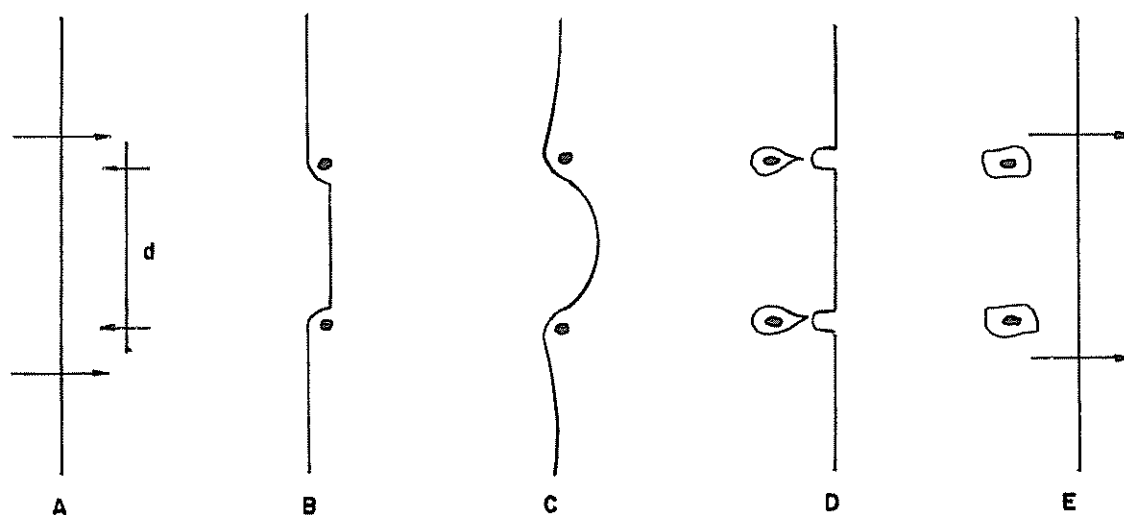


Fig. II.1.17 Etapas no movimento de uma deslocação entre obstáculos (esquemático) ⁽¹¹⁾.

Isto continua até que a tensão de extrusão é tão elevada que as deslocações cisalham as partículas de segunda fase sem ocorrência de encruamento localizado provocando uma queda na tensão de escoamento e posteriormente um patamar. Fig. II.1.18.

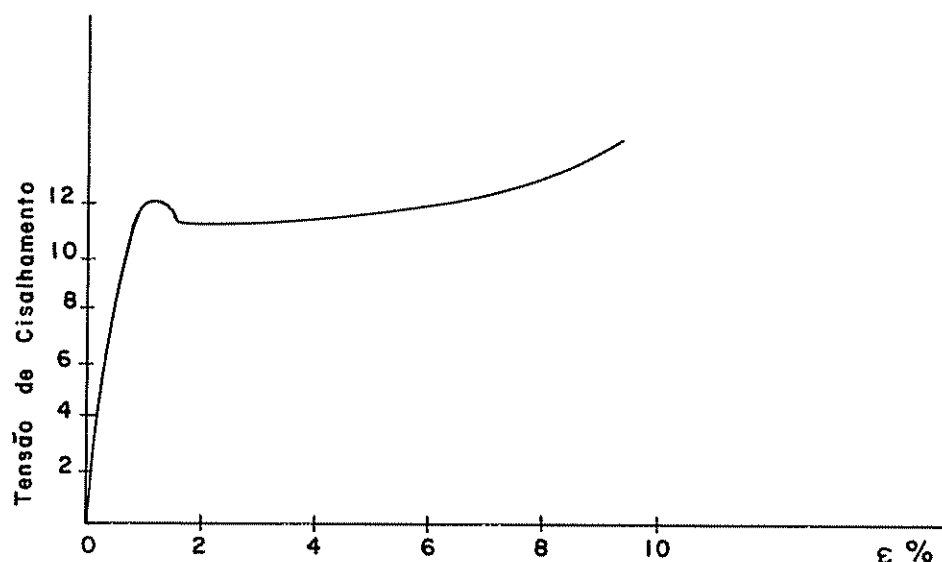


Fig. II.1.18 Comportamento mecânico do sistema Al 4.6 % Cu monocristalino a 196°C ⁽³⁾.

II.1.4 Encruamento dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos, em geral, podem aumentar grandemente sua resistência através da deformação a frio. Alguns valores das propriedades mecânicas de um aço inoxidável tipo AISI 301 em função da percentagem de deformação a frio podem-se ver na Fig. II.1.19.

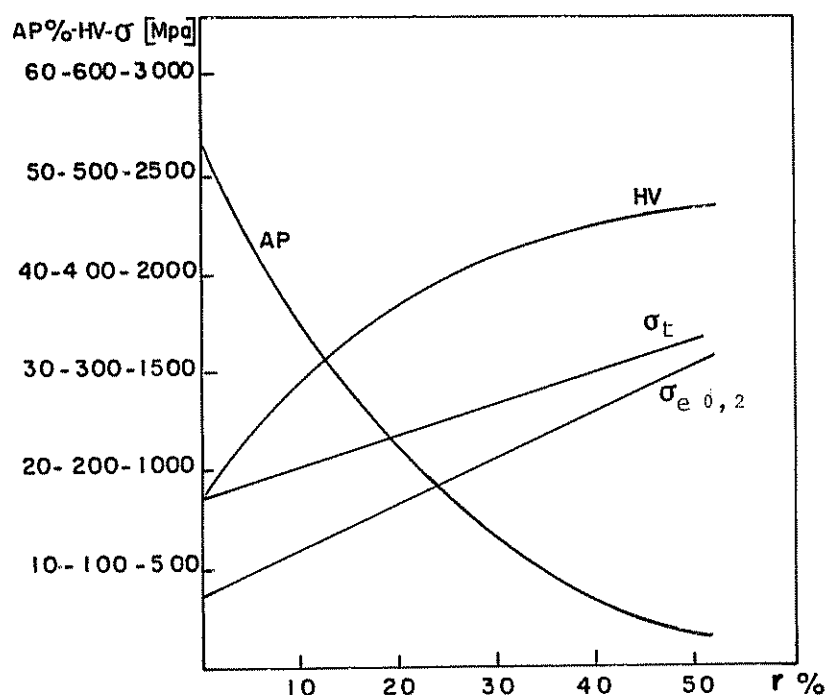


Fig. II.1.19 Propriedades Mecânicas do Aço inoxidável AISI 301 laminado a frio em função da percentagem de deformação.

A fim de entender os mecanismos de endurecimento que operam neste tipo de materiais, deve-se prestar especial atenção ao encruamento da austenita em termos do movimento e multiplicação de deslocamentos e à transformação desta austenita (CFC) em martensita ϵ (HC) ou na fase α' (CCC), ambas transformações induzidas por deformação. Estas transformações de fase induzidas por deformação devem ser, na realidade, pensadas como um modo de deformação que opera em conjunto com os modos de deformação presentes na fase mãe. A Fig. II.1.20 mostra o percentual de martensita ($\epsilon + \alpha'$) formada em função da redução para diferentes tipos de aços inoxidáveis austeníticos.

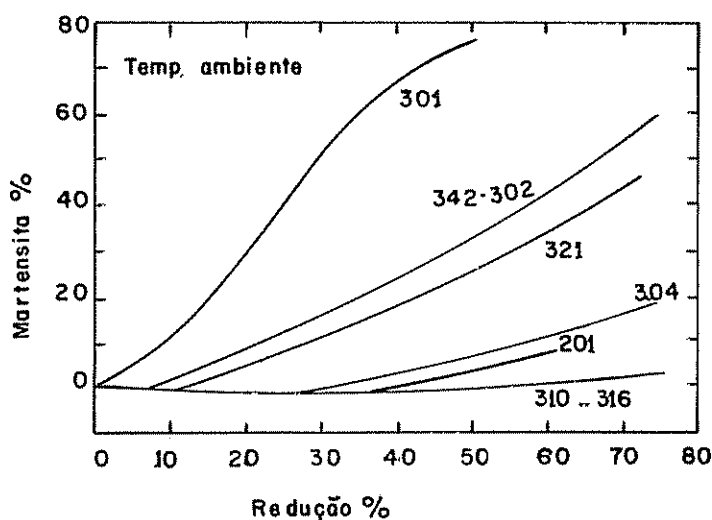


Fig. II.1.20 Percentual de martensita em função da redução ⁽¹²⁾

II.1.4.1 Transformação γ (CFC) $\rightarrow$ ϵ (HC) induzida por deformação

A formação de martensita ϵ induzida por deformação é promovida pela baixa energia de falha de empilhamento que possuem os aços inoxidáveis austeníticos ⁽¹²⁾ ⁽²⁸⁾ (da ordem de 13 erg/cm^2). Valores desta energia obtidos através de diferentes métodos de medição ⁽²⁸⁾ ⁽²⁹⁾ ⁽³⁰⁾ mostram que a mesma aumenta com a temperatura e com alguns elementos de liga como por exemplo, o níquel. A transformação γ (CFC) $\rightarrow$ ϵ (HC), desde o ponto de vista cristalográfico, ocorre quando as falhas de empilhamento são regularmente formadas na segunda camada dos planos de deslizamento $\{111\}$ na estrutura CFC da austenita. A superposição das falhas de empilhamento pode acontecer através de um processo regular no qual as falhas são formadas sempre nos segundos planos compactos da austenita ou através de um processo irregular onde a superposição ocorre inicialmente ao acaso para se aproximar gradualmente a sequência regular com falhas de empilhamento nos segundos planos compactos ⁽³¹⁾. Um dos mecanismos

propostos para a formação da martensita e é o seguinte ⁽³¹⁾ :
(Fig. II.1.21)

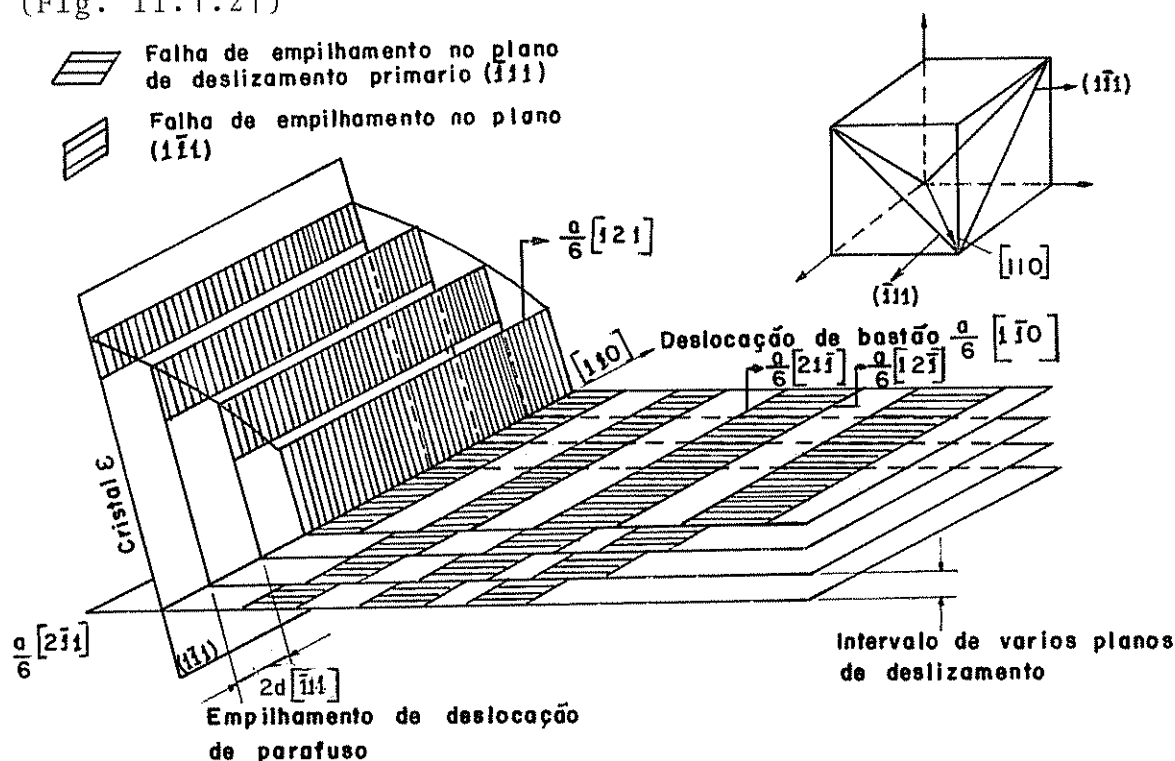


Fig. II.1.21 Formação e Crescimento de um cristal de fase ϵ (esquemático) ⁽³¹⁾.

Se uma das deslocações parciais que contornam a falha de empilhamento consegue passar para um plano de deslizamento de outro sistema, através do mecanismo de deslizamento cruzado, a deslocação que a precede só poderá se movimentar através da deslocação de bastão gerada na interseção dos planos de deslizamento com muita dificuldade. As deslocações seguintes se empilharão contra a deslocação de bastão de forma tal que no topo desse empilhamento de deslocações o deslizamento cruzado é possível, já que dessa forma, diminuirá a energia do empilhamento devida à concentrações de tensões. Neste caso, a energia total da falha, que depende da distribuição dos segundos vizinhos, já que um átomo na região da falha possui a mesma configuração de primeiros vizinhos que a rede perfeita ⁽³²⁾, é mini

mizada quando o deslizamento ocorre em planos espaçados duas distâncias interplanares. A relação de orientação cristalográfica entre a fase ϵ e a fase γ é a seguinte ⁽¹²⁾:

$$\begin{array}{ll} (111)\gamma & || (0001)\epsilon \\ [\bar{1}\bar{1}0]\gamma & || [\bar{1}\bar{2}10]\epsilon \end{array}$$

II.1.4.2 Transformação γ (CFC) $\rightarrow \alpha'$ (CCC) induzida por deformação

Como já foi colocado, as transformações de fases induzidas por deformação devem ser pensadas como um modo de deformação que opera em conjunto com os modos de deformação da fase mãe. É por isso que a nucleação da fase α' deveria acontecer nos lugares onde o modo de deformação que provoca a transformação seja mais favorável que os modos de deformação da fase mãe ⁽²⁸⁾. No caso de nucleação da fase α' estes lugares poderiam ser interseções entre maclas, bandas de fase ϵ e planos de deslizamentos. O fato de que a formação da fase α' é usualmente observada em associação com bandas de fase ϵ , particularmente na interseção de ditas bandas, levou a diferentes pesquisadores a postular que a fase ϵ forma-se primeiro como passo intermediário à transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ ⁽¹²⁾. Por sua parte, Lecroisey ⁽²⁸⁾ também analisou a formação de núcleos da fase α' nas interseções de maclas com planos de deslizamento e de maclas com maclas, através de modelos de deslocamentos.

A relação de orientação cristalográfica entre a fase γ e α' é a seguinte ⁽¹²⁾ ⁽²⁸⁾:

$$\begin{array}{ll} (111) \gamma & || (101) \alpha' \\ [\bar{1}\bar{1}0] \gamma & || [\bar{1}\bar{1}\bar{1}] \alpha' \end{array}$$

II.2 Deformação de metais causada pela laminação

Em comparação com outros processos, a deformação produzida por laminação é relativamente uniforme. Porém, estudos utilizando redes gravadas no material ⁽³³⁾ ⁽³⁴⁾ mostraram que as camadas superficiais não só são comprimidas, mas também sofrem esforços de cisalhamento.

Isto é devido a mudanças no deslocamento e na velocidade das diversas partes do material quando passam através de canais convergentes como são os cilindros de laminação. Estas mudanças, não são as mesmas para todas as partículas do material. Quando acontecem estas diferenças, as mesmas resultam em gradientes de deformação e de velocidade de deformação, que por sua vez geram gradientes nas propriedades e na estrutura em materiais que encruam por deformação.

A Fig. II.2.1 mostra uma típica distorção provocada por laminação numa chapa.

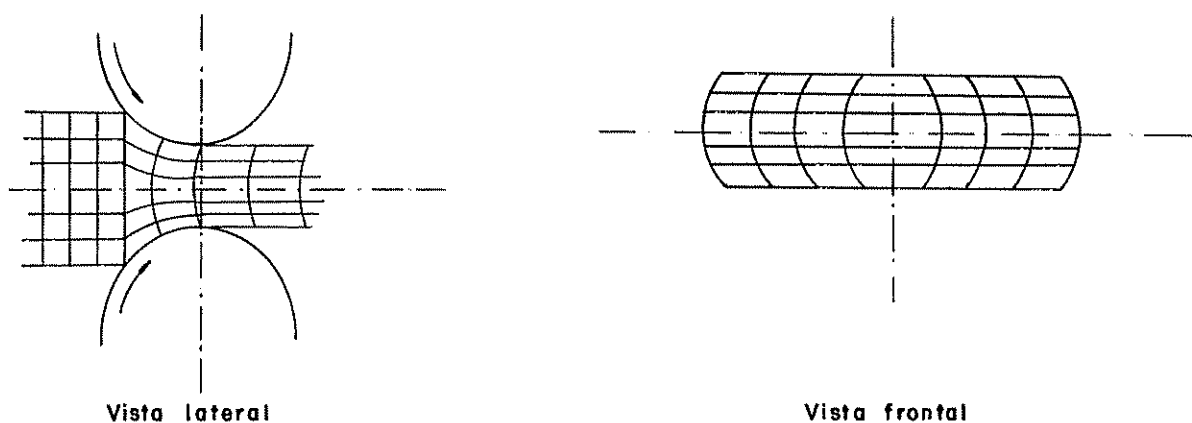


Fig. II.2.1 Distorção de uma grelha por laminação.

Mc Gregor e Coffin ⁽³⁴⁾ mostraram que enquanto as maiores deformações por cisalhamento ocorrem nas fibras externas quando se lamina em um só sentido, se o sentido é invertido em cada passe a máxima tensão de corte acontece perto do centro da espessura.

II.2.1 Tensões Residuais em Produtos Laminados

As tensões residuais representam sistemas de tensões que existem em um corpo livre de solicitações externas ⁽³⁵⁾. Por exemplo, se duas partes isoladas de um corpo são forçadas a formar um contínuo, cada porção deverá se acomodar adotando uma forma compatível através de reações com a outra porção. Estes acomodamentos acontecem mediante deformações das porções envolvidas, as que por sua vez, geram um sistema de tensões chamado de "tensões residuais". A relação entre estas tensões e deformações é elástica, já que se em algum ponto do corpo fossem plásticas, aconteceria escoamento até que a relação tensão-deformação voltasse novamente ao campo elástico. Estas tensões residuais podem ser avaliadas através de diferentes métodos experimentais ^{(2) (36) (37)}.

Uma forma de introduzir sistemas de tensões residuais é mediante a deformação de um metal de forma heterogênea ⁽²⁾, como pode acontecer durante o processo de laminação. A magnitude das tensões residuais introduzidas durante o processo de laminação depende de vários fatores: diâmetro dos cilindros de laminação, espessura inicial da chapa e redução na espessura. As tensões residuais aumentam com a relação espessura da chapa-comprimento do arco de contato, de forma tal, que uma chapa grossa, baixas reduções e cilindros de laminação de pequeno diâmetro provocam altas tensões residuais. Por exemplo, se a relação en-

tre o arco de contato e a espessura média da chapa for menor que 0,5, a deformação de compressão devida à laminação não penetra totalmente na seção transversal da chapa, localizando-se nas zonas adjacentes às superfícies de contato entre cilindro e material ⁽³⁸⁾. Este fato leva ao alongamento das fibras superiores e inferiores do material, ambas em contato com os cilindros de laminação, enquanto as fibras centrais sofrem um estiramento como resultado do alongamento das partes adjacentes. O diagrama de tensões residuais, neste caso, apresenta compressão na superfície e tração no centro (Fig. II.2.2)

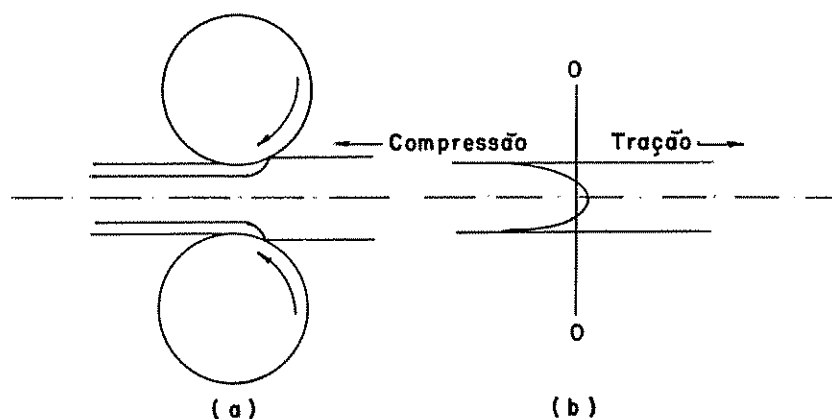


Fig. II.2.2 Deformação heterogênea na Laminação de Chapas.

Para o caso de grandes reduções, o fluxo plástico penetra completamente através da chapa, então o diagrama longitudinal de tensões residuais consistirá em tração nas superfícies e compressão no centro.

Os dados existentes ⁽³⁹⁾ indicam que o diagrama final de tensões residuais estaria determinado principalmente pela condição do último passe através dos cilindros, ou seja, se o último passe for leve, provocará elevadas tensões residuais independente das deformações anteriores. Por sua parte, Baldwin ⁽²⁾ postula que

a utilização de reduções sucessivas não aumenta a heterogeneidade na deformação, ou seja, não existe um efeito acumulativo.

II.2.2 Avaliação da Heterogeneidade de Deformação

Existem vários trabalhos que utilizam uma variedade de métodos para avaliar a heterogeneidade na deformação ⁽⁴⁰⁾ ⁽⁴¹⁾ ⁽⁴²⁾: a distorção de uma rede gravada no material a ser deformado, ensaios de tração, medidas de microdureza.

A técnica que tem sido mais frequentemente utilizada para avaliar a heterogeneidade é a medida da microdureza ao longo da seção transversal da chapa laminada ⁽⁴⁰⁾, ou ao longo de um diâmetro da seção transversal de uma barra trefilada. Esta dureza seria uma medida indireta da deformação efetiva na região onde foi realizado o ensaio. Para conseguir o valor da deformação correspondente, os valores de dureza deverão ser calibrados previamente em termos de deformação, isto é, determinar a relação funcional entre os valores de microdureza e a deformação efetiva.

Para obter essa calibração é necessário efetuar medidas de microdureza na seção transversal ou longitudinal de corpos de prova pré-tracionados, já que neles é possível medir a deformação local que poderá ser assumida como homogênea antes da formação da estricção. A Fig. II.2.3 mostra uma curva de calibração de dureza Knoop vs deformação efetiva obtida com corpos de prova que foram deformados em porcentagens diferentes mediante tração ⁽⁴²⁾.

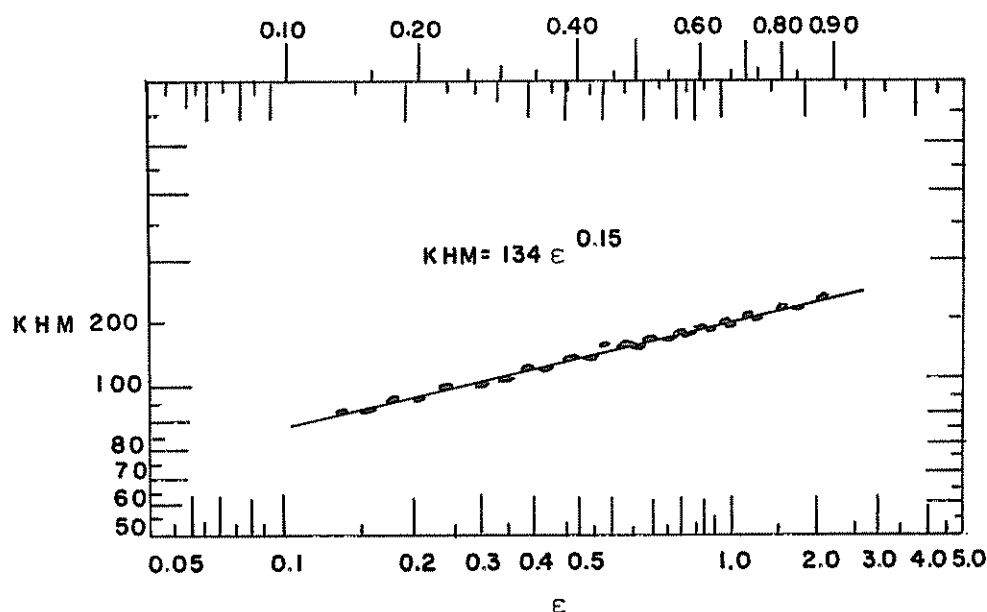


Fig. II.2.3 Relação dureza-deformação para cobre eletrolítico (42)

Robinson ⁽⁴³⁾, em vez de assumir uma determinada distribuição de deformações no corpo de prova de calibração, determinou a distribuição real das mesmas utilizando técnicas de visioelasticidade. Realizados os ensaios de microdureza, encontrou que o valor da microdureza é função da deformação efetiva independentemente de como esta foi produzida. Este fato permitiria então a aplicação do método sem ter que levar em conta o tipo de deformação que sofreu o material.

Por outro lado, como já foi colocado no item II.1.1.4, diversos autores mostraram que as propriedades mecânicas dos materiais por eles estudados não só dependem da extensão da deformação, mas também do caminho seguido para deformar ^{(17) (19) (20) (21)}. É por isso que os valores de deformações obtidos através de medidas de microdureza deverão ser utilizados com cautela, e dependendo do caso, de forma comparativa.

como já foi mencionado, os parâmetros que influenciam na determinação da heterogeneidade da deformação na laminação, são: espessura inicial da chapa e comprimento do arco de contato. Este comprimento por sua vez, depende do diâmetro dos cilindros de laminação e da redução. Aparece também um parâmetro não geométrico influenciando a heterogeneidade da deformação. Este parâmetro é representado normalmente por um coeficiente de atrito (41).

É comum englobar-se os parâmetros geométricos α (em radianos) e r (não percentual) em um parâmetro Δ que relaciona a espessura média do material laminado (isto é, média entre a espessura de entrada e saída do laminador) com o comprimento da zona plástica compreendida entre a espessura de entrada e de saída no laminador, (isto é o comprimento do arco de contato). A Figura II.2.4 mostra as magnitudes envolvidas no cálculo do parâmetro Δ em trefilação em estado plano e na Fig. II.2.5 as envolvidas em laminação (44).

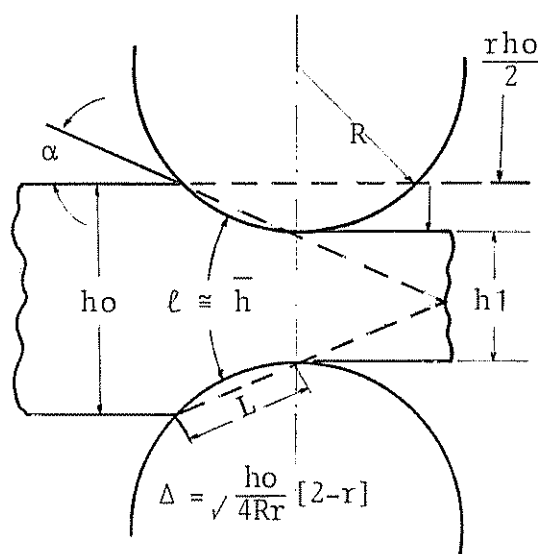
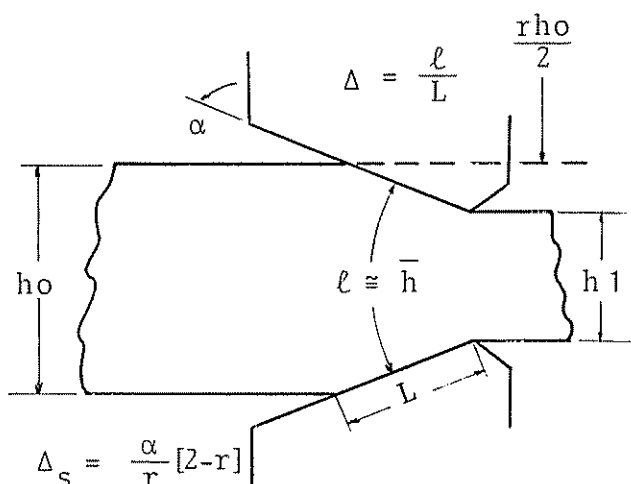


Fig. II.2.4 Trefilação em estado plano

Fig. II.2.5 Laminação

As expressões para Δ são obtidas como segue:

a) Trefilação em estado plano

$$\Delta = \frac{l}{L} = \frac{\bar{h}}{L}$$

$$r = \frac{h_o - h_1}{h_o} \quad \text{redução com deformação plana}$$

$$\bar{h} = \frac{h_o + h_1}{2} = \frac{h_o + h_o (1 - r)}{2} = \frac{h_o (2 - r)}{2}$$

$$\text{sen } \alpha = \frac{rh_o/2}{L} \quad L = \frac{rh_o/2}{\text{sen } \alpha} = \frac{rh_o}{2 \alpha} \quad \text{se } \alpha \text{ é suficientemente pequeno}$$

$$\Delta = \frac{h_o (2 - r)/2}{rh_o/2 \alpha} = \frac{\alpha}{r} (2 - r) \quad (\text{II.2.1})$$

b) Laminação

$$L = \sqrt{R^2 - (R - rh_o/2)^2} \quad \text{comprimento da cordo (arco de contato)}$$

$$\text{Descartando } \left(\frac{rh_o}{2} \right)^2$$

$$L \cong \sqrt{Rrh_o}$$

$$\text{sen } \alpha_e = \frac{rh_o/2}{L} \quad R \gg rh_o \therefore \text{tg } \alpha = \text{sen } \alpha = \alpha$$

$$\frac{rh_o/2}{L} = \frac{rh_o/2}{Rrh_o} = \frac{1}{2} \sqrt{rh_o/2}$$

Substituindo na Equação II.2.1

$$\Delta = \sqrt{\frac{h_o}{4 Rr}} [2 - r]$$

Este parâmetro Δ permite analisar como influenciam as diferentes variáveis na determinação da heterogeneidade de deformação.

Esta heterogeneidade poderia ser analisada através de um "Fator de Heterogeneidade" definido como (40) (41):

$$F_H = \frac{\text{Dureza máx. na seção transv.} - \text{Dureza mín. na seção transv.}}{\text{Dureza mín. na seção transversal}} \times 100\%$$

Para o caso do cobre laminado a frio, o Fator de Heterogeneidade cresce à medida que Δ cresce e quando o atrito aumenta. (Figura II.2.6) (45).

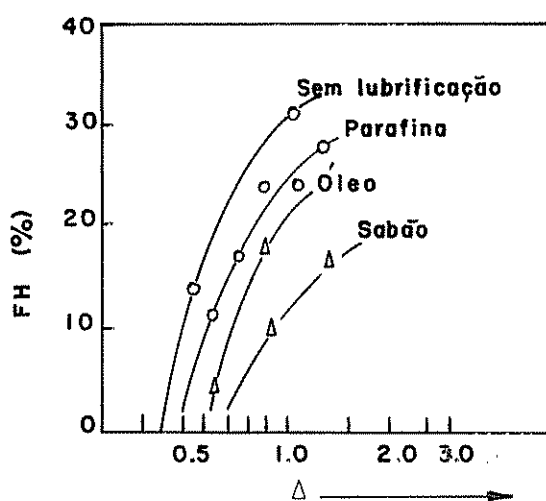


Fig. II.2.6 Variação de F_H com Δ e com as condições de atrito associadas a diferentes lubrificantes para o cobre laminado a frio (44).

Medidas do fator de heterogeneidade em aço (41) mostraram que quando as medidas de dureza são feitas imediatamente após a laminação é detectada uma heterogeneidade apreciável. Caso as a-

mostras sofram um envelhecimento deixando-as por alguns dias a temperatura ambiente, a heterogeneidade desaparece e o centro da tira envelhece atingindo valores de dureza similares aos da superfície.

A heterogeneidade de deformação no cobre laminado pode ser observada na Fig. II.2.7 ⁽⁴¹⁾.

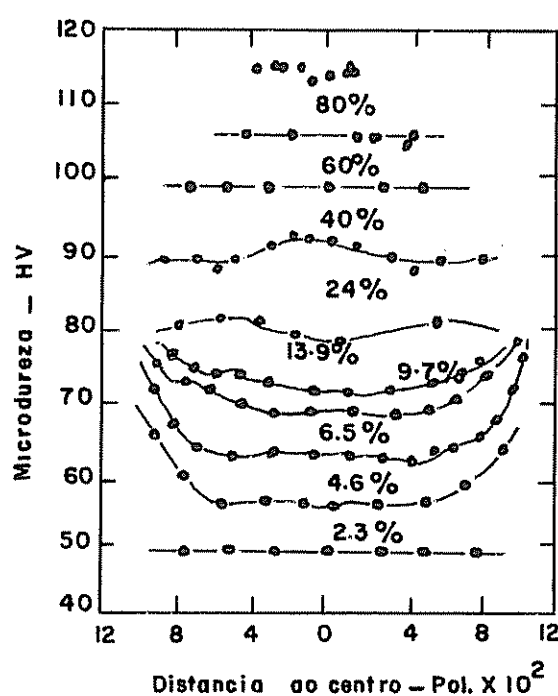


Fig. II.2.7 Variação de dureza na espessura de cobre laminado ⁽⁴¹⁾.

Pode-se ver que a heterogeneidade é função da porcentagem de redução, sendo que é maior quanto menor é a redução.

A fig. II.2.8 ⁽⁴¹⁾ mostra a variação do Fator de Heterogeneidade com a redução para o cobre laminado a frio.

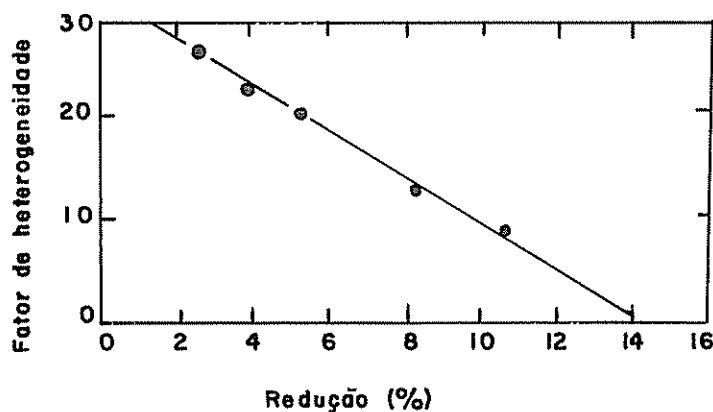


Fig. II.2.8 Variação do Fator de Heterogeneidade com a redução em cobre laminado ⁽⁴¹⁾.

II.2.21 Os Coeficientes de Deformação e de Trabalho Redundante

Com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas de materiais deformados heterogeneamente, calcula-se uma deformação média no volume deformado $\bar{\epsilon}$, com relação aos valores de deformação nos diversos pontos da seção transversal dos mesmos ou o que é o mesmo valor necessário para que $\bar{\epsilon} V = \int \epsilon dV$, onde ϵ é a deformação em qualquer ponto da seção considerada. Como $\bar{\epsilon}$ depende da heterogeneidade na deformação, seu valor dependerá de Δ e de μ .

A partir da deformação média é possível definir o fator de deformação redundante ⁽⁴¹⁾

$$\phi = \frac{\bar{\epsilon}}{\epsilon} \quad (\text{II.2.3})$$

É de interesse prever ϕ já que de posse do valor de ϵ seria possível calcular $\bar{\epsilon} = \phi \epsilon$, e daí, tentar avaliar as propriedades do material deformado heterogeneamente, já que as mesmas seriam muito mais uma função de $\bar{\epsilon}$ que da deformação externa sofrida pelo material ⁽⁴⁰⁾.

Avalia-se também o fator de trabalho redundante, que daria uma medida do excesso de trabalho necessário para executar uma conformação devida à heterogeneidade de deformação.

$$\Phi = \frac{\sigma}{\sigma'} \quad (\text{II.2.4})$$

onde σ é a tensão necessária para a conformação, e σ' seria a tensão necessária para a conformação, com o metal deformando-se homogeneamente.

II.2.2.2 Método dos perfis de dureza para determinação de ϕ (40) (42)

Uma forma de medir ϕ é através da distribuição de valores de micro dureza, medidas na seção transversal de um material deformado de forma heterogênea. Os valores de dureza, como já foi colocado, e dentro das limitações expostas no item II.2.2, são uma medida indireta da deformação efetiva na região considerada e se previamente calibra-se esses valores de dureza em termos de deformação, seria possível obter o perfil de deformações nessa região.

A Fig. II.2.9 mostra o perfil de dureza ao longo da seção trans

versal de uma barra trefilada de alumínio de pureza comercial (46). A fig. II.2.10 mostra o perfil de deformação da mesma barra obtida através da curva de calibração da figura II.2.11 (46). O valor $\bar{\epsilon}$ foi obtido de forma tal que a área sob o retângulo $\bar{\epsilon}$ (Fig. II.2.10) seja igual à área sob o perfil de deformação. A deformação ϵ foi avaliada a partir das dimensões iniciais e finais da barra trefilada.

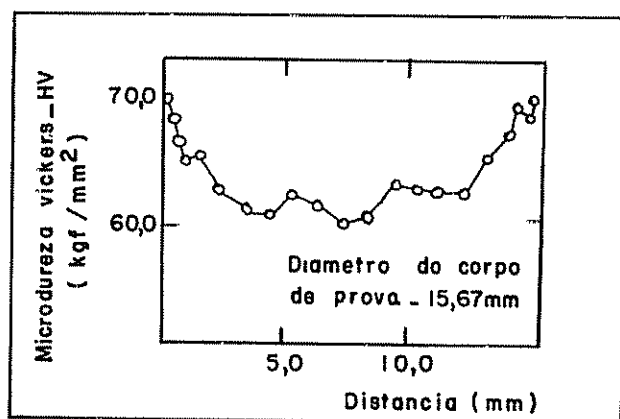


Fig. II.2.9 Perfil de dureza ao longo da seção transversal de alumínio trefilada (46).

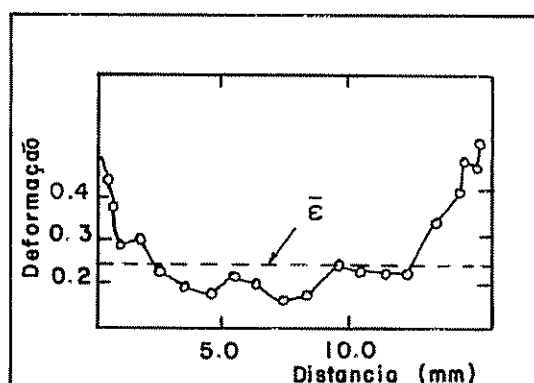


Fig. II.2.10 Perfil de deformação obtido a partir do perfil de dureza e da relação dureza x deformação (46).

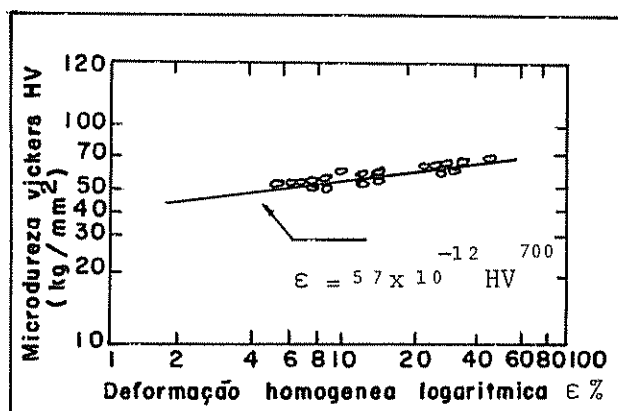


Fig. II.2.11 Relação dureza x deformação para o alumínio comercialmente puro (46).

Outro método para avaliar o "fator de deformação redundante" ϕ seria o "Método da superposição das curvas de tensão - deformação" baseado em uma proposta de Hill e Tupper (47). Através deste método é possível também determinar o "fator de trabalho redundante" (48).

II.3 Variação causada por pré-tração nas propriedades mecânicas dos metais (48)

Após uma certa deformação plástica as propriedades mecânicas dos metais são alteradas. Quando a deformação não é homogênea na seção transversal, diferentes regiões da mesma apresentarão níveis de encruamento diferentes, e as propriedades do metal serão possivelmente dadas por uma média das propriedades das diferentes regiões antes mencionadas.

No caso de pré-deformação por tração pura, e antes do início de

estricção, a deformação é homogênea ao longo do material, razão pela qual o nível de encruamento é o mesmo para todos os pontos de qualquer seção transversal como já foi mencionado.

Definiremos como pré-deformação por tração a redução percentual de área num corpo de prova devida à aplicação de um esforço de tração.

II.3.1 Variação do limite de resistência à tração

Consideremos um corpo de prova de área de seção transversal inicial A_0 e cuja curva carga-redução sob tração contínua esteja representada pela Fig. II.3.1

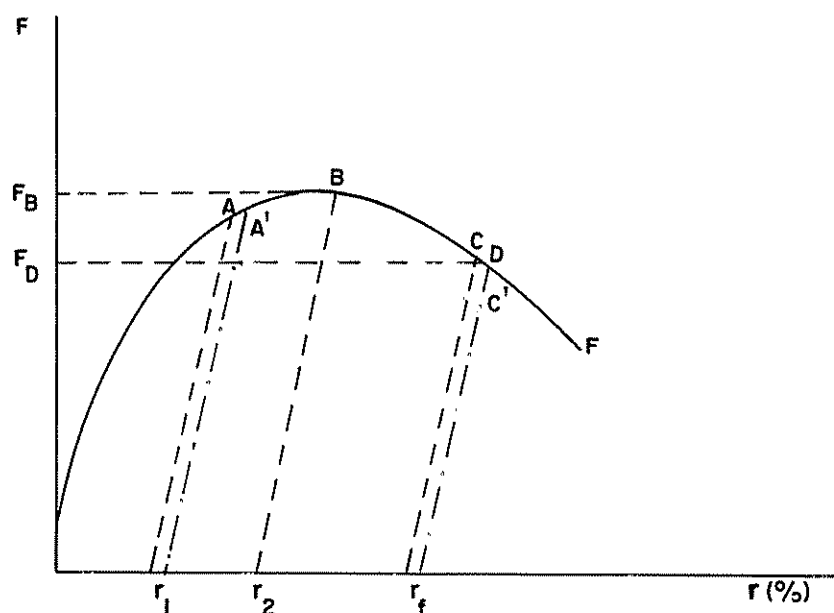


Fig. II.3.1 Operações de pré-deformação por tração

Se a redução inicial devida à pré-tração é r_1 , anterior ao início da estrição, pode-se prever o limite de resistência à tração na recarga do corpo de prova através de

$$\sigma_{t_1} = \frac{F_B}{A_1} = \frac{\sigma_{t_0}}{(1 - r_1/100)} \quad (\text{II.3.1})$$

Onde $A_1 = A_0 (1 - r_1/100)$

σ_{t_0} = Limite de resistência à tração do material sem pré-deformação.

Para uma redução de área r_2 , isto é, após o início da estrição, o limite de resistência estará dado por

$$\sigma_{t_2} = \frac{F_D}{A_2} = \frac{F_D}{A_0 (1 - r_2/100)} \quad (\text{II.3.2})$$

II.3.2 Variação do Limite de Escoamento

Pode-se ver na Fig. II.3.1 que tanto para reduções r_1 ou r_2 , caso se meça na curva a força necessária na recarga para deformar o corpo de prova em 0,2 % os valores da mesma (pontos A' e C') serão menores que os medidos durante a pré-deformação (pontos A e C). Esta diferença é provavelmente devida a efeitos anelásticos e poderá variar de material para material.

Se faz então difícil prever valores do limite de escoamento em materiais pré-deformados. Espera-se, porém, que a curva $\sigma_{e 0,2} \times r$ seja semelhante à Curva Tensão Verdadeira x Deformação Verdadeira, mas ficando um pouco abaixo da mesma.

II.3.3 Variação do Alongamento Percentual

Para a determinação do alongamento percentual é necessário considerar a área inicial da seção transversal do corpo de prova, já que a base de medida depende da citada área ⁽⁴⁸⁾. É por isso que a variação do alongamento por pré-tração só pode ser avaliado antes do início da estrição.

Observa-se experimentalmente que a pré-deformação por tração causa um decréscimo no alongamento percentual do material.

Para reduções de área antes do início da estrição pode-se tentar prever o alongamento através da seguinte expressão:

$$A_1 = (\exp [\epsilon_u - \epsilon_1] - 1) 100 + \frac{e_{nu}}{\sqrt{1 - r_1/100}} \quad (II.3.3)$$

Onde ϵ_1 = deformação logaritmica
 ϵ_u = deformação logaritmica uniforme
 e_{nu} = alongamento percentual não uniforme

Observa-se que não é possível prever o novo valor do alongamento sem um conhecimento prévio de e_u e e_{nu} .

II.3.4 Variação do Coeficiente de Estrição

O coeficiente de estrição Z depende fundamentalmente da área final da fratura do corpo de prova que corresponde ao ponto F na Fig. II.3.1.

No caso de pré-tração, esta área seria a mesma independentemente da área inicial. Para reduções anteriores ao início de estrição, por exemplo, uma redução de área r_1 o coeficiente de estrição vale

$$Z_1 = \frac{A_1 - A_f}{A_1} \times 100 = 1 - \frac{(1 - Z_o/100)}{(1 - r_1/100)} \quad (\text{II.3.4})$$

Onde A_f = área na fratura

Z_o = coeficiente de estrição do material com pré-deformação zero.

De acordo com a expressão II.3.4 o coeficiente de estrição cai continuamente com a redução de área.

II.3.5 Conclusões

Enquanto a deformação é uniforme, é possível realizar uma previsão das variações do limite de resistência σ_t , do alongamento percentual A_p e do coeficiente de estrição Z .

Tudo analisado nesta seção considerou que as condições de pré-tração (temperatura e velocidade de deformação) eram idênticas às do ensaio posterior. Caso as condições sejam diferentes, as previsões de σ_t , A_p e Z são difíceis ⁽⁴⁸⁾. Um estudo completo sobre as variações das propriedades mecânicas, causadas por pré-tração pode ser encontrado na referência ⁽⁴⁸⁾.

II.4 Previsão das Propriedades Mecânicas de Produtos Trefilados

Anteriormente foi analisada a variação causada por pré-tração, nas propriedades mecânica dos metais. Como já foi dito, a deformação provocada pela pré-tração é homogênea até o início da estricção, permitindo então realizar uma previsão da variação das propriedades mecânicas nos materiais pré-tracionados.

Quando se tem condições de pré-deformação diferentes daquelas do ensaio de tração, como por exemplo, pré-deformação por trefilação, ou laminação, a situação é muito mais complexa. Existe alguma literatura na qual é analisado o problema da previsão das propriedades mecânicas sob tração de materiais trefilados, não existindo porém, trabalhos sobre previsão de propriedades em materiais laminados, onde as condições de deformação são diferentes. Uma análise completa e crítica sobre a previsão de propriedades mecânicas sob tração de barras e arames trefilados encontra-se na referência ⁽⁴⁹⁾.

A literatura existente considera, às vezes, que a deformação externa sofrida por um metal na trefilação é a mesma que se a deformação tivesse sido imposta por tração ⁽⁵⁰⁾. Porém, isto não acontece, já que a deformação no caso da trefilação não é uniforme na seção transversal do material. É necessário então, definir (como já foi visto) uma deformação média $\bar{\epsilon} = \phi \epsilon$, a qual deve ser considerada para avaliar as propriedades mecânicas do produto obtido em vez de utilizar somente ϵ .

Baseados na referência ⁽⁴⁹⁾ será feito agora um resumo sobre a previsão das propriedades mecânicas sob tração de produtos trefilados.

II.4.1 Previsão das Propriedades Mecânicas de Materiais Tre- filados num só Passe

II.4.1.1 Previsão do Limite de Escoamento ($\sigma_{e 0,2}$)

Num material cuja curva tensão.deformação é dada por uma equação do tipo $\sigma = \sigma_0 \epsilon^m$ pode-se prever que o limite de escoamento do mesmo deverá ser

$$\sigma_{e 0,2} = \sigma_0 (\phi_{e 0,2})^m \quad (\text{II.4.1})$$

Na referência ⁽²⁸⁾ o valor de σ_0 utilizado ao longo de toda a análise é aquele definido por Caddell e Atkins

$$\phi_{CA} = C_1 + C_2 \Delta$$

$$\text{Onde } C_1 = 1,79 \sigma_0^{-0,1} m^{0,28}$$

$$C_2 = 0,357 \sigma_0^{-0,054} m^{0,76}$$

Sendo σ_0 dado em kgf/mm²

Valor este, teórico, que fornece resultados concordantes com o método experimental de superposição de curvas tensão - deformação ao nível 0,2 de deformação utilizado na determinação de ϕ (Figura II.4.1).

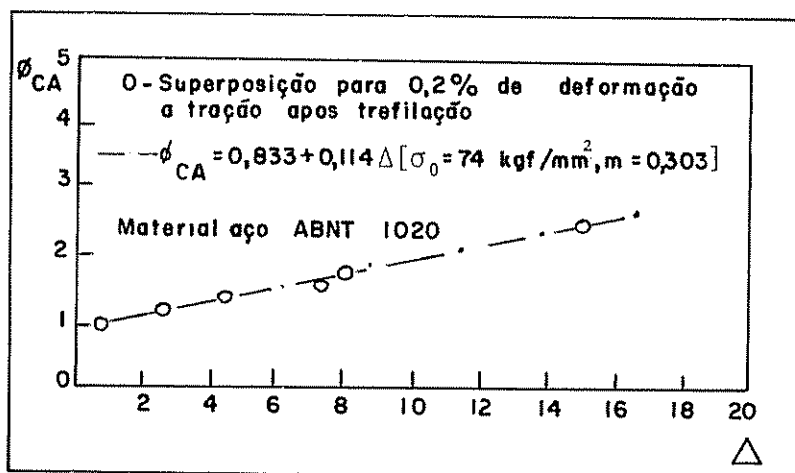


Fig. II.4.1 Comparação entre as previsões de Caddell e Atkins e observações experimentais ⁽⁵¹⁾.

II.4.1.2 Previsão do Limite de Resistência (σ_t)

Devem-se distinguir dois casos:

a) A deformação média na trefilação ($\bar{\epsilon}$) menor que a deformação uniforme na tração pura (ϵ_u).

Neste caso continua válida a equação

$$\sigma_{t_1} = \sigma_{t_0} (\exp \epsilon) = \frac{\sigma_{t_0}}{1 - \frac{r_1}{100}}$$

(II.4.2)

b) $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$

Alguns autores consideram que o material torna-se, neste caso, instável à ulterior deformação por tração instaurando-se rapidamente a estricção. Porém, um exame da Fig. II.4.2 mostra que a transição não acontece para $\phi_{CA} \epsilon - \epsilon_u = 0$, e sim para $\bar{\epsilon} < \epsilon_u$. (aproximadamente para $\bar{\epsilon} - \epsilon_u = -0,10$).

Poder-se-ia então, considerar que $\sigma_t = \sigma_{e 0,2}$, com o qual aceita-se tacitamente que $\epsilon_u = 0$ na posterior tração, o qual não é necessariamente verdade (49).

A Fig. II.4.2 ilustra a variação de $(\sigma_t - \sigma_{e 0,2})$ com $(\phi_{CA} \epsilon - \epsilon_u)$

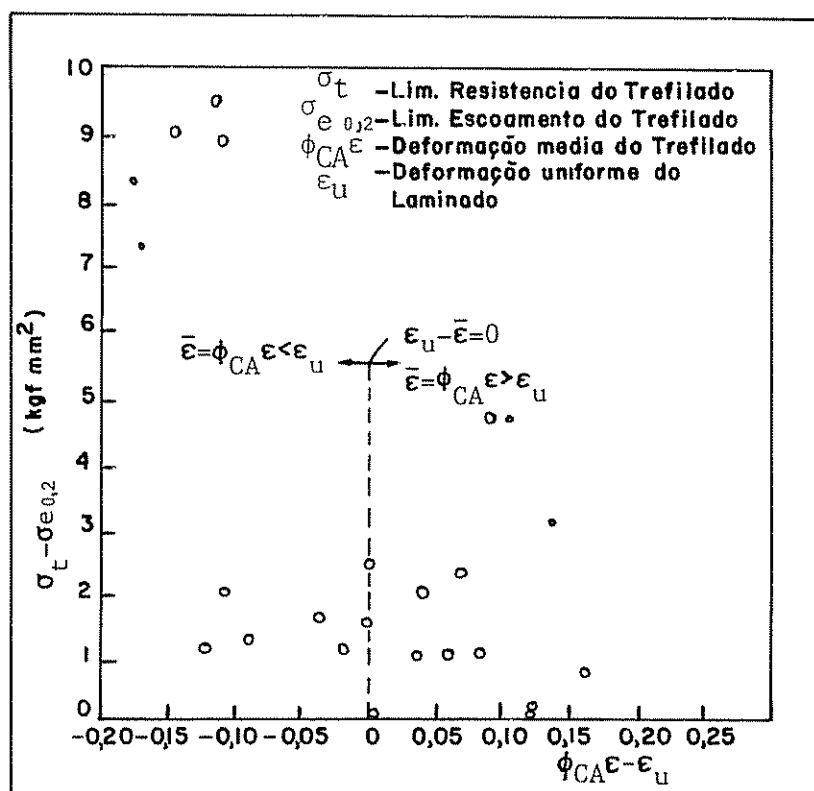


Fig. II.4.2 Variação de $\sigma_t - \sigma_{e 0,2}$ com $\phi_{CA} \epsilon - \epsilon_u$ (49)

Pode-se ver que a igualdade entre σ_t e $\sigma_{e 0,2}$ não acontece para $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$, sendo mais razoável considerar ⁽⁴⁹⁾

$$\sigma_t = \sigma_{e 0,2} + (1 \text{ a } 2) \text{ Kgf/mm}^2 \quad (\text{II.4.3})$$

II.4.1.3 Previsão do Alongamento Percentual (A'p)

Deve-se considerar neste caso duas alternativas:

a) $\bar{\epsilon} \leq \epsilon_u$

Nesta situação podemos considerar

$$A'p = [\exp [\epsilon_u - \bar{\epsilon}] - 1] 100 + \frac{e_{nu}}{\sqrt{1 - \frac{r_1}{100}}} \quad (\text{II.4.4})$$

Onde ϵ_u = deformação logaritmica uniforme

$\bar{\epsilon}$ = deformação média na seção transversal.

b) $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$

Neste caso Cetlin ⁽⁴⁹⁾ considera que possivelmente o processo de formação de estricções em um material trefilado, e assim com camadas superficiais mais encruadas, difira daquele encontrado num material deformado homogeneamente. Portanto, dever-se-ia em pregar não a deformação média na seção transversal do trefilado ($\epsilon \phi$) mas talvez a máxima deformação na seção, uma vez que é provável que aí se inicie a estricção por encontrar-se essa região na superfície do material. Conhecida a deformação máxi-

ma na seção seria definido um máximo dado por

$$\phi_{\text{máx}} = \frac{\epsilon_{\text{máx}}}{\epsilon} \quad (\text{II.4.5})$$

Então

$$e_u^{\text{tref}} = [\exp (\epsilon_u - \epsilon^{\phi_{\text{máx}}}) - 1] 100$$

Onde ϵ_u = deformação logarítmica uniforme

$\epsilon^{\phi_{\text{máx}}}$ = deformação máxima na seção transversal

A expressão II.4.5 seria válida até $e_u^{\text{tref}} \geq 0$. Quando a expressão for menor que zero, e_u^{tref} assumirá um valor constante em torno de 0,01⁽⁴⁹⁾.

O termo $e_{\text{nu}} / \sqrt{1 - r/100}$ da equação II.4.4, em princípio deve permanecer inalterado para $\bar{\epsilon} \leq \epsilon_u$, caso o processo de estrição e fratura do trefilado seja análogo ao do material pré-tracionado.

Quando $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$, acredita-se que o material forme uma estrição mais curta que a do pré-tracionado, devido a que a capacidade de encruamento do trefilado para $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$ no início da estrição, é menor que no caso da pré-tração no mesmo instante⁽⁴⁹⁾.

Caso esta suposição seja correta, o valor de $e_{\text{nu}}^{\text{tref}}$ (medido experimentalmente) deve estar abaixo do previsto pelo termo

$$e_{\text{nu}} / \sqrt{1 - r/100}$$

Resultados experimentais⁽⁴⁹⁾ mostram que no caso do aço SAE 1212 para $\bar{\epsilon} < \epsilon_u$, $e_{\text{nu}} / \sqrt{1 - r/100}$ é sistematicamente maior que

e_{nu}^{tref} , enquanto que para $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$, como era de esperar, o valor de e_{nu}^{tref} cai, sendo que $e_{nu}/\sqrt{1 - r/100}$ superestima esta grandeza de forma ainda mais grosseira. Pelo exposto, o valor A_p calculado através da equação II.4.4 será sempre maior que o medido experimentalmente. Isto pode ser visto no Fig. II.4.3.

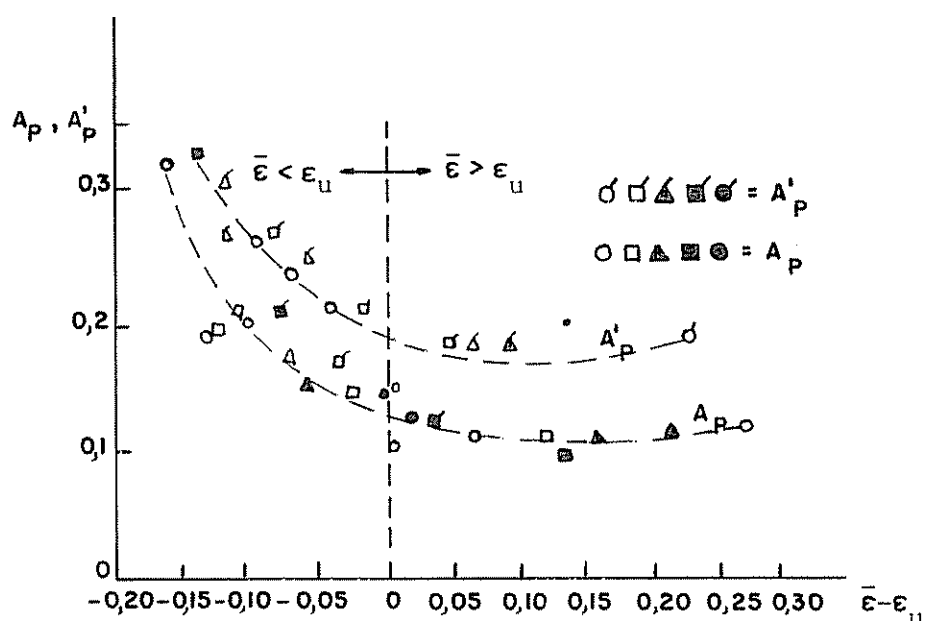


Fig. II.4.3 Variação de A_p e A'_p com $\bar{\epsilon} - \epsilon_u$ para aço SAE 1212⁽⁴⁹⁾

II.4.1.4 Previsão do Coeficiente de Estricção (Z)

Considerando a Fig. II.3.1 vemos que no caso da pré-tração já houve estricção no metal de B até C, com o qual estabeleceram-se estados triaxiais de tração que são os responsáveis pela fratura sob tração⁽⁴⁹⁾. No caso da trefilação, até o início da de formação por tração, o material não apresentava estricção, e como para acontecer fratura dúctil é necessário estabelecer uma estricção, o valor de Z não será nulo, muito embora os valores de r por trefilação, sejam da ordem de 90 a 95 %. Espera-se en

tão, que o valor de Z para trefilados seja maior que para pré-tracionados para a mesma redução de área e especialmente quando $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$.

Devido ao fato já mencionado, de que provavelmente quanto maior seja a redução, mais curta será a estricção, e que quanto mais curta for a mesma, maiores serão os estados triaxiais ⁽⁴⁹⁾, o valor de Z diminuirá com a redução por trefilação.

Toda a análise realizada até agora neste capítulo, refere-se às propriedades mecânicas obtidas através de trefilação em um só passe. Será visto agora o que acontece quando a deformação heterogênea é introduzida através de passes múltiplos.

II.4.2 Previsão de Propriedades Mecânicas de Materiais Após Passes Múltiplos de Trefilação

Em princípio, a previsão poderia ser feita através das mesmas técnicas utilizadas para um só passe. O maior problema, porém, é a determinação do parâmetro ϕ_{oi} , onde i corresponde ao estado do material após i -ésimo passe. Isto ainda não tem solução teórica particularmente devido ao fato que o processamento de um material em passes múltiplos parece encruar menos o mesmo que se a deformação tivesse ocorrido por tração ⁽⁵²⁾ ⁽⁵³⁾. Este fato pode ser atribuído ao exposto no item II.1.1.4 ou à atuação de mecanismos de deformação do tipo proposto por Shaw ⁽⁵⁴⁾, que envolvem amaciamento. Shaw postulou que a elevadas deformações comecem a se formar microtrincas nos pontos de concentração de tensões onde as deslocções encontram-se empilhadas. Estas microtrincas não se estenderiam até a superfície e poderiam se "soldar" quando as pressões nas trincas forem suficientemente gran-

des. Porém, durante o intervalo no qual a trinca existe, a área perto da trinca torna-se rígida e se movimenta como um bloco. Consequentemente, a deformação plástica cessa momentaneamente até que a trinca se solda. É possível então, que nas áreas fortemente deformadas, como por exemplo, a camada superficial de materiais trefilados, o movimento de regiões com microtrincas e de regiões sem elas resulte em um endurecimento efetivo menor que aquele correspondente à deformação observada.

Pelo exposto na maioria dos casos, quando se pretende avaliar as propriedades após passes múltiplos, realizam-se diferentes operações de trefilação e medem-se as propriedades do material após estes procedimentos.

II.4.2.1 Previsão dos Limites de Escoamento e de Resistência

Contrariamente ao esperado, para a mesma redução total de área, a trefilação efetuada através de vários passes leves, conduz a limites de escoamento e de resistência abaixo dos obtidos mediante um passe pesado ou mesmo por tração pura. Este fato está ilustrado na Fig. II.4.4.

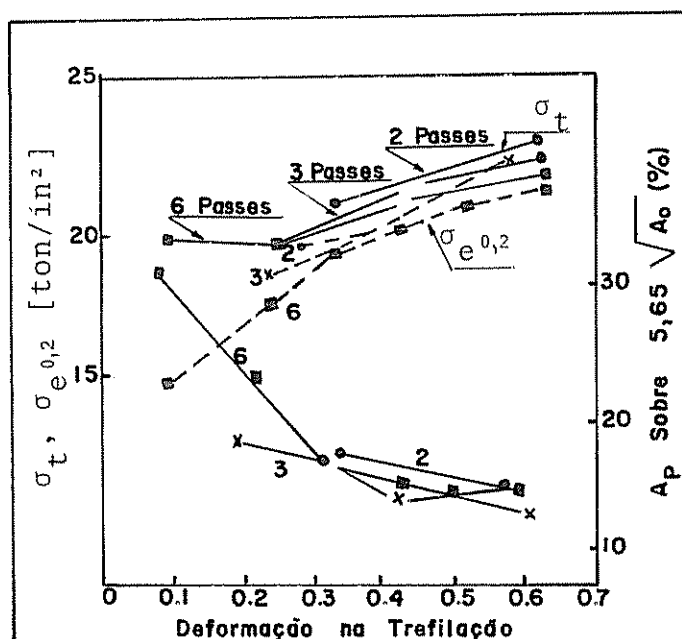


Fig. II.4.4 Variação de Propriedades mecânicas do cobre com a sequência de passes (55).

II.4.2.2 Previsão do Alongamento Percentual

Seguindo-se indicação na literatura (56), poder-se-ia, para cada passe, calcular $\Phi = 0,88 + 0,195 \Delta$ teoricamente, calcular $\bar{\epsilon} = \Phi \epsilon$ e então somar todos estes valores para obter a deformação total, e daí calcular o alongamento percentual residual através de um monograma (49). Porém, segundo Cetlin (49), a utilização de Φ para o cálculo de $\bar{\epsilon}$ é problemática. É interessante o fato observado segundo o qual o alongamento percentual depende da sequência de passes, obtendo-se maior ductilidade para passes mais pesados (Fig. II.4.4). O fato é notável, pois passes mais pesados não só aumentam a resistência do material, como também sua ductilidade.

A situação, segundo Cetlin ⁽⁴⁹⁾ poderia ser explicada através da distribuição de deformação na seção transversal da barra. Vários passes leves talvez provoquem menor deformação média na seção da barra em relação a um passe pesado, diminuindo sua resistência. Por outro lado, podem gerar deformações muito altas na superfície induzindo uma estrição prematura e queda em e_u^{tref} . Outra possibilidade seria a diferente textura cristalográfica gerada por passes pesados.

II.4.2.3 Previsão do Coeficiente de Estrição

Não existe até hoje previsão teórica para o coeficiente de estrição. Alguns dados experimentais podem ser encontrados na referência ⁽⁴⁹⁾, através dos quais são postuladas equações para diferentes materiais da forma

$$Z_1 = Z_0 - Kr$$

Onde K é um parâmetro que depende do material
 r a redução

Z_0 o coeficiente de estrição do material com pré-deformação zero.

Estas equações, porém, tem validade limitada.

II.5 O Ensaio de Microdureza

Na determinação da macrodureza em materiais cristalinos, os valores obtidos representam, em geral, uma média dos valores individuais de cada um dos cristais atingidos durante o processo de penetração ⁽⁵⁷⁾. Por outro lado, se for necessário determinar

a dureza individual dos cristais ou de regiões muito pequenas do espécimen, então será necessária a utilização de cargas suficientemente baixas. Como a região afetada por este tipo de determinação é muito pequena, as medições necessárias para obter os valores da dureza devem ser realizadas sob o microscópio. Este tipo de ensaio é conhecido como "ensaio de microdureza".

II.5.1 Dureza à Penetração

Em termos gerais, a dureza é definida como a resistência que uma substância sob teste opõe à penetração por um outro corpo sob ação de uma carga. Obviamente a resistência à penetração está relacionada de alguma maneira com a tensão média de escoamento do material considerado numa determinada faixa de deformação. A relação funcional depende da geometria do penetrador e das condições físicas do ensaio ⁽⁵⁸⁾.

Os resultados obtidos por meio dos ensaios de penetração dependem também da velocidade de aplicação da carga sobre a ferramenta e do tempo em que esta ferramenta é mantida sobre a superfície. Verifica-se experimentalmente que sob a ação de uma carga constante P, uma dimensão linear da impressão é dada aproximadamente por

$$d = K t^n$$

(II.5.1)

Sendo t o tempo de manutenção da carga

K e n fatores que dependem do material e da grandeza de P ⁽⁵⁸⁾.

A medida da dureza à penetração define-se como o valor relativo

que mostra quão grande deverá ser a força atuante sobre o penetrador, expressa em Kgf(P) para produzir no material sendo testado, uma impressão definida e permanente com uma área superficial (S) de 1 mm², isto é,

$$H = \frac{P}{S} \quad [\text{Kgf/mm}^2] \quad (\text{II.5.2})$$

II.5.1.1 A Dureza Vickers

O procedimento emprega um penetrador de diamante em forma de uma pirâmide de base quadrada e um ângulo de 136° no vértice (Fig. II.5.1). Tal penetrador é aplicado perpendicularmente à superfície cuja dureza se deseja medir, sob ação de uma carga P. Esta carga é mantida durante um certo tempo após o qual é retirada e medida a diagonal d da impressão que ficou sobre a superfície da amostra (Fig. II.5.1). De posse da medida da diagonal da impressão poder-se-ia calcular a área da mesma através de

$$S = \frac{d^2}{2} \times \frac{1}{\sin 136^\circ/2} \quad [\text{mm}^2] \quad (\text{II.5.3})$$

resulta então

$$HV = \frac{2P \sin 68^\circ}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad [\text{Kgf/mm}^2] \quad (\text{II.5.4})$$

Onde P se expressa em Kgf e d em mm.

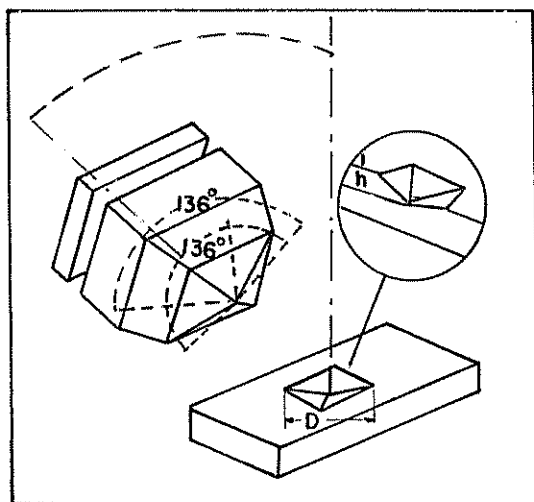


Fig. II.5.1 Penetrador Vickers.

II.5.2 Macro dureza independente da carga

Se a dureza à penetração for determinada com grandes cargas, isto é, cargas maiores a 10 Kgf, de modo que a impressão da pirâmide tenha como diagonal 0,1 a 2,0 mm, chamar-se-á macrodureza. Em tais determinações, para o mesmo material, são obtidos aproximadamente os mesmos resultados independentemente da carga utilizada. Portanto, a macrodureza é uma constante do material. Nesse caso a lei de similaridade de Kick é válida. Conforme essa lei

$$P = a d^2 \quad (II.5.5)$$

ou

$$d = \sqrt{\frac{P}{a}} \quad (II.5.6)$$

Onde o fator a é uma constante cujo valor só depende do material sob teste e da forma do penetrador.

A diagonal da impressão é portanto, proporcional à raiz quadrada da carga empregada, sempre e quando as formas das impressões produzidas sob cargas variadas sejam similares umas às outras como realmente acontece no método de Vickers.

Combinando as equações II.5.4 e II.5.5 obtem-se para o valor de macrodureza independente da carga, conforme o método Vickers.

$$HV = 1,8544 \ a \ [Kgf/mm^2] \quad (II.5.7)$$

II.5.3 Microdureza dependente da carga

O método de medição de microdureza, como já foi mencionado, é empregado para a determinação da dureza em volumes de material muito pequenos (nível microscópico). Este método pode empregar um penetrador piramidal igual ao empregado no método Vickers, operando com carga de 5 grf a 1000 grf. A velocidade de aplicação da carga é normalmente de 1 mm por minuto ou menor e o período de contato pode variar de 5 segundos para aços tratados, a 15 segundos para materiais moles como o cobre. Maiores períodos são utilizados para plásticos e outros materiais que escoam consideravelmente ⁽⁵⁹⁾.

O valor da dureza é obtido através da seguinte expressão

$$HV_M = 1854,4 \ \frac{P}{d^2} \ [kgf/mm^2] \quad (II.5.8)$$

Onde P se expressa em grf e d em μm .

Na microdureza as relações são diferentes daquelas encontradas em macrodureza. Conforme já foi mencionado, a macrodureza é uma constante do material, a qual é independente do valor da carga empregada, e para a qual é válida a lei de similaridade de Kick. Em microdureza, por outro lado, na maioria dos casos, são obtidos valores que variam com a carga empregada e, de fato, quase sempre com o uso de cargas menores são obtidos valores mais altos de dureza.

Em microdureza portanto, a "dureza" é uma propriedade do material dependente do valor da carga, e em vez da lei de Kick prevalece a relação exponencial de Meyer. De acordo com ela

$$P = a d^n \quad (\text{II.5.9})$$

ou

$$d = \sqrt[n]{\frac{P}{a}} \quad (\text{II.5.10})$$

Onde o expoente " n ", o chamado "expoente de Meyer", é uma constante dependente do material sob teste, enquanto o fator " a " tem a mesma significação que na relação de Kick. A diagonal da impressão é portanto, proporcional à raiz n da carga usada.

Combinando as equações II.5.8 e II.5.9 para a idéia de microdureza dependente da carga conforme o método Vickers obtem-se

$$HV_M = 1854,4 d^{n-2} a \text{ [kgf/mm}^2\text{]} \quad (\text{II.5.11})$$

O expoente n pode ser menor, igual ou maior do que 2. Seu valor afeta a microdureza como segue

a - Se $n < 2$, então com menores cargas são obtidas durezas maiores. A microdureza é dependente da carga.

b - Se $n = 2$ (muito raramente) então a microdureza é independente da carga

c - Se $n > 2$ (muito raramente) então com menores cargas são obtidas menores durezas. A microdureza é dependente da carga.

II.5.3.1 A Linha Meyer

A equação II.5.9 dá a relação entre uma carga conhecida e a diagonal da base de impressão que o penetrador de diamante produz no espécime sob ação dessa carga. Presume-se nessa fórmula que o expoente n é aproximadamente constante para um dado material. Tomando-se os logarítmos correspondentes, obtém-se uma equação linear relativa a $\log P$ vs $\log d$

$$\log P = n \log d + \log a \quad (\text{II.5.12})$$

Esta equação é representada num sistema logarítmico como uma linha reta, sendo que esta linha é chamada de "Linha Meyer" (Figura II.5.2.1). Se todas as medições realizadas fossem ideais e completamente livre de erros, então a linha Meyer seria a localização das cargas correspondentes a todas as diagonais de impressões possíveis.

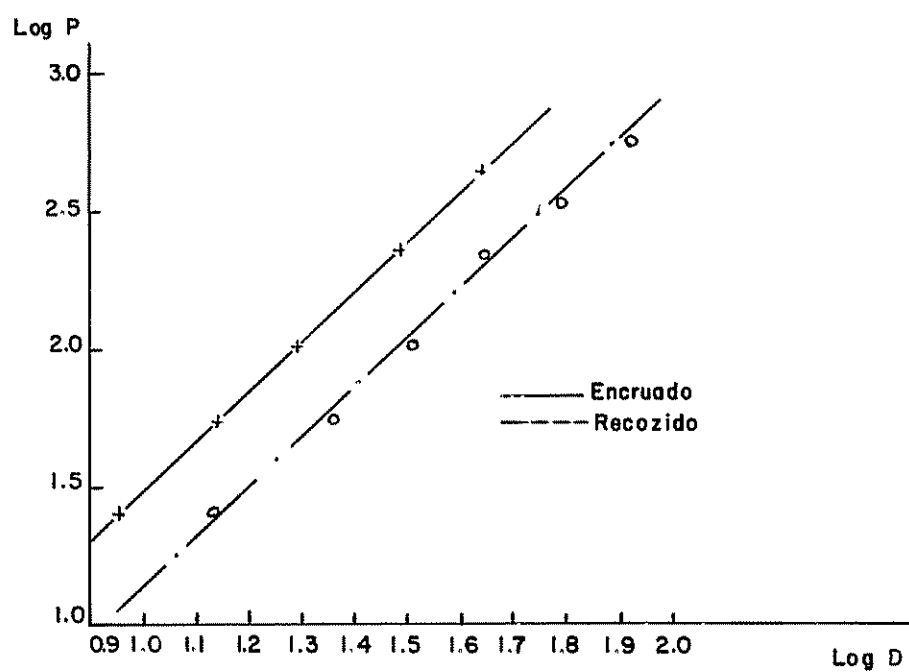


Fig. II.5.2.1 Linha Meyer para aço AISI 304 encruado e recozido

III . TÉCNICAS E RESULTADOS EXPERIMENTAIS

III.1 Determinação das condições de ensaio para as medidas de microdureza

A determinação das condições de ensaio no processo de medição da microdureza implica na fixação dos valores da carga a aplicar ao penetrador e do tempo durante o qual esta carga é aplicada. A fim de fixar essas duas variáveis de forma tal a minimizar os erros nas medições e obter valores de microdureza comparáveis diretamente para diferentes cargas de ensaio foram realizados uma série de testes que se relatam a seguir.

III.1.1 Determinação da carga de ensaio

Amostras de aço inoxidável tipo AISI 304, tanto em estado recozido como encruado, foram ensaiadas variando a carga aplicada sobre o penetrador com um tempo de aplicação da carga de 20 segundos. Os valores da dureza obtidos em função da carga encontram-se locados na Figura III.1.1 .

Pode-se ver que até cargas de 500 grf a microdureza do material, tanto o encruado como o recozido, depende da carga utilizada, isto é, prevalece a relação exponencial de Meyer ($P = ad^n$). A forma de variação da microdureza com a carga é a mesma para os dois estados do material, diminuindo com o aumento da carga. Para cargas maiores de 500 grf o valor da dureza começa a ser independente da carga prevalecendo para este caso a Lei de Kick ($P = ad^2$), inclusive para valores de carga correspondentes a ensaios de dureza normais (5 kgf, 10 kgf). Pelo exposto, a utilização de cargas maiores que 500 krf permitiria em princípio, fazer comparações de valores de microdureza com valores obtidos em ensaios normais de dureza Vickers.

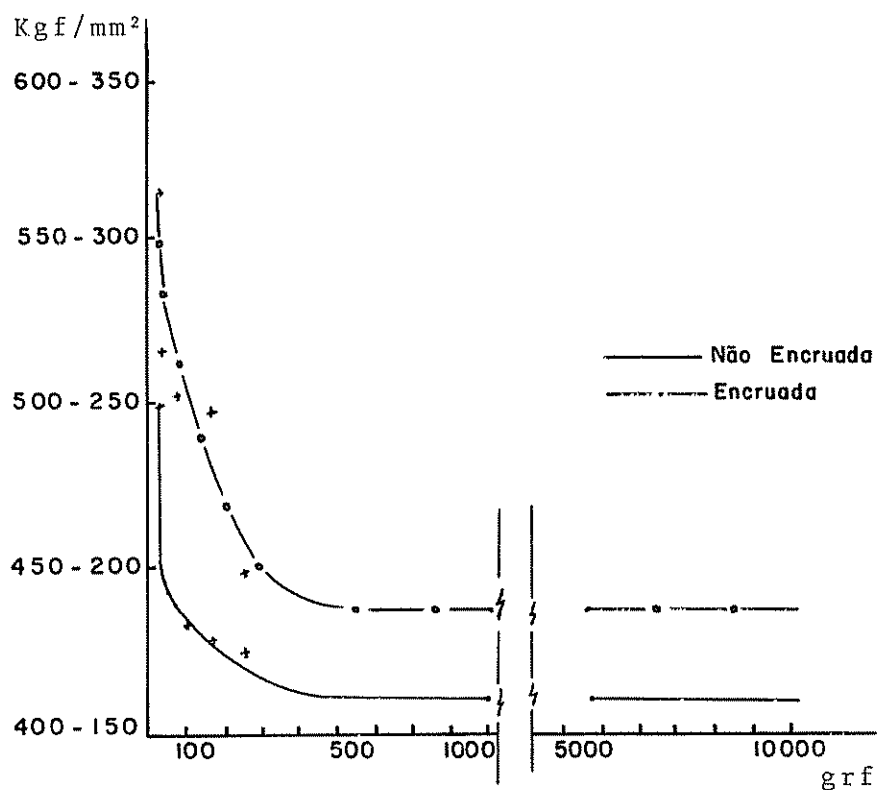


Fig. III.1.1 Variação no valor da microdureza em função da carga de ensaio.

Por outro lado, e como já foi colocado no item II.5.3, o valor da microdureza está determinado pela seguinte equação

$$HV = 1854,4 \frac{P}{d^2} \quad (II.5.8)$$

Diferenciando esta expressão obtem-se

$$\frac{dHV}{dd} = - 3708,8 \frac{P}{d^3} \quad (III.1.1)$$

Isto é, a variação no valor da microdureza devida a uma variação

no comprimento da diagonal da impressão, aumenta com o aumento da carga de ensaio e diminui com o cubo do comprimento da diagonal da impressão. Devido a isto pode-se concluir que qualquer erro cometido durante o processo de medição da diagonal da impressão terá menos influência sobre o valor da microdureza para valores maiores do comprimento dessa diagonal, portanto, é conveniente trabalhar com as maiores cargas compatíveis com o material sendo ensaiado, já que maiores cargas produzem maiores impressões para um dado valor da dureza.

Voltando à equação III.1.1 pode-se ver também que para uma determinada carga de ensaio o erro introduzido no cálculo do valor da microdureza devido a um dado erro cometido durante o processo de medição da diagonal da impressão depende do valor da medida da diagonal, ou dito de outra forma, do valor da microdureza. O erro absoluto aumenta com o aumento da microdureza e vice versa. Por todo o exposto acima será utilizada em todas as determinações de microdureza uma carga de 1000 grf.

III.1.2 Determinação do tempo de aplicação da carga

O material tanto em estado recozido como encruado foi ensaiado utilizando uma carga de 1000 grf e variando o tempo de aplicação da mesma. Através deste processo determinou-se que o tempo mínimo de aplicação da carga para obter valores de microdureza repetitivos deveria ser maior que 10 segundos, portanto foi escolhido o tempo de 15 segundos para ser utilizado como tempo de aplicação da carga ao longo de todo o presente trabalho.

III.2 Controle e Tratamento Térmico do Material

Aço inoxidável tipo AISI 304, cuja composição química é indicada na Tabela III.2.1., proveniente de uma placa laminada a quen

te de espessura nominal 15,8 mm foi cortado transversal à direção de laminação com plasma para obter amostras de 550 mm x 40 mm. Essas amostras foram logo usinadas até as dimensões finais de 550 mm x 34 mm.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N ₂	Mo
0,08	1,37	0,44	0,036	0,006	18,31	8,10	0,035	0,08

TABELA III.2.1 Composição Química do Material

As amostras foram recozidas num forno contínuo com atmosfera inerte durante 107 minutos a uma temperatura de 815 °C.

Após o tratamento térmico foram determinadas, em amostras representativas do lote, as propriedades mecânicas do material. Os valores médios das mesmas encontram-se registrados na Tabela III.2.2 .

$\sigma_{e_{02}}$ [MPa]	σ_t [MPa]	A_p % (5,65 $\sqrt{A_0}$)	e_u %	e_{nu} %	Z %	HV $\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$ [1000 grf]	HV $\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$ [10 kgf]
232 $\pm$ 5	599 $\pm$ 5	54,8	45,1	9,7	63,7	150 $\pm$ 4,0	150 $\pm$ 3,0

TABELA III.2.2 Propriedades Mecânicas do Material Recozido.

Os testes de tração foram realizados com uma velocidade máxima de tensionamento de 6 N/mm² seg e a uma temperatura constante de 25 °C.

Os ensaios de microdureza foram realizados num microdurômetro automático, utilizando uma carga de 1000 grf aplicada durante 15 segundos.

O alongamento uniforme foi determinado através de medições do alongamento total ($A_p = e_u + e_{nu}$) em duas bases de medida e calculado logo mediante a seguinte expressão (60):

$$e_u = \frac{A \cdot x \cdot A_{pA} - B \cdot x \cdot A_{pB}}{A - B} \quad (\text{III.2.1})$$

Onde A e B são as duas bases de medida do alongamento total.

III.3 Propriedades Mecânicas do material pré-deformado por tração

Corpos de prova do material em estudo foram pré-deformados por tração até obter diferentes reduções de área. Os corpos de prova foram descarregados e em função da nova área da seção transversal foi marcada a base de medida para determinação do alongamento porcentual. Essa nova base de medida foi escolhida como $L_0 = 5,65 \sqrt{A_0}$. Uma segunda base de medida de comprimento arbitrário foi marcada a fim de poder determinar o alongamento porcentual uniforme (e_u) e não uniforme (e_{nu}) segundo o exposto no item III.2. Antes da descarga foi medida a carga de escoamento do material correspondente à pré-redução imposta (Per_1) e calculada a tensão de escoamento (σ_{er_1}).

Após realizadas as pré-deformações os corpos de prova foram novamente recarregados a tração e levados até ruptura. Foram então determinadas as seguintes propriedades mecânicas:

- . Limite de Escoamento $(\sigma_{e_{0,2}})$
- . Limite de Resistência (σ_t)

e medidas as grandezas:

- . Alongamento Percentual após Ruptura (A_p)
- . Alongamento Percentual Uniforme (e_u)
- . Alongamento Percentual não Uniforme (e_{nu})
- . Coeficiente de Estricção (Z)

Os valores obtidos encontram-se resumidos na tabela III.3.1.

Nº	r[%]	ϵ [%]	A_p [%]	e_u [%]	e_{nu} [%]	σ_{er_1} [MPa]	$\sigma_{e_{0,2}}$ [MPa]	σ_t [MPa]	Z[%]
1	4,8	4,92	48,9	39,1	9,8	384 $\pm$ 5	372 $\pm$ 5	632 $\pm$ 5	62,0
2	10,4	10,9	39,4	29,4	10,0	502	489	669	60,6
3	12,5	13,3	36,5	26,3	10,2	565	553	690	59,6
4	15,9	17,3	32,9	22,4	10,5	620	606	719	56,6
5	20,9	23,4	24,5	13,9	10,6	738	716	752	54,0
6	23,4	26,7	22,8	11,8	11,0	763	748	786	53,8
7	30,9	37,0	12,1	0,8	11,3	860	844	869	46,0

TABELA III.3.1 Propriedades Mecânicas do material pré-deformado por tração.

Nesta etapa foi também levantada a curva σ x ϵ completa do material. Para medir os alongamentos foi construído e calibrado um extensômetro para grandes deformações ⁽⁶¹⁾. A curva obtida responde a seguinte equação:

$$\sigma \text{ [MPa]} = 199 \epsilon^{0,41} \quad (\text{III.3.1})$$

Onde ϵ deve ser expressado em percentual.

Devido a deficiências no ajuste da Equação III.3.1 para baixos valores de deformação a região compreendida entre 0 % e 5 % foi ajustada mediante a reta da Equação III.3.2

$$\sigma \text{ [MPa]} = 232 + 30,4\epsilon \quad (\text{III.3.2})$$

Onde o valor de 232 corresponde ao limite de escoamento do material recozido expressado em [MPa].

III.4 Determinação da relação HV x ϵ em corpos de prova pré-deformados por tração

Como já foi colocado na revisão bibliográfica, esta etapa visa a estabelecer a relação funcional existente entre a microdureza, medida na seção transversal de uma barra pré-deformada homogeneamente, e a deformação efetiva nessa seção, calculada a partir das dimensões iniciais e finais da área da seção transversal dessa barra. Esta relação foi determinada da seguinte forma:

Da seção transversal de corpos de prova pré-deformados por tração em percentagens diferentes foram retirados discos, nos

quais após uma preparação para exame metalográfico feita de tal forma de não introduzir deformações adicionais, foram realizadas uma série de medidas de microdureza. Estas medidas foram feitas nas condições determinadas no item III.1 .

Para obter valores da deformação efetiva maiores que 25 % foi necessário levar alguns corpos de prova até ruptura e retirar discos da seção transversal correspondente à região da estricção. Estes discos foram logo preparados e submetidos aos mesmos ensaios que os anteriores. Um resumo dos resultados das medições realizadas encontra-se na Tabela III.4.1, onde cada medida de microdureza corresponde à média de vinte determinações.

$\epsilon [\%]$	0	3,2	5,3	8,1	14,1	15,9
$\overline{HV} \left[\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right]$	$150 \pm 4,0$	$189 \pm 3,7$	$215 \pm 3,6$	$235 \pm 3,6$	$264 \pm 3,9$	$275 \pm 4,9$

$\epsilon [\%]$	20,9	25,1	38,0	50,1	58,9	70,9
$\overline{HV} \left[\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right]$	$287 \pm 5,3$	$300 \pm 6,9$	$335 \pm 8,2$	$350 \pm 9,5$	$369 \pm 9,8$	$385 \pm 9,9$

TABELA III.4.1 Microdureza correspondente a uma determinada deformação efetiva.

Com os valores obtidos foi traçado o gráfico HV vs ϵ da figura III.4.1 e foi ajustada uma curva do tipo $HV = K\epsilon^p$ a partir de uma deformação de 3,2 %. Entre valores de $0 \leq \epsilon < 3,2$ foi ajustada uma reta do tipo $HV = HV_0 + k'\epsilon$ já que não foi possível obter pontos experimentais para deformações menores que 3,2 %.

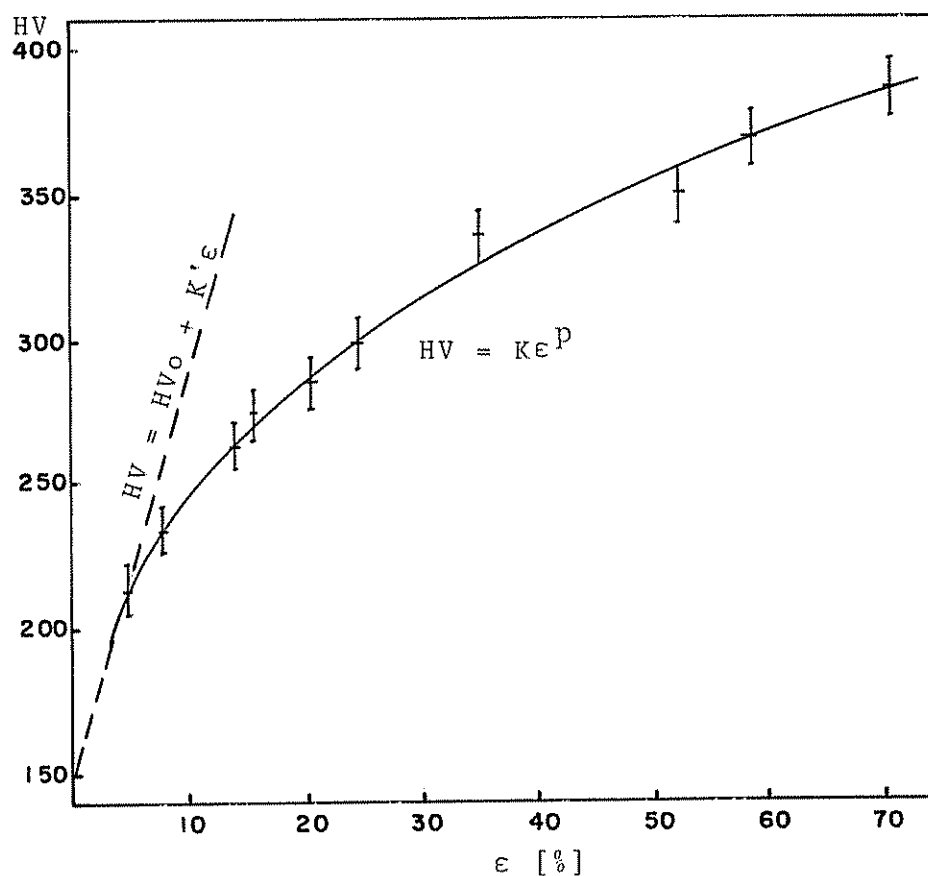


Fig. III.4.1 Relação experimental entre HV e ϵ

O ajuste da equação $HV = K\epsilon^p$ foi locado na Fig. III.4.2

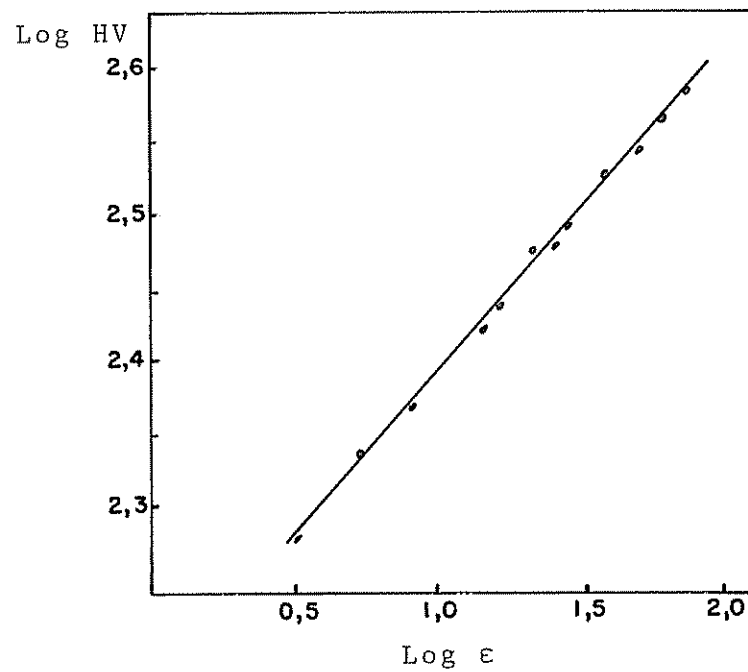


Fig. III.4.2 Relação Log HV x Log ϵ para ajuste da equação $HV = K\epsilon^p$.

Os resultados obtidos foram os seguintes:

$$\text{Relação HV x } \epsilon \text{ para } \epsilon \geq 3,16 \% \quad HV = 146,224 \epsilon^{0,2256}$$

$$\text{ou } \epsilon = 2,5279 \times 10^{-10} HV^{4,4329}$$

(III.4.1)

$$\text{Relação HV x } \epsilon \text{ para } 0 \leq \epsilon \leq 3,16 \% \quad HV = 150 + 12,342 \bar{\epsilon}$$

$$\text{ou } \epsilon = \frac{HV - 150}{12,342}$$

(III.4.2)

III.5 Laminações

Amostras de 550 mm x 34 mm x 16 mm foram laminadas num laminador Froolhing de carga máxima admissível 60 Toneladas e diâmetro dos cilindros 200 mm nas seguintes condições:

Temperatura : ambiente
 Velocidade de Laminação : 25 m x min⁻¹
 Lubrificante : seco

Nos casos nos quais a redução final foi obtida através de passes múltiplos as laminações foram realizadas sempre no mesmo sentido e de forma tal a conservar a mesma face do material em contato com um determinado cilindro do laminador. A máxima redução obtida num passe foi limitada pela potência do laminador. Para cada redução foram laminadas duas amostras. Um resumo das laminações encontra-se na Tabela III.5.1 . Na citada tabela , pode-se ver que algumas das reduções foram obtidas em 1, 2 e 3 passes. Apresenta-se também o valor de Δ para cada passe calculado mediante a equação II.2.2, isto é

$$\Delta = \frac{h_o}{4 R r} (2 - r)$$

Onde R = Raio dos cilindros do laminador
 r = Redução não percentual no passe considerado
 h_o = Espessura inicial da barra

AMOSTRA	1º PASSE			2º PASSE			3º PASSE			$\epsilon_t [\%]$	$r_t [\%]$
	$\epsilon [\%]$	$r [\%]$	Δ	$\epsilon [\%]$	$r [\%]$	Δ	$\epsilon [\%]$	$r [\%]$	Δ		
1	0,63	0,63	5,00	-	-	-	-	-	-	0,63	0,63
2	1,28	1,27	3,49	-	-	-	-	-	-	1,28	1,27
3	2,97	2,93	2,24	-	-	-	-	-	-	2,97	2,93
4	3,94	3,96	1,94	-	-	-	-	-	-	3,94	3,86
5	6,71	6,49	1,46	-	-	-	-	-	-	6,71	6,49
6	8,82	8,44	1,26	-	-	-	-	-	-	8,82	8,44
7	10,8	10,2	1,23	-	-	-	-	-	-	10,8	10,2
8	11,5	10,9	1,10	-	-	-	-	-	-	11,5	10,9
9	12,5	11,8	1,04	-	-	-	-	-	-	12,5	11,8
10	13,4	12,5	1,02	-	-	-	-	-	-	13,4	12,5
11	15,1	14,0	0,94	-	-	-	-	-	-	15,1	14,0
12	16,7	15,4	0,89	-	-	-	-	-	-	16,7	15,4
13	19,3	17,6	0,82	-	-	-	-	-	-	19,3	17,6
14	21,4	19,3	0,76	-	-	-	-	-	-	21,4	19,3
15	8,3	8,0	1,34	2,5	2,5	2,37	-	-	-	10,8	10,2
16	5,2	5,1	1,70	2,8	2,8	2,27	2,8	2,8	2,3	10,8	10,2
17	5,2	5,1	1,73	8,2	7,9	1,33	-	-	-	13,4	12,5
18	9,2	8,8	1,29	4,2	4,1	1,85	-	-	-	13,4	12,5
19	5,1	5,0	1,74	4,1	4,0	1,91	4,2	4,1	1,83	13,4	12,5
20	5,9	5,7	1,61	9,2	8,8	1,24	-	-	-	15,1	14,0
21	11,5	10,9	1,13	3,6	3,6	1,96	-	-	-	15,1	14,0
22	4,6	4,5	1,82	4,8	4,7	1,74	7,3	7,0	1,37	16,7	15,4
23	9,9	9,4	1,24	9,4	9,0	1,21	-	-	-	19,3	17,6
24	6,4	6,2	1,56	3,5	3,4	2,07	9,4	9,0	1,21	19,3	17,6
25	9,9	9,4	1,24	5,0	4,9	1,68	4,4	4,3	1,75	19,3	17,6
26	12,3	11,6	1,09	9,1	8,7	1,20	-	-	-	21,4	19,3
27	8,7	8,3	1,31	5,0	4,9	1,67	7,7	7,4	1,31	21,4	19,3

TABELA III.5.1 Condições de laminação de amostras de aço inoxidável tipo AISI 304.

III.6 Levantamento dos perfis de deformação

Após realizadas as laminações foram retiradas duas amostras, uma em cada extremo do corpo de prova a fim de determinar a distribuição de deformações na seção transversal. As amostras foram retiradas a uma distância de 50 mm das extremidades para permitir a entrada em regime durante o processo de laminação.

A necessidade de se levantar a distribuição de deformações na seção em vez do perfil, como acontece com materiais trefilados foi pesquisada, já que na laminação de barras a deformação não se processa em estado plano o que provoca variações da forma geométrica da seção transversal do corpo de prova tal como pode-se ver na Fig. III.6.1. Esta mudança na forma poderia provocar uma distribuição de deformações que leve a diferentes perfis de deformações em diferentes regiões da seção transversal.

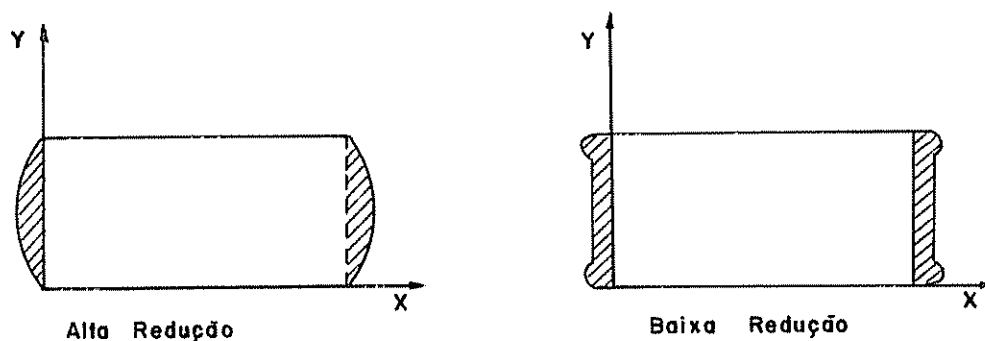


Fig. III.6.1 Forma da seção transversal após a laminação.

Para determinar o acima exposto, foi primeiramente retirada a região achurada da Fig. III.6.1, já que a mesma será também retirada durante a preparação dos corpos de prova de tração para posteriormente realizar medições de microdureza sobre uma mesma ordenada Y variando a posição da medição segundo o eixo X, isto é, ao longo da largura do corpo de prova na seção transversal do mesmo. Os valores obtidos para cada série de 20 me-

dições em diferentes corpos de prova encontravam-se todos na faixa de $\overline{HV} \pm 2,5 \%$, onde $\overline{HV}$ é o valor médio da microdureza para uma determinada ordenada Y de um determinado corpo de prova. A variação encontrada é relativamente pequena se comparada com a de um padrão de microdureza no qual a variação é de $\pm 1,2 \%$. Isto levou a considerar como válida a hipótese da existência de um único perfil de deformação na seção transversal.

Determinados os perfis de microdureza na seção transversal de cada amostra foram transformados em perfis de deformações utilizando as Equações III.4.1 e III.4.2, que relacionam HV e ϵ . Os mesmos foram locados num gráfico $\epsilon \times h$, como pode-se ver nas Figuras do Apêndice VII.1. Nos gráficos foram também representadas as possíveis faixas de variação de ϵ devido às variações encontradas nas medições de microdureza. O critério para fixar as ditas faixas será discutido posteriormente no item IV.1.

Em função dos valores máximos e mínimos de microdureza medidos na seção transversal dos diferentes corpos de prova foram calculados os fatores de heterogeneidade (FH), tal como definido em II.2.2, isto é:

$$FH \% = \frac{\text{Dureza máx. na seção transv.} - \text{Dureza mín. na seção transv.}}{\text{Dureza mínima na seção transversal}} \times 100$$

Os valores obtidos encontram-se na Tabela III.6.1

Um fato interessante de visualizar é como varia a distribuição de microdureza, e portanto ϵ em função da redução imposta. Para mostrar isso alguns dos perfis de deformação obtidos nas amostras laminadas num só passe foram locados juntos na Figura III.6.2. No gráfico não foram representadas todas as amostras devido a que algumas superposições existentes entre curvas e a necessidade de uma escala mais reduzida poderia criar

confusões na interpretação.

Amostra	1	2	3	4	5	6	7	8	9
FH %	10,90	16,67	17,28	20,73	15,28	15,61	19,52	15,94	14,06

Amostra	10	11	12	13	14	15	16	17	18
FH %	16,21	16,27	17,34	17,99	13,49	20,90	21,90	20,39	18,32

Amostra	19	20	21	22	23	24	25	26	27
FH %	18,65	23,86	20,61	20,90	19,13	21,45	24,82	17,35	14,92

TABELA III.6.1 Valores de FH para as amostras laminadas.

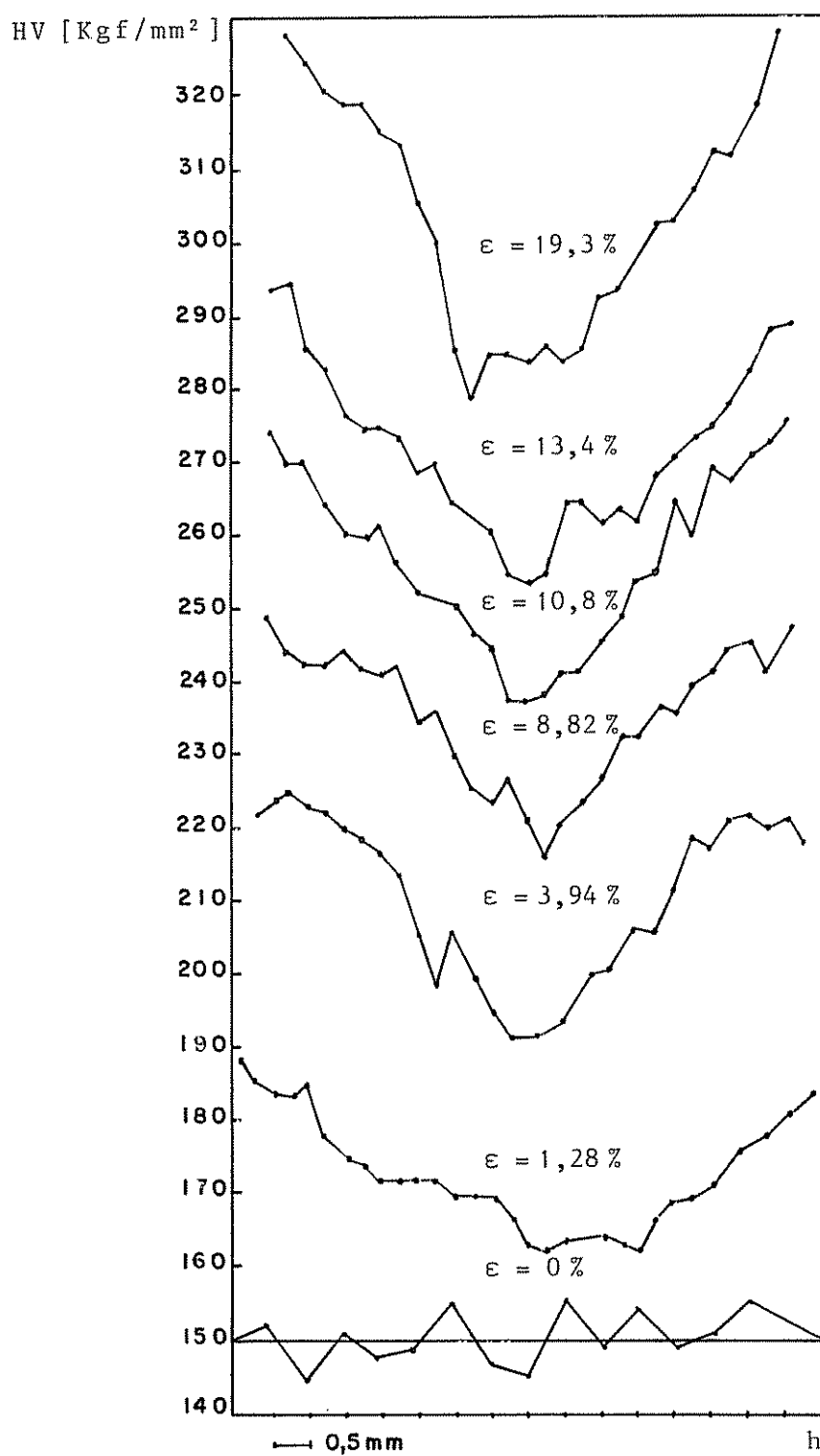


Fig. III.6.2 Variação da microdureza na espessura para diferentes valores de ϵ em Aço AISI 304 laminado num único passe.

III.7 Determinação da deformação média na seção $[\bar{\epsilon}]$ e cálculo dos coeficientes de deformação redundante $[\phi]$

Uma vez determinados os perfis de deformações na seção transversal dos corpos de prova laminados, o valor de $\bar{\epsilon}$ é calculado de forma tal que a área sob o retângulo de altura $\bar{\epsilon}$ seja igual à área sob o perfil de deformações (Fig. II.2.10).

Para determinar a área sob o perfil de deformações é necessário ajustar uma equação aos pontos experimentais e integrá-la entre $\pm h/2$, sendo h a espessura da amostra. Foram então determinados os polinômios do tipo $Y = K_0 + K_1X + \dots + K_pX^p$ que melhor se ajustam ao conjunto de pontos experimentais obtidos. Este ajuste foi realizado em cada uma das amostras para três conjuntos diferentes de pontos. Um deles corresponde ao valor médio enquanto que os outros dois conjuntos correspondem a um limite superior e outro inferior determinados pela dispersão dos resultados das medições devida à heterogeneidade do material e aos erros cometidos durante o processo de medição (vide IV.1).

O método utilizado para o referido ajuste foi o dos mínimos quadrados. Com referência a este método deve-se tomar especial cuidado de procurar polinômios de "melhor ajuste" de grau não muito elevado, já que a matriz das equações normais utilizada para o cálculo dos coeficientes torna-se mal condicionada quando o grau do polinômio cresce, isto é, o determinante da matriz tende a zero. Devido a este fato é mais oportuno procurar ajustes com polinômios cujo grau seja menor do que 6⁽⁶²⁾.

O cálculo dos coeficientes dos polinômios de melhor ajuste foi realizado mediante um programa de computador que além de fornecer os ditos coeficientes calcula os erros absolutos e relativos existentes entre os pontos experimentais e os teóricos de-

terminados através do polinômio. Outro dado importante que fornece o programa, e que pode ser utilizado como critério para escolher o polinômio de melhor ajuste é o erro quadrático médio.

Foram processados polinômios até grau 5 e o escolhido foi o de menor grau a partir do qual o erro quadrático médio começa a se estabilizar próximo ao valor mínimo correspondente ao conjunto de polinômios. Na Tabela do Apêndice VII.2 são apresentados os coeficientes de todos os polinômios escolhidos (três para cada amostra) e a saída do computador correspondente ao polinômio de ajuste dos valores médios de ϵ para cada uma das amostras estudadas.

Os valores de $\bar{\epsilon}$ tanto o médio como os limites superior e inferior encontram-se na Tabela III.7.1.

Para o cálculo dos ϕ para um só passe de laminação, foi utilizada a expressão

$$\phi = \frac{\bar{\epsilon}}{\epsilon}$$

Onde $\epsilon = 1,155 \epsilon_t$ e $\epsilon_t = \ln(h_o/h_f)$ obtido da Tabela III.5.1

O fato de multiplicar ϵ_t pelo fator 1,155 é devido à necessidade de converter os valores da deformação por laminação envolvidos no cálculo de ϕ para tração, já que $\bar{\epsilon}$ foi obtido através de uma curva de calibração HV x ϵ determinada num material deformado por tração. Fica evidente que ao multiplicar ϵ_t pelo fator 1,155 está se aceitando que a deformação durante a laminação ocorreu em estado plano, o qual provavelmente não seja certo. Isto levaria a uma sobre valorização de ϵ , já que na realidade o fator deveria ter um valor intermediário entre 1

(compressão) e 1,155 (estado plano de deformação). Os valores de ϕ calculados encontram-se na Tabela III.7.1.

AMOSTRA	$\bar{\epsilon} - \Delta\epsilon$	$\bar{\epsilon}$	$\bar{\epsilon} + \Delta\bar{\epsilon}$	$\phi - \Delta\phi$	ϕ_{0j}	$\phi + \Delta\phi$
1	0,40	0,62	0,83	0,55	0,85	1,14
2	0,97	1,20	1,45	0,66	0,81	0,98
3	2,95	3,32	3,68	0,86	0,97	1,07
4	4,99	5,61	6,22	1,10	1,23	1,37
5	7,38	8,29	9,24	0,95	1,07	1,19
6	10,7	12,0	13,4	1,05	1,18	1,31
7	14,3	16,0	17,8	1,15	1,28	1,43
8	14,1	15,8	17,5	1,06	1,19	1,32
9	15,4	17,3	19,2	1,07	1,20	1,33
10	13,8	15,5	17,2	0,89	1,00	1,11
11	20,1	22,6	25,1	1,15	1,29	1,44
12	20,4	22,9	25,4	1,06	1,19	1,32
13	22,5	25,3	28,1	1,01	1,13	1,26
14	23,9	26,8	29,8	0,97	1,09	1,20
15	14,1	15,8	17,6	1,13	1,27	1,31
16	13,8	15,5	17,2	1,11	1,24	1,38
17	15,8	17,8	19,8	1,02	1,15	1,28
18	18,7	21,0	23,3	1,21	1,35	1,50
19	14,9	16,7	18,5	0,96	1,08	1,20
20	20,9	23,5	26,1	1,20	1,35	1,50
21	20,0	22,4	24,5	1,14	1,29	1,43
22	20,6	23,1	25,7	1,07	1,20	1,33
23	22,8	25,6	28,4	1,02	1,15	1,28
24	24,7	27,8	30,3	1,11	1,25	1,36
25	22,6	25,3	28,1	1,01	1,14	1,26
26	24,7	30,8	34,2	1,00	1,25	1,38
27	28,2	31,6	35,1	1,14	1,28	1,42

TABELA III.7.1 Valores de ϕ para um só passe de laminação e de $\bar{\epsilon}$

III.8 Propriedades Mecânicas do material pré-deformado por laminação

Das amostras laminadas segundo o esquema apresentado no item III.5, foram preparados corpos de prova para ensaio de tração de acordo com a Norma NBR 6673. A base de medida escolhida para a determinação do alongamento percentual foi $L_0 = 5,65 \sqrt{A_0}$. Da mesma forma que no item III.3 foi marcada uma segunda base de medida de comprimento arbitrário a fim de poder determinar o alongamento percentual uniforme (e_u) e o alongamento percentual não uniforme (e_{nu}) segundo o exposto no item III.2. As condições para a realização dos testes foram idênticas às do item III.2.

Foram determinadas as seguintes propriedades mecânicas:

- . Limite de Escoamento ($\sigma_{e 0,2}$)
- . Limite de Resistência (σ_t)

e medidas as grandezas:

- . Alongamento Percentual após Ruptura (A_p)
- . Alongamento Percentual Uniforme (e_u)
- . Alongamento Percentual não Uniforme (e_{nu})
- . Coeficiente de Estricção (Z)

Os valores obtidos encontram-se na Tabela III.8.1, sendo que cada um deles representa a média de duas amostras. As diferenças nos valores das propriedades medidas para cada par de amostras nunca foi superior a 2 %.

AMOSTRA	$\epsilon_t = \ln \frac{h_o}{h_f} \times 100$	A_p [%]	e_u [%]	e_{nu} [%]	Z [%]	$\sigma_{e_{0,2}}$ [MPa]	σ_t [MPa]
1	0,63	54,2	44,5	9,7	63,2	260 $\pm$ 10	603 $\pm$ 10
2	1,28	52,6	42,8	9,8	62,0	307	619
3	2,97	45,7	36,0	9,7	59,0	400	658
4	3,94	42,7	32,9	9,8	57,6	449	668
5	6,71	40,4	30,6	9,8	55,6	503	701
6	8,82	37,0	26,9	10,1	52,1	575	734
7	10,8	34,8	24,7	10,1	50,2	618	761
8	11,5	35,6	25,6	10,0	50,4	606	753
9	12,5	33,5	23,3	10,2	49,2	637	768
10	13,4	34,8	24,5	10,3	47,8	600	765
11	15,1	29,0	18,5	10,5	46,4	676	795
12	16,7	27,8	17,4	10,4	46,2	670	790
13	19,3	24,3	13,7	10,6	45,2	685	803
14	21,4	23,5	12,5	11,0	44,8	695	811
15	10,8	34,7	24,5	10,2	50,6	622	770
16	10,8	34,8	24,5	10,3	51,0	624	772
17	13,4	32,5	22,1	10,4	48,8	644	780
18	13,4	29,0	18,7	10,3	47,5	660	788
19	13,4	32,5	22,2	10,3	48,5	635	770
20	15,1	27,0	16,5	10,5	46,4	686	800
21	15,1	27,1	16,7	10,4	47,6	677	798
22	16,7	26,9	16,5	10,4	46,8	681	804
23	19,3	22,7	12,1	10,6	45,4	705	811
24	19,3	21,4	10,8	10,6	44,8	720	824
25	19,3	25,0	14,3	10,7	45,8	687	810
26	21,4	21,5	10,5	11,0	45,0	730	830
27	21,4	20,3	9,4	10,9	44,4	735	835

TABELA III.8.1 Propriedades Mecânicas do material pré-deformado por laminação.

III.9 Distribuição de deformações após tração no material pré-deformado por laminação

Após realizados os ensaios de tração nos corpos de prova laminados, foram escolhidos alguns deles com o propósito de determinar, através de medidas de microdureza, a nova distribuição de deformação nas seções transversais tracionadas. Para isso foram retiradas amostras longe da estrição. Realizadas as medições de microdureza da forma que já foi exposta no item III.6 obtiveram-se os novos perfis de deformação que são apresentados nas figuras do apêndice VII.3 .

Os valores da deformação média na seção $[\bar{\epsilon}]$ em função da deformação total imposta ϵ_F são apresentados na Tabela III.9.1 . A deformação total ϵ_F foi determinada como a soma das deformações por tração, definida através de $\epsilon_t = \ln(A_0/A_f)$ e a deformação provocada pela laminação definida através de $\epsilon'_L = 1,155 \ln(h_0/h_f)$, onde o fator 1,155 tem o significado exposto no item III.7.

AMOSTRA	ϵ'_L [%]	ϵ_t [%]	ϵ_F [%]	$\bar{\epsilon}$ [%]
3	3,4	25,5	28,9	28,0
6	10,2	21,1	31,3	38,4
10	15,5	20,8	36,3	44,9
13	22,3	15,3	37,6	51,0
18	15,5	19,1	34,6	46,7
19	15,5	18,4	33,9	43,2
23	22,3	13,6	35,9	43,2

TABELA III.9.1 Valores de $\bar{\epsilon}$ na seção transversal de material tracionado após laminação.

IV - DISCUSSÃO

IV.1 Avaliação dos erros nas medições da Microdureza e sua propagação no cálculo de ϵ

Para tratar corretamente os resultados das medições, deve-se levar em conta não apenas a precisão do aparelho utilizado, como também estimar os erros cometidos durante o processo de medição. No caso específico de medições de microdureza dever-se-ia considerar, além dos fatores já enumerados, a heterogeneidade do material, já que a realização das determinações em diferentes regiões do mesmo levará a resultados diferentes. Será necessária então, uma avaliação estatística dos resultados das medições, a fim de determinar o valor médio (mais provável) e os desvios que possam existir. Esta última fonte de variação nos resultados das medições é independente do observador e do equipamento utilizado para realizá-las, dependendo do material em estudo. É por isso que não se pode atuar sobre ela para minimizá-la. Com referência aos erros cometidos durante o processo de medição os mesmos poderão ser diminuídos ou bem atuando sobre a fonte que os provocou (erros sistemáticos) ou aumentando o número de observações (erros acidentais) ⁽⁶³⁾. A diminuição dos erros com o aumento do número de observações tem um limite. A experiência mostra que por maior que seja a estatística, dificilmente se conseguirão erros inferiores a $\frac{\Delta X}{10}$, onde ΔX é o erro de uma observação direta.

Discutem-se agora os erros cometidos nas medições da diagonal da impressão devidos à menor divisão da escala do aparelho de medição, e como este erro se propaga ao valor calculado da microdureza. Para isso diferencia-se a Equação II.5.8

$$dHV = - \frac{3,71 \times 10^6}{d^3} dd \quad (IV.1.1)$$

Pode-se ver que a variação no valor da microdureza devido a variações na medida da diagonal da impressão é função da recíproca da dita diagonal ao cubo. O sinal negativo indica que para valores negativos de dd (ou seja, diminuição no tamanho da diagonal) ocorre uma variação positiva de HV (ou seja, um aumento de microdureza) e vice versa.

Considerando agora a menor divisão na escala do aparelho (ΔX) como o erro cometido numa observação direta, poderemos diminuir este erro aumentando o número de medições até valores de $\frac{\Delta X}{10}$. Isto é, se $\Delta X = 0,25 \mu m$ o erro absoluto será $\xi = 0,025 \mu m$. Utilizando este valor como dd e substituindo na Equação IV.1.1, e considerando os valores limites de microdureza medidos no presente trabalho (150 HV / 400 HV) obtem-se:

$$|dHV|_{150} = 0,065 \quad |dHV|_{400} = 0,26$$

Calculando agora o erro relativo como

$$\delta = \frac{|dHV|}{HV} \quad \text{tem-se}$$

$$\delta_{150} \pm 0,0004 \text{ HV} = \pm \xi_1 \text{ HV} \quad \delta_{400} \pm 0,0007 \text{ HV} = \pm \xi'_1 \text{ HV}$$

e para o erro percentual

$$\delta \%_{150} = 0,04 \% \quad \delta \%_{400} = 0,07 \%$$

Com referência à heterogeneidade do material já foi colocado em III.6 que as variações de microdureza oscilam tanto para as determinações realizadas no material recozido como para as efe

tuadas ao longo da largura do corpo de prova para uma dada posição na espessura do material laminado, entre $HV \pm \psi$, valendo $\psi = 0,025 HV = \xi_2 HV$. Discute-se agora como se propagam estas variações no valor da microdureza devidas aos erros cometidos durante o processo de medição e à heterogeneidade do material quando utilizada para o cálculo da deformação efetiva e por alguma das relações propostas em III.4. Considera-se primeiro a equação do tipo

$$\epsilon = K HV^q \quad (IV.1.2)$$

com $q = \frac{1}{p}$ diferenciando

$$d\epsilon = K q HV^{(q-1)} dHV \quad (IV.1.3)$$

para obter o erro relativo divide-se por

$$\frac{d\epsilon}{\epsilon} = \frac{q}{HV} dHV \quad (IV.1.4)$$

considerando $dHV = \xi'$ com $\xi' = \psi + \delta_{\max} = (\xi_2 + \xi_1) HV$

e substituindo em IV.1.4

$$\frac{d\epsilon}{\epsilon} = n \xi' \quad (IV.1.5)$$

Isto é o erro relativo, determinada a variação nos valores da micro dureza devida a erros experimentais e heterogeneidade do material, depende do coeficiente q . Como o coeficiente q da equação IV.1.3 aumenta para materiais com baixa taxa de encruamento, a propagação dos erros na determinação de ϵ através de medidas de microdureza aumentará.

Para os valores determinados no presente trabalho

$$q = 4,4329 \quad \psi = \pm \xi_2 \text{ HV} = \pm 0,025 \text{ HV} \quad \delta_{\text{máx}} = \pm \xi_1 \text{ HV} = \pm 0,0007 \text{ HV}$$

obtem-se

$$\xi' = \pm (0,025 + 0,0007) \text{ HV} \quad \text{ou} \quad d\text{HV} = (0,025 + 0,0007) \text{ HV}$$

Substituindo em IV.1

$$\delta_{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{\epsilon} = \pm 4.4329 (0,025 + 0,0007) = \pm 0,114$$

$$\text{ou } \delta_{\epsilon} \% \cong \pm 11,5 \%$$

Com referência à Equação $\epsilon = \frac{\text{HV} - \text{HV}_0}{K'}$ os erros poder-se-iam avaliar como segue

$$d\epsilon = \frac{1}{K'} d\text{HV} \quad (\text{IV.1.6})$$

ou para o erro relativo

$$\frac{d\epsilon}{\epsilon} = \frac{d\text{HV}}{\text{HV} - \text{HV}_0} \quad (\text{IV.1.7})$$

Pode-se ver que o erro relativo aumenta quando $\text{HV} \rightarrow \text{HV}_0$

para os valores obtidos neste trabalho

$$\delta'_{\epsilon} \% = \frac{0,025 \text{ HV}}{\text{HV} - 150} \times 100$$

Considerando como erro máximo aceitável o obtido na relação anterior, isto é, 11,5 %, a relação linear seria aplicável a partir de uma dureza de 193 HV.

IV.2 Comparação entre os valores das propriedades mecânicas previstas teoricamente e os resultados experimentais obtidos em amostras pré-deformadas por tração

Considerando as propriedades mecânicas das amostras pré-deformadas por tração apresentadas na Tabela III.3.1, ver-se-á agora qual é a relação existente entre elas e os valores previstos teoricamente. Para isso deve-se lembrar que:

$$A'p = [\exp(\epsilon_u - \epsilon_1) - 1] 100 + \frac{e_{nu}}{\sqrt{1 - r_1/100}} \quad (IV.2.1)$$

$$Z' = 1 - \frac{(1 - Z_o / 100)}{(1 - r_1 / 100)} \quad (IV.2.2)$$

$$\sigma'_t = \frac{\sigma_{t_o}}{(1 - r_1 / 100)} \quad (IV.2.3)$$

e considerando os valores obtidos em III.2 para o material recozido

$$\sigma_{t_o} = 599 \pm 5 \text{ MPa}$$

$$A_p = 54,8 \% \quad e_u = 45,1 \% \quad e_{nu} = 9,7 \%$$

$$Z_o = 63,7 \%$$

Pode-se calcular os valores teóricos previstos para as diferentes amostras ensaiadas no item III.3. Os valores obtidos são apresentados na Tabela IV.2.1. Para o caso do limite de escoamento (σ_{e_02}) adota-se como valor teórico aquele valor obtido durante a pré-carga correspondente à pré-redução imposta.

Nº	r[%]	A _p [%]	e _u [%]	e _{nu} [%]	Z[%]	σ _t [MPa]	σ _{e₀₂} [MPa]
1	4,8	48,0	38,1	9,9	61,9	629 ± 5	384 ± 5
2	10,4	40,3	30,1	10,2	59,5	669	502
3	12,5	37,4	27,0	10,4	58,5	685	565
4	15,9	32,6	22,0	10,6	56,8	712	620
5	20,9	25,7	14,8	10,9	54,1	757	738
6	23,4	22,2	11,1	11,1	52,6	782	763
7	30,9	11,9	0,2	11,7	47,5	867	860

TABELA IV.2.1 Valores teóricos previstos das propriedades mecânicas de amostras pré-deformadas por tração.

Se agora comparam-se os dados apresentados nas Tabelas III.3.1 e IV.2.1 pode-se ver que em geral, existe coincidência entre as previsões teóricas e os valores obtidos experimentalmente.

A maior discrepância acontece na comparação dos valores de e_u e e_{nu} previstos e medidos na amostra Nº 7. Isto poder-se-ia atribuir à dificuldade de determinar pequenos alongamentos uniformes mediante a Equação III.2.1, já que a mesma propaga fortemente os erros cometidos nas medições da base inicial de medida e da base alongada. Foi então realizada a determinação de e_u através de medidas de alongamento numa base longe da estrição. O valor obtido foi: $e_u = 0,4\%$, valor este muito próximo ao previsto teoricamente.

A comparação entre algumas das propriedades medidas e as determinadas teoricamente são apresentadas nos gráficos das figuras IV.2.1 e IV.2.2.

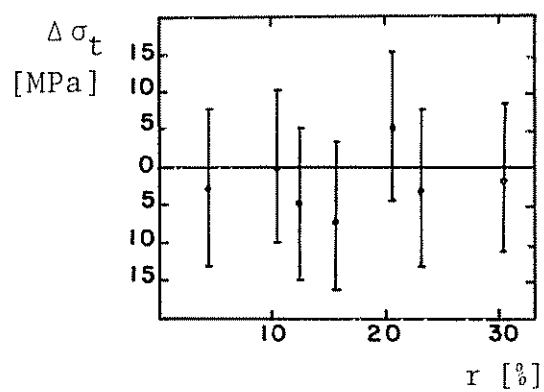


Fig. IV.2.1 Comparação entre o limite de resistência teórico e o medido.

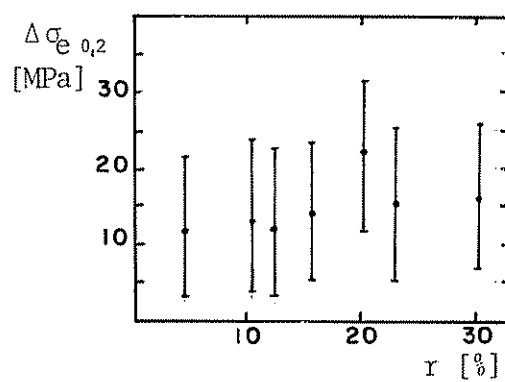


Fig. IV.2.2 Comparação entre o limite de escoamento na pré-deformação e na recarga.

Com referência ao limite de escoamento pode-se ver tanto na ta bela como na Fig. IV.2.2 que para o caso do aço inoxidável tipo AISI 304 se cumprem as previsões feitas em III.3.2, segundo as quais os valores do limite de escoamento medidos na recarga são menores que os medidos durante a pré-deformação.

IV.3 Relação entre a curva HV x ϵ e a curva σ x ϵ

Tenta-se agora encontrar a relação entre os valores de microdureza e a tensão de escoamento para o material em estudo. Para isto é necessário considerar que a dureza à penetração utilizada nas determinações de microdureza provoca uma deformação adicional no material que deve ser levada em conta para determinar os valores correspondentes da tensão de escoamento. O valor desta deformação adicional foi estimado empiricamente como de aproximadamente 8%⁽⁶⁴⁾. Isto é, a microdureza para uma dada deformação ϵ deverá se correlacionar com a tensão de escoamento para uma deformação $\epsilon' = \epsilon + 0,08$.

Cálculos teóricos baseados na teoria de linhas de deslizamento indicam que a relação entre a microdureza e a tensão de escoamento está dada por

$$HV_{(\epsilon)} \cong 3 \sigma (\epsilon + 0,08)^{(64)} \quad (IV.3.1)$$

No presente trabalho, e considerando que

$$\begin{aligned} \sigma \text{ [kgf mm}^{-2}\text{]} &= 134 \epsilon^{0,410} \text{ com } \epsilon \text{ não percentual} \\ \text{e} \quad HV \text{ [kgf mm}^{-2}\text{]} &= 413 \epsilon^{0,2256} \text{ com } \epsilon \text{ não percentual} \end{aligned}$$

foi contruída a Tabela IV.3.1.

ϵ	HV(ϵ) kgf mm ⁻²]	$\sigma(\epsilon + 0,08)$ [kgf mm ⁻²]	HV(ϵ) $\sigma(\epsilon + 0,08)$
0,05	210	58,1	3,61
0,10	246	66,3	3,71
0,15	269	73,4	3,66
0,20	287	79,5	3,61
0,25	302	85,1	3,55
0,30	315	90,1	3,49
0,35	326	94,8	3,44
0,40	336	99,2	3,39

TABELA IV.3.1 Relação entre HV (ϵ) e $\sigma(\epsilon + 0,08)$

Através dos valores de HV (ϵ) / $\sigma(\epsilon + 0,08)$ constantes na Tabela IV.3.1 foi determinada a seguinte relação média entre HV (ϵ) e $\sigma(\epsilon + 0,08)$.

$$\text{HV}(\epsilon) = 3,6 \quad \sigma(\epsilon + 0,08)$$

(IV.4.1)

Pode-se ver que a relação é um pouco diferente que a teórica determinada por Tabor. As possíveis causas dessas diferenças poderiam ser atribuídas a diferenças de comportamento do material em estudo, isto é, a relação teórica seria só aproximada podendo variar para os diferentes materiais.

Interessante destacar que conhecida a relação entre HV e σ para um determinado material, poder-se-ia obter a curva de calibração HV x ϵ realizando uma série de ensaios de tração para determinar a curva σ x ϵ , e a partir desse dado determinar a curva HV x ϵ aplicando a relação entre HV (ϵ) e $\sigma(\epsilon + 0,08)$.

IV.4 Valores de ϕ e FH para um sô passe de laminação

Nas figuras IV.4.1, IV.4.2 e IV.4.3 são representadas as variações de ϕ (fator de deformação redundante para o primeiro passe de laminação) em função do parâmetro Δ , e do FH (fator de heterogeneidade) em função de Δ e da redução r .

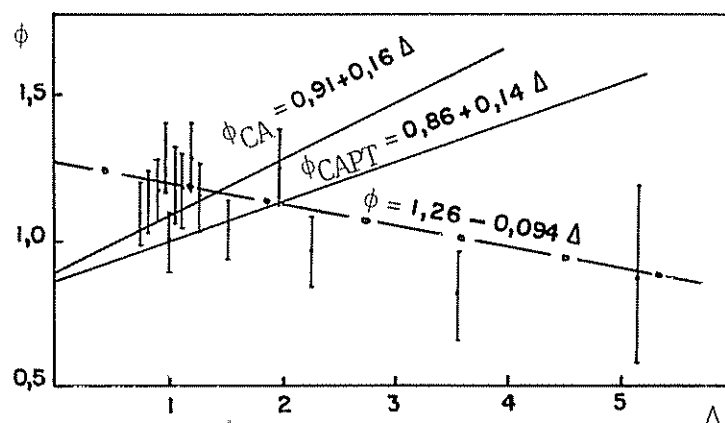


Fig. IV.4.1 Relação entre ϕ em função de Δ experimental e ϕ_{CA} para um aço tipo AISI 304

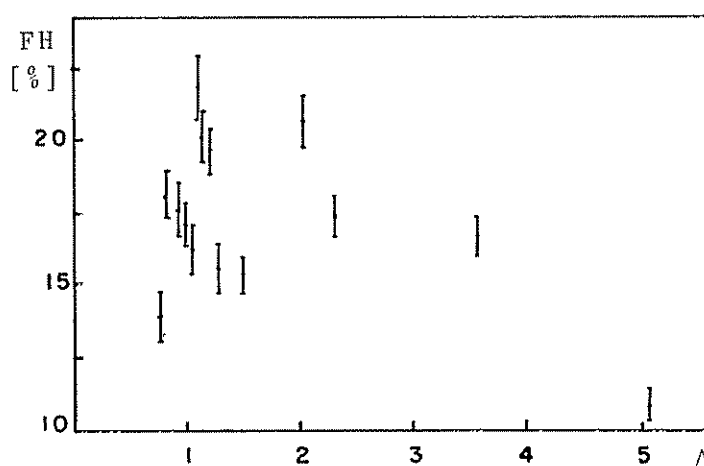


Fig. IV.4.2 Valores de FH em função de Δ para 1 passe de laminação.

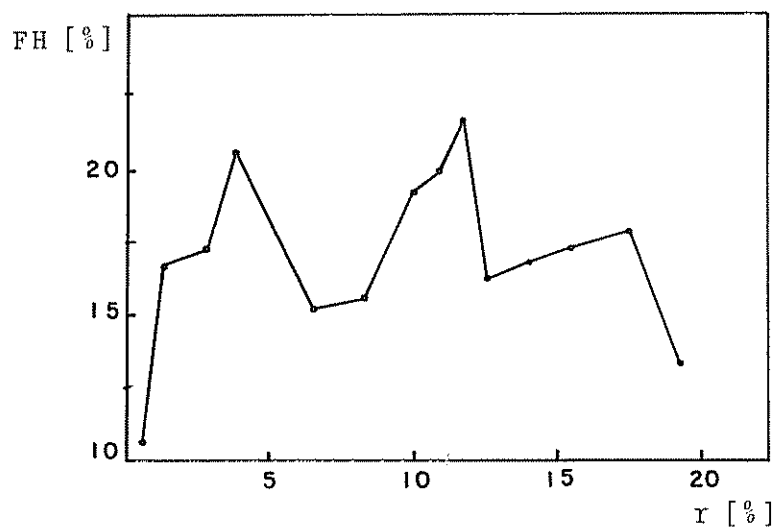


Fig. IV.4.3 Valores de FH em função de r para um passe de laminação.

Com referência ao fator ϕ pode-se ver que este não responde a uma lei linear do tipo proposto por Caddell e Atkins⁽⁶⁵⁾ quando colocado em função de Δ . Tentar-se-ia agora fazer comparações entre a equação proposta por esses autores para um aço inoxidável tipo AISI 304, a mesma equação utilizando agora para o cálculo dos seus coeficientes os valores de σ_0 e m , determinados no presente trabalho para a equação do tipo $\sigma = \sigma_0 \epsilon^m$ e os valores de ϕ determinados experimentalmente através de medidas de microdureza.

Lembrando que

$$\phi_{CA} = C_1 + C_2 \Delta$$

(IV.4.1)

Onde

$$C_1 = 1,79 \sigma_0^{-0,1} m^{0,28} \quad \text{e} \quad C_2 = 0,357 \sigma_0^{-0,054} m^{0,76}$$

tem-se para os valores do presente trabalho

$$\sigma_0 = 134 \text{ kg mm}^{-2} \quad \text{e} \quad m = 0,41 \quad (\text{para } \epsilon \text{ não percentual})$$

$$\phi_{\text{CAPT}} = 0,86 + 0,14 \Delta$$

(IV.4.2)

equação esta que difere um pouco da obtida por Caddell e Atkins para o aço AISI 304 ⁽⁶⁵⁾

$$\phi_{\text{CA}_{304}} = 0,91 + 0,16 \Delta$$

(IV.4.3)

Locando as retas que representam estas equações na Fig. IV.4.1, pode-se ver que para valores de Δ maiores que 2 tanto a equação ϕ_{CAPT} como a $\phi_{\text{CA}_{304}}$ fornecem valores acima dos determinados experimentalmente.

Desconsiderando agora as amostras laminadas com $\Delta > 2$, que por corresponder à faixa de baixas reduções são as que apresentam maiores erros nas determinações de $\bar{\epsilon}$ e portanto de ϕ (Vide IV.1), a equação de Caddell e Atkins ajusta-se melhor aos dados experimentais que aquela obtida através de σ_0 e m determinados no presente trabalho.

Embora a equação de Caddell e Atkins se ajuste aproximadamente aos dados experimentais, este fato deve ser tomado com cautela, primeiramente porque este ajuste aproximado acontece numa faixa muito estreita de $\Delta (0,75 < \Delta < 2)$ e segundo devido à grande fai-

xa de erro envolvido no cálculo de ϕ através de $\bar{\epsilon}$ utilizando técnicas de microdureza. Esta faixa de erros leva à possibilidade de escolher várias equações que aparentemente se ajustariam aos dados experimentais.

Se agora se consideram todos os pontos experimentais, incluindo os correspondentes a $\Delta > 2$, e força-se uma lei linear entre ϕ e Δ obtem-se $\phi = 1,26 - 0,094 \Delta$ onde os coeficientes 1,26 e 0,094 não deverão responder necessariamente à forma dos coeficientes C_1 e C_2 da equação de Caddell e Atkins. Pode-se ver que a equação obtida forçando um ajuste linear contradiz o fato já comentado de que ϕ cresce com Δ . Em função do exposto pode-se ver que fica muito difícil fazer previsões de ϕ através dos resultados experimentais do presente trabalho. Pesquisas adicionais deveriam de ser feitas em materiais com as características do aço inoxidável AISI 304 (baixa energia de falha de empilhamento, alta taxa de encruamento) para verificar este comportamento de alguma forma anômalo, quando comparado com outros materiais. Para finalizar é bom lembrar que os ϕ determinados através de técnicas diferentes serão em geral também diferentes ⁽⁵¹⁾.

Com referência ao fator de heterogeneidade FH, quando locado tanto em função de Δ como de $\bar{r}$ apresenta um comportamento errático, isto é, não existe uma tendência definida que permita formular uma lei que os relacione.

Este fato está em contradição com alguns resultados encontrados na literatura. Por exemplo, se se compara a Fig. II.2.6 com a IV.4.2 pode-se ver que o comportamento das curvas da figura II.2.6 é totalmente diverso daquele correspondente aos resultados obtidos no presente trabalho. Contudo é necessário frisar que as curvas da Fig. II.2.6 devem ser consideradas com cuidado já que foram traçadas com no máximo 3 pontos experimentais de erro desconhecido e dentro de uma estreita faixa de variação de Δ

($0,4 < \Delta < 1,5$) o qual o ponto de vista do autor não dá garantias de que o mesmo comportamento continuará com uma amostra maior e maiores variações de Δ .

Se agora se compara a Fig. II.2.8 com a Fig. IV.4.3, pode-se ver que também neste caso o comportamento é diferente, isto é no presente trabalho, e até $r = 22\%$ o fator de heterogeneidade de FH não tende a zero à medida que aumenta a redução externa imposta; isto poderia ser justificado pela diferença que apresentam os perfis de dureza em função da redução apresentados na Fig. II.2.7, dos quais foram retirados os dados localizados na Fig. II.2.8, e a mesma variação na Fig. III.6.2 que representa os perfis de dureza em função da redução obtidos neste trabalho. Pode-se ver que enquanto para o caso do cobre representado na Fig. II.2.8, à medida que a redução aumenta, os perfis de dureza vão-se aplainando; isto não acontece para o aço inoxidável utilizado nesta pesquisa (Fig. III.6.2) pelo menos até uma redução de 22% . Esta diferença de comportamento poderia ser atribuída à grande capacidade de encruamento do aço AISI 304, quando comparada com o cobre, o qual levaria a que este aplainamento possivelmente começasse para valores maiores de r .

Será agora discutida a validade da expressão que fornece os valores de FH definido como

$$FH [\%] = \frac{HV_{\text{máx}} - HV_{\text{mín}}}{HV_{\text{mín}}} \times 100$$

(IV.4.4)

Esta expressão poderia dar valores de FH que não representam a realidade, já que, por exemplo, poderiam aparecer durante as determinações de microdureza, especialmente em materiais bifásicos, pontos particulares que apresentam valores altos ou bai-

xos de microdureza e que poderiam não formar parte da tendência de heterogeneidade determinada pela maioria dos outros valores medidos. Por isto, sugere-se uma modificação na definição de FH como segue

$$FH [\%] = \frac{HV'm\acute{a}x - \overline{HV'}}{\overline{HV'}} \times 100$$

(IV.4.5)

onde HV'máx é o máximo valor da dureza na seção transversal de terminado pelo polinômio de ajuste, e $\overline{HV'}$ a dureza média na seção transversal obtida também através dos polinômios de ajuste. A vantagem de definir FH desta forma, é que se existem alguns pontos particulares distantes dos pontos que definem a tendência, sua colaboração para a determinação de HV'máx será "suavizada" pelo polinômio de ajuste dando desta forma, valores de FH mais consistentes com a realidade. É evidente que poderiam ser definidos outros FH através dos polinômios, porém acredita-se que todos deveriam considerar $\overline{HV'}$ já que aparentemente é menos sensível à presença de pontos particulares.

Outro fato a ser discutido, é a forma das curvas que representam a distribuição de microdurezas nas seções transversais das amostras laminadas. Ao contrário dos perfis de microdureza de terminados por Hundy para o cobre, os quais são praticamente simétricos com referência ao eixo da seção e algo aplainados na região central, os obtidos no presente trabalho apresentam assimetria que aumenta com o número de passes de laminação e uma concavidade mais acentuada. Com referência à assimetria, acredita-se que seja devida a diferentes condições de atrito entre os cilindros do laminador e o material sendo laminado ou a diferentes velocidades nos cilindros. O aumento de assimetria com o número de passes poderia ser considerado como um efeito acumulativo das causas antes mencionadas, já que como foi dito

a mesma face do material sempre ficou em contato com o mesmo cilindro durante a laminação, no caso de passes múltiplos.

Com referência ao aplainamento nas curvas que representam os perfis de microdureza reportados por Hundy, acredita-se que a diferença existente com os obtidos no presente trabalho dever-se-ia às diferenças entre os valores da energia de falha de empilhamento do cobre e do aço AISI 304. Sendo a energia de falha menor para o aço AISI 304, este encruaria mais rapidamente atingindo gradientes mais elevados de microdureza ao longo da espessura da amostra.

Hundy no seu trabalho também reporta a existência de um encruamento secundário que se apresentaria como duas pequenas protuberâncias situadas entre o centro da seção e a superfície da mesma (Vide Fig. II.2.7). Este fenômeno não foi detectado no presente trabalho; além disso o autor acredita que o mesmo seja de difícil detecção devido às pequenas diferenças de microdureza entre o topo e a base da protuberância. Considerando o trabalho de Hundy a diferença medida na Fig. II.2.7 seria de no máximo 2 Kgf mm^{-2} (para valores de microdureza oscilando em volta de 60 Kgf mm^{-2}) valor este que dependendo do estado do material estudado e das condições do ensaio de microdureza poderá cair dentro da faixa dos erros experimentais como foi discutido no item IV.1 .

IV.5 Previsão das propriedades mecânicas em amostras submetidas a um só passe de laminação

IV.5.1 Previsão do Limite de Escoamento [$\sigma_{e0.2}$]

Como já foi colocado em II.4.1.1, num material cuja tensão-de-

formação pode ser ajustada por uma equação do tipo $\sigma = \sigma_0 \epsilon^m$ poder-se-ia prever o limite de escoamento do material pre-deformado heterogeneamente através de

$$\sigma_{e 0,2} = \sigma_0 \bar{\epsilon}^m$$

(IV.5.1)

onde $\bar{\epsilon} = \phi \epsilon$

portanto os valores do limite de escoamento medidos no material pré-deformado deverão ajustar-se à curva tensão-deformação

$$\sigma = \sigma_0 \epsilon^m$$

Para o caso do material em estudo, $\sigma_0 = 199$ MPa e $m = 0,41$ para ϵ percentual.

No gráfico da Fig. IV.5.1 foram locados os valores do limite de escoamento medidos no presente trabalho em função da deformação média na seção e foi também desenhada a curva tensão-deformação do material. Devido ao fato que a curva $\sigma \times \epsilon$ não apresentou bom ajuste à equação $\sigma = \sigma_0 \epsilon^m$ para valores baixos de deformação, a região dela compreendida entre 0 % e 5 % foi ajustada mediante a reta $\sigma = 232 + 30,4 \epsilon$ onde 232 é o limite de escoamento do material recozido expressado em [MPa].

Pode-se ver no gráfico que utilizando o valor de ϕ_{01} medido para efetuar a previsão de $\sigma_{e 0,2}$, esta apresenta um comportamento diverso dependendo do valor de $\bar{\epsilon}$. Isto é, quando $\bar{\epsilon} < 15$ % o valor de $\sigma_{e 0,2}$ previsto é menor que o medido; aparece então uma região em torno de 16 % até 18 % na qual a previsão coincide com os dados experimentais e, a partir daí e até $\bar{\epsilon} = 27$ % o valor previsto supera o valor medido. Para valores de $\bar{\epsilon}$ maiores que 27 % não se possuem resultados experimentais para fazer al

gum tipo de afirmação.

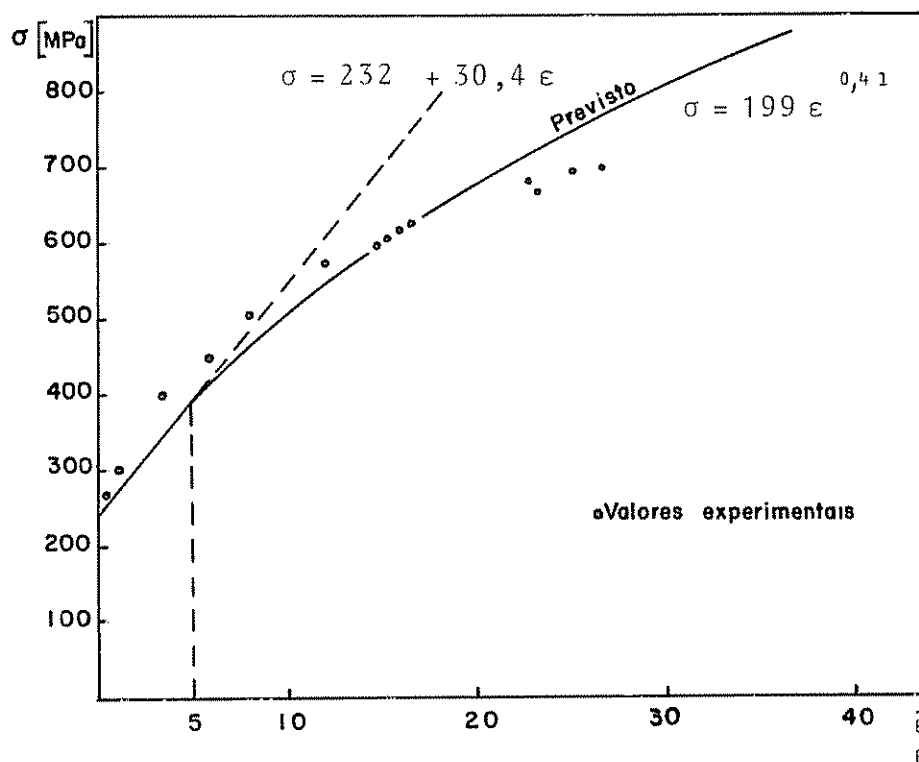


Fig. IV.5.1 Relação entre $\sigma_{e 0,2}$ previsto e medido.

Tenta-se fazer agora uma previsão de $\sigma_{e 0,2}$ utilizando o valor de ϕ fornecido por Caddell e Atkins para o aço inoxidável tipo AISI 304 trefilado

$$\phi_{CA} = 0,91 + 0,16 \Delta$$

(IV.5.2)

e o ϕ calculado através da expressão de Caddell e Atkins com os dados do presente trabalho

$$\phi_{CAPT} = 0,86 + 0,14 \Delta$$

(IV.5.3)

Os valores previstos de σ e $\sigma_{0,2}$ utilizando os coeficientes ϕ_{CA} e ϕ_{CAPT} definidos através das equações IV.5.2 e IV.5.3, e o ϕ determinado experimentalmente são apresentados na Tabela IV.5.1 junto com os valores de σ e $\sigma_{0,2}$ medidos.

AMOSTRA	$\bar{\epsilon}$ [%]	Δ	σ e $\sigma_{0,2}$ ϕ_{CA} [MPa]	σ e $\sigma_{0,2}$ ϕ_{CAPT} [MPa]	σ e $\sigma_{0,2}$ ϕ_{exper} [MPa]	σ e $\sigma_{0,2}$ medido [MPa]
1	0,62	5,00	270	267	251	260
2	1,20	3,49	298	293	268	307
3	3,32	2,24	364	354	333	400
4	5,61	1,94	402	390	404	449
5	8,29	1,46	487	473	474	503
6	12,01	1,26	538	523	551	575
7	16,00	1,14	581	565	620	618
8	15,79	1,10	594	578	617	606
9	17,30	1,04	613	596	640	637
10	15,50	1,02	630	613	612	600
11	22,57	0,94	658	640	714	676
12	22,94	0,89	684	665	719	670
13	25,30	0,82	722	703	748	685
14	26,83	0,76	751	731	767	695

TABELA IV.5.1 Valores previstos e medido de σ e $\sigma_{0,2}$

Na Fig. IV.5.2 encontram-se locados os valores de ϕ experimental, ϕ necessário para satisfazer a relação $\sigma = \sigma_0 (\phi \epsilon)^m$, ϕ_{CA} e ϕ_{CAPT} .

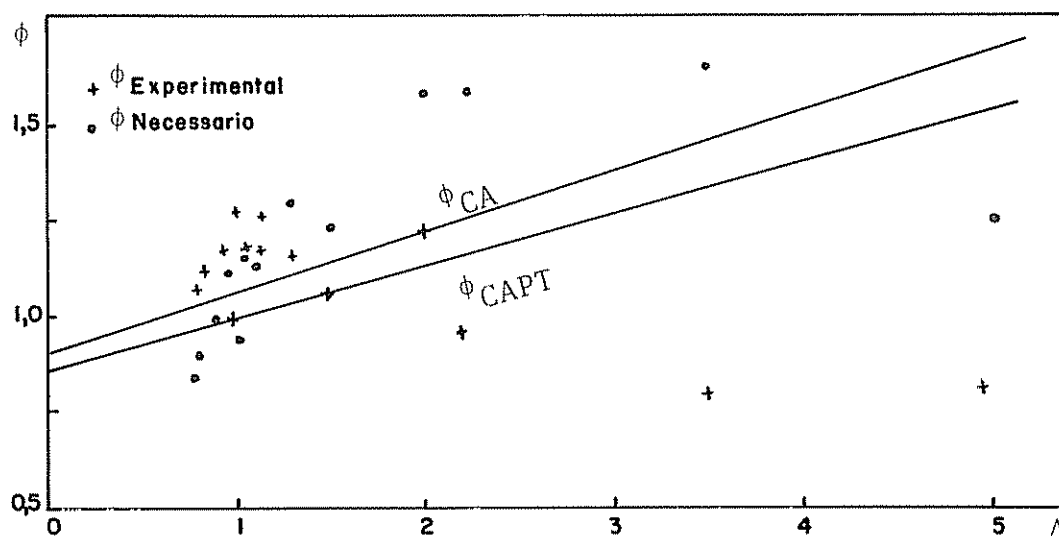


Fig. IV.5.2 Relação entre ϕ experimental e ϕ necessário para satisfazer $\sigma = \sigma_0 (\phi \epsilon)^m$ em função de Δ .

Da tabela IV.5.1 e da figura IV.5.2 pode-se concluir que:

. Para Δ maiores que 2 (amostras 1, 2, 3) o valor de ϕ experimental é muito baixo em comparação ao necessário para satisfazer a equação IV.5.1 .

. Para $0,94 < \Delta < 2$ o ϕ experimental, em geral, ajusta melhor (a amostras 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10) que aqueles fornecidos pela relação de Caddell e Atkins.

. Para Δ menores que 0,94 os ϕ experimentais são maiores que aqueles necessários para satisfazer a equação IV.5.1 . A melhor previsão é feita através de ϕ_{CAPT} .

Pelo exposto fica evidente que em geral não é possível realizar uma previsão de $\sigma_{0,2}$ para o material utilizado no presente trabalho através das teorias existentes.

IV.5.2 Previsão do Limite de Resistência [σ_t]

Como já foi colocado em II.4.1.2, enquanto $\bar{\epsilon} < \epsilon_u$, que é a situação que se apresenta neste trabalho, poder-se-ia tentar uma previsão de σ_t através da equação II.4.2. Outra abordagem é a de Caddell e Atkins que recomenda que se adote neste caso

$$\sigma_t = \sigma_{t0} \exp \bar{\epsilon}$$

(IV.5.4.)

onde σ_{t0} é o limite de resistência do material recozido.

Os resultados destas duas formas de previsão para σ_t junto com os valores medidos no presente trabalho são apresentados na Tabela IV.5.2, onde $\sigma_t (\epsilon)$ é o previsto através da equação II.4.2 $\sigma_t (\phi\epsilon)$ o previsto utilizando a equação IV.5.4 com os valores de ϕ experimentais, $\sigma_t (\phi_{CA}\epsilon)$ o previsto utilizando os valores de ϕ_{CA} determinados pela equação IV.5.2 e σ_{exp} o medido experimentalmente.

Observando a dita Tabela, pode-se ver que seja qual for a abordagem utilizada para fazer a previsão, o valor de σ_t previsto fica sempre abaixo dos valores experimentais. Isto é devido a que o modelo de Caddell e Atkins aceita que a deformação desde $\bar{\epsilon}$ até ϵ_u segue a curva de tração monotônica e que ϵ_u é independente do caminho de deformação (Vide Figura IV.5.3), enquanto que a realidade experimental para o material estudado no presente trabalho mostra que a soma do ϵ_u do produto laminado e a deformação média na seção $\bar{\epsilon}$ não é constante, podendo ser maior ou menor que ϵ_u tracionado dependendo do valor de $\bar{\epsilon}$ (Vide Fig. IV.5.4).

AMOSTRA	$\sigma_t (\epsilon)$	$\sigma_t (\phi \epsilon)$	$\sigma_t (\phi_{CA} \epsilon)$	$\sigma_{exp.}$
1	603	603	606	603
2	608	606	612	619
3	620	619	626	658
4	627	634	633	668
5	647	651	655	701
6	663	675	671	734
7	679	703	686	761
8	684	701	692	753
9	692	712	700	768
10	699	699	707	765
11	713	751	721	795
12	727	753	734	790
13	749	771	755	803
14	767	783	773	811

TABELA IV.5.2 Valores previstos e experimentais de σ_t em MPa.

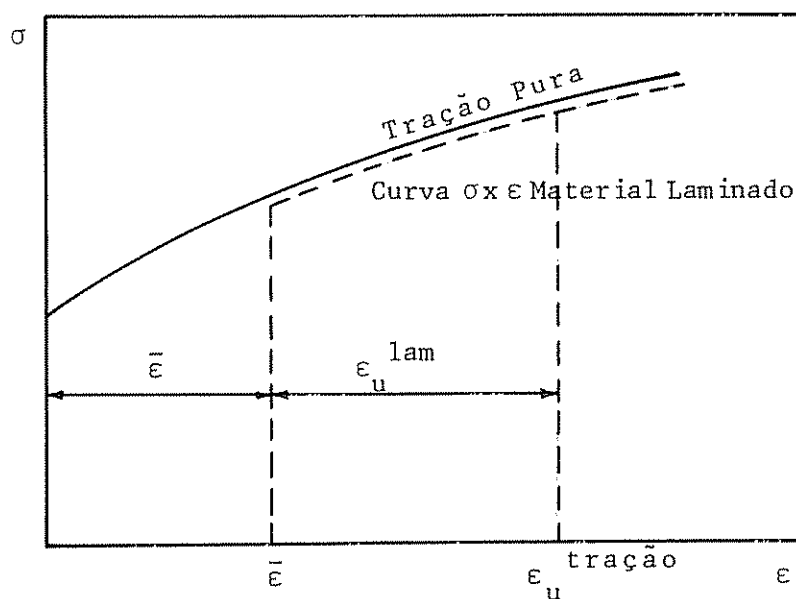


Fig. IV.5.3 Representação gráfica do modelo de Caddell e Atkins.

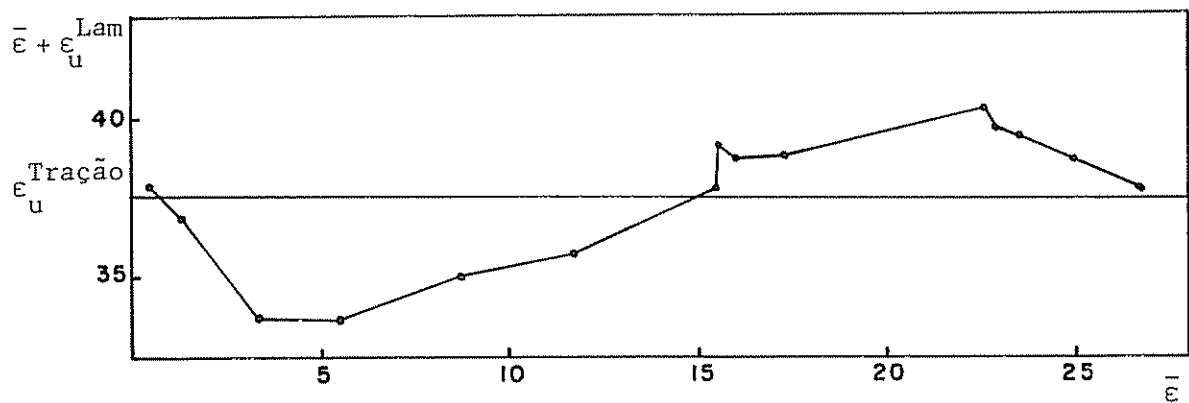


Fig. IV.5.4 Variação de $\bar{\epsilon} + \epsilon_u^{Lam}$ em função de $\bar{\epsilon}$.

Considerando agora as Figuras IV.5.1, IV.5.4 e o fato de que σ_t experimental é sempre maior que σ_t previsto, o material em estudo deveria apresentar um comportamento do tipo mostrado na figura IV.5.5.

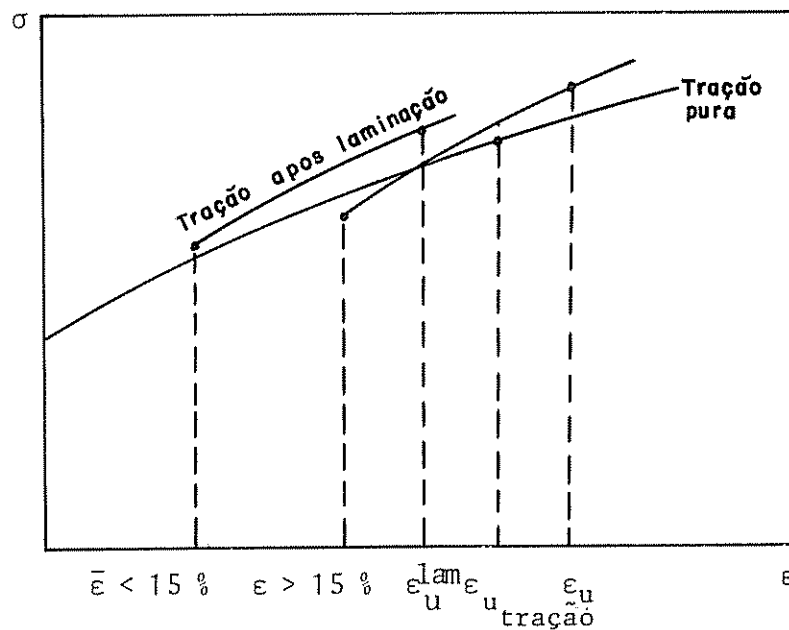


Fig. IV.5.5 Comportamento em tração do material pré-deformado por laminação.

Este tipo de comportamento aparentemente levaria à necessidade de que as taxas médias de encruamento do material pré-deformado por laminação, durante o posterior ensaio de tração fossem maiores que aquelas do material deformado em tração pura. Para verificar esse comportamento foram determinadas as taxas médias de encruamento nas amostras laminadas e na tração pura segundo é mostrado na Fig. IV.5.6 utilizando as equações IV.5.5 e IV.5.6.

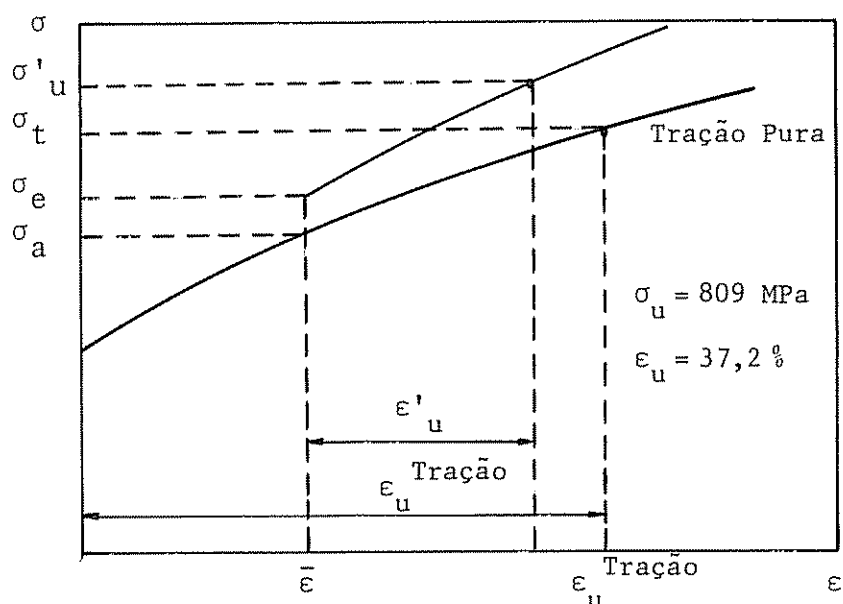


Fig. IV.5.6 Parâmetros utilizados para o cálculo da taxa média de encruamento.

Taxa média de encruamento do material submetido a tração pura

$$\left(\frac{\Delta \sigma}{\Delta \epsilon} \right)_t = \frac{\sigma_u - \sigma_o}{\epsilon_u - \bar{\epsilon}}$$

(IV.5.5)

Taxa média de encruamento do material prē-laminado

$$\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon \text{ L}} = \frac{\sigma'_u - \sigma_e}{\epsilon'_u}$$

Os valores obtidos encontram-se na Tabela IV.5.3 e foram locados no gráfico da Fig. IV.5.7 em função de $\bar{\epsilon}$.

AMOSTRA	TRAÇÃO		LAMINADO			TAXA MÉDIA DE ENCRUAMENTO	
	σ_o [MPa]	$\bar{\epsilon}$	σ'_u [MPa]	$\sigma_{e \ 0,2}$ [MPa]	ϵ'_u	$\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon \text{ L}}$ [MPa]	$\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon \text{ t}}$ [MPa]
1	240	0,62	871	260	36,8	16,60	17,14
2	260	0,81	891	307	35,6	16,40	16,68
3	335	3,32	884	400	30,7	15,80	15,72
4	430	5,61	877	449	28,4	15,07	14,70
5	474	8,29	904	503	26,7	15,02	13,62
6	551	12,01	931	575	23,8	14,96	12,57
7	620	16,00	955	618	22,7	14,85	11,69
8	617	15,79	946	606	22,8	14,91	11,72
9	640	17,30	955	637	20,9	15,21	11,45
10	612	15,50	952	600	21,9	16,07	11,79
11	714	22,57	966	676	17,8	16,30	10,52
12	719	22,94	934	670	16,0	16,51	10,45
13	748	25,30	909	685	12,8	17,50	10,08
14	767	26,83	906	695	11,8	17,88	9,74

TABELA IV.5.3 Valores da taxa média de encruamento.

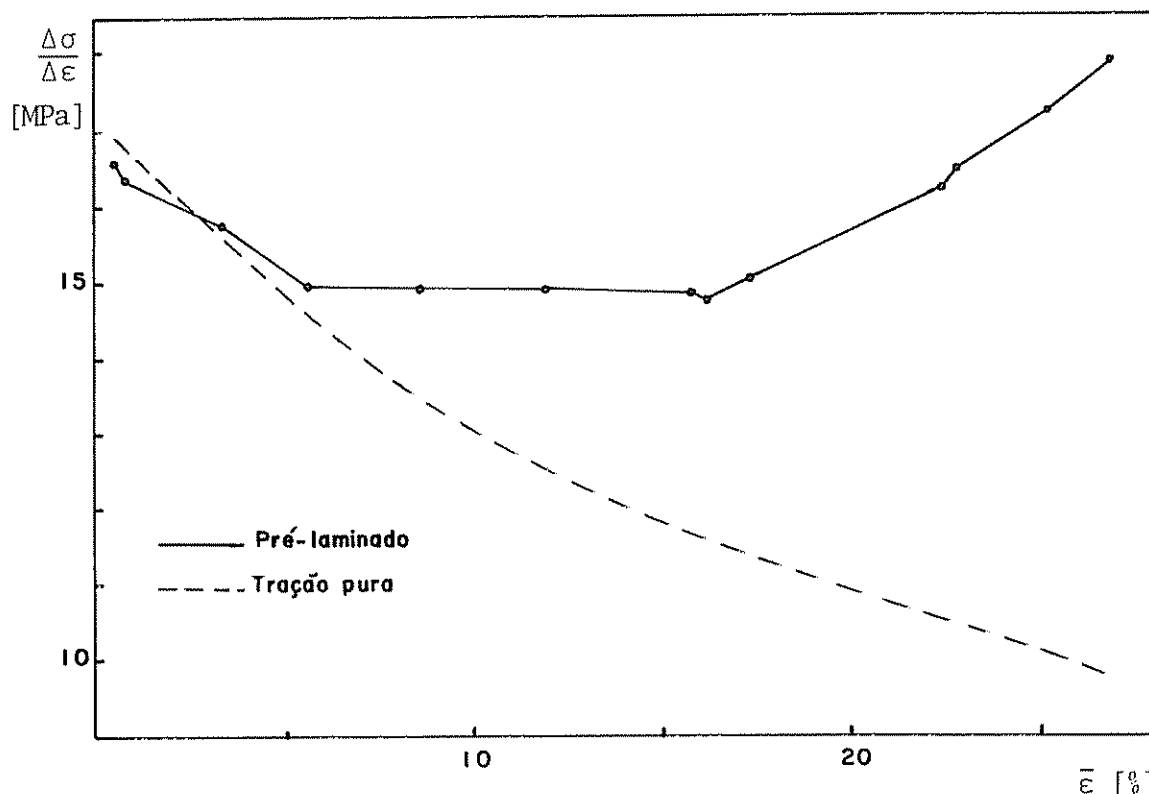


Fig. IV.5.7 Valores de $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ em função de $\bar{\epsilon}$.

Pode-se ver que, exceto as amostras 1 e 2 todas as outras apresentam uma taxa média de encruamento superior àquela correspondente à tração pura. O andamento da curva da Fig. IV.5.7 mostra que até aproximadamente $\bar{\epsilon} = 6\%$ acontece uma queda nos valores de $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$; a partir daí e até aproximadamente $\bar{\epsilon} = 16\%$ $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ permanece constante para depois aumentar constantemente até pelo menos $\bar{\epsilon} = 27\%$. A partir desse valor de $\bar{\epsilon}$ não se possuem dados experimentais para efetuar alguma afirmação. Este comportamento poderia explicar o fato de que $\bar{\epsilon} + \epsilon_u^{\text{lam}}$ adote valores maiores ou menores (Vide Fig. IV.5.4) que $\epsilon_u^{\text{tração}}$, como discutido a seguir.

Considerando primeiro $\epsilon \leq 16\%$ e lembrando que a condição para

início da estricção está dada por $\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma^{(66)}$, como $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ permanece aproximadamente constante é maior que a tração pura, o valor de σ aumenta mais rapidamente que em tração pura, para uma dada deformação, com o qual a estricção é disparada em forma antecipada e $\bar{\epsilon} + \epsilon_u^{lam}$ resulta menor que $\epsilon_u^{tração}$.

Quando $16\% < \bar{\epsilon} < 27\%$, embora $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ seja maior que a tração com o qual σ aumentaria mais rapidamente que em tração pura, $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ também aumenta rapidamente como pode-se ver na Fig. IV.5.7, conseguindo provavelmente compensar o aumento de σ com o qual o disparo da estricção seria adiado.

Com referência ao aumento na taxa média de encruamento do material pré-deformado por laminação, quando comparado com aquele submetido somente à tração pura, o mesmo poder-se-ia atribuir a que o material deformado de forma heterogênea até $\bar{\epsilon}$ teria em média maiores quantidades de martensita induzida por deformação do que aquele deformado homogeneamente até $\epsilon = \bar{\epsilon}$. Isto faria aumentar as taxas de encruamento devido ao fato que essa martensita, mais resistente que a austenita da matriz, passaria a tomar parte no processo de deformação dificultando-o, ou devido ao fato que as colônias de martensita poderiam interatuar com as deslocções dificultando seu movimento, da mesma forma que interatua os precipitados.

Com referência às maiores quantidades de martensita presentes no material deformado heterogeneamente, as mesmas proviriam das camadas superficiais do material que apresentam níveis de deformação mais elevados quando comparadas com qualquer ponto de seção de um material deformado homogeneamente.

Por todo o exposto, fica claro que para o material estudado neste trabalho não é possível fazer previsões de σ_t quando ele se

encontra deformado de forma heterogênea por laminação, pelo menos utilizando as teorias existentes até hoje. A título de ilustração são apresentados na Fig. IV.5.8 os valores de ϕ experimentais, ϕ_{CAPT} e os valores de ϕ necessário para satisfazer a relação $\sigma = \sigma_{to} \exp \bar{\epsilon}$ em função do parâmetro Δ .

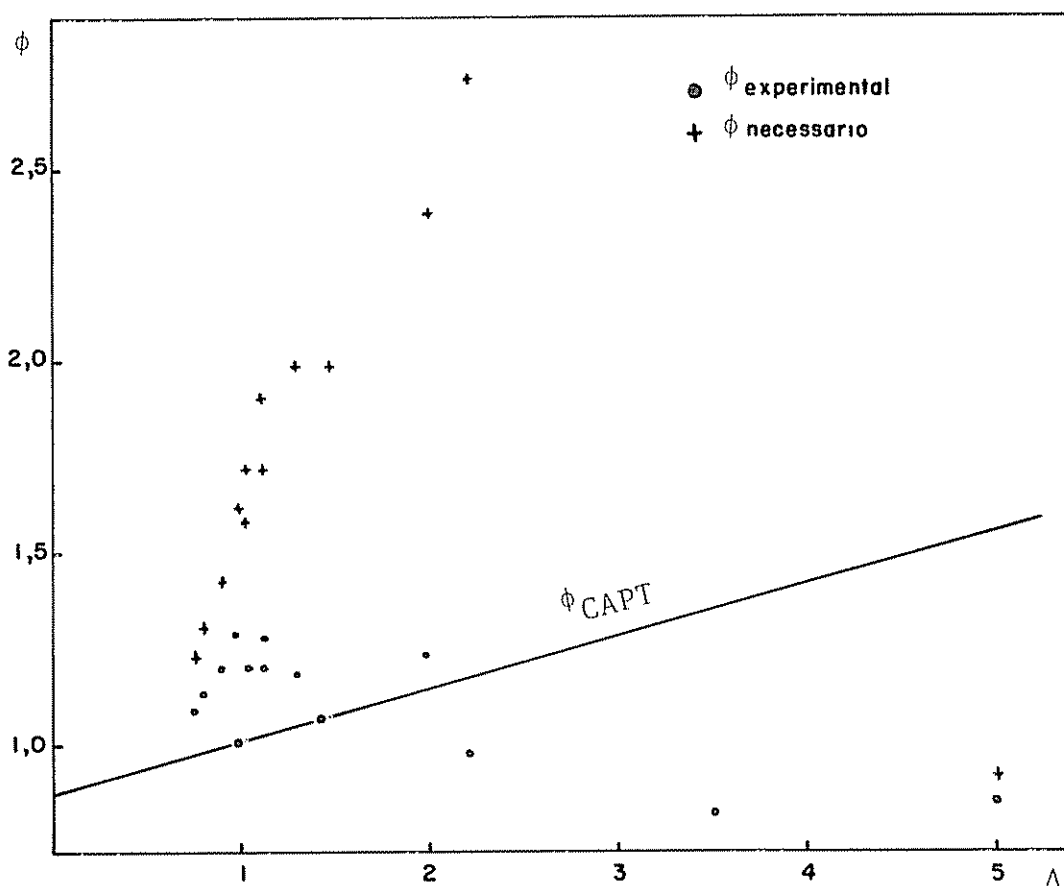


Fig. IV.5.8 Valores de ϕ_{exp} , ϕ_{CAPT} e ϕ necessário para satisfazer a Equação IV. 5.4.

IV.5.3 Previsão do Alongamento Percentual

Como já foi exposto em II.4.1.3, quando $\bar{\epsilon} \leq \epsilon_u$, que é o caso do presente trabalho, o alongamento percentual poderia ser previsto através de:

$$A'p = [\exp (\epsilon_u - \bar{\epsilon}) - 1] 100 + \frac{e_{nu}}{\sqrt{1 - r_1 / 100}} \quad (IV.5.7)$$

onde

$$[\exp (\epsilon_u - \bar{\epsilon}) - 1] 100 = e'_u$$

Alongamento percentual uniforme previsto

e

$$\frac{e_{nu}}{\sqrt{1 - r_1 / 100}} = e'_{nu}$$

Alongamento percentual não uniforme previsto

Na Tabela IV.5.4 são apresentados os valores previstos de e_u e e_{nu} junto com os mesmos valores obtidos experimentalmente, enquanto que o gráfico da Fig. IV.5.9 apresenta a comparação entre e'_{nu} e e_{nu} em função da redução, e o gráfico da Fig. IV.5.10 a comparação entre e'_u e e_u em função de $\bar{\epsilon}$.

AMOSTRA	e'_{nu}	e_{nu}	e'_u	e_u
1	9,7	9,7	44,2	44,5
2	9,8	9,8	43,3	42,8
3	9,8	9,7	40,3	36,0
4	9,9	9,8	37,1	32,9
5	10,0	9,8	33,5	30,6
6	10,1	10,1	28,6	26,9
7	10,2	10,1	23,6	24,7
8	10,3	10,0	23,9	25,6
9	10,3	10,2	22,0	23,3
10	10,4	10,3	24,2	24,5
11	10,5	10,5	15,8	18,5
12	10,5	10,4	15,3	17,4
13	10,7	10,6	12,6	13,7
14	10,8	11,0	10,9	12,5

TABELA IV.5.4 Valores previstos e medidos de e_u e e_{nu} .

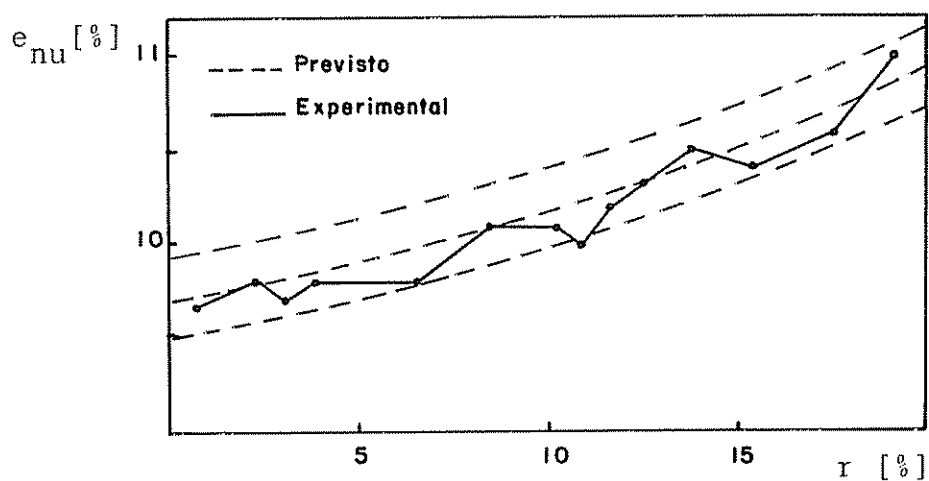


Fig. IV.5.9 Comparação entre e_{nu} previsto e experimental

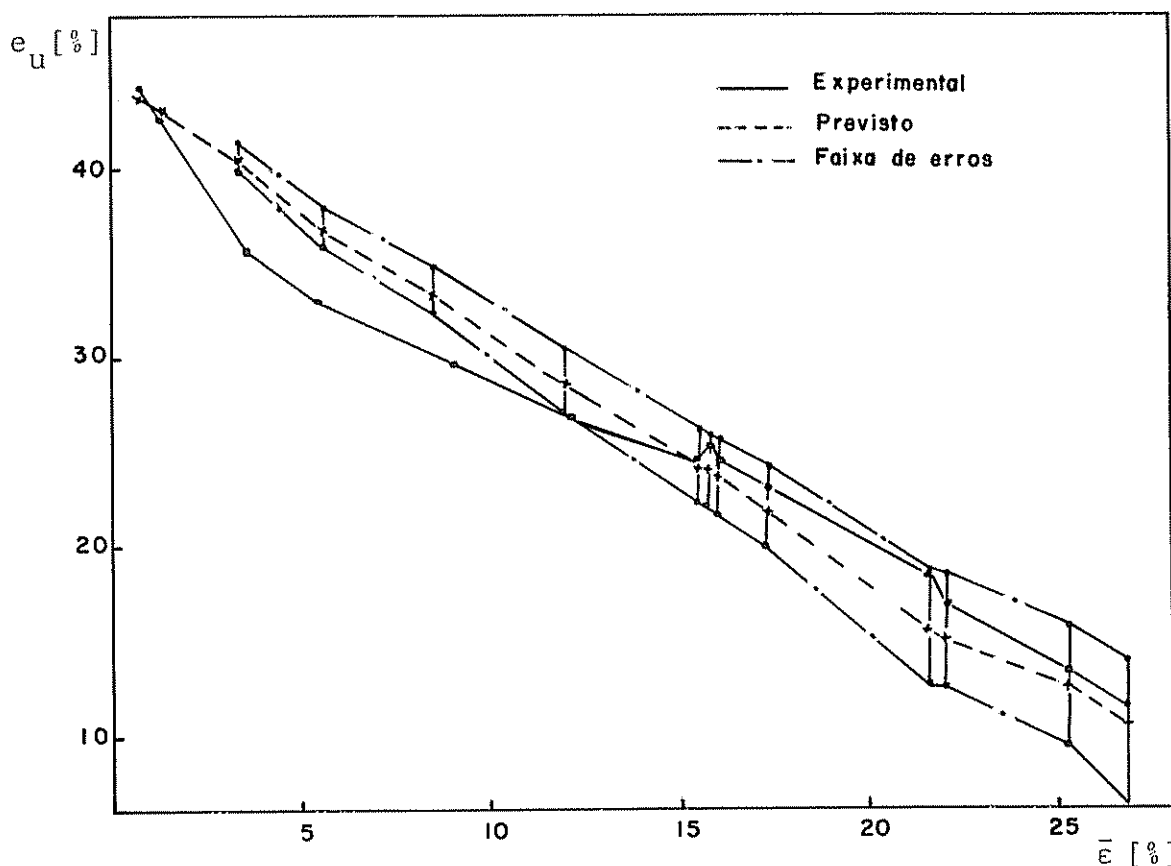


Fig. IV.5.10 Comparação entre e_u previsto e experimental.

Dos dados apresentados acima pode-se concluir que a previsão de e_{nu} é razoável e que e_{nu} experimental fica um pouco abaixo, em geral, do e_{nu} previsto. Contudo é necessário ressaltar que este segundo fato deve ser considerado somente como uma tendência já que as diferenças entre os valores do e_{nu} previstos e os determinados experimentalmente se encontram na faixa determinada pelos erros experimentais (Vide Fig. IV.5.9).

Como o valor de e_{nu} é praticamente constante ($9,7\% \leq e_{nu} \leq 11\%$) o estudo da previsão do alongamento percentual A_p pode ser feito através do estudo de e_u .

Com referência à previsão de e_u pode-se ver tanto na Tabela IV.5.4 como na Fig. IV.5.10 que usando o valor de ϕ obtido experimentalmente, para valores de $\bar{\epsilon} \leq 15\%$, e_u previsto é maior que e_u experimental e para valores de $\bar{\epsilon} > 15\%$ e até pelo menos 27% o valor de e_u previsto resulta menor que o e_u obtido experimentalmente. Estes resultados são condizentes com os apresentados na Fig. IV.5.4 e com o previsto na Fig. IV.5.5, sendo que as causas mecânicas e metalúrgicas responsáveis por este comportamento seriam as mesmas que as expostas durante a discussão da previsão do limite de resistência σ_t .

É interessante ressaltar que para valores de $\bar{\epsilon} > 15\%$ e até 27% a previsão de A_p resulta razoável considerando que as diferenças entre e_u previsto e e_u experimental se encontram na faixa determinada pelos erros experimentais cometidos na determinação de $\bar{\epsilon}$.

Usando agora ϕ_{CAPT} para fazer a previsão do e_u , os valores obtidos serão, em geral, maiores que aqueles previstos mediante o ϕ experimental com exceção das duas primeiras amostras, as quais apresentam um $\phi_{exp.}$ anormalmente baixo. Com referência ao e_u medido experimentalmente, este também resulta menor que aquele previsto através do ϕ_{CAPT} . Este fato pode ser observado na Fig. IV.5.11. Pelo exposto torna-se evidente que a previsão de e_u usando ϕ_{CAPT} é inviável.

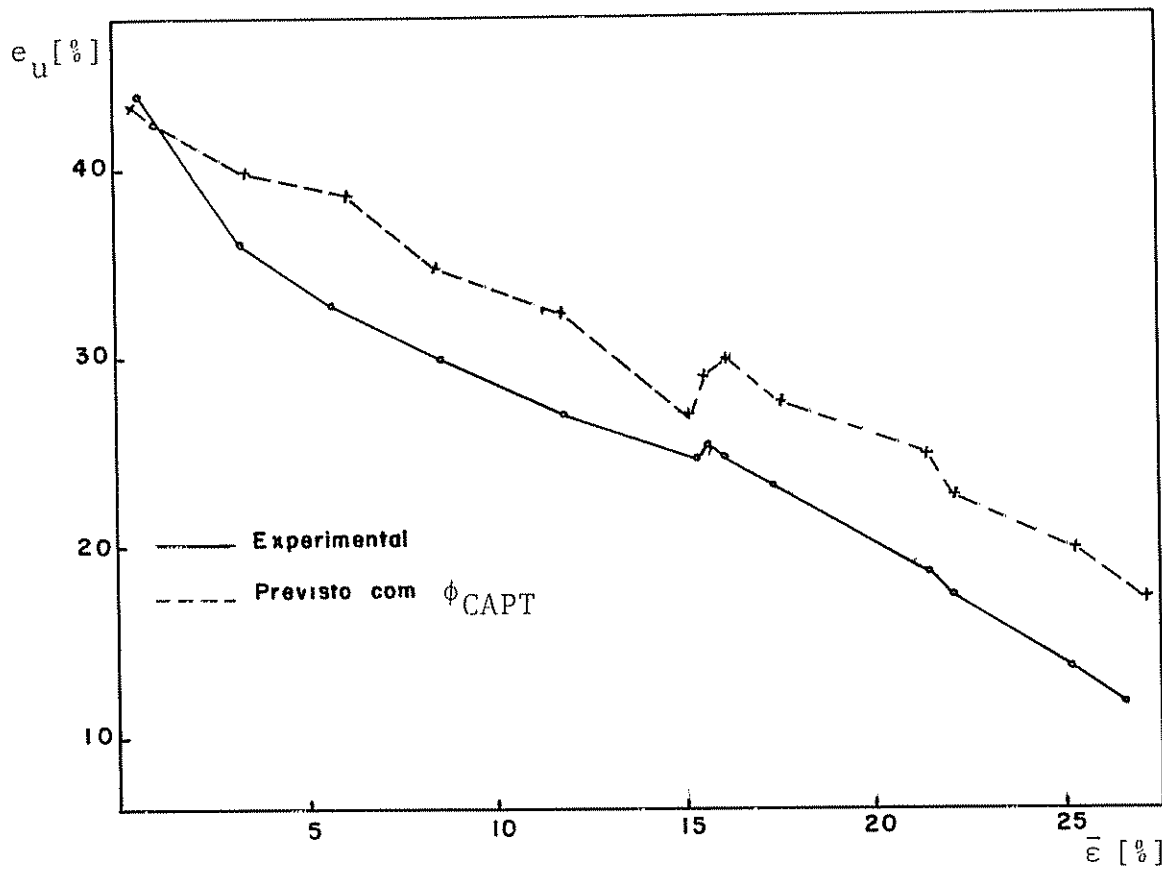


Fig. IV.5.11 Comparação entre e_u previsto usando ϕ_{CAPT} e e_u experimental.

IV.5.4 Previsão do coeficiente de estrição [Z]

Tentar-se-á fazer agora uma previsão do coeficiente de estrição [Z] usando o mesmo critério empregado para a previsão de Z em materiais pré-deformados em tração pura, isto é

$$Z = 1 - \frac{(1 - Z_0/100)}{(1 - r_1/100)}$$

(IV.5.8)

onde Z_0 e r_1 tem o mesmo significado que o exposto em II.3.4 com $Z_0 = 63,7\%$.

Na Fig. IV.5.12 foram locados os valores experimentais de Z e a curva que representa a Equação IV.5.8, em função da redução imposta por laminação.

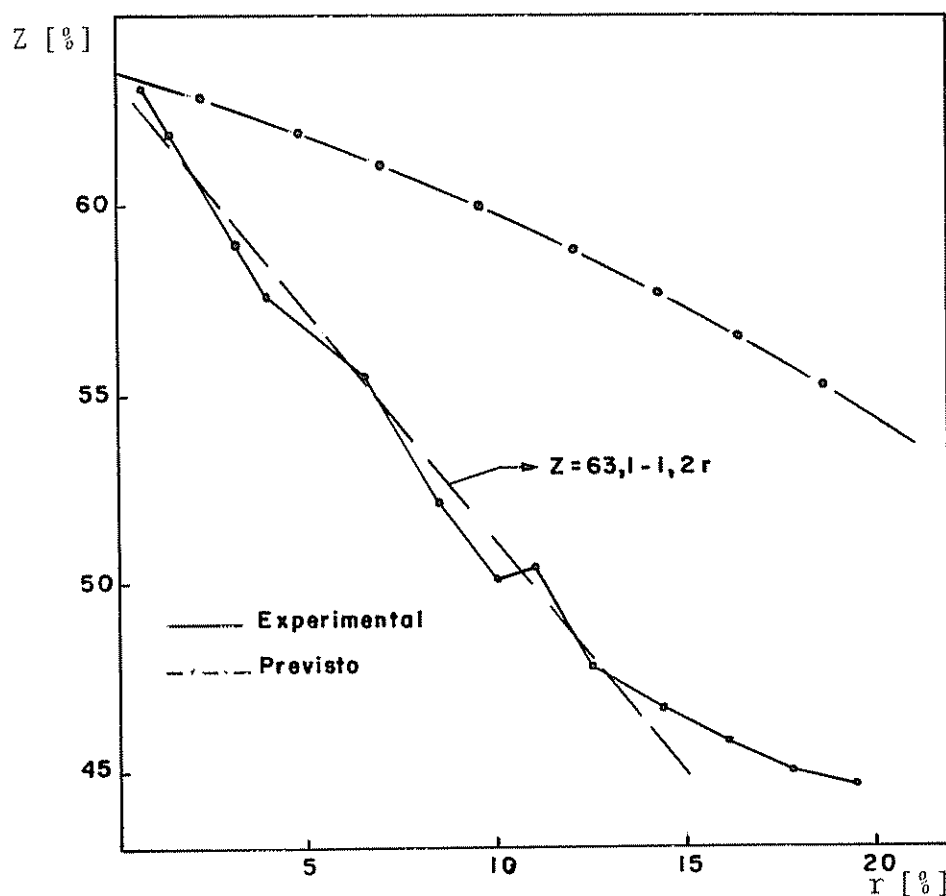


Fig. IV.5.12 Comparação entre Z experimental e Z previsto pela Equação IV.5.8.

Pode-se observar que esta forma de previsão é totalmente inadequada.

Um fato interessante a relatar é que quando $\bar{\epsilon} < \epsilon_u$ o valor de Z previsto é sempre maior que o valor experimental. No caso no

qual $\bar{\epsilon} > \epsilon_u$ este comportamento dever-se-ia inverter de acordo ao exposto em II.4.1.4.

Se agora se considera o trecho reto da curva até aproximadamente $r = 14 \%$ poder-se-ia escrever uma equação do tipo apresentado no item II.4.2.3. Para o caso em estudo, esta equação seria:

$$Z = 63,1 - 1,2 r$$

(IV.5.9)

IV.6 Valores de ϕ e FH para Materiais Submetidos a Passes Múltiplos de Laminação

Devido à impossibilidade de se encontrar uma lei que relacione ϕ com Δ para passes simples não é possível no caso de passes múltiplos tentar fazer previsões teóricas de ϕ_{01} e, portanto, dos ϕ_{ij} , com

$$\phi_{ij} = \frac{\bar{\epsilon}_j - \bar{\epsilon}_i}{\epsilon_j - \epsilon_i}$$

Onde o índice j refere-se à situação depois do j -ésimo passe e o índice i , àquela após o i -ésimo passe.

A possibilidade de prever ϕ_{ij} através de ϕ_{01} surge devido a que as abordagens teóricas para previsão de ϕ_{01} não distinguem o estado inicial do material (recozido ou deformado) ⁽⁴⁸⁾.

Considerando o exposto, a única forma de determinar os ϕ_{ij} seria experimentalmente, retirando após cada passe de laminação

uma amostra, e determinado nela o valor de ϵ_{ij} para então calcular ϕ_{ij} , e a partir daí, procurar encontrar alguma relação que vincule ϕ com Δ para cada passe.

Considerando agora os valores experimentais dos ϕ_{0j} para passes múltiplos, pode-se ver na Fig. IV.6.1 que os mesmos são em geral um pouco maiores que aqueles medidos para um só passe, apresentando também um comportamento errático. As diferenças entre os ϕ_{0j} para um e vários passes de laminação encontram-se, em geral, dentro da faixa dos erros experimentais.

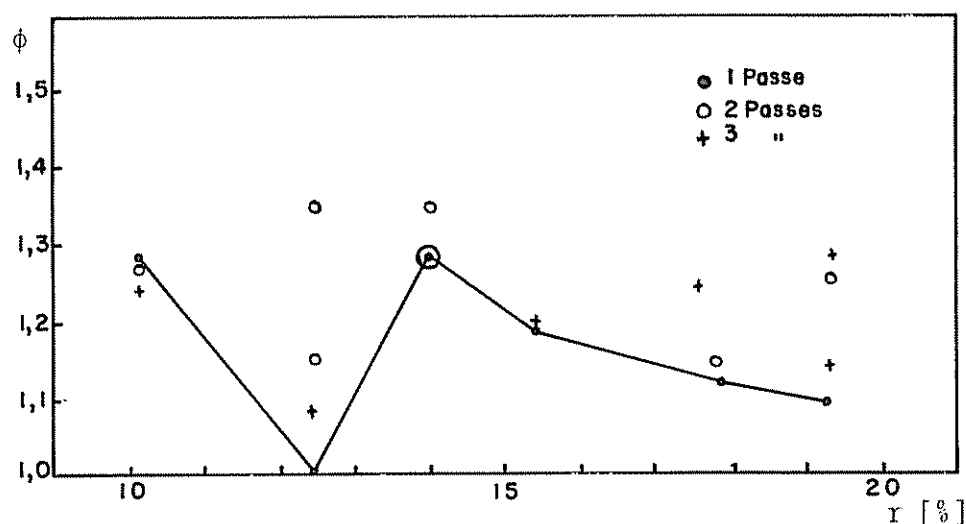


Fig. IV.6.1 Valores ϕ_{0j} para um só passe e passes múltiplos de laminação.

Com relação ao valor do Fator FH, definido segundo IV.4.4, tal como acontece para materiais laminados em um só passe, apresenta um comportamento errático quando locado em função de r (Vide Fig. IV.6.2).

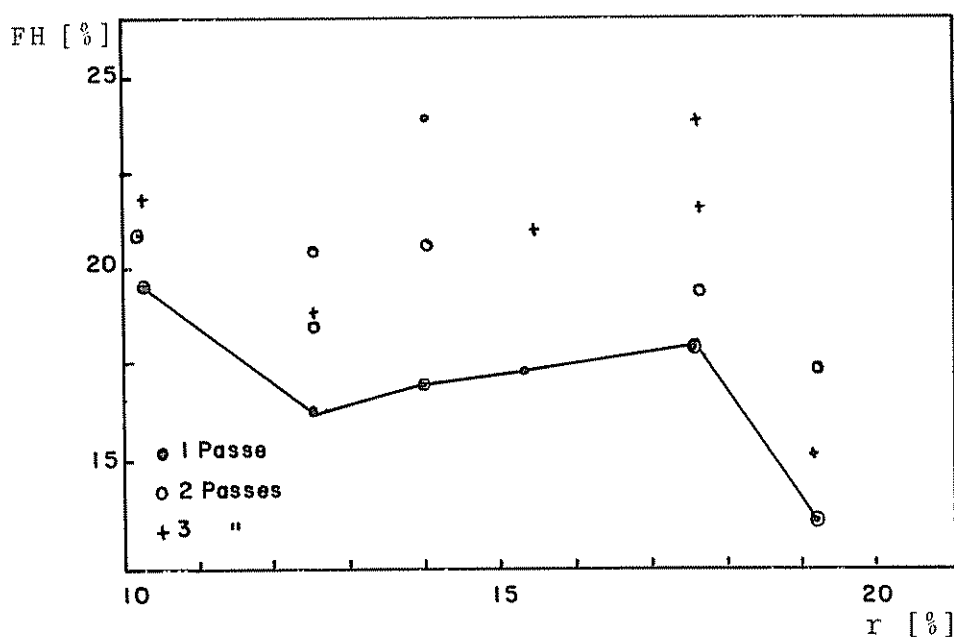


Fig. IV.6.2 Valores de FH x r para passes múltiplos de laminação e para um só passe.

Com referência à influência do grau de redução no último passe, para materiais que sofreram a mesma redução total, sobre o valor do fator de heterogeneidade FH, não é possível no presente trabalho tirar conclusões devido ao reduzido número de dados experimentais disponíveis.

É interessante destacar porém, que existe a tendência de que os valores de FH para laminações multipasse sejam maiores que aqueles correspondentes a laminações em um só passe como pode-se ver na Fig. IV.6.2

IV.7 Previsão das propriedades mecânicas em amostras submetidas a passes múltiplos de laminação

Ante a impossibilidade de prever teoricamente os ϕ_{ij} e assim os ϕ_{0j} como já foi colocado em IV.6, não é possível fazer previsões teóricas das propriedades mecânicas para passes múltiplos de laminação. Devido a este fato será inicialmente efetuada uma comparação entre as propriedades mecânicas medidas para um só passe e para passes múltiplos.

Nas figuras IV.7.1 e IV.7.2 é apresentada dita comparação para $\sigma_{e 0,2}$ e σ_t .

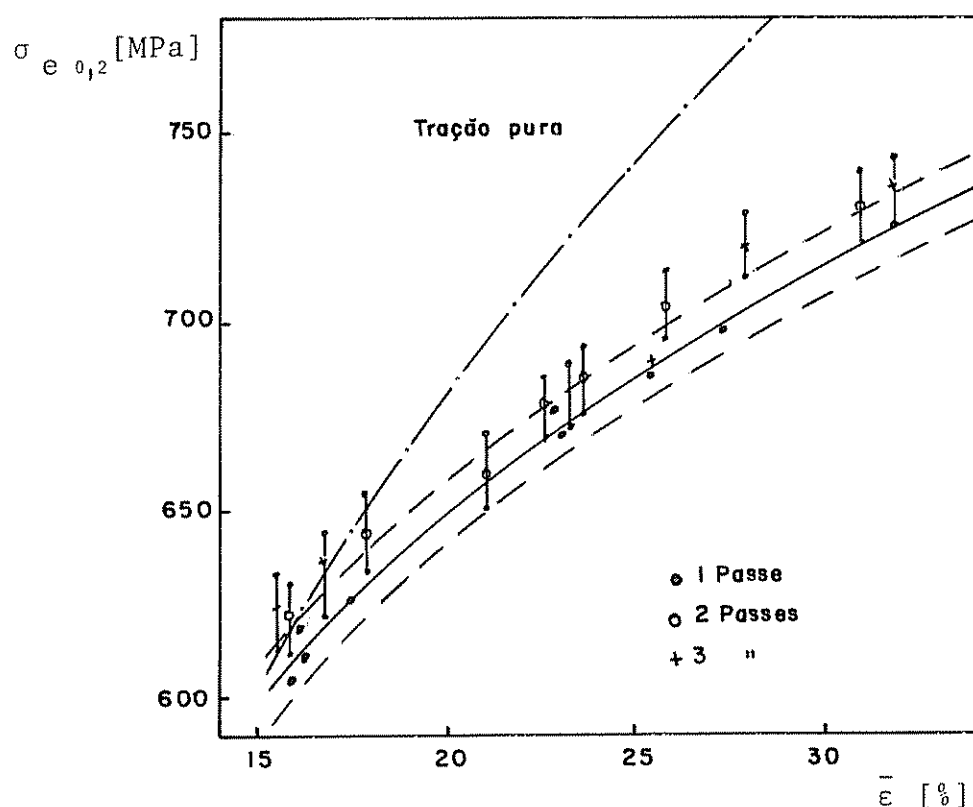


Fig. IV.7.1 Valores de $\sigma_{e 0,2}$ para um passe e passes múltiplos de laminação.

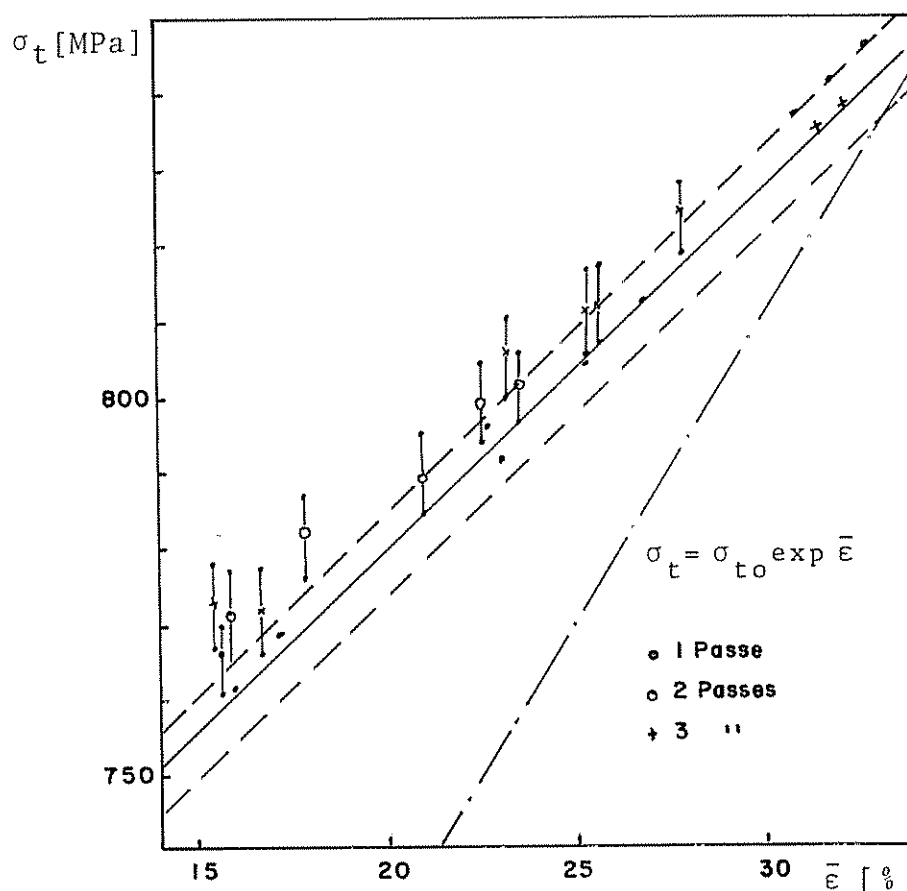


Fig. IV.7.2 Valores de σ_t para um passe e passes múltiplos de laminação.

Observa-se que existe a tendência de que os valores medidos para passes múltiplos sejam um pouco maiores que aqueles medidos para um só passe, com as diferenças, porém, encontrando-se em geral, dentro da faixa de erros experimentais.

Com referência agora aos valores previstos teoricamente, à semelhança do que acontece para um só passe, os valores medidos de $\sigma_{e0,2}$, na faixa de $\bar{\epsilon}$ analisada, são menores, enquanto que os de σ_t são maiores (Vide figuras IV.7.1 e IV.7.2). Este tipo de comportamento, como já foi colocado em IV.5.2 exigiria que a taxa média de encruamento do material pré-deformado por laminação, du

rante o posterior ensaio de tração seja maior que a de tração pura, o que realmente acontece como pode-se comprovar através da comparação entre os valores de $(\Delta\sigma/\Delta\epsilon)_L$ da Tabela IV.7.1 e os valores de $(\Delta\sigma/\Delta\epsilon)_t$ da Tabela IV.5.3.

AMOSTRA	σ'_u [MPa]	$\sigma_{e\ 0,2}$ [MPa]	ϵ'_u [%]	$\frac{\Delta\sigma'}{\Delta\epsilon}_L$ [MPa]
15	952	622	21,9	15,1
16	953	624	21,9	15,0
17	952	644	20,0	15,4
18	935	660	17,1	16,1
19	941	635	20,0	15,3
20	932	686	15,3	16,1
21	931	677	15,4	16,5
22	937	681	15,3	16,7
23	909	705	11,4	17,9
24	909	720	10,3	18,3
25	926	687	13,4	17,8
26	917	730	10,0	18,7
27	913	735	9,0	19,8

TABELA IV.7.1 Valores da taxa média de encruamento.

No caso do alongamento percentual (Vide Fig. IV.7.3) existe uma ligeira queda quando comparado com um só passe. Esta tendência deve ser tomada com cautela, já que em geral, as diferenças encontram-se dentro da faixa dos erros experimentais.

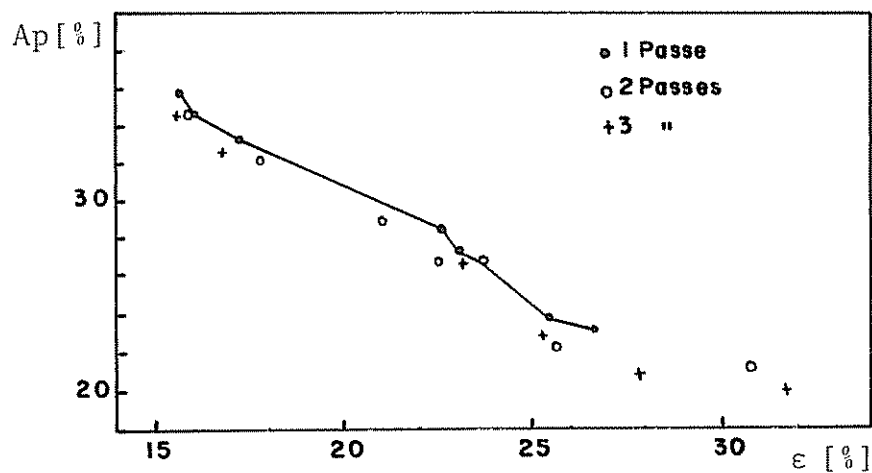


Fig. IV.7.3 Variação de A_p com $\bar{\epsilon}$ para um só passe e passes múltiplos.

Com referência ao coeficiente de estricção, pode-se ver nas figuras IV.7.4 e IV.7.5 que não existe nenhuma tendência podendo ser maior ou menor que aquele medido para um só passe com as diferenças dentro da faixa dos erros experimentais.

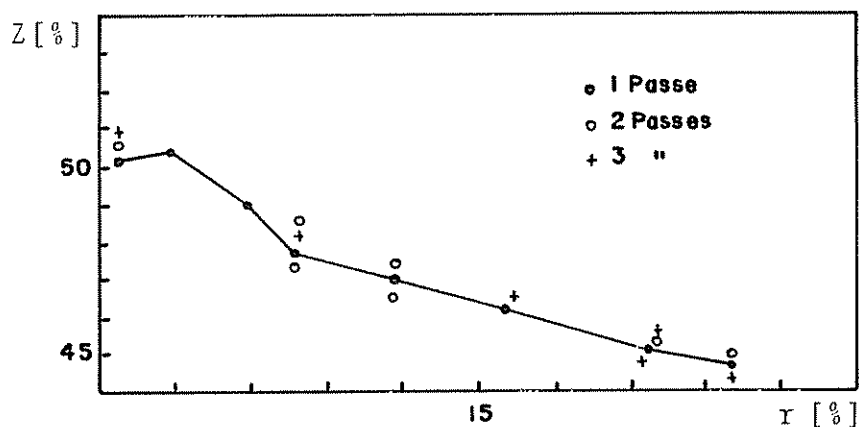


Fig. IV.7.4 Variação do coeficiente de estricção em função de r .

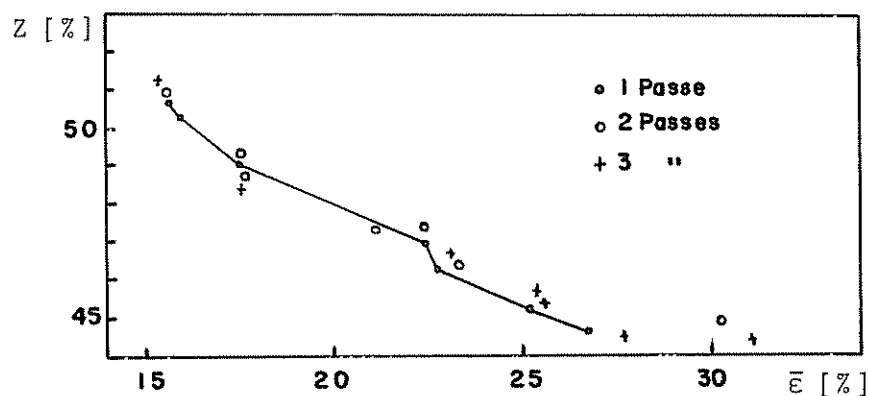


Fig. IV.7.5 Variação do coeficiente de estricção em função de $\bar{\epsilon}$.

Observa-se que as tendências que apresentam σ_t e $\sigma_{e 0,2}$ para passes múltiplos de laminação são condizentes com os valores de ϕ_{0j} medidos (Vide item IV.6). Este comportamento é oposto àquele apresentado pelo alumínio⁽⁶⁷⁾ e o cobre (Vide figura II.4.4), sendo semelhante ao relatado para o aço SAE 1018⁽⁶⁸⁾. Com referência ao alongamento percentual, as tendências apresentadas são semelhantes à do cobre (Vide Fig. II.4.4).

IV.8 Critério para início de estricção em materiais pré-deformados heterogeneamente

Segundo Caddell e Atkins, quando a deformação média na seção transversal do corpo de prova deformado de forma heterogênea $\bar{\epsilon}$ é menor que a deformação uniforme em tração pura ϵ_u o início da estricção acontece durante o ensaio de tração quando $\bar{\epsilon} + \epsilon_t = \epsilon_u$. Este critério está baseado num modelo que aceita que a deformação desde $\bar{\epsilon}$ até ϵ_u segue a curva de tração monotônica e que ϵ_u é independente do caminho de deformação, o que, como já foi exposto no item IV.5.2, não representa a realidade experimental do presente trabalho (Vide Figuras IV.5.4 e IV.5.5).

Experiências adicionais foram realizadas com o fim de confirmar os resultados expostos no item IV.5.2. Nessas experiências foram medidas as deformações médias ($\bar{\epsilon}$) na seção transversal de corpos de prova pré-laminados e posteriormente tracionados em regiões afastadas da estricção. Torna-se evidente que se o critério de Caddell e Atkins fosse válido, os valores de $\bar{\epsilon}$ medidos nessas regiões deveriam ser aproximadamente iguais a ϵ_u .

Os resultados apresentados na Tabela III.9.1 mostram que isto não acontece para o material em estudo sendo os $\bar{\epsilon}$ medidos, em geral, maiores que ϵ_u . Este fato confirma os resultados anteriores com o qual fica claro que o critério de Caddell e Atkins é inaplicável no presente caso.

O comportamento diferente que apresenta o material em estudo quando comparado com aqueles estudados por Caddell e Atkins poderia ser atribuído, como já foi exposto no item IV.5.2, às diferenças existentes nos valores das taxas médias de encruamento do material submetido a tração pura e às do material pré-laminado durante o posterior ensaio de tração.

Com referência aos elevados valores de $\bar{\epsilon}$ apresentados na Tabela III.9.1, além do exposto acima, existe também a possibilidade de que sendo a estrição apresentada pelos corpos de prova ensaiados muito difusa, as determinações de $\bar{\epsilon}$ após tração não tenham sido realizadas fora da mesma.

Pelo exposto para o caso do aço AISI 304, o critério existente para o início da estrição não é aplicável.

V. CONCLUSÕES

1. O método dos perfis de dureza para a determinação de $\bar{\epsilon}$ e consequentemente de ϕ é pouco confiável devido à grande propagação dos erros cometidos nas medições de microdureza quando utilizadas para calcular ϵ através da equação $\epsilon = K HV^q$.
2. Os erros cometidos na determinação de ϵ aumentam quando aumenta o coeficiente n da equação $\epsilon = K HV^q$, isto é o método é mais impreciso para materiais com baixa taxa de encruamento (q elevado).
3. No caso de pré-deformação por tração é viável a previsão de σ_t , A_p e Z , sempre que as condições de pré-tração (temperatura e velocidade de deformação) sejam mantidas no ensaio ulterior de tração.
4. Os valores de σ_e e $\phi_{0.2}$ na recarga são menores que aqueles medidos na pré-deformação por tração. Este fato é atribuído à ocorrência de efeitos anelásticos.
5. A relação entre HV e σ_e é um pouco diferente que a teórica proposta por Tabor. Esta diferença poderia ser atribuída ao fato de que a relação teórica seria só uma aproximação, podendo variar para diferentes materiais.
6. O fator de deformação redundante $\phi_{0.1}$ no material estudado não responde a uma lei linear do tipo proposto por Caddell e Atkins quando colocado em função do parâmetro Δ . Seu com

portamento é errático impedindo com este fato, fazer previsões teóricas do mesmo.

7. O fator de heterogeneidade FH apresenta um comportamento errático quando colocado em função de Δ ou de r . Este comportamento é diferente de alguns resultados relatados na literatura.
8. As tendências relatadas por Backofen com referência à relação entre FH e Δ devem ser consideradas com cautela devido ao baixo número de pontos experimentais e à estreita faixa de Δ utilizadas para defini-las.
9. Os perfis de dureza determinados para o aço inoxidável 304 apresentam um comportamento diferente ao do cobre relatados por Hundy, não apresentando aplainamento com o aumento da redução (pelo menos até $r = 22\%$). Esta diferença de comportamento pode ser atribuída à grande capacidade de encruamento do aço 304.
10. A definição de FH segundo a Equação IV.4.4 não é mais adequada já que a presença de pontos particulares com valores altos ou baixos de dureza que poderiam não formar parte da tendência do perfil forneceriam valores de FH irreais.
11. Ao contrário dos perfis de dureza determinados para o cobre por Hundy, os quais são simétricos, os obtidos no presente trabalho apresentam em geral, uma certa assimetria que aumenta com o número de passes. Acredita-se que este fato seja devido a diferentes condições de atrito entre os cilindros do laminador e o material, sendo que para passes

múltiplos existe um efeito acumulativo.

12. O fenômeno de endurecimento secundário relatado por Hundy para o cobre não foi detetado no presente trabalho. Acredita-se que o mesmo seja muito difícil de detetar devido a que as diferenças de microdureza que o caracterizam encontram-se dentro da faixa de erros experimentais. Este fato torna duvidosas as afirmações de Hundy.
13. Para o aço inoxidável 304 pré-deformado por laminação não foi possível realizar previsões de σ e $\sigma_{0,2}$ através das teorias existentes. Não foi possível explicar este fato.
14. A previsão de σ_t e A_p não é possível devido a que a taxa média de encruamento do material pré-deformado por laminação durante o ensaio de tração ulterior é maior que aquela correspondente à tração pura. Este fato contraria o modelo proposto por Caddell e Atkins segundo o qual a deformação desde $\bar{\epsilon}$ até ϵ_u segue a curva de tração monotônica e ϵ_u é independente do caminho de deformação.
15. Não existe previsão para o coeficiente de estricção para pré-deformação por laminação.
16. A impossibilidade de prever ϕ_{01} não permite fazer previsões de ϕ_{ij} e consequentemente de ϕ_{0j} .
17. Existe a tendência de que os valores de ϕ_{0j} para passes múltiplos sejam um pouco maiores que aqueles medidos para um só passe (para a mesma redução total).

18. A mesma tendência é observada para FH. Este sugere perfis de deformação mais aguçados para materiais laminados em passes múltiplos.
19. Ante a impossibilidade de prever os ϕ_{ij} e ϕ_{0j} não é possível fazer previsões teóricas das propriedades mecânicas para passes múltiplos de laminação.
20. Comparações efetuadas entre as propriedades mecânicas para um só passe e para passes múltiplos mostram que tanto σ_t como $\sigma_{e 0.2}$ são um pouco maiores para as laminações multipasse enquanto que A_p é menor. Estes fatos são condicentes com as tendências encontradas quando comparados os ϕ_{0j} .
21. Com referência a Z não existem tendências quando comparado com os valores medidos para um só passe.
22. O critério de Caddell e Atkins para o início da estricção em materiais pré-deformados heterogeneamente não é válido para o aço 304 laminado. A falta de validade do critério seria devido às mesmas razões expostas para σ_t e A_p .
23. Acredita-se que as diferenças existentes entre o comportamento de diferentes materiais não permite a existência de um único critério para prever as propriedades mecânicas.
24. É provável que o comportamento de materiais pré-deformados heterogeneamente por trefilação (os modelos existentes para prever propriedades mecânicas foram propostos para eles) seja diferente que o comportamento de materiais pré-deformados heterogeneamente por laminação.

VI. SUGESTÕES

1. Repetir os estudos realizados no presente trabalho em aço AISI 304 pré-deformado por trefilação e em cobre e alumínio pré-laminados, a fim de verificar se existe influência do tipo de pré-deformação e dos diferentes tipos de comportamento dos materiais durante o ulterior ensaio de tração.
2. Devido ao fato exposto no presente trabalho sobre a falta de confiabilidade do método dos perfis de microdureza para a avaliação de ϵ e ao relatado por Cetlin com referência ao método de superposição das curvas tensão-deformação, sugere-se utilizar técnicas de visioelasticidade em amostras duplicadas a fim de determinar numa delas a distribuição de deformações e realizar os ensaios de tração na outra.
3. Repetir para o aço AISI 304 (baixa energia de falha de empilhamento) as pesquisas realizadas por Armstrong em alumínio (alta energia de falha de empilhamento) submetido a compressão multiaxial a fim de determinar a influência do material no fenômeno de amaciamento relatado no dito trabalho.
4. Determinar a influência da quantidade de martensita sobre a taxa de encruamento do material.
5. Tentar modelar a curva $\sigma \times \epsilon$ do material laminado através das curvas $\sigma \times \epsilon$ de diferentes elementos do perfil de deformação da seção transversal.

VII. APÊNDICES

VII.1. Perfis de deformação na seção transversal de amostras laminadas

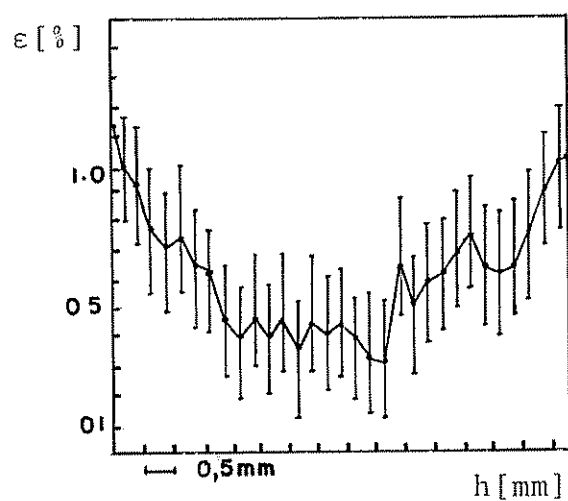


Fig. VII.1 Amostra 1 - $r_t = 0,63\%$ - 1 Passe - $h_f = 15,80$ mm

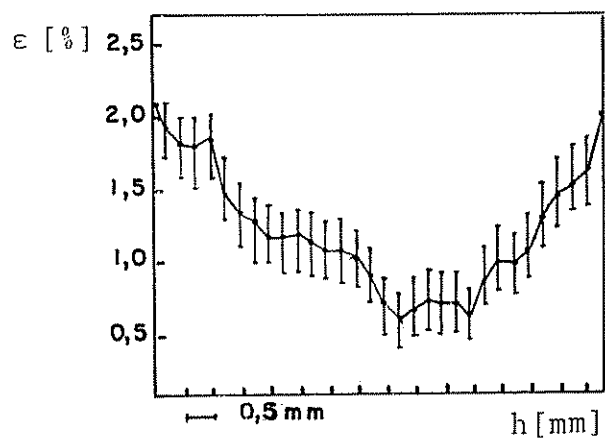


Fig. VII.2 Amostra 2 - $r_t = 1,27\%$ - 1 Passe - $h_f = 15,50$ mm

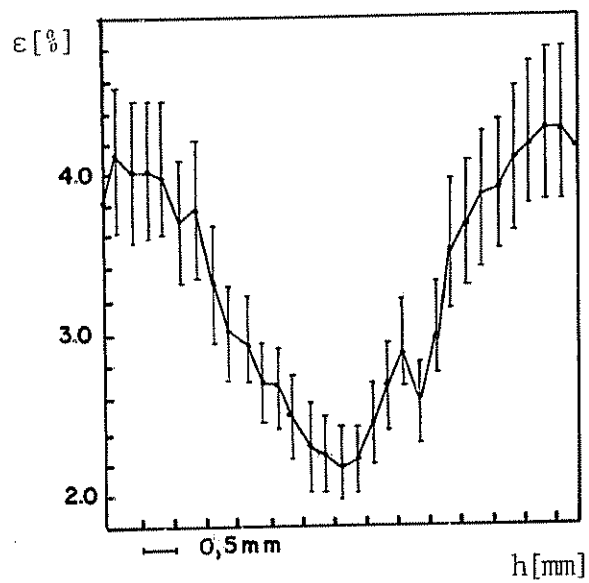


Fig. VII.3 Amostra 3 - $r_t = 2,93 \%$ - 1 Passe - $h_f = 14,94$ mm

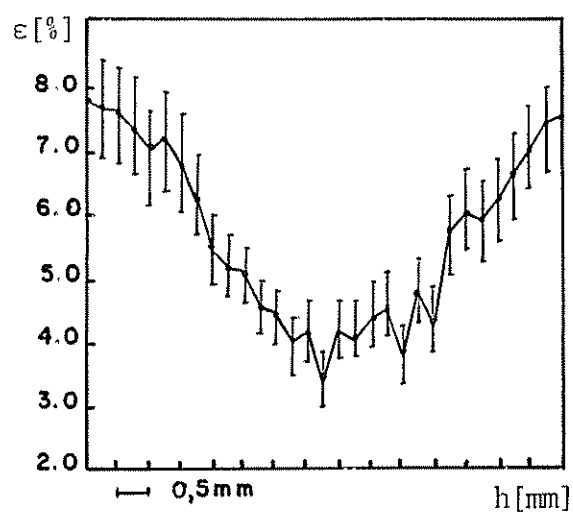


Fig. VII.4 Amostra 4 - $r_t = 3,86 \%$ - 1 Passe - $h_f = 14,90$ mm

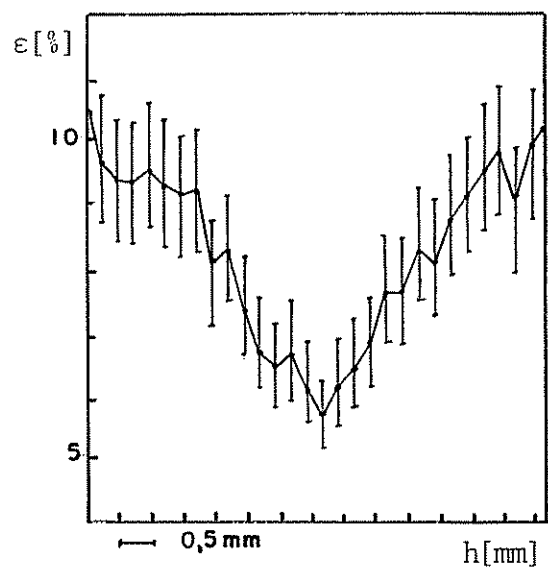


Fig. VII.5 Amostra 5 - $r_t = 6,49\%$ - 1 Passe - $h_f = 14,40$ mm

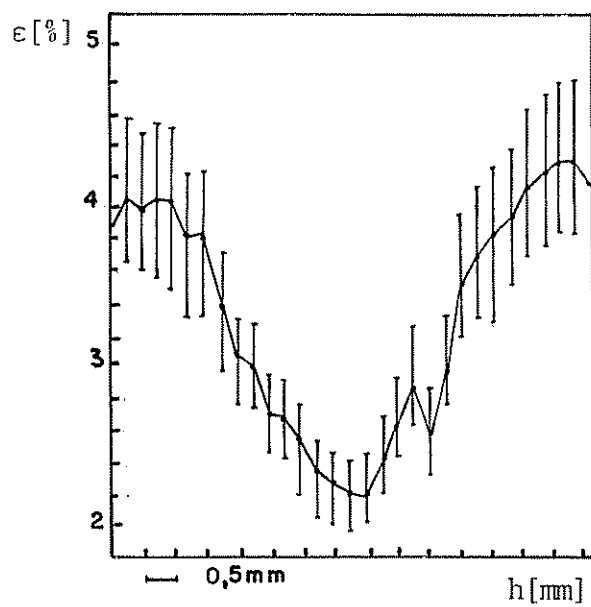


Fig. VII.6 Amostra 6 - $r_t = 8,44\%$ - 1 Passe - $h_f = 14,10$ mm

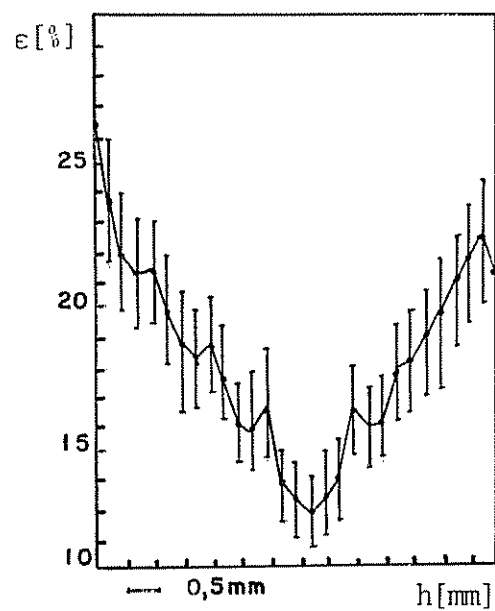


Fig. VII.7 Amostra 7 - $r_t = 10,2 \%$ - 1 Passe - $h_f = 14,00$ mm

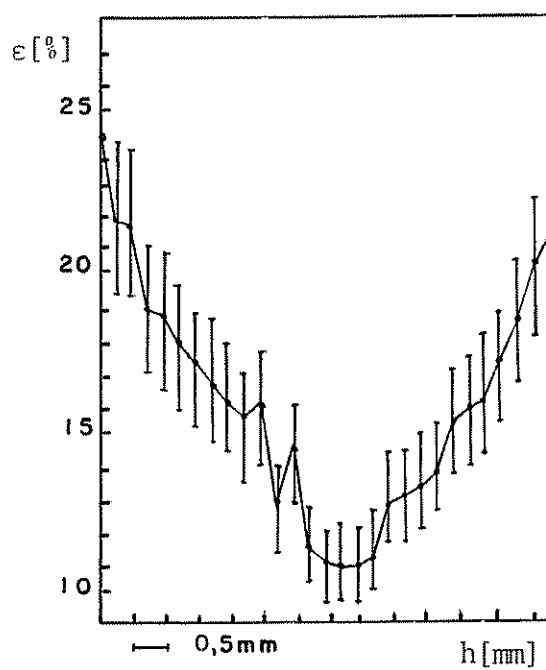


Fig. VII.8 Amostra 8 - $r_t = 10,9 \%$ - 1 Passe - $h_f = 14,00$ mm

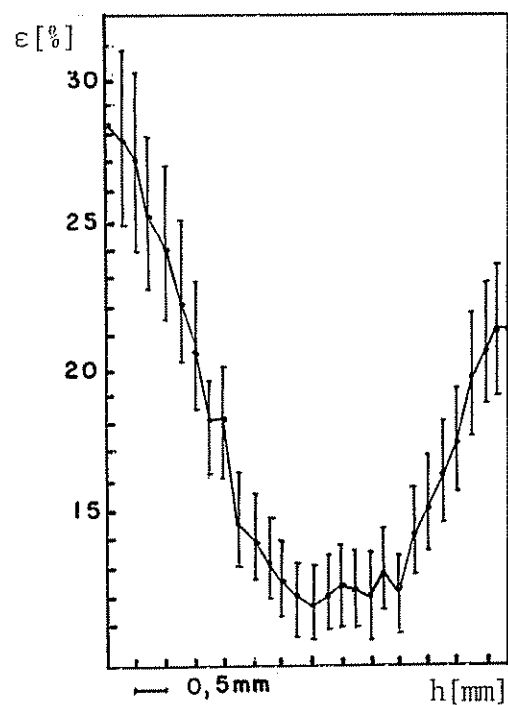


Fig. VII.9 Amostra 9 - $r_t = 11,8 \%$ - 1 Passe - $h_f = 13,70$ mm

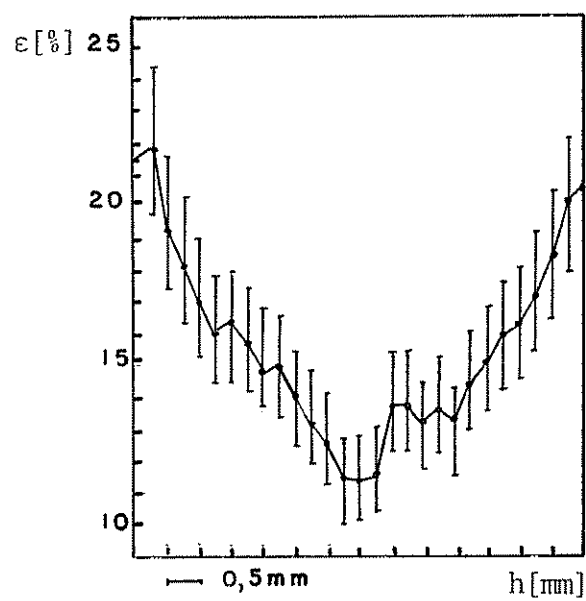


Fig. VII.10 Amostra 10 - $r_t = 12,5 \%$ - 1 Passe - $h_f = 14,00$ mm

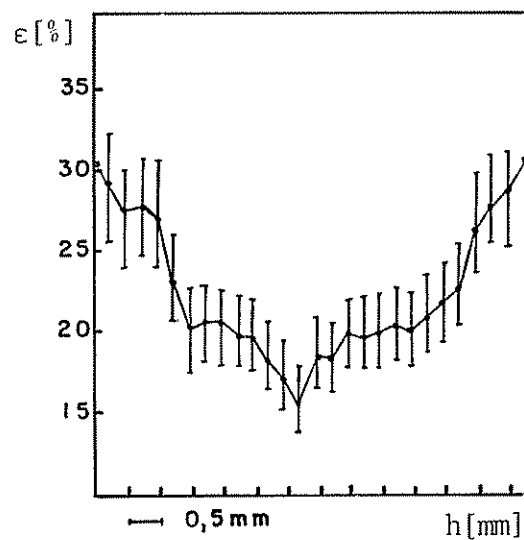


Fig. VII.11 Amostra 11 - $r_t = 14,0 \%$ - 1 Passe - $h_f = 13,50 \text{ mm}$

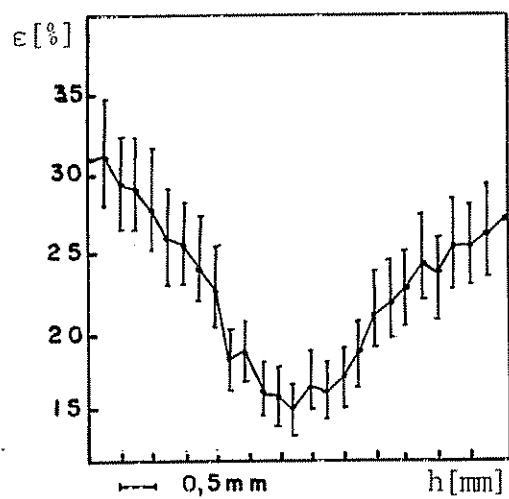


Fig. VII.12 Amostra 12 - $r_t = 15,4 \%$ - 1 Passe - $h_f = 13,20 \text{ mm}$

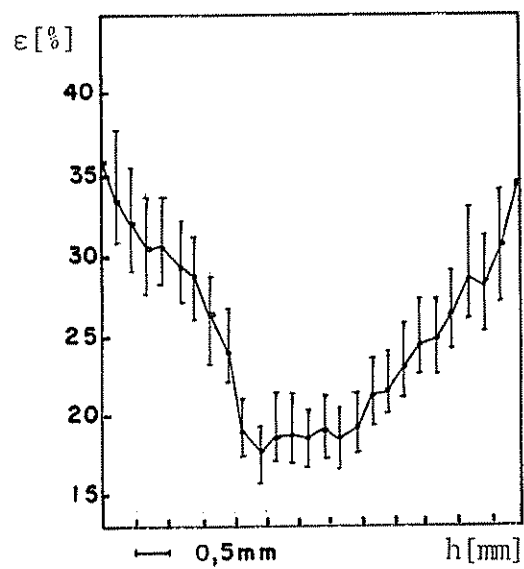


Fig. VII.13 Amostra 13 - $r_t = 17,6 \%$ - 1 Passe - $h_f = 13,20$ mm

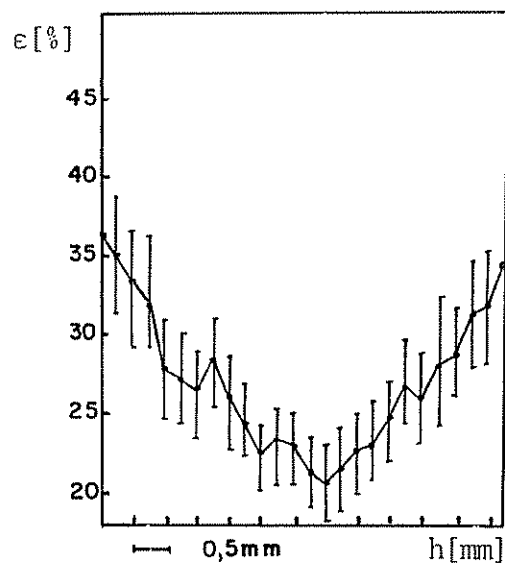


Fig. VII.14 Amostra 14 - $r_t = 19,3 \%$ - 1 Passe - $h_f = 12,60$ mm

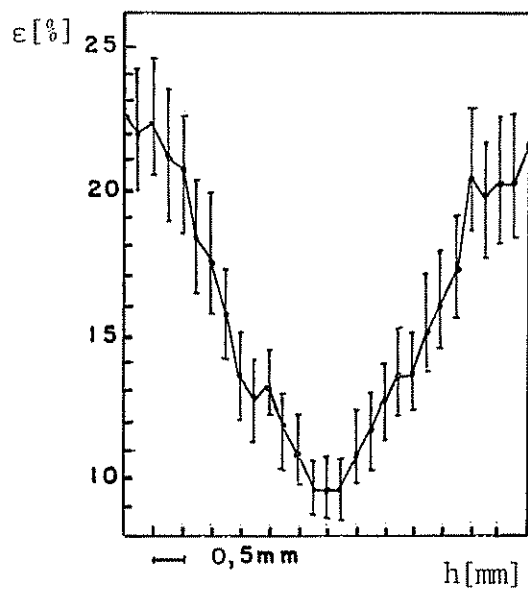


Fig. VII.15 Amostra 15 - $r_t = 10,2$ % - 3 Passes - $h_f = 14,00$ mm

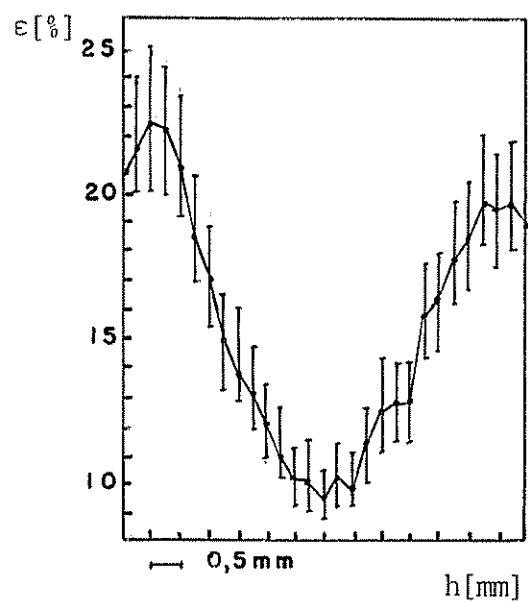


Fig. VII.16 Amostra 16 - $r_t = 10,2$ % - 3 Passes - $h_f = 14,00$ mm

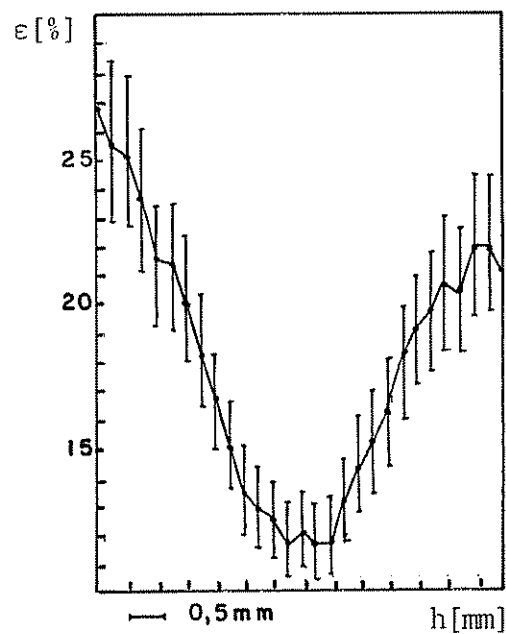


Fig. VII.17 Amostra 17 - $r_t = 12,5$ % - 2 Passes - $h_f = 14,00$ mm

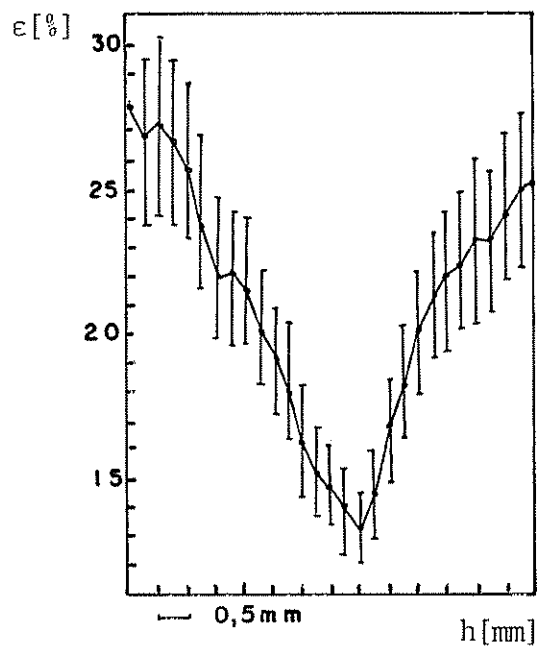


Fig. VII.18 Amostra 18 - $r_t = 12,5$ % - 2 Passes - $h_f = 14,00$ mm

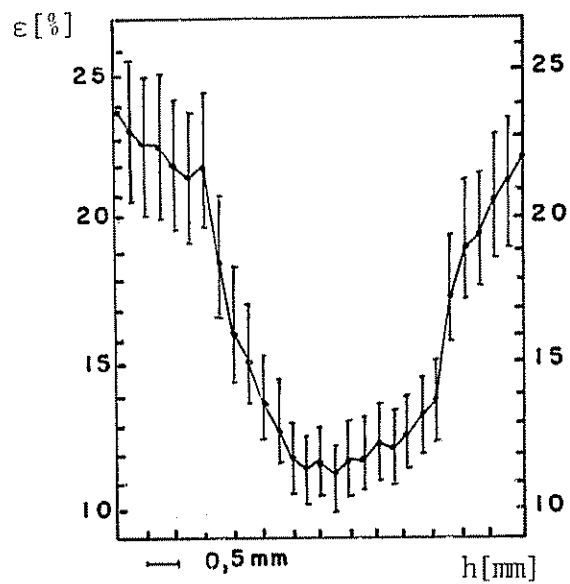


Fig. VII.19 Amostra 19 - $r_t = 12,5$ % - 3 Passes - $h_f = 14,00$ mm

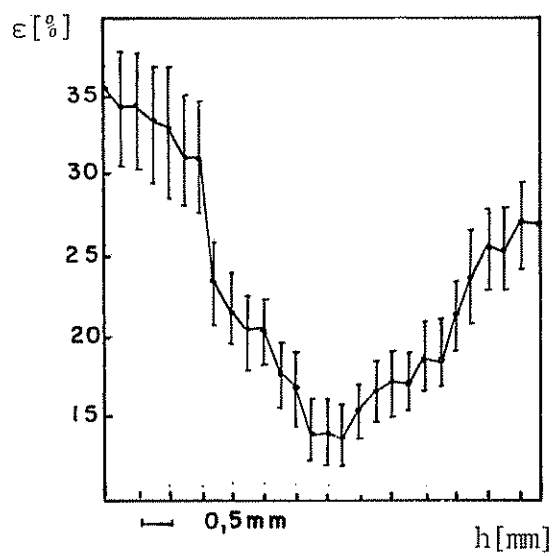


Fig. VII.20 Amostra 20 - $r_t = 14,0$ % - 2 Passes - $h_f = 13,50$ mm

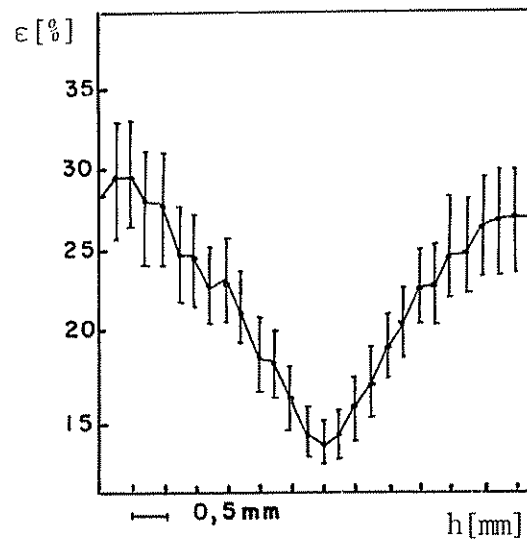


Fig. VII.21 Amostra 21 - $r_t = 14,00$ % - 2 Passes - $h_f = 13,50$ mm

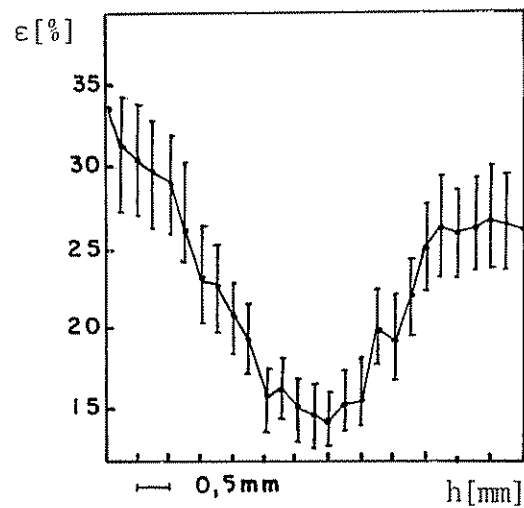


Fig. VII.22 Amostra 22 - $r_t = 15,4$ % - 3 Passes - $h_f = 13,20$ mm

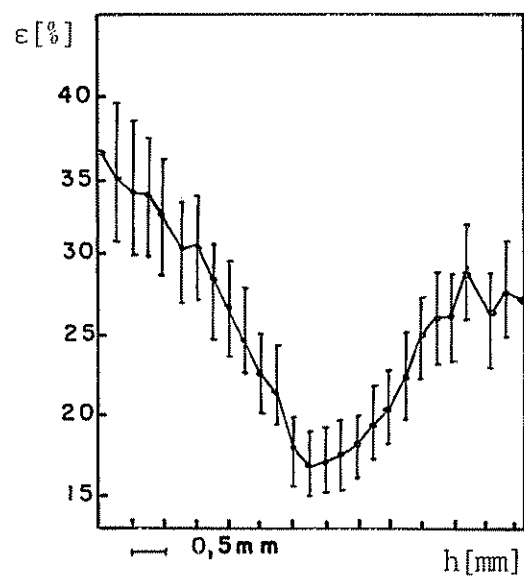


Fig. VII.23 Amostra 23 - $r_t = 17,6$ % - 2 Passes - $h_f = 13,20$ mm

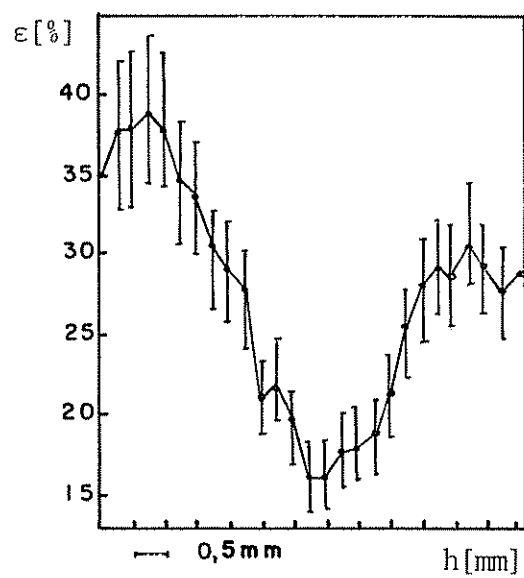


Fig. VII.24 Amostra 24 - $r_t = 17,6$ % - 3 Passes - $h_f = 13,20$ mm

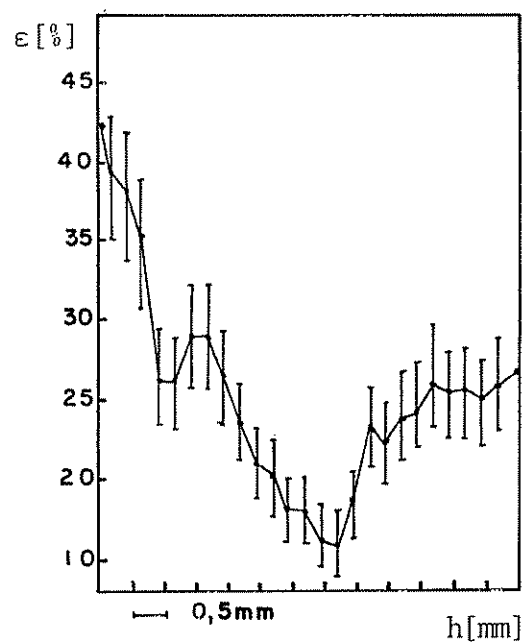


Fig. VII.25 Amostra 25 - $r_t = 17,6$ % - 3 Passes - $h_f = 13,20$ mm

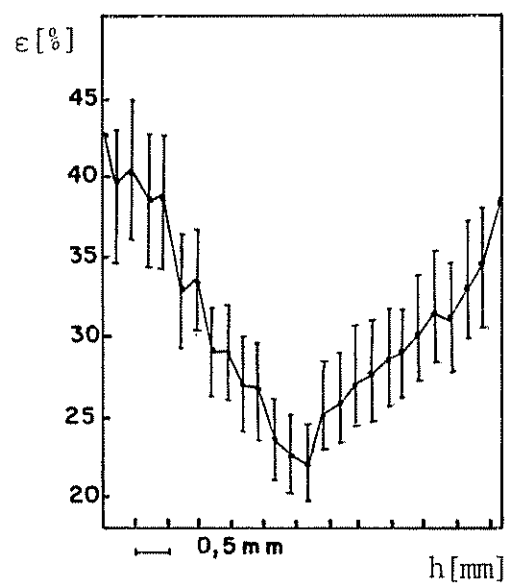


Fig. VII.26 Amostra 26 - $r_t = 19,3$ % - 2 Passes - $h_f = 12,60$ mm

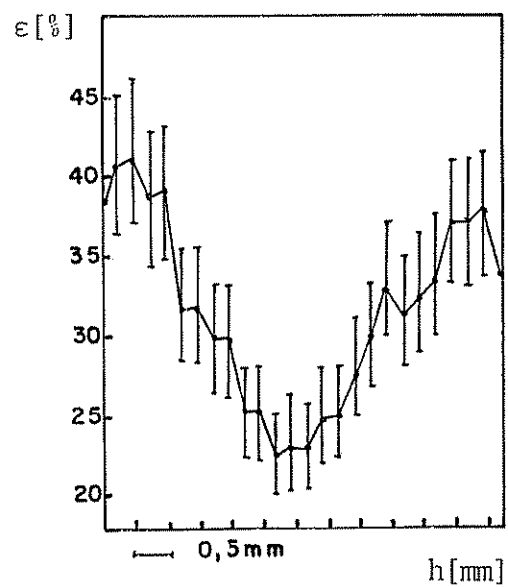


Fig. VII.27 Amostra 27 - $r_t = 19,3$ - 3 Passes - $h_f = 12,60$ mm

VII.2 Coefficientes dos polinômios de melhor ajuste

AMOSTRA	K ₀	K ₁	K ₂	K ₃	K ₄	K ₅
1	0,3985	0,0188	0,0105	- 0,0005	-	-
2	0,8095	- 0,0765	0,0197	0,0012	-	-
3	2,2844	0,0241	0,0933	- 0,0001	- 0,0011	-
4	3,9196	0,1258	0,1279	- 0,0020	- 0,0011	-
5	6,4620	0,0221	0,1670	- 0,0004	- 0,0020	-
6	9,0189	- 0,1470	0,2466	0,0169	- 0,0022	- 0,0003
7	12,1946	- 0,5847	0,3115	0,0406	- 0,0026	- 0,0007
8	12,1481	0,7015	0,2441	- 0,0300	- 0,0007	0,0004
9	11,8680	0,5307	0,4420	- 0,0015	- 0,0034	-
10	12,5300	- 0,1012	0,1819	-	-	-
11	18,0802	- 0,1060	0,3202	0,0012	- 0,0009	-
12	16,6325	0,0523	0,6814	- 0,0311	- 0,0095	0,0005
13	18,6730	0,1462	0,5860	- 0,0462	- 0,0050	0,0010
14	21,9674	- 0,5246	0,4342	0,0295	- 0,0030	- 0,0005
15	10,1507	- 0,0581	0,5128	- 0,0011	- 0,0057	-
16	9,5912	- 0,0855	0,5969	- 0,0024	- 0,0079	-
17	11,9088	0,0257	0,5419	- 0,0082	- 0,0062	-
18	15,2432	- 0,3475	0,5515	0,0039	- 0,0069	-
19	11,2521	- 0,7789	0,4802	0,0147	- 0,0050	-
20	15,1290	- 1,0505	0,8561	0,0118	- 0,0111	-
21	15,1776	- 0,4621	0,8205	0,0104	- 0,0125	-
22	15,4577	0,2085	0,8566	- 0,0177	- 0,0125	-
23	18,6186	- 1,2802	0,7822	0,0530	- 0,0115	- 0,0009
24	18,3682	- 1,1023	1,1525	0,0100	- 0,0196	-
25	19,0221	- 0,1235	0,5768	- 0,0254	- 0,0054	-
26	24,5084	0,1638	0,6089	- 0,0653	- 0,0056	0,0013
27	23,6822	0,7844	1,0375	- 0,0739	- 0,0183	0,0012

TABELA VII.2.1 Coeficientes dos polinômios de ajuste para $\bar{e}$

AMOSTRA	K_0	K_1	K_2	K_3	K_4	K_5
1	0,1875	0,0182	0,0103	- 0,0005	-	-
2	0,5890	- 0,0743	0,0192	0,0011	-	-
3	2,0534	0,0198	0,0818	- 0,0001	- 0,0010	-
4	3,4878	0,1117	0,1139	- 0,0017	- 0,0010	-
5	5,7544	0,0192	0,1483	- 0,0003	- 0,0017	-
6	8,0339	- 0,1252	0,2189	0,0144	- 0,0020	- 0,0002
7	10,8470	- 0,5259	0,2789	0,0367	- 0,0024	- 0,0007
8	10,8100	0,6029	0,2175	- 0,0251	- 0,0006	0,0004
9	10,5401	0,4701	0,3933	- 0,0013	- 0,0030	-
10	11,1381	- 0,0929	0,1624	-	-	-
11	16,0821	- 0,0936	0,2857	0,0009	- 0,0008	-
12	14,8092	0,0519	0,6061	- 0,0280	- 0,0084	0,0005
13	16,6205	0,1335	0,5217	- 0,0416	- 0,0044	0,0009
14	19,5636	- 0,2651	0,3822	0,0036	- 0,0024	-
15	9,0321	- 0,0547	0,4549	- 0,0009	- 0,0050	-
16	8,5341	0,0829	0,5309	- 0,0166	- 0,0071	0,0003
17	10,5823	0,0256	0,4852	- 0,0073	- 0,0056	-
18	13,5655	- 0,3087	0,4917	0,0035	- 0,0061	-
19	10,0038	- 0,7002	0,4293	0,0133	- 0,0045	-
20	13,4657	- 0,9362	0,7589	0,0107	- 0,0098	-
21	13,5094	- 0,4115	0,7280	0,0092	- 0,0111	-
22	13,7640	0,1835	0,7625	- 0,0157	- 0,0112	-
23	16,5695	- 1,1260	0,6957	0,0462	- 0,0102	- 0,0008
24	16,3528	- 0,9792	1,0217	0,0086	- 0,0173	-
25	16,9327	- 0,1046	0,5129	- 0,0228	- 0,0048	-
26	21,7900	0,1653	0,5432	- 0,0599	- 0,0050	0,0012
27	21,0602	0,6973	0,9239	- 0,0662	- 0,0163	0,0010

TABELA VII.2.2 Coeficientes dos polinômios de ajuste para $\bar{\epsilon} - \Delta\epsilon$

AMOSTRA	K_0	K_1	K_2	K_3	K_4	K_5
1	0,6094	0,0197	0,0108	- 0,0005	-	-
2	1,0663	- 0,0883	0,0194	0,0014	-	-
3	2,5186	0,0259	0,1053	- 0,0001	- 0,0013	-
4	4,2676	0,1780	0,1588	- 0,0038	- 0,0017	-
5	7,2060	0,0506	0,1879	- 0,0009	- 0,0023	-
6	10,0209	0,0441	0,2741	0,0001	- 0,0025	-
7	13,5182	- 0,6497	0,3478	0,0453	- 0,0030	- 0,0008
8	13,4788	0,7750	0,2710	- 0,0328	- 0,0008	0,0005
9	13,1887	0,5879	0,4880	- 0,0017	- 0,0037	-
10	13,8906	- 0,1116	0,2023	-	-	-
11	20,0776	- 0,1242	0,3551	0,0013	- 0,0010	-
12	18,4568	0,0596	0,7568	- 0,0343	- 0,0105	0,0006
13	20,7141	0,1565	0,6505	- 0,0514	- 0,0055	0,0011
14	24,3826	- 0,5824	0,4808	0,0321	-	-
15	11,2712	- 0,0670	0,5701	- 0,0012	- 0,0063	-
16	10,6683	- 0,0966	0,6597	- 0,0026	- 0,0087	-
17	13,2314	0,0339	0,6005	- 0,0092	0,0068	-
18	16,9240	- 0,3846	0,6125	0,0043	- 0,0077	-
19	12,4695	- 0,8638	0,5373	0,0163	- 0,0057	-
20	16,7805	- 1,1696	0,9497	0,0134	- 0,0123	-
21	16,8499	- 0,5111	0,9096	0,0115	- 0,0139	-
22	17,1490	0,2379	0,9529	- 0,0200	- 0,0139	-
23	20,6595	- 1,3948	0,8702	0,0567	- 0,0128	-
24	20,4700	- 1,3537	1,2812	0,0223	- 0,0231	-
25	21,1304	- 0,1347	0,6392	- 0,0284	- 0,0060	-
26	27,1909	0,1843	0,6766	- 0,0727	- 0,0062	0,0014
27	26,2594	0,8861	1,1561	- 0,0834	- 0,0204	0,0013

TABELA VII.2.3 Coeficientes dos polinômios de ajuste para $\bar{\epsilon} + \Delta\epsilon$

VII.3.1 Polinômios de Ajuste para o Valor Médio de $\bar{\epsilon}$

IDENTIFICACAO : MOSTRA 01:PO

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MATHIAS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 33

GRAU DO POLINOMIO : 3

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO

$$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$$

K 0 = 0.3985032833

K 1 = 0.0188572489

K 2 = 0.0105289373

K 3 = -0.0005072897

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL (%)
1	-7.5000	1.2400	1.1569	-0.0831	-6.7042
2	-7.4000	1.0700	1.0412	-0.0212	-2.0765
3	-6.9000	0.9100	0.9364	0.0264	2.9041
4	-6.4000	0.7700	0.0422	0.0722	9.3725
5	-5.9000	0.7000	0.7590	0.0590	8.2910
6	-5.4000	0.7700	0.6837	-0.0863	-11.2116
7	-4.9000	0.6400	0.6187	-0.0213	-3.3327
8	-4.4000	0.6200	0.5627	-0.0573	-9.2470
9	-3.9000	0.4100	0.5153	0.0753	17.1666
10	-3.4000	0.3000	0.4761	0.0961	25.2969
11	-2.9000	0.4900	0.4440	-0.0452	-9.2259
12	-2.4000	0.3900	0.4210	0.0310	7.9363
13	-1.9000	0.4300	0.4042	-0.0258	-17.5101
14	-1.4000	0.3200	0.3942	0.0742	23.1749
15	-0.9000	0.4300	0.3904	-0.0396	-20.3160
16	-0.4000	0.4800	0.3927	-0.0873	-1.0236
17	0.1000	0.4100	0.4005	-0.0095	-2.3791
18	0.6000	0.3900	0.4135	0.0235	6.0272
19	1.1000	0.3200	0.4313	0.1113	34.7778
20	1.6000	0.3100	0.4535	0.1435	46.2965
21	2.1000	0.7000	0.4790	-0.2202	-31.4577
22	2.6000	0.4700	0.5097	0.0397	8.4554
23	3.1000	0.5900	0.5430	-0.0470	-7.9711
24	3.6000	0.6200	0.5791	-0.0409	-6.5957
25	4.1000	0.7000	0.6170	-0.0822	-11.7471
26	4.6000	0.7700	0.6596	-0.1114	-14.4708
27	5.1000	0.6400	0.7011	0.0611	9.5541
28	5.6000	0.6200	0.7451	0.1251	20.1770
29	6.1000	0.6400	0.7901	0.1501	23.4471
30	6.6000	0.7500	0.8356	0.0856	11.4193
31	7.1000	0.9100	0.8815	-0.0285	-3.1351
32	7.6000	0.9900	0.9272	-0.0628	-6.3476
33	7.9000	1.0300	0.9543	-0.0757	-7.3440

ERRO QUADRÁTICO REDUZ = 0.0147372069

IDENTIFICADO : ANOSTRA 02 : P8

** DETERMINAÇÃO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE 1º POLINÔMIO **
 ** MÉTODO UTILIZADO: MÍNIMOS QUADRADOS

NÚMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 32
 GRAU DO POLINÔMIO : 3

SOLUÇÃO PARA O POLINÔMIO DO TIPO	
2	
Y = K0 + K1 X + K2 X² + ... + Kp X ^p	
K 0 =	0.0054714939
K 1 =	-0.0755004779
K 2 =	0.0197168790
K 3 =	0.0011874029

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.7500	2.1000	2.0339	-0.0661	-3.1437
2	-7.2500	1.9300	1.9468	0.0168	0.8713
3	-6.7500	1.8300	1.8599	0.0299	1.6357
4	-6.2500	1.7000	1.7679	-0.0679	-3.9900
5	-5.7500	1.8300	1.6755	-0.1545	-8.4425
6	-5.2500	1.5200	1.5827	0.0627	4.1266
7	-4.7500	1.3400	1.4905	0.1505	11.2379
8	-4.2500	1.2100	1.3996	-0.1896	-15.6740
9	-3.7500	1.1900	1.3118	0.1218	10.1681
10	-3.2500	1.1700	1.2256	0.0556	4.7518
11	-2.7500	1.1900	1.1443	-0.0457	-3.8435
12	-2.2500	1.1600	1.0579	-0.0921	-7.9406
13	-1.7500	1.6000	0.9974	-0.6026	-37.6512
14	-1.2500	1.4600	0.9336	-0.5264	-35.9859
15	-0.7500	1.0000	0.8774	-0.1226	-12.2559
16	0.2500	0.9100	0.8298	-0.0802	-8.8129
17	0.7500	0.7000	0.7916	0.0916	13.0853
18	1.2500	0.6400	0.7637	0.1237	19.3262
19	1.7500	0.7100	0.7478	0.0378	5.2974
20	2.2500	0.7500	0.7423	-0.0077	-1.0210
21	2.7500	0.7500	0.7587	0.0087	1.1600
22	3.2500	0.7200	0.7729	0.0529	7.3470
23	3.7500	0.6400	0.6999	0.1699	26.5416
24	4.2500	0.3100	0.3625	0.0525	16.9354
25	4.7500	1.0200	0.9316	-0.0884	-8.6635
26	5.2500	1.0200	1.8162	0.7962	78.0752
27	5.7500	1.0000	1.1234	0.1234	12.3400
28	6.2500	1.0100	1.2472	0.2372	23.5824
29	6.7500	1.4500	1.3914	-0.0586	-4.0395
30	7.2500	1.5200	1.5566	0.0366	2.3995
31	7.7500	1.6100	1.7437	0.1337	8.3047
32	8.2500	1.8500	1.7536	-0.0964	-5.1836

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO = 0.016250439

IDENTIFICADOR : MISSISS : F8

** DETERMINAÇÃO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINÔMIO **
 ** MÉTODO UTILIZADO: MÍNIMOS QUADRADOS

NÚMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 31
 GRAU DO POLINÔMIO : 4

SOLUÇÃO PARA O POLINÔMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	2.2644103654
K 1 =	0.0241114956
K 2 =	0.0233636561
K 3 =	-0.000117052
K 4 =	-0.0011502604

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VALOR DE Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.4700	3.3300	3.3591	0.0291	1.0025
2	-6.9700	4.3900	4.4136	0.0236	0.5375
3	-6.4700	3.9300	4.3840	0.4540	2.3559
4	-5.9700	4.0500	4.0541	0.0041	0.1037
5	-5.4700	4.0600	3.9508	-0.1092	-2.6902
6	-4.9700	3.7200	3.7935	0.0735	1.9750
7	-4.4700	3.8000	3.5397	-0.2603	-5.2698
8	-3.9700	3.3200	3.3955	0.0755	1.9740
9	-3.4700	3.0200	3.1651	0.1451	4.8033
10	-2.9700	2.9900	2.9505	-0.0392	-1.3094
11	-2.4700	2.7100	2.7357	0.0257	0.9489
12	-1.9700	2.6600	2.5829	-0.0771	-2.8999
13	-1.4700	2.5000	2.4457	-0.0543	-2.1736
14	-0.9700	2.2300	2.3479	0.0579	2.5222
15	-0.4700	2.2500	2.2926	0.0436	1.9399
16	0.0300	2.2100	2.2852	0.0752	3.4035
17	0.5300	2.2100	2.3233	0.1133	5.1265
18	1.0300	2.4400	2.4060	-0.0332	-1.3567
19	1.5300	2.6800	2.5331	-0.1469	-5.4801
20	2.0300	2.9900	2.6977	-0.2923	-9.7745
21	2.5300	2.5400	2.6946	0.3546	13.9587
22	3.0300	3.0100	3.1157	0.1057	3.5131
23	3.5300	3.5600	3.3510	-0.2092	-5.8480
24	4.0300	3.7300	3.5915	-0.1385	-3.7119
25	4.5300	3.6800	3.8220	0.0380	0.9833
26	5.0300	3.9500	4.0207	0.0307	0.7766
27	5.5300	4.1300	4.1953	0.0653	1.5802
28	6.0300	4.2200	4.3037	0.0837	1.9837
29	6.5300	4.3000	4.3343	0.0343	0.7986
30	7.0300	4.3000	4.2650	-0.0342	-0.7952
31	7.4700	4.1600	4.1052	-0.0548	-1.3170

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO = 0.0221812715

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 04 : PB

•• DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO ••
 •• METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 31
 GRAU DO POLINOMIO : 4

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
2 P	
Y = K0 + K1 X + K2 X + ... + KP X	
K 0 =	3.9135934690
K 1 =	0.1257871038
K 2 =	0.1278527436
K 3 =	-0.0019700945
K 4 =	-0.0010925121

PONTO	VARIAVEL X	VARIAVEL Y (EXP)	VARIAVEL Y (TED)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.4500	7.6100	7.5277	-0.0823	-1.0810
2	-6.9500	7.4200	7.3334	-0.0866	-1.1674
3	-6.4500	6.9500	7.0659	0.1158	1.6551
4	-5.9500	6.6000	6.7432	0.1432	2.1693
5	-5.4500	6.2800	6.3867	0.1067	1.6987
6	-4.9500	5.9300	6.0127	0.0827	1.3945
7	-4.4500	6.0900	5.6368	-0.4532	-7.4411
8	-3.9500	5.7000	5.2739	-0.4270	-7.4909
9	-3.4500	4.2900	4.9335	0.6435	15.0005
10	-2.9500	4.7600	4.6298	-0.1310	-2.7521
11	-2.4500	3.7300	4.3605	0.6305	17.1170
12	-1.9500	4.5400	4.1593	-0.3807	-8.3858
13	-1.4500	4.4000	4.0072	-0.3928	-8.9274
14	-0.9500	4.1000	3.9163	-0.1837	-4.4800
15	-0.4500	4.1100	3.8030	-0.2210	-5.3767
16	0.0500	3.7500	3.7262	-0.0238	-0.6347
17	0.5500	4.2400	4.0270	-0.2130	-5.0233
18	1.0500	3.7100	4.1110	0.4010	10.8112
19	1.5500	3.7200	4.4801	0.7601	20.4350
20	2.0500	4.5300	4.0733	-0.4567	-10.0801
21	2.5500	5.0700	4.9923	-0.0771	-1.5216
22	3.0500	5.1400	5.3422	0.2022	3.9331
23	3.5500	5.3800	5.7158	0.3358	6.2407
24	4.0500	6.2700	6.1013	-0.1687	-2.6900
25	4.5500	6.0200	6.4050	0.3850	6.3953
26	5.0500	7.1800	6.8511	-0.3289	-4.5805
27	5.5500	6.9700	7.1025	0.2125	3.0433
28	6.0500	7.4300	7.4604	0.0304	0.4098
29	6.5500	7.6400	7.6642	0.0242	0.3165
30	7.0500	7.6500	7.7718	0.1218	1.5921
31	7.4500	7.6400	7.7727	0.0673	0.8801

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.0519856839

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 05:PO

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 30

GRAU DO POLINOMIO : 4

$$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + K_3 X^3 + K_4 X^4$$

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO

2 P

Y = K₀ + K₁ X + K₂ X² + K₃ X³ + K₄ X⁴

K₀ = 6.4620491043

K₁ = 0.0220527176

K₂ = 0.1669369747

K₃ = -0.0003524700

K₄ = -0.0919714392

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.2000	10.3000	9.7934	-0.5066	-4.9104
2	-6.7000	9.2400	9.9437	0.1037	1.0536
3	-6.2000	8.9100	9.9152	1.0052	11.2021
4	-5.7000	9.6600	9.7459	-0.1140	-1.1565
5	-5.2000	9.5900	9.4709	-0.1192	-1.2428
6	-4.7000	9.1600	9.1217	-0.0383	-0.4179
7	-4.2000	8.8300	8.7277	-0.1023	-1.1582
8	-3.7000	8.2400	8.3149	0.0749	0.9096
9	-3.2000	8.4100	7.9062	-0.5038	-5.9839
10	-2.7000	7.6700	7.5220	-0.1480	-1.9256
11	-2.2000	7.7000	7.1793	-0.5207	-6.7209
12	-1.7000	6.0400	6.0924	0.0524	0.7662
13	-1.2000	6.5300	6.6726	0.1426	2.1831
14	-0.7000	6.2400	6.5201	0.2801	4.4666
15	-0.2000	5.6000	6.4643	0.7043	12.5003
16	0.3000	6.2500	6.4037	0.2337	3.7395
17	0.8000	6.7400	6.5956	-0.1444	-2.1293
18	1.3000	6.4000	6.7655	0.2855	4.4215
19	1.8000	6.0100	7.0200	0.2100	3.0048
20	2.3000	7.4300	7.3367	-0.0933	-1.2562
21	2.8000	8.3000	7.7641	-0.5359	-6.4063
22	3.3000	7.9900	8.1050	0.1150	1.4623
23	3.8000	9.2000	8.5267	-0.6733	-7.3172
24	4.3000	9.1000	8.9424	-0.2376	-2.5979
25	4.8000	9.3700	9.3298	-0.0402	-0.4293
26	5.3000	9.6300	9.6615	0.0315	0.3276
27	5.8000	9.3500	9.9076	0.5576	5.9640
28	6.3000	9.4000	10.0350	0.6350	6.7548
29	6.8000	9.7100	10.0074	0.2974	3.0632
30	7.2000	10.0000	9.8478	-0.1522	-1.5220

ERRO QUADRÁTICO MEDIO = 0.0769732078

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 06 : P0

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 29

GRAU DO POLINOMIO : 5

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO		
	2	P
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$		
K 0 =	9.8109116881	
K 1 =	-0.1469589396	
K 2 =	0.2466492901	
K 3 =	0.0169296225	
K 4 =	-0.0022131106	
K 5 =	-0.0002099779	

PONTO	VARIABEL X	VARIABEL Y (EXP)	VARIABEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.8500	16.2000	15.9658	-0.2350	-1.4500
2	-6.5500	15.0000	15.2284	0.2284	1.5229
3	-6.0500	14.8000	14.5724	-0.2276	-1.5378
4	-5.5500	13.0000	13.9649	0.1649	1.1953
5	-5.0500	12.8000	13.3839	0.5839	4.5621
6	-4.5500	12.5000	12.8161	0.3161	2.5287
7	-4.0500	13.0000	12.2557	-0.7443	-5.7256
8	-3.5500	11.7000	11.7836	0.0836	0.8388
9	-3.0500	11.1000	11.1663	0.0663	0.5971
10	-2.5500	10.9000	10.6545	-0.2455	-2.2526
11	-2.0500	10.7000	10.1823	-0.5177	-4.8385
12	-1.5500	9.9600	9.7660	-0.1940	-1.9473
13	-1.0500	9.7800	9.4232	-0.2768	-2.8533
14	-0.5500	8.4600	9.1713	0.7113	8.4083
15	0.0500	8.3700	9.0269	0.4569	5.3311
16	0.4500	8.5900	9.0042	0.4142	4.8216
17	0.9500	9.1300	9.1144	-0.0156	-0.1710
18	1.4500	9.1800	9.3644	0.1844	2.0084
19	1.9500	9.0200	9.7556	-0.0644	-0.6560
20	2.4500	10.3000	10.2030	-0.0170	-0.1650
21	2.9500	11.4000	10.9341	-0.4659	-4.0878
22	3.4500	11.5000	11.6876	0.1876	1.6311
23	3.9500	13.9000	12.5125	-1.3875	-9.9817
24	4.4500	12.6000	13.3672	0.7672	6.0890
25	4.9500	14.6000	14.1979	-0.4021	-2.7543
26	5.4500	14.4000	14.9379	0.5379	3.7352
27	5.9500	15.2000	15.5064	0.3064	2.0159
28	6.4500	15.5000	15.0075	-0.3075	-1.9842
29	7.0500	16.1000	15.6560	-0.4432	-2.7538

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.0855498478

LOCUTORIZADO : ANOSTA 07 : 70

DETERMINACION DE LOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UN POLINOMIO
 METODO UTILIZADO: MINIMOS CUADRADOS

NUMERO DE PUNTOS EXPERIMENTALES : 29
 GRADO DEL POLINOMIO : 5

EQUACION PARA EL POLINOMIO DE GRADO 5	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + K_3 X^3 + K_4 X^4 + K_5 X^5$	
$K_0 =$	12.1245167665
$K_1 =$	-0.0016767034
$K_2 =$	0.3115151057
$K_3 =$	0.0405910754
$K_4 =$	-0.0020467791
$K_5 =$	-0.0007551875

PUNTO	VARIABLE X	VARIABLE Y (CNS)	VARIABLE Y (TEO)	ERRO ABS	ERRO REL. (%)
1	-7.0000	24.3500	23.8405	-0.0095	-2.71
2	-6.5000	24.5000	24.0210	0.0210	1.49
3	-6.0000	19.5000	20.4259	0.0059	4.62
4	-5.5000	19.1000	17.7694	0.0094	1.36
5	-5.0000	19.1000	18.4761	-0.0059	-3.27
6	-4.5000	17.0000	17.7005	-0.0055	-0.53
7	-4.0000	16.0000	16.9849	0.1749	1.16
8	-3.5000	16.1000	15.7074	0.1074	1.23
9	-3.0000	16.0000	15.0263	0.0797	-5.03
10	-2.5000	15.5000	14.9375	-0.0125	-3.63
11	-2.0000	13.7000	14.2664	0.0664	4.13
12	-1.5000	13.6000	13.0277	0.0277	2.00
13	-1.0000	14.3000	13.0453	-1.2017	-8.75
14	-0.5000	11.7000	12.0596	0.0596	7.35
15	0.0000	11.4000	12.1946	0.7246	6.97
16	0.5000	10.9000	11.5559	1.0059	9.25
17	1.0000	11.0000	11.0537	0.7037	6.77
18	1.5000	11.5000	12.4536	0.2000	1.93
19	2.0000	14.0000	12.0303	-1.7697	-12.59
20	2.5000	13.0000	13.1332	0.0055	-4.77
21	3.0000	13.0000	13.7475	0.1475	1.07
22	3.5000	15.7000	14.1317	-0.7783	-4.95
23	4.0000	16.1000	16.0079	-0.0021	-0.57
24	4.5000	16.7000	17.1250	0.4050	2.57
25	5.0000	17.0000	18.1818	0.5018	3.50
26	5.5000	18.5000	19.0323	0.5023	2.69
27	6.0000	19.0000	19.5191	0.1191	0.61
28	6.5000	20.1000	19.4152	-0.0050	-7.27
29	7.0000	19.0000	18.0695	0.0005	0.30

ERRO CUADRATICO MEDIO = 0.1270443915

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 08 : P8

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 29

GRAU DO POLINOMIO : 5

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO

$$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$$

K 0 =	12.1481064117
K 1 =	0.7915105-07
K 2 =	0.2441490516
K 3 =	-0.0299573179
K 4 =	-0.0007142924
K 5 =	0.0004200470

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.0000	21.2000	20.7901	-0.4999	-2.3501
2	-6.5000	20.1000	19.9007	-0.1193	-0.5936
3	-6.0000	18.5000	19.0063	0.5063	2.7369
4	-5.5000	17.1000	17.0311	0.7911	4.6265
5	-5.0000	16.0000	16.7294	0.7294	4.5585
6	-4.5000	15.0000	15.5969	-0.2032	-1.3360
7	-4.0000	15.4000	14.5525	-0.8475	-5.5034
8	-3.5000	13.0000	13.6401	-0.1599	-1.1558
9	-3.0000	13.4000	12.6397	-0.5103	-3.8068
10	-2.5000	13.1000	12.3194	-0.7806	-5.9591
11	-2.0000	13.1000	11.9564	-1.1636	-8.8222
12	-1.5000	11.3000	11.7035	0.4395	3.8898
13	-1.0000	10.9000	11.7126	0.8126	7.5189
14	-0.5000	10.9000	11.3621	0.4621	4.2364
15	0.0000	11.0000	12.1481	1.1481	10.4373
16	0.5000	11.5000	12.5561	1.0561	9.1837
17	1.0000	14.4000	13.0625	-1.3375	-9.2811
18	1.5000	12.6000	13.4492	1.0492	8.3190
19	2.0000	15.9000	14.2901	-1.6099	-10.1251
20	2.5000	15.3000	14.9729	-0.3271	-2.1378
21	3.0000	16.2000	15.6355	-0.5145	-3.1762
22	3.5000	16.7000	16.4234	0.2765	1.6533
23	4.0000	17.1000	17.1909	0.0909	0.5309
24	4.5000	17.9000	18.0016	0.1016	0.5677
25	5.0000	18.7000	18.8014	0.1014	0.9702
26	5.5000	18.9000	19.8638	0.9638	5.1262
27	6.0000	21.5000	21.0172	-0.4828	-2.2457
28	6.5000	21.5000	22.3960	0.4960	2.2649
29	7.0000	24.6000	24.0927	-0.5073	-2.0622

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.1403353132

IDENTIFICADOR : ANOSIA 09 : 70

4) DETERMINAR LOS COEFICIENTES DE REGRESION DE UN POLINOMIO 4º
 4) APROXIMAR LOS PUNTOS EXPERIMENTALES

NUMERO DE PUNTOS EXPERIMENTALES : 25
 GRADO DEL POLINOMIO : 4

COEFICIENTES DEL POLINOMIO DE GRADO 4	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + K_3 X^3 + K_4 X^4$	
K 0 =	11.000000000
K 1 =	0.000000000
K 2 =	0.000000000
K 3 =	-0.000000000
K 4 =	-0.000000000

PUNTO	COORDENADA X	COORDENADA Y (REAL)	COORDENADA Y (CALC)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	0.0000	21.4000	21.4000	0.0000	0.00
2	0.5000	21.5000	21.5000	0.0000	0.00
3	1.0000	20.0000	20.0000	0.0000	0.00
4	1.5000	17.5000	17.5000	0.0000	0.00
5	2.0000	17.0000	17.0000	0.0000	0.00
6	2.5000	16.0000	16.0000	0.0000	0.00
7	3.0000	15.0000	15.0000	0.0000	0.00
8	3.5000	14.0000	14.0000	0.0000	0.00
9	4.0000	13.0000	13.0000	0.0000	0.00
10	4.5000	12.0000	12.0000	0.0000	0.00
11	5.0000	11.0000	11.0000	0.0000	0.00
12	5.5000	10.0000	10.0000	0.0000	0.00
13	6.0000	9.0000	9.0000	0.0000	0.00
14	6.5000	8.0000	8.0000	0.0000	0.00
15	7.0000	7.0000	7.0000	0.0000	0.00
16	7.5000	6.0000	6.0000	0.0000	0.00
17	8.0000	5.0000	5.0000	0.0000	0.00
18	8.5000	4.0000	4.0000	0.0000	0.00
19	9.0000	3.0000	3.0000	0.0000	0.00
20	9.5000	2.0000	2.0000	0.0000	0.00
21	10.0000	1.0000	1.0000	0.0000	0.00
22	10.5000	0.0000	0.0000	0.0000	0.00
23	11.0000	-1.0000	-1.0000	0.0000	0.00
24	11.5000	-2.0000	-2.0000	0.0000	0.00
25	12.0000	-3.0000	-3.0000	0.0000	0.00
26	12.5000	-4.0000	-4.0000	0.0000	0.00
27	13.0000	-5.0000	-5.0000	0.0000	0.00
28	13.5000	-6.0000	-6.0000	0.0000	0.00
29	14.0000	-7.0000	-7.0000	0.0000	0.00
30	14.5000	-8.0000	-8.0000	0.0000	0.00

ERRO ORIENTACION MEDIO : 0.000000000

IDENTIFICACAO : AMOSTRA LO : PB

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 29

GRAU DO POLINOMIO : 2

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	12.5299167002
K 1 =	-0.1011822654
K 2 =	0.1019340719

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS	ERRO REL. (%)
1	-7.0000	21.5000	22.1539	0.6539	3.04
2	-6.5000	22.0000	20.0743	-1.1757	-5.12
3	-6.0000	19.4000	19.6067	0.2067	1.48
4	-5.5000	18.2000	18.5960	0.3960	2.14
5	-5.0000	17.1000	17.5042	0.4042	2.33
6	-4.5000	16.1000	16.6694	0.5694	3.54
7	-4.0000	16.2000	15.8456	-0.3544	-2.19
8	-3.5000	15.9000	15.1120	-0.7880	-4.95
9	-3.0000	14.0000	14.1703	-0.1297	-0.93
10	-2.5000	15.8000	13.9200	-1.8800	-11.90
11	-2.0000	13.5000	13.4600	-0.3400	-2.46
12	-1.5000	13.3000	13.0911	-0.2089	-1.57
13	-1.0000	12.7000	12.6131	-0.1131	-0.89
14	-0.5000	11.5000	12.6200	1.1200	9.79
15	0.0000	11.4000	12.5299	1.1299	9.91
16	0.5000	11.5000	12.5240	1.0240	8.91
17	1.0000	13.0000	12.6107	-1.1893	-9.15
18	1.5000	13.8000	12.7875	-1.0125	-7.34
19	2.0000	13.0000	13.0553	0.0553	0.43
20	2.5000	13.6000	13.4141	-0.1859	-1.37
21	3.0000	13.0000	13.6639	0.6639	5.04
22	3.5000	14.5000	14.4045	-0.0955	-0.66
23	4.0000	15.2000	15.0362	-0.1638	-1.08
24	4.5000	15.9000	15.7509	-0.1412	-0.89
25	5.0000	16.2000	16.5724	0.3724	2.30
26	5.5000	17.3000	17.4770	0.1770	1.02
27	6.0000	18.5000	18.4725	-0.0275	-0.15
28	6.5000	20.1000	19.5590	-0.5410	-2.69
29	7.0000	20.0000	20.7364	0.7364	3.68

ERRO QUADRÁTICO MEDIO = 0.1191604512

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 11:PO

•• DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO ••
 •• METODO UTILIZADO: MENINOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 28
 GRAU DO POLINOMIO : 4

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO		
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$		
K 0 =	18.6801623941	
K 1 =	-0.1059656110	
K 2 =	0.3201799791	
K 3 =	0.6011558280	
K 4 =	-0.0099093343	

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-6.7500	39.7000	31.1320	0.4380	1.4293
2	-6.2500	29.3000	29.5795	0.2705	0.9505
3	-5.7500	27.6000	28.0507	0.4507	1.6692
4	-5.2500	27.9000	26.6027	-1.2973	-4.6470
5	-4.7500	27.6000	25.2203	-2.3797	-8.6222
6	-4.2500	23.6000	23.9209	0.3209	1.3599
7	-3.7500	20.6000	22.7390	2.1390	10.3837
8	-3.2500	21.0000	21.6652	0.6652	3.1674
9	-2.7500	20.9000	20.7160	-0.1032	-0.4766
10	-2.2500	20.3000	19.9030	-0.3970	-1.9558
11	-1.7500	19.9000	19.2314	-0.6686	-3.3590
12	-1.2500	18.5000	18.7094	0.2094	1.1265
13	-0.7500	17.8000	18.3390	0.5390	3.0270
14	-0.2500	15.4000	18.1266	2.7266	17.7055
15	0.2500	18.0000	18.0737	-0.7263	-3.0633
16	0.7500	18.7000	18.1810	-0.5190	-2.7755
17	1.2500	19.9000	18.4400	-1.4600	-7.2964
18	1.7500	20.1000	18.8729	-1.2271	-6.1049
19	2.2500	20.7000	19.4525	-0.7475	-3.7007
20	2.7500	20.6000	20.1820	-0.4180	-2.0289
21	3.2500	20.1000	21.0557	0.9557	4.7549
22	3.7500	21.4000	22.0562	0.6662	3.1131
23	4.2500	22.1000	23.7048	1.6048	7.2839
24	4.7500	23.2000	24.4613	1.2613	5.4360
25	5.2500	27.2000	25.0245	-1.3755	-5.0560
26	5.7500	27.9000	27.2816	-0.6184	-2.2166
27	6.2500	28.5000	28.0103	0.3103	1.1160
28	6.7500	39.5000	39.4192	-0.0808	-0.2050

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.2053374722

IDENTIFICADO : GRUPO 12 : P3

== DETERMINAÇÃO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO ==
 == RETORNO UTILIZADO: NÚMEROS QUADRADOS

NÚMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 27
 GRAU DO POLINOMIO : 5

SOLUÇÃO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	16.6325359703
K 1 =	0.0522782567
K 2 =	0.0014501356
K 3 =	-0.0311142875
K 4 =	-0.0924543257
K 5 =	0.0205450161

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-6.0000	30.9880	30.1397	-0.7683	-2.46
2	-6.1000	31.2000	31.0383	-0.1617	-0.51
3	-5.6000	29.4000	30.0692	1.4692	5.00
4	-5.1000	29.3000	29.9579	0.6376	2.18
5	-4.6000	28.5000	28.4021	-0.0979	-0.66
6	-4.1000	26.2000	26.7134	0.5134	1.96
7	-3.6000	25.5000	24.8893	-0.6587	-2.71
8	-3.1000	24.6000	22.9165	-1.6835	-6.84
9	-2.6000	22.9000	21.1530	-1.7470	-7.63
10	-2.1000	19.5000	19.6959	1.1959	6.09
11	-1.6000	18.0000	18.3531	-0.4469	-2.30
12	-1.1000	16.0000	17.4263	0.9263	4.99
13	-0.6000	16.2000	16.0519	0.0519	0.62
14	-0.1000	15.4000	15.6342	1.2342	8.01
15	0.4000	17.1000	16.7602	-0.3398	-1.99
16	0.9000	16.0000	17.2830	0.6830	3.63
17	1.4000	17.3000	17.9276	0.6276	3.60
18	1.9000	19.7000	18.3597	0.1637	0.90
19	2.4000	21.5000	19.9027	-1.5173	-7.06
20	2.9000	22.2000	21.1574	-1.0906	-4.51
21	3.4000	22.0000	22.4493	0.3567	1.54
22	3.9000	24.0000	23.6806	-1.1394	-4.59
23	4.4000	23.4000	24.7643	1.3643	5.82
24	4.9000	25.5000	25.6010	0.1010	0.71
25	5.4000	25.5000	26.3525	0.8525	3.35
26	5.9000	26.4000	26.7160	0.3160	1.20
27	6.4000	27.7000	26.6127	-0.6873	-2.52

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO = 0.176326373

IDENTIFICADOR : GRUPO 13 : 13

11 DETERMINAR LOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UN POLINOMIO 4
12 METODO UTILIZADO: MINIMOS CUADRADOS

NUMERO DE PUNTOS EXPERIMENTALES : 27
GRADO DEL POLINOMIO : 5

COEFICIENTES DE AJUSTE DEL POLINOMIO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + K_3 X^3 + K_4 X^4 + K_5 X^5$	
K 0 =	10.4737803475
K 1 =	0.1433911232
K 2 =	0.0000000000
K 3 =	-0.0461618135
K 4 =	0.0000000000
K 5 =	0.0000000000

PUNTO	VARIABLE X	VARIABLE Y (CALC)	VARIABLE Y (EXP)	GRADO 5	GRADO DEL (5)
1	0.0000	21.1000	21.0310	-1.5000	-1.35
2	0.1000	21.0000	21.7221	0.7221	0.12
3	0.2000	22.1000	22.4020	1.3020	0.30
4	0.3000	23.7000	23.0704	1.7704	0.70
5	0.4000	25.7000	23.6912	2.0088	0.71
6	0.5000	27.0000	24.2582	2.2582	0.70
7	0.6000	27.1000	24.7740	2.4740	0.71
8	0.7000	26.9000	25.2304	2.4304	0.40
9	0.8000	26.3000	25.6295	2.3295	0.51
10	0.9000	25.3000	25.9661	2.0661	0.47
11	1.0000	23.9000	26.2352	2.3352	0.10
12	1.1000	22.1000	26.4320	2.1320	0.51
13	1.2000	19.1000	26.5505	1.9505	0.54
14	1.3000	16.7000	26.5845	1.6845	0.10
15	1.4000	13.9000	26.5282	1.4282	0.47
16	1.5000	10.7000	26.3760	1.1760	0.10
17	1.6000	7.1000	26.1200	0.9200	0.01
18	1.7000	3.1000	25.7585	0.5585	0.60
19	1.8000	-1.0000	25.2857	0.1857	0.57
20	1.9000	-5.0000	24.7050	-0.2950	0.10
21	2.0000	-8.0000	24.0100	-0.6900	0.55
22	2.1000	-9.0000	23.2050	-0.9950	1.40
23	2.2000	-7.0000	22.2950	-0.7050	0.70
24	2.3000	-3.0000	21.2850	-0.2850	0.10
25	2.4000	1.0000	20.1800	0.1800	0.12
26	2.5000	3.0000	18.9800	0.9800	0.53
27	2.6000	3.0000	17.6900	1.6900	0.04

GRADO QUADRATICO NEGATIVO = 0.2264100011

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 34 : P0

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 26

GRAU DO POLINOMIO : 5

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO		
	2	P
$Y = K0 + K1 X + K2 X^2 + \dots + KP X^P$		
K 0 =	21.9073586365	
K 1 =	-0.5246447544	
K 2 =	0.4342427862	
K 3 =	0.0295127229	
K 4 =	-0.0027934690	
K 5 =	-0.0005433449	

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-6.3000	35.7000	36.1219	0.4219	1.18
2	-5.8000	34.7000	34.2663	-0.4337	-1.25
3	-5.3000	33.6000	32.6210	-0.9790	-2.91
4	-4.8000	32.6000	31.1260	-1.4740	-4.51
5	-4.3000	27.7000	29.7501	2.0501	7.40
6	-3.8000	27.4000	28.4603	1.0603	3.87
7	-3.3000	26.4000	27.2495	0.8495	3.21
8	-2.8000	27.9000	26.1148	-1.7852	-6.40
9	-2.3000	25.9000	25.0699	-0.8301	-3.21
10	-1.8000	24.6000	24.1275	0.4725	1.92
11	-1.3000	22.3000	23.3125	1.0125	4.54
12	-0.8000	23.2000	22.6489	-0.5511	-2.38
13	-0.3000	23.8000	22.1630	-0.6370	-2.64
14	0.2000	21.3000	21.6084	0.3084	1.45
15	0.7000	20.6000	21.8223	1.2223	5.93
16	1.2000	21.5000	22.6070	0.5070	2.36
17	1.7000	22.9000	22.4444	-0.4556	-1.99
18	2.2000	23.6000	23.1357	-0.4643	-1.97
19	2.7000	24.2000	24.0709	-0.1291	-0.53
20	3.2000	26.7000	25.2269	-1.4731	-5.52
21	3.7000	25.6000	26.5654	0.9654	3.77
22	4.2000	27.1000	28.0300	0.9300	3.43
23	4.7000	28.5000	29.5493	1.0493	3.68
24	5.2000	31.3000	31.0210	-0.2782	-0.89
25	5.7000	31.5000	32.3317	0.8317	2.64
26	6.3000	34.8000	33.4619	-0.5181	-1.52

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO = 0.104461331

IDENTIFICADO: GRUPO 15: P8

** DETERMINACION DE LOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UN POLINOMIO **
 ** METODO UTILIZADO: MINIMOS CUADRADOS

NÚMERO DE PUNTOS EXPERIMENTALES: 29
 GRUPO POLINOMIO: 1

EQUACION PARA EL POLINOMIO DE GRADO 4	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + K_3 X^3 + K_4 X^4$	
K 0 =	10.1587424873
K 1 =	-0.0021327713
K 2 =	0.0128427031
K 3 =	-0.0011300073
K 4 =	-0.0000044544

PUNTO	VARIABLE X	VARIABLE Y (EXP)	VARIABLE Y (CAL)	ERR. ABS.	ERR. REL. (%)
1	-7.0000	22.7000	22.4233	0.2767	0.55
2	-6.5000	22.6000	22.5969	0.0031	1.02
3	-6.0000	22.4000	21.9359	-0.3641	-1.61
4	-5.5000	21.8000	21.3020	-0.0112	-0.15
5	-5.0000	20.1000	19.8432	-0.7568	-3.64
6	-4.5000	19.2000	19.5216	0.3600	2.03
7	-4.0000	17.6000	17.4753	-0.0247	-0.24
8	-3.5000	15.7000	15.8316	0.1316	0.84
9	-3.0000	13.7000	14.0166	0.3166	2.32
10	-2.5000	12.4000	13.1200	0.6900	5.57
11	-2.0000	11.1000	12.2534	0.8636	7.69
12	-1.5000	11.7000	11.3369	-0.3631	-3.09
13	-1.0000	11.1000	10.4772	-0.6228	-5.65
14	-0.5000	9.6000	10.5643	0.6773	7.04
15	0.0000	9.6000	10.1607	0.5167	5.39
16	0.5000	9.6000	10.2474	0.6091	6.32
17	1.0000	11.0000	10.3903	-0.6097	-5.54
18	1.5000	11.3000	11.1043	-0.1151	-1.01
19	2.0000	12.7000	11.8375	-0.7125	-5.62
20	2.5000	13.9000	12.9711	-0.6329	-4.62
21	3.0000	15.2000	14.1012	-0.4012	-2.63
22	3.5000	16.2000	15.2255	-0.1255	-0.78
23	4.0000	16.8000	16.3567	-0.0967	-0.57
24	4.5000	17.1000	17.4810	0.2410	1.39
25	5.0000	20.0000	18.6062	-1.4118	-7.05
26	5.5000	19.0000	19.7313	0.3353	1.62
27	6.0000	20.7000	20.8551	-0.3551	-1.75
28	6.5000	20.7000	20.9855	0.4855	2.39
29	7.0000	21.3000	20.9102	-0.6558	-3.07

ERROR CUADRATICO MEDIO = 0.1145362298

IDENTIFICADO : BROSAN 16 : F6

 ** DETERMINADO LOS COEFICIENTES DE UNIDAD DE UNIFICACION **
 ** ACTUALIZACION MINIMO 30 DIAS **

 NÚMERO DE PUNTOS EXPERIMENTALES : 22
 CÓDIGO DE VALIDACIÓN : 4

SOLUCIÓN PARA EL POLINOMIO DE TERCER GRADO	
1	2
1 - 10 1 10 2 1 2 1 1 - 1 10 2	
K 0 =	0.001167121
K 1 =	-0.005811819
K 2 =	0.000987085
K 3 =	-0.002350199
K 4 =	0.000007707

1	2	3	4	5	6
GRUPO	VARIABLE X	VARIABLE Y (KG)	VARIABLE Z (KG)	ERROR	ERROR REL. (%)
1	7.0000	20.6088	21.2113	-0.0112	0.01
2	-0.0000	21.0809	21.3619	-0.0075	0.03
3	0.0100	20.7100	21.0075	-0.0075	0.03
4	-0.0000	22.2200	21.2555	-0.0444	-0.20
5	0.0000	21.0000	19.7711	1.0000	0.03
6	-0.0000	10.7100	15.0272	-0.0272	0.03
7	-0.0000	17.0000	17.0000	0.0000	0.00
8	-0.0000	15.0000	16.1119	1.1119	0.03
9	0.0000	15.0000	14.0000	-0.0000	0.00
10	-2.0000	13.0000	13.2628	-0.0028	0.02
11	1.0000	12.0000	12.0445	0.0445	0.03
12	1.0000	11.2000	11.0000	-0.0000	-0.00
13	-1.0000	10.1000	10.1609	0.0000	0.00
14	0.0000	10.1000	9.7038	0.4000	0.03
15	0.0000	9.0000	9.0912	0.0912	0.03
16	0.0000	10.0000	9.0000	-0.0000	-0.00
17	1.0000	7.0000	10.0000	0.0000	0.00
18	1.0000	11.0000	10.7079	-0.0121	-0.03
19	2.0000	12.0000	11.0000	-0.0000	0.00
20	2.0000	12.7000	11.7000	-0.0000	0.00
21	3.0000	12.0000	14.0000	1.0000	0.03
22	3.0000	15.0000	15.3133	-0.0000	-0.00
23	4.0000	16.1000	16.4193	0.4193	0.03
24	4.0000	17.0000	15.0000	-0.0000	0.00
25	5.0000	18.0000	18.0000	0.0000	0.00
26	5.0000	19.0000	19.0000	0.0000	0.00
27	6.0000	19.0000	19.7023	0.0000	0.00
28	6.0000	19.0000	19.4559	-0.0000	-0.00
29	7.0000	18.0000	18.7000	-0.0000	-0.00

CÓDIGO DE VALIDACIÓN : 4

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 17 : P0

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 29

GRAU DO POLINOMIO : 4

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	11.9888254322
K 1 =	0.8256511622
K 2 =	0.5419187741
K 3 =	-0.0892086955
K 4 =	-0.0961572851

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.0000	26.7000	26.3148	-0.3852	-1.4426
2	-6.5000	25.5000	25.5910	0.4010	1.5725
3	-6.0000	25.2000	25.0569	-0.1431	-0.5677
4	-5.5000	23.8000	23.8920	0.0920	0.3864
5	-5.0000	21.3000	22.5061	1.2061	5.6625
6	-4.5000	21.3000	20.9992	-0.3008	-1.4543
7	-4.0000	20.2000	19.4259	-0.7741	-3.8323
8	-3.5000	18.5000	17.8854	-0.6146	-3.3220
9	-3.0000	16.6000	16.4320	-0.1680	-1.0123
10	-2.5000	15.2000	15.1194	-0.0806	-0.5304
11	-2.0000	13.6000	13.9923	0.3923	2.8847
12	-1.5000	12.6000	13.0062	0.2062	1.6358
13	-1.0000	12.6000	12.4271	-0.1729	-1.3719
14	-0.5000	11.7000	12.0321	0.3321	2.8386
15	0.0000	12.2000	11.9088	-0.2912	-2.3867
16	0.5000	11.7000	12.0557	0.3557	3.0403
17	1.0000	11.7000	12.4620	0.7620	6.5130
18	1.5000	13.1000	13.1077	0.0077	0.0590
19	2.0000	14.4000	13.9636	-0.4364	-3.0387
20	2.5000	15.2000	14.9911	-0.2089	-1.3742
21	3.0000	16.1000	16.1426	0.0426	0.2646
22	3.5000	18.0000	17.3611	-0.6389	-3.5495
23	4.0000	19.1000	18.5804	-0.5196	-2.7285
24	4.5000	19.6000	19.7251	0.1251	0.6381
25	5.0000	20.7000	20.7105	0.0105	0.0505
26	5.5000	20.2000	21.4427	1.2427	6.1519
27	6.0000	21.9000	21.8186	-0.0814	-0.3717
28	6.5000	22.6000	21.7258	-0.2742	-1.2162
29	7.0000	21.2000	21.0428	-0.1572	-0.7416

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.0589170416

IDENTIFICADO : ANOSTRA 18 : 00

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 29

GRAU DO POLINOMIO : 4

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	15.2432047639
K 1 =	-0.3475253337
K 2 =	0.0514775287
K 3 =	0.0039350105
K 4 =	-0.0060622661

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.0000	27.9300	26.8728	-1.0572	-3.68
2	-6.5000	26.7000	27.4716	0.7716	2.89
3	-6.0000	27.3000	27.4379	0.1379	0.51
4	-5.5000	26.7000	26.5926	-0.2026	-0.76
5	-5.0000	26.0000	25.9569	-0.6431	-2.47
6	-4.5000	24.1000	24.6019	0.5019	2.08
7	-4.0000	22.0000	23.4403	1.4403	6.55
8	-3.5000	22.0000	22.0166	-0.0166	-0.08
9	-3.0000	21.6000	20.5870	-1.0130	-4.69
10	-2.5000	20.3000	19.2292	-1.0708	-5.27
11	-2.0000	19.3000	18.0829	-1.2171	-6.27
12	-1.5000	19.5000	16.9573	-2.5427	-12.99
13	-1.0000	16.5000	16.1314	-0.3686	-2.23
14	-0.5000	15.0000	15.5539	0.5539	3.69
15	0.0000	14.0000	15.2432	1.2432	8.88
16	0.5000	13.9000	15.2074	1.3074	9.41
17	1.0000	13.2000	15.4442	2.2442	17.00
18	1.5000	14.5000	15.9413	1.4413	9.94
19	2.0000	16.7000	16.6753	-0.0242	-0.15
20	2.5000	19.2000	17.6146	-1.5854	-8.25
21	3.0000	20.1000	18.7143	-1.3857	-6.89
22	3.5000	21.3000	19.9214	-1.3786	-6.47
23	4.0000	22.0000	21.1719	-0.8281	-3.76
24	4.5000	22.0000	22.3915	0.3915	1.78
25	5.0000	23.4000	23.4956	0.0956	0.41
26	5.5000	23.2000	24.3924	1.1924	5.13
27	6.0000	24.3000	24.9679	0.6679	2.75
28	6.5000	25.1000	25.1155	0.0155	0.06
29	7.0000	25.2000	24.7056	-0.4944	-1.96

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.1792610768

IDENTIFICAO : AMOSTRA 19 : F0

** DETERMINAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 29

GRAU DO POLINOMIO : 4

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO		
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$		
K 0 =	11.2521383937	
K 1 =	-0.7700507433	
K 2 =	0.4801646695	
K 3 =	0.0146525019	
K 4 =	-0.0050102453	

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TED)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-7.0000	23.9800	23.1575	-0.7425	-3.1065
2	-6.5000	23.2000	23.6190	0.4190	1.8095
3	-6.0000	22.6000	23.5426	0.9426	4.1707
4	-5.5000	22.6000	23.0310	0.4310	1.9070
5	-5.0000	22.8000	22.1825	0.1825	0.8297
6	-4.5000	21.5000	21.0073	-0.4127	-1.9195
7	-4.0000	22.2000	19.8277	-2.3723	-10.6859
8	-3.5000	18.7000	18.4739	-0.2211	-1.1826
9	-3.0000	16.2000	17.1081	0.9081	5.6054
10	-2.5000	15.4000	15.7753	0.3753	2.4372
11	-2.0000	13.9000	14.5330	0.6330	4.5539
12	-1.5000	13.1000	13.4259	0.3259	2.4580
13	-1.0000	11.5000	12.4915	0.5915	4.9704
14	-0.5000	11.5000	11.7595	0.2595	2.2562
15	0.0000	11.5000	11.2521	-0.5477	-4.6429
16	0.5000	11.1000	10.9043	-0.1157	-1.0426
17	1.0000	11.8000	10.9631	-0.8369	-7.0925
18	1.5000	11.9000	11.1083	-0.7117	-5.9808
19	2.0000	12.4000	11.6520	-0.7480	-6.0331
20	2.5000	12.2000	12.3390	0.1390	1.1350
21	3.0000	12.6000	13.2262	0.6262	4.9699
22	3.5000	13.2000	14.2834	1.0834	8.2072
23	4.0000	13.6000	15.4725	1.8725	13.7681
24	4.5000	17.0000	16.7481	-0.8519	-4.8406
25	5.0000	19.2000	18.0572	-1.1428	-5.9523
26	5.5000	19.6000	19.3392	-0.2608	-1.3304
27	6.0000	20.0000	20.5263	-0.2737	-1.3161
28	6.5000	21.4000	21.5426	0.1426	0.6665
29	7.0000	22.6000	22.3053	0.5053	1.3875

ERRO QUADRATICO MEDIO = 0.1504290351

IDENTIFICAO : AMOSTRA 20:PO

•• DETERMINAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE 1.º GRAU ••
 •• METODO UTILIZADO: MÍNIMOS QUADRADOS

NÚMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 20
 GRAU DO POLINÔMIO : 4

SOLUÇÃO PARA O POLINÔMIO DO TIPO	
2.º GRAU	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	15.1203576810
K 1 =	-1.0595275170
K 2 =	0.8568684650
K 3 =	0.0118107284
K 4 =	-0.0110856527

POUNTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-6.7500	35.4000	34.5791	-0.8209	-2.3109
2	-6.2500	34.3000	35.3361	1.0361	3.0206
3	-5.7500	34.3000	35.1899	0.8899	2.5611
4	-5.2500	33.8000	34.1899	0.3899	0.9139
5	-4.7500	33.3000	32.5249	-0.7751	-2.3277
6	-4.2500	31.4000	30.5330	-0.8670	-2.7610
7	-3.7500	31.3000	28.2918	-3.0082	-9.6169
8	-3.2500	23.6000	25.9432	2.3432	9.9207
9	-2.7500	22.6000	23.6123	1.0123	4.4786
10	-2.2500	20.6000	21.4873	0.8873	4.3076
11	-1.7500	20.6000	19.4210	-1.1790	-5.7259
12	-1.2500	18.6000	17.7296	-0.8704	-4.6803
13	-0.7500	17.4000	16.3099	-1.0901	-6.2652
14	-0.2500	14.3000	15.4449	1.1449	8.0061
15	0.2500	14.3000	14.9280	-0.3720	-2.6015
16	0.7500	13.6000	14.8241	1.2241	9.0030
17	1.2500	15.7000	15.1494	-0.5506	-3.5070
18	1.7500	16.6000	15.0716	-0.7284	-4.3881
19	2.2500	17.3000	16.9495	-0.3505	-2.0250
20	2.7500	19.3000	18.3256	-0.9744	-5.0485
21	3.2500	19.3000	19.9256	0.6256	3.2416
22	3.7500	21.0000	21.6585	0.6585	3.1359
23	4.2500	24.1000	23.4169	-0.6831	-2.8345
24	4.7500	25.8000	25.0764	-0.7236	-2.8045
25	5.2500	25.3000	26.4965	1.1965	4.7291
26	5.7500	27.4000	27.5195	0.1195	0.4361
27	6.2500	27.4000	27.9715	0.5715	2.0856
28	6.7500	28.4000	27.6617	-0.7383	-2.5990

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO = 0.264573974

IDENTIFICADOR : AMOSTRA 22 : P0

** DETERMINAÇÃO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE LE-MINIMIZANDO **
 ** MÉTODO UTILIZADO: MÍNIMOS QUADRADOS

NÚMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 27
 GRÁU DO POLINÔMIO : 4

SOLUÇÃO PARA O POLINÔMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_N X^N$	
K 0 =	15.457647000
K 1 =	0.288551300
K 2 =	0.056035100
K 3 =	-0.017666150
K 4 =	-0.012520525

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (CAL)	ERRO ABS.	ERRO REL (%)
1	-6.0000	31.2000	32.7121	-1.5121	-3.22
2	-6.0000	31.0000	32.7309	-1.7309	-3.50
3	-5.0000	31.2000	31.9491	-0.7491	-2.37
4	-5.0000	30.7000	30.5452	-0.3452	-1.15
5	-4.0000	29.4000	29.7379	-0.3379	-1.15
6	-4.0000	27.6000	26.6815	-0.9185	-3.33
7	-3.0000	23.3000	21.5237	-1.7763	-7.62
8	-3.0000	22.6000	22.4132	-0.8132	-3.59
9	-2.0000	21.3000	20.4445	-0.8555	-4.02
10	-2.0000	19.9000	18.7176	-1.1824	-5.94
11	-1.0000	16.1000	17.3073	-1.2073	-7.50
12	-1.0000	16.0000	16.2700	-0.2700	-1.69
13	-0.0000	15.7000	15.6432	-0.0568	-0.36
14	-0.0000	15.6000	15.4454	-0.4454	-2.85
15	0.0000	14.6000	15.6767	-1.0767	-7.37
16	0.0000	15.9000	16.3162	-0.4162	-2.62
17	1.0000	16.1000	17.3321	-1.2321	-7.65
18	1.0000	20.3000	19.6628	-0.6372	-3.14
19	2.0000	19.6000	20.2327	-0.6327	-3.23
20	2.0000	22.8000	21.9561	-0.8439	-3.70
21	3.0000	25.4000	23.7015	-1.6985	-6.69
22	3.0000	26.7000	25.3552	-1.3448	-5.04
23	4.0000	26.4000	26.7609	-0.3609	-1.37
24	4.0000	26.7000	27.7452	-1.0452	-3.91
25	5.0000	27.5000	29.1324	-1.6324	-5.94
26	5.0000	26.9000	27.7650	-0.8650	-3.21
27	6.0000	26.3000	25.3066	-0.9934	-3.78

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO : 0.1926082512

IDENTIFICACION : MOSTRA 23 : 10

** DETERMINACION DE COEFICIENTES DE AJUSTE DE UN POLINOMIO **
 ** METODO UTILIZADO: MINIMOS CUADRADOS

NUMERO DE PUNTOS EXPERIMENTALES : 27
 GRADO DEL POLINOMIO : 5

EQUACION PARA EL POLINOMIO DE TIPO	
2 F	
Y = K0 + K1 X + K2 X ² + ... + K5 X ⁵	
K 0 =	18.6155316191
K 1 =	-1.2682765557
K 2 =	0.7522216559
K 3 =	0.0529714777
K 4 =	-0.0111116683
K 5 =	-0.000021632

ORDEN	VARIAVEL X	VARIAVEL Y (EXP)	VARIAVEL Y (TEOR)	ERROR ABS.	TASA REL. (%)
1	-6.0000	36.7680	39.2700	-0.0220	-2.51
2	-5.0000	35.3600	37.4700	-0.2700	-0.77
3	-5.0000	33.8600	34.8471	1.0494	3.18
4	-5.0000	33.3800	33.9165	0.1105	1.23
5	-4.0000	32.2000	32.6000	0.4000	1.49
6	-4.0000	30.7800	31.2000	0.5800	1.83
7	-3.0000	29.9800	29.5254	-1.3716	-4.41
8	-3.0000	27.5000	27.7229	-0.1671	-0.60
9	-2.0000	26.7600	25.6702	-0.0608	-3.63
10	-2.0000	25.3200	24.0910	-1.2150	-4.82
11	-1.0000	22.5000	22.3871	-0.1179	-0.50
12	-1.0000	22.0000	20.0070	-1.1124	-5.06
13	0.0000	18.6600	18.6655	1.6555	7.26
14	0.0000	17.1800	18.7944	1.6744	9.68
15	0.4000	17.7600	18.2340	0.9340	5.40
16	0.5000	17.5200	18.1200	0.6200	3.50
17	1.0000	16.2600	18.4557	0.2357	1.41
18	1.9000	14.6000	17.2000	-0.1972	-2.81
19	2.4000	20.7000	20.3293	-0.3707	-1.79
20	3.0000	22.2800	21.7743	-0.1257	-1.92
21	3.4000	25.4000	23.4300	-1.9650	-7.74
22	3.9000	26.2600	25.1739	-1.9270	-3.92
23	4.4000	26.3800	26.0032	0.5932	1.94
24	4.9000	28.8000	26.1201	0.6779	2.35
25	5.0000	29.1100	28.0342	1.0758	10.90
26	5.0000	27.9000	28.6257	0.7257	2.61
27	6.0000	27.4800	26.6162	-1.3330	-4.87

ERROR CUADRATICO MEDIO = 0.2076162653

IDENTIFICACAO : AMOSTRA 24:PB

** DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO **

** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 27

GRAU DO POLINOMIO : 4

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
$Y = P_0 + P_1 X + P_2 X^2 + \dots + P_N X^N$	
K 0 =	10.3502044885
K 1 =	-1.1022910559
K 2 =	1.1524584139
K 3 =	0.0100392410
K 4 =	-0.0196150229

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-6.0000	34.0000	35.7409	0.2409	2.7033
2	-6.1000	41.7000	38.5393	-3.1607	-7.5735
3	-5.0000	37.0000	39.6393	2.0300	5.3900
4	-5.1000	39.7000	39.3647	0.6647	1.7176
5	-4.0000	38.3000	38.0559	-0.2341	-0.6112
6	-4.1000	35.0000	36.0264	1.0264	2.9327
7	-3.0000	33.7000	33.5079	-0.1901	-0.5642
8	-3.1000	29.5000	30.7503	0.8503	2.8837
9	-2.0000	29.3000	27.9522	-1.3478	-4.5990
10	-2.1000	28.1000	25.2911	-2.8089	-9.9961
11	-1.0000	21.5000	22.9126	1.4126	7.3709
12	-1.1000	22.0000	20.9332	-1.6668	-7.3791
13	-0.0000	20.1000	19.4393	-0.6607	-3.2847
14	-0.1000	16.5000	18.4099	1.9099	12.0500
15	0.0000	16.7000	18.1110	1.4110	8.4541
16	0.9000	18.0000	18.3041	0.3041	1.6875
17	1.0000	18.5000	19.0361	0.5361	2.8970
18	1.5000	18.7000	20.2476	1.5476	8.2700
19	2.0000	21.3000	21.8491	0.5491	2.5779
20	2.9000	25.3000	23.7216	-1.5784	-6.2360
21	3.0000	28.2000	25.7167	-2.4833	-8.8052
22	3.9000	29.9000	27.6565	-2.2435	-7.5014
23	4.0000	28.5000	29.3330	0.8330	2.9235
24	4.9000	30.9000	30.5119	-0.3081	-1.2560
25	5.0000	28.7000	30.9247	2.2247	7.7517
26	5.9000	28.1000	30.2760	2.1760	7.7465
27	6.0000	20.9000	26.9532	-1.9368	-6.7010

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO = 0.3095314030

IDENTIFICACAO : AUGUSTO 26 : P0

++ DETERMINACAO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINOMIO ++
 ** METODO UTILIZADO: MINIMOS QUADRADOS

NUMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 26
 GRAU DO POLINOMIO : 5

SOLUCAO PARA O POLINOMIO DO TIPO	
$Y = K_0 + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	24.5682635176
K 1 =	0.163778537
K 2 =	0.0602586707
K 3 =	0.0652535563
K 4 =	-0.0655613742
K 5 =	0.0012986001

PONTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERR2 ABS.	ERR2 REL. (%)
1	-6.3000	11.7000	12.3100	-2.3924	-5.35
2	-5.6000	38.5000	41.0057	3.4557	8.99
3	-5.3000	19.3000	19.6394	0.3394	1.74
4	-4.6000	38.3000	38.7000	0.4000	1.06
5	-4.3000	38.1000	36.1330	-1.9670	-5.16
6	-3.6000	38.0000	34.6761	-1.3239	-3.48
7	-3.3000	33.5000	31.7757	-1.7243	-5.15
8	-2.6000	29.1000	29.6584	0.5584	1.92
9	-2.3000	29.2000	27.9073	-1.2927	-4.43
10	-1.6000	26.9000	26.4852	-0.4148	-1.54
11	-1.3000	26.6000	25.4471	-1.1529	-4.33
12	-0.6000	23.6000	24.7977	1.1977	5.08
13	-0.3000	22.5000	24.5137	2.0137	8.96
14	0.2000	22.0000	24.5649	2.5649	11.66
15	0.7000	25.5000	24.9777	-0.5223	-2.05
16	1.2000	26.0000	25.4606	-0.5394	-2.07
17	1.7000	27.3000	26.1370	-1.1630	-4.26
18	2.2000	27.6000	27.0574	0.4574	1.66
19	2.7000	28.6000	27.9935	-0.6065	-2.12
20	3.2000	29.3000	28.9815	-0.3185	-1.09
21	3.7000	30.2000	30.0025	0.1025	0.34
22	4.2000	31.4000	31.0665	0.3335	1.06
23	4.7000	31.2000	32.2173	1.0173	3.26
24	5.2000	33.2000	33.5192	0.3192	0.96
25	5.7000	34.1000	35.0819	0.9819	2.88
26	6.3000	36.5000	37.5158	0.9858	2.70

ERR2 COEFICIENTES MEDIO = 0.2659310561

IDENTIFICADO : AMOSTRA 27 : 10

 ** DETERMINAÇÃO DOS COEFICIENTES DE AJUSTE DE UM POLINÔMIO 16
 ** MÉTODO UTILIZADO: MÍNIMOS QUADRADOS

 NÚMERO DE PONTOS EXPERIMENTAIS : 26
 GRAU DO POLINÔMIO : 5

SOLUÇÃO PARA O POLINÔMIO DO TIPO	
2	P
$Y = EO + K_1 X + K_2 X^2 + \dots + K_P X^P$	
K 0 =	23.6821886793
K 1 =	0.7344177936
K 2 =	1.6374672377
K 3 =	-0.0736908305
K 4 =	0.0406623098
K 5 =	0.0811619356

PUNTO	VARIÁVEL X	VARIÁVEL Y (EXP)	VARIÁVEL Y (TEO)	ERRO ABS.	ERRO REL. (%)
1	-6.7000	37.3000	38.1000	0.8000	2.17
2	-5.0000	48.9000	48.1659	-0.7320	-1.79
3	-3.3000	41.6000	48.4065	-1.1915	-2.87
4	-1.6000	39.5000	39.3420	-0.0420	-2.19
5	0.1000	33.1000	37.4101	-1.6216	-4.90
6	1.8000	31.9000	35.4103	-3.1103	-9.75
7	3.5000	32.0000	32.4277	-0.4277	-1.34
8	5.2000	30.0000	29.9197	-0.0803	-0.27
9	6.9000	30.1000	27.6737	-2.1293	-6.94
10	8.6000	25.3000	25.0490	-0.2490	-2.17
11	10.3000	25.4000	24.5215	-0.8784	-3.46
12	12.0000	22.5000	23.7486	1.2486	5.55
13	13.7000	23.3000	23.5121	0.2121	1.81
14	15.4000	23.7000	23.0799	-0.5799	-2.49
15	17.1000	25.2000	24.7181	-0.4819	-1.94
16	18.8000	29.3000	25.9518	-0.6518	-2.59
17	20.5000	29.1000	27.5159	-0.5850	-2.03
18	22.2000	38.7000	29.2748	-0.9252	-3.86
19	23.9000	31.5000	31.1056	-2.3944	-7.15
20	25.6000	31.4000	32.0707	1.4707	4.68
21	27.3000	32.7000	31.4206	-1.2794	-5.29
22	29.0000	33.7000	35.6422	1.9422	5.76
23	30.7000	37.3000	36.3733	-0.9267	-2.49
24	32.4000	37.3000	36.4970	-0.8030	-2.15
25	34.1000	37.0000	35.5808	-1.4192	-3.82
26	35.8000	32.9000	34.1036	1.2036	3.66

ERRO QUADRÁTICO MÉDIO : 0.2644289196

VII.3 Perfis de deformação após tração de amostras pré-laminadas

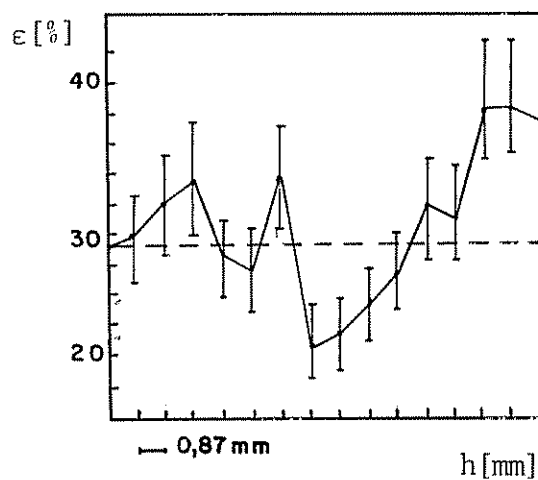


Fig. VII.3.1 Amostra 3 - $\epsilon_F = 28,9 \%$ - $h_f = 13,00$ mm

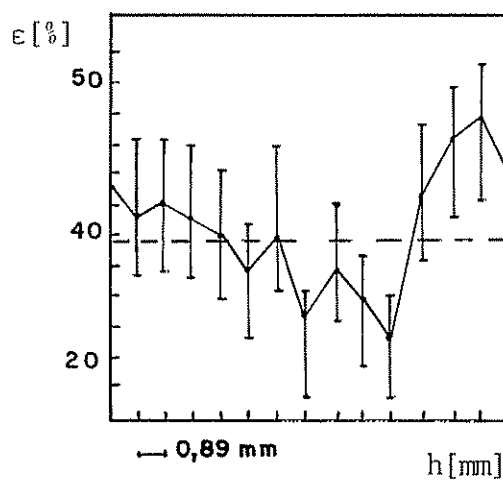


Fig. VII.3.2 Amostra 6 - $\epsilon_F = 31,3 \%$ - $h_f = 12,40$ mm

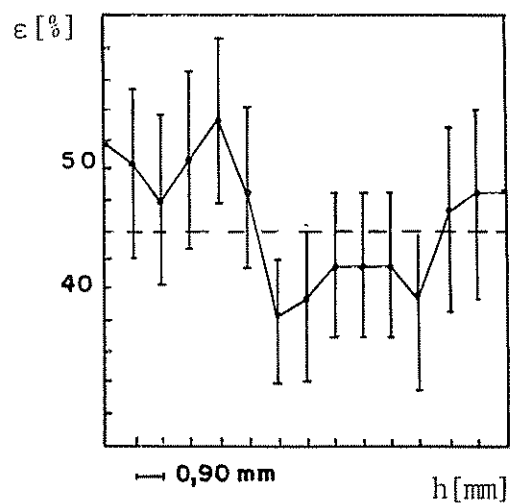


Fig. VII.3.3 Amostra 10 - $\varepsilon_F = 36,3 \%$ - $h_f = 12,60$ mm

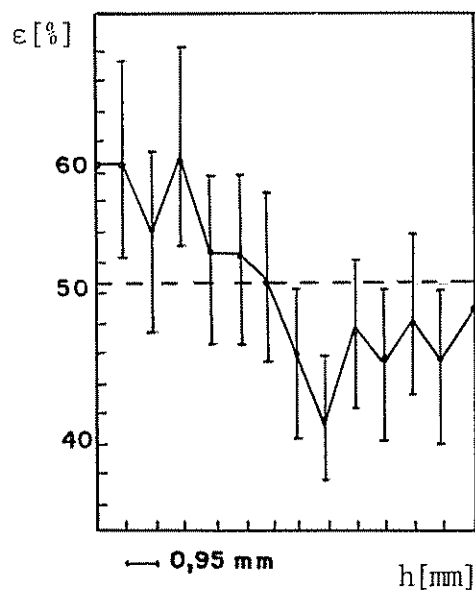


Fig. VII.3.4 Amostra 13 - $\varepsilon_F = 37,6 \%$ - $h_f = 12,35$ mm

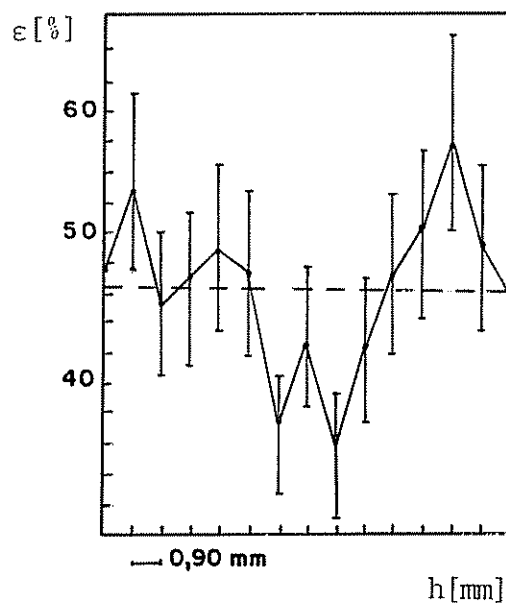


Fig. VII.3.5 Amostra 18 - $\varepsilon_F = 34,6 \%$ - $h_f = 12,66$ mm

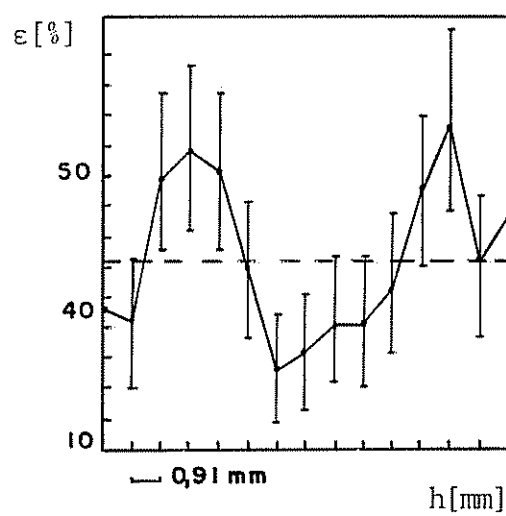


Fig. VII.3.6 Amostra 19 - $\varepsilon_F = 33,9 \%$ - $h_f = 12,76$ mm

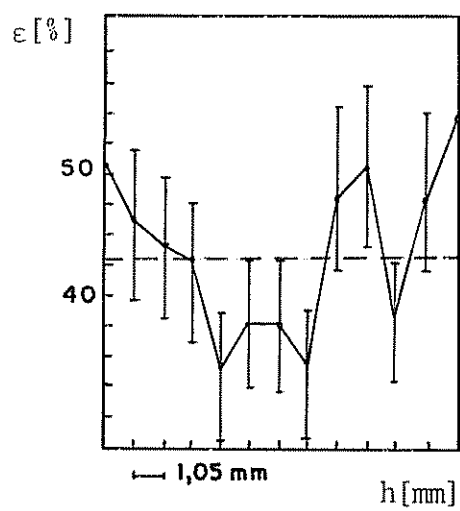


Fig. VII.3.7 Amostra 23 - $\epsilon_F = 35,9\%$ - $h_f = 12,54$ mm

VIII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - W. LINICUS AND G. SACHS, Mitt. Material, Sonderheft 16, 38, (1937).
- 2 - R. McC BAKER, R. E. RICKSECKER AND W. M. BALDWIN JR., Development of Residual Stresses in Strip Rolling, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Technical Publication 2333, (1948).
- 3 - P. R. CETLIN, Propriedades Mecânicas a Tração de Barras e Arames de Seção Circular obtidas por Trefilação, Tese de Doutorado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, U.F.M.G., Belo Horizonte (1983) Cap. II.
- 4 - D. HULL, Introduction to Dislocations, 2nd Edition, Pergamon Press, Oxford (1975) Cap. 3.
- 5 - R. E. REED-HILL, Physical Metallurgy Principles, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York (1973), Cap. 4.
- 6 - G. E. DIETER, Mechanical Metallurgy, Mc Graw Hill, Kogakusha (1961) Cap. 4.
- 7 - J. WEERTMAN AND R. R. WEERTMAN, Elementary Dislocation Theory, Mac Millan Company, London (1964) Cap. 1.
- 8 - W. HAYDEN, W. G. MOFFAT AND WULFF, Structure and Properties of Materials, Vol. III, Mechanical Behaviour, John Wiley, New York (1965), Sec. 5.6.
- 9 - N. F. MOTT, A Theory of Work-Hardening of Metals Crystals, Phil. Mag., 43, 1151, (1952).

- 10 - Z. S. BASINSKI AND S. J. BASINSKI, Dislocation Distribution in Deformed Copper Single Crystal, Phil. Mag., 9, 51, (1964).
- 11 - Referência 6, Cap. 5.
- 12 - A. KELLY AND R. B. NICHOLSON, Strengthening Methods in Crystals, Elsevier Amsterdam, 1971, Cap. 6.
- 13 - R. J. STOKES AND A. H. COTTRELL, Work-Softening in Aluminum Crystals, Acta Met., 2, 341, (1954).
- 14 - W. P. LONGO AND R. E. REED-HILL, An Analysis of Softening in Polycrystalline Nickel, Metallography, 7, 181, (1974).
- 15 - W. P. LONGO AND R. E. REED-HILL, Work Softening in Polycrystalline Metals, Scripta Met., 4, 765, (1970).
- 16 - S. N. BUCKLEY AND K. W. ENTWISTLE, The Bauschinger Effect in Super Pure Aluminum Single Crystals and Polycrystals Acta Met., 4, 352, (1956).
- 17 - P. E. ARMSTRONG, J. E. HOCKETT AND O. D. SHERBY, Large Strain Multidirectional Deformation of 1100 Aluminum at 300 K Journal Mech. Phys. Solids, 30, 37, (1982).
- 18 - J. E. HOCKETT AND O. D. SHERBY, Large Strain Deformation of Polycrystalline Metals at Low Homologous Temperatures, Journal Mech. Phys. Solids, 30, 87, (1975).
- 19 - L. F. COFFIN Jr. AND J. F. TAVERNELLI, The Cyclic Straining and Fatigue of Metals, Trans. AIME, 215, 794, (1959).
- 20 - E. G. THOMSEN, Some Observations on the Effect of Strain Paths on the Strength of Oxygen-Free-Copper, Trans. AIME 105, 288, (1983).

- 21 - E. G. THOMSEN, Stress-Strain Properties of Tough-Pitch Copper After Multi-Pass Drawing, Trans., AIME, 105, 178, (1983).
- 22 - D. K. FELBECK, Introdução aos Mecanismos de Resistência Mecânicas, E. Bucher, São Paulo, 1968, Cap. 5.
- 23 - A. H. COTTRELL; Dislocations and Plastic Flow in Crystals Oxford University Press, New York, 1968.
- 24 - F. B. PICKERING, Physical Metallurgy and Design of Steels, Applied Science Publishers LTD., London, 1978, Cap. 1.
- 25 - Referência 5, Cap. 8.
- 26 - G. T. HAHN, A Model for Yielding With Especial Reference to the Yield Point Phenomenon of Iron Related Metals. Acta Met., 10, 727, (1962).
- 27 - A. H. COTTRELL, A Note on the Portevin-Le Chatelier Effect, Phil. Mag., 64, 828, (1953).
- 28 - F. LECROISEY AND A. PINEAU, Martensitic Transformation Induced by Plastic Deformation in the Fe - Ni - Cr - C System, Metallurgical Transactions, 3, 387, (1972).
- 29 - R. M. LATANISION AND A. W. RUFF Jr., The Temperature Dependence of Stacking Fault Energy in Fe - Cr - Ni Alloys, Metallurgical Transactions, 2 505, (1971).
- 30 - C. C. BAMPTON, J. P. JONES, AND M. H. LORETTO, Stacking Fault Energy Measurements in Some Austenitic Stainless Steel , Acta Metallurgica, 26, 39, (1978).
- 31 - H. FUJITA AND S. UEDA, Stacking Faults and F.C.C. (γ) H.C.P. (ϵ) Transformation in 18/8 - Type Stainless Steel , Acta Metalúrgica, 20, 759, (1972).

- 32 - Referência 7, Cap. 4.
- 33 - B. L. AVERBACH, Plastic Deformation in the Rolling Process, Trans. AIME, 188, 150, (1958).
- 34 - C. W. MAC GREGOR AND L. F. COFFIN Jr., The Distribution of Strains in the Rolling Process, J. Appl. Mech. 10 a 13, (1943).
- 35 - W. M. BALDWIN Jr., Residual Stresses in Metals, Proc. ASTM 49, 539, (1949).
- 36 - Referência 6, Cap. 15.
- 37 - J. A. GIOSA, R. E. VALLE, J. E. FONTANA, Medidas das Tensões Residuais por Difração de Raios X, Rev. Esc. Minas, 34, 7, (1977).
- 38 - A. TSELIKOV, Stress and Strain in Metal Rolling, MIR Publishers, Moscow, 1967, Cap. 2.
- 39 - Referência 6, Cap. 19.
- 40 - Referência 3, Cap. IV.
- 41 - B. B. HUNDY AND A. R. E. SINGER, The Distribution of Strains in the Rolling Process, J. Inst. Metals, 83, 401, (1954-55).
- 42 - W. A. BACKOFEN, Deformation Processing, Addison - Wesley Publishing Company, 1972, Cap. 7.
- 43 - J. N. ROBINSON AND A. H. SHABAIK, The Determination of the Relationship Between Strain and Microhardness by Means of Visioplasticity, Met. Transactions, 4, 2091, (1973).
- 44 - Referência 42, Cap. 5.

- 45 - Referência 42, Cap. 8.
- 46 - E. B. CAMPOS, M. R. DUARTE. P. R. CETLIN, Medida do Coeficiente de Deformação Redundante na Trefilação do Alumínio em Passes Sucessivos, Anais do 35º Congresso da ABM, Vol. 3, 63, 1980.
- 47 - R. HILL AND S. J. TUPPER, A New Theory of the Plastic Deformation in Wire Drawing, Journal Iron and Steel Inst., 159, 353, (1948).
- 48 - Referência 3, Cap. III.
- 49 - Referência 3, Cap. VI.
- 50 - E. VOCE, True Stress-Strain Curves and Their Application to Cold Working Processes, Metal Treatment, 15, 53, (1948).
- 51 - Referência 3, Cap. V.
- 52 - E. G. THOMSEN, J. T. HOLTHUIS AND H. H. THOMSEN, Lack of Hardening in Drawn Bars of Copper and Aluminum in Tension Tests, Journal of Engineering Materials and Technology, 104, 227, (1982).
- 53 - E. G. THOMSEN, J. T. HOLTHUIS AND H. H. THOMSEN, Flow Stresses of Prestrained Annealed OFHC Copper and SAE 1018 Steel, Trans. ASME Journal of Engineering Materials and Technology, 103, 188, (1981).
- 54 - M. C. SHAW, A New Mechanism of Plastic Flow, Inst. Journal of Mech. Sci., 22, 673, (1980).
- 55 - N. H. POLAKOWSKI, Journal Institute of Metals 96, 352, (1968).
- 56 - R. W. JOHNSON, G. W. ROWE, Redundant Work in Drawing Cylindrical Stock. Journal of the Institute of Metals, 96, 97, (1968).

- 57 - E. W. TAYLOR, Micro-Hardness Testing of Metals, Journal Institute of Metals, 74, 493, (1948).
- 58 - P. R. CETLIN (Editor), Fundamentos de Ensaaios Mecânicos de Metais, Volume II, Cap. 7, FUNDEP - UFMG, Belo Horizonte, 1979.
- 59 - V. E. LYSAGHT, The How and Why of Microhardness Testing, Reprinted Metal Progress, August - September, (1960).
- 60 - B. J. DUCKFIELD, The Mechanical Properties of Drawn Carbon Steel Wire, Wire Industry, 552, August - September, (1971).
- 61 - J. M. CACCIOPPOLI, H. HELMAN, Monografia Técnica Nº 1, Departamento de Engenharia Metalúrgica, UFMG, (1978).
- 62 - TÉRCIO PACITTI, CYRIL R. ATKINSON, Programação e Métodos Computacionais, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., Rio de Janeiro, (1976), Cap. 9, Vol. 2.
- 63 - V. P. SPIRIDONOV, A. A. LOPATKIN, Tratamiento Matemático de Datos Físico-Químicos, Editorial Mir., Moscú, (1973).
- 64 - D. TABOR, The Hardness and Strength of Metals, J. Inst. Metals, 79, 1, (1951).
- 65 - R. M. CADDELL, A. G. ATKINS, The Influence of Redundant Work When Drawing Rods Through Conical Dies, Trans. ASME Série B, 411, (1968).
- 66 - Referência 58, Vol. 1, Cap. 5.
- 67 - P. R. CETLIN, Redundant Deformation Factor Evaluation Through the Hardness Profile Method in Round Section Bar Drawing, Journal of Eng. Mat. and Tech., 106, 147, (1984).

- 68 - P. R. CETLIN, J. L. N. MARCOS, Redundant Deformation Factor Evaluation through the Stress-Strain Curves Superposition Method in Round Section Bar Drawing - Trabalho a ser publicado.