

TÉCNICAS VISIOPLÁSTICAS E CONSIDERAÇÕES
MICROESTRUTURAIS APLICADAS AO ESTUDO DA
FORMAÇÃO DE CHEVRONS NA EXTRUSÃO A FRIO
DE AÇO DIN 20MnCr5

06/80

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

TÍTULO: "TÉCNICAS VISIOPLÁSTICAS E CONSIDERAÇÕES MICRO-
ESTRUTURAIS APLICADAS AO ESTUDO DA FORMAÇÃO DE
CHEVRONS NA EXTRUSÃO A FRIO DE AÇO DIN 20MnCr5"

ORIENTADOR: RICARDO ENRIQUE MEDRANO

T. LOMBAR "RAD"

Oscar Eduardo Quilodrán Alarcón

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia de Campinas - UNICAMP - como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA, modalidade Materiais e Processos.

MARÇO/1980

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

AGRADECIMENTOS

Ao Prof.Dr. RICARDO ENRIQUE MEDRANO, incansável e inestimável guia, na realização deste trabalho.

Ao Prof.Dr. MAURÍCIO PRATES DE CAMPOS FILHO, pelo apoio e confiança depositada.

À Indústria Metalúrgica Brazaço-Mapri, na pessoa do Diretor Engº JOSÉ GIANESI SOBRINHO, pela fabricação das amostras e o incentivo prestado.

Ao Prof.Dr. WOLGANG MAY e KIMIE M. ITO, pela discussão e realização das análises de microsondagem.

À Profª Assistente ROSEANA E. TREVISAN e Engº MARIANO SARRATE, pela colaboração nos estudos de microfractografia.

Ao Mestre Engº CARLOS ALFREDO B. CAMPOS, aos técnicos metalógrafos WANDERLEY P. DELCANTÃO e LUIZ C. BAGNI, pelos conselhos referentes à aplicação de técnicas micro e macrográficas.

Aos Profºs. Drs. J.G. DAVIES, J.J. JONAS e A. GOLDBERG, pelas valiosas discussões e propostas para aperfeiçoamento das análises.

À YOSHIKO HASHIMOTO pelo trabalho de datilografia.

"TÉCNICAS VISIOPLÁSTICAS E CONSIDERAÇÕES MICRO-
ESTRUTURAIS APLICADAS AO ESTUDO DA FORMAÇÃO DE
CHEVRONS NA EXTRUSÃO A FRIO DE AÇO DIN 20MnCr5"

R E S U M O

Analisaram-se comparativamente peças extrudadas a frio em aço DIN 20MnCr5 laminado a quente, que eventualmente apresentaram Chevrons, e outras, feitas do mesmo material recozido, que não apresentaram o defeito.

Nesta análise aplicaram-se técnicas de visioplasticidade, metalográficas, de microssondagem e de microfractografia. Consegue-se determinar qualitativamente alguns parâmetros microestruturais que contribuem para a formação dos Chevrons.

Encontra-se uma correlação entre as características microestruturais e o fluxo, plástico do material, determinado pelas técnicas de visioplasticidade.

A B S T R A C T

Studies have been done on hot rolled DIN 20MnCr5 steel, wich was cold extruded. A comparison was done between parts with Chevrons and another parts with and without a previous annealing treatment, wich do not show this defect.

In these studies several technics were used: visioplasticity, metallography, scanning microprobe, and microfractography. It was possible to qualitatively assess the contribution of some microstructural parameters to the development of Chevrons.

A correlation was obtained between microstructural properties and the plastic flow of the material, by using the visioplasticity technic.

I N D I C E

		<u>Pág.</u>
<u>CAPÍTULO 1</u>	- INTRODUÇÃO	1
	1.1. Introdução Geral.....	1
	1.2. Objetivos.....	4
 <u>CAPÍTULO 2</u>	 - CHEVRONS. TEORIAS E CONHECIMENTOS EXPERIMEN- TAIS.....	 5
	2.1. Introdução	5
	2.2. Teoria de B. Avitzur sobre a formação dos Chevrons	6
	2.2.1. Idealização qualitativa do fenômeno...	6
	2.2.2. Análise Matemática	7
	2.2.2.1. Campo de Velocidades	9
	2.2.2.2. Avaliação da Energia de Deformação..	10
	2.2.2.3. Critério de Aparecimento dos Che- vrons	16
	2.3. Determinação Experimental do Coeficien- te β	17
	2.4. Teoria Fenomenológica de J.J. Pepe, a respeito da formação de Chevrons	19
 <u>CAPÍTULO 3</u>	 - AÇOS CARBONO E DE BAIXA LIGA PARA CEMENTAÇÃO. TRANSFORMAÇÕES DE FASES. PARTICULARIDADES ...	 21
	3.1. Introdução	21
	3.2. Solidificação dos Aços para Cementação..	21
	3.3. Lingote: Transformações de Fase no Esta- do Sólido	24
	3.4. Efeitos da Laminação a Quente sobre a Estrutura de Fusão	25
	3.5. Curvas de Resfriamento Contínuo	27
	3.5.1. Temperatura, Tempo de Austenização e Tamanho de Grão Austenítico	28
	3.5.2. Homogeneidade da Austenita	29
 <u>CAPÍTULO 4</u>	 - TÉCNICAS VISIOPLÁSTICAS NA ANÁLISE DOS PROCES- SOS DE DEFORMAÇÃO COM SIMETRIA AXIAL	 31
	4.1. Introdução	31
	4.2. Funções de Fluxo: Teoria, Equações Funda- mentais e Aplicação	33

	4.3. Utilização da Microestrutura para a Análise Visioplástica dos Processos com Simetria Axial	38
<u>CAPÍTULO 5</u>	- TÉCNICA EXPERIMENTAL, MÉTODOS DE ANÁLISE, RESULTADOS	42
	5.1. Apresentação do Problema	42
	5.2. Técnica Experimental	42
	5.3. Análise Visioplástica	45
	5.4. Análise Química	47
	5.5. Análise Metalográfica	48
	- Inclusões	48
	- Metalografia	49
	5.6. Medições de Dureza	51
	5.7. Análise de Microsondagem	52
	5.8. Chevrons: Análise da Fratura e Deformações Adjacentes.....	54
	- Análise Microfractográfica	54
	- Metalografia dos Contornos e Regiões Adjacentes	56
<u>CAPÍTULO 6</u>	- DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	58
	6.1. Inclusões	58
	6.2. Microsondagem	59
	6.3. Microestrutura e Dureza	60
	6.4. Endurecimento pela Deformação a Frio	63
	6.5. Visioplaticidade	64
	6.6. Microfractografia e Metalografia dos Chevrons	65
<u>CAPÍTULO 7</u>	- CONCLUSÕES	67
	7.1. Geometria do Processo e Microestrutura ..	67
	7.1.1. Geometria do Processo	67
	7.1.2. Microestrutura do Material	67
	7.2. Visioplaticidade	69
	7.3. Região de Deformação e Formação dos Chevrons	69
<u>CAPÍTULO 8</u>	- PERSPECTIVAS DE PESQUISA	71

BIBLIOGRAFIA	73
FIGURAS DO CAPÍTULO 1	78
FIGURAS DO CAPÍTULO 2	79
FIGURAS DO CAPÍTULO 3	91
- TABELAS DO CAPÍTULO 3	98
FIGURAS DO CAPÍTULO 4	100
FIGURAS DO CAPÍTULO 5	103
- TABELAS DO CAPÍTULO 5	124
FIGURA DO CAPÍTULO 6	128

ANEXOS DO CAPÍTULO 5

CAPÍTULO 1

1. INTRODUÇÃO

1.1. Introdução Geral

Os métodos de fabricação por conformação a frio dos metais são cada vez mais utilizados na indústria moderna. Isto é válido especialmente para a produção de formas de geometria axisimétrica. Nas peças ou produtos semiterminados assim produzidos podem ser conseguidos todos ou algumas das seguintes vantagens.

- Economia de matéria prima e dispensa de custosas operações de usinagem, pela obtenção direta das formas, de boa qualidade superficial e tolerâncias dimensionais estreitas.
- Produção automatizada e de alta velocidade, especialmente em se tratando de peças leves e de formas simples.
- A obtenção de características mecânicas superiores as do material antes de conformação, em virtude do endurecimento devido a deformação e/ou pelo desenvolvimento controlado de propriedades anisotrópicas.

Infelizmente ainda existem problemas de aplicação de estes processos. Estas limitações derivam-se da impossibilidade atual para caracterizar a aptidão de um metal a ser deformado a frio segundo uma técnica determinada.

Processos tais como a extrusão e trefilação, realizados a frio, são amplamente usados na fabricação tanto de produtos intermediários como finais, os quais serão posteriormente submetidos a fortes solicitações mecânicas. É o caso dos arames trefilados para molas e para barras laminadas a quente utilizados na fabricação de peças extrudadas a frio, como alguns eixos de indústria automobilística.

Nestes casos, os produtos da conformação devem ser livres de defeitos. Isto é atingido quando os parâmetros independentes do processo: características do material, lubrificação, ângulo das ferramentas, redução da seção transversal, velocidade e temperatura do processo, utilizados em cada operação, estão corretamente escolhidos [Ref. 1].

Combinações dos valores dos parâmetros mencionados, podem gerar formas diferentes do fluxo do material, modificando também os valores da variável dependente, qual é a tensão ou a força necessária para a realização do processo.

De uma forma geral, nos processos de conformação a frio com geometria axisimétrica, segundo sejam os valores dos parâmetros independentes, podem ser encontrados quatro tipos básicos de formas de fluxo do material

- normal
- com região morta
- com formação de descontinuidades internas (Chevron)
- associado a operações usinagem superficial (Shaving)

A Fig.1.1 representa a variação da tensão de trefilação como uma função do ângulo de ferramenta. Nela relaciona-se esquematicamente a forma de fluxo com os valores das variáveis independentes do processo. Foi construído por B. Avitzur, mediante a aplicação do teorema do Limite Superior à trefilação de um material de von Mises, processado através de uma ferramenta cônica convergente e mantendo constantes a seção inicial, a redução de seção transversal e o valor do atrito.

Na prática industrial normal, condições de fluxo como na Fig.1.1.a. deveriam ser atingidas para conseguir produtos interna e superficialmente sãos. A existência de região morta, Fig.1.1.b, resulta na maioria das vezes, em superfícies de má qualidade. O shevado, Fig.1.1.c, é um processo de conformação plástica localizada na superfície do material; pode ser considerado uma operação de usinagem, durante a qual não ocorre qualquer deformação que afete ao centro do material. A sua utilização industrial procura apenas o descascado ou a obtenção de dimensões. O aparecimento da falha denominada Chevron, Fig.1.1.d, constitui uma condição perigosa por tanto, trata-se de um defeito interno, muitas vezes sem sinais externos, que se traduz em uma diminuição importante na resistência mecânica das peças que o contém.

O fenômeno de formação dos Chevrons, Fig.2.2 é ainda de natureza pouco conhecida. Isto por não se dispor até o presente, de um método de análise consistente e sistemático, que considere e relacione os valores reais dos parâmetros independentes do processo e que resulte na possibilidade de prever exatamente o seu aparecimento.

Com respeito, a teoria desenvolvida por B. Avitzur [1;2;3;4;5;6], de ordem puramente matemática, tem conseguido relacionar de forma coerente os parâmetros do processo. Ela chega até definir condições seguras e inseguras quanto à possibilidade da formação da falha. Contudo, seus resultados são ainda insuficientes, portanto, o esquema teórico não consegue explicar de maneira clara a causa dos chevrons se produzirem, e, o porque das falhas não aparecerem em forma sistemática toda vez que as condições geométricas do processo são consideradas perigosas.

A teoria de B. Avitzur incorre em importantes aproximações quando introduz de maneira analítica as características do material. Ele é considerado um material de von Mises, no máximo com características de endurecimento linear durante a conformação. As propriedades anisotrópicas e não homogêneas impostas pelos processos de solidificação, deformação plásticas e tratamentos térmicos não são consideradas.

No Brasil a formação de Chevrons tem sido detectada em diferentes indústrias que utilizam-se da trefilação e extrusão a frio. Trata-se de um problema real, de frequência crescente, se considera-se o aumento da utilização destes processos.

No presente trabalho estuda-se a formação dos Chevrons ocorrida numa produção experimental de semieixos extrudados a frio em aço tipo DIN 16MnCr5 de pureza comercial. Mediante a extrusão do material submetido a tratamentos térmicos diferentes, e deixando constantes os parâmetros do processo referentes a ferramentas, atrito e velocidade de deformação, tentou-se determinar a importância da microestrutura na formação das falhas. São analisados aspectos de dureza, qualidade de tratamentos térmicos e a presença de macrosegregação.

Aproveitando o fato do aço DIN 16MnCr5 apresentar na matéria prima (barra laminada a quente) uma microestrutura com segundas fases dispostas em forma alinhadas e no sentido de laminação, aplicaram-se métodos visioplásticos baseados na determinação das deformações a partir dessa microestrutura. Desta maneira encontram-se diferenças entre as regiões de deformação das peças com e sem Chevrons. Os resultados relacionam-se com as respectivas características microestruturais das peças.

Mediante a aplicação de técnicas microfractográficas ao análise das superfícies dos Chevrons, caracterizou-se qualitativamente os estados de tensões sob os quais produziram-se.

A universalização dos resultados obtidos ve-se limitada pela utilização de apenas um tipo de material, de um processo de fabricação e o pequeno número de amostras analisadas. Tais limitações devem-se principalmente a problemas técnico-econômicos na fabricação das amostras. Isto é, a dificuldade para se produzir peças com Chevrons, e a obrigatoriedade de paralização de equipamentos industriais de alta capacidade de produção, toda vez que se fabricaram peças para análise.

1.2. Objetivos

Em presença de um problema de formação de Chevrons, ocorrida ao extrudar a frio e em condições normais de produção industrial barras de aço DIN 16MnCr5 de pureza comercial aplicam-se diferentes técnicas de análise para o estudo do defeito e a determinação dos parâmetros com ele associados. Objetiva-se:

- A) Enfrentar os resultados obtidos às teorias existentes sobre a formação de Chevrons. Espera-se com isto atingir uma melhor compreensão do fenômeno.
- B) Propor novos métodos de análise, que permitam um estudo sistemático da modificação da Região de Deformação nos casos em que se observa a formação dos Chevrons.
- C) Determinar e se possível avaliar os parâmetros relativos ao material e associados com a formação dos Chevrons na construção de semieixos analisados. Propor soluções para a eliminação das condições perigosas.

CAPÍTULO 2

2. CHEVRONS. TEORIAS E CONHECIMENTOS EXPERIMENTAIS

2.1. Introdução

A Fig. 2.1 mostra esquematicamente uma técnica de deformação comum aos processos de trefilação de arames e extrusão de barras de geometria axial. Ao forçar a passagem de um cilindro metálico rígido de raio R_0 , através de uma ferramenta cônica convergente de ângulo α , obtêm-se uma barra rígida de raio R_f . Esta última dimensão depende da região cilíndrica da ferramenta.

Segundo sejam os valores das variáveis independentes do processo: grau de redução da seção transversal, ângulo da ferramenta, atrito, características do material, velocidade e temperatura de deformação, podem prevalecer uma ou duas das formas de fluxo indicadas na figura 1.1, as quais foram brevemente comentadas no capítulo anterior.

As condições de aparecimento dos Chevrons, Fig. 2.2, não são totalmente conhecidas, porém a experiência industrial e de pesquisas indicam que os fatores que favorecem a sua formação durante uma deformação como na figura 2.1 são: presença de inclusões, endurecimento do material mediante deformação a frio, ângulos de ferramenta elevados, taxas de redução pequenas, grandes coeficientes de atrito e velocidades de processamento elevados [7, 8, 9].

A formação dos Chevrons, detectada durante a trefilação e extrusão de aços, ligas de cobre e de alumínio [7], é um defeito perigoso, portanto resulta num enfraquecimento considerável das peças mecânicas que os contêm, Fig. 2.3.

De uma forma geral estas falhas não são detectadas no exame visual. A segurança quanto a não existência de Chevrons em peças pertencentes a séries fabricadas em condições estimadas "perigosas", só podem ser atingidas mediante custosos exames sobre o 100% da produção utilizando Raios X ou equipamentos de Magnaflux.

Em alguns casos particulares apresentam-se evidências externas apenas quanto a falha está muito desenvolvida. Nestes casos percebem-se na superfície da peça leves estricções e anéis de cor diferente. Os sinais externos posicionam-se sobre a seção transversal correspondente aos extremos da geratriz do Chevron, Fig. 2.4.

Os Chevrons iniciam-se na região central do material, durante a sua passagem através de ferramentas axisimétricas convergentes, perto da saída [8, 10]. Uma vez nucleados (vértice do Chevron) progridem, ainda dentro da ferramenta, mediante fraturas laterais a aproximadamente 45° respectivamente do eixo de simetria (geratriz do Chevron). O defeito atinge uma forma cônica, orientada no sentido da direção do processo, Fig. 2.2, 2.4. Sabe-se também dos estudos microfractográficos, que a região correspondente ao vértice do Chevron apresenta características de ruptura sob estado de tensões eminentemente de tração, enquanto que nas fraturas laterais a morfologia das superfícies indica a ação de tensões cizalhantes [3, 4, 7].

As dificuldades para estabelecer um modelo teórico que descreva completa e corretamente a formação dos Chevrons durante uma conformação axisimétrica a frio, residem em grande parte, no fato de ser ele um evento que se desenvolve sob regime de fluxo de material com características não estacionárias. Isto impede a aplicação dos métodos analíticos convencionais à quantificação dos estados tensão-deformação imperantes no início e no decorrer do desenvolvimento da falha.

2.2. Teoria de B. Avitzur sobre a formação dos Chevrons

2.2.1. Idealização qualitativa do fenômeno

A Fig. 2.5 [6] resume o pensamento qualitativo de B. Avitzur quanto ao mecanismo de formação do Chevron. Trataria-se de um fenômeno periódico, durante o qual o fluxo do material torna-se não estacionário. A fratura inicial, no centro do material se produziria quando os parâmetros: ângulo de ferramenta (α°), redução ($r\%$), atrito (m) e características do material alcancem uma determinada combinação fixa de valores [1]. Esta condição poderia ser atingida desde que, existindo as condições geométricas favoráveis, durante o processo de deformação ocorrem variações, circunstanciais nas características do material e/ou no valor do atrito com a ferramenta.

Durante a aproximação dos valores dos parâmetros a combinação fixa crítica, as superfícies de contorno Γ_1 e Γ_2 da Região de Deformação, modificam-se ficando cada vez mais próximas na região central do material. A condição limite atinge-se quando as

superfícies Γ_1 e Γ_2 encontram-se, sobre o eixo de simetria do material. O ponto de contato entre ambas superfícies estaria associado simultaneamente à região I, rígida ainda indeformada movimentando-se com velocidade v_0 e a região III, totalmente deformada e movimentando-se com velocidade v_f , Fig. 2.5. Esta incoerência cinemática resolve-se para B. Avitzur com a formação de uma descontinuidade que dá origem ao Chevron.

Desde a nucleação e durante o desenvolvimento do defeito, a Região de Deformação tornaria-se um anel, Fig. 2.6, voltando a uma condição de fluxo normal após a falha sair da ferramenta. O evento é acompanhado por variações mensuráveis da tensão com que o processo se realiza [7, 10].

2.2.2. Análise Matemática

Desenvolve-se mediante o emprego do teorema do Limite Superior [11, 12] a análise dos processos de deformação através de ferramentas cônicas convergentes. Para simplificar o estudo, o material é considerado um material de von Mises [13].

O campo de velocidades cinematicamente admissível da figura 2.7, mesmo não sendo a melhor aproximação de limite superior [14], é utilizado normalmente por B. Avitzur para a avaliação da tensão necessária para desenvolver o processo na região de fluxo normal (Fig. 1.1) e para definir o aparecimento da região morta [1]. Na região de fluxo normal da Fig. 1.1, a tensão do processo modifica-se continuamente com a variação do ângulo de ferramenta α , seu valor mínimo obtém-se para um ângulo de ferramenta ótimo de valor aproximado $\alpha_{ot} = \sqrt{\frac{3}{2}} \ln \frac{R_0}{R_f}$ [15]. Quando o ângulo α se faz grande demais, maior do que α_{Cr1} , Fig. 1.1, o material cisalha internamente sobre uma superfície de ângulo α_1 , constante, chamado ângulo de região morta. O material cria assim seu próprio ângulo de redução. Neste caso forma-se, entre a ferramenta e o ângulo α_1 , uma região de material imobilizada. O ângulo α_1 é constante para uma dada redução $r(\%)$, independe do atrito entre o material e a ferramenta, determinando que a tensão necessária para o desenvolvimento do processo seja aproximadamente constante.

A relação entre os ângulos da ferramenta (α), ótimo (α_{ot}), crítico (α_{Cr1}) e da região morta (α_1) estão indicados na figura 2.8.

Certamente o campo de velocidades da figura 2.7 não consegue descrever os eventos das figuras 2.5 e 2.6. Na figura 2.9, mostra-se o campo de velocidades assumido por B. Avitzur para representar matematicamente a formação dos Chevrons e avaliar a energia necessária [3]. Nela as regiões I e III consideram-se corpos rígidos movimentando-se respectivamente com velocidades axiais v_0 e v_f . A região I ainda indeformada é vizinha da região III, totalmente deformada, através da superfície de descontinuidade de velocidade axial Γ_5 . A Região de Deformação II é limitada pelas seguintes superfícies de descontinuidade de velocidades tangenciais.

- Γ_3 , superfície cônica da ferramenta
- Γ_4 , superfície cilíndrica de raio R_1 , limite com a região III
- Γ_1, Γ_2 , superfícies toroidais com centro na circunferência de raio R_1 , disposta num plano perpendicular ao eixo de simetria do processo e que contém o ponto de intersecção das prolongações das superfícies Γ_3 e Γ_4 .

A geometria utilizada na figura 2.9 mesmo não representando corretamente a figura 2.5, tem a finalidade de simplificar a análise matemática.

A exigência básica para a aplicação do teorema do Limite Superior a avaliação da energia necessária para realizar a deformação, é a postulação de um campo de velocidades cinematicamente admissível [11], no qual, devido a manutenção da constância de volume, apenas descontinuidades tangenciais as superfícies limitantes das diversas regiões são permitidas. Na figura 2.9 a região III separa-se da região I, em virtude da diferença de velocidades axiais. Introduz-se portanto uma descontinuidade de velocidade normal à superfície Γ_5 . Para resolver este problema, Avitzur supõe o raio R_1 suficientemente pequeno e não participante no balanço de volume. Assim, enquanto a continuidade do material foi mantida através do processo, exceção feita da descontinuidade na superfície Γ_5 , o campo de velocidades é ainda cinematicamente admissível [3].

2.2.2.1. Campo de Velocidades

Assumindo o campo de velocidades da Fig. 2.9 e considerando a existência de constância de volume (toda vez que o cilindro de material de raio R_i da região III não é considerado), a relação entre as velocidades v_o e v_f é

$$\frac{v_o}{v_f} = \frac{R_f^2 - R_i^2}{R_o^2 - R_i^2} = \frac{1 - \left(\frac{R_i}{R_f}\right)^2}{\left(\frac{R_o}{R_f}\right)^2 - \left(\frac{R_i}{R_f}\right)^2} \quad (2.1)$$

Na análise da região II utiliza-se como referência um sistema de coordenadas toroidal (r, θ, ψ) cuja origem e a circunferência de raio R_i , localizada sobre um plano perpendicular ao eixo da simetria é denominada como "O" na figura 2.9. A coordenada radial r varia entre os valores r_o e r_f respectivamente sobre as superfícies Γ_2 e Γ_1 . A posição angular θ assume valores desde 0° , sobre a superfície Γ_4 ; até α na superfície Γ_3 correspondente a ferramenta. As coordenadas r e θ são ortogonais entre si, sendo que a direção ψ é perpendicular a ambas. Respeito a ψ o processo apresenta simetria axial.

No sistema descrito e como consequência da simetria axial imposta, as componentes de velocidade na direção θ e ψ , v_θ e v_ψ são nulas.

$$v_\theta = v_\psi = 0 \quad (2.2)$$

A componente da velocidade na direção r que chamaremos de v , resulta:

$$v = -v_f \cdot \frac{r_f}{r} \cdot \frac{r_f \sin\theta + R_i}{r \sin\theta + R_i} \cdot \cos\theta \quad (2.3)$$

As equações 2.2 e 2.3 definem o campo de velocidades. Para um ponto da região II localizado na intersecção das superfícies

Γ_2 e Γ_4 ($\theta=0$, $R=R_1$; $r=r_0$), a componente da velocidade radial v segundo a eq. 2.3 é

$$v = -v_f \cdot \frac{r_f}{r_0} \quad (2.4)$$

O valor de v dado pela eq. 2.4 é maior do que aquele calculado para v_0 mediante a eq. 2.1 para um ponto sobre a superfície Γ_2 , pertencente a região I.

$$-v = v_f \cdot \frac{r_f}{r_0} > v_0 \approx v_f \left(\frac{r_f}{r_0} \right)^2 \quad (2.5)$$

Esta descontinuidade de velocidade em torno ao centro do material é, no modelo de Avitzur, a razão da formação do Chevron.

2.2.2.2. Avaliação da Energia de Deformação

Nesta avaliação, Avitzur considera um material de von Mises [11], isto é, rígido-plástico, isotrópico, homogêneo e contínuo. Para conseguir maior aproximação com a realidade, Avitzur e Zimmerman [5] consideram a existência do efeito de endurecimento pela deformação, introduzindo um coeficiente β . Assume-se um comportamento linear de endurecimento descrito pela relação

$$\sigma_{ef} = \sigma_1 (1 + \beta\phi) \quad (2.6)$$

onde σ_{ef} é a tensão efetiva necessária para produzir a deformação efetiva ϕ , σ_1 a tensão de escoamento do material no estado anterior a deformação ϕ .

A deformação efetiva ϕ imposta pela ferramenta (região II, fig. 2.9), pode ser descrita em função das coordenadas (r, θ, ψ) como sendo

$$\phi = \int_{t_0}^t \dot{\phi} dt \quad (2.7)$$

onde $\dot{\phi}$ é a taxa de deformação efetiva instantânea sofrida por uma partícula do material deformando sobre uma linha de $\theta = \text{cte}$ através da região II. Em função das componentes do tensor da velocidade de deformação, o valor de $\dot{\phi}$ é dado por [7]

$$\dot{\phi} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}} \quad (2.8)$$

Para integrar a eq. 2.7, é necessário expressar dt como função de r e θ . Desde que

$$dr = v dt \quad (2.9)$$

Substituindo na eq. 2.9 o valor de v calculado pela eq. 2.1

$$dt = \frac{dr}{v} = - \frac{r}{v_f r_f \cos \theta} \cdot \frac{r \sin \theta + R_i}{r_f \sin \theta + R_i} dr \quad (2.10)$$

dado que no campo de velocidades considerado na fig. 2.9, as partículas de material movimentam-se radialmente dentro da região II ($\theta = \text{cte}$), a eq. 2.10 pode ser introduzida na eq. 2.7 e integrada respeito a r .

A expressão da deformação efetiva ϕ , na região II para qualquer valor de θ foi calculada por Avitzur:

$$\phi = - \frac{2 r_f \sin \theta}{\cos \theta (r_f \sin \theta + R_i)} \left\{ \left\langle \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \theta} + \frac{12 \cos^2 \theta + 1}{12 r_f \sin \theta \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \theta}} R_i \right\rangle \right. \\ \left. \ln \left(\frac{r}{r_0} \right) + \frac{R_i}{\sin \theta} \left\langle \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \theta} - \frac{4 \cos^2 \theta + 1}{12 \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \theta}} \right\rangle \left(\frac{1}{r} - \frac{1}{r_0} \right) \right\} \quad (2.11)$$

Uma expressão promédia para a deformação efetiva ϕ , avaliada sobre o volume de material se deformando, utilizada na análise dos processos através de matrizes cônicas convergentes é [7]:

$$\phi = 2 \ln \frac{R_0}{R_f} \cdot f(\alpha) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) \quad (2.12)$$

Nela, o primeiro termo do segundo membro tem em conta o trabalho interno de deformação e o segundo o trabalho de cisalhamento associado a passagem do material sobre as superfícies Γ_2 e Γ_1 . O fator $f(\alpha)$, definido por Avitzur [1], tem a forma da eq. 2.13,

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left[1 - (\cos \alpha) \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{\sqrt{11 \cdot 12}} \cdot \ln \frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12} \cos \alpha + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha}}} \right] \quad (2.13)$$

seu valor varia entre 1 e valores levemente maiores, quando $0 < \alpha < 45^\circ$ [15].

A determinação do coeficiente β da relação 2.6 é feita em forma experimental para cada material e para cada incremento de deformação. O método será descrito no item 2.3.

A avaliação pelo teorema do limite superior da potência externa necessária para desenvolver o processo de deformação é feita por Avitzur utilizando a expressão de Pradger e Hodge.

$$J^* = \dot{W}_i + \dot{W}_s + \dot{W}_{ap} \quad (2.14)$$

nela $\dot{W}_i$ é o termo representativo da energia de deformação interna avaliada sobre o volume de material se deformando; $\dot{W}_s$ a energia dissipada por cisalhamento sobre as superfícies de descontinuidade de velocidades; $\dot{W}_{ap}$ considera a potência aplicada.

Dos campos de velocidades de deformação cinematicamente admissíveis possíveis de ser assumidos, o campo real mediante o qual o processo se realiza minimiza a expressão 2.14. Estes campos de velocidade de deformação são derivados a partir de campos de velocidade cinematicamente admissíveis [11].

Mediante a eq. 2.14 é possível a comparação qualitativa das energias necessárias para a realização de uma deformação, supondo formas de fluxo como na figura 2.7 e 2.9. A forma de fluxo de menor energia será teoricamente a forma de escoamento favorecida, e o menor valor de Limite Superior.

Para resolver a eq. 2.14 é necessário avaliar cada um dos termos do segundo membro da equação. No caso do campo de velocidades da figura 2.9, o esquema de cálculo é o seguinte [5].

a) $\dot{W}_i$: calcula-se integrando a potência específica

$\dot{w} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_l \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}}$, sobre o volume de material V deformando dentro da ferramenta.

$$\dot{W}_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_V \sigma_{ef} \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}} dv \quad (2.15)$$

onde: σ_{ef} está definido pela eq. 2.6.

b) $\dot{W}_s$: a energia dissipada por cisalhamento sobre as superfícies onde existe descontinuidade de velocidades Δv . A sua expressão geral é

$$\dot{W}_s = \int_{\Gamma_i} \tau \Delta v ds \quad (2.16)$$

Nesta expressão, a tensão de cisalhamento τ é definida segundo o critério de escoamento de von Mises como

$$\tau = \frac{\sigma_{ef}}{\sqrt{3}} = \frac{1}{\sqrt{3}} (1 + \beta \phi) \quad (2.17)$$

a integração da eq. 2.16 deve ser realizada sobre as superfícies Γ_i . Na figura 2.9 $i=1 \dots 4$; na superfície Γ_5 a descontinuidade não é de cisalhamento. Assim as expressões particulares para a energia dissipada sobre as superfícies Γ_i são:

$$\text{sobre } \Gamma_1 : \quad \dot{W}_{s1} = \int_{\Gamma_1} \frac{\sigma_1}{\sqrt{3}} (1 + \beta \phi \big|_{r=r_f}) \Delta v \, ds \quad (2.18)$$

$$\text{sobre } \Gamma_2 : \quad \dot{W}_{s2} = \int_{\Gamma_2} \frac{\sigma_1}{\sqrt{3}} \Delta v \, ds \quad (2.19)$$

sobre a superfície Γ_2 o material ainda não é afetado pela deformação produzida pela ferramenta. Portanto $\phi=0$ e $\sigma_{ef} = \sigma_1$, daqui resulta a eq. 2.19.

sobre Γ_3 : $\dot{W}_{s3}$ corresponde a energia dissipada pelo atrito do material contra a ferramenta ($\theta=\alpha$). Assumindo o valor do atrito material/ferramenta $m = \text{cte}$, a tensão de cisalhamento pode ser descrita como proporcional ao valor σ_{ef} .

$$\tau = m \cdot \frac{\sigma_{ef}}{\sqrt{3}} \quad (2.20)$$

daqui,

$$\dot{W}_{s3} = \int_{\Gamma_3} m \frac{\sigma_1}{\sqrt{3}} (1 + \beta \phi \big|_{\theta=\alpha}) \Delta v \, ds \quad (2.21)$$

sobre Γ_4 : a energia dissipada sobre o cilindro de raio R_1 é:

$$\dot{W}_{s4} = \int_{\Gamma_4} \frac{\sigma_1}{\sqrt{3}} (1 + \beta \phi \big|_{\theta=0}) \Delta v \, ds \quad (2.22)$$

c) $\dot{W}_{ap}$: É o termo referente à potência aplicada. Pode-se referir a tensões dianteiras e/ou retrotensões. Para a trefilação, a expressão mais simples de $\dot{W}_{ap}$, é a eq. (2.23) que representa a potência dianteira aplicada em função da velocidade (v_f), da dimensão de saída da ferramenta (R_f) e da tensão dianteira aplicada (σ_{xf}). Para a extrusão direta, sem aplicação de tensão dianteira, a potência aplicada toma a forma da eq. 2.24. Nela v_o e R_o e σ_{xb} são respectivamente a velocidade e o raio do material antes de ser deformado; σ_{xb} é retrotensão aplicada.

$$\dot{W}_a = \pi v_f R_f^2 \sigma_{xf} \quad (2.23)$$

$$\dot{W}_b = \pi v_o R_o^2 \sigma_{xb} \quad (2.24)$$

Da aplicação da expressão 2.14, para o balance de energia num processo de extrusão resulta:

$$\dot{W}_b = -\dot{W}_a + \dot{W}_1 + \dot{W}_{s1} + \dot{W}_{s2} + \dot{W}_{s3} + \dot{W}_{s4} \quad (2.25)$$

A tensão necessária para a realização do processo de deformação σ_{xb} , pode ser calculada substituindo na eq. 2.24 os valores dos termos do segundo membro dados respectivamente pelas eqs. 2.23; 2.15; 2.18; 2.19; 2.20. Dividindo ambos membros pelo termo $\pi v_o R_o^2 \sigma_1$, que representa a potência necessária para o início da deformação plástica do material obtêm-se

$$\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_1} = \left(\dot{W}_a - \dot{W}_1 - \dot{W}_{s1} - \dot{W}_{s2} - \dot{W}_{s3} - \dot{W}_{s4} \right) \cdot \frac{1}{\sigma_1 \pi v_f R_f^2} \cdot \frac{\left(\frac{R_o}{R_f} \right)^2 - \left(\frac{R_1}{R_f} \right)^2}{\left(\frac{R_o}{R_f} \right)^2 \left[1 - \left(\frac{R_1}{R_f} \right)^2 \right]} \quad (2.26)$$

2.2.2.3. Critério de Aparecimento dos Chevrons

Na eq. (2.25) se $R_i/R_f = 0$ obtêm-se para σ_{xb}/σ_1 o mesmo resultado de quando a relação (2.14) é aplicada à extrusão de um material com uma forma de fluxo como na figura 2.7. Teoricamente os Chevrons se formarão, se, para $R_i/R_f \neq 0$ a tensão σ_{xb} diminuir seu valor respectivo do encontrado para a condição $R_i/R_f = 0$. O anterior descreve-se matematicamente para a extrusão como:

$$\left. \frac{\partial \left(\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_1} \right)}{\partial \left(\frac{R_i}{R_f} \right)} \right|_{\frac{R_i}{R_f} = 0} \leq 0 \quad (2.27)$$

A eq. 2.26 representa o critério de Avitzur quanto à formação dos Chevrons.

A derivação da eq. 2.26 é extremamente laboriosa. Ela encontra-se desenvolvida nas referências [16, 17] e o resultado apresentado na referência [5].

O critério de Avitzur sobre o aparecimento dos Chevrons eq. (2.27) define duas regiões. Numa delas, qualquer combinação de valores de ângulo de ferramenta (α°), relação de redução ($R = \frac{R_f}{R_o}$), atrito (m) e coeficiente de endurecimento (β), resultam na ausência de descontinuidade internas. Na outra região qualquer combinação desses parâmetros, teoricamente resulta na formação de Chevrons. Ambas regiões encontram-se limitadas pelas linhas nas quais, devido as combinações dos valores das variáveis, a expressão 2.26 é nula.

O critério de Avitzur é geralmente expressado em forma gráfica sobre um plano, figura 2.10. Neste caso nas abcissas é levado o valor do ângulo da ferramenta α , e nas ordenadas o valor de redução percentual de áreas $r\%$. As curvas são apresentadas em grupos de valores de $\beta = \text{cte}$, nos quais utiliza-se o valor do coeficiente de atrito m , como parâmetro.

Na figura 2.10 nota-se que aumentos do valor de β , assim como diminuições do coeficiente m para $\beta = \text{cte}$, aumentam a região segura onde os Chevrons não se produzem. Neste sentido a influência do coeficiente β é de maior importância a respeito do atrito.

Na figura 2.11 [5], mantendo constante o valor $m = 0.05$, graficaram-se a mais das curvas representando o critério de formação de Chevron, as linhas indicadores de deformação em presença de α_{ot} e α_{Cr1} (Fig. 1.1).

Dela se deduz que, teoricamente, os Chevrons podem coexistir com fluxos com região morta e mesmo em presença de ângulo ótimo α_{ot} .

A experiência indica que o critério de Avitzur não é definitivo quanto ao Chevron se produzir quando o processo é realizado na região insegura das figuras 2.10 e 2.11. Também não consegue predizer, durante uma extrusão de vários passes, em qual das conformações ocorrerá a falha [7, 10].

O anterior ocorre principalmente devido as características do material não serem representadas em boa forma. Efeitos localizados, consequência da microestrutura, textura e características anisotrópicas produtos de processos anteriores (laminação) não são levados em conta. A determinação do coeficiente β é complexa e inexata contribuindo a dificultar o correto posicionamento das curvas limites entre as regiões seguras e inseguras das figuras 2.10 e 2.11. É também possível que a geometria assumida sobre a qual definiu-se o campo de velocidades (Fig. 2.9) não seja ainda suficientemente aproximado ao real, resultando numa avaliação errada da energia necessária para a deformação.

Contudo, a teoria de Avitzur/Zimmerman aplicada para condições $\beta = 0$ e $m = 1$ resulta atualmente, na prática, um critério extremo que define com segurança, para qualquer material, uma região livre de formação dos Chevrons.

2.3. Determinação Experimental do Coeficiente β

O endurecimento de um material devido a deformação a frio é determinado geralmente a partir da curva de tensão-deformação efetiva, , Fig. 2.12. As deformações suportadas pelo material durante a sua passagem através de uma ferramenta convergente são muito maiores que as alcançadas num ensaio de tração uniaxial. Para ter em conta este fato, a determinação experimental do coeficiente de endurecimento β se faz graficando as curvas de tensão-deformação efetivas realizando ensaios de tração para o material no estado

não endurecido e após cada um dos passes de conformação [7]. As curvas desenham-se sobre um mesmo plano, tendo no eixo das abcissas a deformação ϕ , avaliada simplificadaamente como sendo uma deformação efetiva ideal [5]

$$\phi = 2 \ln \left(\frac{R_0}{R_f} \right) \quad (2.28)$$

R_0 e R_f são as dimensões radiais do material antes e depois de uma conformação através de uma ferramenta convergente e com simetria axial. No eixo das ordenadas levam-se os valores das tensões efetivas σ_{ef} .

A origem de cada curva encontra-se sobre o eixo das abcissas e em cada caso a sua posição está determinada pelo valor da deformação acumulada nas conformações anteriores, Fig. 2.13.

A curva conseguida mediante a união aproximada das regiões plásticas de cada uma das curvas da figura 2.13, chama-se de curva de tensão-deformação generalizada. Ela descreve a evolução da resistência a deformação do material no decorrer dos diferentes passes de conformação.

A partir da determinação da curva $\sigma_{ef} - \phi$ generalizada, o coeficiente β pode ser determinado para qualquer passe de conformação, mediante a aplicação da relação aproximada

$$\beta_i = \frac{\sigma_{efi} - \sigma_{efi-1}}{\sigma_{i-1}} \left(\frac{1}{\phi_i - \phi_{i-1}} \right) \quad (2.29)$$

esta equação, deduzida da expressão 2.6, supõe o coeficiente β como sendo constante durante cada deformação desde a condição $(\sigma_{efi-1}, \phi_{i-1})$ até (σ_{efi}, ϕ_i) .

2.4. Teoria Fenomenológica de J.J. Pepe, a respeito da formação de Chevrons

Baseado nos resultados da medição da tensão e a velocidade de extrusão, e a partir das evidências metalográficas obtidas mediante experiências de extrusão hidrostática de aço de composição eutetóide, J.J. Pepe [10] explica a formação dos Chevrons segundo a sequência da figura 2.14 .

A figura 2.14a, mostra esquematicamente a variação experimental de pressão e velocidade de extrusão e a sua relação com o processo de nucleação e crescimento do Chevron. O início da formação da falha, estaria relacionada com o desenvolvimento de microtrincas associadas a ativação de planos de cisalhamento ou a descontinuidades pre-existentes, Fig. 2.14b. Este fenômeno ocorreria ainda dentro da ferramenta, perto da sua saída. Na continuação do processo de deformação, as microtrincas aumentam. A fratura correspondente ao vértice do Chevron se produz pela atuação de uma tensão predominantemente de tração que interliga as microtrincas, Fig. 2.14c.

O crescimento da fratura central produz uma separação do material nessa região, Fig. 2.14d, criando uma instabilidade no fluxo. A partir desta condição e baseado em observações metalográficas, J.J. Pepe indica que o material logo atrás da trinca (parede interna do Chevron, perto do vértice) começa-se a comportar como um material rígido, o qual posteriormente não deforma ou deforma pouco durante a sua passagem através do diâmetro da ferramenta. Este fato determina que o processo de conformação continue com o material da periferia impulsado entre a ferramenta e o material central de comportamento rígido, Fig. 2.14e , provocando um cisalhamento correspondente a geratriz , e a abertura do Chevron até seu tamanho final.

A teoria de J.J. Pepe consegue explicar o comportamento anormal do direcionamento do "fibrado mecânico" existente no material externo ao Chevron. Ele movimenta-se na direção da superfície do material, contorna o extremo da geratriz e curva-se em direção ao eixo de simetria. Este efeito é mostrado parcialmente na Fig. 2.15, mediante uma micrografia obtida perto do extremo de um Chevron desenvolvido.

Este comportamento do fluxo do material externo ao Chevron pode ser explicado pela sequência da figura 2.16. Nela mostra-se uma forma de fluxo normal com Região de Deformação tipo calota esférica e campo de velocidade radial, Fig. 2.16a. Quando se forma um Chevron perto da saída de ferramenta o campo de velocidade radial modifica-se com na Fig. 2.16b, por causa da rigidez da região de material localizado atrás da parede interna do Chevron. Na região rígida o campo de velocidade torna-se paralelo até a saída da ferramenta, obrigando ao material periférico a avançar e contornar o extremo da geratriz. Uma vez o Chevron completamente desenvolvido, fora da ferramenta, e sem microtrincas no material passando pela matriz, o fluxo torna a normalidade da forma mostrada na Fig. 2.16c.

As observações de J.J. Pepe levam-o a concluir que:

- a) Os Chevrons originam-se sobre danificações microscópicas do material induzidas durante a conformação a frio.
- b) A falha desenvolve-se em dois estágios; o primeiro uma interligação de pequenas trincas, sob estado de tensão predominantemente de tração, no centro do material, e o segundo uma propagação lateral da fratura sob estado de tensões de cisalhamento.

CAPÍTULO 3

3. AÇOS CARBONO E DE BAIXA LIGA PARA CEMENTAÇÃO. TRANSFORMAÇÕES DE FASES. PARTICULARIDADES

3.1. Introdução

Os aços de baixo carbono e os de baixa liga para cementação, tais como os considerados nas normas DIN 17210, tabela 3.1, e ABNT-NB-82, possuem boas características de conformação a frio e a quente. Os aços de baixa liga apresentam uma maior temperabilidade como produto da adição de elementos como Mn, Cr, Ni, Mo.

Estas propriedades determinam que estes tipos de aços sejam amplamente utilizados na fabricação industrial de peças que, pela sua forma geométrica e volume de produção, possam ser obtidas, com vantagens técnicas e econômicas, através de processos de deformação plástica.

Nestas peças, exigências de alta dureza superficial, resistência ao desgaste e núcleo tenaz, podem ser atingidas mediante a aplicação de processos adicionais de cementação e tratamentos térmicos de têmpera e revenido.

A importância da participação destes materiais na fabricação mecânica, especialmente a dos aços de baixa liga utilizados em peças de alta solicitação, justifica o estudo de cada uma das etapas da sua fabricação. Desta forma, poderiam-se compreender e evitar os fenômenos que possam limitar o campo de aplicação destes aços.

3.2. Solidificação dos Aços para Cementação

Do ponto de vista da elaboração, os aços para cementação são normalmente acalmados com alumínio. Consegue-se desta maneira a diminuição do oxigênio em solução no metal líquido, responsável pela formação de boa parte das inclusões e vazios gerados no transcurso da solidificação [18]. Os produtos desta desoxidação: Al_2O_3 , $\text{FeO-Al}_2\text{O}_3$ [19], são partículas formadas antes do início da solidificação (inclusões primárias) [20], as quais contribuem posteriormente no estado sólido, a obtenção de microestruturas finas. As inclusões finas e dispersas, ancoram os limites de grãos desencorajando o crescimento dos grãos durante os tratamentos térmicos posteriores.

No processo convencional de lingotamento, a solidificação se verifica em presença de superesfriamento constitucional e está associada com interfaces sólido/líquido instáveis. Por esta razão a estrutura de solidificação característica final é de natureza dendrítica e apresenta regiões coquilhada, colunar e equiaxial. O aumento ou diminuição da presença de cada uma destas regiões depende das condições tecnológicas específicas sob as quais o processo se verifica [21, 22, 23], Fig. 3.1. A utilização de cabeças quentes de baixa capacidade isolante, determinam, por ex. uma limitação no desenvolvimento da região colunar na parte inferior do lingote. Isto é causado pelo fortalecimento da região equiaxial, produto da nucleação de grãos equiaxiais perto da superfície e seu posterior afundamento [24], Fig. 3.2.

Para os teores de carbono especificados na tabela 3.1, e nas condições de resfriamento descritas, é esperado que o processo de solidificação se inicie e se desenvolva em grande parte na forma de dendritas de Fe- δ , Fig. 3.3. A composição em peso de carbono no Fe- δ varia aproximadamente durante a solidificação desde 0.025% até um máximo de 0.09%, segundo o diagrama da figura 3.4. Nos aços cuja composição química for menor ou igual a peritética, a solidificação ocorrerá praticamente na forma de dendritas de Fe- δ ; após a reação peritética apenas o líquido interdendrítico remanescente se transformará em Fe- γ (austenita), encapsulando a estrutura anteriormente formada [25]. Nos aços de composição superior a peritética a solidificação dendrítica de Fe- δ continuará na forma de Fe- γ , para as temperaturas abaixo da temperatura peritética, até completar a solidificação. Também neste caso, e por se tratar de um esfriamento fora de equilíbrio, as dendritas de Fe- δ ficaram encapsuladas dentro do Fe- γ , determinando a manutenção de uma estrutura central de baixo teor de carbono.

Segundo a tabela 3.2 [18, 26], todos os elementos de liga e impurezas presentes nos aços da tabela 3.1, observam nos seus respectivos diagramas de equilíbrio binários com o ferro, valores do "coeficiente de distribuição no equilíbrio" $k_0 = \frac{C_S}{C_L}$ [20, 27] menores à unidade. Os valores de k_0 apresentados na tabela 3.2 são, para o estudo da solidificação dos aços, apenas orientativos devido a não considerar a ação dos terceiros elementos presentes. Eles permitem porém, estabelecer uma classificação aproximada dos solutos enquanto a sua intensidade de segregação, correspondendo a maior severidade a aqueles de menor valor de k_0 [26].

Durante o decorrer da solidificação tem lugar a segregação diferencial dos solutos na interface sólido/líquido, provocando o enriquecimento progressivo destes elementos no líquido renascente e uma deshomogeneidade na sua distribuição através do material.

A distribuição desigual dos elementos de liga ou impurezas apresenta-se como um fenômeno de curto alcance ou microsegregação interdendrítica, e como macrosegregação ou deshomogeneidade de composição química de longo alcance. A importância de cada um destes tipos de segregação está relacionada com a composição química e com as condições específicas de extração de calor sob as quais a solidificação se verifica [28]. Resfriamentos rápidos produzem dendritas finas de espaços interdendríticos pequenos diminuindo a microsegregação; resfriamentos lentos levam a resultados contrários.

Para o caso da solidificação dendrítica um enriquecimento importante de elementos de liga ocorre nos espaços interdendríticos, nesses lugares podem ser atingidas composições químicas que possibilitem a precipitação de segundas fases ou inclusões [29]. Desprende-se disto que a morfologia dendrítica da interface sólido/líquido desencoraja o desenvolvimento de alguns tipos de macrosegregação. De fato, a macrosegregação normal ou positiva, associada a um aumento maciço de elementos de liga no centro do lingote durante a solidificação, encontra-se diminuída devida a existência das regiões interdendríticas enriquecidas em solutos, os quais podem ser arrastados para a massa líquida central apenas mediante forte convecção [24]. A macrosegregação por gravidade, consiste na flutuação ou afundamento de solutos ou compostos devido as diferenças de densidade, ve-se reduzida na presença de interface dendrítica pelas mesmas razões anteriores. Apenas a macrosegregação inversa, devida a refluxos do líquido enriquecido em solutos nos canais interdendríticos como consequência da contração de solidificação [27] pode ser incentivada.

Uma vez que a estrutura dendrítica pode ser posta em evidência em corpos metalográficos com ajuda de microataques apropriados, os espaços interdendríticos primários e secundários podem ser medidos. Estes espaços, definidos como a distância entre dois eixos dendríticos sucessivos, dependem exclusivamente das velocidades locais de resfriamento [28, 30], e podem ser usados para a avaliação qualitativa dessas condições [23].

Na solidificação por lingotamento convencional quanto na solidificação unidirecional dos aços, tem-se verificado que os espaços interdendríticos aumentam a medida que a solidificação avança [23], Fig. 3.5. Este fato resulta numa severidade crescente da microsegregação interdendrítica e determina que, por causa de uma cinética de solidificação mais lenta, se favoreça o desenvolvimento da macrosegregação por gravidade, enriquecendo de C, S, P e N na região superior do lingote. A macrosegregação inversa é também incentivada por esta causa [27].

3.3. Lingote: Transformações de Fase no Estado Sólido

Após a solidificação e no resfriamento através do campo austenítico, aproximadamente entre os 1495 - 900 °C, Fig. 3.3, as diferenças de composição química causadas durante a solidificação permanecem praticamente inalteradas. Isto devido as baixas velocidades de difusão dos elementos de liga através da ordenação FCC da austenita. O anterior é perfeitamente válido para os elementos tais como Cr, Mn, Ni, Mo, formadores com o Fe- γ de soluções sólidas substitucionais, no qual seus coeficientes de difusão a 1.000°C alcançam valores da ordem dos 10^{-13} (cm²/seg.) [31]. Elementos do tipo intersticial como o C ($D_{1000^{\circ}\text{C}} = 10^{-7}$ (cm²/seg.)), de maior mobilidade, podem difundir atingindo um maior grau de homogeneidade na sua distribuição.

A aplicação ao lingote de prolongados tratamentos térmicos de homogeneização para diminuir os gradientes de composição, podem ser economicamente viáveis apenas para resolver problemas de microsegregação em estruturas dendríticas finas. O tempo de homogeneização do carbono, avaliado segundo a relação aproximada $\lambda = \sqrt{Dt}$ (λ : espaço interdendrítico; D : coeficiente de difusão do C no Fe- γ ; t : tempo de homogeneização) resulta em aproximadamente 1 hora para $\lambda = 20 \mu\text{m}$ e em 25 dias para $\lambda = 500 \mu\text{m}$. A macrosegregação, fenômeno de longo alcance, obviamente não pode ser eliminada mediante este tipo de tratamentos.

Durante o esfriamento abaixo da temperatura A_3 , Fig.3.3, ocorre a transformação de Fe- α (ferrita) proeutetóide, nucleada sobre os limites de grãos das regiões de baixo teor de carbono [32], ou em lugares onde estejam presentes elementos estabilizadores de Fe- α como o fósforo ou arsênico [26,33,34]. Descendo da temperatura A_1 ,

Fig. 3.3, inicia-se a nucleação de perlita e/ou estruturas fora de equilíbrio segundo sejam as condições de extração de calor existentes e as composições químicas em cada ponto do material se transformando.

Durante todas estas transformações de fases, novos contornos de grão são gerados [22], sem por isso seja modificada de forma importante a distribuição heterogênea dos elementos de liga. Em razão destas deshomogeneidades, e segundo sejam os teores e tipos de elementos de ligas presentes, formam-se a partir da austenita diferentes tipos de microestruturas. Assim as regiões correspondentes aos eixos dendríticos, de baixo teor de carbono e elementos de ligas, tornam-se preferencialmente ferríticas, enquanto que as regiões interdendríticas segregadas, ricas em solutos formadores de carbonetos apresentam normalmente microestruturas perlíticas, bainíticas ou martensíticas.

3.4. Efeitos da Laminação a Quente sobre a Estrutura de Fusão

A existência no lingote de redes de material segregado obrigam cuidados especiais durante a laminação a quente. Isto pelas diferentes características de conformabilidade existentes entre regiões de microestruturas diferentes e pela eventual formação de inclusões de baixo ponto de fusão.

As reduções de seção transversal do lingote atingidas nos processos de laminação são da ordem de 2.000:1 ou mais. Como produto disto a estrutura bruta de fusão é deformada e alongada no sentido da laminação. As regiões colunares inicialmente dispostas aproximadamente sobre planos transversais a laminação, são, na medida da deformação, progressivamente curvadas e orientadas no sentido do processo. A região de grãos equiaxiais é também alongada permanecendo no centro do material. Uma boa visualização destes rearranjos de difícil avaliação quantitativa porém qualitativamente evidentes [18, 26] pode ser conseguida mediante a figura 3.6 [1]. Nela se representa um estudo visioplástico de uma deformação axial das grades durante uma extrusão axisimétrica, processo equivalente a uma laminação de barras.

A reorientação das estruturas de fusão mediante deformações sucessivas a temperaturas de aproximadamente 1.200°C, é acompanhada da eliminação da porosidade interna, de uma diminuição da

severidade da microsegregação e até mesmo da sua eliminação, no caso da microsegregação dos espaços interdendríticos secundários [3.5]. De fato uma atenuação dos gradientes de concentração é possível devido as elevadas temperaturas e a diminuição das distâncias entre as regiões ricas e empobrecidas de elementos de liga, conseguidas mediante a deformação. Esta diminuição das distâncias aumenta o gradiente de composições [26], acelerando os processos de difusão.

Como resultado da transformação mecânica os aços apresentam uma composição química mais homogênea, porém ainda existem alinhamentos de material rico em solutos e inclusões (antigos espaços interdendríticos). Quando o material é resfriado lentamente desde o campo de temperaturas austeníticas até a temperatura ambiente, os alinhamentos, convenientemente microatacados, aparecem como fibramentos alternados de microestruturas ferrito-perlítica, Fig. 3.7. A espessura dos tais alinhamentos é, num aço recozido, inversamente proporcional a severidade da extração de calor existente durante a sua solidificação e a redução de laminação praticada. Dendritas com eixos primários grossos, produto de um esfriamento lento na lingoteira, produzem alinhamentos grosseiros como na Fig. 3.7a. Esfriamentos mais severos na solidificação resultam em dendritas finas as quais após a laminação determinam alinhamentos finos, Fig. 3.7b.

Resfriamentos do aço laminado desde a região austenítica e em condições fora de equilíbrio, tornam os fibramentos menos definidos, mesmo os gradientes de composição estando presentes. Isto é devido a ocorrência de nucleação de ferrita ainda nas regiões enriquecidas com elementos de ligas [32], como consequência da existência de superesfriamento, Fig. 3.7c. Nestes casos também tem lugar transformações da austenita, correspondente aos antigos espaços interdendríticos, em microestruturas metaestáveis como bainita e/ou martensita, Fig. 3.7c.

No caso da existência de macrosegregação e dependendo das velocidades de resfriamento desde a região de temperaturas austeníticas, observam-se no aço faixas maciças de microestruturas perlíticas, bainíticas ou martensíticas. Estas quando centradas estão associadas a macrosegregação positiva ou normal, se deslocadas, a macrosegregação inversa.

A laminação a quente confere ao material, normalmente fornecido na forma de chapas ou barras, propriedades mecânicas ani

sotrópicas. Isto devido a existência dos alinhamentos microestruturais formados como produto da reordenação da estrutura bruta de fusão no sentido longitudinal. Os alinhamentos promovem características mecânicas direcionais.

As propriedades de conformabilidade do material vem-se normalmente diminuídas com a presença de alinhamentos grosseiros. Por exemplo, na recalagem, ocorrem facilmente trincas, produto dos alinhamentos apresentar alternadamente propriedades mecânicas diferentes.

3.5. Curvas de Resfriamento Contínuo

As transformações de fases dos aços, produzidas pelo seu resfriamento desde as temperaturas austeníticas, são de grande importância industrial. Se a austenita é resfriada lentamente, num aço de composição hipoeutetóide dá-se origem a uma microestrutura contendo ferrita e perlita. Entretanto um resfriamento brusco pode dar origem a microestruturas martensíticas. Resfriamentos com velocidades intermediárias favorecem, sobretudo em aços de cementação ligados, a formação de bainita.

Na prática industrial generalizada, a decomposição do Fe- γ ocorre sob condições de resfriamento contínuo, a qual encontra-se descrita em forma resumida mediante as curvas de temperatura-tempo-transformação da austenita sob regime de resfriamento contínuo, chamadas também de curvas TRC. Estas curvas tem sido construídas para os aços de maior utilização [36, 37].

As curvas TRC contém uma informação empírica completa quanto a estabilidade da austenita sob diversos graus de subesfriamento, e à respeito da cinética da sua transformação nas microestruturas de equilíbrio ou metaestáveis que possam ser geradas mediante resfriamentos a velocidades diferentes. Nas figuras 3.8, 3.9 e 3.10, mostram-se a transformação da austenita para aços tipo DIN 16 MnCr5 e Ck 15. Os números sobre as curvas de resfriamento indicam a porcentagem acumulada da transformação do Fe- γ nas microestruturas indicadas nos campos correspondentes. As microestruturas especificam-se para cada um dos campos do diagrama: austenita (A), perlita (P), ferrita (F), bainita (B), martensita (M). As curvas em "C" indicam o início e o fim da transformação do Fe- γ nas microestruturas especificadas. Os números dentro das circunferências re

presentam a dureza a temperatura ambiente que é característica a cada curva de resfriamento contínuo é a microestrutura a ela associada.

Independente dos métodos pelos quais as curvas TRC são construídas [36], a sua forma e posição dependem do tempo e temperatura de austenização, assim como do tamanho de grão, a composição química e da homogeneidade da austenita. Estes parâmetros devem permanecer constantes durante a construção das curvas para um material determinado, e devem ser especificados junto ao diagrama. A homogeneidade da austenita é geralmente relacionada ao tipo de processo utilizado para a fabricação do aço.

3.5.1. Temperatura, Tempo de Austenização e Tamanho de Grão Austenítico

Altas temperaturas e tempos de austenização compridos resultam em crescimento dos grãos. Sendo que a formação de ferrita e perlita a partir da austenita é um fenômeno de nucleação heterogênea desenvolvida sobre os limites de grãos e imperfeições cristalinas, a diminuição de superfície relativo destes lugares preferenciais contribuem ao retardo da transformação deslocando as curvas "C" para a direita, no campo das temperaturas onde as reações $\text{Fe-}\gamma \rightarrow \text{Fe-}\alpha + \text{Perlita}$ se realizam, Fig. 3.8 e 3.9. Inversamente, grãos austeníticos pequenos aumentam os lugares de nucleação acelerando o início da decomposição.

A reação martensítica, envolve a formação de uma fase metaestável que ocorre sem alterações de composição. Isto é durante ela não acontecem movimentações atômicas maiores a uma distância interatômica. A transformação martensítica inicia-se abaixo das temperaturas M_s e se completa as temperaturas M_f , Figs. 3.8, 3.9 e 3.10. Sua forma de nucleação não está teoricamente resolvida, porém, mantem-se a idéia que os embriões martensíticos estão ligados a conjuntos de deslocações (discordâncias) dentro dos grãos austeníticos [34]. Por esta razão esta reação não seria influida em forma importante pelo tamanho de grão austenítico inicial.

A microestrutura bainítica é uma mistura de precipitados de carbonetos sobre uma matriz ferrítica. Seus tempos de incubação curtos, indicam que o mecanismo de formação é diferente ao da ferrita ou perlita. A distribuição dos microconstituintes pode ser explicada em parte como uma difusão de curto alcance, resultado da

baixa mobilidade dos elementos de liga e ainda, o possível deslocamento dos átomos de carbono ($600 - 400^{\circ}\text{C}$) [42]. Distingue-se dois tipos de bainita: a bainita inferior, formada a temperaturas acima de M_s , de aparência acicular (na metalografia), sendo sua nucleação predominantemente no interior dos grãos austeníticos [39], e a bainita superior, formada a temperaturas próximas aos 500°C , que apresenta a ferrita em lâminas ou plaquetas, cujo tamanho aumenta com a temperatura de formação. As partículas de carbonetos são mais grosseiras e encontram-se precipitados sobre as plaquetas.

A reação de formação da bainita superior é sensível ao tamanho de grão austenítico e ve-se retardada na presença de grãos de Fe- γ grandes. A bainita superior não se consegue em aços ao carbono mediante resfriamento contínuo da austenita. Isto devido a reação ferrítica que ocorre a temperaturas superiores, Fig. 3.10, sobrepor-se à reação bainítica por apresentar uma taxa de formação mais elevada [38].

Nos aços para cementação de baixa liga as transformações ferrítica e perlítica são notadamente retardadas, Fig. 3.9, respeito as dos aços não ligados. Isto porque a nucleação e crescimento da ferrita não apenas precisa de lugares de baixo carbono, também da difusão fora deles dos elementos formadores de carbonetos os quais são de tipo substitucional no Fe- γ , portanto de pouca mobilidade. Quanto a perlita, para nuclear e crescer requer de uma ampla redistribuição dos solutos na frente da interface de crescimento. Elementos de liga como Ti, Cr, Mo difundem para as lamelas de carbonetos, o Si, Mn, Ni concentram-se nas lamelas de ferrita [39]. A formação de carbonetos complexos, nas lamelas de cementita, do tipo $(\text{FeCr})_3\text{C}$, nos quais participam 3 elementos, retarda o desenvolvimento da perlita [40].

3.5.2. Homogeneidade da Austenita

As deshomogeneidades de composições químicas existentes na austenita podem ser causadas durante a solidificação, e/ou por tratamentos térmicos de recozimentos curtos demais, onde a dissolução das faces preexistentes não alcançou uma boa redistribuição das ligas.

Os elementos de ligas modificam, segundo sejam os teores presentes, as temperaturas e composições correspondentes à

reação eutetóide como também as temperaturas e teores de carbono para os quais o Fe- γ é estável [40, 41]. Eles podem ser classificados como estabilizadores do Fe- γ (Mn, Ni, Co, Cu, C, N) e estabilizadores de Fe- α (Si, Cr, P, Mo, V, Al, Ti). Diferentes concentrações destes elementos na austenita modificam a cinética e, às vezes, o resultado da decomposição.

Os diagramas TRC para os aços ligados para cementação são mais complexos do que as dos aços ao carbono. Neles, para temperaturas entre 400 - 600°C põe-se claramente em evidência a transformação bainítica, onde os tempos de incubação são menores aos necessários para a transformação ferrítica. O retardo das transformações ferrítico-perlíticas, proporcionais às quantidades de elementos de ligas presentes, traz como consequência que as estruturas de tipo bainíticas sejam mais fáceis de obter num resfriamento do tipo contínuo desde as temperaturas austeníticas [42].

CAPÍTULO 4

4. TÉCNICAS VISTOPLÁSTICAS NA ANÁLISE DOS PROCESSOS DE DEFORMAÇÃO COM SIMETRIA AXIAL

4.1. Introdução

A análise completa de um processo de conformação plástica deve considerar, para cada partícula do material, a descrição dos estados de tensão e deformação atuantes. No campo elástico as relações tensão-deformação encontram-se bem definidas mediante a lei de Hooke. No campo plástico, mesmo a teoria da plasticidade dispondo de equações independentes em número suficiente, não consegue a solução dos problemas de conformação sem assumir simplificações importantes [43]. Estas simplificações estão associadas a dificuldades na:

- a) definição das condições de contorno e a sua introdução nas expressões analíticas. É o caso da determinação da Região de Deformação e das condições de atrito.
- b) escolha da relação analítica adequada que represente corretamente o comportamento do material durante o processo de conformação.
- c) consideração dos efeitos térmicos e dinâmicos (aquecimentos localizados, efeitos de inércia) produzidos pelas equações de tensão-deformação e atrito imperantes.

Na tentativa de alcançar soluções mais exatas, os métodos analíticos tradicionais do Limite Superior e Inferior [11, 12] tem sido aprimorados no sentido de melhor representar as condições de dissipação de energia e equilíbrio de tensões presentes durante a deformação [5, 14, 44].

Tem sido também desenvolvidas técnicas semi-experimentais através das quais as condições reais do processo podem ser mais corretamente consideradas.

A visioelasticidade pode ser definida como uma técnica de avaliação da deformação plástica. Ela está baseada na medição das deformações ocorridas em grades de formas geométricas simples, gravadas sobre o material antes da conformação.

No caso dos processos de deformação com simetria axial, o material inicialmente cilíndrico, é cortado pelo seu plano meridiano longitudinal, sobre o qual é feita a gravação de grades geralmente de forma quadrada. A avaliação da deformação é analisada após uma deformação parcial realizada com ambas metades do material juntas, Fig. 4.1.

Quando a deformação plástica se verifica sob condições de processo estacionário, a avaliação da configuração das grades junto com a aplicação do método analítico das funções de fluxo (a ser apresentado no parágrafo seguinte) permitem a construção de um completo campo de velocidades, de deformações e das taxas de deformação [45, 46], quantidades cinemáticas estas que influenciam as propriedades mecânicas últimas do material.

Para a aplicação das técnicas visioplásticas existem, atualmente, pelo menos dois métodos de processamento dos dados experimentais tirados da deformação das grades:

- a) Método de Shabaik e Kobayashi [43]
- b) Método de Medrano e Gillis [46]

ambos são usados no estudo dos problemas com simetria axial.

Neste trabalho será desenvolvido e aplicado o método de Medrano e Gillis o qual apresenta as seguintes vantagens:

1. Reduz a utilização de técnicas computacionais de alisamento responsáveis pela perda de fidelidade no tratamento dos dados experimentais.
2. Permite a verificação da validade das quantidades cinemáticas calculadas. Isto pode ser feito mediante a comparação da posição real e calculada das linhas transversais das grades durante e depois da passagem do material pela ferramenta. Esta possibilidade de comprovação tem mostrado a exatidão do método nas análises visioplásticas da extrusão direta de chumbo e ligas de alumínio, feitas para diferentes condições de velocidade e temperatura de extrusão [45, 47].

4.2. Funções de Fluxo: Teoria, Equações Fundamentais e Aplicação

Na análise dos processos de deformação plástica axisimétricos, os sistemas de coordenadas cilíndricas, com eixos (r, θ, z) perpendiculares entre si e dispostos como na Fig. 4.2, podem ser utilizados com vantagens.

Com respeito da figura 4.2, define-se a função de fluxo ϕ como

$$\phi = 2\pi \int_0^r v r \, dr \quad (4.1)$$

Nesta equação v é a velocidade axial e r a posição radial de uma partícula P no sistema (r, θ, z) . No caso do material ter densidade constante, a função de fluxo, equação 4.1, pode ser entendida como sendo proporcional a quantidade de massa que atravessa um círculo de raio r , concêntrico com o eixo de simetria do sistema, por unidade de tempo. O fluxo do material pode, neste caso, ser descrito em função das áreas dos círculos que são necessárias para que uma dada quantidade de material se movimente, na direção do processo e através das etapas sucessivas de deformação, com as velocidades axiais correspondentes a cada uma dessas posições axiais $z = K$, Fig. 4.2. A envolvente a todos os círculos atravessados pela mesma quantidade de massa na unidade de tempo, constitui uma superfície de $\phi = \text{cte}$, (função de fluxo), ela é invariante no tempo quando existem condições de regime estacionário. A intersecção de uma envolvente ($\phi = \text{cte}$) com o plano contendo o eixo de simetria determina a chamada linha de fluxo, Fig. 4.3.

Se a função de fluxo ϕ , é invariante no tempo (estado estacionário), uma partícula movimentando-se sobre uma linha de fluxo pode ser caracterizada como

$$d\phi = \left(\frac{\partial \phi}{\partial r} \right) dr + \left(\frac{\partial \phi}{\partial z} \right) dz = 0 \quad (4.2)$$

em cada linha de fluxo a relação das velocidades axial e radial de uma partícula de coordenadas (r, θ) é $\frac{dr}{dz} = \frac{u}{v}$, Fig. 4.3, onde $\frac{dr}{dz}$ é a tangente à linha de fluxo no ponto considerado.

As componentes $\underline{v}$ e $\underline{u}$ do campo de velocidades podem ser determinadas. Diferenciando a eq. 4.1 à respeito de z se tem o valor de v

$$v = \frac{1}{2\pi r} \left(\frac{\partial \phi}{\partial r} \right) \quad (4.3)$$

Combinando as eqs. 4.2 e 4.3 resulta:

$$u \left(\frac{\partial \phi}{\partial r} \right) = -v \left(\frac{\partial \phi}{\partial z} \right) \quad (4.4)$$

Substituindo-se nesta última relação o valor de v dado pela equação 4.3, obtém-se a expressão para a componente radial u

$$u = - \frac{1}{2\pi r} \left(\frac{\partial \phi}{\partial z} \right) \quad (4.5)$$

As eqs. 4.3 e 4.5 especificam o campo de velocidades das partículas que se movimentam ao longo das linhas de $\phi = \text{cte}$ durante um processo de deformação com simetria axial, material de densidade constante e sob condições de regime estacionário. A partir deste campo de velocidades outras quantidades cinemáticas podem ser deduzidas utilizando as próprias definições das taxas de deformação,

$$\dot{\epsilon}_r = \frac{\partial u}{\partial r} ; \dot{\epsilon}_\theta = \frac{u}{r} ; \dot{\epsilon}_z = \frac{\partial v}{\partial z} ; \dot{\gamma}_{rz} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} \quad (4.6)$$

Para os processos de simetria axial as taxas de deformação por cisalhamento $\dot{\gamma}_{z\theta}$ e $\dot{\gamma}_{r\theta}$ são nulas. Tais derivações serão utilizadas no presente estudo visioelástico.

O conceito de função de fluxo, eq. 4.1, e as suas propriedades sob regime estacionário, $d\phi = 0$, resultam para as análises visioelásticas em:

- a) que as linhas da grade gravada no plano meridiano-longitudinal do material e em direção inicialmente paralelas ao eixo de simetria, Fig. 4.4, representam, em qualquer instante do processo de deformação, linhas de fluxo correspondentes a funções de fluxo de valores constantes. O valor de cada uma delas pode ser determinado considerando a velocidade axial $v = v_0$, constante para o material ainda indeformado deslocando-se como um corpo rígido, e integrando a eq.4.1 entre $r = 0$ e $r = r_{j0}$, onde r_{j0} é o valor inicial de posição radial da linha de fluxo j , Fig. 4.4. O resultado desta integração resulta na equação

$$\phi_j = \pi r_{j0}^2 v_0 \quad (4.7)$$

- b) que sendo o valor ϕ constante para cada linha de fluxo j através de todo o processo de deformação, o campo de velocidade (u, v) para cada um de seus pontos, pode ser determinado medindo as suas posições radiais e axiais, e avaliando as derivadas parciais de função de fluxo.

A descrição analítica das deformações das grades inicialmente paralelas ao eixo de simetria no plano (r, z) pode ser feita representando ϕ como uma função de r e z com parâmetros ajustáveis. Para determinar os valores destes parâmetros, de maneira que proporcionem uma boa concordância entre a função calculada e os dados experimentais, podem ser utilizadas rotinas numéricas.

Na prática, as posições radiais das linhas de fluxo podem ser medidas para distintos valores de z igualmente espaçados,

Fig. 4.4. A cada uma destas posições de $z = \text{cte}$, dá-se uma numeração $K = 1, \dots, N$, onde N é o número total de posições. Sobre cada posição axial K , pode ser feita uma aproximação polinomial expressando ϕ como uma função de r , eq. 4.8. A variação de ϕ com z , fica então descrita pela variação dos coeficientes do polinômio da eq. 4.8, calculados para as distintas posições axiais.

$$\phi = \sum_{n=0}^m A_n r^n \quad (4.8)$$

para $z = \text{cte}$;

Nesta equação, o índice m refere-se a ordem do polinômio; Medrano et al [45, 46] estabelecem que polinômios de 6º e 8º apresentam boa concordância entre os valores de ϕ e as suas correspondentes posições radiais para cada posição axial K , sobre o eixo z .

A relação 4.8 apresenta as seguintes restrições de aplicação:

- o coeficiente A_0 deve ser nulo para satisfazer a eq. 4.7;
- pela simetria axial existente ϕ deve ser uma função par de r ; portanto os coeficientes dos termos com r elevado a potências ímpares devem ser nulos;
- as posições radiais perto dos contornos (ferramenta!) não devem ser considerados no cálculo. Elas introduzem situações anômalas, possivelmente pela existência de condições de fluxo não estacionárias [46].

O procedimento descrito para a descrição analítica da de formação mediante polinômios como a eq. 4.8, apresenta a particularidade de evitar a aplicação de técnicas de alisamento de diferenças. Estas técnicas, utilizadas por Shabaik e Kobayashi [43] diminuem progressivamente, a exatidão dos resultados, à medida da sua aplicação sucessiva.

Chama-se a atenção com respeito ao ajuste analítico das linhas de fluxo e na determinação do campo de velocidades, apenas ter sido utilizadas as linhas das grades inicialmente paralelas ao eixo de simetria. As linhas transversais são utilizadas apenas como ferramenta de controle da consistência do método: elas possibilitam a comparação entre a sua distorção real e as deformações axiais determinadas mediante os cálculos.

A avaliação analítica da distorção das linhas transversais, é feita considerando o efeito acumulativo da componente axial v , sobre as partículas que se movimentam simultaneamente sobre várias linhas de fluxo e a partir de uma linha transversal localizada na região não deformada.

Se uma linha transversal, indeformada, de posição $K = 1$, é escolhida como referência, a distância que uma partícula percorre até alcançar uma posição K_2 , Fig. 4.4, e movimentando-se com velocidade $v = \frac{dz}{dt}$ sobre uma linha de fluxo, pode ser expressada como

$$z_2 - z_1 = \int_{t_0}^t v \, dt \quad (4.9)$$

onde a velocidade v pode ser avaliada, para as diferentes posições ao longo da linha de fluxo de raio inicial $r = r_0$, mediante a eq. 4.8. Sobre cada uma destas posições axiais, v pode ser descrita da forma

$$v(z_1) = \frac{1}{2\pi r} \sum_{n=2}^m n A_m(z_1) r^{n-1} \quad (4.10)$$

Esta última expressão permite o cálculo das velocidades em cada uma das posições axiais K_j e sobre cada linha de fluxo $\phi_j = \pi r_{j0}^2 v_0$, Fig. 4.4.

O tempo necessário para a partícula percorrer sobre uma linha de fluxo desde uma posição axial a outra pode-se escrever

$$t(z_i) = \int_{z_1}^{z_i} \frac{dz}{v(z_i)} \quad (4.11)$$

a qual pode ser avaliada mediante a integração pelo método trapezoidal.

Assim, se se considera um conjunto de partículas deixando simultaneamente uma linha transversal de referência ($K = 1$), deslocando-se na direção do processo e sobre diferentes linhas de fluxo, Fig. 4.4, é possível determinar, para um dado intervalo de tempo, as distâncias percorridas pelas partículas ao longo as linhas de fluxo respectivas. As novas posições das partículas, se unidas por uma curva, constituem um perfil que é a estimativa teórica da distorsão da linha da grade inicialmente transversal. Esta construção repetida para diferentes incrementos de tempo (normalmente incrementos iguais) possibilita uma avaliação teórica da distorsão progressiva das linhas transversais através da Região de Deformação. As posições das linhas obtidas podem ser facilmente comparadas às distorsões reais da grade.

4.3. Utilização da Microestrutura para a Análise Visioelástica dos Processos com Simetria Axial

A explicação das técnicas visioelásticas tradicionais na análise dos processos com simetria axial, obrigam ao corte do material pelo seu plano meridiano longitudinal para a gravação das grades. Esta operação é prévia à deformação através das ferramentas. É frequentemente sugerido que a realização do corte longitudinal modifica os estados de tensão e deformação gerados no material durante a conformação. Este é reafirmado pelo fato de ter sido até agora impossível obter por este método as falhas denominadas Chevrons [7].

Uma técnica modificada, na qual o corte do material e a gravação das grades são dispensados, foi desenvolvido por Medrano et al [48].

Sua aplicação exige que o material apresente microestruturas com 2^o fases, as quais possam ser distinguidas mediante ataques químicos adequados. O ataque preferencial a uma das fases presentes põe em evidência os alinhamentos da microestrutura ou "fibrado mecânico".

Estes alinhamentos microestruturais tem sua origem na micro e macrosegregação desenvolvida durante a solidificação do lingote de aço. Eles atingem sua forma definitiva após a deformação da estrutura bruta de fusão durante os processos de conformação aos quais é submetido o lingote até chegar à peça final. Promove-se assim uma redistribuição das regiões enriquecidas em solutos e em inclusões, segundo foi descrito no capítulo 3.

Quando o material é microatacado, a corrosão preferencial sobre alguma das fases presentes, possibilita a visualização de grãos ou agrupações de grãos que formam segmentos de orientações mais ou menos definidas. Estes segmentos são utilizados para a construção das funções de fluxo.

O método baseia-se na determinação analítica da variação de r com $\frac{dr}{dz}$ para ϕ constante e para uma dada posição axial K_1 ao longo do eixo z . Na prática são medidas as inclinações e as posições radiais de todos os segmentos de microestruturas que intersectam a linha transversal levantada em cada posição K_1 , Fig. 4.5. Em cada uma das posições axiais K_1 , igualmente espaçadas em Δz , uma aproximação polinomial, do tipo da eq. 4.12, é realizada para descrever analiticamente a variação das inclinações $\frac{dr}{dz}$ com o raio de intersecção r .

$$\frac{dr}{dz}_{K_1} = \sum_{n=0}^m A_{kn} r^n \quad (4.12)$$

Por causa da simetria axial existente, $\frac{dr}{dz}$ deve ser uma função ímpar do raio r , portanto na eq. 4.12 apenas os coeficientes dos termos com r elevado a potências ímpares são diferentes de zero.

O campo das funções de fluxo pode então ser construído. Cada função de fluxo ϕ_j pode ser obtida fixando um valor inicial

$K = 1$, onde o material é ainda indeformado pela ferramenta ($\frac{dr}{dz} = 0$), Fig. 4.4, e mediante a aplicação sucessiva da relação

$$r_{K+1} = r_K + \Delta z \left(\frac{dr}{dz} \right)_{K+1/2} \quad (4.13)$$

Esta expressão permite determinar os raios da linha de fluxo para as diferentes posições axiais sucessivas K_i , igualmente espaçadas em Δz .

Na equação 4.13, $\frac{dr}{dz}|_{K+1/2}$ corresponde ao valor médio entre $\frac{dr}{dz}|_K$ e $\frac{dr}{dz}|_{K+1}$ que são respectivamente as inclinações dos segmentos nas posições axiais K e $K+1$. Como a inclinação na posição $K+1$ é conhecida apenas pela relação 4.12 e como função de r_{K+1} , a equação 4.13 não é explícita. O valor de r_{K+1} deve ser obtido mediante aproximações sucessivas resultantes da aplicação iterativa da equação 4.13.

A construção da linha de fluxo obtém-se a partir desse processo iterativo. Definido o valor inicial $r = r_0$, uma aproximação aceitável dos valores de r_{K+1} pode ser feita por causa da natureza da variação esperada. O valor aproximado r_f , final, após a passagem pela ferramenta, deve ser comparado com o valor teórico $r_f = r_0 R^{-1/2}$, sendo R a redução de seção transversal do material devido à conformação, Fig. 4.4. A diferença entre os r_f teórico e calculado por aproximações é distribuída ao longo das posições axiais intermediárias entre $K = 1$ e $K = N$. A distribuição da diferença $\Delta' = r_f - r'_f$ pode ser feita, por exemplo, de forma proporcional as inclinações das tangentes em cada posição axial. Estabelece-se assim um conjunto de raios r'_K para a linha de fluxo correspondente as posições axiais K_i .

O mesmo processo realiza-se no sentido contrário, partindo do valor r_f , obtendo-se uma nova diferença $\Delta'' = r_0 - r''_0$, que também é distribuída ao longo da linha de fluxo, definindo um novo conjunto de raios r''_K . Como os valores representativos da linha de fluxo adotam-se as médias aritméticas entre os valores r'_K e r''_K , obtidas para cada posição axial mediante os dois processos iterativos anteriores.

A validade deste método foi comprovado numa amostra na qual foram utilizadas simultaneamente as técnicas baseadas na microestrutura e de gravação de grades [48].

As microestruturas de grãos inicialmente equiaxiais, mesmo alinhados, dificultam a análise visioplástica. Isto é devido a orientação dos grãos, durante a passagem pela ferramenta, corresponde mais as direções de máxima deformação, que às direções da linha de fluxo. Este efeito é notadamente visível nas regiões de entrada e saída da matriz, onde desenvolvem-se fortes tensões cisalhantes [8, 48].

No caso de microestruturas inicialmente de grãos deformados, alongados na direção do processo, o desalinhamento entre as direções da linha de fluxo e da máxima deformação é menor, tendo sido estimada como máximo em $\pm 5^\circ$ [48].

CAPÍTULO 5

5. TÉCNICA EXPERIMENTAL, MÉTODOS DE ANÁLISE, RESULTADOS

5.1. Apresentação do Problema

Numa produção experimental de semieixos extrudados a frio, detectou-se a existência ocasional de Chevrons. Os defeitos nem sempre apresentaram sinais externos, sendo postos em evidência apenas nas usinagens posteriores.

As peças fabricaram-se em aço comercial de composição nominal tipo DIN 16MnCr5, tabela 3.1., equivalente ao SAE 5120, e extrudaram-se em 3 etapas sucessivas, Fig. 5.1. Em cada uma das etapas de conformação o material sofreu ao longo do seu comprimento operações de recalagem e extrusões diretas, como é indicado na tabela 5.1. Todas as ferramentas convergentes e de geometria axial utilizadas nas extrusões parciais, apresentavam um ângulo de ferramenta variável, Fig. 5.2, as quais podem ser consideradas como tendo um ângulo de ferramenta médio de $\bar{\alpha} = 30^\circ$. Na tabela 5.1 indicam-se também para cada etapa de conformação e para suas respectivas ferramentas convergentes, as relações de reduções R_0/R_f e a porcentagem de redução de área, $\frac{R_0 - R_f}{R_0} \times 100 = r\%$, individual e acumulada, por elas produzidas.

Objetivando a eliminação dos Chevrons, submeteu-se o aço, normalmente fornecido na forma de barras laminadas a quente, a tratamentos de recozimento para globulização dos carbonetos. Nas peças extrudadas nestas condições e cortadas para inspeção pelo seu plano meridiano longitudinal, não foram encontradas novas falhas.

5.2. Técnica Experimental

Para o estudo sistemático, tanto das condições de formação quanto das características dos Chevrons, foram extrudadas séries de peças correspondentes a todos os estágios da Fig. 5.1. Para tal, as condições de velocidade de extrusão, lubrificação, dimensões e qualidade superficial da ferramenta e dimensões da matéria prima, Fig. 5.1a, foram mantidas constantes.

As séries foram feitas em aço especificado como do tipo DIN 16MnCr5 pertencentes a mesma corrida. Em cada série, metade das peças extrudaram-se com o material na sua forma normal de for-

necimento, isto é, laminado a quente e resfriado ao ar, e as restantes tendo sido inicialmente submetido a recozimento de globulização. O tratamento térmico consistiu no aquecimento das barras, de 38 mm de diâmetro, até 700 °C, permanência à temperatura durante 4 horas em atmosfera protetora para evitar descarbonetação, e resfriamento em forno desligado.

A inspeção visual das peças produzidas nas diferentes séries não mostrou nenhuma evidência externa a respeito da possível existência de Chevrons. Notou-se apenas uma melhor qualidade superficial no caso do material não recozido; nestes casos o material submetido a reduções parciais mostrou uma superfície totalmente lisa.

Para a inspeção, as peças pertencentes as diferentes etapas de conformação foram pleinadas longitudinalmente até aproximadamente seus planos meridionais.

Nas peças feitas com o material no estado recozido não houve formação de Chevrons em nenhuma das etapas de conformação. Nas séries extrudadas a partir do material sem tratamento térmico adicional, encontram-se falhas totalmente desenvolvidas em peças correspondentes a segunda, Fig. 5.3, e terceira etapa de extrusão Fig. 5.4. Uma das peças pertencente a última etapa de conformação apresentou também um defeito em fase de desenvolvimento, Fig. 5.4.

Em ambos casos, as descontinuidades internas produziram-se durante a passagem pelas ferramentas convergentes responsáveis, em cada uma das etapas de conformação, pela maior redução de seção acumulada $r^{\frac{2}{3}}$, tabela 5.1. As ferramentas referidas estão indicadas como E₂ e E₃ na figura 5.1. Vistos os resultados experimentais considerou-se as ditas ferramentas como geradoras de Chevrons.

A figura 5.5 representa esquematicamente a sequência de reduções de seção transversal $r^{\frac{2}{3}}$, sofridas pela porção do material onde apresentaram-se os Chevrons. Na figura 5.6, os mesmos dados são indicados sobre o gráfico de Avitzur que define as regiões seguras e inseguras à respeito da formação das falhas. Na figura 5.6 as curvas dos gráficos foram calculadas para $\beta = 0.0$.

Para a realização de estudos comparativos e definir a importância dos diversos parâmetros de material na formação dos Chevrons, escolheram-se peças com as seguintes características:

peça nº 1 - extrudada até a 2ª etapa de conformação, material recozido, sem Chevrons.

peça nº 2 - extrudada até a 2ª etapa de conformação, material no estado normal de fornecimento, sem Chevrons.

peça nº 3 - extrudada até a 2ª etapa de conformação, material no estado normal de fornecimento, com Chevrons desenvolvidos e fora da ferramenta crítica, Fig. 5.3.

peça nº 4 - extrudada até a 3ª etapa de conformação (final), material no estado de fornecimento normal, com Chevrons desenvolvidos e em fase de formação, Fig. 5.4.

Os estudos comparativos entre as peças circunscreveram-se as respectivas porções de material afetadas pelas ferramentas geradoras de Chevrons. Para tal, nas quatro semipeças já plainadas, separou-se essa região do material mediante um corte transversal como o indicado A-A nas figuras 5.3 (peças nºs 1, 2 e 3) e 5.4 (peça nº 4).

As amostras correspondentes as peças nºs 1, 2 e 3 assim obtidas, retificaram-se até seus planos meridiano longitudinais. No caso da amostra nº 3, desvios no plainamento inicial, significaram que a retífica posterior fosse realizada até um plano paralelo ao meridiano longitudinal, porém deslocado em 1,5 mm ao interior da peça de análise, Fig. 5.7. As operações de retífica foram feitas em presença de lubrificação abundante, utilizando avanços manual e profundidade de corte de 0,1 mm.

Para a maior facilidade na preparação das amostras dedicadas as diferentes análises, separou-se, em cada caso, a região do material em processo de conformação através da ferramenta geradora dos Chevrons, do já extrudado. Para isto, praticou-se um novo corte transversal como B-B indicado na figura 5.3.

As amostras com a porção de material sendo processado pela ferramenta perigosa foram utilizadas nas análises visioplásticas. O material já extrudado pela dita ferramenta empregou-se nas análises químicas, metalográficas e de microsondagens. Ensaios de dureza foram feitos nos dois tipos de amostras.

Após a retífica e separação da região do material sendo extrudado nas ferramentas críticas, os Chevrons correspondentes as peças nºs 3 e 4 foram separados e imediatamente protegidos em óleo.

5.3. Análise Visioplástica

Realizadas nas amostras correspondentes às peças nºs 1, 2 e 3. Na peça nº 4 as condições de fluxo estacionário, necessárias para a aplicação do método, estiveram comprometidas pela presença de um Chevron dentro da região de deformação.

As amostras foram macroatacadas utilizando uma solução aquosa ao 30% em volume de HNO_3 concentrado. O ataque foi feito a 70°C durante 15 minutos. Como resultado obteve-se em todas elas um fino e relativamente bem definido fibrado mecânico, Figs. 5.8a,b,c, proporcionando assim condições favoráveis para a aplicação do método visioplástico baseado na microestrutura apresentado no capítulo 4. O fibrado mecânico está relacionado com os alinhamentos microestruturais discutidos no capítulo 3.

Visando uma maior exatidão na explicação do método visioplástico, cada amostra foi fotografada, e as fotos amplificadas até 8x. Sobre as fotografias, e tendo como referência comum inicial a seção transversal correspondente a saída do material da ferramenta convergente, tracejaram-se linhas transversais através da suposta Região de Deformação, correspondentes a incrementos $\Delta Z = 2,5$ mm medidos sobre o eixo de simetria e em sentido oposto à direção da extrusão, Fig. 4.4. Para cada uma dessas linhas transversais processam-se entre 25 até 40 intersecções com os segmentos de microestruturas postos em evidência pelo microataque. Para cada intersecção foi determinada a posição radial e a tangente do segmento de microestrutura referida ao plano (r,z) , Fig. 4.5.

As medidas das posições radiais foram feitas com régua graduada em milímetros. As tangentes dos segmentos nos pontos de intersecção foram determinadas usando um tencígrafo com divisor em meios graus. Estima-se a exatidão das medições em $\pm 0,5$ [mm] e $\pm 0,5$ [°] respectivamente.

Os valores assim obtidos puseram em evidência que a deformação do material não é axialmente simétrica. O fato é indicado pela existência de tangentes de valor absoluto diferentes para po-

sições radiais equidistantes ao eixo de simetria e sobre uma mesma linha transversal.

No caso da amostra nº 3, cuja superfície macroatacada en contra-se deslocada em 1,5 mm, Fig. 5.7; os dados experimentais ser viram de base para determinar os respectivos valores das tangentes e posições radiais sobre o plano de simetria. O método de cálculo para efetuar a correção encontra-se no anexo 5.1.

Para definir uma região de análise que permita-se poste-
riores comparações dos resultados, determinou-se uma posição axial $K = 1$, (Fig. 4.5), comum as 3 amostras, localizada na região de ma-
terial ainda indeformado pela ferramenta geradora dos Chevrons. Na
posição $K = 1$ as intersecções dos segmentos da microestrutura com
a linha transversal foram com inclinações entre $0 \pm 1^\circ$.

Na aplicação do método visioplástico assumiu-se para as
3 peças, como sendo nulas as inclinações das intersecções dos seg-
mentos com a linha transversal de posição $K = 1$. Adotaram-se valo-
res arbitrários de ϕ de maneira a obter linhas de fluxo homoge-
neamente distribuídas através da Região de Deformação. Os pares de
valores arbitrários $(r, dr/dz)$ adotados para a posição $K = 1$, as-
sim como os experimentais, medidos sobre as amostras nºs 1 e 2, e
os valores corrigidos mediante o Anexo 5.1 correspondentes a peça
nº 3, obtidos para as posições axiais $K = 2 \dots n$, foram gravados
em cartões de computador, ordenados e introduzidos como dados ini-
ciais no programa do Anexo 5.2 para a obtenção das linhas de flu-
xo.

Uma vez obtidas, as linhas de fluxo foram pela sua vez
utilizadas como dados de entrada no programa do Anexo 5.3. Como re-
sultado, obteve-se para cada uma das peças, a distorção sofrida
por uma linha transversal, inicialmente na posição $K = 1$, como con-
sequência da sua passagem através da ferramenta geradora de Che-
vrons.

Os resultados obtidos da aplicação dos programas dos Ane-
xos 5.2 e 5.3 são fornecidos como pares de valores (r, z) . Intro-
duzidos como dados num computador Hewlett Packard tipo 9300 ,
graficaram-se as linhas de fluxo e a distorsão das linhas transver-
sais mediante aproximações do tipo poligonal. O programa de compu-
tação utilizado encontra-se no Anexo 5.4, e os gráficos obtidos na
figura 5.8a,b,c.

O estudo visioplástico não mostrou diferenças marcantes entre o fluxo plástico das 3 amostras analisadas. As deformações registradas na linha de fluxo externa da figura 5.8c explicam-se pela proximidade da ferramenta nesses lugares. Isto é causado pelo deslocamento do corte longitudinal da amostra. As deformações resultam possivelmente do fluxo deixar de ter as características estacionárias nessa região.

Procurando visualizar melhor as diferenças existentes entre as amostras determinaram-se as respectivas Regiões de Deformação. Mediante a aplicação do programa de computação do Anexo 5.4, avaliaram-se as deformações sofridas pelas linhas de fluxo. Os resultados encontram-se na figura 5.9.

5.4. Análise Química

A tabela 5.2 mostra os resultados das análises químicas feitas sobre as amostras de material correspondentes as peças nºs 1, 2, 3 e 4. Apresenta-se também, como referência, as faixas de composições admissíveis segundo o especificado para o aço DIN 16MnCr5.

As amostras para estas análises compreenderam material através de toda a seção transversal das semipeças pleinadas e retificadas. Por isto os resultados obtidos constituem valores médios.

Os teores de C e S obtiveram-se mediante métodos convencionais de gasometria. Os resultados para Mn e P determinaram-se utilizando-se calorimetria. Para a análise do Cr, Ni e Si empregaram-se técnicas de absorção atômica.

Todas as amostras apresentaram teores médios de carbono na faixa máxima permitida para o aço DIN 16MnCr5. A quantidade de Mn encontrada, encontra-se em todas as peças levemente acima do tolerado, enquanto que o Cr é em todos os casos excessivo. As composições químicas médias do material correspondem aproximadamente ao aço tipo DIN 20MnCr5, de temperabilidade mais elevada. Na figura 5.10, apresenta-se as curvas TRC para o aço DIN 20MnCr5 austenizado a 850°C [49].

5.5. Análise Metalográfica

Objetivou a avaliação da microestrutura e do tamanho e quantidade de inclusões presentes nas peças nºs 1, 2, 3 e 4.

O material para o estudo foi em todos os casos retirado da porção já extrudada através das respectivas ferramentas geradoras de Chevrons. As superfícies analisadas metalograficamente correspondem aos planos meridiano-longitudinais das peças, exceção feita da amostra nº 3 onde houve um deslocamento lateral de 1,5 mm Fig. 5.7.

A preparação prévia das amostras foi feita utilizando sucessivamente lixas nº 180, 320, 400 e 600. O lixamento realizou-se em presença de água como lubrificante. Posteriormente foram polidas sobre discos de feltro, primeiro utilizando como abrasivo pasta de óxido de cromo, e depois uma solução aquosa de óxido de silício.

Inclusões

Para a observação das inclusões utilizou-se um microscópio Karl Zeiss, tipo ULTRAPHOT III. Na avaliação adotou-se como padrão o método "M" indicado na norma Stahl-Eisen - Prüfblatt nº 1570. Segundo este procedimento, para a avaliação da pureza do material considera-se apenas as maiores inclusões encontradas sobre uma superfície de aproximadamente 150 mm², observada com aumentos de 100x.

Devido a importância que alguns autores dão a existência de inclusões na formação dos Chevrons [8], pesquisou-se a sua presença na região das amostras em torno ao eixo de simetria das peças. Isto porque essa seria o lugar de nucleação da falha e portanto onde a existência de inclusões teria maior significância.

As regiões de análise utilizadas localizaram-se simetricamente a ambos os lados do eixo das peças e tiveram aproximadamente 15 mm de comprimento na direção da extrusão e 8 mm de largura. Observações feitas com aumentos de 100x mostraram para todas as peças níveis e tamanhos de inclusões considerados industrialmente como aceitáveis, tabela 5.3.

Optou-se pela observação com aumentos de 200x e 500x as quais possibilitam uma melhor análise comparativa. Nas figuras 5.11

e 5.12 mostram-se os maiores tipos e tamanhos de inclusões encontradas no campo analisado.

Não foram feitas análises para identificar a composição química de cada um dos tipos de inclusões especificado genericamente na tabela 5.3.

Metalografia

Para a análise utilizaram-se as mesmas amostras preparadas para o estudo de inclusões. Para por em evidência a microestrutura, cada uma delas submeteu-se à imersão com agitação durante aproximadamente 20 segundos, numa solução alcoólica de 10 em volume de HNO_3 (Nital 1%). Na avaliação da microestrutura procurou-se detectar as diferenças entre as regiões periféricas e centrais das peças, o qual constituiria uma informação visual da possível existência de macrosegregação, defeitos de tratamentos térmicos, ou uma avaliação qualitativa das condições de resfriamento desde a temperatura de laminação.

Para cada amostra fotografaram-se regiões cujas microestruturas foram consideradas representativas do centro e a periferia das peças. Cada região selecionada fotografou-se com aumentos de 100x e 500x utilizando um microscópio Karl Zeiss, tipo ULTRA PHOT III. Os resultados dessa análise apresentam-se nas figuras 5.13, 5.14, 5.15 e 5.16.

As amostras correspondentes as peças nºs 2 e 3 apresentaram microestruturas homogêneas através da seção transversal, Fig. 5.14a,c; 5.15a,c. Nas amostras das peças nºs 1 e 4 evidenciaram-se diferenças entre a região central e a periferia, Figs. 5.13a,c, e 5.16a,c.

A avaliação do tamanho de grão foi feita mediante a norma Stahl-Eisen-Blattprüfung nº 1510 - 61, que na época servia de base ao projeto de Norma ABNT "método para determinação do tamanho de grão dos materiais metálicos" MB-421. A determinação é feita por comparação com padrões iniciais, pela medição do tamanho de grão realizada sobre superfícies, polidas, determinando o tamanho médio das superfícies dos grãos resultante da sua intersecção com a superfície metalograficamente preparada e não o volume dos grãos [50].

A amostra pertencente a peça nº 1 apresentou uma microestrutura de grãos pequenos e alongados na direção da laminação. Sobre os alinhamentos centrais, Fig. 5.13a, os grãos correspondem ao tipo 8.4. No restante da área, onde aprecia-se algum grau de recristalização, Fig. 5.13c, a forma e tamanho de grão pode ser descrita como 5.2, segundo a norma referida. As metalografias com aumentos de 100x indicam a presença de ferrita proeutetóide em aproximadamente 5 até 15% da área fotografada, sendo que o resto da microestrutura é constituída por uma matriz ferrítica contendo uma precipitação fina de carbonetos quase totalmente esferoidizados ; este fato pode ser melhor observado nas figuras 5.13b e d, ambas com aumentos de 500x. Na região central da peça, Fig. 5.13b, os carbonetos são particularmente finos e abundantes.

As micrografias da figura 5.14 correspondem a amostra da peça nº 2. Eles mostram uma microestrutura homogênea através da seção transversal da peça. A ferrita proeutetóide representa entre um 20 até 30% das áreas fotografadas, Fig. 5.14a e c. Aumentos de 500x, Fig. 5.14b e d, permitem a observação de vestígios de perlita (regiões cinzas) e uma grande quantidade de carbonetos semiglobulizados dispostos direcionalmente e sobre uma matriz ferrítica. Esta última mistura de microestruturas é chamada de bainita superior [37, 39].

A ferrita proeutetóide, que em algumas regiões formou estruturas de Widmanstätten, teoricamente nucleia sobre os limites de grão da austenita preexistente, permitindo avaliar o tamanho e forma do grão austenítico inicial como sendo do tipo 4.2 segundo a norma de referência. O tamanho de grão da microestrutura mista final corresponde a 7/8.2 da mesma norma.

Na amostra da peça nº 3 (Chevron!), há homogeneidade da microestrutura através da seção transversal. A presença da ferrita proeutetóide é de aproximadamente 5 até 10% da área analisada, Fig. 5.15a e c. As estruturas de Widmanstätten são mais numerosas que na peça nº 2, Fig. 5.15b e d. A bainita, apresenta-se com carbonetos em disposição mais agulhada e de formas menos esferoidizadas, sua presença constitui praticamente um 90% da área fotografada, devido a perlita encontrar-se em pequenas quantidades e a martensita não ser detectável nas micrografias feitas.

A microestrutura da peça nº 3 parece provir de grãos austeníticos menores a aqueles da peça nº 2, embora não possam ser avaliados em razão a baixa quantidade de ferrita impedir a determinação dos seus contornos. A microestrutura final resultou em um tamanho e forma de grãos correspondentes a classificação 7/8.2 (Stahl-Eisen-Prüffblatt-1510-61).

A peça nº 4 (Chevron!) apresenta microestruturas claramente diferentes na periferia e na região central, Fig. 5.16. Enquanto na periferia a ferrita, perlita fina e bainita representam respectivamente um 50%, 20% e 30% da área, nos alinhamentos centrais a ferrita constitui aproximadamente 5%, a perlita em torno de um 2%, e a bainita o resto.

Os tamanhos e as formas de grão da microestrutura final corresponde a classificação 7/8.2 da norma de referência. Nota-se um afinamento de grãos na região dos alinhamentos.

5.6. Medições de Dureza

Em amostras pertencentes as peças nºs 1, 2, 3 e 4, fizeram-se medições de dureza sobre as regiões de material nas condições antes e depois da conformação através das respectivas ferramentas geradoras de Chevrons. Todas as medições, com exceção das amostras correspondentes a peça nº 3, onde existiu um deslocamento lateral de 1,5 mm, Fig. 5.7, foram feitos sobre o plano meridiano longitudinal das peças.

Considerando o fato da existência de faixas centrais de microestruturas diferentes nas peças nºs 1 e 4, optou-se pela realização, em todas as amostras, de medições de dureza aproximadamente sobre o eixo de simetria das peças e aos 2/3 do raio. Isto para detectar as possíveis diferenças entre centro e periferia.

Devido aos alinhamentos microestruturais encontrados possuem espessuras variáveis, porém sempre supostamente pequenas, escolheu-se como parâmetro comparativo comum ao método Vickers com carga de 200 gramas (HV 0.2). Pretendeu-se, assim, avaliar as características de dureza próprias dos alinhamentos encontrados nas peças nº 1 e 4. A carga de 200 gramas aplicada sobre o penetrador piramidal Vickers possibilita medir, sem muito erro, a dureza em materiais de espessuras menores que 0,06 mm.

Os resultados obtidos apresentam-se na tabela 5.4, cada valor ou faixa de valores ali indicados é o resultado de pelo menos 8 medições HV.0.2.

As observações das análises metalográficas do item 5.5 são coerentes com os valores da tabela 5.4. As microestruturas homogêneas apresentam valores de dureza também homogêneas através da seção transversal. Quando há existência de alinhamentos centrais detectaram-se diferenças entre os valores da dureza medidas sobre o eixo de simetria e aos 2/3 do raio. Estas diferenças são tanto mais importantes quanto mais evidentes são as mudanças de microestruturas.

Nas peças conformadas a partir do material sem recozimento prévio, as durezas medidas são um pouco superiores as esperadas para microestruturas com porcentagem e microconstituintes semelhantes, segundo as curvas TRC para o material DIN 20MnCr5 austenizado a 850°C apresentado na Fig. 5.10.

5.7. Análise de Microsondagem

Para a avaliação comparativa das possíveis diferenças de composição química existentes entre a região periférica e central das peças analisadas, realizou-se uma análise de microsondagem. As amostras utilizadas foram as mesmas empregadas nas análises metalográficas do item 5.5, nas quais também praticaram-se medições de dureza.

Em cada amostra demarcou-se, mediante impressões de dureza HV 0.2, áreas quadradas de 1 mm de lado tanto sobre a região central como aos 2/3 do raio, Fig. 5.17a. As áreas demarcadas apresentavam microestruturas representativas das respectivas posições.

Em cada uma das áreas fizeram-se varreduras na direção perpendicular à direção de extrusão, distanciadas entre si por 0.2 mm, segundo mostra-se na figura 5.17b. Sobre cada uma das linhas da fig. 5.17b realizaram-se 2 varreduras, ligeiramente deslocadas uma da outra, a primeira para a análise das concentrações relativas de Fe e Mn e depois do Fe e Cr. Numa das linhas, a mais das análises descritas realizaram-se leituras de concentração relativa a cada 50 µm, Fig. 5.17b.

As análises foram feitas com uma microsonda HITACHI MA-5B e as seguintes condições de operação: feixe de 10 µm, velocidade-

de de varredura 25 $\mu\text{m}/\text{min.}$, intensidade 0,020 mA, e 20 KV de tensão.

Partes dos diagramas de concentração relativas de Mn a-presentam-se nas figuras 5.18.

A amostra correspondente a peça nº 1 produziu diagramas de concentração relativa diferentes para as varreduras centrais e aos 2/3 do raio. Os diagramas correspondentes a região central mostram variações cíclicas tanto para o Mn quanto para o Cr. Os diagramas da região lateral apresentam, para os 2 elementos pesquisados, concentrações mais constantes, Fig. 5.18a. As varreduras detectaram escassa quantidade de sulfetos de manganês, os quais produzem elevados picos de concentração no diagrama do Mn.

Para a peça nº 2, os diagramas de concentração relativa para o Mn e Cr são inestáveis e com variações cíclicas. Isto tanto na região central como lateral, Fig. 5.18b. Os diagramas de Mn mostram existência de picos de concentração (SMn) em maior quantidade que na amostra da peça nº 1, Fig. 5.18b.

Na amostra pertencente a peça nº 3 os diagramas para o Cr e Mn mostram linhas de concentrações estáveis nas duas áreas analisadas, Fig. 5.18c. Alguns sulfetos de manganês detectaram-se no centro e nos 2/3 do raio da peça.

Na peça nº 4 a presença de SMn é abundante e se verifica quase em todas as varreduras. Os diagramas para o Cr e Mn são estáveis, porém mais estáveis na região lateral, Fig. 5.18d.

Mediante a relação

$$C\% = \frac{I_{am} - I_{amr}}{I_p - I_{pr}}$$

onde I_{am} = intensidade característica do elemento Mn ou Cr, medida na amostra
 I_{amr} = intensidade característica do ruído medida na amostra
 I_p = intensidade característica do elemento Mn ou Cr, medido no padrão
 I_{pr} = intensidade característica do ruído medida no padrão

, calculam-se as concentrações relativas médias para o Cr e Mn. Os valores encontrados não foram corrigidos e encontram-se na tabela 5.5. Eles servem apenas para comparações relativas numa mesma peça.

Os valores da tabela 5.5 são os resultados do cálculo da média aritmética das concentrações relativas médias encontradas para o Cr ou Mn em cada uma das 5 varreduras feitas nas áreas de análise.

5.8. Chevrons: Análise da fratura e Deformações Adjacentes.

Análise Microfractográfica

Analisaram-se 2 Chevrons totalmente desenvolvidos, um pertencente a peça nº 3 e outro a peça nº 4. Em cada caso, a região da peça contendo o Chevron e já cortada aproximadamente pelo seu plano meridiano longitudinal, foi separada mediante dois cortes transversais, praticados com um cortador de disco, como indicado na figura 5.19. O plano de corte P₁, executado de forma de intersectar os extremos da geratriz da falha, Fig. 5.19a, permitiu obter a separação das superfícies fraturadas interna e externa, Fig. 5.19b,c. Para conseguir tamanhos de amostras apropriados ao porta objetos do microscópio de varredura modelo S-4-10 Cambridge, utilizado, foi necessário ainda praticar um corte longitudinal P₃, Fig. 5.19c, sobre a parte do material o qual encontra-se na superfície externa do Chevron. Esta operação foi feita com serra fita, muita refrigeração (emulsão de água e óleo) e prendendo a amostra sem danificar a superfície fraturada.

As amostras obtidas, Fig. 5.19 b e c, submeteram-se em seguida a limpeza em álcool, utilizando um equipamento de ultrassom durante um tempo de 10 minutos.

As superfícies fraturadas foram varridas na direção indicada na Fig. 5.19 b,c, e fotografadas na região do vértice e ao longo da geratriz a cada 2.5 mm, com aumentos de 500x, 1000x e 2000x. As fotografias foram obtidas das imagens produzidas no tubo de raios catódicos do microscópio eletrônico, causadas pela captação dos eletrons secundários refletidos, produzidos pela incidência do feixe de eletrons sobre a superfície da amostra. As amostras dispu seram-se sobre o portaobjetos de forma tal que, mesmo apresentando superfícies não planas, o ângulo de incidência do feixe não variou

além de $30 \pm 5^\circ$ durante a varredura. A diferença de potencial entre o filamento do canhão eletrônico e a amostra foi de 30 kV.

Os resultados obtidos foram comuns aos dois Chevrons analisados. As figuras 5.20 e 5.21 correspondem respectivamente a análise das superfícies fraturadas interna e externa do Chevron da peça nº 3. As fotografias indicam que a fratura é inteiramente dútil [51, 52] e que desenvolveu-se num material com inclusões escassas e de tamanho pequeno, o qual é coerente com o resultado das análises metalográficas e de microsondagem realizadas.

Da morfologia das superfícies de fratura do Chevron, interna e externa, põe-se em evidência uma mudança no mecanismo de fratura durante o seu desenvolvimento.

Na região correspondente ao vértice do Chevron, Fig. 5.20a e 5.21a, a fratura apresenta microcrateras pequenas e equiaxiais possivelmente nucleadas sobre precipitados de segundas fases ou inclusões. As inclusões, Fig. 5.20a, parecem ter sido, na maioria dos casos, arrancadas pelo excesso de limpeza no ultrassom. Nesta zona, a fratura apresenta características mistas de progressão intergranular sobre os limites de grãos da austenita preexistente, representada pelas linhas de microcrateras mais coalescidas, e transgranular, associada as microcrateras pequenas e de baixo coalescimento.

Ao se deslocar desde o vértice e em direção aos extremos da geratriz do Chevron, as microcrateras tornam-se progressivamente alongadas e intersectam a superfície de fratura gerando formas aproximadamente semielípticas. A direção das microcrateras semielípticas formadas sobre a superfície interna é oposta as encontradas na superfície externa do Chevron.

Nas figuras 5.20b e 5.21b,c, pode-se observar um primeiro estágio da mudança progressiva da morfologia equiaxial para a de microcrateras alongadas. Nas figuras 5.20c,d,e, 5.21d e f percebe-se uma morfologia de fratura com as microcrateras fortemente alongadas. As direções dos alongamentos continuam a ser opostas entre ambas superfícies. Esta região da fratura apresenta uma característica comum às figuras 5.20c,d e 5.21d,e,f, qual é a destruição dos detalhes finos da morfologia da fratura. As microcrateras mostram-se "alisadas".

As observações acima mostram-se concordantes com as feitas por Sanz [7] e Pepe [10]. A característica "escalonada observada na superfície externa do Chevron e perto do extremo da geratriz, Fig. 5.21e,f, constitui uma informação adicional.

Metalografia dos Contornos e Regiões Adjacentes

As análises foram feitas sobre os planos meridiano-longitudinais das peças. Estudou-se o segundo Chevron totalmente desenvolvida correspondente a peça nº 3 na região de material localizada entre as duas falhas, Fig. 5.3, e o Chevron em formação encontrado na peça nº 4, Fig. 5.4. As amostras sofreram uma sequência de lixamento e polimento como no caso das amostras destinadas a análise metalográfica utilizadas no item 5.5, logo após foram microatacadas com Nital 1% durante 20 segundos.

A metalografia feita sobre o corte transversal das paredes do Chevron da peça nº 3 mostrou a existência de uma deformação por cisalhamento ao longo da geratriz e sobre a superfície da falha. Isto tanto na superfície interna quanto na externa.

Na parede externa do Chevron, o cisalhamento estende-se através de toda a sua seção, apresentando-se com maior severidade no extremo da geratriz, Fig. 5.22. Nesta última região o Chevron progrediu mudando os planos de fratura e até bifurcando-a. Isto corresponde com os escalonamentos observados nas análises microfractográficas. Na parede interna, o cisalhamento fica circunscrito a alguns décimos de milímetro sob a superfície fraturada, não apresentando ao resto do material significados importantes de deformação durante e após a formação do Chevron, Fig. 5.22.

Analisado o material localizado entre os dois Chevrons da peça nº 3, Fig. 5.4, não foram encontradas trincas como as detectadas por J.J. Pepe para o caso da extrusão de aços da composição eutetóide [10].

A amostra correspondente à peça nº 4 mostrou, após o microataque, a existência de uma faixa central de material fortemente atacada pelo Nital 1%. A diferença notou-se sem precisar de microscópio, Fig. 5.23. Na análise metalográfica confirmou-se, sobre o alinhamento central, a existência de uma microestrutura fortemente bainítica, Fig. 5.16. O Chevron em formação tem seu vér-

tice justamente sobre a faixa bainítica e a característica da ruptura corresponde a um arrancamento, sem presença de tensões de cisalhado, Fig. 5.24a,b,c.

CAPÍTULO 6

6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

As extrusões das amostras analisadas foram feitas mantendo constantes os parâmetros de fabricação relativos a:

- composição química nominal e geometria da matéria prima utilizada;
- geometria e qualidade superficial das ferramentas;
- lubrificação;
- cinética do processo.

Nessas condições, é possível fazer uma análise comparativa tendo como variável principal as características de conformabilidade do material.

Sendo que as composições químicas médias das amostras não apresentaram entre si desvios importantes, as diferenças de comportamento durante a extrusão puderam ser associadas às diferenças microestruturais existentes.

6.1. Inclusões

Quanto à existência de inclusões, as análises químicas, metalográficas e de microsondagem dos materiais das diferentes amostras, assim como as microfractografias dos Chevrons das peças nº 3 e 4, são coerentes no sentido de mostrar baixos teores de enxofre e escasso número de inclusões. Estas últimas são consideradas, em tamanho e número, como industrialmente aceitáveis.

Nas peças contendo Chevrons, a presença de sulfetos é diferente em intensidade. Na amostra da peça nº 3, estas inclusões quase inexistem. Na peça nº 4, apresentam-se no nível máximo aceitável (Norma Sthal-Eisen-Prüfblatt-1570), na forma de inclusões pequenas e interligadas. Do anterior poderia-se concluir que a existência de sulfetos não representa uma condição necessária para a formação dos Chevrons.

As peças contendo as falhas apresentaram em comum a existência de inclusões do tipo "óxidos", as quais não foram identi-

cadadas quanto a sua composição. Na análise metalográfica das amostras pertencentes as peças sem Chevrons, não foram encontradas estes tipos de inclusões.

Existem dados experimentais quanto aos óxidos terem um papel importante na formação de microcrateras durante a deformação a frio de ligas de cobre [53]. Nas experiências presentes, o escasso número de amostras analisadas e o fato de não ter-se experimentado a extrusão de materiais contendo óxidos e apresentando, na sua região central, microestruturas diferentes às bainíticas, impede uma definição quanto a importância destas inclusões no aparecimento dos Chevrons.

6.2. Microsondagem

A análise foi realizada com o intuito de detectar a existência de macrosegregação. Devido a dificuldade existente para a determinação das composições relativas de carbono, a análise de microsondagem foi feita somente para os elementos Cr e Mn, cuja presença contribui para aumentar a temperabilidade do material. Os possíveis enriquecimentos centrais de carbono não podem ser medidos quantitativamente, mas apenas deduzidos indiretamente através do estudo das microestruturas, ou através de análises químicas praticados sobre amostras de material em quantidade suficiente, tiradas das faixas supostamente macrosegregadas.

A escassa presença de sulfetos de manganês das amostras correspondentes às peças nºs 1, 2 e 3, faz com que as respectivas análises comparativas de composição relativa entre a região central e lateral representem, muito aproximadamente, o valor dos teores de Mn e Cr dissolvidos inicialmente no Fe- γ . A presença destes elementos em solução sólida retarda a cinética da transformação da austenita durante seu resfriamento contínuo até a temperatura ambiente (aumento da temperabilidade).

No caso da peça nº 4, o alto teor de manganês calculado na região central, tabela 5.6, encontra-se formando parte das inclusões de sulfetos e das microestruturas originadas na austenita pré-existente. Não pode portanto ser estimado, apenas por via desta análise realizada, o teor do Mn que se encontra formando parte das microestruturas bainíticas da faixa central. Esta última fração do Mn contribui a aumentar a temperabilidade do material.

A microsondagem pos em evidência o fato do cromo apresentar uma distribuição homogênea através da seção transversal de todas as peças analisadas. Em duas amostras estudadas, o teor de Mn apresentou-se maior no centro do material evidenciando a presença de macrosegregação. Este resultado indica que, para os aços de cementação ligados (DIN 17210), a tendência dos elementos Cr e Mn a segregar durante a solidificação, pode ser avaliada a partir dos diagramas de equilíbrio binários Fe-Cr, Fe-Mn. Esta estimação indica que o cromo, de coeficiente k_0 maior, tabela 3.2, deveria ser menos segregado que o manganês.

As variações cíclicas da intensidade de Mn observada em algumas das linhas de varreduras obtidas, Fig. 5.18 e 5.19, tem seu origem na microestrutura. Regiões bainíticas, de fina e homogênea precipitação de carbonetos sobre uma matriz ferrítica (distância entre carbonetos da ordem de $1\text{ }\mu\text{m}$), resultam em linhas de varreduras de intensidade de Mn aproximadamente constante quando analisadas com um feixe de $10\text{ }\mu\text{m}$ de diâmetro. Isto porque a medição da microsonda representa o valor médio dos teores do elemento analisado presentes nos microconstituintes submetidos ao feixe.

Regiões de microestruturas onde uma fase é preponderante, como na periferia da peça nº 4 (ferrita), Fig. 5.21, resultam também em linhas de varreduras de pouca variação de intensidade. As microestruturas como na peça nº 2, onde a varredura passa por sobre os grãos bainíticos e ferríticos, os quais são maiores que o diâmetro do feixe, dão origem a linhas de concentração relativa com oscilações aproximadamente cíclicas, Fig. 5.18.

6.3. Microestrutura e Dureza

O fato das microestruturas e durezas dos materiais das peças estudadas apresentar diferenças, enriquece as possibilidades da análise.

Lembremos que as peças nºs 3 e 4 apresentaram formação de Chevrons enquanto que a nº 1, recozida, e a nº 2 não os apresentaram.

Nas peças nºs 3 e 4, a presença de microestruturas bainíticas no centro do material, com durezas acima de 320 HV, aparece como condição comum à formação dos Chevrons num material de composição química correspondente a um aço DIN 20MnCr5.

Na peça nº 3, a microestrutura é predominantemente bainítica e os valores de dureza aproximadamente constantes através da seção transversal do material. Não existindo diferenças de teores de Mn e Cr entre o centro e a periferia, pode-se concluir que não existe nela macrosegregação. A microestrutura foi então conseguida mediante um resfriamento suficientemente rápido para que a transformação austenítica se realizasse a temperaturas baixas. Nas curvas TRC do material DIN 20 MnCr5, estas temperaturas correspondem a região de transformação bainítica.

A taxa de resfriamento necessária para a obtenção de microestrutura da peça nº 3, é função, a mais da composição química, do tamanho de grão austenítico e da temperatura desde a qual resfria-se o material após o último passe de laminação (capítulo 3). Quanto maior a presença de elementos de liga, maior o tamanho de grão e mais elevada a temperatura de austenização, mais lenta é a taxa de resfriamento necessária para a obtenção de microestruturas bainíticas como as associadas a formação de Chevrons.

As temperaturas de Laminação a quente são geralmente da ordem dos 1200°C . Não existe na literatura técnica nenhuma curva TRC para essas condições.

Uma avaliação qualitativa aproximada da taxa de resfriamento sofrido pela nº 3, pode ser feita considerando a quantidade de microconstituintes presentes nas micrografias 5.15, e com ajuda das curvas TRC do aço DIN 20MnCr5 da figura 5.10. Estas curvas TRC foram construídas para temperaturas de austenização de 850°C , por esta razão a taxa de resfriamento deduzida a partir das microestruturas resultantes, Fig. 5.15, será sempre mais rápida que o restante. Isto porque as temperaturas de austenização menores deslocam as curvas de transformação da austenita para a esquerda nos diagramas TRC, Figs. 3.8 e 3.9.

Na figura 5.10 uma microestrutura de 5 - 10% de ferrita proeutetóide e o resto predominantemente bainítico corresponde aproximadamente a curva de resfriamento marcada como "A", resultado do qual, o material atinge uma dureza final; em ausência de deformação a frio, de 313 HV. Este valor não é coerente com o valor 310 HV, registrado na peça nº 3 após 29% de redução de área transversal à frio. Porém, a presença pouco marcante de martensita nas figuras 5.15, sugere a existência de uma taxa de resfriamento mais

lento do que o indicado na curva "A", para as temperaturas abaixo de 400°C. Isto produziria menores durezas finais no resfriamento.

Na peça nº 4 a microsondagem da faixa bainítica central mostrou enriquecimento de manganês; na análise metalográfica detectou-se a presença de sulfetos e óxidos. Os dois fatos indicam a presença de macrosegregação positiva durante a solidificação do lingote; o material da peça nº 4, possivelmente, pertence a sua parte superior.

A macrosegregação do manganês e talvez do carbono trazem como resultado um aumento da temperabilidade na região central da peça nº 4, permitindo a formação de microestruturas fora de equilíbrio (bainita, martensita), mesmo mediante taxas de resfriamento que produziram microestruturas marcadamente ferríticas num material de composição nominal DIN 20MnCr5. É o caso das regiões periféricas da amostra. Repetindo a análise microestrutural-diagrama TRC, para esta última região, pode ser definido que a curva "B", da figura 5.10, representaria aproximadamente a taxa de resfriamento a qual a peça foi submetida. As durezas correspondentes a microestrutura resultante, Fig. 5.10, é 225HV para o material indeformado. Este valor é coerente com os valores de 245 - 257 HV. encontrados, se se considera o 29% de redução de seção acumulada pelo material até o terceiro estágio de extrusão, tabela 5.1, na condição anterior à conformação através da ferramenta "geradora de Chevrons".

As deshomogeneidades microestruturais encontradas na peça nº 1, na forma de alinhamentos de carbonetos finos localizados sobre o eixo de simetria do material, podem ser associados a um recozimento insuficiente. Isto porque na microsondagem da amostra não foi encontrado ali enriquecimento de elementos de liga. O recozimento de 4 horas à 700°C sobre a matéria prima de 38 mm de diâmetro, não conseguiu o coalescimento dos carbonetos sobre o eixo de simetria.

Julgando pela quantidade de ferrita proeutetóide existente na peça nº 1, a microestrutura anterior ao recozimento deverá ser semelhante às das regiões centrais das peças nº 3 e 4, Fig. 6.1a, c e d. O tratamento térmico abaixou a dureza e aumentou a ductilidade do material, pela globulização e coalescimento sobre a matriz ferrítica dos carbonetos da bainita supostamente preexisten

te. Este fenômeno modificou as características mecânicas de forma de evitar a formação dos Chevrons durante a sequência de deformações realizadas.

Na peça nº 2, as diferenças de teor de Mn encontradas na microsondagem não influenciaram para produzir deshomogeneidades microestruturais através da seção transversal. Isto possivelmente pelos teores de Mn serem ainda baixos, tabela 5.6. A microestrutura desta peça produziria-se mediante a curva de resfriamento "C" da Fig. 5.10, suas propriedades mecânicas seriam mais dúteis, das associadas às estruturas bainíticas, evitando a formação dos Chevrons.

6.4. Endurecimento pela Deformação a Frio

As características geométricas das peças analisadas não permitiram a determinação do coeficiente β para cada uma das reduções causadas pela extrusão.

Os resultados da extrusão das peças nºs 1, 2 e 3, até o segundo estágio de conformação, permitem concluir que a formação dos Chevrons dependem da microestrutura. Ela é responsável do diferente comportamento do material ao ser conformado em idênticas condições de processo. Estas diferenças de propriedades e de conformabilidade estão relacionadas com o tipo, quantidade e distribuição dos microconstituintes presentes.

Assim, um aço de microestrutura eminentemente bainítica (peça nº 3), processado sucessivamente a frio nas condições geométricas de extrusão considerados por Avitzur como perigosas com referência a $\beta = 0$, Figs. 5.5 e 5.6, formará Chevrons após menor número de passes de conformações que o mesmo material com microestruturas homogêneas ferrito-perlíticas (peça nº 2) ou globulizadas (peça nº 1).

O fato da peça nº 4 ter apresentado a formação de Chevrons apenas no último estágio de conformação, indica que tanto o tipo como a distribuição da microestrutura é importante na formação da falha. De fato a microestrutura bainítica homogênea da peça nº 3 produziu Chevrons após menor número de conformações que a microestrutura da peça nº 4, que apresentou apenas uma faixa bainítica central.

6.5. Visioplasticidade

O método empregado na análise visioplástica mostrou, nas 3 amostras estudadas, boa concordância entre as linhas de fluxo obtidas e os segmentos de microestruturas postos em evidência pelo microataque, Fig. 5.8. Isto mostra a autoconsistência do método de computação empregado.

Devido a pequena redução de seção transversal induzida pela ferramenta "geradora de Chevrons" do segundo estágio de conformação, não se obtiveram diferenças marcantes entre as linhas de fluxo nas amostras das peças com e sem falhas. Talvez pela mesma razão, as deformações calculadas para as linhas inicialmente transversais à direção de extrusão, Fig. 5.8, resultaram também semelhantes para as tres amostras, não sendo detectado no caso da peça nº 3 o fenômeno do "doble máximo". Esta última forma de fluxo do material é associada à formação de Chevrons por diversos autores [8, 47].

A determinação da Região de Deformação, para cada uma das amostras, possibilitou uma melhor visualização das diferenças existentes entre os fluxos de material, Fig. 5.9. Essa melhor percepção mostrou também que, a técnica visioplástica empregada, é sensível as características microestruturais do material.

As microestruturas homogêneas através da seção transversal da peça, produto da distribuição aproximadamente uniforme dos elementos de liga e/ou de tratamentos térmicos bem executados, determinam Regiões de Deformação de contornos Γ_1 e Γ_2 semelhantes a calotas esféricas, Fig. 2.7, como as supostas por Avitzur para o estudo de fluxo normal através de ferramentas cônicas convergentes.

As Regiões de Deformação são tanto mais estreitas quanto mais endurecido e de maior resistência mecânica se torna o material. A formação dos Chevrons está neste trabalho relacionado com Regiões de Deformação estreitas.

As microestruturas deshomogêneas através da seção transversal, estão associadas com Regiões de Deformação de contornos Γ_1 e Γ_2 de formas complexas. Tratamentos térmicos de recozimento insuficiente, como no caso da peça nº 1, determinam que a região central do material apresente características de maior resistência mecânica e dureza. Isto resulta num estreitamento da Região de Deformação sobre o eixo de simetria, Fig. 5.9.

Mediante raciocínio semelhante pode-se pensar que, no caso da peça nº 4, a existência de faixas de microestruturas fortemente bainíticas sobre o eixo de simetria da barra de aço, também produziriam estreitamento na Região de Deformação na passagem do material pelas ferramentas convergentes. Este estreitamento será, possivelmente, tanto mais importante quanto maior seja a diferença de dureza e resistência mecânica entre a faixa macrosegregada e o resto do material.

À respeito dos resultados obtidos nas análises visioelásticas, as seguintes considerações podem ser feitas:

- O método visioelástico utilizado é sensível às propriedades do metal sendo processado. Através da sua aplicação consegue-se determinar a forma da Região de Deformação; ela aparece com contornos Γ_1 e Γ_2 tipo calota esférica, se o material tem microestrutura homogênea, e apresenta deformações se o material é deshomogêneo nas suas propriedades através da seção transversal.
- Existindo, num processo de extrusão, as condições geométricas consideradas perigosas, o mecanismo teórico elaborado por Avitzur para explicar a formação de Chevrons, Fig. 2.6, parece coerente com os resultados da análise da Região de Deformação aqui obtidos. O fenômeno de aparecimento das falhas não pode porém, ser qualificado de aleatório [1], ele está relacionado direta e em primeira importância com as características mecânicas e microestruturais do material sendo processado.

6.6. Microfractografia e Metalografia dos Chevrons

Conforme as observações efetuadas conclui-se que, para o aço e processo analisado, os Chevrons iniciam-se no interior da ferramenta e sobre a região central do material, Fig. 5.23. Esta primeira etapa da fratura, o vértice do Chevron, resulta da existência de um estado de tensões predominantemente de tração uniaxial. Ele produz um estado de deformação uniforme, a nucleação e coalescimento de microfraturas sobre inclusões e os limites das 2ª

fases duras, e uma fratura final de características dúteis e de microcrateras equiaxiais, Fig. 5.20a e 5.21a [51].

A partir da fratura inicial os Chevrons progridem lateralmente, aproximadamente 45° com o eixo de simetria e em direção oposta ao processo de conformação.

Inicialmente a geratriz do Chevron desenvolve-se aparentemente sob a ação conjunta de um estado de tensões de tração e outro cisalhante, os quais provocam a separação das superfícies no mesmo instante de se produzir a fratura. Como resultado do anterior, a morfologia das superfícies fraturadas apresenta microcrateras crescentemente alongadas e correspondentemente opostas, as quais conservam até as mínimas particularidades da ruptura. O alongamento crescente das microcrateras indicam uma importância também crescente das tensões de cisalhamento com relação às de tração.

A continuação do material localizado na região fraturada, abaixo a superfície interna do Chevron, comporta-se dentro da ferramenta como um elemento rígido obrigando ao material periférico (perto da ferramenta) a escoar para dar seguimento ao processo de extrusão. Nesta etapa a conformação se desenvolveria como sendo uma extrusão de tubos com mandril. Esta condição impõe um forte cisalhamento sobre todo o material periférico, que, impulsado entre a ferramenta e o "corpo rígido" provoca a progressão e abertura do Chevron.

Nas etapas finais do desenvolvimento da falha ocorrem em presença de forte cisalhamento e com as superfícies de fratura trocando de planos e bifurcando, numa procura de formas de propagação de menor energia, Fig. 5.22 . As superfícies fraturadas não se separam imediatamente, são obrigadas a uma movimentação relativa posterior (causada pela consecução do processo de extrusão), o qual é responsável pelo alisamento da morfologia das superfícies de ruptura. Este alisamento se resume numa destruição dos detalhes finos das microcrateras produzidas pelo atrito de uma superfície contra a outra.

O mecanismo proposto por J. J. Pepe [10] para a formação dos Chevrons em aços de composição eutetóide, é coerente com os resultados aqui obtidos.

CAPÍTULO 7

7. CONCLUSÕES

7.1. Geometria do Processo e Microestrutura

Na extrusão, a formação dos Chevrons está associada principalmente a geometria com a qual o processo se desenvolve e com a microestrutura do material.

7.1.1. Geometria do Processo

Geometria de ferramentas cujos ângulos e reduções de seção transversal $r[\%]$ correspondem às regiões perigosas deduzidas por Avitzur (tendo $\beta = 0$ como referência), desenvolver no centro do material um estado de tensões de tração, que facilita a formação das descontinuidades [10].

O vértice do Chevron, cuja superfície de fratura apresenta microcrateras equiaxiais, confirma que o início da falha está relacionado com a existência de um estado de tensões, predominantemente de tração, atuando na direção de extrusão.

O desenvolvimento posterior da geratriz se realiza inicialmente na presença de um estado de tensões mixto de tração e cisalhamento, sendo este último de importância crescente. Mais próximo ao extremo da geratriz, o estado de tensões responsável pelo crescimento do Chevron, torna-se predominantemente cisalhante.

Confirmam-se as observações de Pepe [10], à respeito do material baixo a superfície interna do Chevron, não deforma ou deforma pouco depois de ocorrida a fratura. O fato explica a abertura da falha até a sua forma final, o cisalhamento através de toda a parede externa do Chevron e a morfologia cisalhada das superfícies interna e externa da geratriz.

7.1.2. Microestrutura do Material

À respeito da microestrutura podem ser tiradas as seguintes conclusões:

- Em aços ligados para cementação, do tipo DIN 20MnCr5 (Norma DIN 17210), processados em condições geométricas consideradas perigosas pela teoria de Avitzur, a existência de sulfetos de manganês não é necessária para os Chevrans se produzirem.
- A predeformação a frio do material e o endurecimento resultante são parâmetros importantes que incentivam a formação dos Chevrans. O grau de endurecimento apresentado por um aço, está relacionado com o tipo, distribuição e quantidade dos microconstituintes presentes na microestrutura. Um determinado tipo de aço pode assim apresentar diferentes valores do coeficiente β quando submetido a uma deformação considerada perigosa e, portanto, diferente disposição para a formação das falhas.
- Nos aços DIN 20MnCr5, microestruturas predominantemente bainíticas, de dureza superior a 310 HV, e a presença de inclusões do tipo óxidos, produzem Chevrans após menor número de passes de conformação em condições geométricas perigosas. Não é possível especificar, mediante as experiências feitas, a importância relativa dos óxidos e a microestrutura bainítica na formação dos Chevrans.
- Constatada a presença de óxidos, a temperabilidade dos aços ligados para cementação como os DIN 16MnCr5, 20MnCr5 e 18CrNi8, constitui uma restrição para sua utilização na fabricação de peças extrudadas ou trefiladas a frio, a partir de barras ou arames laminados a quente e resfriados ao ar. Para o caso do aço DIN 20MnCr5, barras de 38 mm de diâmetro, resfriadas desde 1000°C com taxas de resfriamento de aproximadamente 100 [°C/min], produzem microestruturas predominantemente bainíticas. Os aços ligados para cementação como os mencionados acima, laminados a quente até barras de diâmetros inferiores aos 38 mm, deveriam ser sempre recozidos, antes de serem submetidos a processamentos de conformação plástica axisimétrica a frio em condições geométricas perigosas.

7.2. Visioplasticidade

O método visioplástico utilizado mostra-se sensível às características mecânicas e microestruturais dos aços. Ele consegue detectar as diferenças do fluxo do material, e como consequência, das Regiões de Deformação, no processamento de aço de microestruturas diferentes, através de ferramentas axisimétricas convergentes.

A sua aplicação não precisa de cortes longitudinais no material, nem de gravações de grades sobre o plano meridiano. Por esta razão, a aplicação do método visioplástico baseado na microestrutura, não modifica os estados de tensões e deformações próprios ao processo. De isto resulta a possibilidade da sua utilização no estudo da formação dos Chevrons.

7.3. Região de Deformação e Formação dos Chevrons

A teoria de Avitzur à respeito da formação dos Chevrons, Fig. 2.5, como sendo o resultado de um contato pontual entre as superfícies Γ_1 e Γ_2 é coerente com os resultados obtidos na aplicação do método visioplástico baseado na microestrutura.

Para o aço de composição nominal DIN 20MnCr5, processado segundo a sequência de conformação da figura 5.1, podem ser deduzidas duas condições diferentes de formação dos Chevrons:

- a) Microestruturas homogêneas, predominantemente bainíticas (~85%), endurecidas pela deformação a frio até valores de dureza de 310 HV.02. Neste caso a Região de Deformação apresenta contornos Γ_1 e Γ_2 do tipo calotas esféricas e torna-se estreita. Facilitaria-se, assim, a formação de descontinuidades de velocidade.
- b) Existência de faixas centrais de material de maior resistência mecânica e menor ductilidade. A Região de Deformação estreita-se sobre o eixo de simetria (peça nº 1). A severidade desse estreitamento, parece estar relacionado com a diferença entre as propriedades mecânicas existentes entre o material central e periférico. Esta conclusão é baseada nos resultados obtidos das análises da peça nº 1 e no fato da peça nº 4, com Chevrons, na qual não foi possível fazer estudo visioplástico, apresentou faixas centrais de maior resistência mecânica.

No caso de barras de aços ligados para cementação e laminados a quente, o fenômeno de macrosegregação positiva, associada à solidificação por lingotamento convencional, pode produzir faixas centrais de material, enriquecidos em Óxidos e Mn, de alta temperabilidade. Estas faixas quando bainíticas facilitam a formação dos Chevrons.

CAPÍTULO 8

8. PERSPECTIVAS DE PESQUISA

8.1. Estudos visioplásticos e microestruturais deverão ser realizados para o estudo da formação de Chevrons em outros tipos de aços e em ligas de base alumínio e/ou cobre. Isto permitirá resolver sobre a universalidade ou não dos resultados obtidos no presente trabalho.

Os futuros estudos deverão ser desenvolvidos para processos de conformação, onde a geometria da ferramenta e do produto sejam simples (Ex. trefilação de arames redondos). Desta forma, as experiências poderão ser mais fáceis de analisar e de reproduzir. Podem assim ser pesquisadas, sem complicações adicionais, a influência de parâmetros como inclusões tipo óxidos, ângulo de ferramenta (α^0), porcentagem de redução de área transversal ($r\%$), diâmetro inicial (D_0), coeficiente de atrito (m) e velocidade e temperatura do processo. Estes últimos dois parâmetros são considerados importantes por alguns autores [47, 54].

8.2. Um estudo experimental da variação da Região de Deformação, durante um fluxo com formação de Chevrons, seria de grande interesse para a comprovação do mecanismo de formação da falha proposto por Avitzur, Fig. 2.5 [6]. Experiências utilizando extrusão hidrostática, como as realizadas por Pepe [10], associados à aplicação das técnicas visioplásticas utilizadas neste trabalho, constituem uma poderosa ferramenta para essa pesquisa.

8.3. Vê-se necessário o desenvolvimento de um teste de trabalhabilidade (workability), através do qual possa ser determinada a tendência à formação dos Chevrons de um determinado material, com uma determinada microestrutura. Um tal teste poderia ser, por ex., o indicado no parágrafo 8.2.

8.4. Do presente trabalho resulta tecnicamente interessante a determinação do parâmetro β para os aços mais usados em extrusão e trefilação a frio. Esta determinação deverá ser feita para diferen

tes estados microestruturais e para sequências de conformação padronizadas. Seria possível assim medir, mediante tração de corpos de prova tirados antes e depois de uma conformação, a variação das características dúteis do material.

8.5. Relacionado com o esclarecimento dos estados de tensões existentes ao início do Chevron, é necessária a verificação da validade da aplicação do método das Linhas Deslizantes (slip-lines) aos processos de conformação com geometria axisimétrica. Isto poderia ser feito mediante técnicas de "congelamento de tensões" com ajuda de métodos de fotoelasticidade. Desenvolvimento a respeito, encontram-se em andamento [55].

BIBLIOGRAFIA

- [1] AVITZUR, B. - Metal Forming Processes and Analysis - McGraw Hill, 1968, Chapter 8, pag. 172-194.
- [2] AVITZUR, B. - A Survey of the Study of Flow Through Conical Converging Dies - Department of Metallurgy and Materials Science, Lehigh University, Pennsylvania, February, 1968
- [3] AVITZUR, B. - Analysis of Central Bursting Defects in Extrusion and Wire Drawing - Transaction of ASME, Serie B, February, 1968, pag. 79-91
- [4] AVITZUR, B. - Study of Flow Through Conical Converging Dies - Department of Metallurgy and Materials Science, Lehigh University, Pennsylvania, September, 1970
- [5] ZIMERMAN, Z.; AVITZUR, B. - Analysis of the Effect of Strain Hardening on Central Bursting Defects in Drawing and Extrusion - Transaction ASME, Serie B, February 1970, 135-145
- [6] AVITZUR, B. - New Improved Criterion for the Prevention of Central Burst in Wire Drawing and Extrusion - Wire Journal, November 1974, 77-86
- [7] LEGERECY, G.; SANZ, G. - Étude Experimentale de L'aptitude à La Mise en Forme par Étirage à Froid des Aciers - Revue de Metallurgie, Janvier 1976, 65-87
- [8] GUIMIER, A.; CHOLLON, M. ; HAÏK, R. El; ROESCH, L.; SANZ, G. - Étude de L'écoulement du Metal et de la Formation de Chevrons Lors de L'extrusion à Froid de L'acier - Revue de Metallurgie, Fevrier, 1977, 119-139
- [9] BACKER, L.; HAÏK, R. El; ROGER, Y. - Developpement du Forgeage à Froid, Source D'economie D'energie et de Matière - Revue de Metallurgie, Mai 1979, 305-321

- [10] PEPE, J.J. - Central Burst Formation During Hidrostatic Extrusion - Metals Engineering Quartely, February 1975, 46-58
- [11] AVITZUR, B. - Idem [1] , Chapter 5
- [12] CALLADINE, C. R. - Engineering Plasticity - Pergamon Press, 1969
- [13] AVITZUR, B. - Idem [1] , Chapter 4
- [14] ZIMERMAN, Z.; AVITZUR, B. - Metal Flow Through Conical Converging Dies. A Lower Upper Bound Approach Using Generalized Boundaries of the Plastic Zone - Transaction of ASME, Serie B, February 1970, 119-129
- [15] AVITZUR, B. - Metal Flow Through Conical Converging Dies - Wire Journal, November, 1969
- [16] AVITZUR, B. - Aspects os Metal Flow Through Conical Converging Dies - PhD. Tesis, Lehigh University, 1968
- [17] ZIMERMAN, Z.; AVITZUR, B. - Analysis of the Effects of Strain Hardening on Central Bursting Defects in Drawing and Extrusion - Report, Lehigh University, December 1967
- [18] MORANDO, R. A.; BALCACHI, D. E. - Desarrollo nº 3, Elaboración de Aceros, Propulsora Siderurgica S.A.I.C., Abril 1974, B. Aires
- [19] ROBINSON, S.W.; MARTIN, J. W.; PICKERING, F.B. - Formation of Alumina in Steel and Dissemination During Mechanical Working - Metals Technology, May 1979, 157-169
- [20] FLEMINGS, M. C. - Solidification Processing - Materials and Scince and Engineering Series, McGraw-Hill, 1974, Chapter 6, 193
- [21] FLEMINGS, M. C. - Idem [20], Chapter 5, 134

- [22] HUME ROTHERY, W. - Estruturas das Ligas de Ferro. Introdução Elementar - Ed. Edgard Blücher Ltda, 1968, Cap. 7, 110
- [23] American Society of Metals (ASM) - Metals Handbook, Vol. 8, 8ª Edition, 158
- [24] PLEMINGS, M. C. - Principles of Control of Soundness and Homogeneity of Large Ingots - Scandinavian Journal of Metallurgy 5, 1976, 1-15
- [25] RHINES, F. - Phase Diagrams in Metallurgy - McGraw-Hill, 1956, Chapter 8, 85
- [26] KOHN, A. - Ségregation Dendritique et Structures en Bandes - Revue de Metallurgie, nº 1, Jan. 1970, 23
- [27] PRATES, M.; DAVIES, G. J. - Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas - Livros Técnicos Científicos - Ed. Univ. São Paulo, 1978, Cap. 3
- [28] FLEMINGS, M. C. - Solidifications Processing - Metallurgical Transaction, Volume 5, Oct. 1974, 2121
- [29] GATELLIER, G.; OLETTE, M. - Aspects Fondamentaux des Réactions entre Éléments Métalliques et Éléments non Métalliques dans les Aciers Liquides - Revue de Metallurgie, nº 6, Juin 1979, 377-386
- [30] FLEMINGS, M. C. - New Solidification Process and Products - Metals Technology, London 6, Febr. 1979, 56
- [31] ROTHERY, W. H. - Idem [22] , Capítulo 4, 53
- [32] SHEWMAN, P. G. - Transformation in Metals - McGraw-Hill, 1968, Chapter 6, 210
- [33] CATTIER, P.; DUBOIS, Ch.; BLETON, J.; PASTIEN, P. - Contribution à L'étude de la Structure de Bandes dans L'acier Forgé. Influence Conjuguée de la Ségrégation Minsure, de la migration du Carbone et du Traitement Thermique - Revue de Metallurgie, nº 4, 1953, 275-290

- [34] ROQUES, C.; DUBOIS, C.; BASTIEU, P. - Contribution à L'étude de la Structure de Bandes Dans L'acier Forgé. Étude Particulière du Rôle du Phosphore - Revue de Metallurgie, n° 11, 1957, 821-839
- [35] FLEMINGS, M. C. - Idem [20], Chapter 10, 349
- [36] ROSE, A.; HOUGARDY, H. - Atlas Zur Waermebehandlung der Stähle - Band 1 - Max Plank Institut Fur Eisenforschung und Werkstoffausschuss des Vereins - Deutscher Eisen Huettenleute, 1972
- [37] ROSE, A.; HOUGARDY, H. - Idem [36], Band 2
- [38] U.S.S. - Atlas Isothermal Transformation Diagrams - Pittsburg 30. Pennsylvania, 1957
- [39] ROTHERY, W. H. - Idem [31], Capítulo 9, 153
- [40] HENRY, G. - Quelques Rémarques Générales Sur les Aciers Alliés - Revue de Metallurgie, n° 6, Juin 1979, 426-433
- [41] CHIAVERINI, V. - Aços Carbono e Aços Liga - ABM, 3^a Edição, Capítulo 1, 1971
- [42] GUILLET, L.; POUPEAU, P. - Transformations à L'état Solide de Metaux et Alliages Métalliques - Dunod, 1973, Cap. 5, 103
- [43] SHABAİK, A.; KOBAYASHI, S. - Computer Aplication to the Plasticity Method Transaction of ASME, Série B, Febr. 1970, 135
- [44] LAMBERT, E.; MEHTA, H. S.; KOBAYASHI, S. - A New Upper Bound Method for Analysis of Some Steady-State Plastic Deformation Processes - Accepted Transaction of ASME, Série B, 1969
- [45] MEDRANO, R.; GILLIS, P.; HINESLEY, C.; CONRAD, H. - Aplication of Visioplasticity to Axisimetric Extrusions - Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice - Hoffmanner, A.L., 1971, 85 (Plenum Press N.Y.)

- [46] MEDRANO, R. E.; GILLIS, P. P. - Visioplasticity Techniques in Axisymmetric Extrusion - Journal of Strain Analysis, Vol. 7, nº 3, 1972, 170
- [47] MEDRANO, R. E.; HINESLEY, C. P.; GILLIS, P.; CONRAD, H. - Visioplasticity Analysis of 2024 Aluminium Alloys Extrusions - Inst. J. Mech. Sci., Pergamon Press, Vol. 13, 001-1973
- [48] MEDRANO, R. E.; GILLIS, P.; HINESLEY, C.; CONRAD, H. - Use of Microstructure for Visioplasticity Analysis - Journal of Strain Analysis, Vol. 9, nº 3, 1974, 146
- [49] ROECHLING, F. - Handbuch für Baustaehle
- [50] VDEh. - Stahl-Eisen-Pruefblatt, 1510-61 - Deutscher Eisenhuttenlente, 1961
- [51] McCALL, J. L. - Fracture Analysis by Scanning Eletron Microscopy - Metals and Ceramic Information Center, MCCC, Dec., 1972
- [52] SARRATE, M.; MARRAPODI, M. R.; IOPOKORSKI, M. - Aplicación de Técnicas Microfractográficas a La Determinación del Origen de una Falha Producida en una Tuberia de Acero - Proceeding of IV Interamerican Conference on Materials Technology, Centro Regional de Ajuda Técnica México/B.Aires, 1975, 61
- [53] A.S.M. - Metals Handbook, Vol. 10, 1^a Edition, American Society of Metals, pag. 92
- [54] LIMA, C. A.; ALOISE, H. et al - Rupturas Internas em Trefilação, 33º Congresso da A.B.M., 1978
- [55] MEDRANO, R.; GOMES, J.; TELLES, G.; OLIVEIRA Fº, U. - Método para Determinar o Campo de Tensões em Extensão com Simetria Axial - XXXI Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, 1976

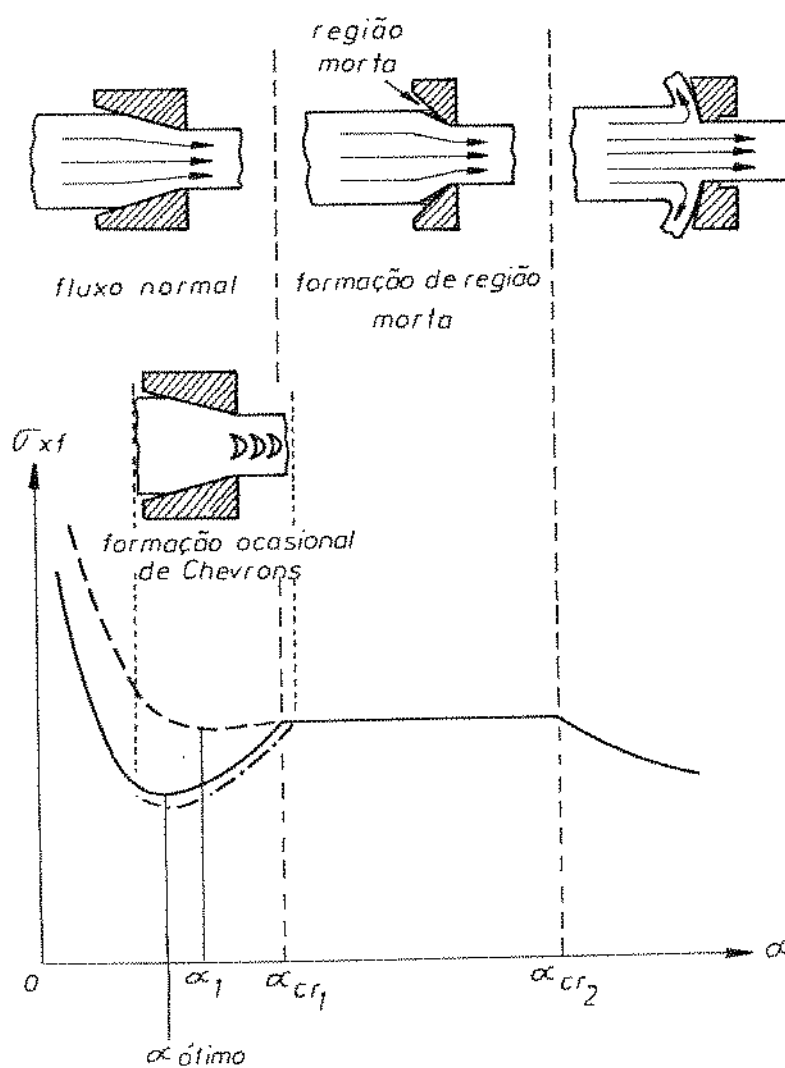


Figura 1.1 - Tensão de trefilação como uma função do ângulo da ferramenta. Efeito do ângulo da ferramenta na forma do fluxo.

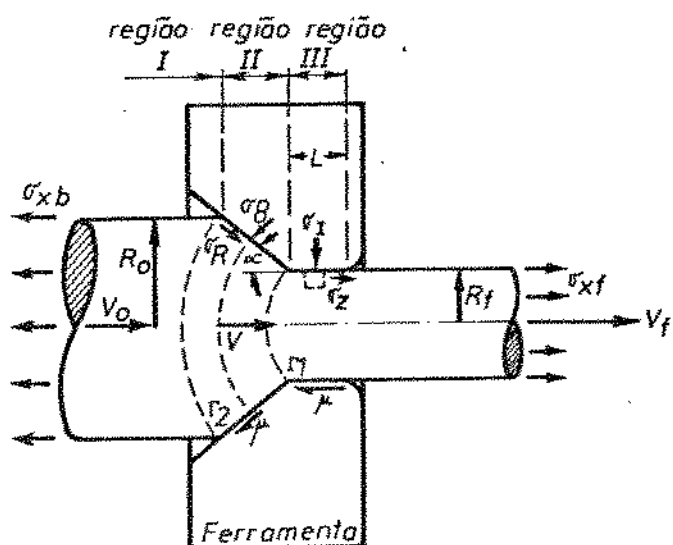


Figura 2.1 - Ferramenta e material. Esquema da deformação em trefilação e extrusão.

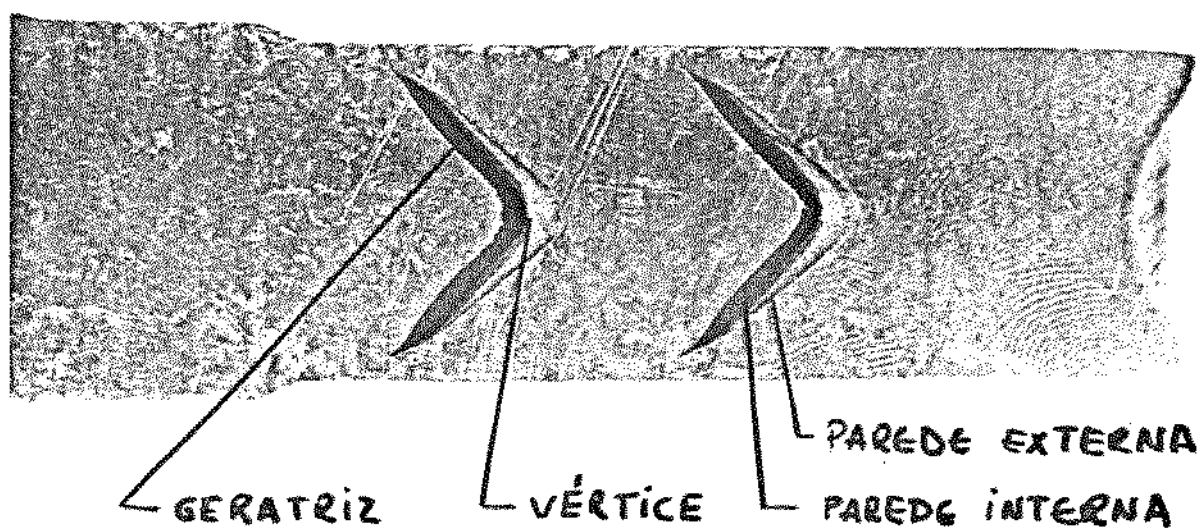


Figura 2.2 - Chevrons. Definição de vértice, geratriz, parede interna e externa.

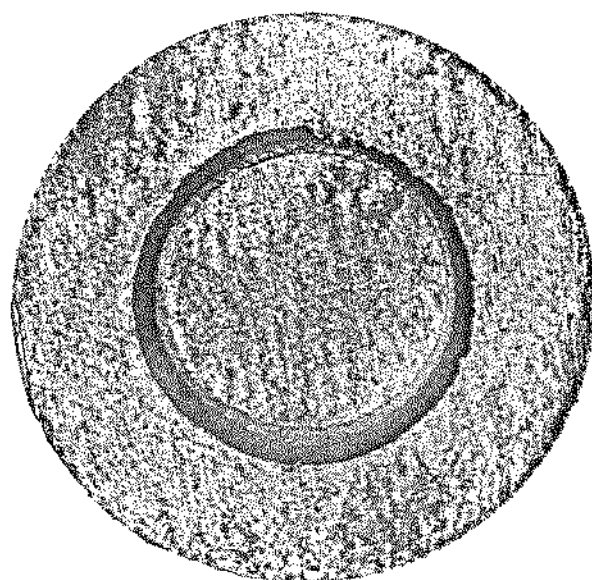
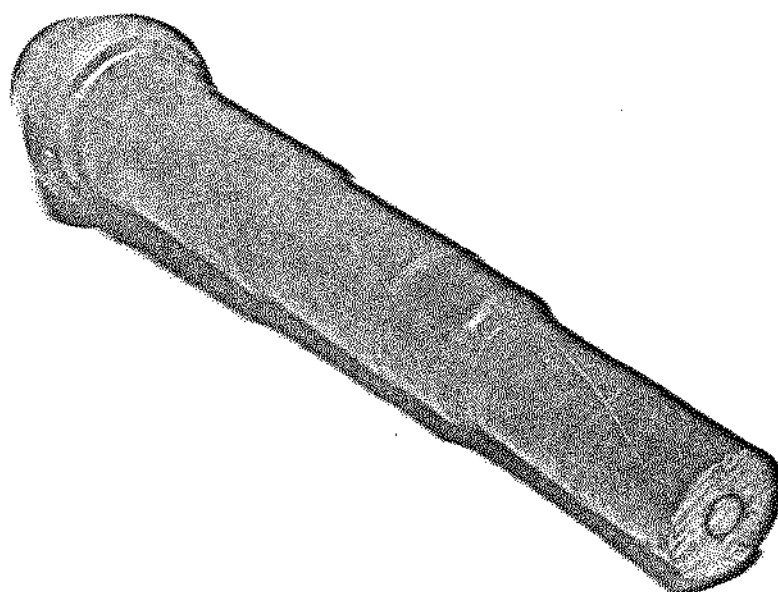


Figura 2.3. - Diminuição da área resistente em peças contendo Chevrons.

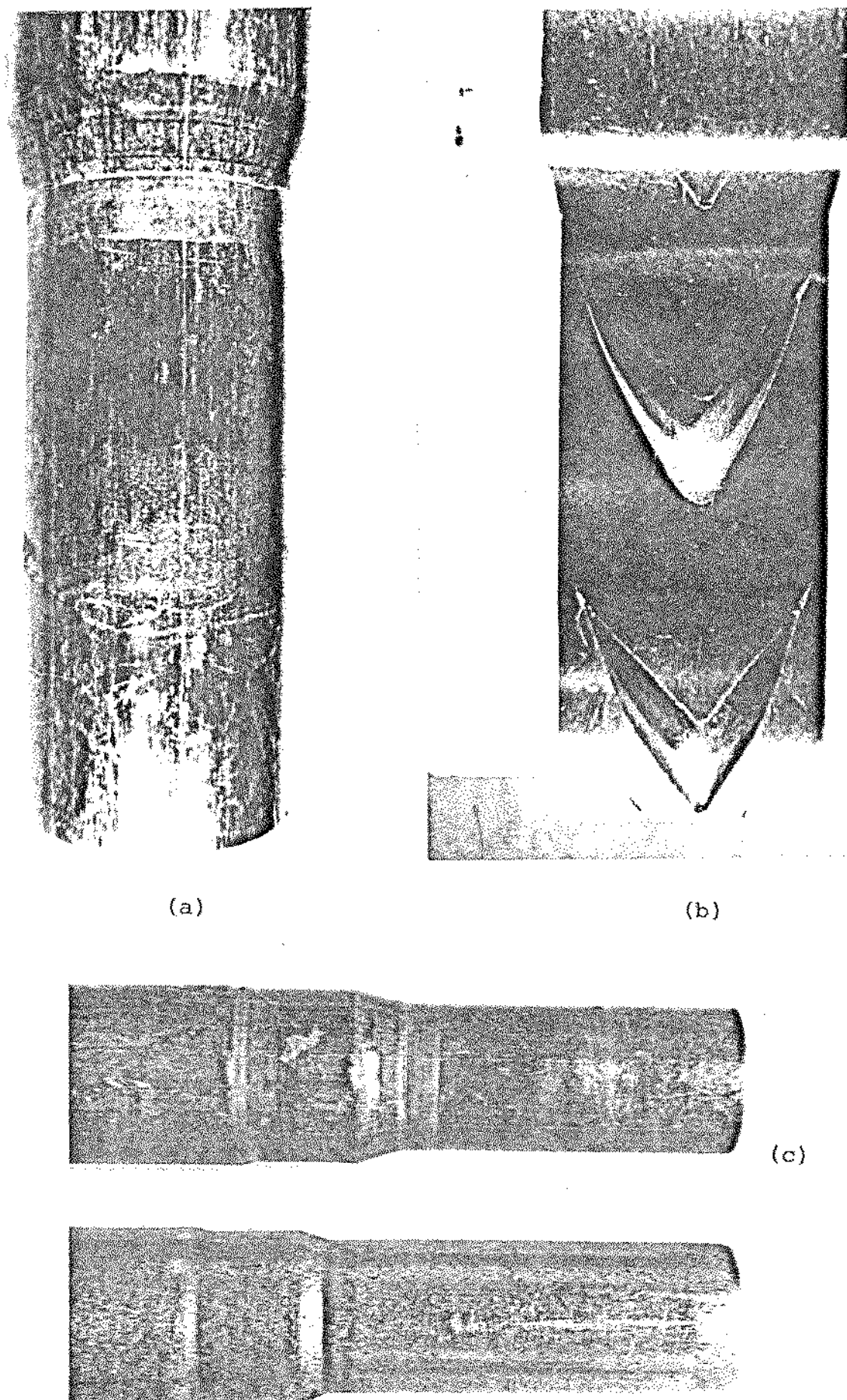


Figura 2.4 - Chevrons totalmente desenvolvidos. Evidências externas na forma de anéis (2.4a), localizados sobre o extremo da geratriz (2.4b). Diferença externa entre peça contendo Chevron e peça sã (2.4c).

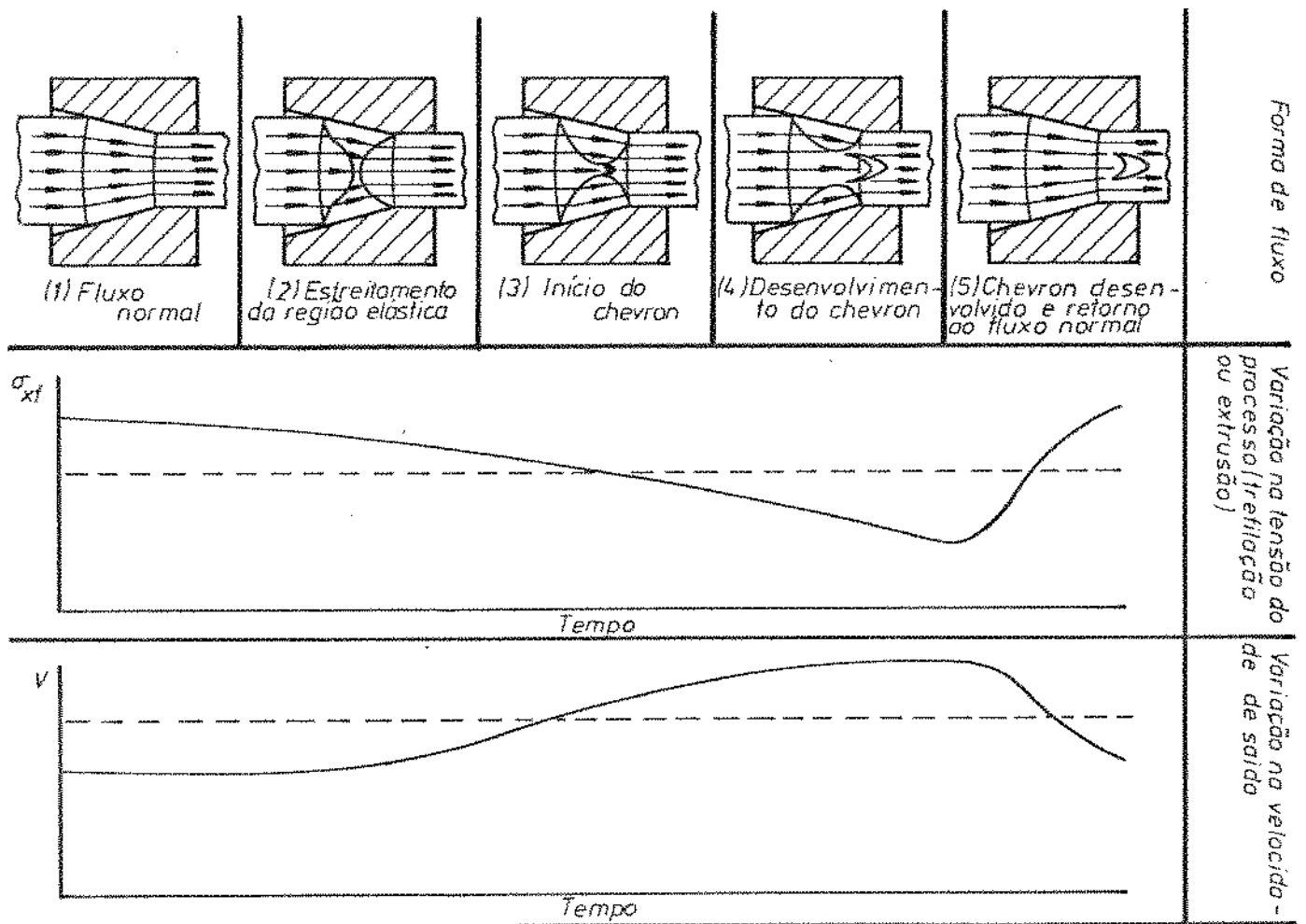


Figura 2.5 - Mecanismo de formação do Chevron proposto por Avitzur. O fenômeno é associado a periodicidade e instabilidade no processo.

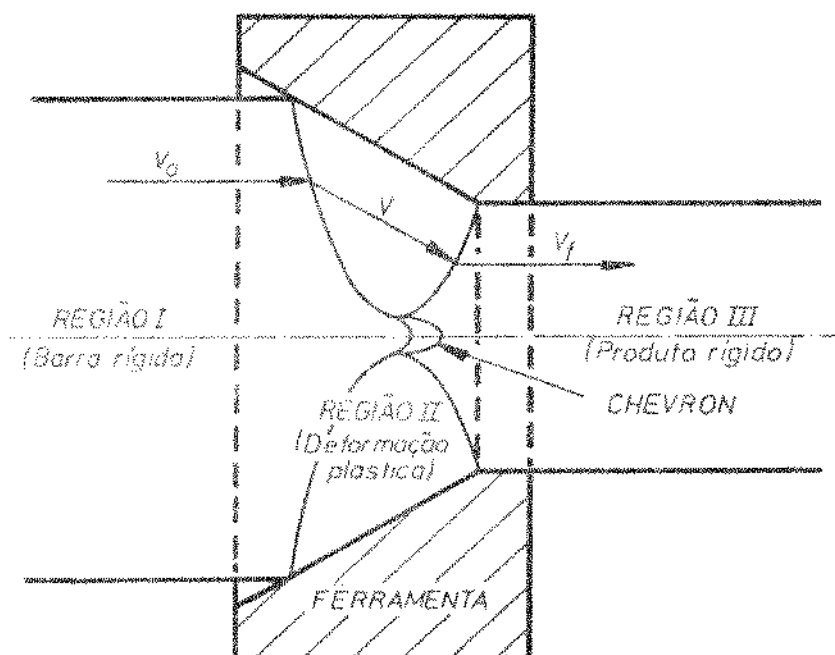


Figura 2.6 - Campo de velocidades associado à formação de Chevrons.

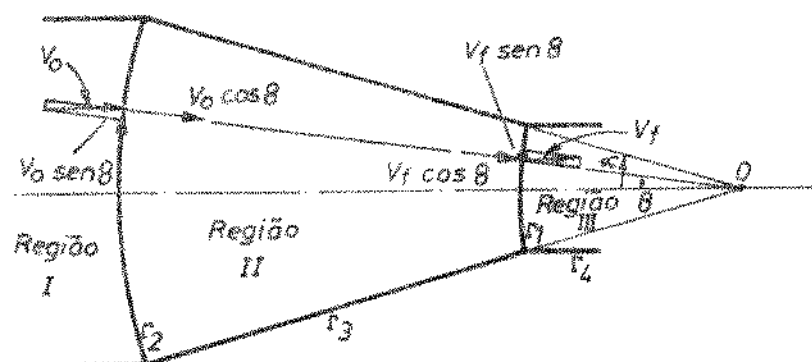


Figura 2.7 - Campo de velocidades associado ao fluxo normal.

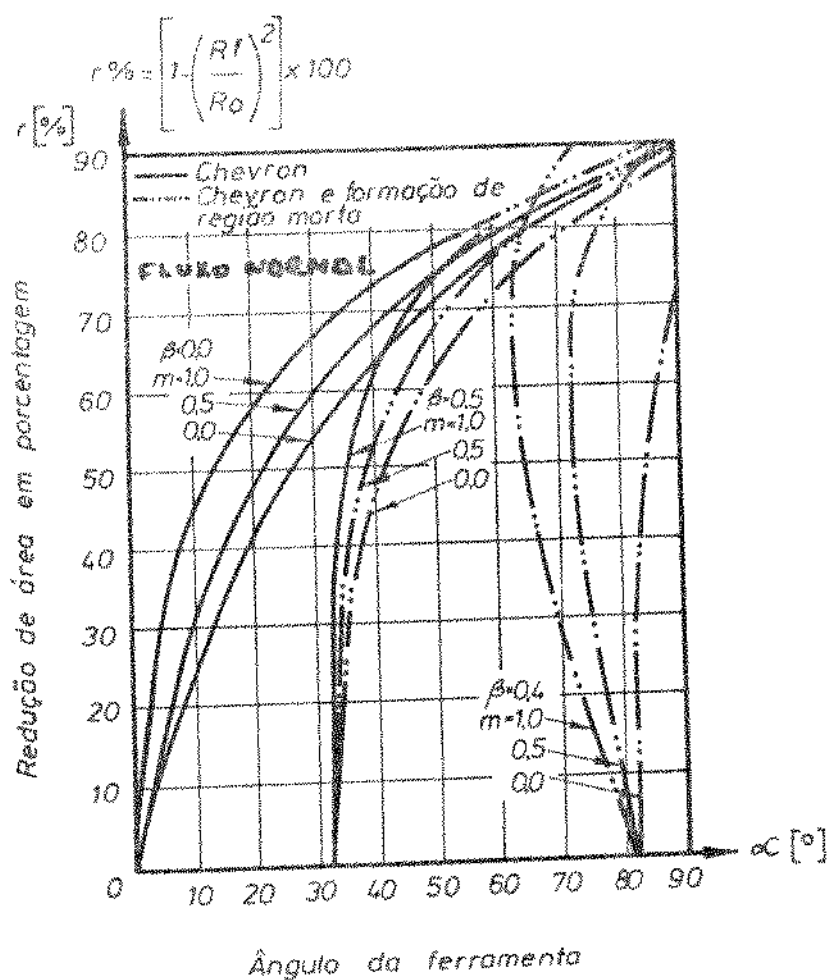


Figura 2.10 - Critério de Avitzur à respeito da formação dos Chevrons em materiais endurecíveis pela deformação. Representado no plano (α , $r\%$) e para vários valores de coeficiente de atrito m .

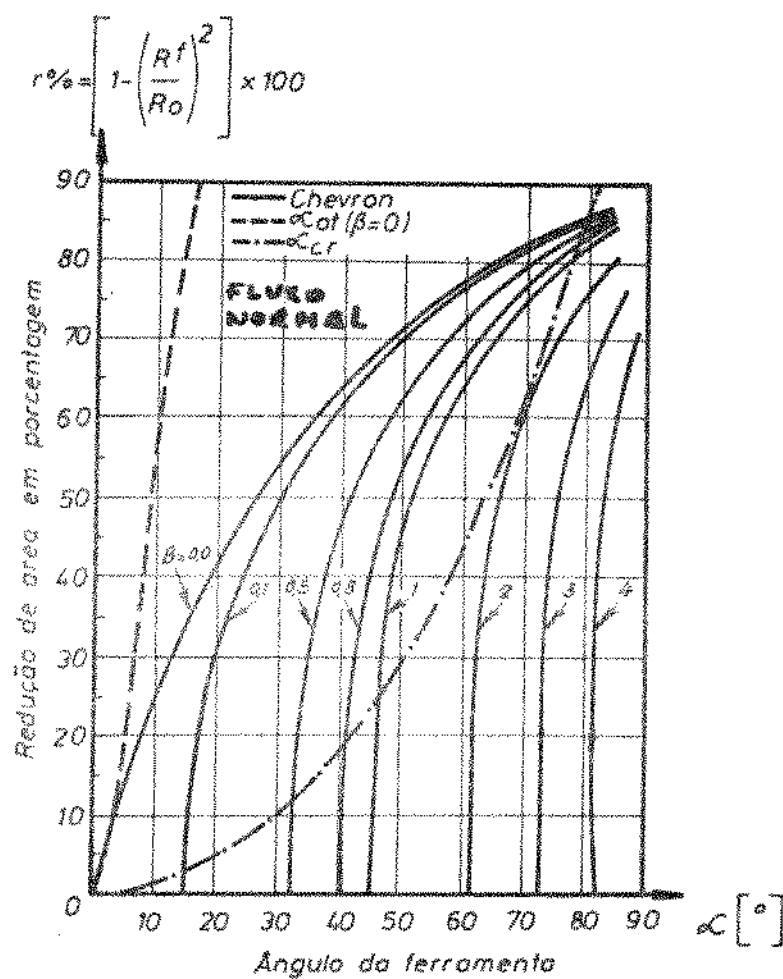


Figura 2.11 - Critério de Avitzur à respeito da formação dos Chevrons. $m = 0.05$.

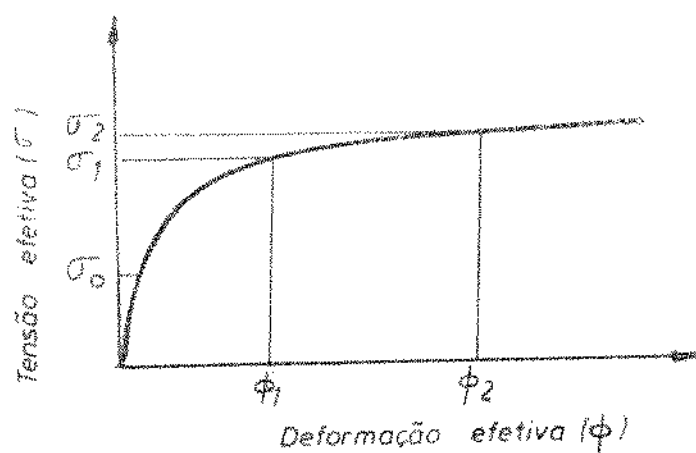


Figura 2.12 - Curva de tensão e deformação efetivas.

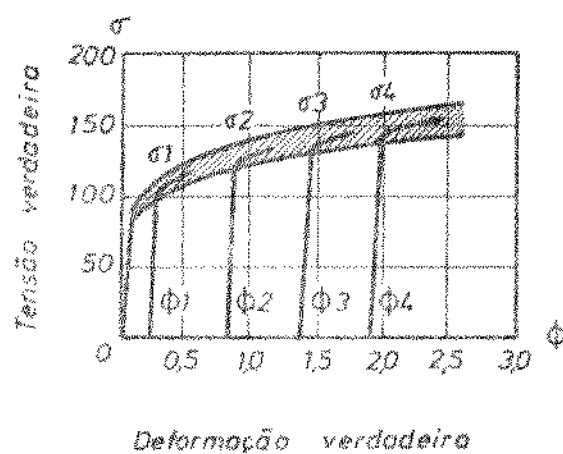


Figura 2.13 - Curva de tensão-deformação generalizada.
Construída mediante a tração do material após
5 passes de deformação.

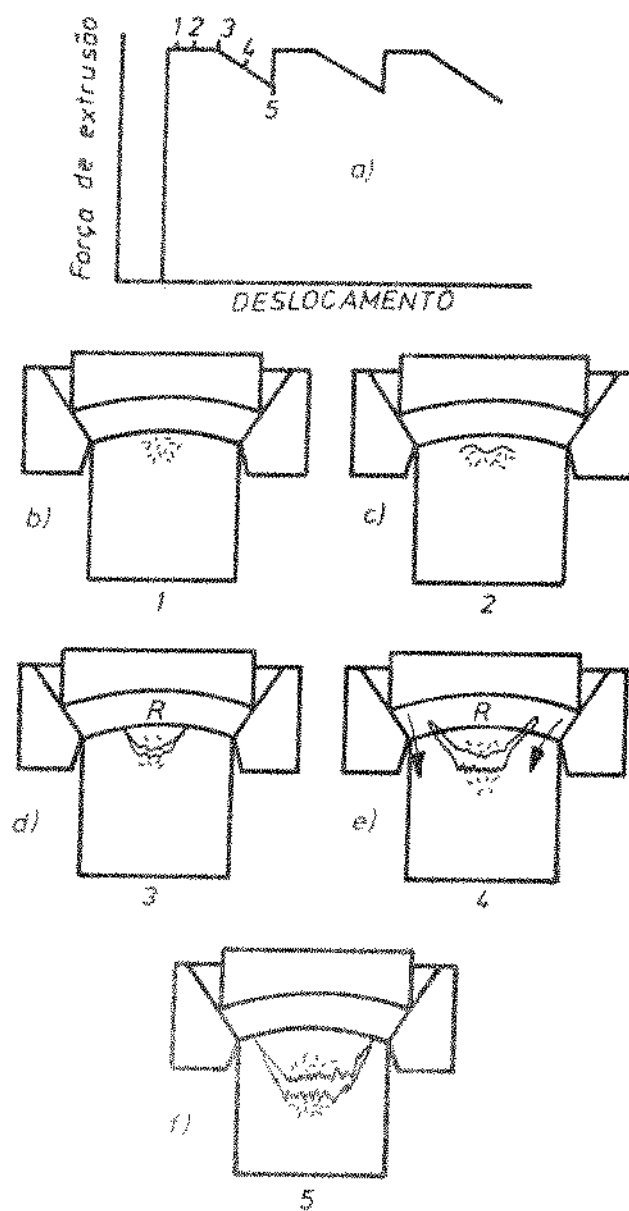


Figura 2.14 - Representação esquemática do mecanismo deformação do Chevron proposto por J.J. Pepe.

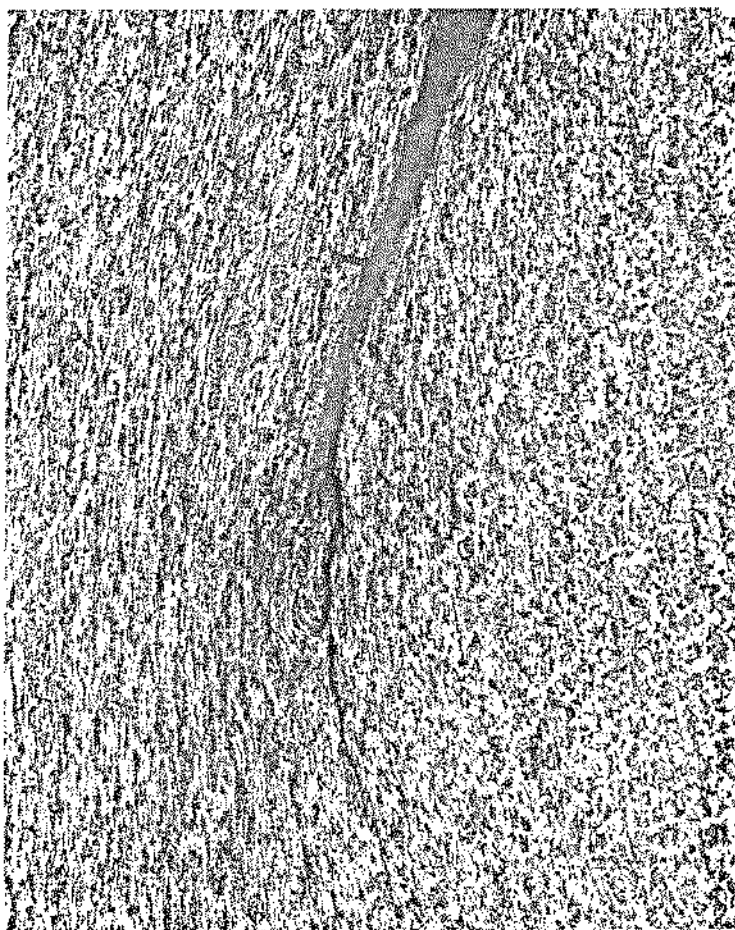


Figura 2.15 - Fluxo anormal em torno do extremo da geratriz de um Chevron.

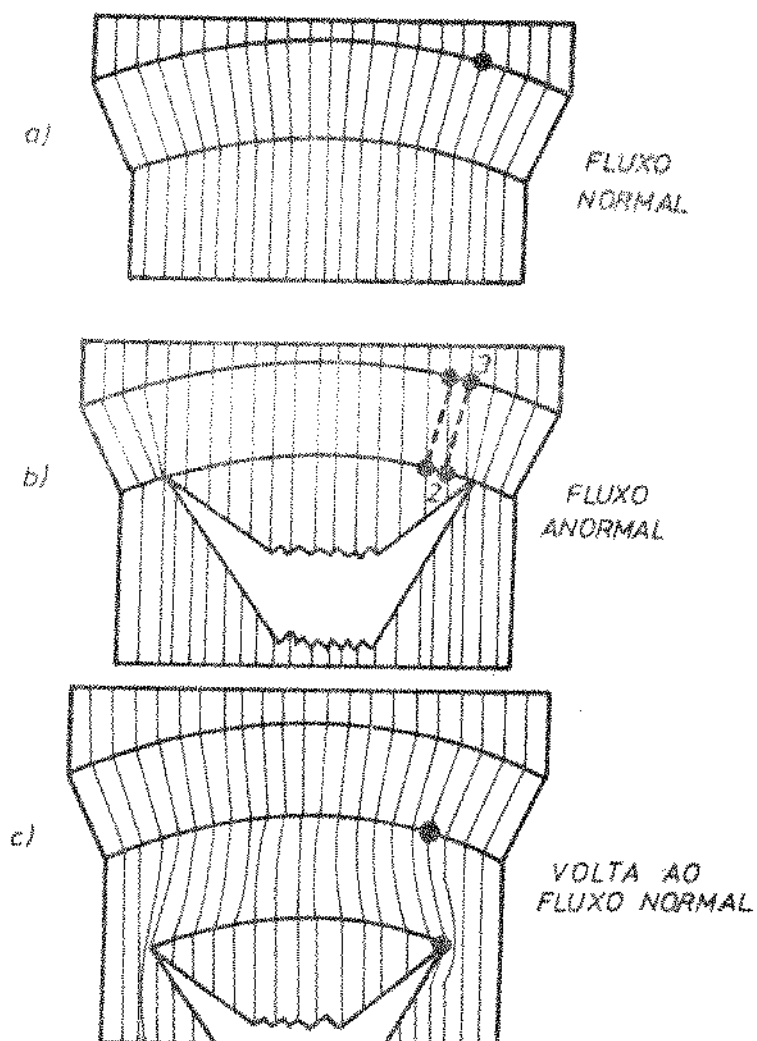


Figura 2.16 - Representação esquemática da transição de fluxo normal-anormal-normal, proposta por J. J. Pepe.

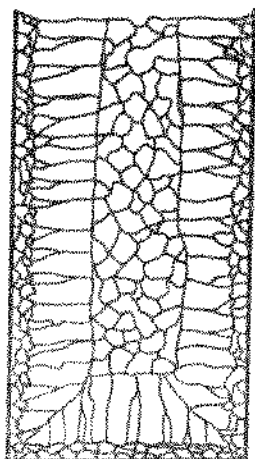


Figura 3.1 - Macroestrutura de fusão típica da solidificação de lingotes de aço de baixo carbono e baixa liga. Regiões coquilhadas, colunares e equiaxiais.

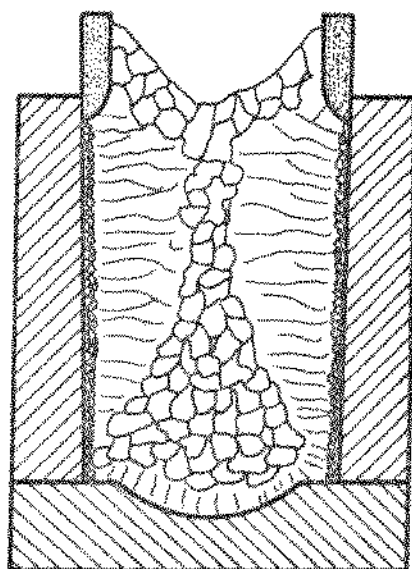


Figura 3.2 - Lingote solidificado utilizando cabeça quente de baixa capacidade isolante. Fortalecimento da região equiaxial na região inferior.

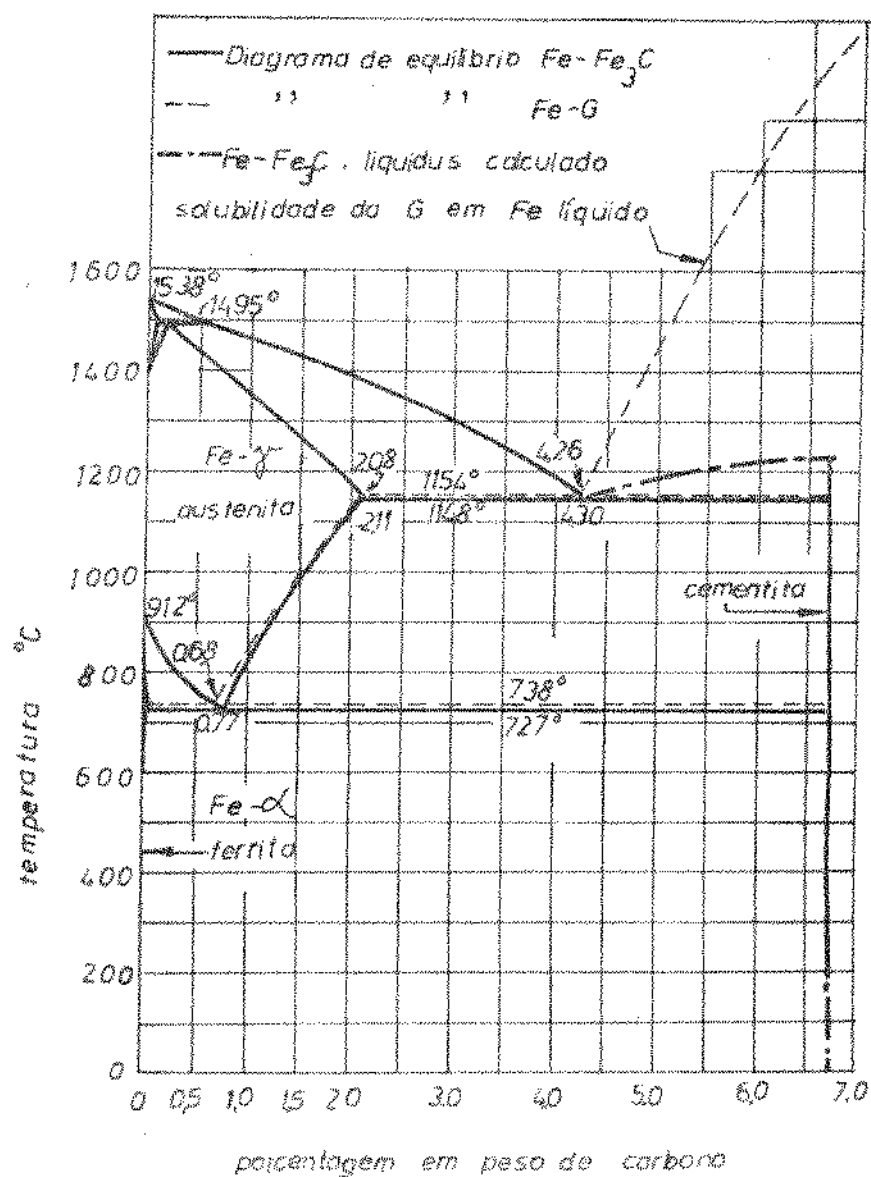


Figura 3.3 - Diagramas de equilíbrios binários: Fe-C (G) e Fe-Fe₃C.

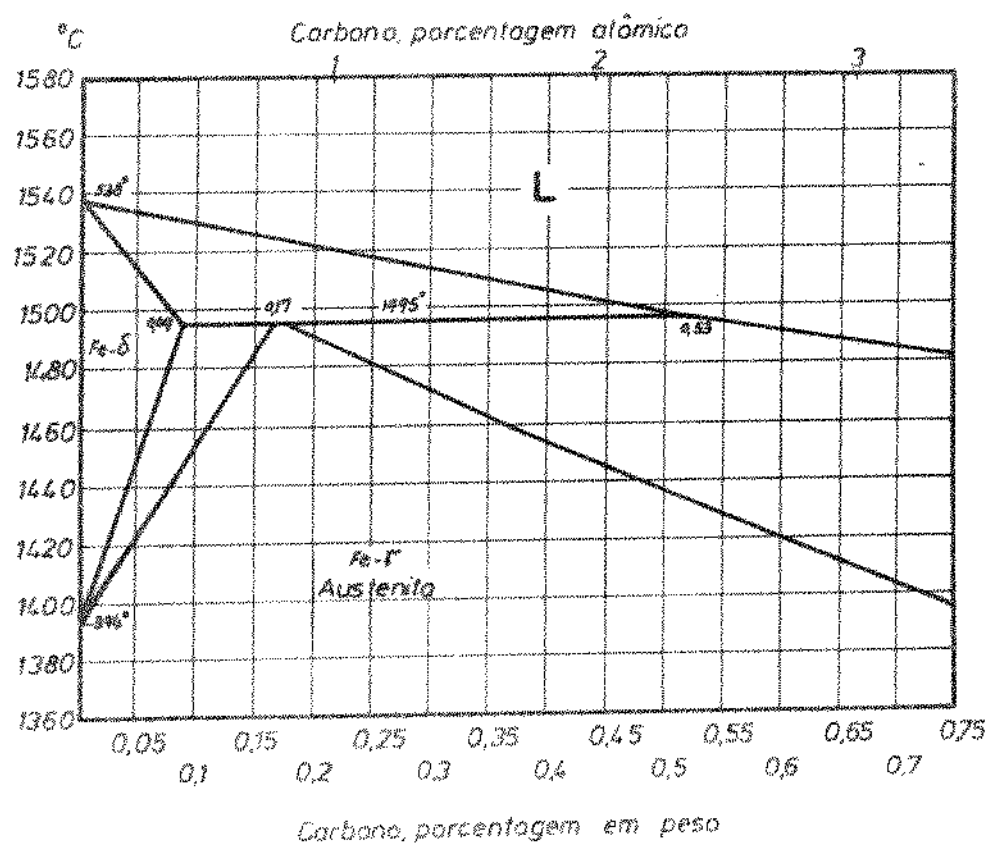


Figura 3.4 - Diagrama de equilíbrio Fe-C, Reação peritética.

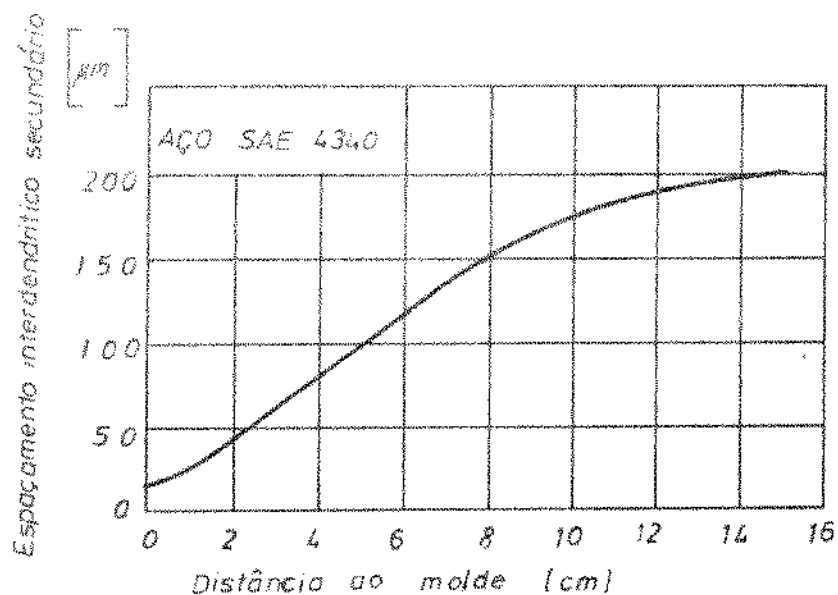
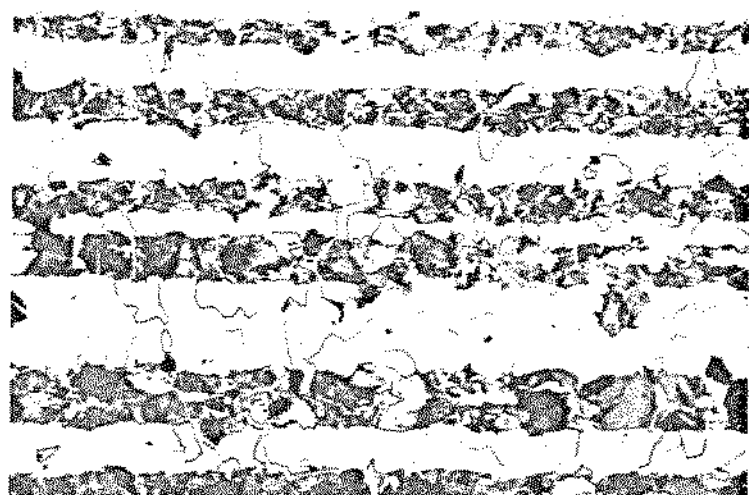


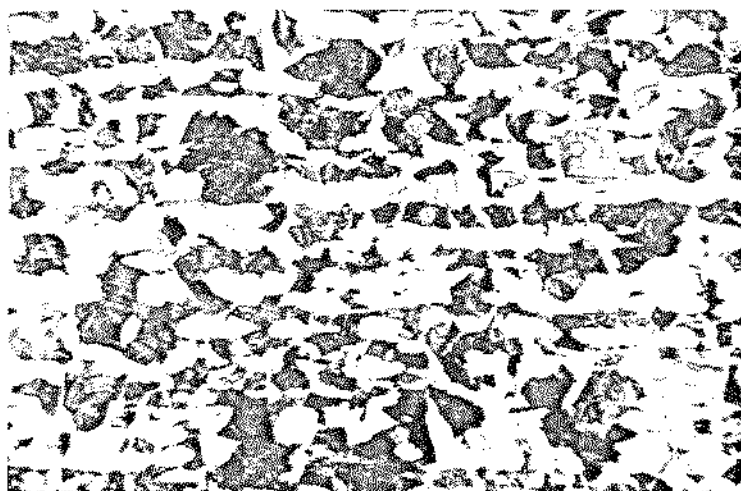
Figura 3.5 - Solidificação unidirecional de aço SAE 4340. Relação entre distância à parede do molde e espaçamento interdendrítico secundário.



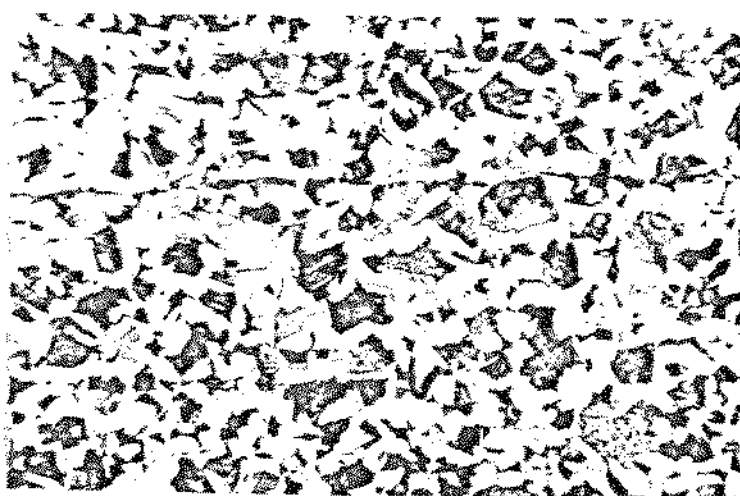
Figura 3.6 - Estudo visioelástico de uma deformação axisimétrica. Deformação das grades transversais.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.7 - Barras de aço DIN 16MnCr5. Diversos graus de severidade da microestrutura em bandas. Micrografias 100 x, sobre um plano paralelo à direção da laminação.

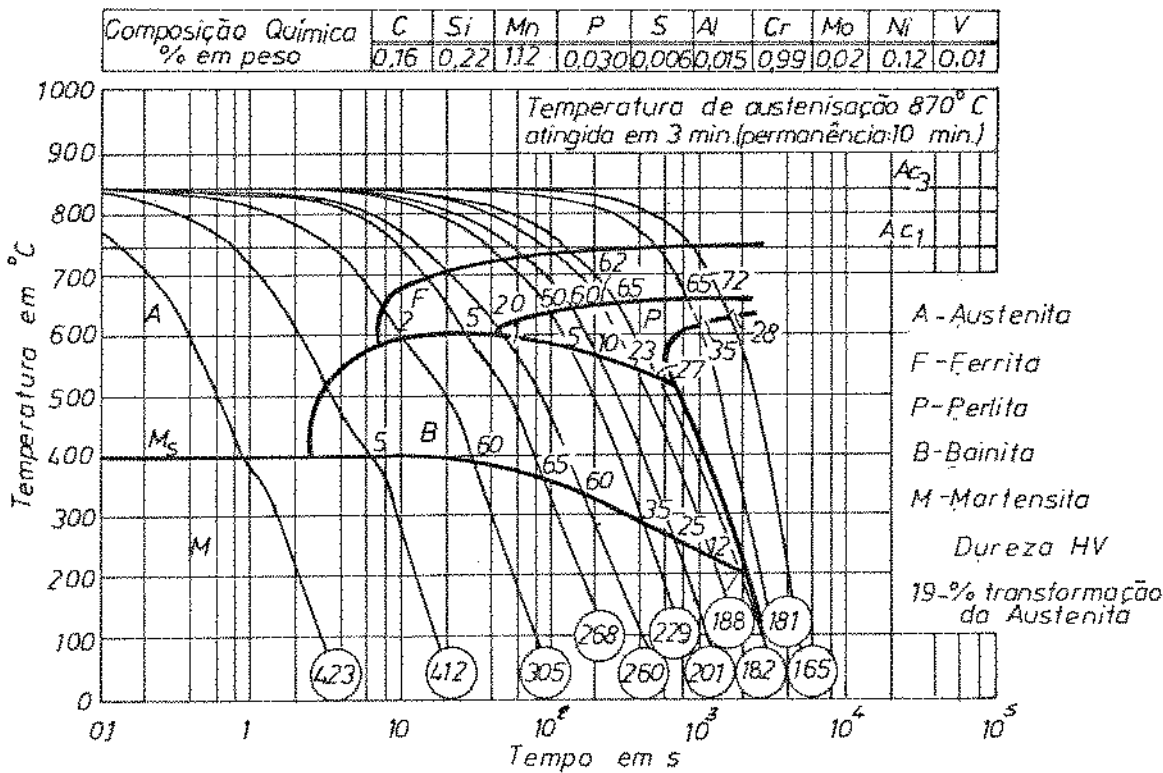


Figura 3.8 - Curvas TRC para aço DIN 16MnCr5. Temperatura de austenização: 870°C, 10 minutos de permanência. Aço produzido em fornos Siemens Martin, tamanho grão austenítico: 6.

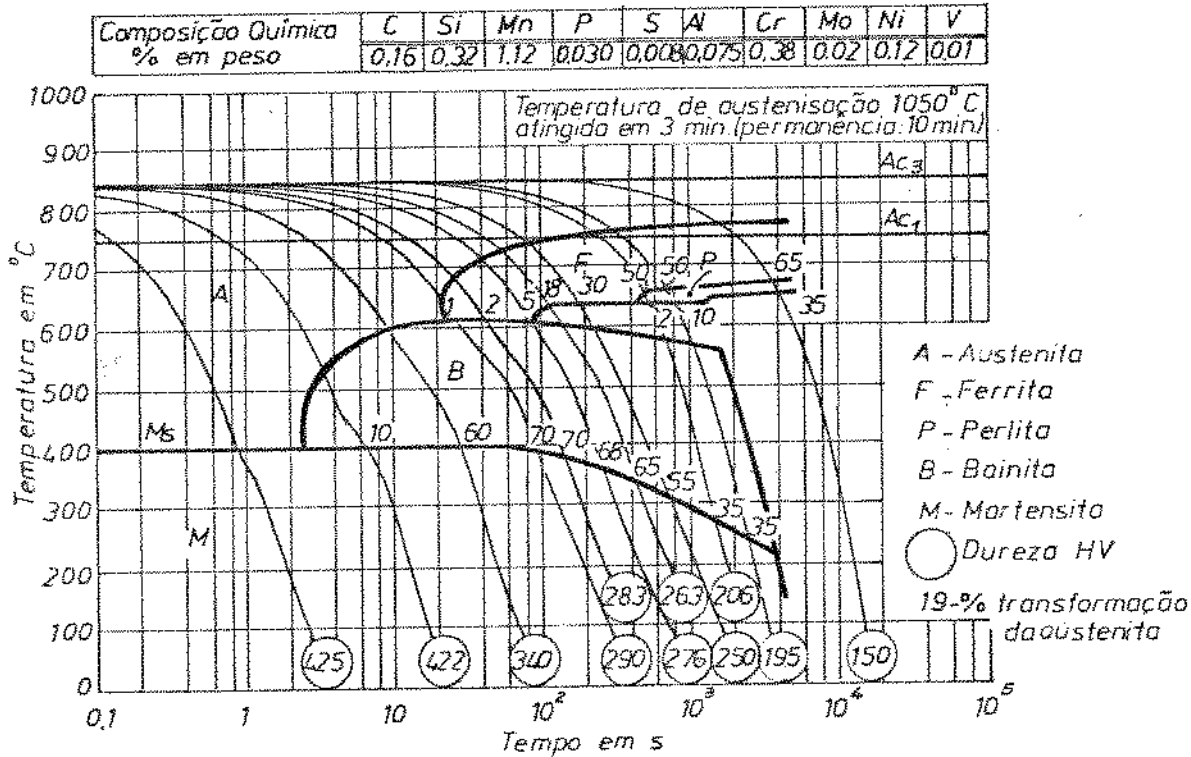


Figura 3.9 - Curvas TRC para aço DIN 16 MnCr5. Temperatura de austenização 1050°C, tamanhos de grão austeníticos 2,3. Outros dados, como Fig. 3.8.

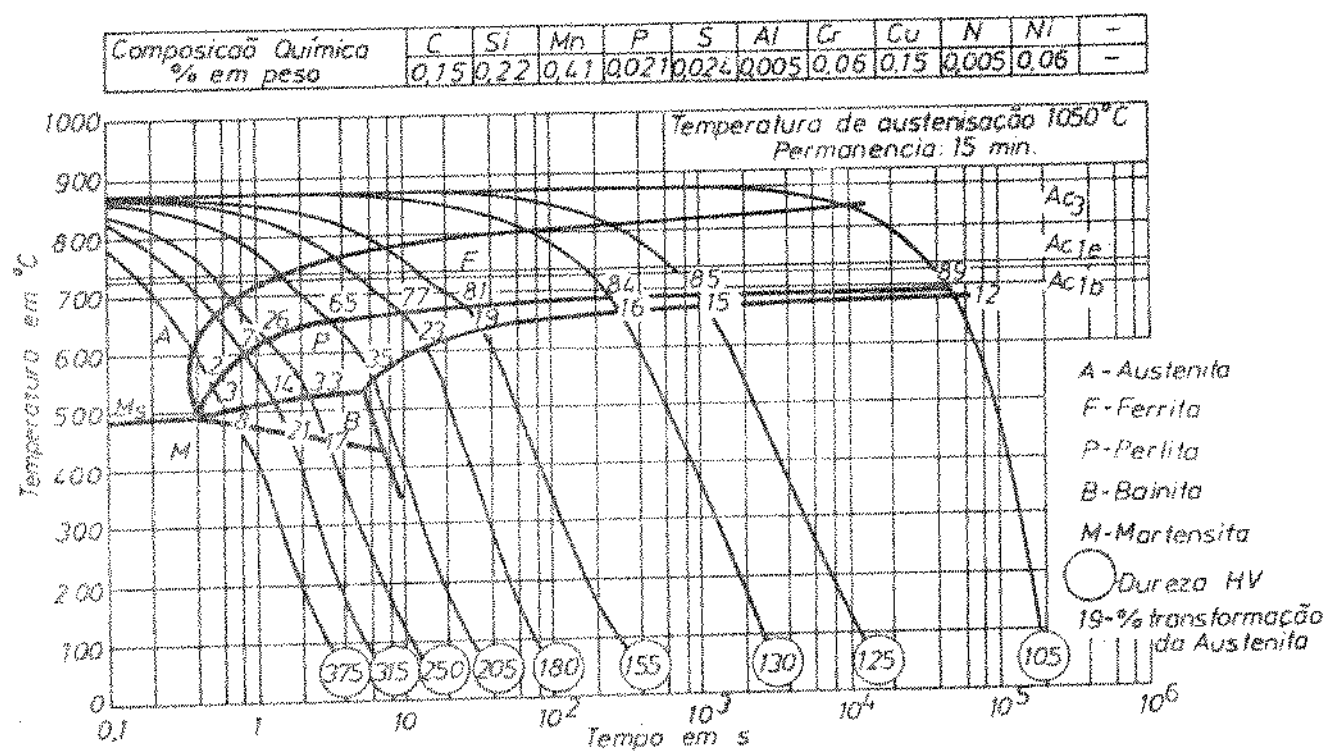


Figura 3.10 - Curva RTC aço DIN CK 15. Temperatura de austenização 1050°C, 15 min. de permanência. Forno Siemens Martin, tamanhos de grão austeníticos 2, 3, 4.

Código	Nº de Material	Composição química em % em peso								
		C	Si	Mn	P Máximo	S Máximo	Cr	Mo	Ni	
Aços de Qualidade										
C 10	1.0301	0.07-0.13	0.15-0.35	0.30-0.60	0.045	0.045	-	-	-	
C 15	1.0401	0.12-0.18	0.15-0.35	0.30-0.60	0.045	0.045	-	-	-	
Alta Pureza										
Cr 10	1.1121	0.07-0.13	0.15-0.35	0.30-0.60	0.035	0.035	-	-	-	
Cr 15	1.1141	0.12-0.18	0.15-0.35	0.30-0.60	0.035	0.035	-	-	-	
15 Cr3	1.7015	0.12-0.18	0.15-0.40	0.40-0.60	0.035	0.035	0.40-0.70	-	-	
16 MnCr5	1.7131	0.14-0.19	0.15-0.40	1.00-1.30	0.035	0.035	0.80-1.10	-	-	
20 MnCr5	1.7147	0.17-0.22	0.15-0.40	1.10-1.40	0.035	0.035	1.00-1.30	-	-	
20 MoCr4	1.7321	0.17-0.22	0.15-0.40	0.60-0.90	0.035	0.035	0.30-0.50	0.40-0.50	-	
25 MoCr4	1.7325	0.23-0.29	0.15-0.40	0.60-0.90	0.035	0.035	0.40-0.60	0.40-0.50	-	
15 CrNi6	1.5919	0.12-0.17	0.15-0.40	0.40-0.60	0.035	0.035	1.40-1.70	-	1.40-1.70	
18 CrNi8	1.5920	0.15-0.20	0.15-0.40	0.40-0.60	0.035	0.035	1.80-2.10	-	1.80-2.10	
17 CrNiMo6	1.6587	0.14-0.19	0.15-0.40	0.40-0.60	0.035	0.035	1.50-1.80	0.25-0.35	1.40-1.70	

Tabela 3.1 - Composição química dos aços para cementação DIN 17210.

ELEMENTO	k_o
C	0.13
Si	0.66
Mn	0.84
P	0.13
S	0.02
Cr	0.95
Mo	0.80
Ni	0.80
O	0.02

Tabela 3.2

Valores do coeficiente k_o dos diferentes elementos de liga (no Fe- δ).

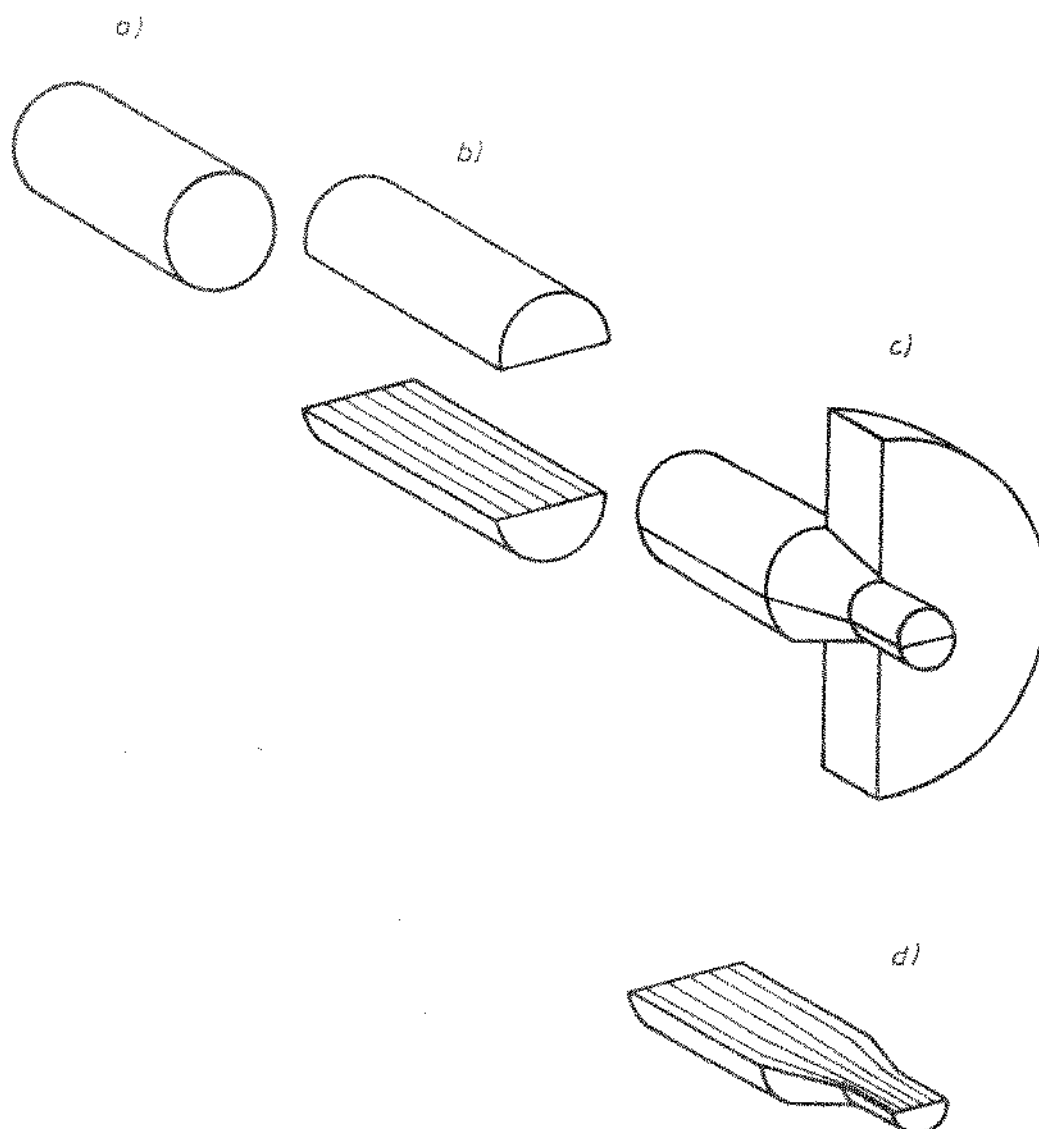


Figura 4.1 - Método visio-plástico convencional. Corte do material pelo plano meridiano e gravação de grades (b); conformação parcial (c) e avaliação da deformação das grades (d).

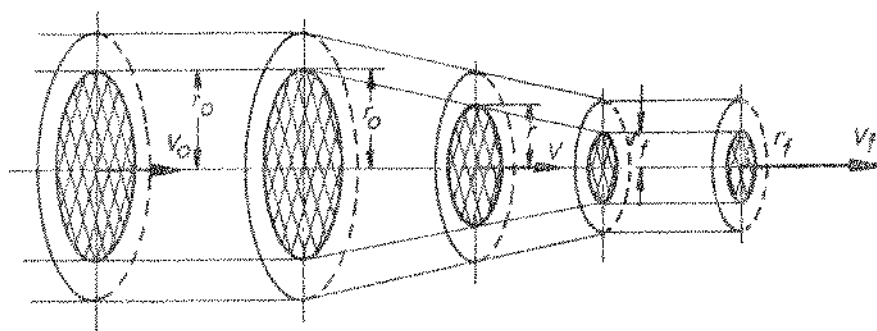


Figura 4.2 - Representação esquemática de uma função de fluxo. Para cada seção achureada a quantidade de massa atravessando-a na unidade de tempo é constante.

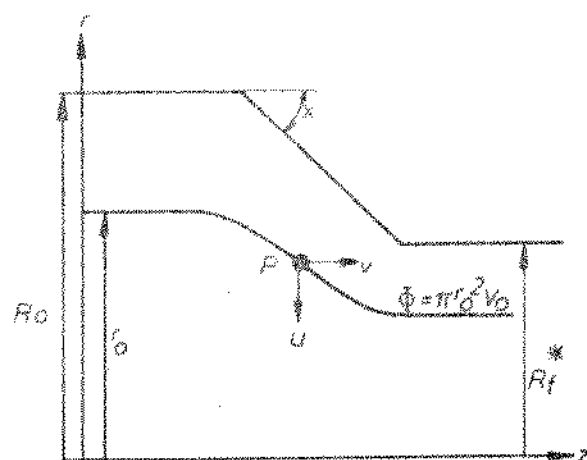


Figura 4.3 - Linha de fluxo. Sistema de coordenadas espaciais (r, θ, z) , as componentes axiais e radiais são z e r , a coordenada θ não é mostrada. As componentes da velocidade da partícula P são u e v .

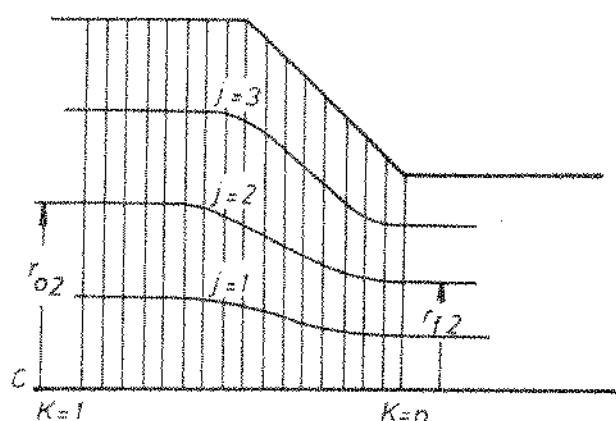


Figura 4.4 - Esquema de referência para o cálculo computacional. As linhas de fluxo j intersectam com as linhas K , igualmente espaçadas ao longo do eixo z .

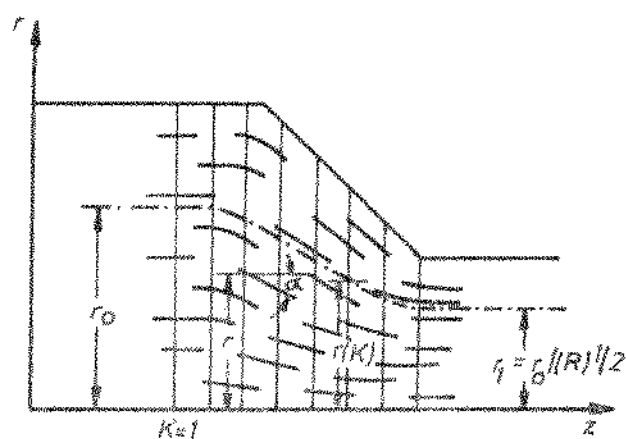


Figura 4.5 - Modelo esquemático do método usado para o cálculo das linhas de fluxo a partir dos segmentos da microestrutura postos em evidência pelo macroataque. $R^{1/2} = r_0/r_f$ (relação de redução).



Figura 5.1a - Sequência de conformação utilizada na fabricação do semieixo.

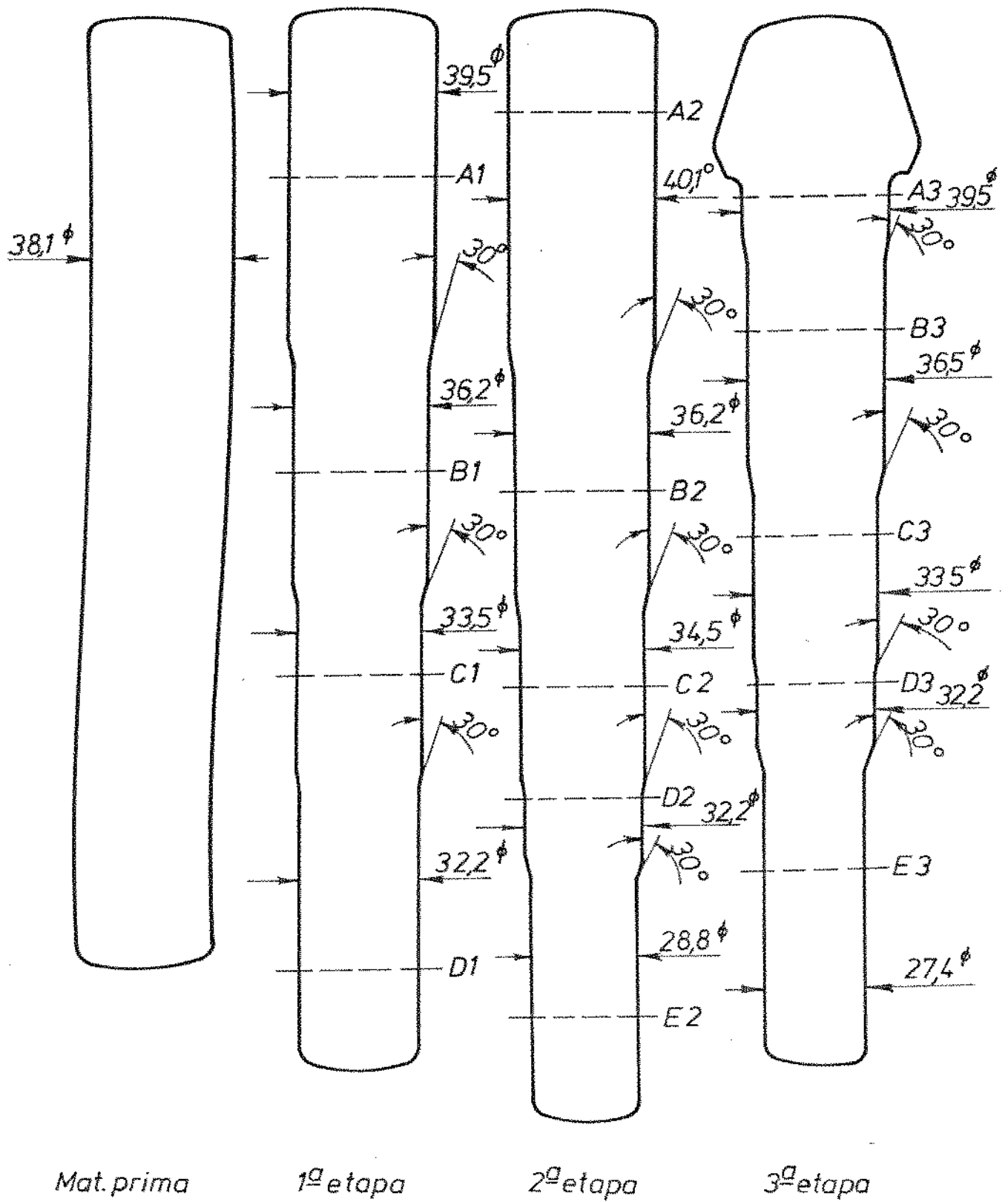


Figura 5.1b - Sequência de conformação utilizada na fabricação do semieixo.

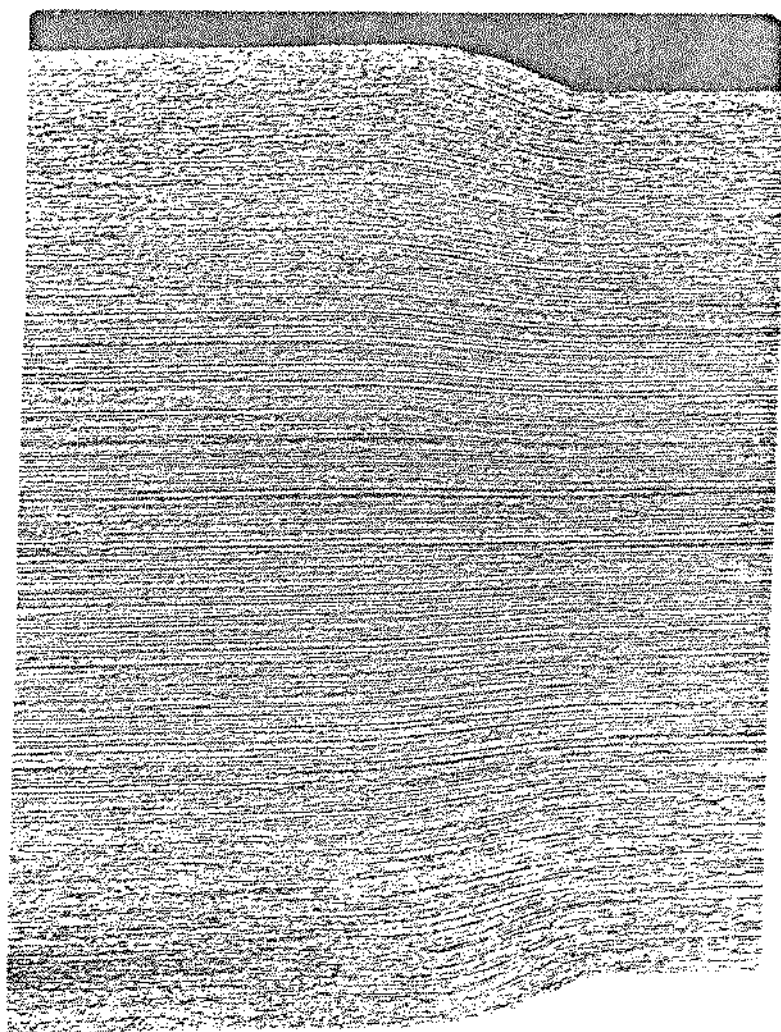


Figura 5.2 - Ferramentas de ângulo variável. Ângulo médio $\alpha = 30^\circ$. Avaliação feita na peça nº 1, após cortar pelo seu plano meridiano longitudinal e macroatacar (solução aquosa, 30% volume HNO_3 , 70°C , 15 min.).

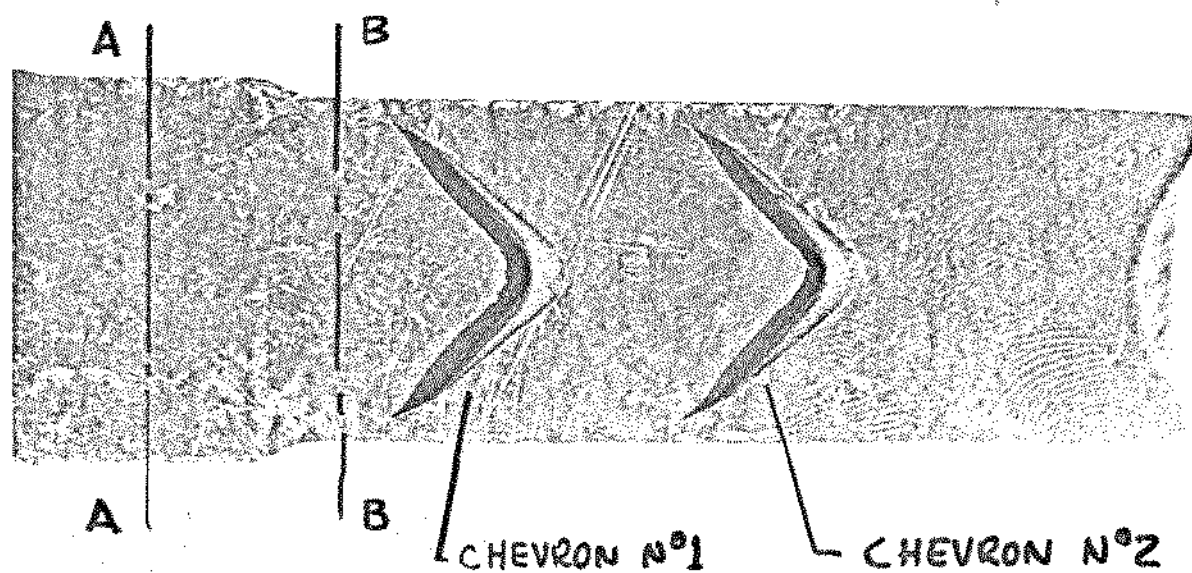


Figura 5.3 - Chevrons desenvolvidos encontrados em peça con-
formada até a 2a. etapa. Peça nº 3.

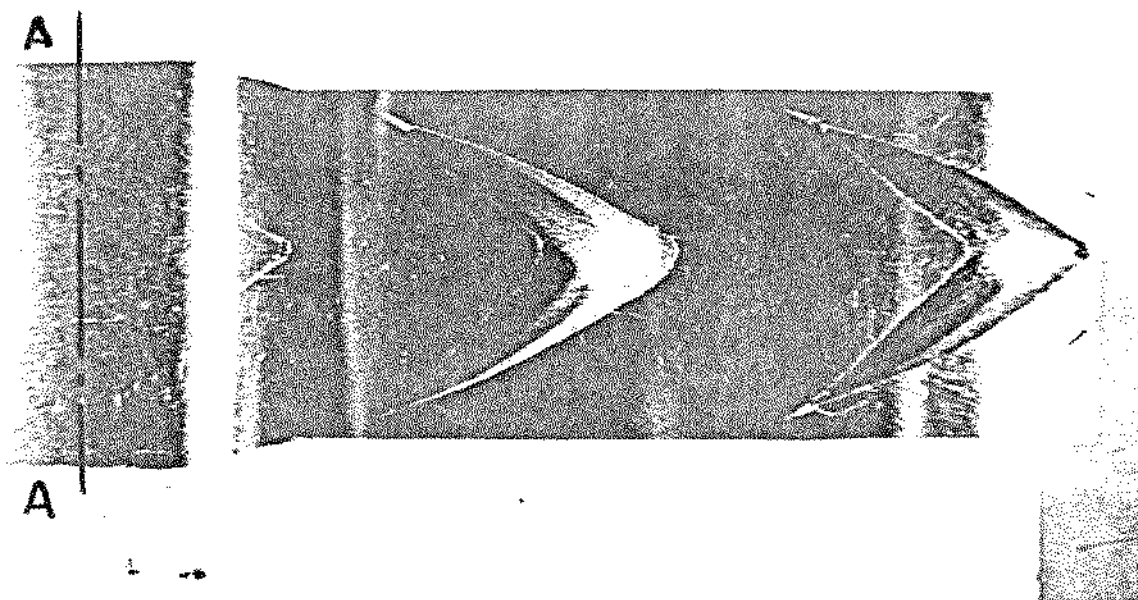


Figura 5.4 - Chevrons desenvolvidos e em fase de desenvolvi-
mento encontrados em peça conformada até a 3a.
etapa. Peça nº 4.

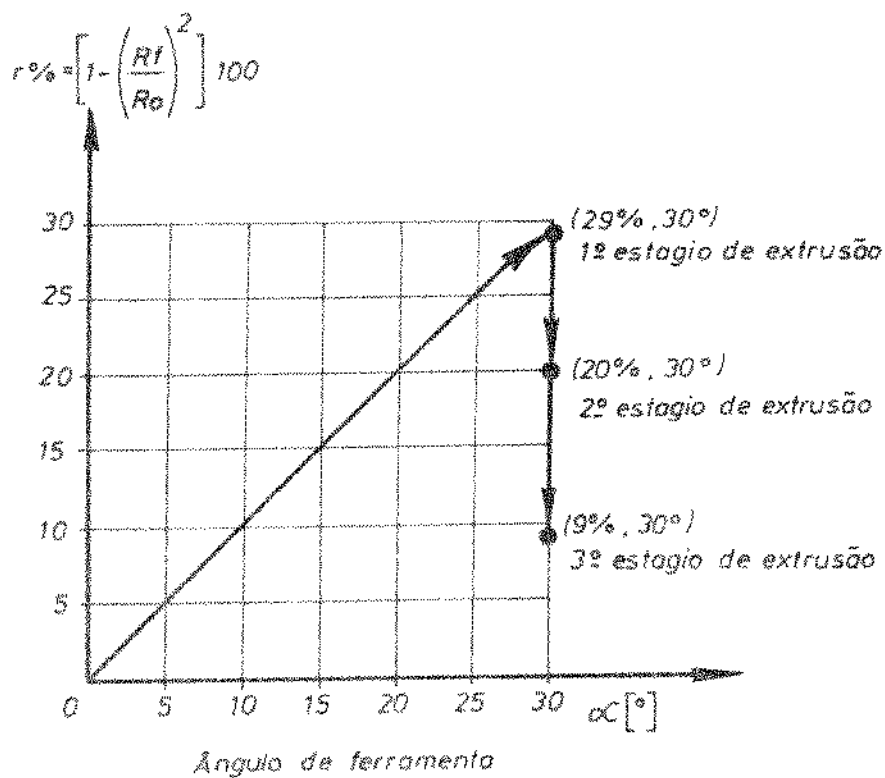


Figura 5.5 - Representação esquemática da sequência de reduções de seção transversal $r\%$ sofrida pelo material até a formação dos Chevrons.

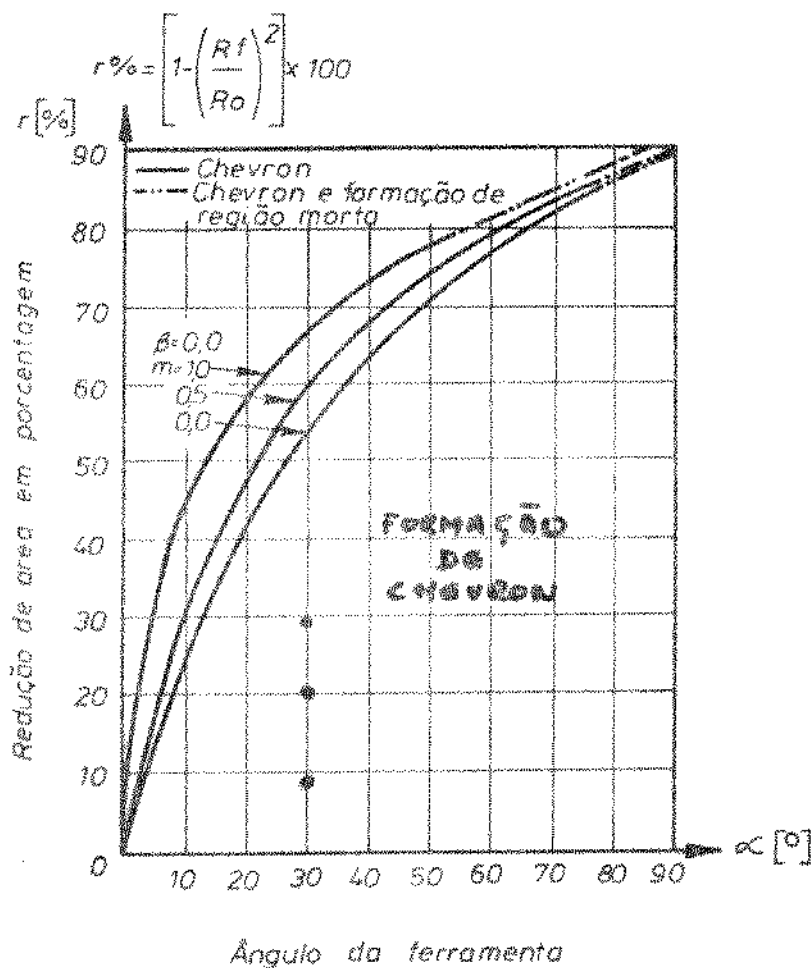


Figura 5.6 - Critério de Avitzur ($\beta=0$) e localização das reduções de área transversal $r\%$ com $\alpha = 30^\circ$ representadas na figura 5.5.

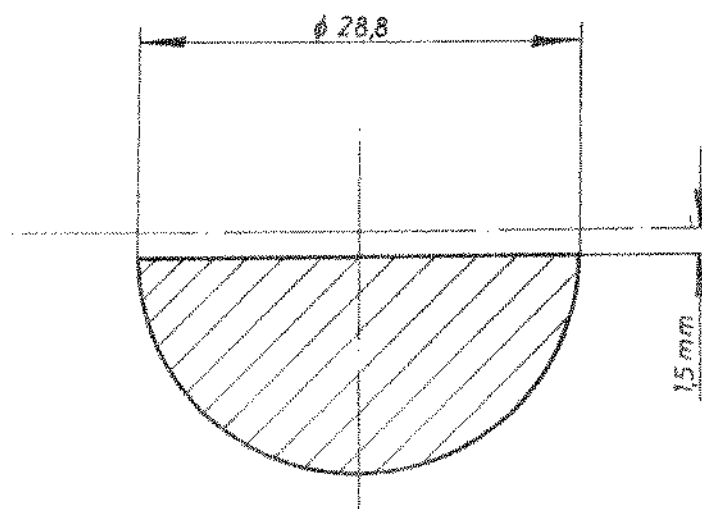


Figura 5.7 - Secção transversal da peça nº 3 plainada.
O plano da análise deslocou-se 1.5 mm à res-
peito do plano meridiano-longitudinal.

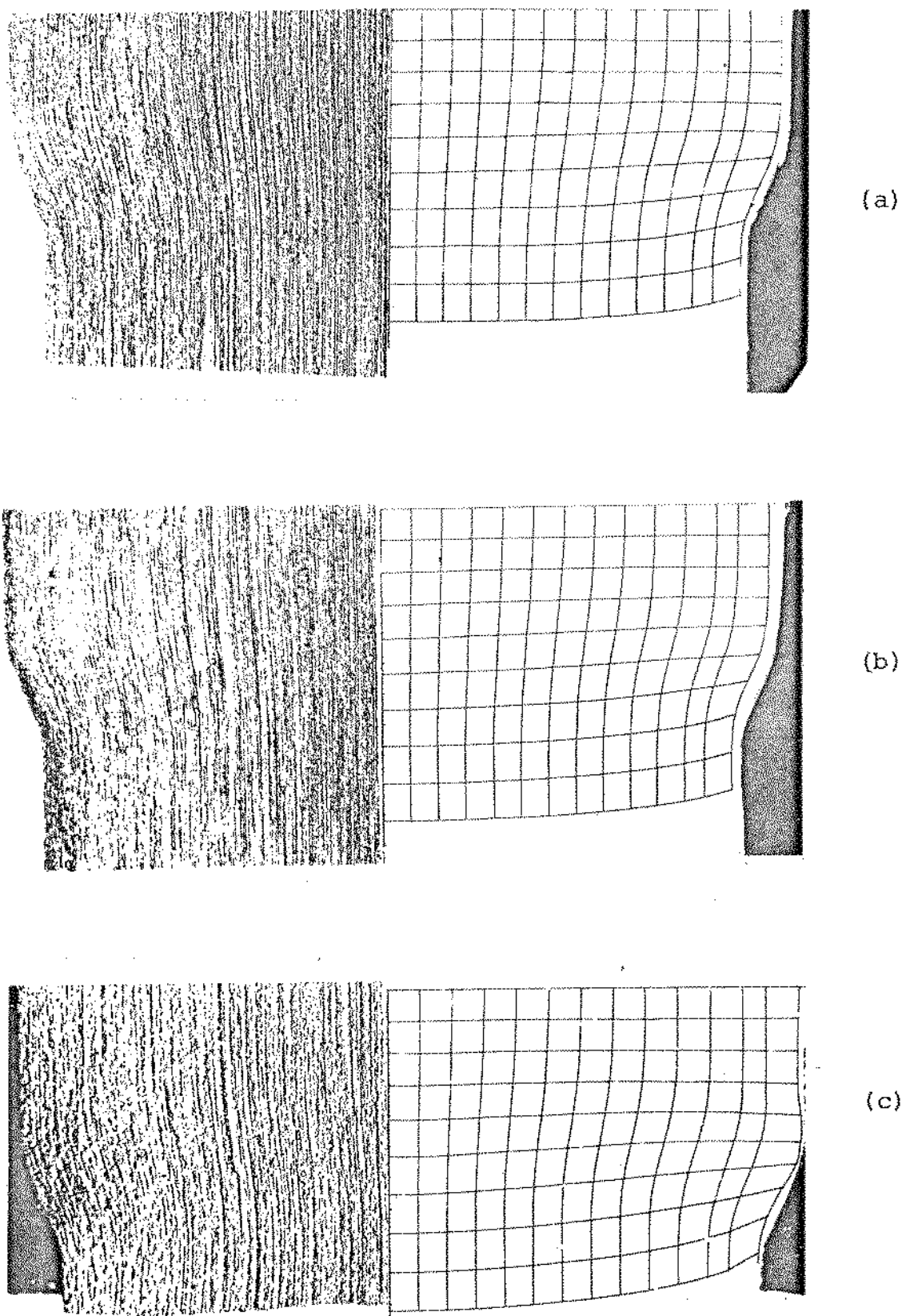


Figura 5.8 - Material sendo processado pela "ferramenta perigosa" da segunda etapa de conformação. Macroataque e análise visioelástica (linhas de fluxo e distorção das linhas transversais) a) peça nº 1; b) peça nº 2; c) peça nº 3.

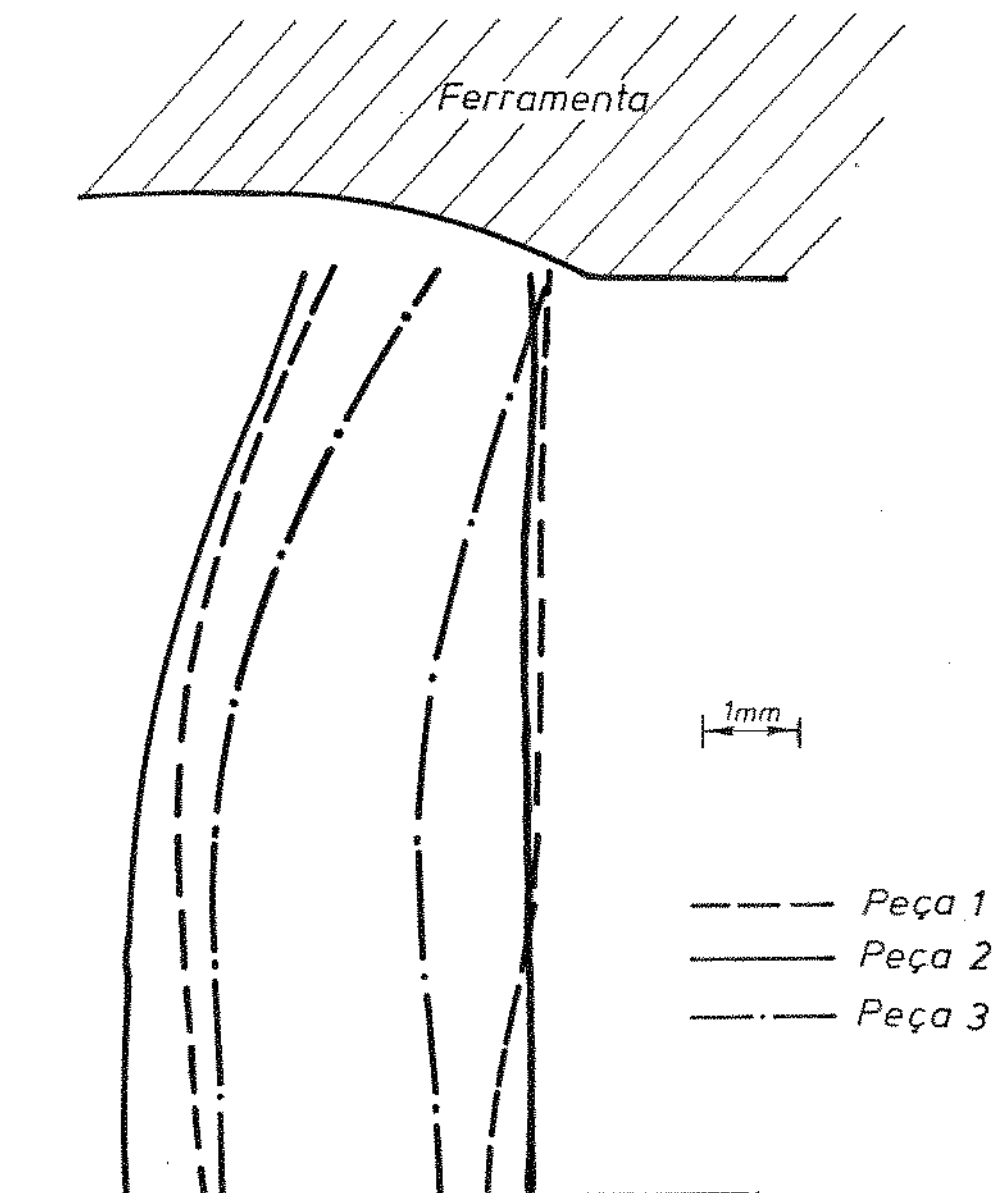


Figura 5.9 - Regiões de deformação calculadas a partir das linhas de fluxo. a) peça nº 1, recozida sem Chevrons; b) peça nº 2, não recozida sem Chevrons; c) peça nº 3, não recozida com Chevrons.

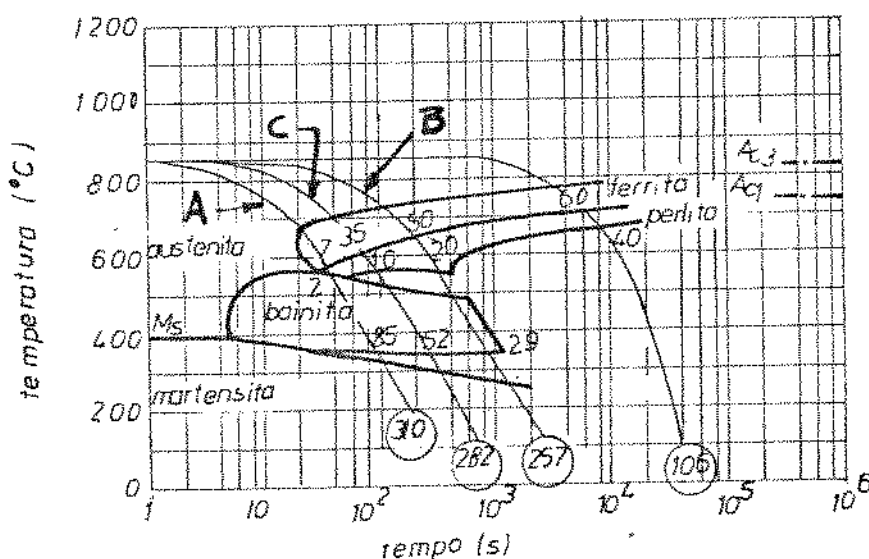


Figura 5.10 - Curvas TRC para aço DIN 20MnCr5. Temperatura de austenização 850°C, tempo de permanência 10 min. Forno Siemens Martin, tamanho de grão austenítico 6.

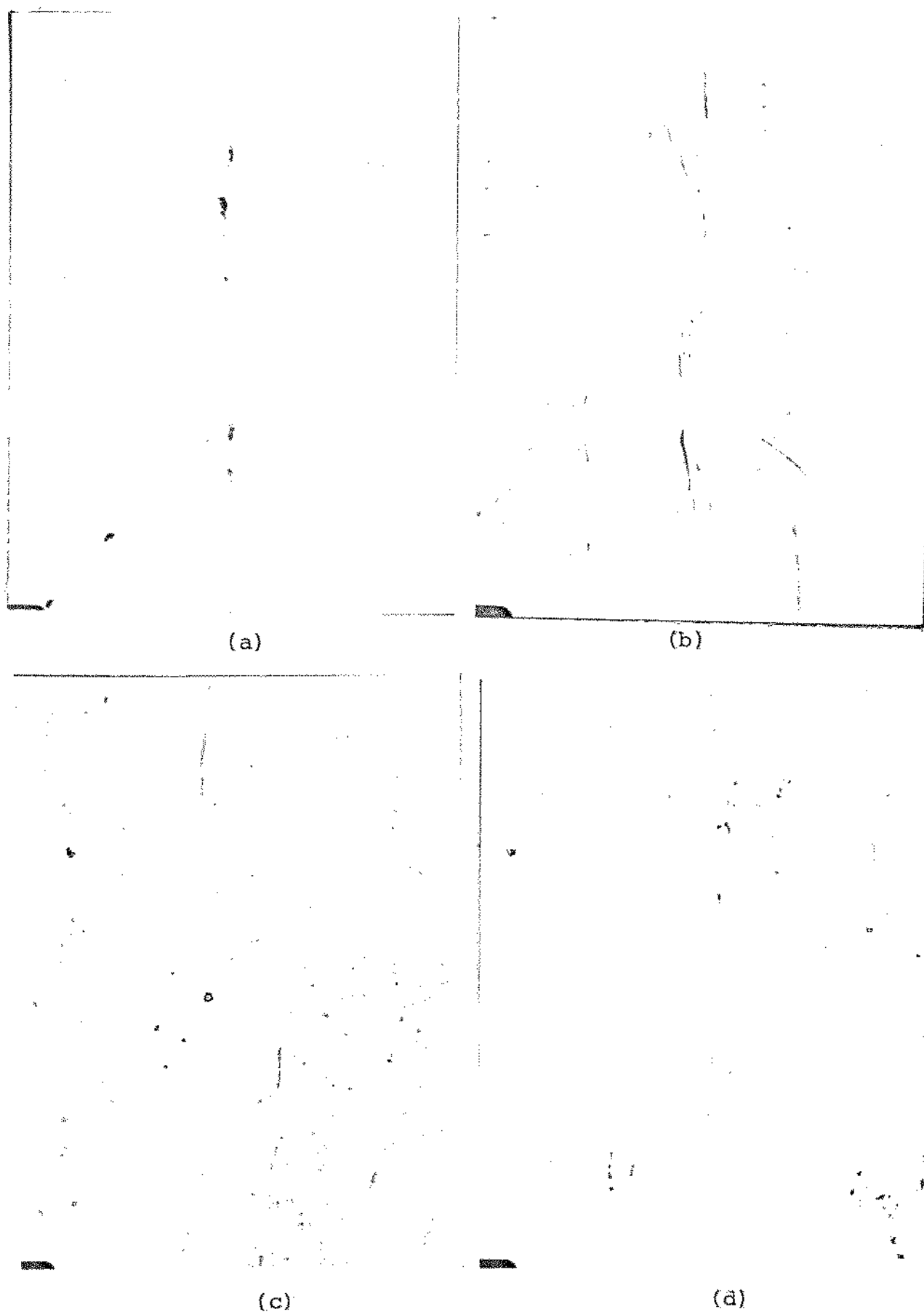


Figura 5.11 - Inclusões na região central das peças. Ampliação 200 x. a) peça nº 1, sulfetos
b) peça nº 2, sulfetos
c) peça nº 3, sulfetos e óxidos
d) peça nº 4, sulfetos e óxidos

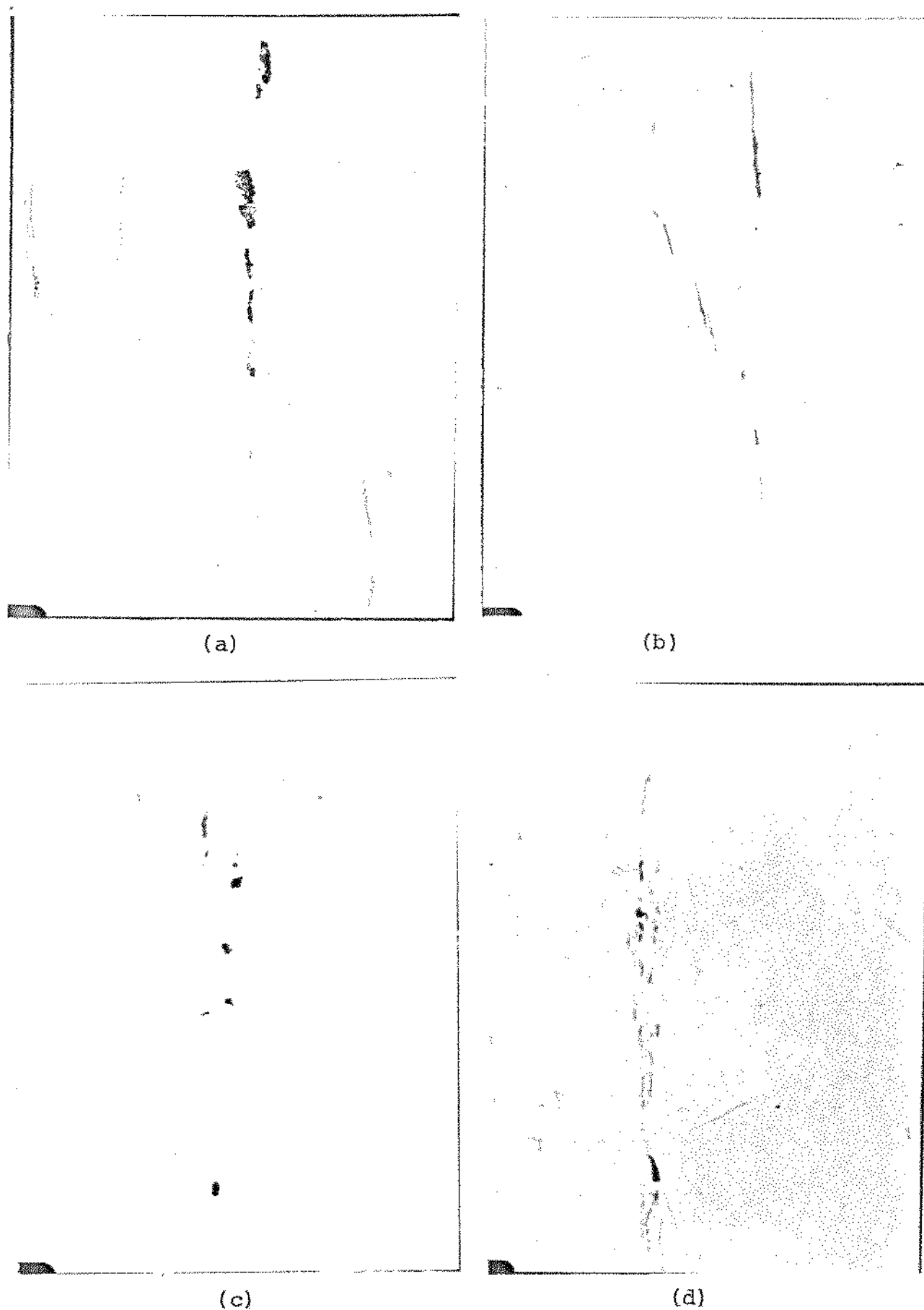
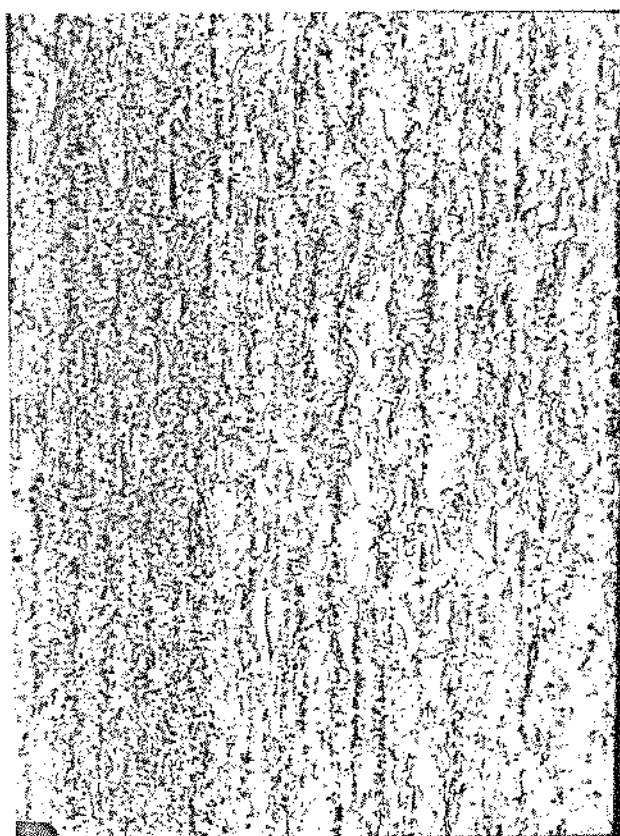


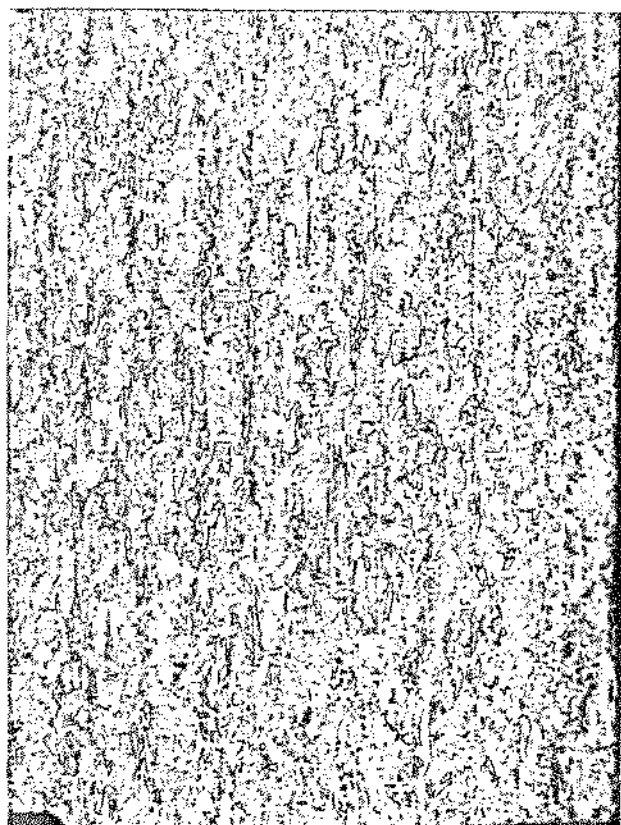
Figura 5.12 - Inclusões na região central das peças. Ampliação 500 x. Sulfetos. a) peça nº 1; b) peça nº 2; c) peça nº 3; d) peça nº 4.



(a)



(b)

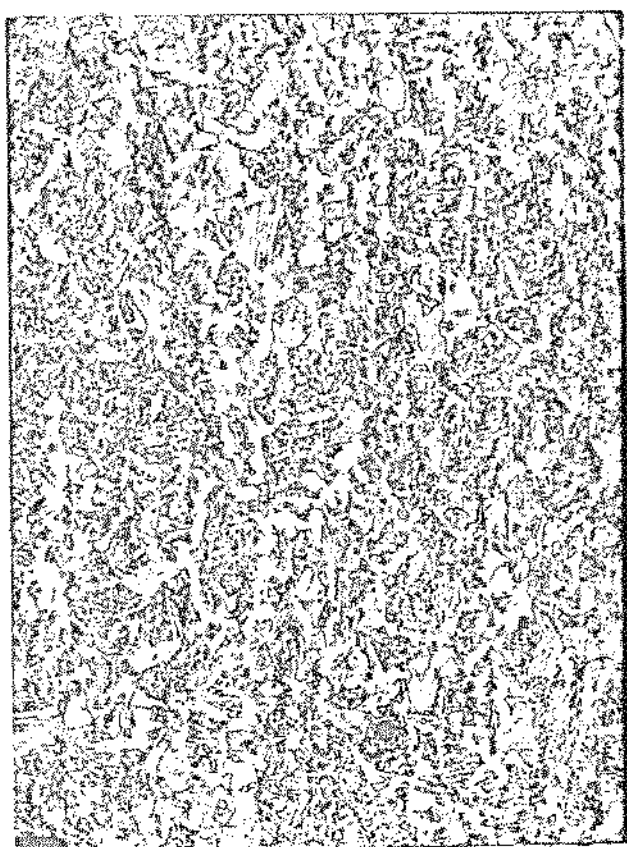


(c)

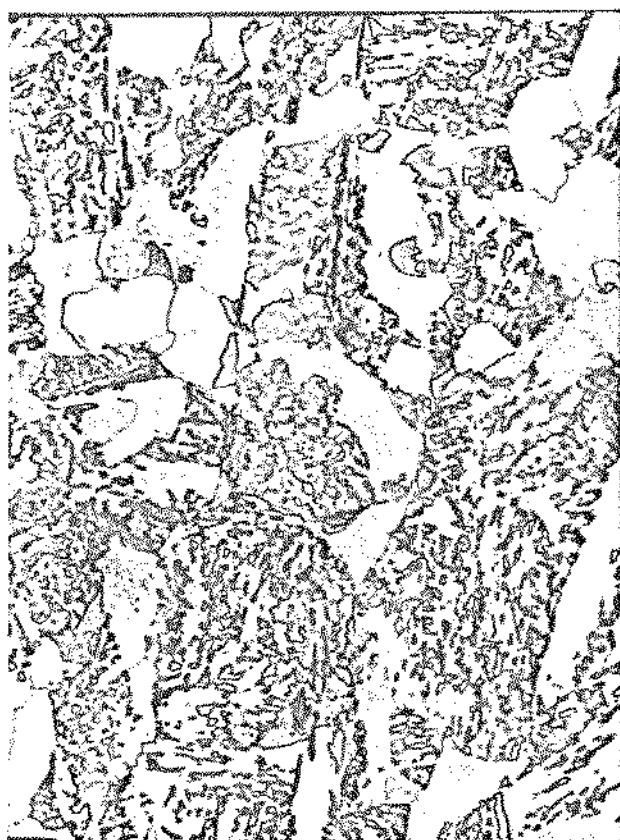


(d)

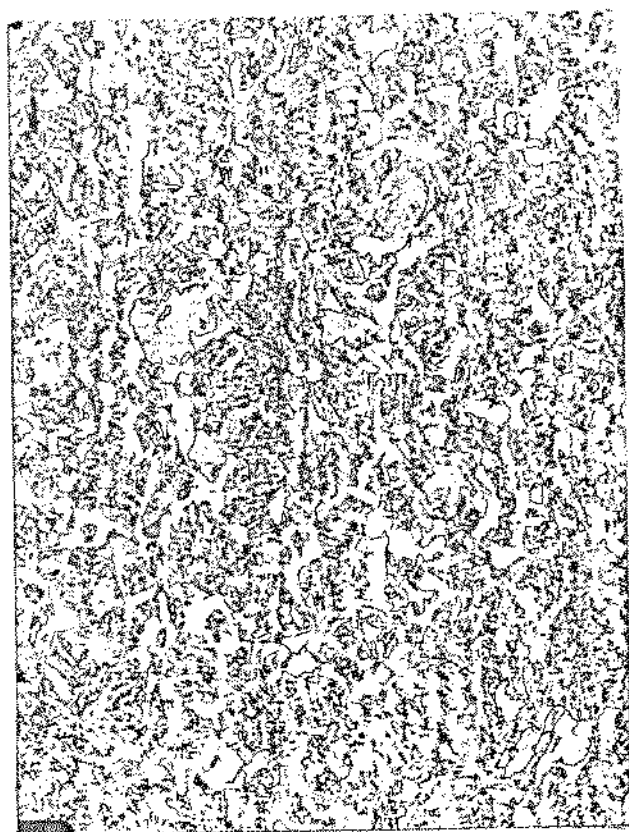
Figura 5.13 - Peça nº.1 Micrografias do material já processado pela ferramenta "geradora de Chevrons". Microataque Nital 1%. a) alinhamentos centrais de carbonetos finos, 100x, b) região central, 500x, c) microestrutura aos 2/3 do Raio, 100x, d) Aos 2/3 Raio, 500x.



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.14 - Peça nº 2. Micrografias do material já processado pela ferramenta "geradora de Chevrons". Microataque Nital 1%. Microestrutura homogênea. a) região central, 100x, b) região central, 500x, c) região aos 2/3 do raio, 100x, d) 2/3 Raio, 500x.

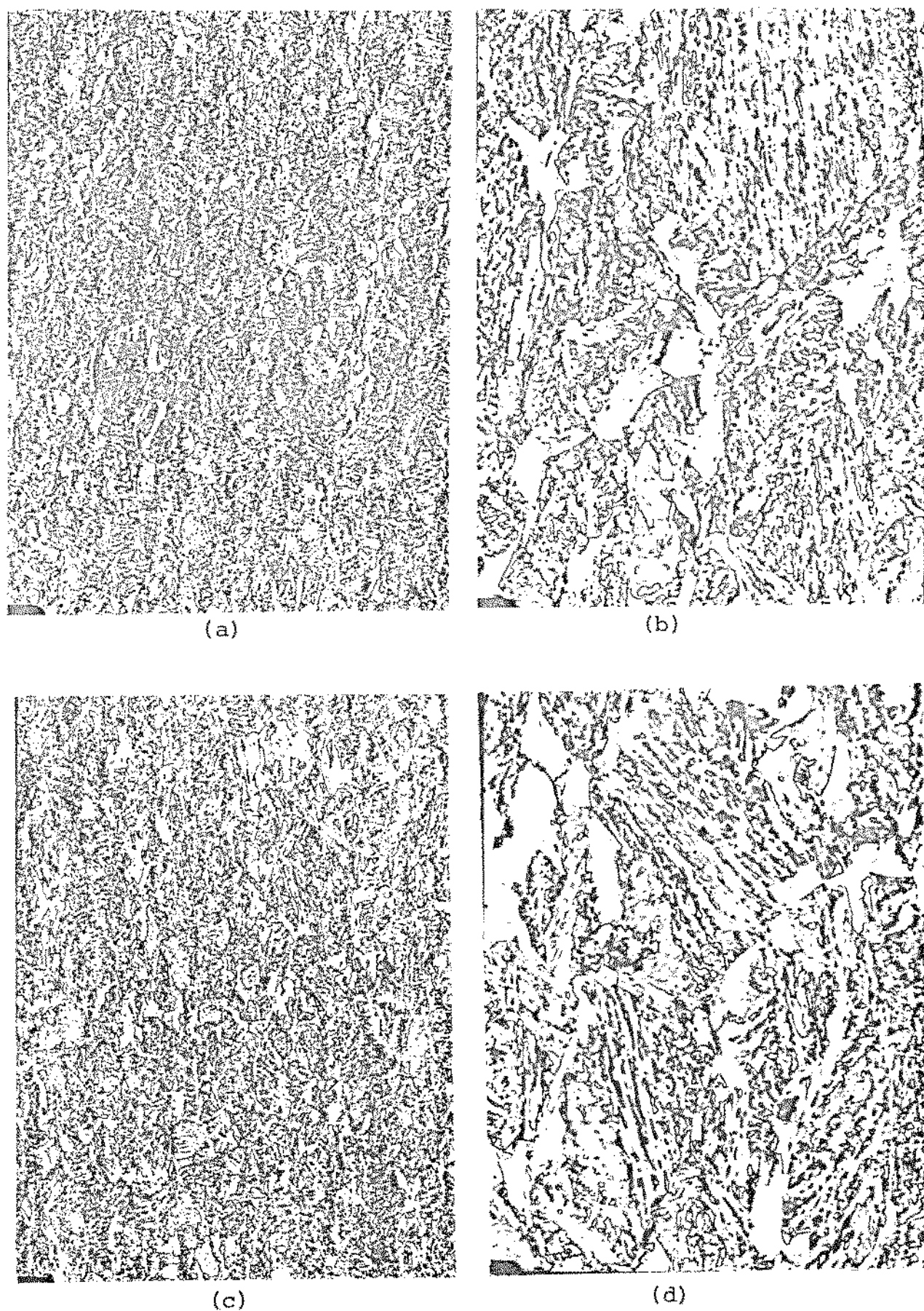


Figura 5.15 - Peça nº 3, com Chevrons. Micrografias do material já processado pela ferramenta "geradora de Chevrons". Microestrutura homogênea. Microataque Nital 1%.
a) Região central, 100x, b) região central, 500x,
c) região aos 2/3 raio, 100x, d) 2/3 raio, 500x.

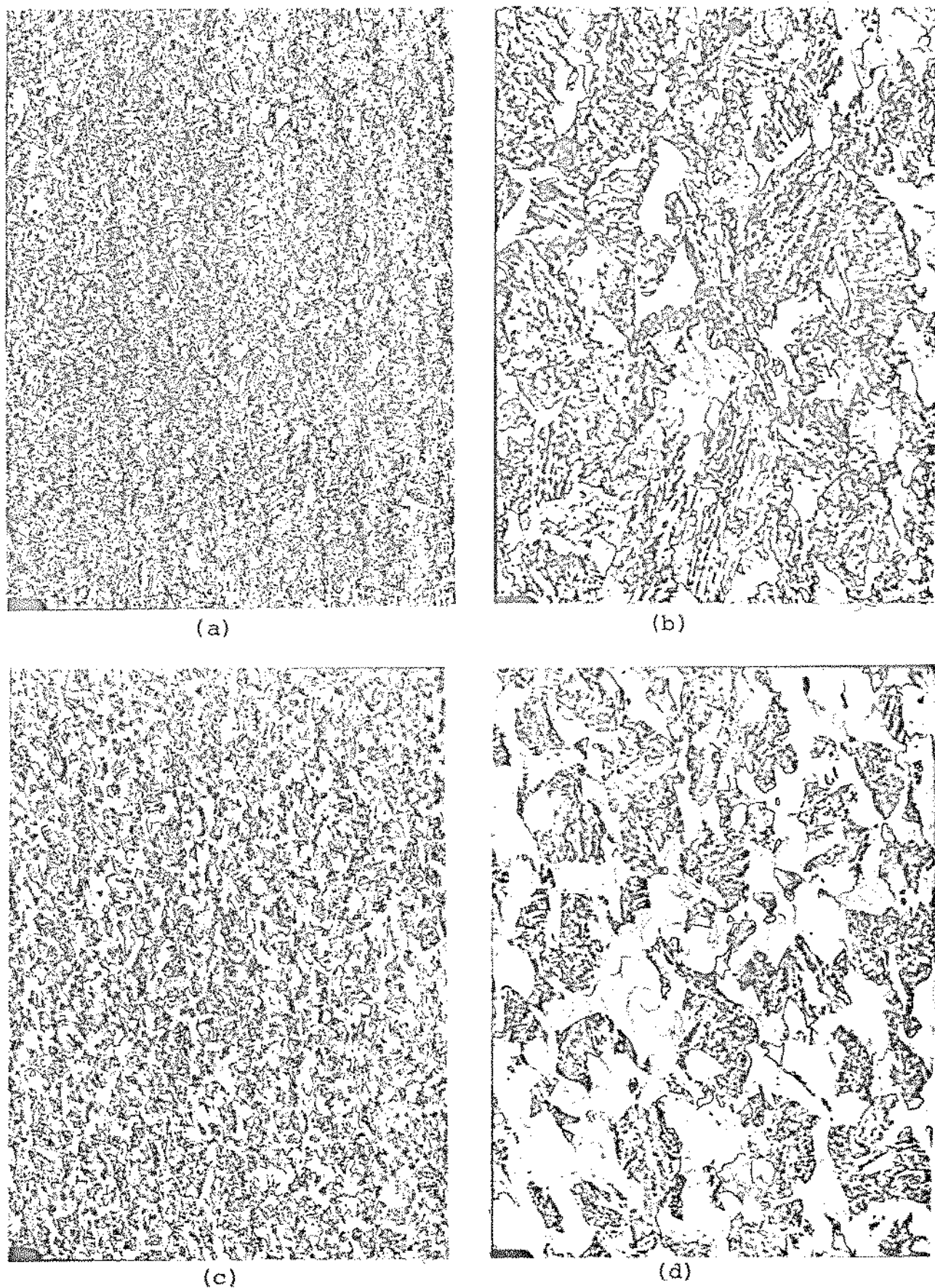


Figura 5.16 - Peça nº 4, com Chevrons. Micrografias do material processado pela ferramenta "geradora de Chevrons". Microataque Nital 1%. a) alinhamento bainítico central, 100x, b) região central, 500 x, c) aos 2/3 do raio, 100 x, d) 2/3 raio, 500x.

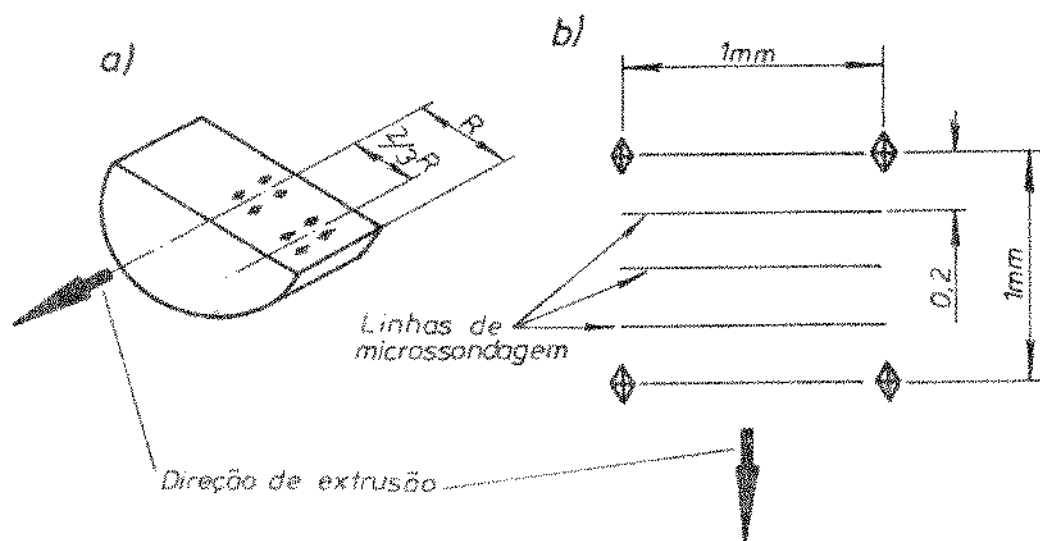


Figura 5.17 - Demarcação das áreas para microsondagem.

- a) Localização das áreas
- b) dimensão da área e distribuição das linhas de microsondagem realizadas.

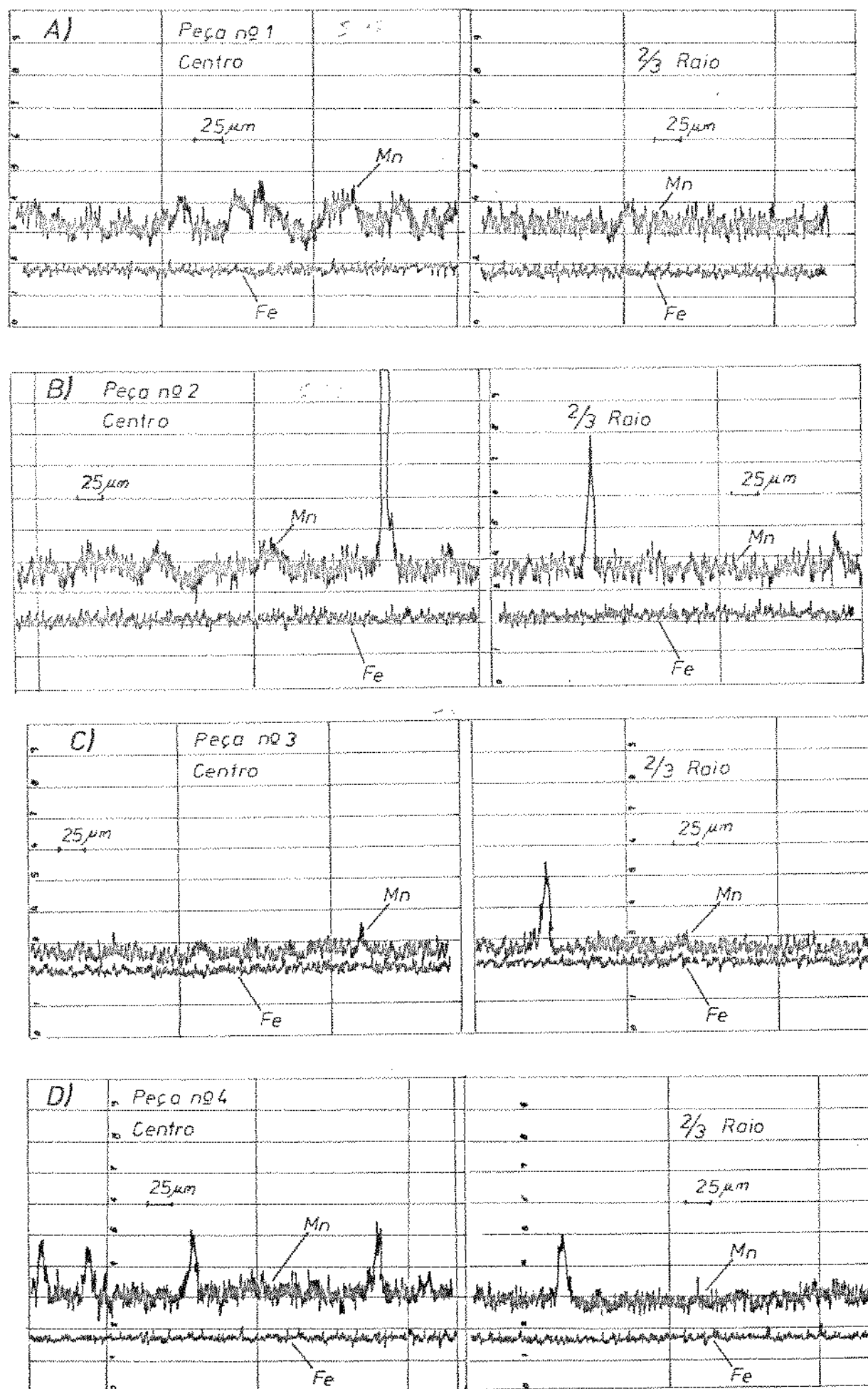


Figura 5.18 - Análise de varredura. Concentrações relativas de Mn e Fe, em amostras correspondentes às peças microsson_dadas.

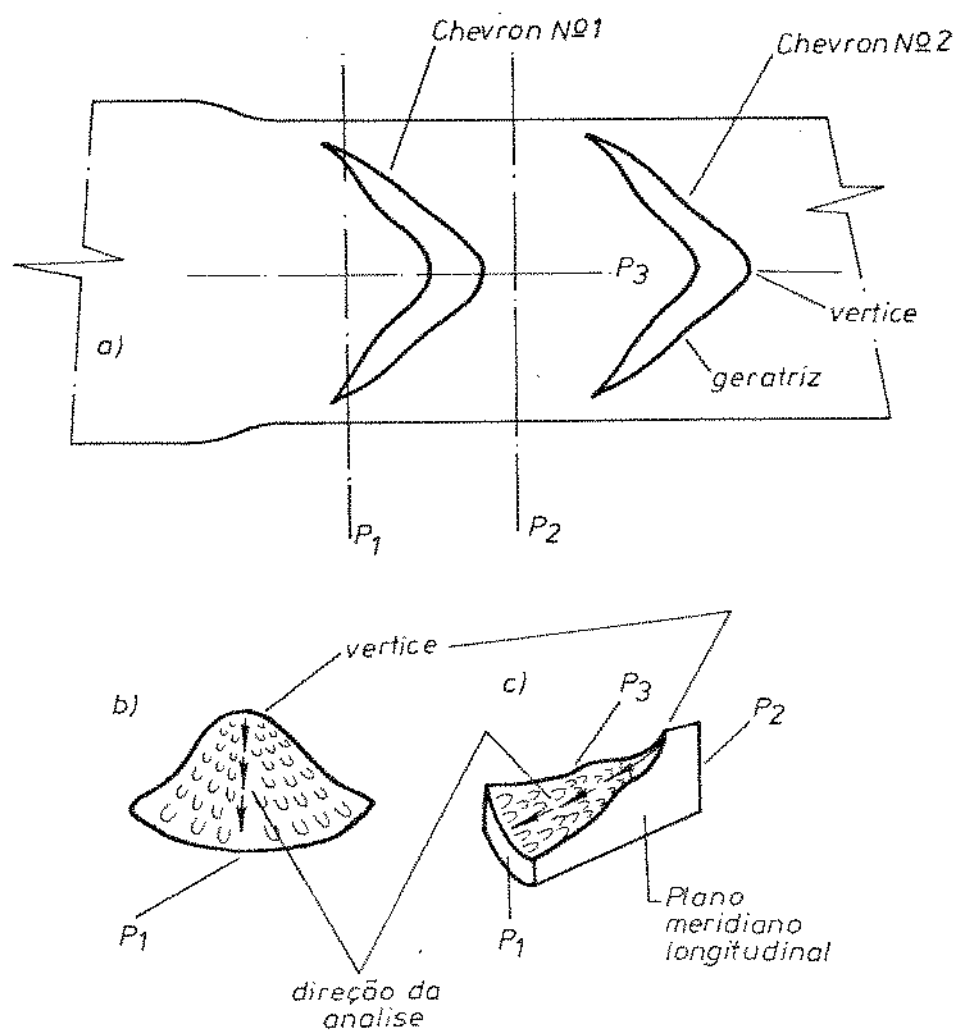


Figura 5.19 - Preparação de amostras para análise micro-fractográfica.

- a) Chevron nº 1, da peça nº 3. Planos de corte.
 b, c) amostras para a análise das superfícies interna e externa.

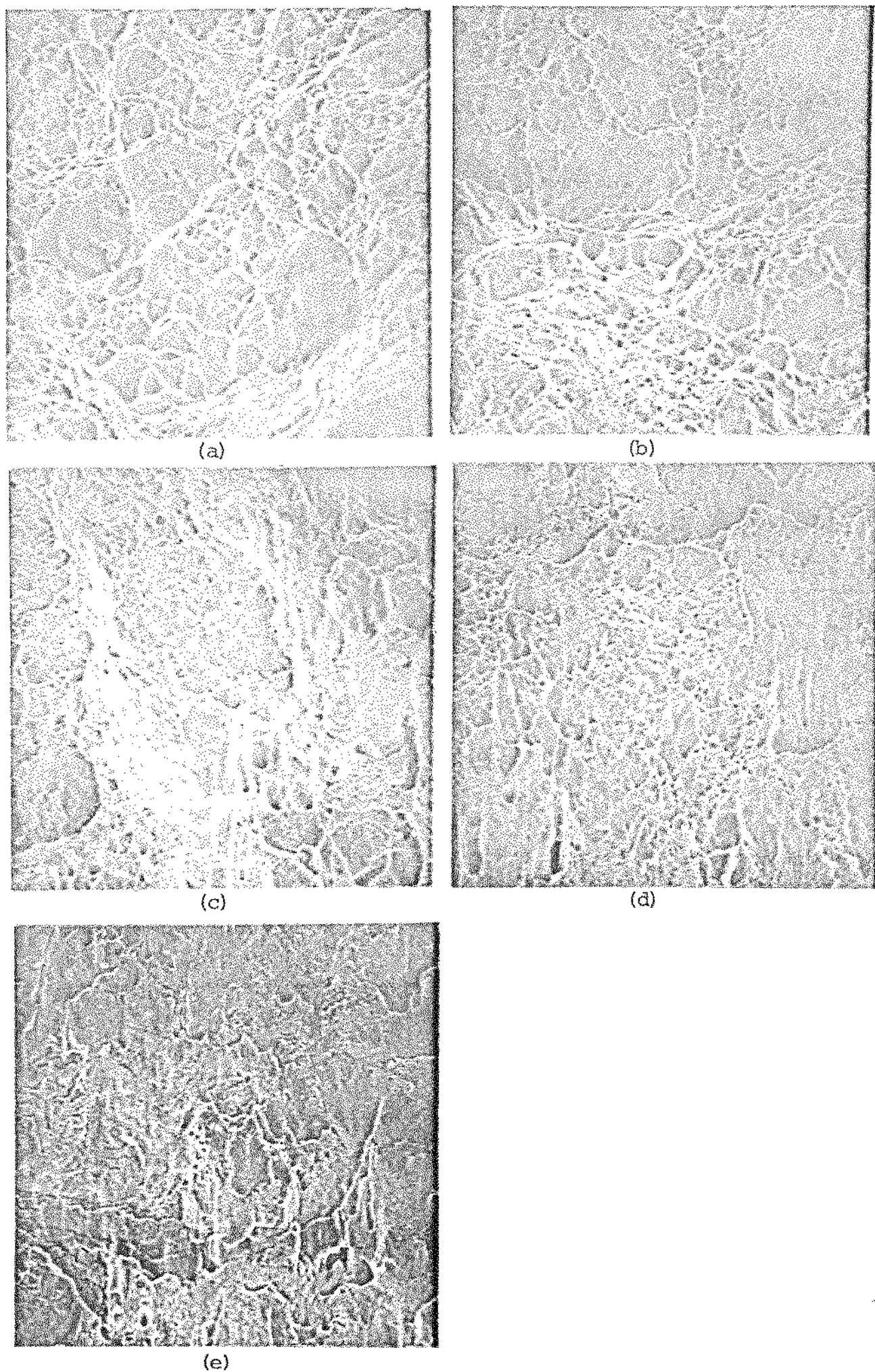


Figura 5.20 - Análise microfractográfica da superfície interna do Chevron., 1000x
a) vértice, microcrateras equiaxiais
c,d,e) geratriz, macrocrateras semi elípticas "alisadas"

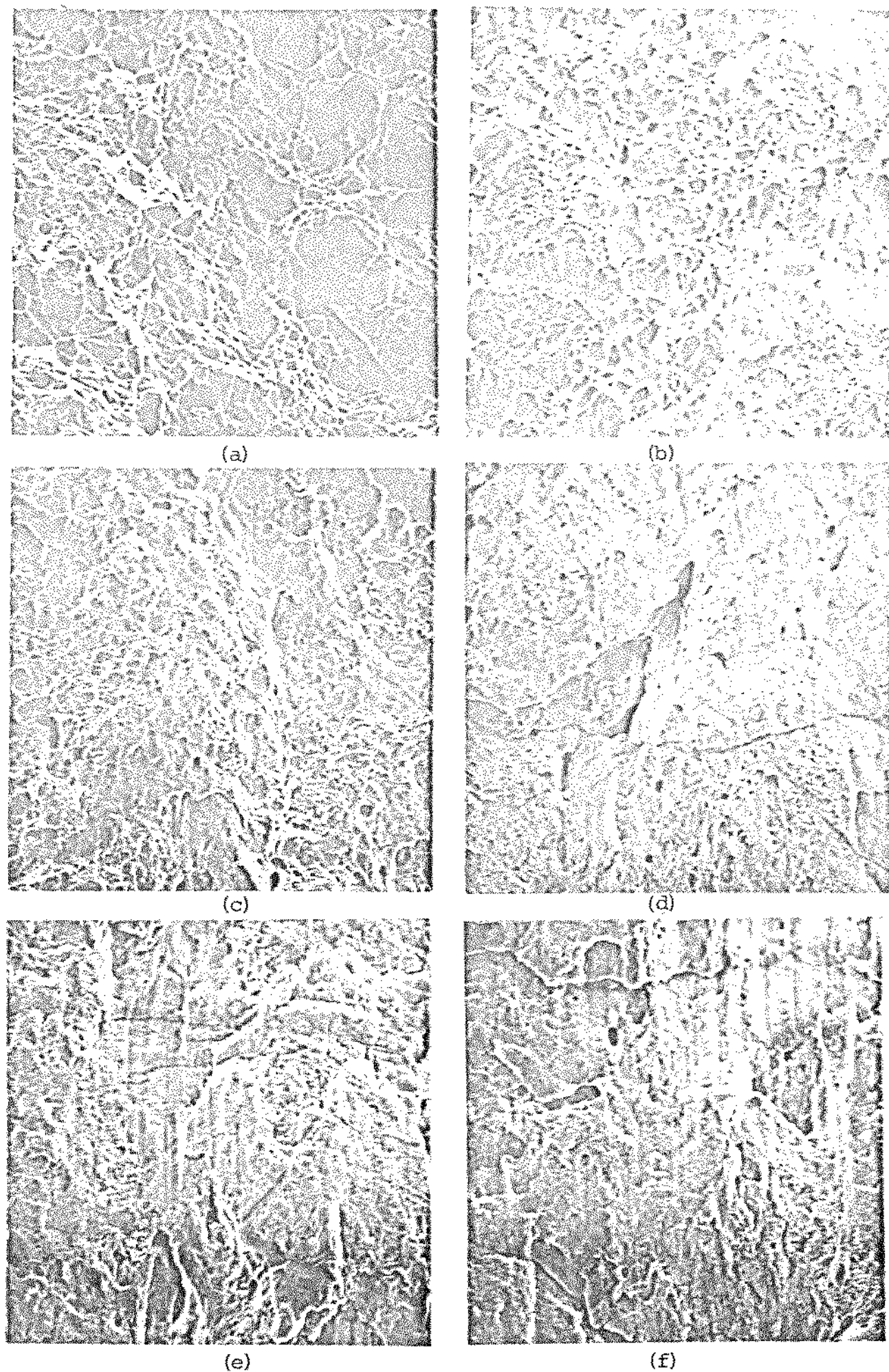


Figura 5.21 - Análise microfractográfica da superfície externa do Chevron, 1000x
 a) vértice, microcrateras equiaxiais
 b,c) geratriz, parte inicial
 d,e,f) geratriz, microcrateras semi elípticas, "alisadas".
 Formação de degraus.

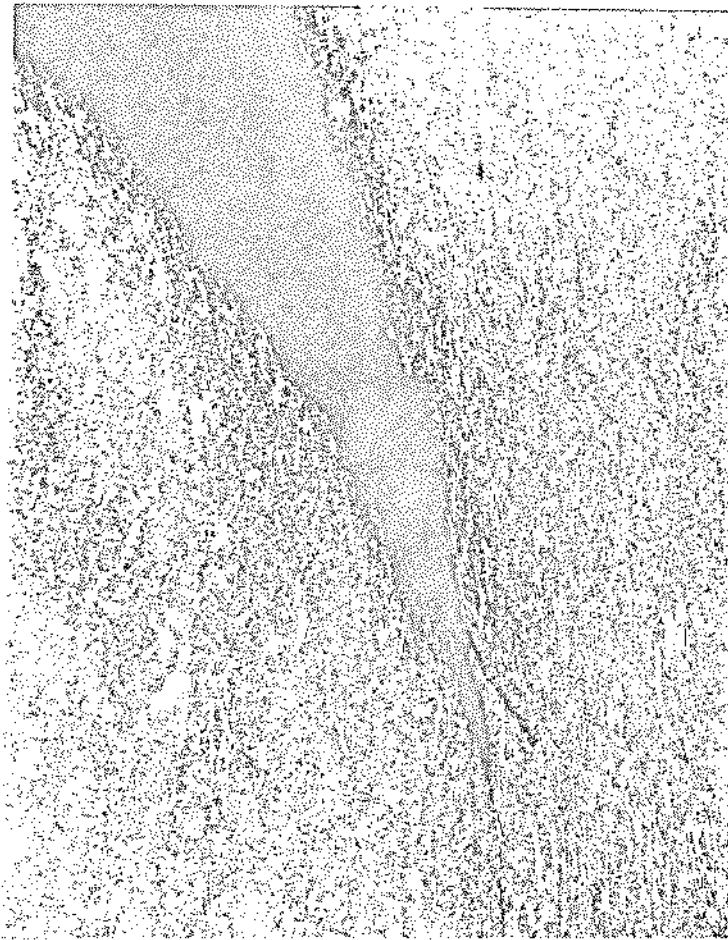


Figura 5.22 - Extremo da geratriz do Chevron (peça nº 3). Parede externa cisalhada. Superfície externa apresentando bifurcação. Baixo a superfície interna, o material permanece quase indeformado.

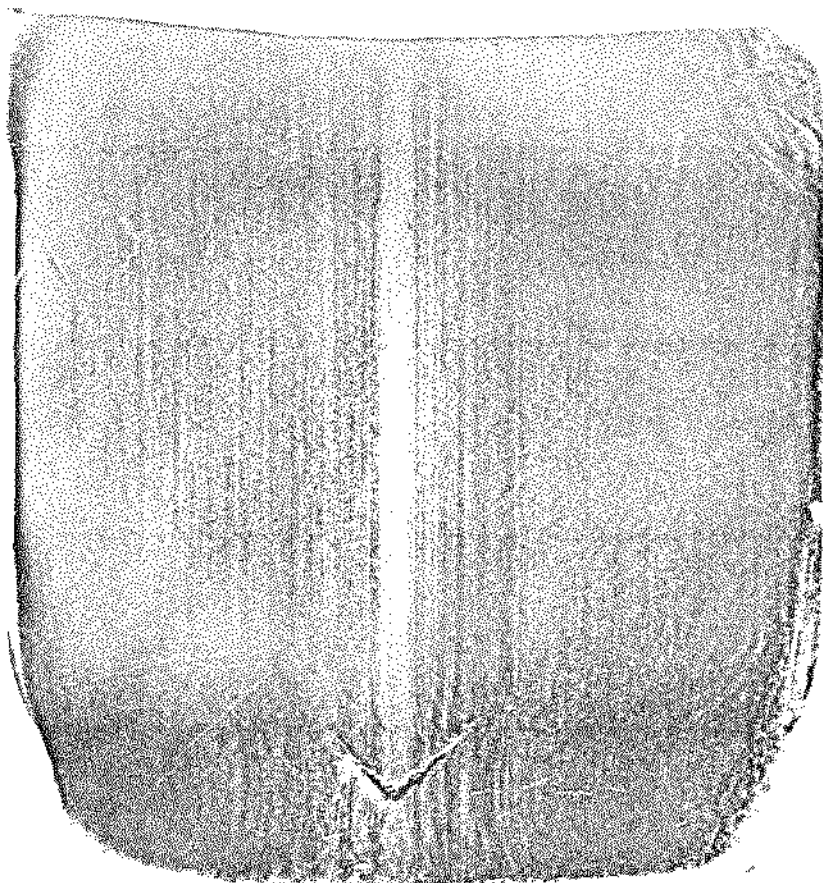
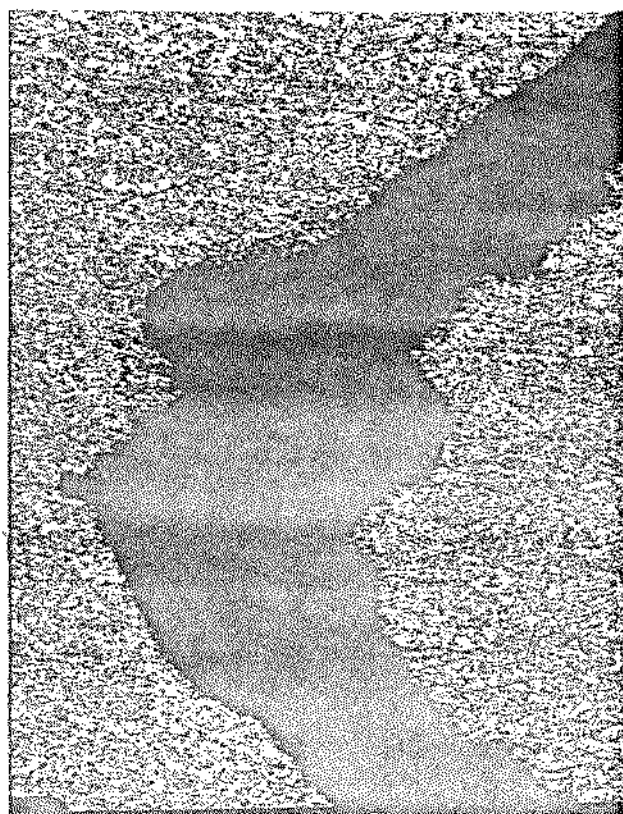
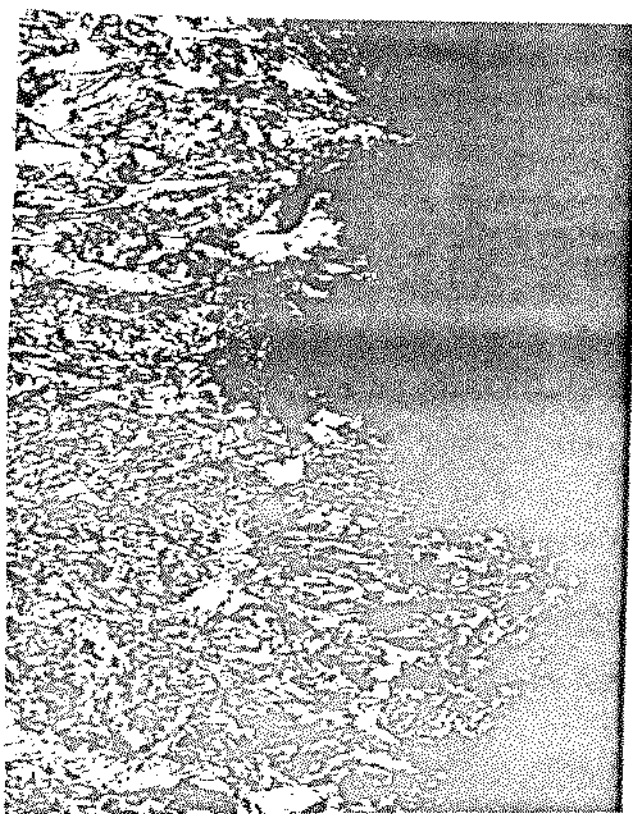


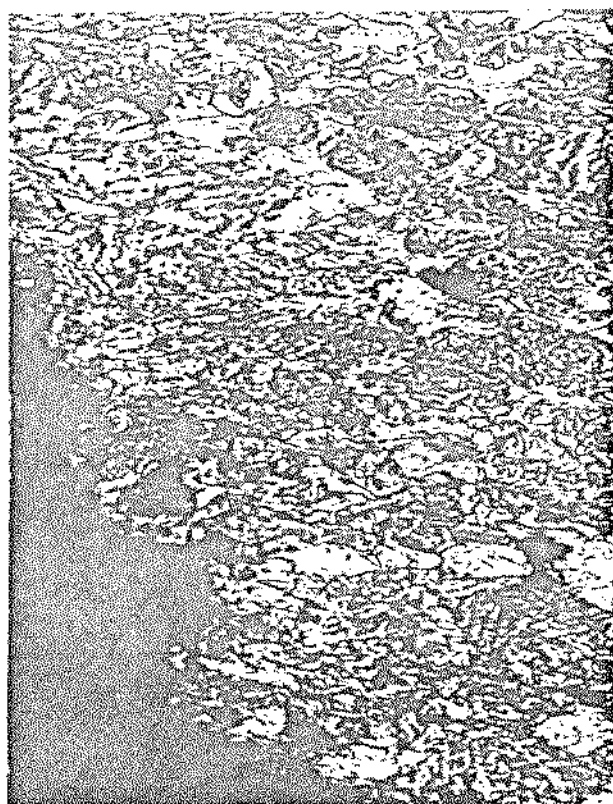
Figura 5.23 - Peça nº 4. Chevron em desenvolvimento e faixa central macrosegregada. Microataque Nital 2%.



(a)



(b)



(d)

Figura 5.24 - Análise metalográfica do vértice do Chevron da figura 5.23.

a) vértice, 60x

b) vértice, superfície externa, 500x

c) vértice, superfície interna, 500x

Região Cilíndrica	A		B		C		D		E		
	R ¹ /2	r%	R ¹ /2	r%	R ¹ /2	r%	R ¹ /2	r%	R ¹ /2	r%	
Matéria Prima	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
1º Estágio	0.96	-0.07	1.05	0.10	1.14	0.23	1.18	0.29	-	-	
2º Estágio	Parcial	0.99	-0.03	-1.00	0.01	0.97	-0.06	1.00	0.00	1.12	0.20
	Acumulado	0.96	-0.11	1.05	0.10	1.10	0.18	1.18	0.29	1.32	0.43
3º Estágio	Parcial	1.01	0.02	0.99	-0.02	1.03	0.06	1.00	0.00	1.05	0.09
	Acumulado	0.96	-0.09	1.04	0.08	1.14	0.23	1.18	0.29	1.39	0.48

Tabela 5.1 - Relação de redução de raios $Rl/2 = r_o/r_f$ e porcentagem de redução de seção $r = \left(\frac{R_o^2 - R_f^2}{R_o^2} \right) \times 100$, para cada uma das partes cilíndricas após os estágios de fabricação.

R_o = raio inicial de referência tanto para deformação parcial ou acumulada.

R_f = raio final após a deformação parcial ou acumulada.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
Aço DIN 16MnCr5	0,14-0,19	0,15-0,40	1,0-1,3	0,035 max	0,035 max	0,8-1,1	-
Peça Nº 1	0,18	0,16	1,40	0,01	0,02	1,6	0,10
Peça Nº 2	0,18	0,16	1,41	0,01	0,02	1,8	0,10
Peça Nº 3	0,19	0,16	1,31	0,01	0,02	1,53	0,11
Peça Nº 4	0,19	0,15	1,50	0,01	0,03	1,55	0,10

Tabela 5.2 - Composição química das Amostras.

Peça	Nº 1	Nº 2	Nº 3	Nº 4
Sulfetos	1.01	2.12	0.01	3.03
Óxidos	-	-	0.90	1.91

Tabela 5.3 - Avaliação de inclusões nas peças analisadas (segundo norma Stahl-Eisen-Prüfblatt 1570)
(máximo valor do número de ordem industrialmente aceito: 3)

Peça	Nº 1		Nº 2		Nº 3		Nº 4	
Região (Ref. Fig.2	I	III	I	III	I	III	I	III
Formação de Chevrans	Não		Não		Sim		Sim	
Dureza na Região Central HV.02	223*	243*-256* 223 -241	245-255	252-275	310-320	331-348	320*-340*	348*-385*
Dureza aos 2/3 do Raio HV.02	210	210-230	250	250-275	310	330-340	245-257	272-280

Tabela 5.4 - Resultados das medições de dureza (HV 0.2) . Lugares de medida: material pertencente à Região I e III segundo Figura 2.

*durezas medidas sobre os alinhamentos de carbonetos ou microestruturas bainíticas.

Peça	Nº 1		Nº 2		Nº 3		Nº 4	
	Centro	aos 2/3 raio	Centro	aos 2/3 raio	Centro	aos 2/3 raio	Centro	aos 2/3 raio
Cr (%)	1,77	1,80	1,51	1,59	1,40	1,44	1,65	1,67
Mn (%)	1,51	1,51	1,46	1,01	1,34	1,28	1,94	1,46

Tabela 5.5 - Análise de microsondagem. Concentrações relativas médias de Cr e Mn.

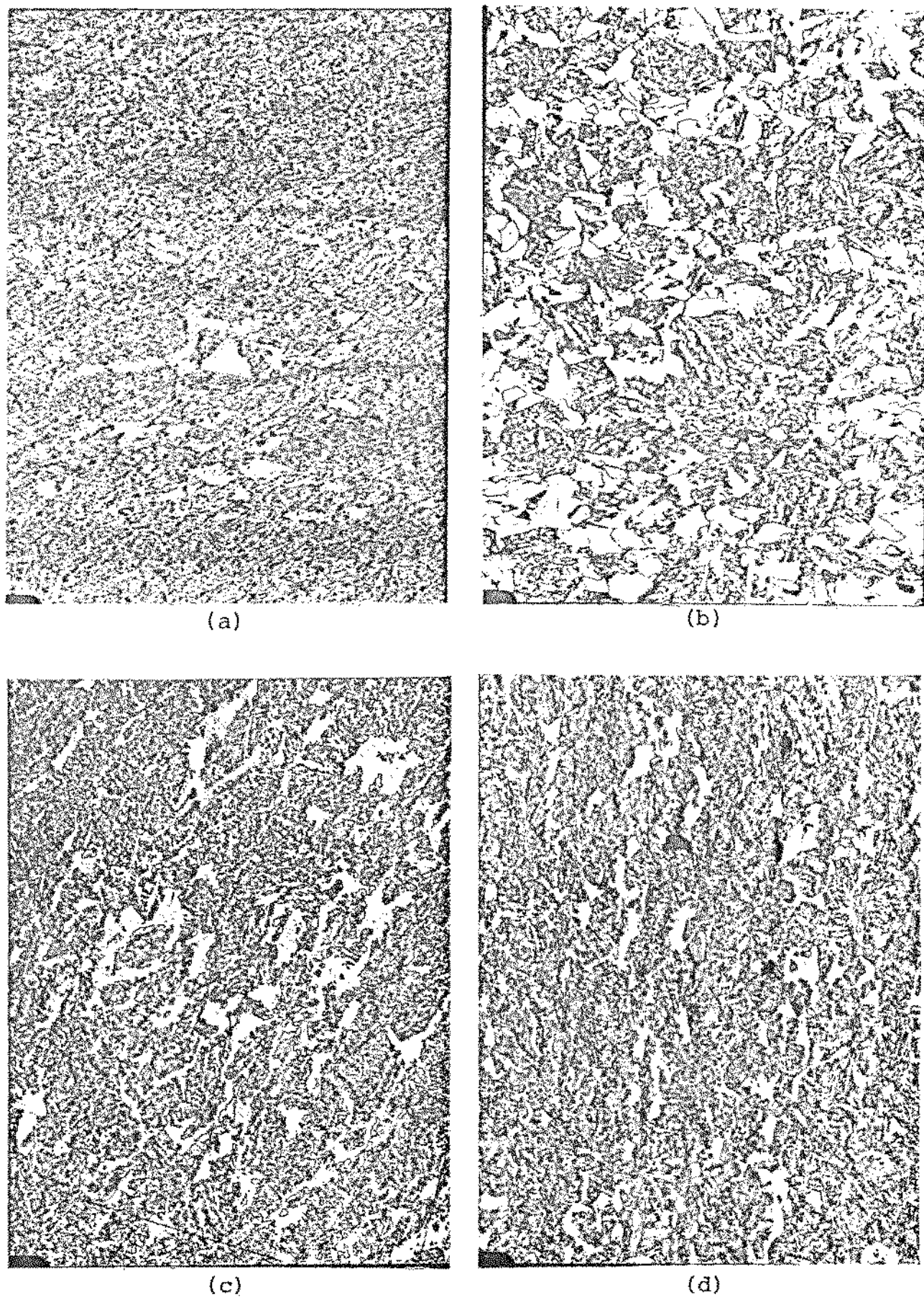


Figura 6.1 - Micrografias da região central das peças analisadas, 200x. Microataque Nital 1%. Quantidade semelhante de ferrita proeutetóide nas peças nº 1(a), 3(c) e 4(d).

ANEXO 5.1

Peça nº 3: Correção das linhas de fluxo (tangentes) devido ao desvio do plano de análise (Calculadora TI 59).

Etapa	Procedimento	Entrada	Impresso	Registro
1	entrada do ângulo α	mm	A	tangente
2	entrada coordenada r	nn	B	nn
3	cálculo: α_c	-	C	α_c
4	cálculo r_c	-	D	r_c
5	cálculo r_c (para $\alpha=0$)	-	E	r_c ($\alpha=0$)
0	entrada valor b	mm	03	mm

000	76	LBL	023	43	RCL	050	76	LBL
001	11	A	024	03	03	051	14	D
002	30	TAN	025	33	X²	052	43	RCL
003	42	STD	026	55	÷	053	00	00
004	00	00	027	53	(	054	65	x
005	91	R/S	028	43	RCL	055	43	RCL
006	76	LBL	029	01	01	056	01	01
007	12	E	030	65	x	057	65	x
008	42	STD	031	43	RCL	058	43	RCL
009	01	01	032	00	00	059	02	02
010	91	R/S	033	54	)	060	55	÷
011	76	LBL	034	54	)	061	43	RCL
012	13	C	035	33	X²	062	03	03
013	53	(	036	95	=	063	95	=
014	43	RCL	037	34	FX	064	58	FIX
015	03	03	038	42	STD	065	00	00
016	55	÷	039	02	02	066	91	R/S
017	43	RCL	040	55	÷	067	76	LBL
018	00	00	041	43	RCL	068	15	E
019	54	)	042	03	03	069	33	X²
020	33	X²	043	95	=	070	85	÷
021	85	÷	044	35	1/X	071	43	RCL
022	53	(	045	22	INV	072	03	03
			046	30	TAN	073	33	X²
			047	58	FIX	074	95	=
			048	01	01	075	34	FX
			049	91	R/S	076	95	=
						077	91	R/S
						078	00	0
						079	00	0
						080	00	0
						081	00	0

ANEXO 5.2

[illegible]

```

C
C
C
COMPUTATION OF FLOW LINE POSITION, GOING FROM LEFT TO RIGHT,
BY DOING AN ITERATIVE PROCESS IN LOOP 12.

READ(3,100)N
DO 4 J=1,M
WRITE(5,72)M
R(1)=RR(J,1)
RE=R(1)/SORT(RED)
DO 12 K=2,N
P(K)=R(K-1)
7 P(K)=R(K-1)+(PHI(1,K)*P(K)+PHI(1,K-1)*R(K-1)+PHI(3,K)*P(K)**3+
2PHI(3,K-1)*R(K-1)**3+PHI(5,K)*P(K)**5+PHI(5,K-1)*R(K-1)**5+PHI
3(7,K)*P(K)**7+PHI(7,K-1)*R(K-1)**7)*D2/2.0
IF (ABS(R(K)-P(K)).LT.(0.01*R(K))) GO TO 12
P(K)=R(K)
GO TO 7
12 CONTINUE
C
C
C
DISTRIBUTION OF DIFFERENCES.

DO 6 K=2,N
DIF(K)=DIF(K-1)+((R(K)-R(K-1))*(R(N)-RE))/(R(N)-R(1))
6 RR(J,K)=P(K)-DIF(K)
WRITE(5,109)(RR(J,K),K=1,N)
R(N)=RR(J,N)
RE=R(N)*SORT(RED)
N1=N-1
DIF(N)=0.0
C
C
C
COMPUTATION OF FLOW LINE POSITION GOING FROM RIGHT TO LEFT
AND AVERAGING.

DO 30 K=N1,1,-1
P(K)=R(K+1)
37 R(K)=R(K+1)-(PHI(1,K)*P(K)+PHI(1,K+1)*R(K+1)+PHI(3,K)*P(K)
2**3+PHI(3,K+1)*R(K+1)**3+PHI(5,K)*P(K)**5+PHI(5,K+1)*R(K+1)
3**5+PHI(7,K)*P(K)**7+PHI(7,K+1)*R(K+1)**7)*D2/2.0
IF (ABS(R(K)-P(K)).LT.(0.01*R(K))) GO TO 30
P(K)=R(K)
GO TO 37
30 CONTINUE
DO 36 K=N1,1,-1
DIF(K)=DIF(K+1)+((R(K)-R(K+1))*(R(1)-RE))/(R(1)-R(N))
R(K)=R(K)-DIF(K)
RR(J,K)=(RR(J,K)+R(K))/2.0
36 CONTINUE
WRITE(5,109)(RR(J,K),K=1,N)
4 CONTINUE
RETURN
END

```

SUBROUTINE POLFIT IS DESCRIBED IN HUNTINGTON "DATA REDUCTION
AND ERROR ANALYSIS", MAC GRAW-HILL, NEW YORK (1968).

ANEXO 5.3

```
C
C
C
C
C
C
THIS PROGRAM IS AN APPLICATIONS OF VISIOPLASTICITY METHODS TO
EXTRUSIONS PROCESSES. POSITIONS OF TRANSVERSE LINES ARE
OBTAINED.

*****

DIMENSION RE(21,35),PHI(21,35),PP(70),Q( 70),ALPHA( 70),BETA(70),W
2( 70),AL(70),P(70),R(70),PD(70),WR( 70),A( 70),C(70),PA(70),PB(70
3),XI(70),J( 70),V( 70),ZN(21,35),EPI( 70),S(9),RA(21,35)
21 FORMAT(' X=',1X,'Y=',1X,'U=',1X,'SRZ=',1X,'SRH=',1X,'SPTF=',1X,'GA
2MMA=',1X,'TANG=',1X,'STRANS=',1X,'SRSEAU=',1X,'ESR=',1X,'SPLONG=
3')
22 FURNAT (' J=',1X)
37 FURNAT(' I=',12,'ZN=',E13.6,'RA=',E13.6)
80 FURNAT (' ',12,11(1X,E10.3))
95 FURNAT(' K',1X,'LONG=',1X,'TRANS=',1X,'CIACUMF=',1X,'SHEAR=',1X,
100 2'ANGLE=',1X,'ES=' )
104 FURNAT (1X,5I2,2F4.2,2F5.2)
104 FURNAT (1X,3BF4.1)
105 FURNAT (2OF4.1)

*****

READING OF INITIAL INPUT GEOMETRY OF EXPERIMENTAL FLOW LINES.

N= NUMBER OF EXPERIMENTAL FLOW LINES.
N= NUMBER OF EQUALLY SPACED STATIONS ALONG THE AXIS.
LO= NUMBER OF SUBDIVISIONS OF THE D2 INTERVALS.
MX= ORDER OF POLYNOMIAL APPROXIMATION.
LL= NUMSEP OF TRANSVERSE GRID LINES.
VO= MAX SPEED.
D2= DISTANCE BETWEEN STATIONS.
D3= DISTANCE BETWEEN TRANSVERSE LINES PRIOR TO DEFORMATION.
D4= DISTANCE FROM THE NEAREST LINE TO THE INITIAL STATION.

READ (2,100) N,N,LO,MX,LL,VO,D2,D3,D4
WRITE(5,100) N,N,LO,MX,LL,VO,D2,D3,D4

*****

STEP 1. DETERMINATIONS OF FLOW FUNCTION FIELD USING POLYNOMIAL
APPROXIMATIONS AT EQUALLY SPACED STATIONS.

M2=N-1
M3=2*M2
N1=N-1
N2=N-2
MN=MN+1
MM=MN-1

THIS LOOP IS PERFORMED TO HAVE INTEGER IN REAL FIELD AND TO GIVE
EQUAL WEIGHT TO ALL POINTS IN THE POLYNOMIAL APPROXIMATIONS.

DO 5 I=1,70
XI (I)= I-1
W(I)=1.0
CONTINUE
```

```

C      READ RADIAL POSITIONS OF FLOW LINES PRIOR TO DEFORMATION AND
C      CALCULATE FLOW FUNCTIONS VALUES.
C      R0= INITIAL RADIUS OF BILLET.
C
      READ (2,105) (PP(J),J=1,M2),R0
      WRITE(5,104) (PP(J),J=1,M2),R0
      DO 1 J=1,M2
        Q(J)=(PP(J)**2)*V0
4      CONTINUE
      DO 214 K=1,N
C
C      READ RADIAL COORDINATES OF FLOW LINES AT EACH AXIAL STATION.
C
      READ(2,105) (RP(J),J=1,M)
      WRITE(5,104)(RP(J),J=1,M)
      DO 215 J=1,M
        RR(J+1,K)=RP(J)
215      CONTINUE
214      CONTINUE
      N3=N1*LD+1
      XL0=L0
      IF (L0.EQ.1) GO TO 107
      FOR WIDE ANGLE DIES ADDITIONAL 'DATA' IS COMPUTER GENERATED BY
      INTERPOLATION BETWEEN ACTUAL DATA POINTS.
C
C      DO 207 J=2,M
        DO 208 K=1,N1
          RP (K)=RR(J,K+1)
          PP(K)=X1(K+1)*D2
208      CONTINUE
          U(1)=0.0
          U(2)=PP(N1)
          V(1)=RP(J,1)
          V(2)=RR(J,N)
          S(1)=0.0
          S(2)=0.0
C
C      FDL30 IS USED TO CONTRUCT SIXTH-ORDER POLYNOMIALS IN Z WHICH
C      APPROXIMATE THE FLOW LINES. EACH INTERVAL D2 IS THEN DIVIDED INTO
C      L0 SUBDIVISIONS AND FLOW LINE RADII ARE COMPUTED OF EACH OF THESE
C      INTERMEDIATE AXIAL STATIONS USING FEVREA AND THE AXIAL POLYNOMIALS.
C
      CALL FDL30(U,V,2,S,2,PP,RP,N2,W,ALPHA,BETA,AL,P,R,PO,WN,AN,C,2,PA,
2PB)
      DO 209 K=1,N3
        P (K)=X1(K)*D2/XL0
        CALL FEVREA (BETA,6,P (K),RR(J,K))
209      CONTINUE
207      CONTINUE
      D2=D2/XL0
C
C      AT EACH AXIAL STATIONS - THOSE ESTABLISHED BY THE ORIGINAL DATA AND
C      THOSE ESTABLISHED BY INTERPOLATION - THE VARIATION OF FLOW FUNCTION
C      WITH RADIUS IS FIT USING FCL30 BY A POLYNOMIAL OF ORDER MX.
C 107 V(1)=0.0
      U(1)=0.0
      DO 1 K=1,N3
        DO 3 J=1,M2
          RP(J) =RR(J+1,K)
          RP(N2+J)=-RP(J)
          Q(N2+J)=Q(J)

```

```

3      CONTINUE
      CALL FCLSD(V,U ,1,RP,Q,N3,W,ALPHA,BETA,AL,P,R,PO,NN,AN,C,MM,PA,PB)
      DO 81 I=1,9
      IF (I-MN) 83,83,84
83     PHI(I,K)=BETA(I)
      GO TO 81
84     PHI(I,K)=0.0
81     CONTINUE
      RR(I,K)=0.0
      CONTINUE
1
C
C
C
C *****
C STEP 2. DETERMINATION OF THE ROOT OF THE POLYNOMIAL APPROXIMATION
C MINUS THE FLOW FUNCTION (NEW RADIAL POSITION), TO COMPARE HOW
C THE PRECEDING STEP, CHANGES THE ORIGINAL DATA.
C
C
C      DO 219 J=2,M
      DO 216 K=1,N3
      U(1)=-Q(J-1)
      DO 217 I=2,MN
      U(I) = PHI(I,K)
      PP(I)=0.0
217    CONTINUE
      S(1)= RR(J,K)
      V(1)=0.0
      PP(1)=0.0
C
C      A1 EACH STATIONS THE FLOW FUNCTION IS A KNOWN FUNCTION OF RADIUS.
C      MULLP DETERMINES RADII AT EACH STATION, WHICH CORRESPOND TO THE
C      INITIAL FLOW FUNCTION VALUES.
C
C      CALL MULLP (U,PP,-MX,S ,V)
      RR(J,K) = U (MN)
216    CONTINUE
      WRITE (5,104) (RR(J,K),K=1,N3)
219    CONTINUE
C
C
C *****
C STEP 3. CALCULATION OF THE POSITIONS OF TRANSVERSE LINES.
C
C
C      J= THE NUMBER OF THE FLOW LINE.
C      K= THE NUMBER OF THE AXIAL STATION.
C      ALPHA(K)= RECIPROCAL OF AXIAL VELOCITY AT STATION K.
C      BETA(K)= TIME TAKEN TO REACH STATION K.
C      AL(I)= TIME TAKEN BY LINE I TO GO FROM THE INITIAL TO THE CURRENT
C      POSITION.
C      ZN(J,I)= COMPUTED Z-COORDINATE OF INTERSECTION OF LONGITUDINAL
C      LINE J AND TRANSVERSE LINE I.
C      RA(J,I)= COMPUTED R-COORDINATE OF INTERSECTION OF LONGITUDINAL
C      LINE J AND TRANSVERSE LINE I.
C
C      DO 30 J=1,M
      WRITE (5,22) J
      DO 226 K=1,N3
226    ALPHA(K)=1.0/(PHI(3,K)+2.0*PHI(5,K)*RR(J,K)**2+3.0*PHI(7,K)*RR(J,K)
      2)**4+4.0*PHI(9,K)*RR(J,K)**6)

```

C
C
C
C

INTEGRATION OF EQUIDISTANTLY TABULATED FUNCTION BY TRAPEZOIDAL
RULE USING QTFE.

```

CALL QTFE(D2,ALPHA,BETA,N3)
DO 31 I=2,LL
AL(I)=(XI(I)*D3+D4)/V0
DO 32 K=1,N3
PO(K)=XI(K)*D2
IF(BETA(K)-AL(I)) 32,33,34
32 CONTINUE
IF(BETA(N3).GT.AL(I)) GO TO 31
ZN(J,I)=V0*HPO*(AL(I)-BETA(N3))+PO(N3)
RR(J,I)=RR(J,N3)
GO TO 31
33 ZN(J,I)=PO(K)
RA(J,I)=RR(J,K)
GO TO 31
34 ZN(J,I)=PO(K)-((BETA(K)-AL(I))*D2)/(BETA(K)-BETA(K-1))
RA(J,I)=RR(J,K)-((PO(K)-ZN(J,I))*(RR(J,K)-RR(J,K-1)))/D2
31 CONTINUE
WRITE (5,37) (I,ZN(J,I),RA(J,I),I=2,LL)
36 CONTINUE
RETURN
END

```

C
C
C
C
C
C
C
C

SUBROUTINES FCLSQ,FCLSQ,FEVREA, MULLP, BELONG TO THE UNIVERSITY
OF KENTUCKY NUMERICAL LIBRARY. QTFE TO THE GSP DO IBM.

ANEXO 5.4

Programa para plotar as linhas de
fluxo e distorsão das linhas trans
versais.

ANEXO 5.5

THIS PROGRAM IS AN APPLICATIONS OF VISIOPLASTICITY METHODS TO
EXTRUSIONS PROCESSES. DEFORMATION ZONE IS COMPUTED

```

21 DIMENSION RR(21,35),PHI(21,35),PP(70),J( 70),ALPHA( 70),BETA(70),W
    2( 70),AL(70),P(70),R(70),PO(70),WN( 70),AN( 70),C(70),PA(70),PB(70
    3),XI(70),U( 70),V( 70),ZN(21,35),FPC( 70),S(9),PA(21,35)
21 FORMAT(' K=',1X,'V=',2X,'U=',3X,'SRZ=',7X,'SRF=',7X,'SPTF=',6X,'GA
    2MNA=',5X,'TANG=',6X,'SRTRANS=',3X,'SPSHEAR=',3X,'ESR=',7X,'SRLONG=
    3')
22 FORMAT (' J=',14)
37 FORMAT(' I=',12,'ZN=',E13.6,'RA=',E13.6)
80 FORMAT (' ',12,11(1X,E10.3))
95 FORMAT(' K',1X,'LONG=',6X,'TRANS=',5X,'CIRCUMF=',3X,'SHEAR=',5X,
    2'ANGLE=',5X,'CS=')
100 FORMAT (1X,5I2,2F4.2,2F5.2)
104 FORMAT (1X,33F4.1)
105 FORMAT (20F4.1)

```

READING OF INITIAL INPUT GEOMETRY OF EXPERIMENTAL FLOW LINES.

M= NUMBER OF EXPERIMENTAL FLOW LINES.
N= NUMBER OF EQUALLY SPACED STATIONS ALONG THE AXIS.
LO= NUMBER OF SUBDIVISIONS OF THE D2 INTERVALS.
MX= ORDER OF POLYNOMIAL APPROXIMATION.
LL= NUMBER OF TRANSVERSE GRID LINES.
VO= HAM SPEED.
D2= DISTANCE BETWEEN STATIONS.
D3= DISTANCE BETWEEN TRANSVERSE LINES PRIOR TO DEFORMATION.
D4= DISTANCE FROM THE NEAREST LINE TO THE INITIAL STATION.

```

READ (2,100) M,N,LO,MX,LL,VO,D2,D3,D4
WRITE(5,100) M,N,LO,MX,LL,VO,D2,D3,D4

```

STEP 1. DETERMINATIONS OF FLOW FUNCTION FIELD USING POLYNOMIAL
APPROXIMATIONS AT EQUALLY SPACED STATIONS.

```

M2=M-1
M3=2*M2
N1=N-1
N2=N-2
MN=MX+1
MM=MX-1

```

THIS LOOP IS PERFORMED TO HAVE INTEGER IN REAL FIELD AND TO GIVE
EQUAL WEIGHT TO ALL POINTS IN THE POLYNOMIAL APPROXIMATIONS.

```

DO 5 I=1,70
XI (I)= I-1
W(I)=1.0
CONTINUE

```

READ RADIAL POSITIONS OF FLOW LINES PRIOR TO DEFORMATION AND
CALCULATE FLOW FUNCTIONS VALUES.

```

C      R0= INITIAL RADIUS OF BILLET.
C
      READ (2,105) (PP(J),J=1,M2),R0
      WRITE(5,104) (PP(J),J=1,M2),R0
      DO 4 J=1,M2
        Q(J)=(PP(J)**2)*V0
4      CONTINUE
      DO 214 K=1,N
C
C      READ RADIAL COORDINATES OF FLOW LINES AT EACH AXIAL STATION.
C
      READ(2,105) (RP(J),J=1,M)
      WRITE(5,104) (RP(J),J=1,M)
      DO 215 J=1,M
        RR(J+1,K)=RP(J)
215      CONTINUE
214      CONTINUE
      N3=N1*LO+1
      XLO=L0
      IF (LO.EQ.1) GO TO 107
      FOR WIDE ANGLE DIES ADDITIONAL 'DATA' IS COMPUTER GENERATED BY
      INTERPOLATION BETWEEN ACTUAL DATA POINTS.
C
C      DO 207 J=2,M
      DO 208 K=1,N1
        RP (K)=RR(J,K+1)
        PP(K)=XI(K+1)*D2
208      CONTINUE
      U(1)=0.0
      U(2)=PP(N1)
      V(1)=RR(J,1)
      V(2)=RR(J,N)
      S(1)=0.0
      S(2)=0.0
C
C      FCLSQ IS USED TO CONSTRUCT SIXTH-ORDER POLYNOMIALS IN Z WHICH
C      APPROXIMATE THE FLOW LINES. EACH INTERVAL D2 IS THEN DIVIDED INTO
C      L0 SUBDIVISIONS AND FLOW LINE RADIUS ARE COMPUTED OF EACH OF THESE
C      INTERMEDIATE AXIAL STATIONS USING FEVREA AND THE AXIAL POLYNOMIALS.
C
      CALL FCLSQ(U,V,2,5,2,PP,RP,N2,W,ALPHA,BETA,AL,P,P,PD,NN,AN,C,2,PA,
2PS)
      DO 209 K=1,N3
        P (K)=XI(K)*D2/XLO
      CALL FEVREA (BETA,6,P (K),RR(J,K))
209      CONTINUE
207      CONTINUE
      D2=D2/XLO
C
C      AT EACH AXIAL STATIONS - THOSE ESTABLISHED BY THE ORIGINAL DATA AND
C      THOSE ESTABLISHED BY INTERPOLATION - THE VARIATION OF FLOW FUNCTION
C      WITH RADIUS IS FIT USING FCLSQ BY A POLYNOMIAL OF ORDER MX.
C 107  V(1)=0.0
      U(1)=0.0
      DO 1 K=1,N3
        DO 3 J=1,M2
          RP(J) =RR(J+1,K)
          RP(N2+J)=-RP(J)
          Q(M2+J)=Q(J)
3      CONTINUE

```

```

      CALL FCLSQ(V,U ,1,RP,Q,M3,W,ALPHA,BETA,AL,P,R,PO,WN,AN,C,MM,PA,PB)
      DO 81 I=1,9
      IF (I-MN) 83,83,84
83    PHI(I,K)=BETA(I)
      GO TO 81
84    PHI(I,K)=0.0
81    CONTINUE
      RR(I,K)=0.0
      CONTINUE
1
C
C
C
C *****
C STEP 2. DETERMINATION OF THE ROOT OF THE POLYNOMIAL APPROXIMATION
C MINUS THE FLOW FUNCTION (NEW RADIAL POSITION), TO COMPARE HOW
C THE PRECEDING STEP, CHANGES THE ORIGINAL DATA.
C
C
C
C
      DO 217 J=2,M
      DO 216 K=1,N3
      U(1)=-U(J-1)
      DO 217 I=2,MN
      U(I) = PHI(I,K)
      PP(1)=0.0
217    CONTINUE
      S (1)= RR(J,K)
      V(1)=0.0
      PP(1)=0.0
C
C
C
C
      AT EACH STATIONS THE FLOW FUNCTION IS A KNOWN FUNCTION OF RADIUS.
      MULLP DETERMINES RADII AT EACH STATION, WHICH CORRESPOND TO THE
      INITIAL FLOW FUNCTION VALUES.
C
C
      CALL MULLP (U,PP,-MX,S ,V)
      RR(J,K) = U (MN)
216    CONTINUE
      WRITE (5,104) (RR(J,K),K=1,N3)
219    CONTINUE
C
C
C
C *****
C STEP 3. CALCULATION OF DEFORMATION ZONE
C
C
C
C
      J= THE NUMBER OF THE FLOW LINE.
      K= THE NUMBER OF THE AXIAL STATION.
      ZRK= Z-COORDINATE OF THE BEGINNING OF DEFORMATION ZONE ON FLOW
      LINE J.
      ZAK= Z-COORDINATE OF THE END OF DEFORMATION ZONE ON FLOW LINE J.
C
C
      DO 32 K=1,N3
32    PU(K)=XI(K)*02
      DO 30 J=2,M
      WRITE(5,22) J
      DRR=RR(J,1)-RR(J,N3)
      UP=RR(J,1)-0.02*DRR
      DOWN=RR(J,N3)+0.02*DRR
      DO 39 K=1,N3
      IF (UP-RR(J,K)) 39,40,41
39    CONTINUE
40    ZRK=PU(K)
      GO TO 42

```

```
41      ZRR=PO(K)-((UP-RR(J,K))/(RR(J,K-1)-RR(J,K)))*D2
42      DO 35 K=1,N3
          IF (DOWN-RR(J,K)) 35,36,38
35      CONTINUE
36      ZAR=PO(K)
          GO TO 33
38      ZAR=PO(K)-((DOWN-RR(J,K))/(RR(J,K-1)-RR(J,K)))*D2
33      WRITE(5,104) ZRR,ZAR
          WRITE(5,22)
30      CONTINUE
          CALL EXIT
          END
```