

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica  
e dos Materiais - PPGEMM.

INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA PLASTICIDADE DO AÇO  
AISI 1050, PARA A CONFORMAÇÃO A FRIO

por:  
Marcos Mallqui Espinoza  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Laboratório de Transformação Mecânica do  
Centro de Tecnologia-UFRGS, dentro do programa de Pós-Graduação  
em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais-PPGEMM.

Porto Alegre

1993

INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA PLASTICIDADE DO  
AÇO AISI 1050, PARA A CONFORMAÇÃO A FRIO.

DISSERTAÇÃO

Apresentada no Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA METALURGICA  
E DOS MATERIAIS - PPGEMM, como parte dos requisitos para a  
obtenção do título de

MESTRE EM ENGENHARIA

AREA DE CONCENTRAÇÃO : METALÚRGIA DE TRANSFORMAÇÃO

POR

MARCOS MALLQUI ESPINOZA - ENGENHEIRO METALURGICO

1993

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia, área de concentração: METALURGIA DE TRANSFORMAÇÃO e aprovada em forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do curso de Pós-Graduação.

Orientador:

Lírio Schaeffer  
Doutor em Engenharia  
UFRGS.

Banca Examinadora:

Telmo Roberto Strohaecker  
Doutor em Engenharia Metalúrgica  
Professor do DEMET UFRGS.

Vilson Carlos da Silva Ferreira  
PhD em Engenharia Mecânica  
Professor do DEMEC UFRGS.

Pedro Armando Boni Licht  
Engenheiro Metalúrgico  
ZIVI Hercules S.A.

Lírio Schaeffer  
Doutor em Engenharia  
Professor do DEMET UFRGS

Coordenador do PPGEMM  
Carlos Hoffmann Sampaio  
Doutor por livre Docência, UFRGS

SI MBOLOGIA EMPREGADA

Símbolo	Unidades	Significado
$\varphi$	--	Deformação logarítmica
$k_f$	MPa	Resistência ao escoamento
$k_w$	MPa	Resistência a deformação
$h_o$	mm	Altura inicial
$h_f$	mm	Altura final
$A_o$	mm <sup>2</sup>	Área inicial
$A_f$	mm <sup>2</sup>	Área final
$V_o$	mm <sup>3</sup>	Volume inicial
$V_f$	mm <sup>3</sup>	Volume final
$\varepsilon$	--	Deformação relativa
$M$	--	Razão de esbeltez
$d$	mm	Diâmetro
$\mu$	--	Coefficiente de atrito(Coulumb)
$T$	C	Temperatura
$F$	N	Força
$V$	v	Diferença de potencial
$r_o$	mm	raio inicial
$\varepsilon_1, \varepsilon_2$ e $\varepsilon_3$	--	Deformações principais.
$k$	MPa	Tensão por cisalhamento.
$\sigma_1, \sigma_2$ e $\sigma_3$	MPa	Tensões principais.
$\sigma_{ij}$	MPa	Componentes das tensões.
$J_1, J_2$ e $J_3$	MPa	Invariantes do tensor desviador.
$\tau_{12}, \tau_{23}$ e $\tau_{13}$	MPa	Tensões de cisalhamento.
$Y$	MPa	Tensão de escoamento(uniaxial).
$Y'$	MPa	Tensão de escoamento(plana).
$H$	MPa	Módulo de plasticidade.
$E$	MPa	Módulo de Hooke elástico.
$T$	MPa	Módulo tangencial.
$\dot{\varphi}$	s <sup>-1</sup>	Velocidade de deformação.
$t$	min	Tempo.
HB	Brinell	Dureza BRINELL
HRC	Rockwell	Dureza Rockwell C
MHV	Vickers	Microdureza vickers
$\Delta G$	J	Energia livre de GIBBS

Vx	mm/s	Velocidade do material
m	--	Fator de atrito
n	--	Coefficiente de encruamento
u <sub>0</sub>	mm	Espessura do anel RASTEGAEV
t <sub>0</sub>	mm	Altura do anel RASTEGAEV.
M. O.	--	Microscópio óptico.
M. E. V.	--	Microscópio Eletrônico de varredura
P <sub>p</sub>	--	Fração de pontos.
P <sub>L</sub>	--	Número de intersecções por linha.
P <sub>A</sub>	--	Número de pontos por área.
P <sub>V</sub>	--	Número de pontos por volume.
V <sub>v</sub>	%	Fração volumétrica de esferoidita.
G <sub>e</sub>	%	Grau de esferoidização.
σ <sub>m</sub>	MPa	Tensão de escoamento da Ferrita.
w	mm	Largura da chapa (Deform. Plana).
b	mm	Largura do punção
e	mm	Espessura da chapa.
ρ	cm/cm <sup>3</sup>	Densidade de discordâncias.
λ	--	Relação de áreas.
D <sub>i</sub>	--	Difusividade intersticial
A	--	Fator de Arrhenius
J	--	Fluxo de átomos que cruza a área.

## AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. LÍRIO SCHAEFFER, pela orientação e todo o apoio para a realização deste trabalho.

Aos colegas do LTM, pelo auxílio, amizade e incentivo demonstrados ao longo deste período.

Ao corpo docente do PPGEMM, pelo apoio educativo e auxílio na minha formação.

Aos funcionários e corpo técnico, pela contribuição prática neste trabalho.

Aos estagiários do LTM, pela execução dos testes.

Ao Conselho Nacional de Pesquisa (CNPq), pelo financiamento deste trabalho.

Ao professor TELMO R. SIROHAECKER, pela colaboração e conselhos prestados os quais tornaram possível a realização deste trabalho.

A todos aqueles que de alguma forma, direta ou indireta, fizeram possível a concretização deste trabalho.

A mis padres, que estando  
lejos, les dedico con  
mucho cariño e amor.

---

### RESUMO

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência dos tratamentos térmicos na obtenção de uma microestrutura adequada e estável, que possua boa plasticidade e permita elevados graus de deformação do aço AISI 1050, para sua posterior conformação a frio.

Realizaram-se diversos tratamentos de recozimento e esferoidização e, posteriormente, foi avaliada sua plasticidade, mediante ensaios de compressão uniaxial pelo método "RASIEGAEV" e compressão plana pelo método "WATTS & FORD". Comprova-se mediante curvas de escoamento o incremento da plasticidade das estruturas esferoidais. As transformações geradas baseiam-se em reações eutetóides que modificam a morfologia da cementita.



#### ABSTRACT

The aim of this work is to evaluate the heat treatment influence to attain the adequate and stable microstructure. It must have good plasticity and permit high grade of deformation of AISI 1080 steel.

The main series of heat treatment were executed and after were evaluate for RASIEGAEV and WATTS & FORD test. The flow curve showed increment of plasticity with the microstructure spheroidized.

## ÍNDICE

1. - INTRODUÇÃO .....	01
2. - SITUAÇÃO ATUAL .....	05
3. - ASPECTOS METALÚRGICOS.....	10
3.1. -Temperaturas críticas no diagrama de equilíbrio Fe-C .	10
3.2. -Constituintes microscópicos dos aços ao carbono.....	11
3.2.1. -Ferrita .....	11
3.2.2. -Cementita .....	11
3.2.3. -Perlita lamelar.....	12
3.2.4. -Esferoidita.....	12
3.2.5. -Martensita.....	12
3.3. -Reação eutetóide .....	14
3.3.1. -Espaçamento Interlamelar.....	16
3.3.2. -Difusão.....	16
3.4. -Processo de Esferoidização.....	18
3.4.1. -Nucleação.....	19
3.4.2. -Crescimento.....	20
4. - TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	22
4.1. -Recozimento sub-crítico .....	22
4.1.1. -Recozimento de Estabilização.....	22
4.1.2. -Recozimento contra encruamento.....	23
4.1.3. -Recozimento de globulização (Isotérmico).....	26
4.2. -Recozimento de Austenização Incompleta.....	27
4.2.1. -Isotérmico .....	27
4.2.2. -Cíclico.....	27
4.3. -Recozimento de Austenização Completa .....	27
4.3.1. -Recozimento pleno .....	27
4.3.2. -Normalização .....	28
4.4. -Temperado e Revenido.....	28
4.4.1. -Temperado.....	28
4.4.2. -Revenido.....	29
4.5. -Tratamentos Termomecânicos.....	30
4.6. -Metalografia Quantitativa.....	32
5. - ASPECTOS MECÂNICOS .....	36
5.1. -Introdução à conformação plástica.....	36

5.2.	-Critérios de escoamento.....	36
5.3.	-Descrição da curva de escoamento.....	39
6.	- ANÁLISES DO ENSAIO DE COMPRESSÃO PARA A OBTENÇÃO DAS CURVAS DE ESCOAMENTO .....	43
6.1.	-Introdução.....	43
6.1.1.	-Compressão homogênea.....	44
6.1.2.	-Compressão não homogênea.....	44
6.2.	-Métodos do ensaio de Compressão .....	46
7.	- MÉTODOS EMPREGADOS NA OBTENÇÃO DAS CURVAS DE ESCOAMENTO....	49
7.1.	-Ensaio "RASTEGAEV".....	49
7.1.1.	-Geometria e Cálculos.....	49
7.2.	-Ensaio "WATTS AND FORD".....	52
7.2.1.	-Geometria e Cálculos.....	53
7.3.	-Comparação dos ensaios .....	55
8.	- ANÁLISES DO ENCRUAMENTO DO AÇO .....	57
8.1.	-Introdução.....	57
8.2.	-Mecanismos de Encruamento.....	58
8.2.1.	-Modelo baseado na mecânica dos meios contínuos.....	58
8.2.2.	-Teoria de Contratensão Generalizada.....	58
8.2.3.	-Teoria de Encruamento por Escorregamento secundário.....	59
8.2.4.	-Teoria da Contratensão Elástica e O Efeito BAUSCHINGER.....	60
8.3.	-Conclusões.....	62
9.	- ANÁLISES EXPERIMENTAIS.....	63
9.1.	-Material empregado.....	63
9.2.	-Equipamento empregado nos testes.....	63
9.3.	-Corpos de prova e ferramental.....	66
9.4.	-Lubrificantes empregados.....	68
9.5.	-Tratamentos térmicos realizados.....	69
9.6.	-Procedimento dos ensaios.....	71
9.7.	-Construção das Curvas de Escoamento.....	72

10. -DISCUSSÕES DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	75
10.1.-Análises Metalográficas.....	75
10.2.-Provas de Dureza e Microdureza.....	80
10.3.-Ensaio de Compressão.....	84
11. -CONCLUSÕES.....	90
12. -SUGESTÃO DE CONTINUIDADE.....	92
13. -BIBLIOGRAFIA .....	93
ANEXOS .....	102
ANEXO I : Tabelas e curvas de escoamento .....	103
a) Ensaio RASTEGAEV.....	103
b) Ensaio WATTS & FORD .....	108
ANEXO II : Fotomicrografias .....	111
a) Graus de deformação do C.P. RASTEGAEV.....	111
b) Deformação do anel do C.P. RASTEGAEV.....	113
c) Graus de deformação do C.P. WATTS & FORD.....	114

## 1. -INTRODUÇÃO.

Os avanços tecnológicos desenvolvidos pela indústria metal-mecânica, na atualidade são de tal magnitude que aumentam a necessidade de produzir-se materiais de elevadas características e de grande produção o que leva a que determinados processos de fabricação sejam constantemente revisados. Este trabalho originou-se da possibilidade das indústrias de cutelarias do estado do Rio Grande do Sul, de produzir produtos, convencionalmente conformados a quente, por processos de conformação a frio.

Com a substituição destes processos, se obtém:

- Melhor acabamento superficial, evitando a decaagem e polimento.
- Dimensões de peça acabada, evitando a usinagem trabalhosa.
- Elevadas características mecânicas, evitando os tratamentos térmicos ou termoquímicos.
- Eliminação ou redução de operações no processo.
- Significativa economia da matéria prima e energia (aquecimento).
- Emprego de matéria prima barata e de fácil fornecimento (aço).
- Possibilidade de obter peças pequenas de grande precisão.
- Alta taxa de produção e produtividade.
- Possibilidade de substituir os aços ligados.

A conformação a frio /1.1/1.2/1.9/, vem adquirindo, nos últimos anos, uma grande importância devido a seu desenvolvimento técnico em muitos aspectos, máquinas mais potentes e com elevadas cadências vem sendo empregadas, estas asseguram um nível de qualidade e precisão superior. Na conformação a frio, para efetuar grandes deformações o material deve possuir características excepcionais de plasticidade. O aço é muito empregado, não só por ser resistente, mas também porque combina resistência com plasticidade e, modificando sua estrutura, podemos variar estas características para o uso. Estas propriedades podem ser medidas e interpretadas por meios de ensaios mecânicos, onde a deformação resultante; bem como a força exercida sobre o corpo de prova são transformadas na relação entre tensão e deformação.

Não só o aço pode modificar suas propriedades, o alumínio-Cobre (5%) por exemplo, possui maior plasticidade quando apresenta cristais da fase alfa e theta. Em ligas de magnésio para incrementar sua plasticidade deve-se dissolver a fase beta dentro da fase alfa. Em ligas de cobre-alumínio a fase mais plástica é a alfa e deve-se evitar que se forme a fase gama 2, que é muito dura, limitando o teor de alumínio. Em ligas de titânio antes de seu emprego se submetem a diversos tratamentos térmicos que produzem uma precipitação controlada em ligas bifásicas (alfa-beta) as quais são muito empregadas.

Os metais são diversamente empregados devido a sua capacidade de deformar-se plasticamente. Um metal com elevado grau de deformação é mais usado em processos de conformação a frio (trifilação, extrusão, embutimento, laminação, forjamento, etc.).

Por isto, se considera a plasticidade como uma propriedade importante dos metais. Sua previsão quantitativa é das mais difíceis. Na atualidade com todos os conhecimentos adquiridos, quantificar a plasticidade requerida para certa deformação é muito difícil e por demais complexo.

Para se verificar a deformabilidade pode-se através do ensaio de tração, conhecer seu comportamento plástico pelo alongamento e estrição, mas este apresenta, a pequenas deformações, ruptura do material (25%).

A maioria dos processos de conformação a frio, se caracteriza pelos elevados graus de deformação, neste caso os ensaios de compressão apresentam-se mais adequados. Para isto procura-se um tipo de ensaio que mantenha um estado uniaxial de tensões com uma deformação homogênea, neste trabalho o ensaio "KASTEGAEV" /4.4/ foi o mais adequado. O ensaio WATIS & FORD /4.5/ foi empregado para elevar o grau de encruamento nos corpos de prova nas estruturas esferoidais.

Um dos parâmetros fundamentais do processo de conformação é sua resistência ao escoamento ( $k_f$ ) /4.6/, que é a tensão que, num ensaio uniaxial de tensões, representa o início do escoamento plástico, e está em função do grau de deformação, da temperatura, da velocidade de conformação, atrito, etc.

O conhecimento dos tratamentos térmicos dos aços /1.7/1.8/, a aplicação dos diagramas de equilíbrio Fe-C /1.9/ e os resfriamentos contínuos e isotérmicos (TIT) /1.10/, (fig.1.1) nos ajudam a transformar a microestrutura do aço AISI 1050, em uma mais estável e com melhor comportamento plástico, as microestruturas lamelares com as que são fornecidos os aços, não são adequadas aos processos de conformação a frio, o que obriga a execução de tratamentos preliminares de esferoidização dos carbonetos.

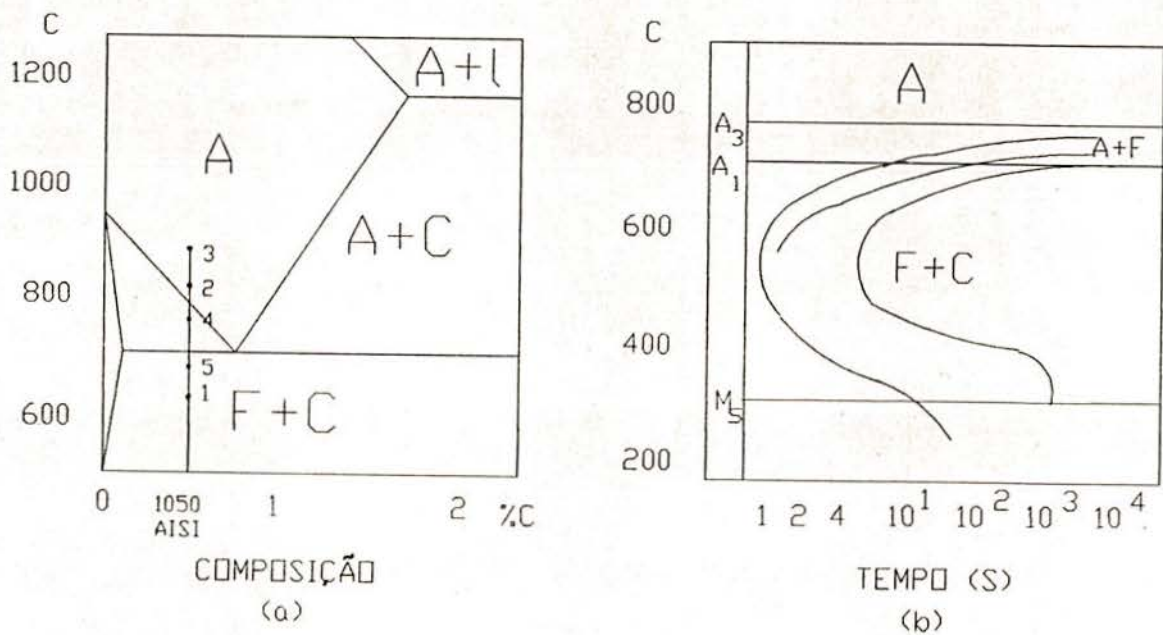


Fig.1.1.-a)-Diagrama de equilíbrio Fe-C/1.9/  
 b)-Diagrama TTT do aço AISI 1050/1.10/

Na figura 1.2 mostra-se o fluxograma onde se pode observar os tópicos mais importantes abordados nesta pesquisa e, para uma melhor avaliação deste trabalho foi dividida em dois aspectos: metalúrgico e mecânico.

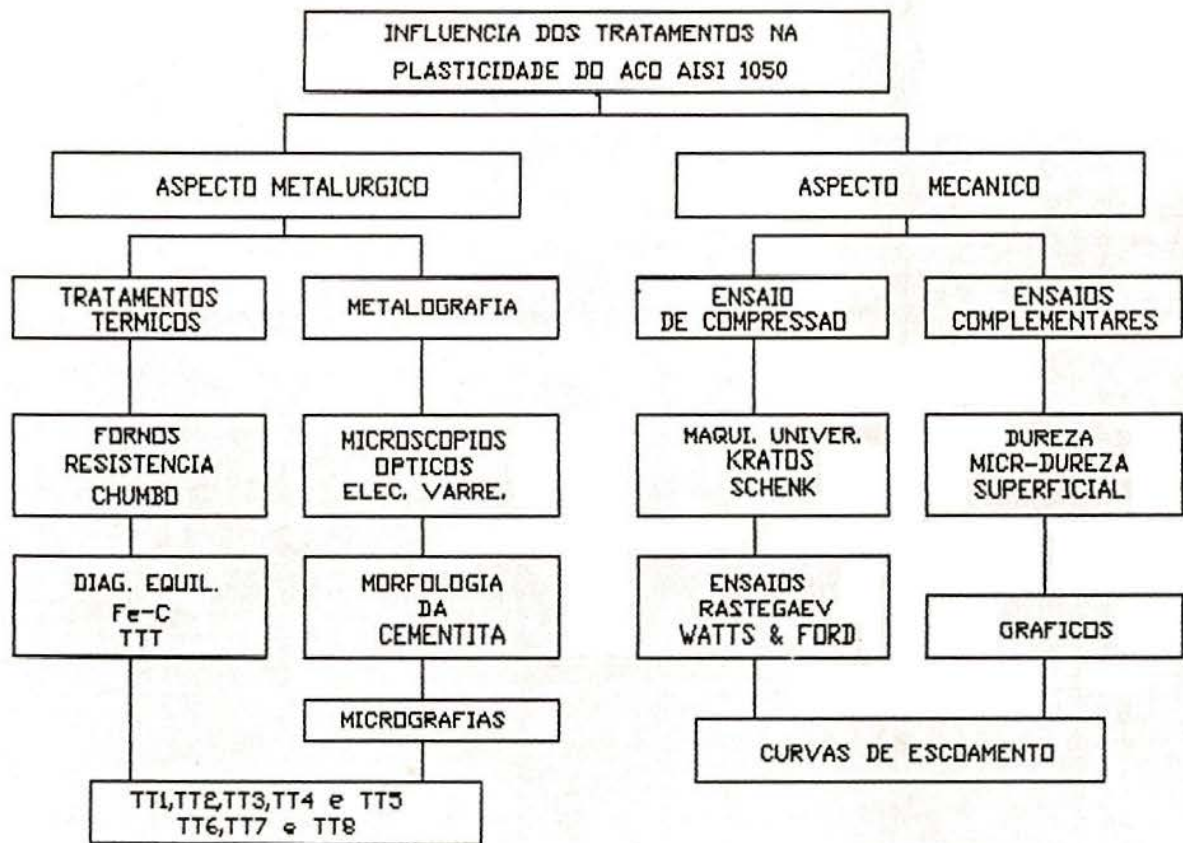


Fig.1.2. - Fluxograma dos tópicos avaliados



## 2. -SITUAÇÃO ATUAL

A complexidade e multiplicidade de processos que ocorrem durante uma deformação plástica, permite a realização de estudos complexos que abarcam uma série de tópicos.

A plasticidade de um metal está intimamente ligada a sua microestrutura e uma forma de aumentá-la significa modificar o seu estado mais estável. Esta é uma propriedade importante dos metais e está definida como a capacidade de deixar-se deformar plásticamente sob tensão, sem trincar-se.

A ductilidade e a maleabilidade são terminologias que descrevem a habilidade do metal de deformar-se sem trincas sob tensão ou compressão respectivamente.

A seguir são relatadas algumas pesquisas relacionadas com os tratamentos térmicos, as transformações de fases, teoria da plasticidade e ensaios mecânicos dos aços e outros metais:

HILLERT e MEHL (1962) /2.1/. - Estudaram o mecanismo de formação da perlita, os processos de difusão e os parâmetros importantes do processo de nucleação e as taxas de crescimento. Desenvolveram duas teorias.

BAIRNS e CHARLES (1967) /2.2/. -Analizaram o efeito da temperatura de recozimento sobre a microestrutura do aço 0,2 % C fortemente encruado, com um recozimento de 15 min a 700°C observaram a recristalização da ferrita e uma degradação da estrutura. Uma observação cuidadosa destes autores mostra que houve uma quebra parcial das lamelas do constituinte perlítico e não uma esferoidização, mais tempo de recozimento (30 min a 550°C) resultou em uma estrutura esferoidizada. Não analisaram a morfologia da cementita.

FELMANN, G. (1969) /2.3/. -Estudou o encruamento e a recristalização do aço de baixo carbono mostrando o efeito de recozimento na faixa de 250 a 750°C sobre a microestrutura e propriedades mecânicas, analisou ainda o efeito do grau de encruamento sobre o tamanho de grão recristalizado, não avaliou a morfologia da cementita.

HERON (1969), HELD (1970), HILGER (1973), KAMMA e HORNBOGEN (1976), GAVEN (1975) /2.4/2.5/2.6/2.7/. - Investigaram os

processos de recristalização da ferrita, em aços encruados a frio e a morno, influência do tamanho das partículas da cementita, influência do grau de redução, cinética de esferoidização, fração volumétrica da esferoidita e seu comportamento mecânico em geral, de aços de baixo carbono com ou sem liga.

Em trabalhos mais recentes pesquisadores como: CHANG E BYRNE (1983), VLAD e BUNGE (1985)/2.8/2.9/. -Estudaram a cinética de recozimento de um aço eutetóide laminado a frio e também a textura após da deformação e os efeitos da recristalização, não fizeram menção sobre a morfologia.

BRUNZEL, POTEKIN, RYBAKOV e MOISEV (1976) /2.10/. - Estudaram a influência dos tratamentos térmicos sobre a plasticidade dos aços trabalhados a frio, observando os processos de recristalização e o crescimento de grão.

LAFOND, MOLIEXE, NAMDAR e SANZ (1977)/2.11/. -Estudaram o comportamento dos aços hipoeutetóides globulizados. Analizaram a morfologia da cementita e fizeram ensaios de tração e impacto.

HO e WEATHERLY (1977)/2.12/. -Estudaram a esferoidização da perlita em aços eutetóides, avaliaram a velocidade de esferoidização, concluindo que o ponto triplo é controlado pela velocidade da difusão volumétrica do carbono na ferrita.

KOPNOV(1977)/2.13/. -Estudou os processos que ocorrem durante a deformação plástica, seu comportamento elasto-plástico e sua ductilidade, avaliou os valores que caracterizam a habilidade do metal para deformar-se, mediante relações entre a elasticidade e as forças de resistência plástica. Efetuou estes estudos em ligas de alumínio a diferentes temperaturas.

DEICH e APAEV (1977)/2.14/. - Estudaram o processo da decomposição da martensita, a formação dos carbonetos e os efeitos sobre a ductilidade dos aços no revenido. Empregaram aços ao carbono AISI 1045 e ligados a Cr e Ni. Analizaram o mecanismo da fragilidade do revenido, o incremento da ductilidade, resistência, resistividade elétrica, força coerciva e dureza, variando a temperatura de revenimento.

TOSHIRO YAMAMOTO e KEN-ICHI KUMAGAI (1977)/2.15/. - Estudaram os efeitos dos tratamentos térmicos e o trabalhado a frio, sobre a usinagem dos aços. As características do cavaco em aços que

são sujeitos a processos de produção em massa em máquinas automáticas.

Discutiram os fatores metalúrgicos sobre os efeitos na formação do cavaco.

HOUIN, SIMON E BECK (1978)/2.16/. -Estudaram as influências dos tratamentos térmicos nas estruturas ferrito-perlítica e nas propriedades mecânicas dos aços entre 0.2 a 0.8 % C com ensaios de tração.

SHAPOLOV, POLTORATSKII, TROFIMENKO e SERDYUK (1979)/2.17/ Analizaram a influência do hidrogênio sobre a cinética de esferoidização e o coalescimento da cementita do aço com 0.8 a 1.8 % C a 600 e 700°C , o hidrogênio no aço tem uma influência muito pequena na velocidade de esferoidização, porém mais elevada na velocidade de coalescência da cementita.

GOGIA e GOKHALE (1980)/2.18/. -Apresentaram trabalhos sobre o estudo global da evolução da esferoidização da cementita no aço 0.75 % C ,fizeram provas a 700 e 650°C com a perlita grossa e fina

FISHER e GURLAND (1981)/2.19/. -Basearam-se no estudo quantitativo uniaxial, analisaram os processos de nucleação das folgas nos limites de grãos, as formas das folgas e suas localizações, também sua morfologia.

BARANOVA, SUKHOMLIM e TKACHENKO (1981)/2.20/. -Pesquisaram sobre a esferoidização da cementita em aços hipoeutetóides, laminados a frio e a quente, empregaram temperaturas de 860° C e deformações de 20 e 25 % com ensaios de compressão, com tempos de 10 min a 10 h, seus resultados mostraram que os defeitos na estrutura cristalina atômica devido a deformação, acelerava a esferoidização do aço hipoeutetóide.

YU, BASHNIN, LISITSKAYA e KUMINOV (1982)/2.21/. Analizaram a influência dos tratamentos térmicos sobre a resistência e ductilidade do aço AISI 1085 para molas, controlaram seu tamanho de grão com a velocidade de resfriamento e as temperaturas, aumentaram sua resistência e sua plasticidade de 8 a 50 %, com uma granulometria fina e esferoidizada.

HEWITT (1982)/2.22/. -Estudou a esferoidização do aço com elevado teor de carbono e seus efeitos posteriores de tratamentos

térmicos, empregou aços de composição eutetóide (0.8 -1 % C).

ROLAND e QUILLARD (1988)/2.29/. -Estudaram a influência da deformação plástica sobre a cinética de esferoidização de aços de baixo teor de carbono, com resfriamento contínuo, empregaram para estas análises as curvas derivadas termais. Toda esta experiência foi monitorada por computadores.

CASTILLO (1984)/2.24/. -Pesquisaram sobre os tratamentos termomecânicos para aços com 0.9 %C, conseguiram elevar as características mecânicas dos aços com uma microestrutura muito fina de grãos com uma cementita esferoidizada fina também, o processo foi feito de 823 a 973 K a ductilidade se aumentou em 6 %.

OYAMA, SHERBY, WADSWORTH E WALSER (1984)/2.25/. -Avaliaram o comportamento superplástico dos aços ao carbono entre 1 a 2.1 % C, a temperaturas entre 600 e 850°C, desenvolveram uma microestrutura ultra fina, que consiste em uma matriz ferrítica equiaxial (0.5-2 µm diam.) com cementita esferoidal (0.2-1 µm), com excelentes propriedades mecânicas e plásticas, mediante processos termomecânicos. Analisaram a estrutura do eutetóide divorciado (DETD) e mediante metalografia quantitativa calcularam as porcentagens destes.

LOANE (1988)/2.26/. -Analisou o comportamento dos aços de características mecânicas elevadas (AISI 4340) para serem empregadas após uma forja ou usinagem, estudaram tratamentos isotérmicos, convencionais e termomecânicos com o fim de amolecer-los.

ALHARA e KABANA (1990)/2.27/. -Estudaram a influência que tem a pré-microestrutura durante o recozimento de esferoidização, em aços encruados a frio, para arames em trefilação para o aço 1045, estes adquiriram boa forjabilidade a frio com tempos de recozimento relativamente curtos.

KOBAYASHI & THOMSEN (1971)/2.28/, ALTAN & KNOERK (1971)/2.29/, JUNEJA (1973)/2.30/, AVITZUR (1983)/2.31/, KOOP (1988)/2.32/, POHLANDT & BECKER (1989)/2.33/, SCHAEFFER(1989)/2.34/ etc.,. Desenvolveram métodos matemáticos para prever o comportamento do escoamento de materiais elásto-plástico, empregando corpos de prova cilíndricos e planos. Estabeleceram fórmulas empíricas para estimar as forças de conformação (forjamento),

criando programas para computadores (FORGE2, CAPS FINEL, ANSYS, etc.) para acelerar e determinar com exatidão estes parâmetros.

A maioria das pesquisas realizadas até a data não foram avaliadas para determinar o comportamento plástico necessário para uma elevada deformação como seria no forjamento a frio, por isto neste trabalho procura-se determinar os tratamentos térmicos adequados e avaliá-los com ensaios de compressão.

### 3. -ASPECTOS METALÚRGICOS.

Os aços empregados na indústria geralmente são ligas Fe-C, que variam desde 0,033% a 1,7% de carbono. Para elevar as características dos aços ao carbono, adicionam-se elementos como manganês, silício, cromo, níquel, molibdênio, tungstênio, vanádio, nióbio, etc. Estes aços têm uso específico e são de elevado custo.

Os aços ao carbono, modificando sua estrutura interna, são mais empregados, suprimindo em muitos usos os aços ligados, por serem de baixo custo e fácil fornecimento. Para isto deve-se conhecer a representação gráfica e esquemática de suas transformações, que ocorrem no resfriamento e aquecimento, além dos microconstituintes que se formam.

#### 3.1-TEMPERATURAS CRÍTICAS NO DIAGRAMA FERRO-CARBONO/3.1/

Como são conhecidos, os aços comuns podem ser considerados fundamentalmente como liga Fe-C, com alguns outros elementos que podem ser: manganês, silício, fósforo ou enxofre como impurezas em pequenas quantidades. O carbono é encontrado geralmente em aços, combinados com Fe, formando o carboneto de ferro (cementita), que constitui 6.67% de carbono de fórmula  $Fe_3C$ , formado por três partes de Fe e uma de carbono.

Com especial atenção para os aços de menos de 1,7% de carbono, e de maneira particular ao processo de resfriamento do aço AISI 1050, tem-se :

Sua solidificação inicia-se a  $1480^{\circ}C$  aproximadamente, precipitando cristais de austenita cujo conteúdo de carbono é inferior a 0.50%. Ao continuar a solidificação ocorrem precipitações de cristais cada vez mais ricos em carbono.

-Quando o aço esfria a mais ou menos  $1400^{\circ}C$  a solidificação é quase total.

-Quando a difusão é perfeita os primeiros cristais de austenita possuem menos carbono que os que se depositam no final da cristalização.

-A austenita precipitada é heterogênea sendo os centros de cristalização e eixos dos cristais as zonas menos carbonetadas. As quantidades de carbono nos grãos tendem a ser

superiores a média do aço. Quando o aço atravessa a região austenítica, a difusão continua e, deixando-se passar um certo tempo, suficiente para que se efetue esta difusão, essa heterogeneidade inicial do metal, desaparecerá.

-As velocidades habituais de resfriamento não permitem que se efetue completamente a difusão, logo, não ocorre nada anormal até a temperatura de  $790^{\circ}\text{C}$ . A partir desta temperatura começam a aparecer na austenita, cristais de ferrita e a quantidade de carbono da austenita vai aumentando. Abaixo de  $723^{\circ}\text{C}$ , quando a composição da austenita é eutetóide, esta se precipita toda em forma de cristais de perlita, então obtemos cristais de ferrita e perlita.

### 3.2.-CONSTITUINTES MICROSCÓPICOS DOS AÇOS AO CARBONO/a.z/

Com os tratamentos térmicos que usaremos obteremos os seguintes constituintes:

3.2.1.-FERRITA (Fig.3.1).- É o ferro quase puro e pode conter quantidades pequenas de silício, fósforo, enxofre e outras impurezas. Cristaliza em um sistema cúbico de corpo centrado, tem aproximadamente uma resistência de 274 MPa, 35% de alongamento e uma dureza de 90 Brinell. É o menos duro de todos os constituintes do aço, mais dúctil e maleável.

Nos aços pode aparecer de diversas formas:

- a) Como elemento pró-eutetóide que acompanha a perlita
- b) Como elemento eutetóide da perlita acompanhando a cementita.
- c) Como matriz que rodeia os glóbulos da cementita na estrutura globular.
- d) Nos aços hipoeutetóides temperados, misturados com a martensita ou com os demais elementos de transição.

3.2.2.CEMENTITA (Fig.3.2).-É constituído de carboneto de ferro,  $\text{Fe}_3\text{C}$ , contém 6.67% de C e 93.33% de ferro. É o constituinte de carboneto mais duro e frágil dos aços sua dureza é superior a 68 HRC, cristaliza na forma de um paralelepípedo ortorrômbico de grande tamanho  $4,5 \times 5 \times 6,7 \text{ \AA}$ .

É magnético à temperatura ambiente e perde este magnetismo a  $218^{\circ}\text{C}$ .

Nos aços aparece com as formas de:

- a) Cementita pro-eutetóide em aços com mais de 0.90% de C, formando uma rede que envolve os grão de perlita.
- b) Formando parte da cementita, na cementita eutetóide.
- c) Como cementita globular em formas de pequenos glóbulos dispersos numa matriz ferrítica.
- d) Nos aços temperados aparecem rodeados pela martensita.
- e) Como cementita terciária de forma alongada vermicular.

3.2.3-PERLITA LAMELAR (Fig. 3.3). -É um constituinte eute-tóide formado por lâminas alternadas de ferrita e de cementita.

Normalmente possui uma resistência de 784 MPa e um alongamento de aproximadamente 15%. A perlita aparece em geral no resfriamento lento da austenita ou pela transformação isotérmica da austenita na zona de 650 a 725°C que se compõe de ferrita e cementita, formando lâminas paralelas.

Segundo a velocidade de resfriamento a distância interlamelar pode variar, classificando como perlita grossa, se a separação é de 400µm com uma dureza de 200 HB com resfriamento lento, no forno (recozimento) .A perlita fina se obtém com um resfriamento mais rápido ao ar (normalizado), a separação é de 250µm com uma dureza de 300 HB. A perlita também pode ser globulizada, por um tratamento isotérmico, que visa encontrar a mais elevada plasticidade do aço.

3.2.4-ESFEROIDITA (Fig. 3.4). -Está formada de glóbulos de cementita distribuidos numa matriz de ferrita, quando as partículas tornam-se suficientemente grandes para serem facilmente visíveis ao microscópio óptico. Esta estrutura é a mais estável de todos os agregados dos aços. A ferrita, cementita, martensita, bainita e mesmo a perlita podem ser transformadas nessa estrutura, mantendo-se o aço por um tempo suficientemente longo perto da temperatura eutetóide.

A formação da cementita esferoidizada é evidentemente mais lenta quando a estrutura inicial for perlita, quando mais grosseira esta for, mais difícil será sua esferoidização.

A estrutura esferoidizada é especialmente desejável nos aços de alto carbono, devido a que são mais facilmente usinados e dão melhores resultados no tratamento térmico.

3.2.5.-MARTENSITA (Fig. 3.5). -Desde o ponto de vista



termodinâmico e estrutural, a martensita pode-se considerar como uma ferrita supersaturada de carbono, esta magnitude depende do teor de carbono, que pode ser no máximo 1,4 %, e a solubilidade limite de equilíbrio do carbono na ferrita é de 0,02% aproximadamente.

Um átomo de carbono situado numa posição intersticial da ferrita produz uma distorção na rede, a faz passar de cúbica a tetragonal. A tetragonalidade é de tal natureza que o espaçamento "c" aumenta, e os "a" e "b" diminuem. (Fig. 3.6a).

Nas micrografias da martensita observa-se uma estrutura em forma de agulhas, mas observando em três dimensões, pode-se observar lâminas, as quais são alargadas na direção do eixo e são mais grossas no centro que os extremos.

A propriedade mais importante é sua extraordinária dureza a qual aumenta com o teor de carbono. A provável causa da dureza da martensita é talvez na dificuldade da movimentação das discordâncias locais.

Fig. 3.1. - Ferrita equiaxial recocida, aço hipoeutetoide  
100X Nital 5%

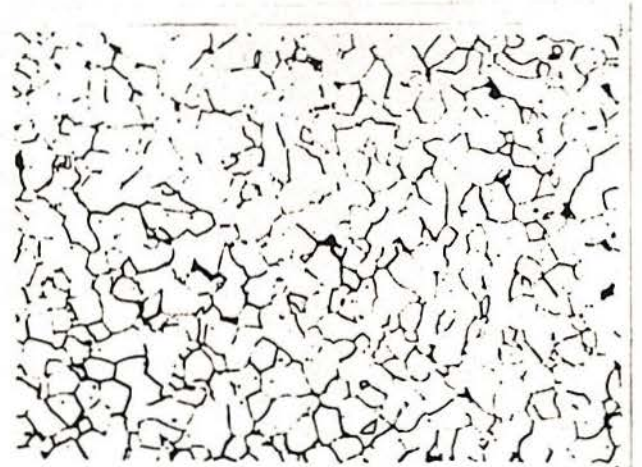


Fig. 3.2. - Cementita que encontra-se na perlita em lamelas e na esferoidita como globulos.  
800X Nital 5%

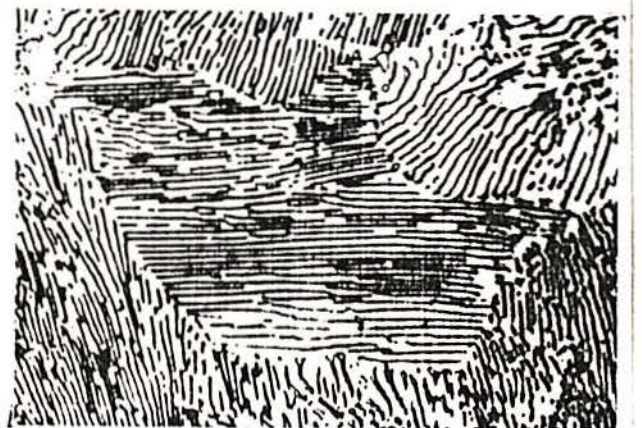


Fig. 3.3. - Perlita lamelar aço eutetoide.  
800X Nital 5%

Fig.-3.4.- Esferoidita com a matriz ferrítica, coalescida.

1000X

Nital 5%

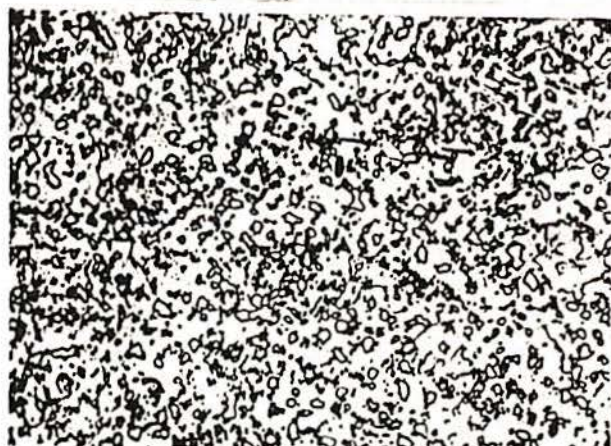
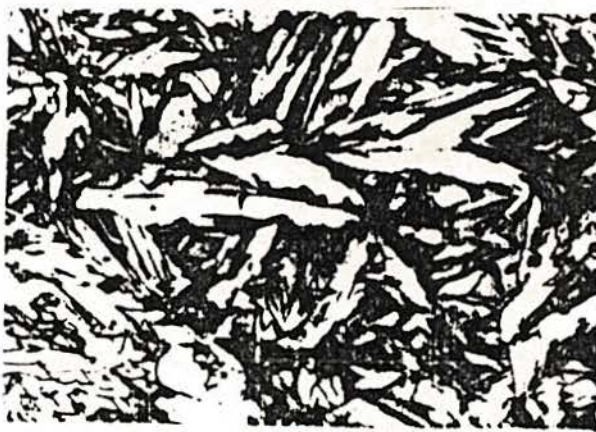


Fig.-3.5.- Martensita com pequenas zonas de austenita retida.

500X

Nital 5%



### 3.3-REAÇÃO EUTETÓIDE/g.g/.

Esta reação é um caso muito importante e especial do fenômeno de precipitação e consiste na decomposição de uma solução sólida ( $Fe\gamma$ ) em outras duas fases sólidas ( $Fe\alpha + Fe_3C$ ), denominada perlita.



Esta troca de fases também produz uma modificação na composição química, a austenita ( $Fe\gamma$ ) passa de 0,80 % de carbono para a ferrita ( $Fe\alpha$ ) de 0,025 % de C e cementita ( $Fe_3C$ ) de 6,67 % de C.

Esta transformação está baseada na difusão e é muito lenta no estado sólido, devido a isso é possível que a transformação ocorra sob condições de não equilíbrio em uma faixa

de temperaturas. As estruturas e suas propriedades correspondentes obtidas à diferentes temperaturas podem variar consideravelmente.

A cinética de nucleação e do crescimento na precipitação de uma fase simples numa matriz com solubilidade decrescente tem um ponto máximo em alguma temperatura intermediária. No caso desta reação, se formam dois precipitados, um dos quais deve estar rodeada por uma matriz que é continuamente enriquecida de soluto e outra matriz que é continuamente empobrecida.

Na maioria dos casos, a nucleação se dá heterogeneamente, e se a austenita for homogênea a nucleação ocorre quase que exclusivamente nos contornos de grão.

A austenita de composição eutetóide apresenta o mais sensível comportamento ante a decomposição. A natureza desta decomposição eutetóide é rigorosamente análoga à decomposição eutética. As duas novas fases sólidas formam-se uma perto da outra, numa região determinada da austenita, para produzir um nódulo de perlita, conforme vai se consumindo a fase austenítica, até a presente data existem muitas teorias sobre o mecanismo da formação da perlita, as mais importantes foram estudadas por MEHL e HILLERT (Fig. 3.6b), e que apresentam muitas discrepâncias entre eles. MEHL afirma que a primeira a ser formada é a plaqueta de cementita ou ferrita que dependem das condições de temperatura e composição local. HILLER diz que a perlita resulta de um processo de ramificações da cementita. Realizou experiências em condições artificiais e com mudanças bruscas de temperatura. Tais experiências foram criticadas, sob alegação de que as condições não representam a formação normal da perlita. Quando se mantém a tempos longos demais, a certa temperatura (A1) a cementita se esferoidiza ou grafitiza. Outros pesquisadores dedicaram-se a estudar os processos de recristalização ou a cinética.

Deve-se advertir que uma zona em que um grupo de lâminas de ferrita e cementita apresenta uma orientação quase constante não se chama grão de perlita, mas se chama nódulo de perlita. Um grão, por definição, só têm uma orientação da rede espacial, e levando em conta, que a perlita está composta por duas fases, advertimos que, evidentemente, não pode satisfazer esta definição /9.4/.

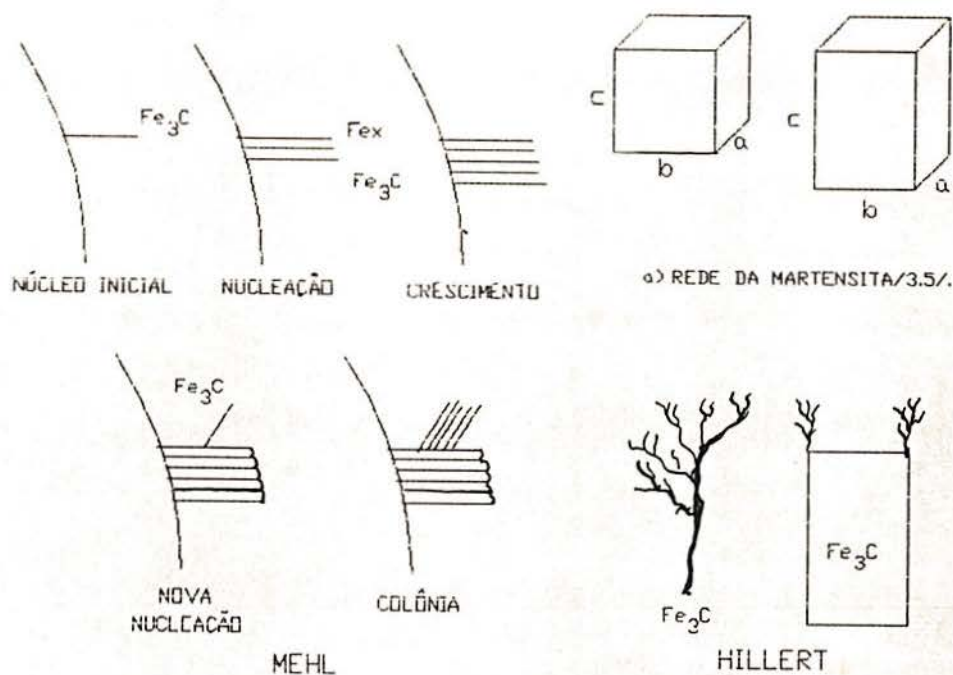


Fig.3.6. -a) Rede da martensita  
b) Teorias de MEHL e HILLERT /s. 5/

### 3.3.1. -Espaçamento interlamelar

O efeito da temperatura na transformação é sobre o espaçamento lamelar, quanto menor for a temperatura de reação, menor será o espaçamento. Este espaçamento tem uma importância prática, pois a dureza da estrutura assim como seu comportamento plástico depende dele. Quanto menor o espaçamento mais duro é o material. A perlita formada a temperaturas abaixo da eutetóide ( $700^{\circ}\text{C}$ ) tem um espaçamento da ordem de  $10^{-3}\text{mm}$  e uma dureza de cerca de 15 Rockwell C, enquanto a perlita formada a  $600^{\circ}\text{C}$  tem um espaçamento da ordem de  $10^{-4}\text{mm}$  e uma dureza superior a 40 HRC.

A velocidade de crescimento da perlita também depende bastante da temperatura. Abaixo da temperatura eutetóide ela cresce rapidamente com a diminuição da temperatura alcançando um máximo a  $600^{\circ}\text{C}$  e volta a decrescer novamente /s. 5/.

### 3.3.2. -Difusão.

Entende-se pela difusão nos sólidos a movimentação dos átomos através da rede cristalina. As movimentações dos átomos se produzem sob muitas condições sendo importantes só as que produzem

trocas notáveis nas ligas.

Este estudo é de grande importância prática e teórica, e joga um rol importante na metalurgia. As transformações de fases que se produzem durante os tratamentos térmicos a que se submetem as ligas ferrosas e não ferrosas estão controladas pelos fenômenos de difusão.

Nos aços a difusão que ocorre é a intersticial, neste caso os átomos se movem como resultado de saltos de átomos de soluto, de uma posição intersticial para outra vizinha, diferente da difusão substitucional que ocorre por saltos para lacunas. A difusão intersticial é basicamente mais simples. A difusividade intersticial pode ser escrita como:

$$D = \alpha a^2 p \nu e^{+\Delta S/R} e^{-Q/RT} \quad (3.1)$$

Onde:

$\Delta S$  = Variação da entropia da rede.

$Q$  = Energia de ativação por mol

$p$  = Número de lugares intersticiais

$R$  = Constante de REYNOLDS.

$T$  = Temperatura K.

A difusão intersticial é em geral estudada, especialmente quando ocorre em altas temperaturas, com as mesmas técnicas experimentais que se empregam no estudo nas soluções sólidas substitucionais/a.6/.

Na difusão dos átomos de carbono para a transformação perlítica deve ocorrer uma grande movimentação de átomos para a formação da cementita, existindo três vias possíveis (Fig.3.8), a maioria das teorias se baseou na primeira possibilidade, onde se admite que a difusão ocorre inteiramente na austenita. Outro bom argumento existe também para a difusão pela ferrita: quando o teor do carbono da ferrita é muito baixo as velocidades de difusão na ferrita são cerca de 100 vezes maiores que na austenita

A equação básica da difusão é a primeira lei de Fick:

$$J = - D A \frac{dn}{dx} \quad (3.2)$$

Onde :

$J$  = fluxo de átomos que cruza a área

$A$  = área

$D$  = Coeficiente de difusão

$\frac{dn}{dx}$  = Gradiente de concentração

### 3.4-PROCESSO DE ESFEROIDIZAÇÃO /a. 7/a. 8/.

A esferoidização da cementita ocorre em duas etapas bem definidas, a esferoidização propriamente dita e a coalescência, que são precedidas pela rápida separação das placas de cementita. A primeira consiste no aumento do número dos componentes isolados e a diminuição da conectividade até um valor zero e a segunda, o coalescimento, caracteriza-se pela diminuição dos componentes isolados de cementita, mantendo-se nula a conectividade. Este processo é um ajuste morfológico e é atribuído à complexa estrutura cristalográfica. Produz o mais estável de todos os agregados de ferrita e carbonetos, podendo ser induzidos por muitos tratamentos, tais como :

- Recozimento Isotérmico, à temperaturas abaixo e mais próxima da linha A1.
- Resfriamento lento e controlado desde a austenita.
- Resfriamento desde a temperatura austenítica até a temperatura abaixo da linha A1, por um tempo prolongado.
- Recozimento oscilante entre a linha A1.
- Têmpera com revenimento a uma temperatura perto da A1.
- Recozimento depois da deformação a frio.
- Tratamentos termomecânicos.

Os quatro últimos tratamentos térmicos aceleram a cinética de esferoidização e seu processo é diferente para cada tratamento.

A esferoidização é muito empregada industrialmente para baixar a dureza dos aços de elevado teor de carbono, com o objetivo de elevar sua usinabilidade. O interesse deste assunto nasce desta operação. Em nosso caso trataremos de incrementar a plasticidade dos aços de médio teor de carbono (hipoeutetóides).

Foi observado experimentalmente que com suficiente tempo, especialmente à temperaturas altas, o precipitado tenderá a ser maior e de formato esférico. Isto deve-se a que o precipitado não é coerente com a matriz e pode ser explicado com base a :

-Tendência ao decrescimento da energia de superfície por unidade de volume e portanto ocorrendo crescimento.

-O aumento do raio de curvatura, causa a eliminação de pontas ou bordes agudos, resultando uma forma mais arredondada.

Para que isto ocorra tem que haver difusão através da matriz quando as partículas menores de forma irregular se dissolvem e as de formato mais regular crescem.

Este processo de precipitação ocorre em duas etapas/s.o/:

-Nucleação do precipitado

-Crescimento do precipitado.

#### 3.4.1.-Nucleação

Para formar um núcleo a troca de energia livre total pode ser expressa por:

$$\Delta G_r = \Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e$$

onde:

$\Delta G_r$  = Energia livre total

$\Delta G_v$  = Energia livre de volume e inclui o termo de entropia; seu valor é sempre negativo no equilíbrio

$\Delta G_s$  = Energia livre interfacial, sempre é positivo.

$\Delta G_e$  = Energia de deformação elástica, no volume do precipitado e na matriz; é sempre positivo.

A condição para a formação do núcleo estável é:

$$\frac{\delta \Delta G_r}{\delta s} < 0$$

O conceito de como foi gerado o primeiro núcleo é muito incerto. Pode-se considerar a existência de flutuações de concentração na matriz original a temperaturas elevadas. Setores de concentração relativamente elevados em soluto atuam como embriões. Os embriões são as partículas de tamanho menor que o tamanho crítico, maiores que isto pode-se considerar núcleos.

A nucleação pode ser acelerada pela deformação a frio, pela tempera, pelos tratamentos termomecânicos e pelos cíclicos. Isto é devido à geração de grandes quantidades de lugares prefe-

renciais para a nucleação.

### 3.4.2. -Crescimento

Depois que foi formado um núcleo estável, a cinética de crescimento torna-se importante. Existem muitas maneiras de analisar este mecanismo.

Por exemplo se considerarmos duas partículas de tamanhos diferentes, supostamente esféricas por simplicidade, no equilíbrio com a matriz que as rodeia,  $r_1$  e  $r_2$  são raios respectivos. Desprezando sua energia de deformação, se obtém a expressão:

$$\Delta G = \Delta G_v \cdot V + \Delta G_s \cdot S$$

no equilíbrio:

$$\frac{\delta (\Delta G_v \cdot V)}{\delta r} = \frac{\delta (\Delta G_s \cdot S)}{\delta r}$$

Supondo  $\Delta G_v$  constante para pequenas variações de  $r$  se obtém:

$$\Delta G_{v1} = -2\Delta G_s / r_1 \quad \text{e} \quad \Delta G_{v2} = -2\Delta G_s / r_2$$

ou seja:

$$\frac{\Delta G_{v1}}{\Delta G_{v2}} = \frac{r_2}{r_1}$$

As duas partículas tem composição no equilíbrio, a razão de desigualdade de  $\Delta G_v$  deve estar na diferença de  $\Delta G_s$  na vizinhança de cada partícula.

$$\text{logo, se } r_1 > r_2$$

$$\Delta G_{v2} > \Delta G_{v1} \quad \text{e} \quad G_{v\alpha 2} > G_{v\alpha 1}$$

Isto supõe que nas composições  $C_{\alpha 1}$  e  $C_{\alpha 2}$  são diferentes: se  $C_{\alpha 2}$  está mais longe da composição de equilíbrio  $\alpha$  que  $C_{\alpha 1}$ , se produz um gradiente de concentração na região entre  $\alpha_2$  e  $\alpha_1$ , provocando um fluxo relativo de átomos desde  $\alpha_2$  a  $\alpha_1$ . Isto destrói o equilíbrio que pode ter existido entre a partícula 1 e  $\alpha_1$ , com a partícula 2 e  $\alpha_2$  (Fig.3.8). Uma ação para restaurar este equilíbrio resulta em que a partícula 2 se dissolva e a partícula 1 cresça. Isto mantém o gradiente de composição química, que deveria aumentar realmente já que as partículas se fazem mais diferentes.

Uma vez que foi formada uma partícula de tamanho estável na matriz supersaturada, esta cresce por difusão de átomos de soluto e com a conseqüente diminuição de energia livre da



matriz/9.10/.

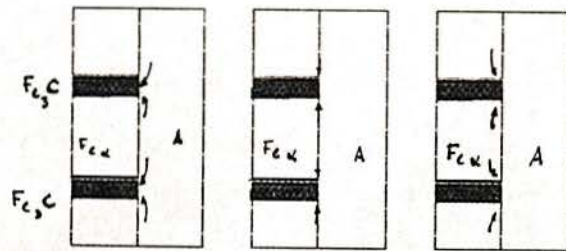


FIG.3.7.-TRAJETORIAS POSSIVEIS

Fig.3.7.- Trajetorias possíveis da difusão dos átomos de Carbono/9.19/.

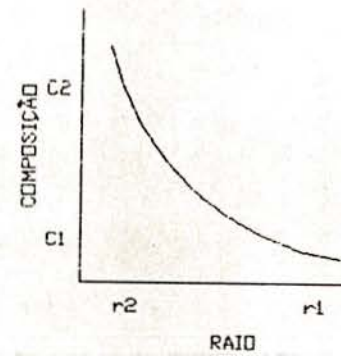


Fig.3.8.-Variação da composição da matriz com diferentes tamanhos de partículas/9.14/.

#### 4. -TRATAMENTOS TÉRMICOS /4.1/.

São operações técnicas que nos permitem controlar em certos graus a microestrutura dos metais e com ela suas propriedades mecânicas. Normalmente estes controles se realizam em várias etapas: a primeira é manter a liga a uma temperatura elevada durante um tempo suficientemente longo para aproximar-se muito ao equilíbrio de fases. Depois se diminui a temperatura com o qual se rompe o equilíbrio e se produz uma troca de fase. Em muitos casos dada troca de temperatura deve ser seguida pela modificação parcial ou total das fases existentes por outras novas para que mantenha o equilíbrio. Esta redistribuição de átomos é o que se denomina troca ou transformação de fase. Estas podem ser reversíveis, caracterizando-se também pela lenta condução até o equilíbrio quando a temperatura troca bruscamente.

Os tratamentos térmicos englobam uma ampla faixa de temperaturas nos processos industriais variando desde 0 °C (subzero) até 1280 °C (estabilização de aços rápidos). Além disso, variadas taxas de resfriamentos são empregadas, procurando obter a estrutura desejada.

Estes tratamentos são realizados normalmente em fornos de vários tipos: resistência, sais, chumbo, indução, etc., com aparelhos auxiliares. Sua seleção influe na qualidade do tratamento e do metal tratado.

Em função da temperatura os tratamentos podem ser denominados como:

##### 4.1.-RECOZIMENTO SUBCRÍTICO /4.2/.

São aqueles tratamentos realizados abaixo da linha  $A_1$ , se empregam para aliviar tensões internas (estabilização), recuperar propriedades depois da deformação a frio (contra encruamento) e isotérmico (globulização da cementita).

4.1.1.-Recozimento de Estabilização.- Tem por objetivo eliminar as tensões internas que ocorrem freqüentemente nas peças de formas complexas, depois da fundição ou de ser fortemente usadas, que com o tempo podem acabar deformando a peça. Se realiza aquecendo o material de 200 a 500 °C por um tempo prolongado. (Fig. 4.1A).

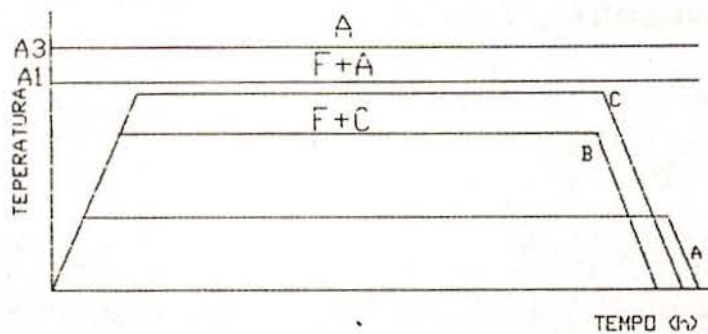


Fig. 4.1. -Recozimentos Subcríticos

#### 4.1.2. -Recozimento contra Encruamento /4.9/

Depois que um metal é deformado plasticamente a frio, a maioria da energia gasta neste trabalho, se dissipa em forma de calor, mas uma fração finita é armazenada no metal como energia de deformação associada aos defeitos cristalinos criados pela mesma. A quantidade da energia retida depende do processo de deformação e de outras variáveis, tais como composição do metal, velocidade de deformação, temperatura, forma da peça e grau de encruamento.

Analisando agora a natureza desta energia armazenada por deformação plástica, sabe-se que o grau de deformação aumenta muito o número das discordâncias de um metal. Um metal recozido completamente têm uma densidade de discordâncias da ordem de  $10^6$  a  $10^8 \text{ cm}^{-2}$ , quando é fortemente encruado, pode ter aproximadamente  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$ .

A energia livre de um metal encruado é maior que um metal recozido, a diferença seria a energia de deformação armazenada. Embora a deformação plástica aumente a entropia do metal, o efeito é pequeno quando comparado com o aumento da energia interna.

Este recozimento consiste no aquecimento a uma temperatura entre  $600^\circ\text{C}$  a  $700^\circ\text{C}$ , seguido do resfriamento no ar ou no forno e ocorre em três etapas bem definidas, recuperação, recristalização e crescimento de grão. (Fig. 4.4B).

Recuperação. - Um metal encruado, tem quase todas suas propriedades físicas e mecânicas modificadas, incrementa-se a resistência mecânica, a dureza e a resistência elétrica, porém diminui a ductilidade. Nesta etapa, apenas os defeitos de maior mobilidade são substancialmente eliminados. O número de defeitos

de ponto (vazios e interstícios) diminuem bastante, mais a maior parte das discordâncias permanece. Não é possível observar a recuperação no microscópio metalográfico ótico, porque os contornos de grão praticamente não se alteram.

As propriedades físicas como a condutividade elétrica se alteram bem mais rapidamente do que as propriedades mecânicas. A diminuição da dureza e da resistência ao escoamento com o aumento da ductilidade estão relacionadas com um pronunciado alívio de tensões residuais existentes no material. Na recuperação, tal como sucede em qualquer tipo de recozimento, temperaturas maiores aceleram grandemente seu processo.

Tratando-se de um processo termicamente ativado, a influência da temperatura na velocidade deve satisfazer aproximadamente a equação cinética onde entra o fator de ARRHENIUS:

$$1/t = A \cdot e^{-Q/RT}$$

Onde:

A = Fator de Arrhenius

t = tempo.

T = temperatura em graus KELVIN.

R = constante de Clapeyron (1,987)

Q = energia de ativação.

Cada uma destas transformações ocorre mais pronunciadamente do que as outras numa faixa de temperatura determinada. Na figura 4.2 /4.4/, se pode observar as influências da temperatura sobre as propriedades.

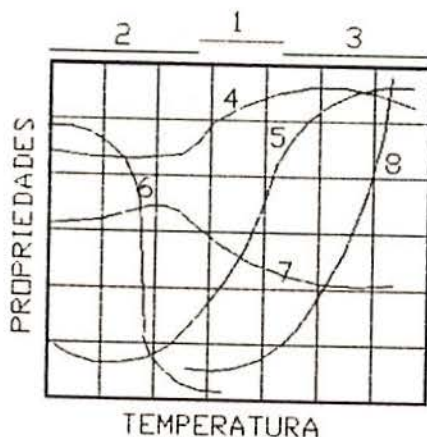


Fig.4.2. - Influência da temperatura sobre as propriedades/4.4/

1. -Recristalização
2. -Recuperação
3. -Crescimento de grão
4. -Estricção
5. -Alongamento
6. -Resistência elétrica
7. -Resistência mecânica
8. -Tamanho de grão

Recristalização. -Consiste na formação de um conjunto de

novos grãos, devido a ordenação dos átomos do sólido. A força motriz para a recristalização provém da energia armazenada durante o trabalho a frio.

A cinética de recristalização sendo um processo controlado por nucleação e crescimento, apresenta pequena velocidade no início e no fim, e grande rapidez no meio do mesmo.

O fator predominante na velocidade de recristalização é a temperatura. Outros fatores influentes são a composição química do metal, tamanho do grão antes do trabalho a frio e a quantidade de deformação.

Um metal puro apresenta uma grande velocidade de recristalização, como é o caso do ferro puro ou cobre, para o aço a presença de átomos estranhos (carbono), nos contornos de grão ocasiona um ancoramento no movimento destes, o que diminui a velocidade de recristalização.

Quanto menores forem os grãos antes do trabalho a frio, menores eles serão após deformados. Os contornos são bem mais tensionados do que o centro dos grãos, a nucleação ocorre preferencialmente próxima aos contornos e conseqüentemente a velocidade de recristalização é tanto maior quanto menores forem os grãos.

Crescimento de grão. - Uma vez que o metal está totalmente recristalizado, começa o crescimento de grão, a força impulsora é devido a diminuição da energia livre o que diminui a área da superfície total dos limites intergranulares, este crescimento está afetado pelo grau de deformação produzido, este é geralmente medido pela redução de área de uma secção do metal, diferentes processos de conformação mecânica produzem diferentes encruamentos para uma mesma redução de área, na trefilação onde os esforços são em todas as direcções radiais, é produzido um efeito diferente do que na laminação, os esforços mais complexos ocorrem na estampagem, forjamento e extrusão, por tanto metais mais encruados apresentarão menor tamanho de grão. Experiências mostram que a temperatura de recozimento, praticamente não influi no tamanho final do grão.

O tamanho final do grão depende da relação entre as velocidades de nucleação ( $Nu$ ) e crescimento ( $Go$ ). A velocidade de nucleação é o número de núcleos estáveis que se formam por unidade

de volume da matriz ainda não recristalizada. A velocidade de crescimento é definida como sendo o incremento do diâmetro médio dos grãos recristalizados na unidade de tempo. Um maior grau de deformação acarreta maiores valores tanto para  $N_u$  como para  $G_o$ , porém  $N_u$  é incrementado bem mais do que  $G_o$ . (Figs. 4.3 e 4.4) /4.4/.

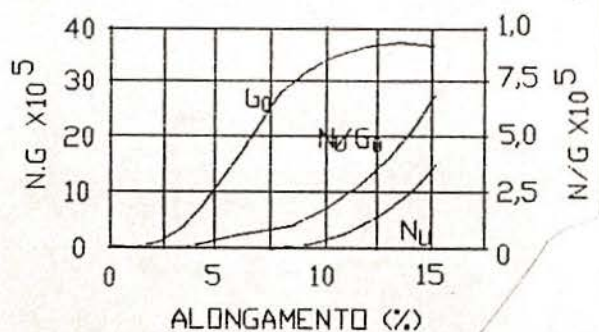


Fig. 4.3. -Relação entre as velocidades de nucleação ( $N_u$ ) e o crescimento de grão ( $G_o$ ) /4.4/

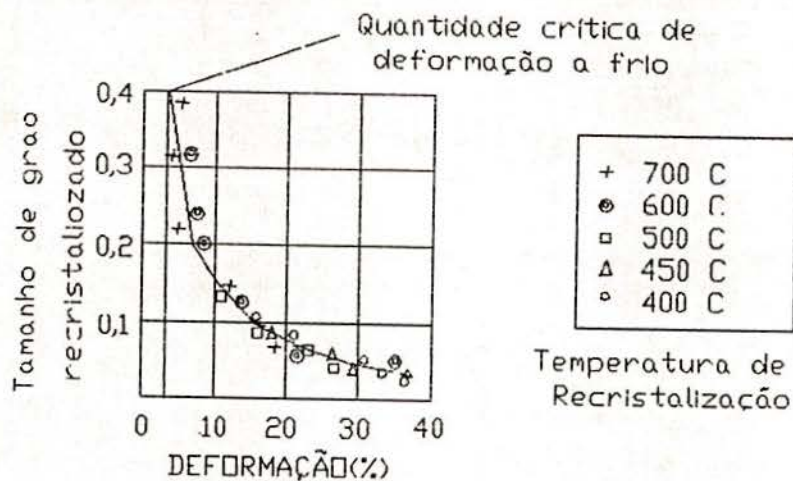


Fig. 4.4. -Tamanho de grão recristalizado em função da quantidade de trabalho a frio e da temperatura de recristalização /4.4/.

#### 4.1.3. -Recozimento Isotérmico /4.5/.

Consiste em aquecer o aço a uma temperatura inferior e muito perto a linha  $A_1$ . (Fig. 4.4).

Com este processo a cementita pode adotar a estrutura globular, tão perfeita quanto mais próxima seja a temperatura  $A_1$ . A globulização é tanto mais rápida quanto mais fina é a estrutura inicial.

Os diâmetros dos glóbulos que se obtém nos recozimentos de globulização dos aços ao carbono estão compreendidos entre 0,001 a 0,004 mm, considerando-se pequenos aos inferiores ou

vice-versa.

#### 4.2. -RECOZIMENTO DE AUSTENIZAÇÃO INCOMPLETA /4.6/.

Este tratamento consiste no aquecimento a temperaturas compreendidas entre as linhas  $A_1$  e  $A_2$ . Com isto se consegue a transformação da ferrita em austenita, mantendo a cementita sem transformar-se.

##### 4.2.1. -Isotérmico

Se aquece o metal até uma temperatura ligeiramente inferior a linha  $A_2$ , logo se resfria até uma temperatura acima e muito perto da linha  $A_1$ , mantendo por um tempo prolongado, até uma globulização total da cementita, seguindo por um resfriamento muito lento no forno (Fig. 4.5A)

Com este tratamento se consegue estruturas esferoidais de cementita e de carburo incluídas na matriz ferrítica.

##### 4.2.2. -Cíclico

São tratamentos que pode-se dar aos aços de alto teor de carbono, com o fim de esferoidizá-los e consistem em aquece-los em forma oscilante entre a linha  $A_1$  (Fig. 4.5B).

Para os aços hipoeutetóides é muito difícil obter estas estruturas por este método, no entanto se consegue com permanências prolongadas.

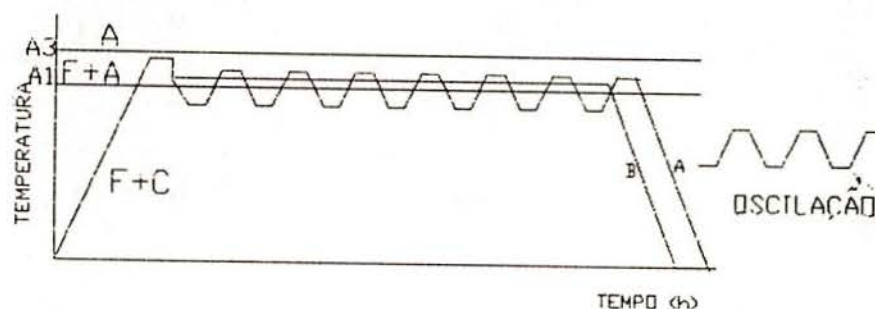


Fig. 4.5. -Recozimentos de austenização incompleta/4.6/

#### 4.3. -RECOZIMENTO DE AUSTENIZAÇÃO COMPLETA /4.7/.

Este tratamento é realizado por cima das linhas  $A_1$  e  $A_2$  conseguindo uma transformação total da ferrita e cementita em austenita.

##### 4.3.1. -Recozimento pleno

Este tratamento pode ser distinguido por três períodos

fundamentais:

- Aquecimento
- Permanência a temperatura
- Resfriamento

Na primeira fase deve-se aquecer as peças sem dificuldade, sempre que se trate de peças de pouca espessura. Quando a peça for grande (mais de 200 mm) deve-se aquecer lentamente, procurando ser o mais uniforme possível, a fim de evitar que se criem tensões internas pela diferença de temperatura externa e interna da peça, isto ocasiona uma desigual dilatação das zonas quentes com as frias.

A temperatura que deve ser alcançada é determinada pelo diagrama de equilíbrio Fe-C (Fig.4.6A), superior a temperatura crítica  $A_s$ , em nosso caso  $830^{\circ}\text{C}$ , para o aço AISI 1050, a permanência depende do tamanho da peça 40min aprox., para que toda a estrutura se transforme em austenita.

O resfriamento deve ser lento e dentro no forno, com isto se consegue obter uma maior distância interlamelar da perlita para diminuir sua dureza e incrementar a plasticidade.

#### 4.3.2.-Normalização

Este tratamento consiste em aquecer a uma temperatura mais elevada que a temperatura do recozimento pleno ( $860^{\circ}\text{C}$ ), seguido de um resfriamento a temperatura ambiente, no ar, a velocidade de resfriamento é mais lenta que no temperado e mais rápida que no recozimento (Fig.4.6B).

É um tratamento típico dos aços ao carbono de construção, raras vezes se emprega em aços de ferramentas, ou ligados. O aço adquire uma estrutura perlítica muito fina, se utiliza para peças fundidas, forjadas ou usinadas e serve para afinar a estrutura e eliminar as tensões que podem aparecer na solidificação, forja ou outras operações posteriores.

#### 4.4.-TEMPERADO E REVENIDO /1.º/.

Estes tratamentos sempre são efetuados juntos (Fig.4.6C).

4.4.1.-Temperado.- Consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima da linha  $A_s$ , após da austenitização completa, se resfria a uma velocidade suficientemente rápida, para evitar



transformações perlíticas ou bainíticas. A estrutura típica é a martensita que foi descrita no capítulo anterior.

O meio onde é resfriado o aço, possui diferentes capacidades de extração de calor chamadas severidade de têmpera (CH), os mais comuns são a água, o óleo e o ar.

Quanto mais severo foi o meio de têmpera, maior será o gradiente de temperatura e a porcentagem de martensita, mais possui muitas tensões internas. Estas tensões internas são produzidas por:

Contração térmica do aço durante o resfriamento.

Expansão do metal quando ele se transforma de austenita a martensita.

Mudanças bruscas de seção e outros concentradores de tensões.

Estas alterações volumétricas podem gerar tensões internas muito elevadas que podem produzir deformações plásticas ou pequenas trincas de têmpera.

Revenido. -Depois da têmpera o aço fica extremamente duro e frágil, com pouca tenacidade com grande risco de trincar, nesta condição as peças não podem ser empregadas por isto se realiza este tratamento.

A martensita é uma estrutura metaestável, o aquecimento facilita o equilíbrio, consiste em aquecer o aço a uma temperatura abaixo das linhas  $A_1$  e  $A_s$ , por um tempo prolongado.

Com ajuda dos microscópios eletrônicos se tem chegado atualmente a conclusão que o revenimento se produz em três etapas:

A primeira, se realiza a baixas temperaturas, inferiores a  $300^{\circ}\text{C}$  e nela a martensita sobressaturada de carbono, se precipita como um carboneto de ferro  $\epsilon$  (épsilon). Este carboneto cristaliza no sistema hexagonal. sua fórmula é  $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$  e é diferente a cementita  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Esta precipitação se realiza nos limites dos subgrãos herdados da austenita, os quais se seguem manifestando na martensita. A formação de carboneto épsilon origina uma perda importante de carbono na martensita, pelo que sua rede se transforma de tetragonal em cúbica.

A segunda etapa, só apresenta-se quando aparece austenita retida na microestrutura do aço temperado e nesta etapa a

austenita retida transforma-se em bainita. A zona de temperaturas a que se produz esta etapa é 450°C aprox. Esta bainita, ao ser logo aquecida no revenimento a altas temperaturas, sofre também uma precipitação de carbonetos de ferro com formação final da cementita e ferrita.

Na terceira etapa existe uma modificação do carboneto  $\epsilon$ , que aparecia antes, ao incrementar a temperatura este se redissolve, formando um precipitado bastante claro e definido de cementita nos limites das agulhas de martensita. Nesta etapa o carboneto  $\epsilon$ , desaparece e o carbono se apresenta formando cementita tanto no interior como nos limites das agulhas de martensita, continuando o aquecimento (mais de 600°C) vai se rompendo o envolvente de cementita e vão se apresentando cada vez mais discontinuidades nas zonas limites das antigas agulhas de martensita, ao progredir o aquecimento (700°C), inicia-se a coalescência e globulização da cementita em uma matriz ferrítica.

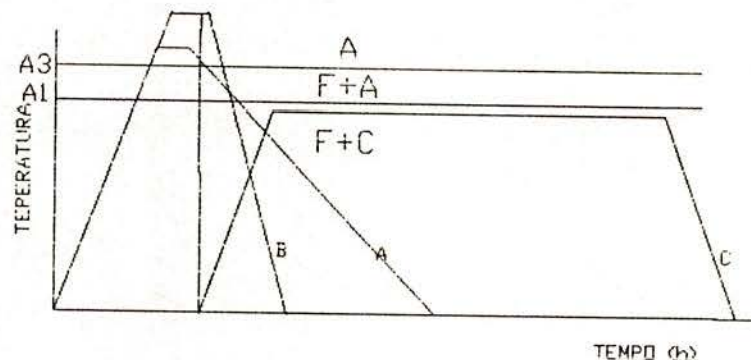


Fig. 4.6. -Recozimento de austenização completa

#### 4.5. -TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS /4.9/.

Se considera como tratamentos termomecânicos a uma combinação inteligente de conformação e tratamentos térmicos para obter certas propriedades do metal.

A finalidade principal destes tratamentos é obter melhorias nas propriedades mecânicas, tais como: tensão de escoamento, tensão máxima, plasticidade e resistência à corrosão.

Nos aços de médio e alto teor de carbono, se emprega com o fim de amolece-los /4.10/, estes aços se conformam em geral a quente, segundo as circunstâncias de conformação exigidas, como o grau de conformação, temperatura e velocidades de resfriamento.

Como resultado da conformação os aços podem apresentar uma estrutura perlítica melhor ou pior configurada com porcentagens de ferrita ou cementita de diferentes granulometrias que depende do teor de carbono, ou bem podem mostrar uma estrutura sorbítica ou parecida com a do recozimento de esferoidização. A esferoidização é geralmente necessária nestes tipos de aço, pois exigem por regra geral tratamentos de recozimento adicionais e custosos. Por tal motivo se tem desenvolvido alternativas para diminuir os custos de recozimento, as soluções no futuro parecem ser os tratamentos termomecânicos.

Torna-se muito difícil pela diversidade de parâmetros classificar estes tratamentos, a mais apropriada parece ser a classificação enunciada por Radcliffe e Kula /4.11/, em função da temperatura-tempo de transformação austenítica (Fig. 4.7).

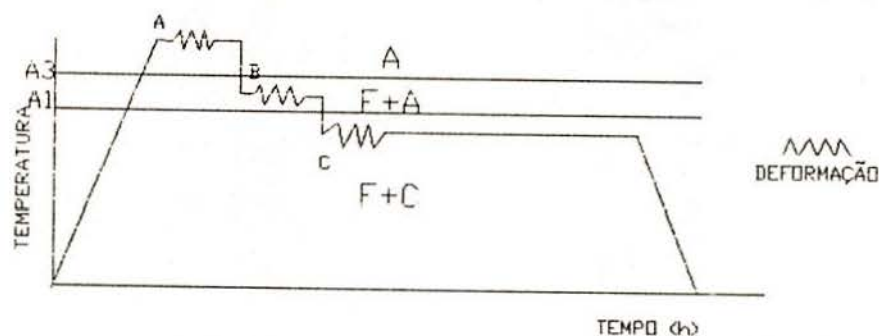


Fig. 4.7. - Tratamentos termomecânicos

#### Classificação:

Tipo I. - Deformação antes da transformação austenítica  
a) Conformação na zona da austenita estável.

HITMT - High Temperature Thermomechanical Treatment  
(Processos normais de conformação a quente)

b) Conformação na zona da Austenita metaestável

LTMT - Low Temperature Thermomechanical Treatment

Ausforming - Austempering

Tipo II. - Deformação durante a transformação austenítica

a) Deformação em faixa de temperatura de transformação austenita-ferrita.

b) Deformação na faixa de temperatura de transformação austenita-perlita ou austenita-bainita.

c) Deformação durante a transformação em martensita.

Tipo III. - Deformação após a transformação da austenita.

a) Conformação e envelhecimento após a transformação em ferrita + perlita e bainita.

b) Conformação dos aços martensíticos.

#### 4.6. -METALOGRAFIA QUANTITATIVA

A metalografia quantitativa é uma ciência em desenvolvimento acelerado devido aos equipamentos metalográficos modernos que estão sendo fabricados (eletrônicos-computarizados).

Se sabe que as propriedades dos materiais dependem de sua microestrutura, como seu tamanho de grão, nível de inclusões, quantidade de fases presentes etc., para isto são necessários criar parâmetros que quantifiquem de alguma maneira a microestrutura e correlacioná-los com as propriedades do material, a metalografia quantitativa fornece os meios para quantificar a microestrutura, com isto podemos determinar a quantidade de fases presentes, a forma, tamanho e distribuição delas assim como dos defeitos internos.

Underwood/4.12/, criou notações que se podem empregar indistintamente para aspectos geométricos ou para quantidades de testes. Estes símbolos constam de um numerador que representa uma quantidade microestrutural e o denominador uma quantidade de teste ou referência geométrica.

Exemplo:

PL= significa número de pontos gerados por unidade de comprimento da linha teste.

PA= significa número de pontos de interesse da microestrutura por unidade de área.

Pv= é o número de pontos de interesse na microestrutura por unidade de volume.

A fig 4.8 apresenta os diferentes tipos de grades de pontos, aqui podemos observar que os pontos são as intersecções, estas grades são utilizadas em lentes.

A metalografia quantitativa utiliza muitas determinações que precisam ser tratadas estatisticamente.

A media aritmética de n observações  $x_1, x_2, \dots, x_n$  é:

$$\bar{x} = 1/n \sum x_i$$

O parâmetro mais empregado para medir o grau de dispersão em torno da média é o desvio padrão, as equações estatísticas se encontram no anexo 3.

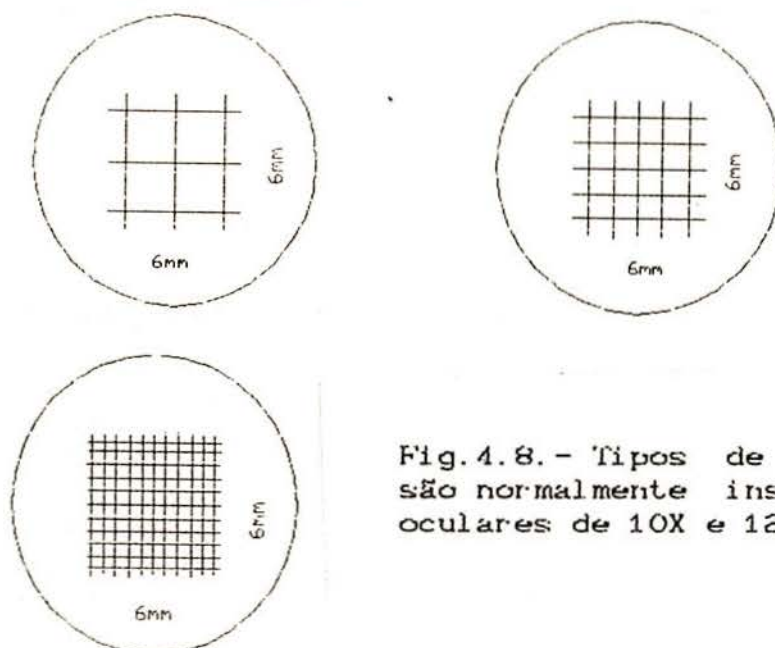


Fig.4.8.- Tipos de grade que são normalmente inscritos nas oculares de 10X e 12.5X /4.13/.

Fração volumétrica ( $V_v$ ).- É uma equação básica que fornece as relações para os cálculos dos parâmetros em três dimensões, é a relação do volume dos objetos por unidade de volume teste .

$$V_v = A_A = L_L = P_p$$

Procedimento para determinar a fração volumétrica pelo contagem de pontos, método normalizado pela norma ASTM-E 562/4.19/.

-Primeiro se deve decidir o máximo erro tolerado, se deseja um nível de confiança de 95% deve fazer um número de medidas que seja o dobro do erro padrão. Este nível pode levar em tempo de trabalho desde uns minutos a uma semana.

-Determina-se a fração volumétrica aproximadamente pela aplicação da grade ( $P_p$ ). A seleção da grade deve ser feita de modo de fornecer o mínimo de tempo na contagem, na figura 4.8 se pode observar os diferente tipos de grade.

A figura 4.9 da um exemplo do cálculo da fração volumétrica.

O grau de esferoidização(%).- Está dado pela equação seguinte :

$$G_c = \frac{P_p^G}{100 - P_p^G} * 100$$

Onde:

$P_p^G$  = # de pontos que incidem sobre a cementita globular

$P_p^G$  = # de pontos sobre a ferrita proeutetóide.

Durante a esferoidização, a fração volumétrica da cementita  $V_v^{Fe_3C}$  se mantém constante, uma vez que o sistema já está ajustado no que se refere a sua constituição.

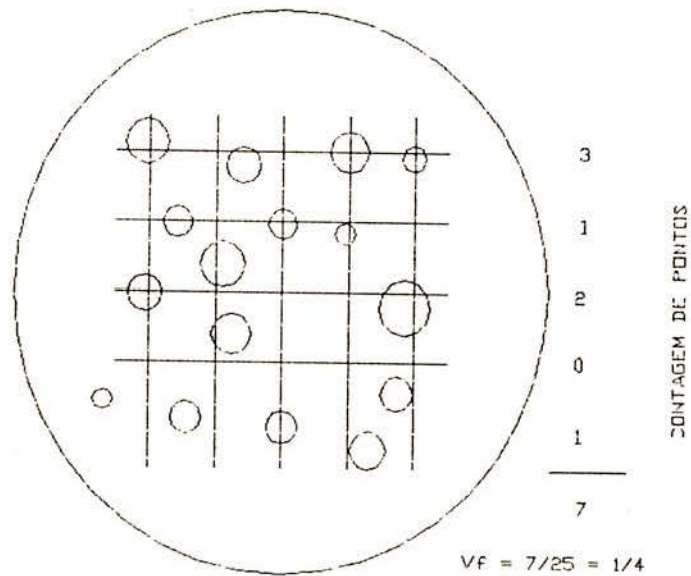


Fig. 4.9. -Determinação da fração volumétrica por a contagem de pontos /4.13/

Na figura 4.10, se pode observar um resumo de uma série de micrografias seqüenciais sobre o processo de esferoidização da perlita a 1000x, atacadas com nital (5%) /4.14/.



Perlita em lamelas  
grau de esferoidização  
(0 a 10)



Perlita em lamelas  
pouco esferoidal  
grau (20 a 30)



Parte em lamelas  
e esferoidais  
grau (40 a 50)



Perlita esferoidal e  
todavia com lamelas  
grau (50 a 60).



Muito esferoidal e  
pouco lamelar  
grau (70 a 80)



Totalmente esférica  
e coalecida  
grau (90 a 100)

Fig.4.10. -Extrato de uma série de micrografias sobre  
o grau de esferoidização /4.14/.

## 5. -ASPECTOS MECÂNICOS

A Metalúrgia-Mecânica é uma área tecnológica-científica, que encontra-se em desenvolvimento acelerado, todas alterações estruturais produzem mudanças em propriedades mecânicas e vice-versa, esta interface não tem, por tanto fronteiras definidas.

Nesta parte do trabalho trataremos de utilizar os conhecimentos da mecânica, com o objetivo de racionalizar, prever e alterar as forças, tensões, deformações etc.

### 5.1. -INTRODUÇÃO À CONFORMAÇÃO PLÁSTICA.

Quando um material é conformado plasticamente, se realiza uma série de processos muito complexos que podem ser resumidos em três estágios principais, deformação elástica, deformação plástica e fratura.

A deformação plástica é talvez o mais importante industrialmente dos três estágios e pouco estudado.

Os primeiros a estudar o comportamento plástico dos metais foram B. de SAINT-VERIANT e M. LEVY no ano de 1870, após quase 30 anos de paralisação, novos avanços foram feitos por MAXIMILIAN TITUS HUBER, que formulou em 1904 seu trabalho sobre a energia de distorção na deformação plástica.

VON MISES em 1913 e H. HENCKY em 1924, desenvolveram independentemente esta teoria com pequenas modificações. A. HEAR e Th. KÁRMÁN haviam publicado um estudo básico sobre os teoremas da plasticidade em 1909.

Mais adiante trabalhos de A. NADAI (1932), L. PRANDT (1924) e REUSS (1930), sobre a torção plástica, a geometria das linhas de deslizamento em deformação plana e os efeitos elásticos, desenvolveram equações teóricas e métodos de solução no estado plano de deformação. Têm sido feitas pesquisas na determinação de leis da plasticidade para estados complexos de tensões/5.1/.

### 5.2. -CRITÉRIOS DE ESCOAMENTO.

O critério de escoamento é definido como uma postulação matemática de um estado de tensões, que produzirá uma deformação



plástica num material. Este critério deve ser aplicado a qualquer estado de tensões, e está em função de :

$$\sigma_e = f(\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}) \quad (5.1)$$

Onde:  $\sigma_e$  = é a tensão equivalente do estado de tensão.

Quando:

$\sigma_e < k_f$  Ainda não existe escoamento.

$\sigma_e = k_f$  O material encontra-se num estado plástico.

Para materiais densos e isotrópicos, o critério de plasticidade é independente da tensão hidrostática e do sistema de eixos considerado. Pelo que a função limite de elasticidade pode ser escrita através de :

$$f(J'_2, J'_3) = C \quad (5.2)$$

Onde:  $J'_{2,3}$  é o segundo e terceiro invariante tensor desviador das tensões.

Muitos pesquisadores desenvolveram diversos critérios, dos quais resumiremos aqui, os mais importantes:

#### 1) Critério de tensão máxima./5.2/.

Foi enunciado por RANKINE, e segundo este critério o escoamento ocorre quando a tensão principal máxima é igual a tensão de escoamento.

como:  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$

então  $\sigma_e$  (tração)  $< \sigma_1, \sigma_2, \sigma_3 < \sigma_e$  (compressão)

O grande inconveniente que este critério prevê é o escoamento de um material sob um estado de tensões hidrostático; ora isso é praticamente impossível. Foi observado experimentalmente que a passagem dos metais ao estado plástico é quase independente de aplicação dos estados hidrostáticos de tensão.

#### 2) Critério de energia de deformação máxima./5.3/.

Num estado de deformações triaxial, a energia acumulada

$$\text{é:} \quad U = 1/2 \sigma_i \epsilon_i \quad (5.3)$$

segundo este critério, o escoamento ocorre quando a energia de deformação alcança um valor crítico. Para alcançar este valor crítico deve ser por meio de um estado hidrostático de tensões, que é também impossível.

3) Critério de plasticidade de MOHR/s.4/.

Este critério é muito parecido com o de TRESCA, se baseia na tensão de Cisalhamento máximo, a diferença está no fato de a tensão de corte crítica não ser constante e depender do estado de tensão. Assim se sobrepormos ao estado de tensão uma tensão de corte crítica será superior, dando-se ao contrário se a tensão for de tração.

4) Critério de tensão de cisalhamento máximo/s.5/.

Foi enunciado por TRESCA, o escoamento ocorre quando a tensão de cisalhamento máxima atinge um valor igual à tensão de cisalhamento de escoamento em tração ou compressão uniaxial.

A tensão máxima de cisalhamento é dada por :

$$4J_2'^2 - 27J_3'^2 - 36k^2J_2'^2 + 96k^4J_2' - 64k^6 = 0 \quad (5.4)$$

Onde K é a tensão limite de elasticidade em cisalhamento (shear yield stress) que pode ser obtida por:

$$K^2 = 1/3 kf^2 \quad (5.5)$$

Em forma explícita seria

$$kf = \sigma_1 - \sigma_3 \quad (5.6)$$

A diferença deve ser igual à tensão de escoamento em tração ou compressão uniaxial.

5) Critério de energia de distorção máxima/s.6/.

No caso de R. VON MISES a função limite de elasticidade segundo este critério escreve-se na forma:

$$f(\sigma_{ij}) = J_2' \quad (5.7)$$

De forma explícita:

$$1/2 \sigma'_{ij} \sigma'_{ij} = K^2 \quad (5.8)$$

No caso de tensões principais:

$$\sigma_0 = \sqrt{1/2 [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (5.9)$$

Este critério foi proposto por Von MISES, a relação entre a tensão limite de elasticidade  $\sigma_0$  e a tensão limite de elasticidade por cisalhamento k, estabelece-se resolvendo a equa-

ção (5.9), para o caso de corte puro  $\sigma_1 = k$ ,  $\sigma_2 = -k$  e  $\sigma_3 = 0$ .

Obtendo-se :

$$k = \sigma_e / \sqrt{3} \quad (5.10)$$

Baseado neste critério, um corpo escoou quando a energia de distorção num estado complexo de tensões é igual a energia de distorção em tração ou compressão uniaxial.

O confronto dos resultados experimentais com os teóricos nos permite avaliar estes critérios, por exemplo no caso do critério de TRESCA a tensão  $\sigma_2$  não tem qualquer influência no limite de elasticidade, em quanto no critério de VOM MISES ela constitui uma das variáveis.

LODE, ROSS E EICHINGER em 1929, realizaram muitos ensaios para avaliar estes critérios, provocando estados de tensão caracterizados pelos mesmos valores de  $\sigma_1$  e  $\sigma_3$  fazendo variar a tensão  $\sigma_2$  entre os valores extremos  $\sigma_1$  e  $\sigma_3$ . Os resultados experimentais favorecem o critério de VOM MISES, Os resultados demonstram igualmente que a tensão  $\sigma_2$  tem influência no aparecimento da deformação plástica. QUINNEY e TAYLOR em 1931 realizaram outros ensaios que concluem sobre a maior precisão do critério de VOM MISES/5.7/.

Estes dois últimos critérios são habitualmente empregados, pois apresentam diferenças das tensões principais.

### 5.3. -DESCRIÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO

Este é um dos parâmetros mais importante para a determinação das características de trabalho de um metal na conformação mecânica. Na figura 5.1 se mostra as curvas de escoamento dos aços ao carbono mais empregados industrialmente./5.8/5.9/.

Quando as tensões uniaxiais atingem um valor crítico e o escoamento do metal inicia, este valor crítico é a resistência ao escoamento  $k_f$ , A resistência ao escoamento depende fundamentalmente da deformação que o material sofreu.

A relação entre a resistência ao escoamento ( $k_f$ ) e a deformação ( $\phi$ ) é chamada curva de escoamento e serve como base para determinar as grandezas físicas como trabalho, força e potência de conformação. O conhecimento destas grandezas é importante quando se deseja dimensionar uma ferramenta (matrizes, cilindros, punções

etc.). Nos permite ademais empregar processos de simulação com diferentes "softwares" para uso industrial tais como CAPS FINEL, PLAST2, ANSYS, DEFORM e FORGE2. No Laboratório de Transformação Mecânica do Centro de tecnologia de UFRGS se está implementando o CAPS FINEL e o ANSYS [5.10].

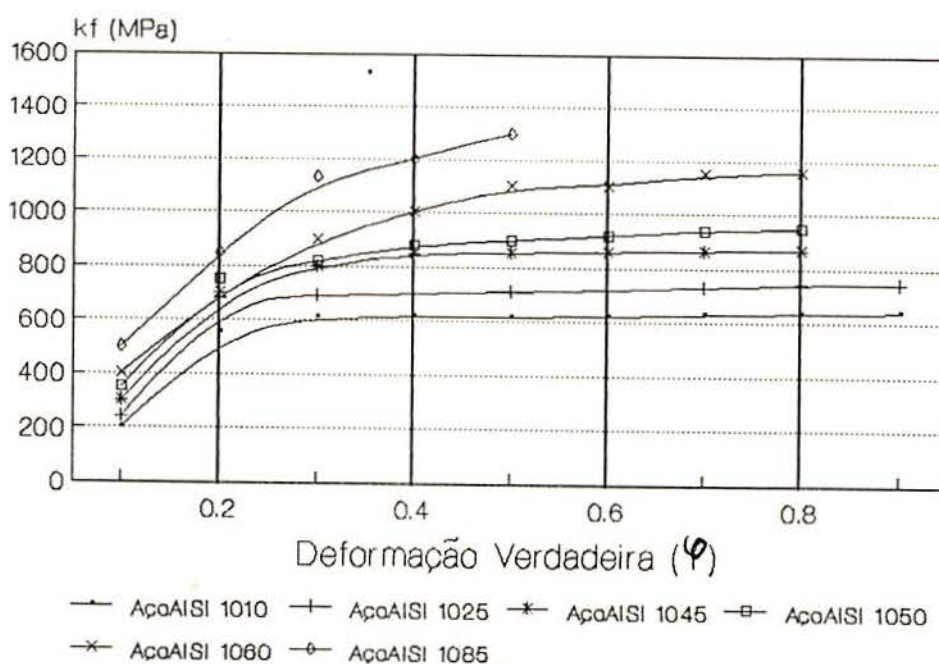


Fig.5.1.-Curvas de escoamento dos aços ao carbono recocidos: [5.8/5.9].

O declive desta curva é habitualmente representado por  $H$ , denominada módulo de plasticidade. No caso que a curva de escoamento incluir a componente elástica, o declive representa-se através da letra  $T$  chamada módulo tangencial. A relação entre  $H$  e  $T$  pode ser obtida a partir de:

$$\frac{\delta \epsilon}{\delta \sigma} = \frac{\delta (\epsilon^e + \epsilon^p)}{\delta \sigma} = \frac{\delta \epsilon^e}{\delta \sigma} + \frac{\delta \epsilon^p}{\delta \sigma} = \frac{1}{E} + \frac{1}{H} = \frac{1}{T} \quad (5.11)$$

Para a maioria dos processos de conformação a limitação na deformação está na ferramenta.

Existem muitos métodos para a construção desta curva tais como:

- Ensaio de tração
- Ensaio de compressão (Axial e Plana).
- Ensaio de torção.

cada um destes métodos apresentam particularidades vantajosas e desvantajosas, na tabela 5.1 se pode observar resumidamente uma comparação entre os três métodos/5.11/.

O método que mais se adapta para a construção desta curva é o ensaio de compressão, devido a que se adequa para nossos requerimentos em graus de deformação ( $\varphi = 1-3$ ), /5.12/, o ensaio de tração nos proporciona limitadas deformações ( $\varphi = 0.2 - 0.3$ ). No ensaio de compressão se usa freqüentemente em corpos de prova cilíndricos que são comprimidos entre placas de uma prensa onde se

TABELA 5.1

Comparação dos diferentes ensaios/5.11/.

TIPO DE ENSAIO

CRITERIO	TRAÇÃO	COMPRESSÃO	TORÇÃO
Desvantagem	-Variação da área no ensaio -Imprecisão na medição do pescoço	-Imprecisão na medição da alt. -Atrito -Axialidade	-Anisotropia do C. Prova. -Imprecisão na escolha do critério de escoamento.
Deformações	-Faixa limitada p/deformação e sua velocidade	-Atinge altas deformações e velocidades	-Atinge altas deformações e velocidades.
Dificuldade	-Média na zona de deformação homogênea. -Grande na zona de instabilidade	-Depende do método a usar	-Grande na obtenção do cp. e no tratamento matemático.
Normada.	-Perfeita	-Não perfeita.	-Não possui.
Corpo de prova	-Grandes dimensões	-Sem dificuldade	-Sem dificuldade
Simulação do processo	-Tensões de tração (Uniaxial)	-Tensões de compressão (triaxial)	-Tensões de tração e compressão (triaxial).

pode medir a força (F) aplicada em cada instante, considerando que

não existe atrito, a tensão seria :

$$\sigma_0 = F_0/A_0 \dots\dots\dots \sigma_0 = k_f \epsilon_0 \quad (5.12)$$

O  $k_f$  varia com a deformação a frio devido ao encruamento do material e é função:

$$k_f = f(\phi, \text{Material, Microestrutura}).$$

Influências da temperatura, da velocidade de deformação e a microestrutura nas curvas de escoamento /5.13/ (Fig. 5.2).

O incremento da temperatura conduz a um aumento da ductilidade dos metais e por isto a redução do módulo de elasticidade e a tensão limite. Deslocando a curva para baixo.

O efeito da velocidade de deformação só tem influência na conformação a quente, A temperatura constante, o efeito da velocidade de deformação  $\phi$ , pode ser incluído nos modelos matemáticos, resultanto equações complexas.

Outro fator que modifica as curvas de escoamento é morfologia da microestrutura, estas deslocam a curva para cima ou para baixo, sua morfologia além de desloca-la, modifica sua taxa de encruamento

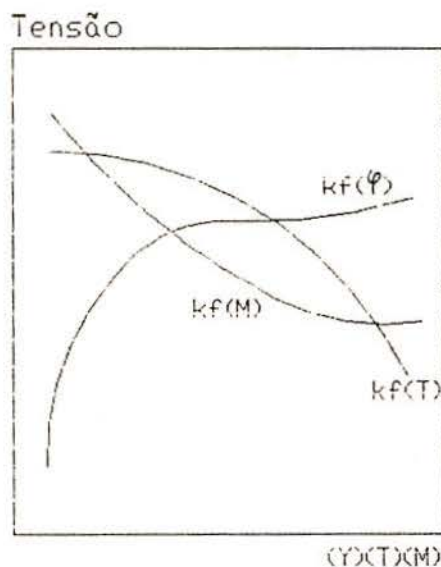


Fig. 5.2. -Influências que modificam as curvas de escoamento /5.13/.

## 6. -ANÁLISES DO ENSAIO DE COMPRESSÃO

### 6.1. -INTRODUÇÃO

É muito discutida a utilização deste ensaio pela série de inconvenientes que apresentam. Analisando a aplicação da carga, o esforço de compressão é o oposto da tração. Pelos ensaios de tração pode-se conhecer seu comportamento plástico de modo limitado pelo alongamento e a estrição, mas a pequenas deformações (>25%), apresentam ruptura do metal. A maioria dos processos de conformação a frio (forjamento, extrusão etc), caracterizam-se por grandes deformações e o ensaio de compressão apresenta-se mais adequado/6.1/.

Este ensaio consiste na compressão axial de um corpo de prova cilíndrico entre duas placas paralelas, a curva de escoamento é desenhada a partir de valores de força (F) e redução de altura (h). O emprego deste ensaio para os metais dúcteis não é freqüente, devido a que apresentam uma série de dificuldades tais como:

-Flambagem. -É a instabilidade que ocorre ao comprimir um metal dúctil, se diminue modificando a razão de esbeltez ( $M=h_0/d_0$ ), até obter uma tensão máxima, menor que a tensão crítica. Para um corpo de prova cilíndrico é : (fig.6.1a)

$$\sigma_c = 0,615 \delta\sigma/\delta\epsilon (d_0/h_0)^2 /6.2/$$

-Cones. -É a formação de zonas de elevada resistência à deformação. Se origina devido a que seu movimento radial está restringido pelas forças de atrito, evita-se modificando sua razão de esbeltez ( $M_1$ ). (Fig.6.1b).

-Axialidade. -Ocorre quando o corpo de prova não é deformado na direção de seu eixo axial, isto é devido as matrizes de compressão não terem um paralelismo adequado. (fig.6.1c).

-Dificuldade na tomada de valores. -Ocorre quando os tamanhos dos corpos de prova são muito pequenos e o espaço entre as matrizes é estreito, dificultando as medidas a tomar, se elimina colocando Clip-gauge entre eles /6.3/.

-Embarricamento.-Este é o mais importante de todos os inconvenientes citados, se origina pelo atrito que existe entre o corpo de prova e as matrizes. (fig.6.1d) /6.4/.

Apesar destes inconvenientes este ensaio é muito empregado, em especial no controle do processo de fabricação da munição de calibre pequeno, para determinar a pressão que exerce a explosão da pólvora na munição, se emprega dispositivos de pressão "CRUSHER", que são cilindros de cobre com sua microestrutura e composição química normalizadas, o kf do cobre puro (sem oxigênio) com uma microestrutura equiaxial do tamanho 0.020 mm. é repetitivo e constante/6.5/.

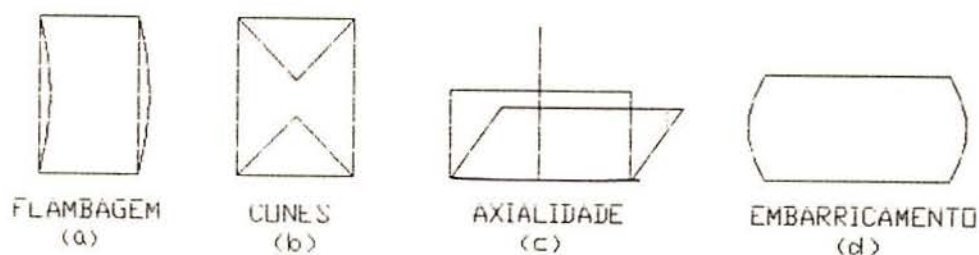


Fig. 6.1. -Inconvenientes

#### 6.1.1. -Compressão homogênea/6.6/.

É um tipo ideal de deformação, nela se considera que o atrito entre as matrizes e as faces dos corpos de prova não existe, por isto a forma geométrica do corpo de prova não se altera, ou seja, o cilindro permanece cilindro.(Fig.6.2a).

A compressão homogênea perfeita nunca é possível de ser efetuada devido a que o atrito é impossível de ser eliminado completamente na prática. Hipoteticamente a resistência a deformação seria igual a resistência ao escoamento.

$$k_w = k_f = F/A$$

#### 6.1.2. -Compressão não homogênea/6.7/.

Devido ao atrito entre as faces do corpo de prova e as matrizes, o metal sofre um embarricamento no centro do corpo de prova, e não é possível manter sua homogeneidade, o material localizado perto da superfície de contato desloca-se mais lentamente, pelas forças de atrito, do que aquele material imediatamente na vizinhança, o que origina que o corpo de prova



adquire a forma de barril. (Fig. 6.2b).

O grau de embarricamento esta definido por :

$$N = (D_M - d_m) / h_f$$

O qual aumenta com o aumento do atrito, se seccionamos

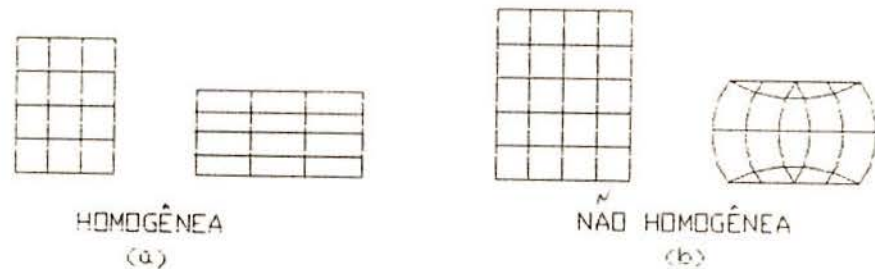


Fig.6.2. -Tipos de compressão

ao longo de um plano axial, poderemos comprovar que o encruamento e praticamente zero na superfície até um máximo no centro.

$$k_w = k_f [1 + (\mu \cdot d) / (\alpha \cdot h)]$$

Na figura 6.3, se pode observar pelo método de elementos finitos a simulação não homogênea com o escoamento do metal depois de uma redução de 50 % de altura/ε.e/.

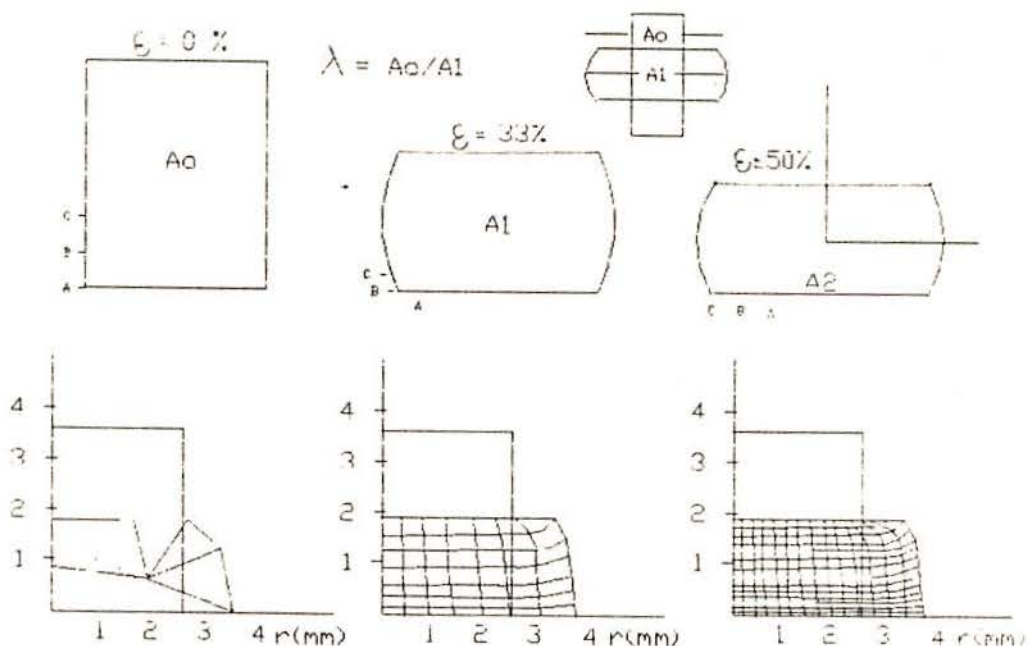


Fig.6.3. -Simulação do escoamento não homogêneo

## 6.2. -MÉTODOS DOS ENSAIOS DE COMPRESSÃO

Muitos métodos foram desenvolvidos com o fim de minimizar esta série de inconvenientes, que alteram as curvas de escoamento dando informações erradas.

1. -RIDEL(1913).-Sugeriú corpos de prova cilíndricos com bases planas e paralelas comprimidas por matrizes cônicas, o problema é que apresentam embarricamento nas regiões perto das matrizes, se empregou o ângulo de  $45^{\circ}$ .(Fig.6.4a)/6.9/.

2. -SACHS, COOK e LARKE (1924) /6.10/.-Realizaram estudos com vários cilindros do mesmo diâmetro e alturas diferentes, as quais suas curvas de escoamento convergem para o limite mínimo quando a razão  $h/d$  aumenta, em 1945 COOK e LARKE se basearam nas experiências de SACHS e empregando métodos indiretos obtiveram resultados extrapolando as curvas experimentais. A curva obtida assim é relativa a um corpo de prova da razão  $h/d$  infinita. COOK e LARKE assumiram compressão homogênea e segundo POLAKOWSKI este método obtém valores menores que outros métodos e não representa compressão uniaxial, existe embarricamento acima de 20%(Fig.6.4b).

3. -RUMMEL, MEYER e NEHL(1926).-Consiste na utilização de três corpos de prova cilíndricos em série de maneira, que somente a central seja medida, as três provetas devem ser do mesmo material e ter as mesmas dimensões, não haverá movimento relativo entre as bases paralelas das provetas, de maneira que a espessura do centro se deforme uniaxialmente evitando o embarricamento. Este método tem muitas imprecisões, devido a que o comportamento das provetas não é idêntico e suas bases podem deixar de ser planas (Fig.6.4c)/6.11/.

4. -SIEBEL e POMP(1927)/6.12/.- Sugeriram que para uma distribuição uniforme das tensões, deveria diminuir o atrito das matrizes com o corpo de prova , por isto ensaiaram com matrizes cônicas em corpos de prova também cônicos, isto introduz grandes dificuldades e incertezas na medida da altura do corpo, no ângulo

dos cones, além disso é uma técnica complicada e a deformação não é homogênea.(Fig.6.4d).

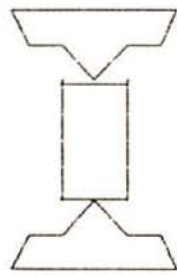
5.-TAYLOR e QUINEY(1934).-Realizaram ensaios no cilindro de Cu, com razão de  $h/d = 1$ , a carga era aplicada com pequenos incrementos, e lubrificadas em cada retirada, também se usinava para eliminar o embarricamento (Fig.6.4e)/6.19/.

6.-BRIDGMAN (1944).-Avaliou as tensões de escoamento nos pontos de inflecções e derivou fatores de correção que compensavam as tensões triaxiais no sistema/6.14/.

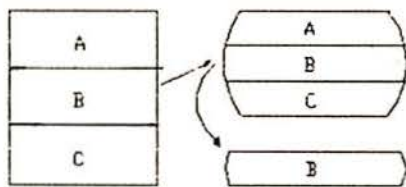
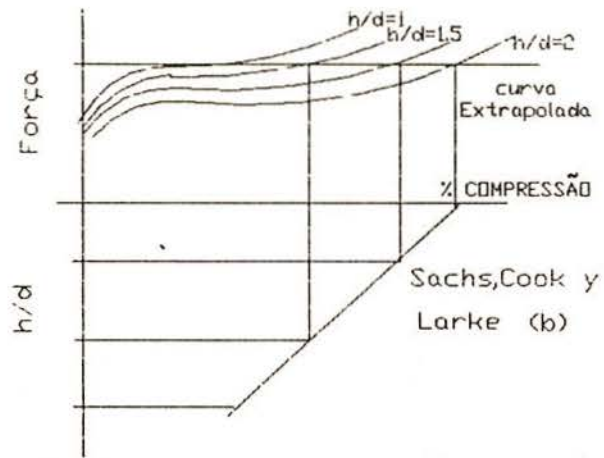
7.-POLAKOWSKI (1949).- Se baseia na compressão de cilindros de razão  $h/d > 1$ , sendo que o corpo de prova seja usinado após cada deformação, eliminando o embarricamento restaurando-se desta maneira a razão inicial, para deformações de 30-35% esta curva coincide com a curva básica de tração, as influências do atrito e o embarricamento são desprezíveis, o grande problema é sua complexidade, não é prático. Se pode chegar até 90% de deformação (Fig.6.4e)/6.15/.

8.-LOIZOU e SIMS (1953).- Empregaram a técnica de reduzir o efeito do atrito, fizeram sulcos concêntricos na superfície do corpo de prova com o fim de reter o lubrificante (Fig.6.4f)/6.16/.

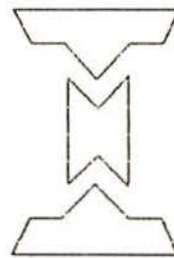
9.-ZOLOTOREVSKI (1976).-Empregou corpos de prova com ângulos de conicidade  $\alpha$ , escolhem-se de tal forma que sua  $\tan \alpha = \mu$  (coeficiente de atrito), além da conicidade, o corpo de prova se faz um furo central para eliminar a concentração de tensões na parte aguda do cone, entretanto não se consegue eliminar completamente as forças de atrito, que se produzem nos contatos, garantindo no transcurso de todo o ensaio um estado de tensão linear na mostra. Este é o inconveniente principal de todas as provas de compressão(Fig.6.4g)/6.17/.



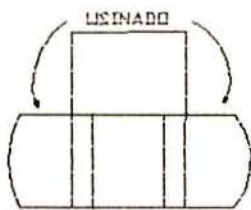
(a) Ridel



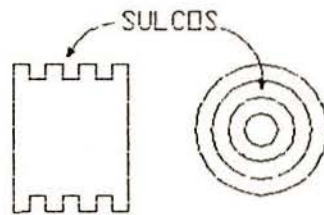
(c) Rumel, Meyer y Nehl



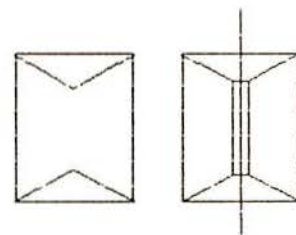
(d) Siebel e Pamp



(e) Polakowski  
Taylor e Quiney



(f) Loizou y Sims



(g) Zolotarevski

Fig. 6. 4. -Métodos desenvolvidos

## 7. -MÉTODOS EMPREGADOS

### 7.1. -ENSAIO "RASIEGAEV" /7.1/.

Este método consiste em diminuir o atrito mediante a usinagem de um anel nas faces do corpo de prova cilíndrico (Fig.7.1), só reduz o atrito, pois este não é totalmente eliminado e se incrementa a medida que o anel diminui, até que o lubrificante possa ser retido no anel não haverá problemas de atrito. Seu desempenho é ótimo quando suas deformações são elevadas, devido a que mantém sua forma cilíndrica uma vez destruído o anel.

Vantagens:

-O lubrificante retido forma um estado hidrostático de tensões que transmitem as tensões axiais ao núcleo do corpo de prova.

-Compressão Uniaxial (não existe embarricamento)

-Comportamento semelhante a tensão trativa.

Desvantagens:

-O corpo de prova é de difícil elaboração.

-Erros na medição da altura.

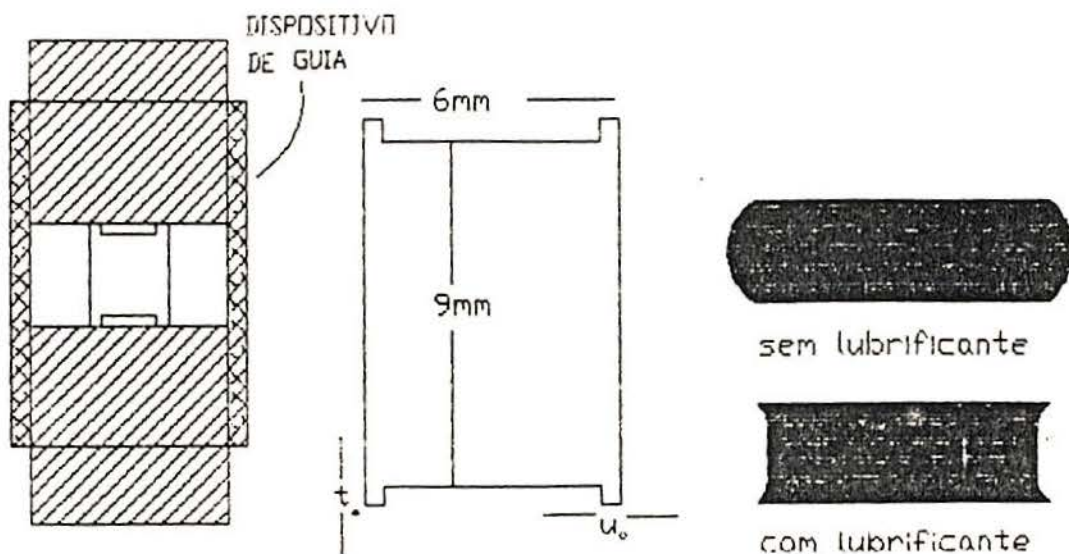


Fig.7.1. -Corpo de prova RASIEGAEV

#### 7.1.1. -Geometria e Cálculos

Existe uma ampla faixa que pode ser considerada na razão

$h/d$ , estes valores dependem sobre tudo do material a testar. A razão  $u_0/t_0$  depende de fatores mais complexos.

Na conformação, o anel fica hermetico com o lubrificante dentro dele, formando uma sacola de lubrificante. Para conseguir uma conformação o mais homogênea possível, a pressão radial interna deve estar em equilíbrio com as forças de atrito, se as forças de atrito são superiores, no caso de superfícies rugosas ou bordes compridos, o borde se atrasa e o corpo de prova sofre embarricamento. No caso que o borde seja muito alto, este pode flambear e o lubrificante pode sair.

Por tudo isto, a dimensão  $t_0$  e  $u_0$  do anel têm um grande efeito sobre o atrito, realizaram-se muitos trabalhos sobre isto. RASTEGAEV empregou corpos prova com  $t_0=0,2...0,3\text{mm}$ ; SUREYOV e BENYAKOWSKI usaram  $t_0 = u_0 = 0,03r_0$ , TURNO empregou  $t_0/u_0=0,5$ ;  $u_0=0,07r_0/7.2/$ . OBERLANDER conseguiu determinar uma forma ótima do corpo de prova mediante a variação da geometria./7.9/.

As dimensões do anel foram calculadas teoricamente a partir da condição de equilíbrio de forças radiais exercidas sob anel.  $t_0/u_0=\mu$  para as deformações impostas.

KROKHA também encontrou um valor ótimo de  $t_0/u_0$  pela qual o corpo de prova retém sua forma cilíndrica sob deformações elevadas/7.4/.

$t_0/u_0=0,4$  para o aço e  $0,6$  para o cobre.

Experiências recentes mostraram que geralmente empregam-se as seguintes dimensões para o anel.

$u_0 = 0,45...0,6\text{mm}$  para  $r_0=4...10\text{mm}$ .

Os ótimos valores do anel são independentes da altura do corpo de prova.

As peças comprimidas por placas paralelas deformam-se segundo a equação:

$$\varphi = \ln h/h_0 < 0 \quad (7.1)$$

A tensão aplicada

$$\sigma = F / n.r^2 \quad (7.2)$$

Por constância de volume

$$n.r_f^2 = n.r_0^2 e^{\varphi}$$

Por efeito do atrito e aplicando o critério de TRESCA se

obtem:

$$k_w = k_f = (F / \pi \cdot r^2) (1 + 2\mu r / 3h) \quad (7.3)$$

$$k_w = k_f (1 + 2\mu r / 3h) \quad (7.4)$$

$\mu$  = Atrito       $k_f$  = Resistência ao escoamento.

Pelas dimensões do anel  $t_0$  e  $u_0$ , para o corpo de prova RASTEGAEV a equação (3) foi substituída por:

$$k_w = k_f [1 - (2/3h) (\alpha r + 3 \mu u_0)] \quad (7.5)$$

$\alpha$  = Coeficiente de atrito dentro do lubrificante.

$\mu$  = Coeficiente de atrito entre o anel e as matrizes

$u_0$  = Espessura do anel.

A equação 7.4, derivada por AVILZUR [7.5], para a compressão axial de um cilindro, empregando fator de atrito  $m$  é :

$$k_w = k_f [1 + \frac{2 m r}{3 \sqrt{3} h}]$$

$r$  = raio do corpo de prova.

$h$  = Altura.

$m$  = Fator de atrito.

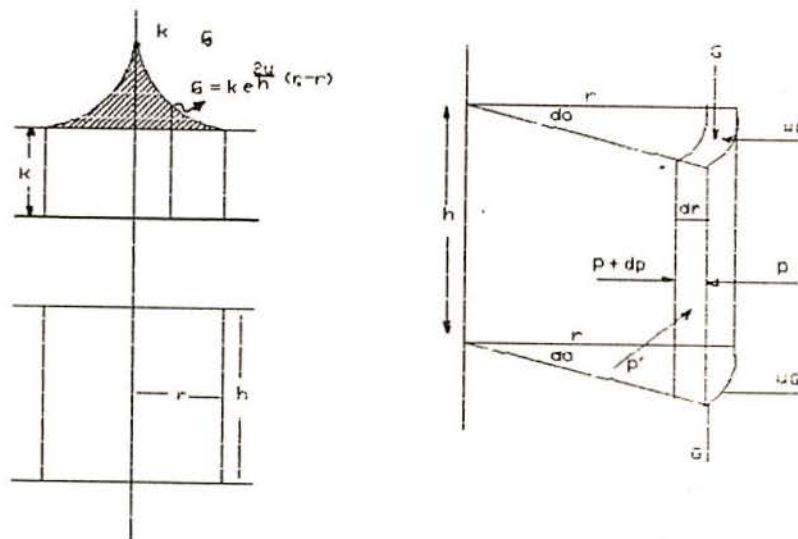


Fig. 7.2. - Distribuição das tensões no corpo de prova cilíndrico entre placas paralelas [7.8].

## 7.2. -ENSAIO "WATIS & FORD"/7.6/.

Este ensaio é caracterizado pela compressão de um corpo de prova em forma de tiras ou chapas, o qual se deseja conhecer sua curva de escoamento, por meio de duas matrizes: planas e paralelas, aqui o corpo de prova é submetido a um estado plano de deformações. Este ensaio se aproxima em forma razoável as condições a que as chapas estão submetidas na laminação (Fig.7.3).

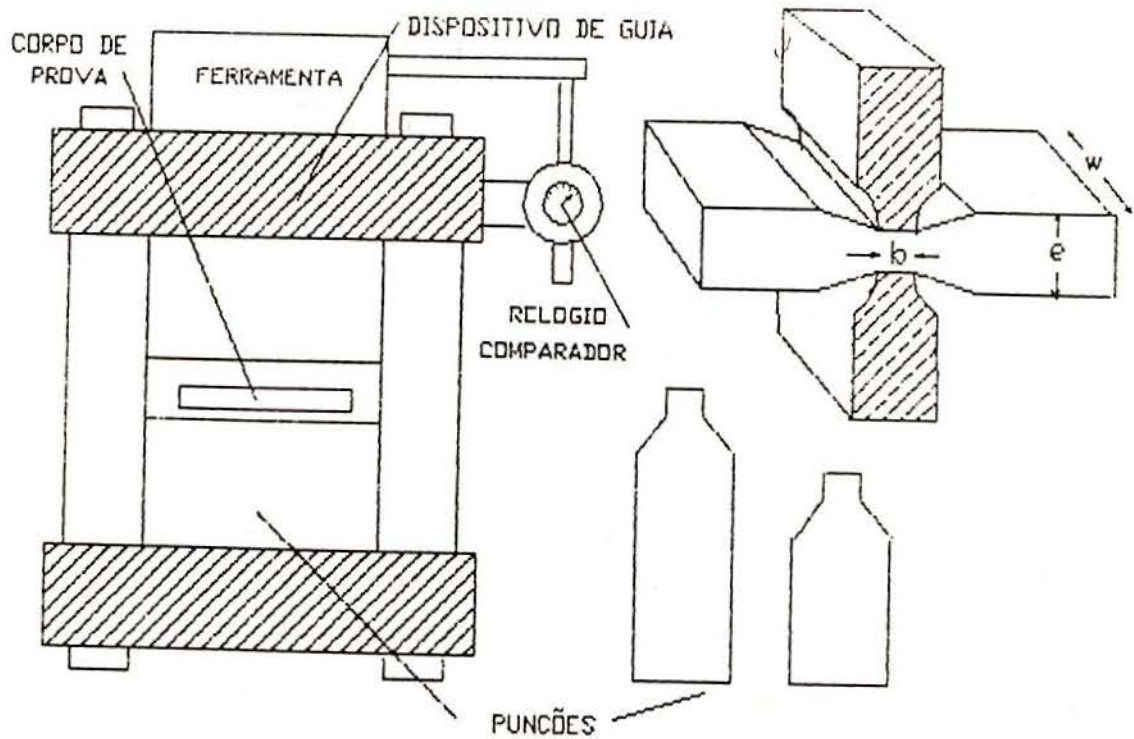


Fig.7.3. -Ensaio WATIS & FORD.

Os ensaios simples de tração dão valores limitados das propriedades mecânicas, para a conformação de chapas, os modelos matemáticos teóricos empregados para determinar estes esforços, precisam conhecer a variação da tensão de escoamento num estado plano de deformações em função da deformação, num determinado intervalo, por isto é essencial a determinação experimental de tensões neste estado.

O estado plano de deformação se caracteriza pelo escoamento do metal num único plano xy, que é independente da direção z, tendo-se por tanto:

$$\delta \epsilon_z = 0 \quad \text{é} \quad \delta \epsilon_x = - \delta \epsilon_y \quad (7.6)$$



Este método pelas condições próprias do ensaio, depende muito da forma como ele é realizado, como todo método tem vantagens e desvantagens, os quais fazem seu emprego muito limitado.

Vantagens:

- O corpo de prova é de fácil preparação.
- A área de deformação se mantém constante com o incremento da força.
- É adequado para folhas finas
- Simula o estado reinante no processo de laminação.
- Elimina os problemas de embarricamento.
- Com boa lubrificação se evitaram zonas mortas perto das faces.
- Permite elevados graus de deformação.

Desvantagens:

- Elevadas concentrações de tensões nos bordos, devido aos cantos vivos das matrizes, que se elevam ao aumentar a deformação.
- As curvas são mais altas que as desenhadas pelos outros métodos.
- Conformação não homogênea.

Este ensaio permite uma avaliação do coeficiente de atrito de um lubrificante qualquer a partir da comparação das curvas de escoamento, as que são obtidas utilizando o lubrificante que se deseja conhecer seu coeficiente de atrito e um lubrificante com atrito idealmente zero.

7.2.1.-Geometria e Cálculos.

Para que se mantenha o estado plano de deformações as dimensões do corpo de prova e das matrizes devem ser mantidas dentro de certos limites, a largura "w" da chapa deve ser pelos menos 6 vezes maior que a largura do identador "b". Para que a tensão aplicada seja igual a tensão de escoamento, a relação entre espessura da chapa t e a largura do identador b, deve ser mantida dentro dos limites  $t/b = 1/2$  e  $1/4$ .

A plastomecânica foi empregada para calcular a distribuição das tensões(Fig. 7.3):

$$\frac{dq}{dx} + \frac{2}{h} \mu q = - \frac{2}{h} \mu \sigma_k \quad (7.7)$$

$$\dots \sigma_z(x) = 2k e^{\mu(b-2x)/t} \quad (7.8)$$

$$p = 2k \frac{h}{\mu a} (e^{\mu(b/t)} - 1) \quad (7.9)$$

$$\frac{F}{d.l} = kw = 2k \left[ \frac{h}{\mu a} (e^{\mu(b/t)} - 1) + \frac{1}{4} \operatorname{tg} \alpha \right] \quad (7.10)$$

Aplicando o critério de TRESCA se simplificou a equação anterior /7.8/:

$$kw = kf \left[ 1 + (\mu \cdot b) / (2 \cdot t) + h / (4 \cdot b) \right] \quad (7.11)$$

A equação 7.11, também por AVITZUR /7.5/, para o ensaio de compressão por deformação plana de uma placa empregando o fator de atrito (m), pode ser modificada:

$$kw = kf \left[ \frac{z}{\sqrt{3}} + \frac{m \cdot w}{2\sqrt{3} e} \right]$$

w = Largura da chapa.

e = Espessura da chapa.

m = Fator de atrito.

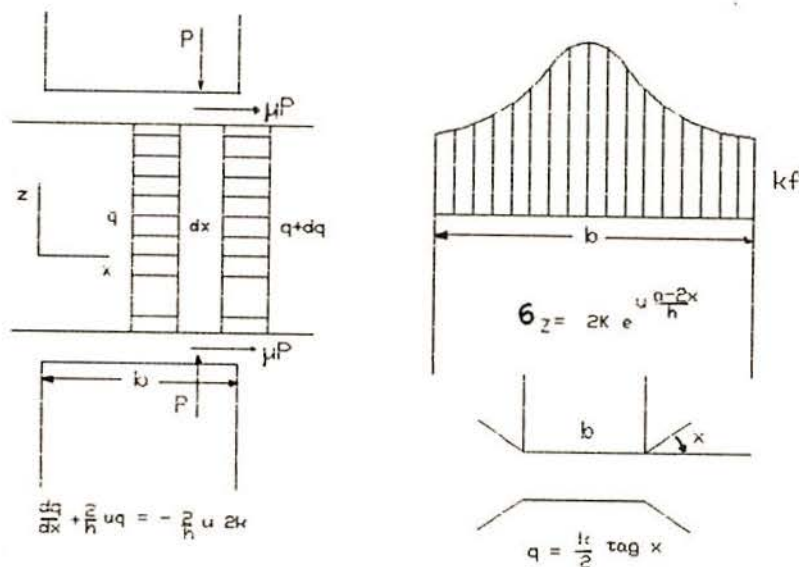


Fig. 7.4. -Mecanismos da deformação plana/7.7/.

Existem muitas outras soluções matemáticas para o estado de deformação plana, uma das quais foi apresentada por L. PRANDTL/7.6/ que considera um total colamento nas regiões que a placa está em contato com as ferramentas. Nas zonas de deformação são consideradas as tensões de cisalhamento internas ocorrendo um

estado plano de tensões.

BRIAN HUNDY /7.10/, apresentou o critério de escoamento Quadrático, que deriva da razão das deformações .

$$\frac{\epsilon_z}{\epsilon_x} = \alpha \quad \text{e} \quad \frac{\epsilon_z}{\epsilon_y} = \beta \quad (7.12)$$

Ele mostrou a seguinte expressão onde  $\sigma_x$  é tensão de escoamento uniaxial na direção x, e  $z_k$  é tensão de escoamento na direção z sob compressão plana.

$$\frac{z_k}{\sigma_x} = \sqrt{\frac{(1+\alpha)(1+\beta)}{\alpha\beta+\alpha+\beta}} \quad (7.13)$$

### 7.3. -COMPARAÇÃO DOS ENSAIOS.

No caso da deformação plana o deslocamento tangencial segundo as direções indicadas nos eixos x e y formam planos diagonais a  $45^\circ$ , na figura 7.5 está representado um cubo elementar, estes planos não são planos cristalográficos de escorregamento. segundo o critério de TRESCA, a deformação plástica ocorre quando a tensão tangencial máxima atinge um valor característico k, tensão tangencial de escoamento ou de cisalhamento. Na tensão de tração, se origina uma tensão tangencial máxima igual a  $\sigma/2$  num plano de  $45^\circ$  com a direção da tração, e como as tensões são positivas  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  provocam tensões tangenciais em sentidos opostos aos planos diagonais, aplicando este critério de escoamento se tem:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = 2k \quad (7.14)$$

Suponhamos que  $\sigma_1 = \sigma_2 = 0$  e  $\sigma_2 = -Y$

Sendo Y a tensão normal de escoamento em tração uniaxial, substituindo na equação (7.13) por TRESCA:

$$Y = 2k \quad (7.15)$$

No ensaio de compressão uniaxial o metal pode empregar qualquer plano de deslocamento tangencial a  $45^\circ$  com o eixo y, vejamos agora se esta restrição aumenta ou diminui a resistência do material à compressão, muitos experimentos anteriores mostram que ha geralmente um pequeno efeito. Este efeito pode ser interpretado como sendo devido a influência exercida pela terceira tensão principal  $\sigma_3$ , o escoamento é provocado principalmente pelas tensões  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ . Por tanto é necessário um critério de escoamento

que envolva as três tensões principais. O critério de VON MISES apresenta-se mais adequado.

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 6 k^2 \quad (7.16)$$

Para o caso de compressão ou tração uniaxial, teremos

$$\sigma_1 = \sigma_3 = 0, \quad \text{e} \quad \sigma_2 = +/- Y \quad \text{pelo que o critério}$$

conduz a : 
$$Y = \sqrt{3} k \quad (7.17)$$

Aplicando o critério de VON MISES para a Compressão plana, se precisa conhecer o valor  $\sigma_3$ . É claro que esta tensão principal tem em módulo, um valor entre as duas outras, ela contribui para a deformação plástica do material, muito embora não tenha deformação segundo o eixo respectivo.

Da equação 7.15, aplicando o critério de VON MISES, e reduz a :

$$\sigma_1 + \sigma_2 = 2k \quad (7.18)$$

$$\sigma_2 = 2k \quad Y' = 2k \quad (7.19)$$

A tensão de escoamento em deformação plana  $Y'$ , em comparação com a tensão de escoamento uniaxial  $Y$ , mostra que o material é 15 % mais alta / 7.10/.

$$-\sigma_2 = 2k = 2/\sqrt{3} Y = Y' \quad (7.20)$$

$$Y' = 1.15 Y$$

Analizando as equações 7.4 e 7.11 podemos comparar as formulas de SIEBEL, para ensaio de compressão por deformação Unaxial e Plana. Mostra-se a contribuição do atrito, que é 1/2 para a placa e 1/3 para o cilindro e da deformação cizalhamento.

$$kw = kf [ 1 + (\mu d / 3h) ] \dots\dots\dots \text{Cilindro}$$

$$kw = kf [ 1 + (\mu b / 2h) + (h / 4b) ] \dots\dots \text{Placa}$$

No capítulo 10, realizamos uma comparação prática destes dois métodos (RASTEGAEV e WATTS & FORD).

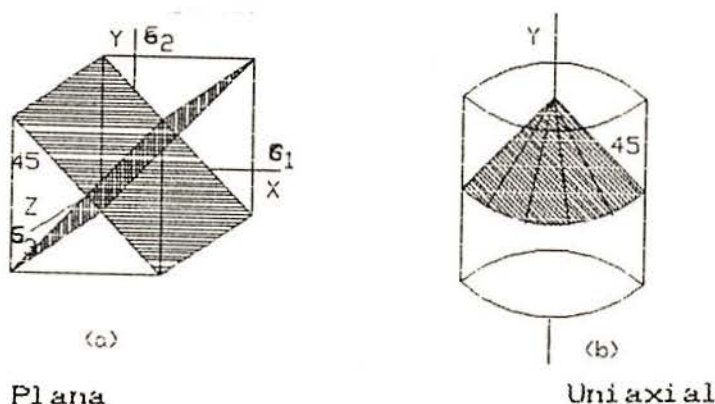


Fig.7.5. -Planos de deslizamento / 7.8/.

## 8. -ANÁLISES DO ENCRUAMENTO DO AÇO.

### 8.1. -INTRODUÇÃO

Para modificar as propriedades dos metais polifásicos, existem três variações microestruturais que devem ter-se em conta tais como:

- A quantidade das fases existentes.
- Os tamanhos relativos destas fases.
- A morfologia das fases presentes. /8.1/8.2/.

Esta última transformável ao estado sólido, e depende basicamente de seu processo de fabricação.

Microestruturalmente os aços ao carbono contém basicamente duas fases, ferrita e cementita, com duas morfologias conhecidas, ferrita-perlita lamelar e ferrita-esferoidita, cada uma delas apresenta propriedades mecânicas bem definidas qualitativamente.

Como sabemos as propriedades mecânicas, físicas, elétricas, magnéticas, etc. dos metais polifásicos podem ser determinados em relação as propriedades das fases presentes, que podem ser independentes ou aditivas, determinadas pela média das propriedades de cada uma das fases isoladamente, e outras dependentes ou interativas onde o comportamento de cada fase depende da natureza da fase adjacente.

Propriedade tais como calor específico, condutividade elétrica e emissividade térmica são aditivas e dependem da fração de volume das fases presentes. As propriedades como dureza e resistência à deformação dependem da forma e distribuição das fases existentes (morfologia).

O conhecimento destas propriedades e de suas interações é muito importante para o desenvolvimento de diversas ligas, projetos de ferramentas e desenho de peças.

Como dissemos anteriormente, os processos de conformação a frio, caracterizam-se pelos elevados graus de deformação e altas taxas de encruamento, por isto o grande interesse por metais de boa plasticidade e elevada resistência, isto se consegue com a combinação de uma matriz dúctil como a ferrita e contendo dispersos produtos não ferríticos muito duros como a cementita.

## 8.2. -MECANISMOS DE ENCRUAMENTO.

Para o cumprimento destas solicitações, se desenvolveram muitos modelos para entender o comportamento de metais de dupla fase.

### 8.2.1. -Modelo baseado na mecânica dos meios contínuos.

Este modelo foi estudado por KARLSSON e LINDEN, /a. 9/, analisaram o comportamento mecânico dos materiais de dupla fase, com diversas morfologias, entre as quais ferrita-perlita e ferrita-esferoidita.

O grande inconveniente é definir como as tensões e as deformações estão distribuídas em cada fase, existem duas possibilidades básicas de iguais tensões ou iguais deformações em cada uma das fases. No processo real se tem uma situação intermediária. Talvez a mais séria limitação deste modelo é obter a quantidade de tensão e deformação de cada fase. Para os aços de dupla fase, é muito difícil encontrar evidência experimental que forneça a partição das tensões e deformações das duas fases ou até mesmo prever quantitativamente os valores dessa partição.

Para dois materiais A e B, de volume  $V_A$  e  $V_B$ , respectivamente, agregados em um volume  $V$ , de tal forma que:

$$V = V_A + V_B$$

submetidos a tensões

$$\sigma, \sigma_A \text{ e } \sigma_B$$

O trabalho de deformação seria:

$$\sigma V \epsilon = \sigma_A V_A \epsilon_A + \sigma_B V_B \epsilon_B$$

Supondo o modelo igual tensão teríamos:

$$\epsilon = \epsilon_A f_A + \epsilon_B f_B$$

Para igual deformação:

$$\sigma = \sigma_A f_A + \sigma_B f_B. \quad (\text{Fig. 8.1})$$

Empregaram para suas análises métodos computacionais baseados na Teoria dos Elementos Finitos.

### 8.2.2. -Teoria de Contratensão Generalizada.

Foi proposta por FISCHER e seus colaboradores em 1953, para ligas com partículas indeformáveis dispersas. onde é aplicada uma tensão de cisalhamento na matriz de um monocristal contendo

partículas duras, esféricas . Para alguma tensão crítica  $\sigma_y$  (tensão de atrito), a matriz se torna plástica, acima de  $\sigma_y$ , um acréscimo na tensão aplicada deve ser equilibrado pelo acréscimo oposto das tensões internas,  $\sigma_i$ .

Em um instante qualquer,

$$\sigma = \sigma_y + \sigma_i$$

$\sigma_y$  suposto constante (matriz ideal).

$\sigma_i$  cresce com a deformação o que explica o encruamento.

Quando uma tensão cisalhante crítica no cristal é atingida, as discordâncias no plano primário de escorregamento encontraram as partículas como obstáculos e sofrem escorregamento secundário.

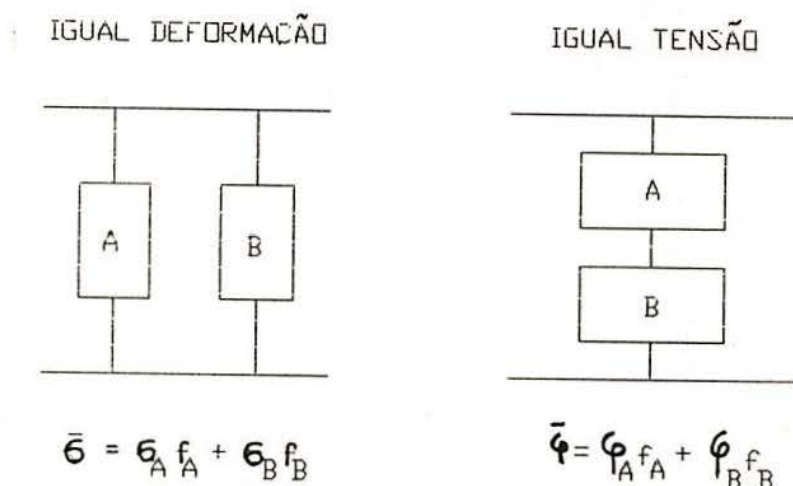


Fig.8.1.-Esquema dos modelos igual deformação e igual tensão /a.9/

### 8.2.3.-T. de Encruamento por Escorregamento Secundário.

ASBHY fez um melhoramento da teoria de FISCHER, e deu surgimento a esta teoria e estabelece que:

-A interação entre as discordâncias primárias com as secundárias no plano de escorregamento é a causa principal do encruamento.

-O escorregamento primário é geral, em todo o agregado.

-O escorregamento secundário é local e até a uma distância calculável das partículas.

-A densidade de circuitos secundários é função da deformação plástica imposta ao agregado.

-A tensão de escoamento está relacionada com a densidade dos circuitos secundários de discordâncias.

Baseado nas considerações anteriores, ASBHY deduziu uma expressão para a tensão de escoamento para estruturas cúbicas de fases centradas.

$$(\sigma - \sigma_0) = 0.24 G_M \left( \frac{bf\gamma}{d} \right)^{1/2}$$

Onde:  $G_M$  = Módulo de cisalhamento da matriz.

$b$  = Vetor de Burgers.

$f$  = fração de volume da 2da fase

$\gamma$  = deformação plástica por cisalhamento

$d$  = diâmetro médio das partículas.

$\sigma$  = tensão de escoamento

$\sigma_0$  = tensão de atrito.

Empregando argumentos geométricos, mostrou que este resultado é quase independente dos detalhes do modelo.

#### 8.2.4.-Teoria da contratensão elástica ( $\sigma_c$ ) e O Efeito Bauschinger.

Num agregado policristalino, contendo fases com diferentes resistências à deformação como a ferrita e a esferoidita, se for deformado plasticamente, aparecerão tensões internas que se opõem a essa deformação, causadas pelo carregamento elástico da fase inderformável. A orientação dessas tensões é sempre no sentido de opor resistência ao escoamento na direção em que ele está sendo realizado mais facilitando-o no sentido inverso. ESHELBY/a.4/, foi o primeiro em analisar este fenômeno desenvolvendo uma solução matemática para o campo de tensões produzido por uma inclusão elipsoidal elasticamente deformada. Seu trabalho serviu de base para a solução de uma série de problemas de interesse tecnológico, entre os quais uma melhor compreensão de efeito BAUSCHINGER.

ATKINSON e outros /a.5/, introduziram o termo tensão de amolecimento permanente ( $\sigma_{ap}$ ), para medir o efeito BAUCHINGER em ciclos Tração-Compressão. 1

WILSON e KONNAN/a.6/, estabeleceram através de ensaios com raios x em aços esferoidizados que  $\sigma_c$  e  $\sigma_{ap}$  devem se



correlacionar de maneira linear. ( $\sigma = 1/2 \sigma_{ap}$ ), ou seja, a contratensão elástica média é aproximadamente a metade da tensão de amolecimento permanente medida pelos ciclos BAUSCHINGER.

Encruamento da matriz ferrítica .

A taxa de encruamento ( $\delta\sigma/\delta\varepsilon$ ) depende muito pouco do tamanho de grão para deformações menores de 5% e praticamente nada para maiores deformações de maneira que é razoável supor a não dependência com o tamanho de grão.

A influência dos elementos de liga sobre a taxa de encruamento, também é pequena e pode ser desprezada, a presença destes elementos só deslocam a níveis mais altos a tensão.

$$\sigma_M = 700 \varepsilon_p^{1/2}$$

O efeito das partículas no encruamento da matriz é muito significativo CHANG & ASARO empregando os resultados de ESHELBY e o conceito de ASHBY, baseados no trabalho de ATKINSON e outros deduziram uma expressão aplicável ao caso dos aços esferoidizados por eles estudados o que permite a avaliação da influência das partículas no encruamento da matriz:

$$\sigma_p = 1.96 G_M (b f \varepsilon_p / 2r)^{1/2}$$

Onde:

$G_M$  = Módulo de Cizalhamento da Matriz

$b$  = Vetor de Burgers,  $2.5 \times 10^{-7}$  mm do Fe $\alpha$

$f$  = Fração volumétrica de segunda fase.

$\varepsilon_p$  = Deformação plástica verdadeira.

$r$  = Raio médio das partículas.

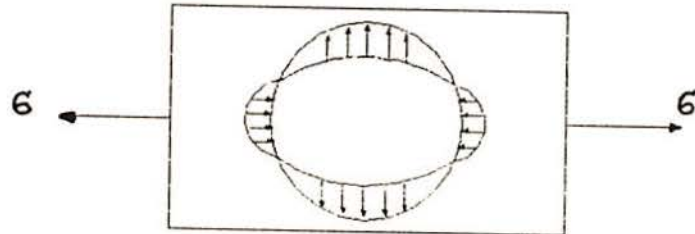


Fig. 8.2. -Esquema do campo de tensões gerado por uma inclusão/s. 4/

### 8.3. -CONCLUSÕES

Observando os modelos descritos anteriormente, podemos dizer que a tensão de escoamento pode ser descrita como a soma de várias parcelas. Na deformação plástica de um agregado policristalino do tipo ferrita-esferoidita se podem distinguir as seguintes parcelas:

- Tensão inicial de Escoamento  $\sigma_0$  (tensão de atrito)
- Contratensão elástica  $\sigma_c$  (Incompatibilidade plástica)
- Tensão da matriz ( $\sigma_M$ ).
- Tensão da partícula ( $\sigma_p$ ).

Então a tensão de Escoamento pode ser escrita como:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_c + (\sigma_M^2 + \sigma_p^2)^{1/2}$$

Substituindo as respectivas parcelas se tem:

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha_1 G_M f \varepsilon_p^* + [(700 \varepsilon_p^{1/2})^2 + \alpha_2^2 G_M^2 \frac{b f \varepsilon_p}{2 r}]^{1/2}$$

Onde:

$$\varepsilon_p^* = \left( \frac{b \varepsilon_p}{\pi r} \right)^{1/2}$$

$\alpha_1$  e  $\alpha_2$  = Constantes calculados por CHANG e ASARO/8.7/.

$$\alpha_1 = \frac{7-5\nu}{5(1-\nu)} = \quad \nu = \text{Coeficiente de Poisson.}$$

$$\alpha_2 = 1.96.$$

O efeito BAUSCHINGER é maior para partículas de forma de agulhas ou discos que para partículas esféricas.

## 9. -ANÁLISES EXPERIMENTAIS

### 9.1. -MATERIAL EMPREGADO.

Para esta pesquisa empregaram-se corpos de prova de aço AISI 1050 laminado a quente (Tabela 9.1), por sua grande aplicação industrial na produção de parafusos, porcas, cutelaria, tesouras e outras peças de pequena ou média seção, produzidas em grandes séries e que exigiram recozimentos prévios, para assegurar à matéria prima de adequado comportamento plástico.

TABELA 9.1

Condição :	Laminado a quente
Tamanho de grão :	8
Dureza :	220 HB
Composição química	
% C = 0.51    %Mn = 0.62    %S = 0.04    %Si = 0.19	

### 9.2. -EQUIPAMENTO EMPREGADO NOS TESTES

- Máquina de ensaios universal KRATOS 1982, capacidade 100 KN, elétrico-mecânica, tipo K10 e analógica (Fig.9.1).
- Máquina de ensaios universal SCHENCK 1990, hidráulica, capacidade 400 KN, controle eletrônico computarizado (Fig.9.2).
- Forno elétrico de mufla marca HEVY DUTY 1975  
T max = 900°C Potência de 2500 W (Fig.9.3)
- Forno elétrico de Chumbo 1991, T max = 750°C e  
Potência de 3000 W (Fig.9.4)
- Termopar tipo K -Cromel-Alumel Bitola 1.5 mm
- Milivoltímetro digital, marca PHILIPS, tipo PM 2421.
- Laminador piloto, marca DEMAG, Potência 49 kw , Rotação de 27 RPM com cilindros lisos de 175 mm
- Microdurômetro -SHIMADZU- Japan.
- Durômetro -MITUTOYO
- Microscópio óptico, marca Neophot II
- Computador, marca Alfa-digital, tipo 486 turbo com 33 Mhz.
- Paquímetro digital -MITUTOYO- modelo DIGIMATIC
- Micrômetro de pontas -MITUTOYO- NSK- Japan.
- Relógio extensométrico.
- Registrador X-Y . Modelo BBC - Série 780.

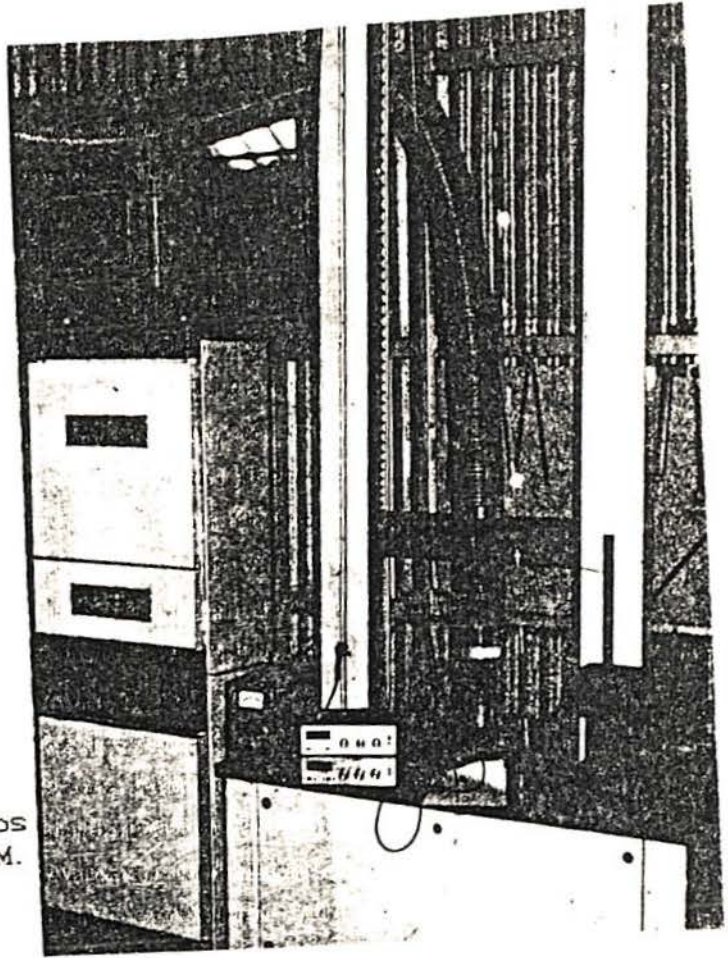


Fig.9.1.-Maquina de ensaios  
Universal "KRATOS" 10 TM.

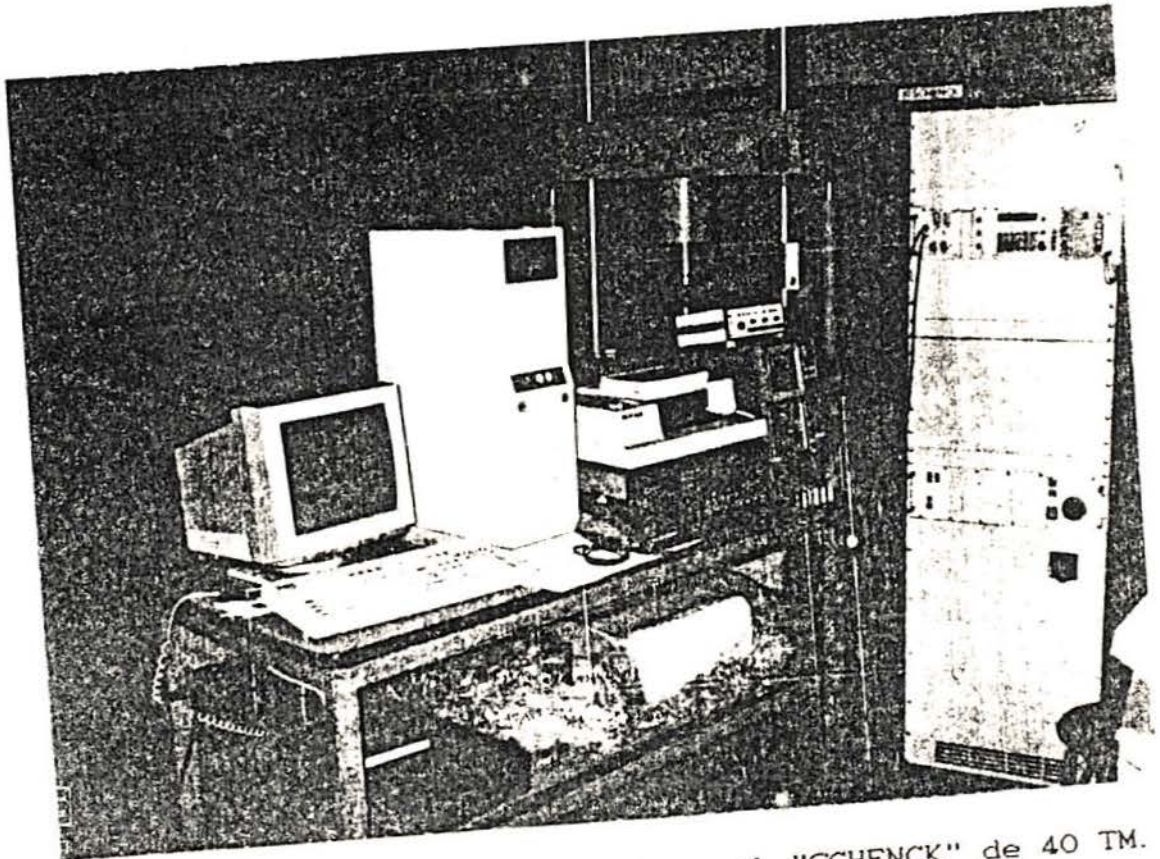


Fig.9.2.-Maquina de ensaios universal "SCHENCK" de 40 TM.

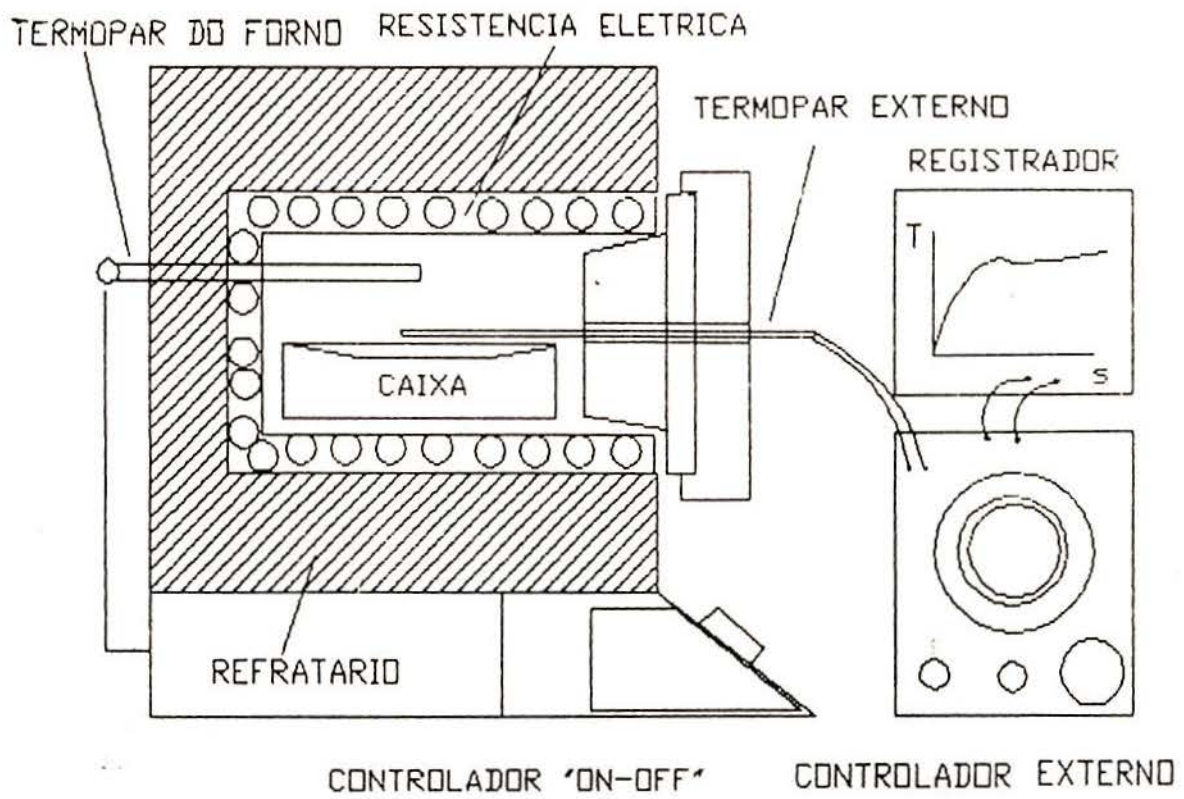


Fig. 9.3. -Forno de RESISTENCIA

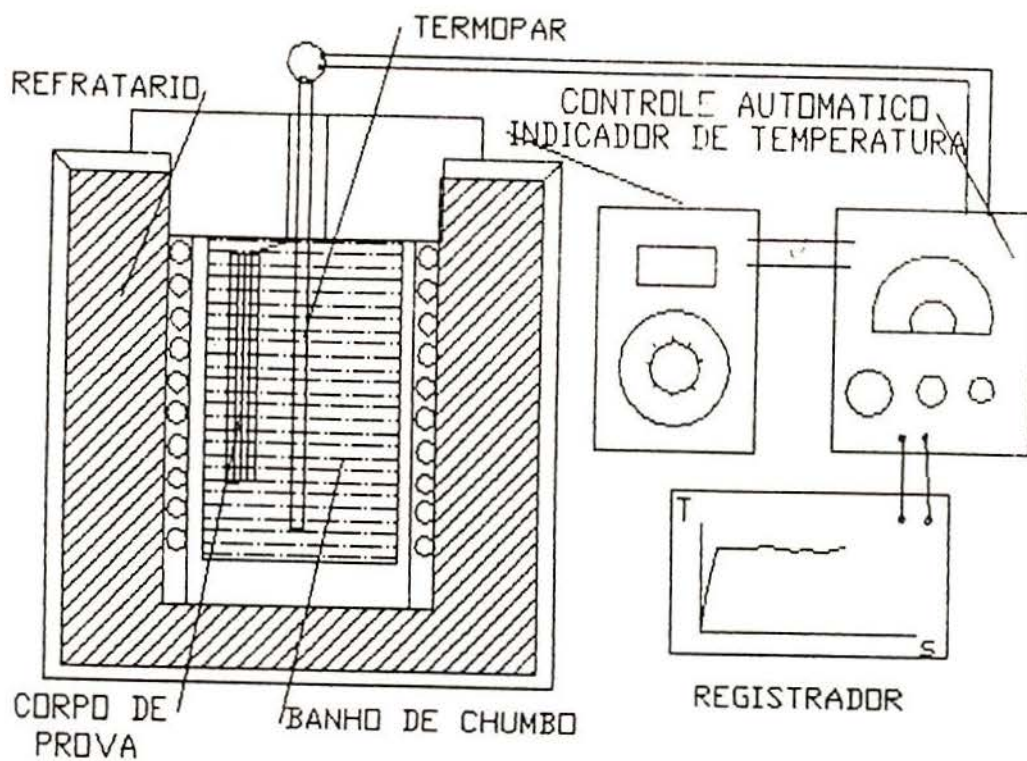


Fig. 9.4. -Forno de CHUMBO.

### 9.3. -CORPOS DE PROVA E FERRAMENTAL DOS TESTES.

Para realizar os ensaios de compressão foram projetados e fabricados dispositivos de guia, para garantir o alinhamento dos punções, estes dispositivos foram projetados avaliando a capacidade das máquinas de ensaio universal e uma distribuição uniforme das tensões, gerando uma deformação centrada e completa.

Isto se pode observar nos desenhos da figura 9.5, para os ensaios de compressão por deformação uniaxial "RASTEGAEV" e na figura 9.6, para os ensaios de compressão por deformação plana "WATTS & FORD".

Os corpos de prova "RASTEGAEV" foram usinados segundo o desenho da figura 9.7a, os corpos de prova "WATTS & FORD" foram usinados segundo a figura 9.7b.

Os corpos de prova metalográficos foram de 15x15x5 mm, também foi feita a dureza neles, empregando as durezas tipo BRINELL (HB 62.4 / 2.5 / 30 s) e ROCKWEL B e C (fig.9.7c).

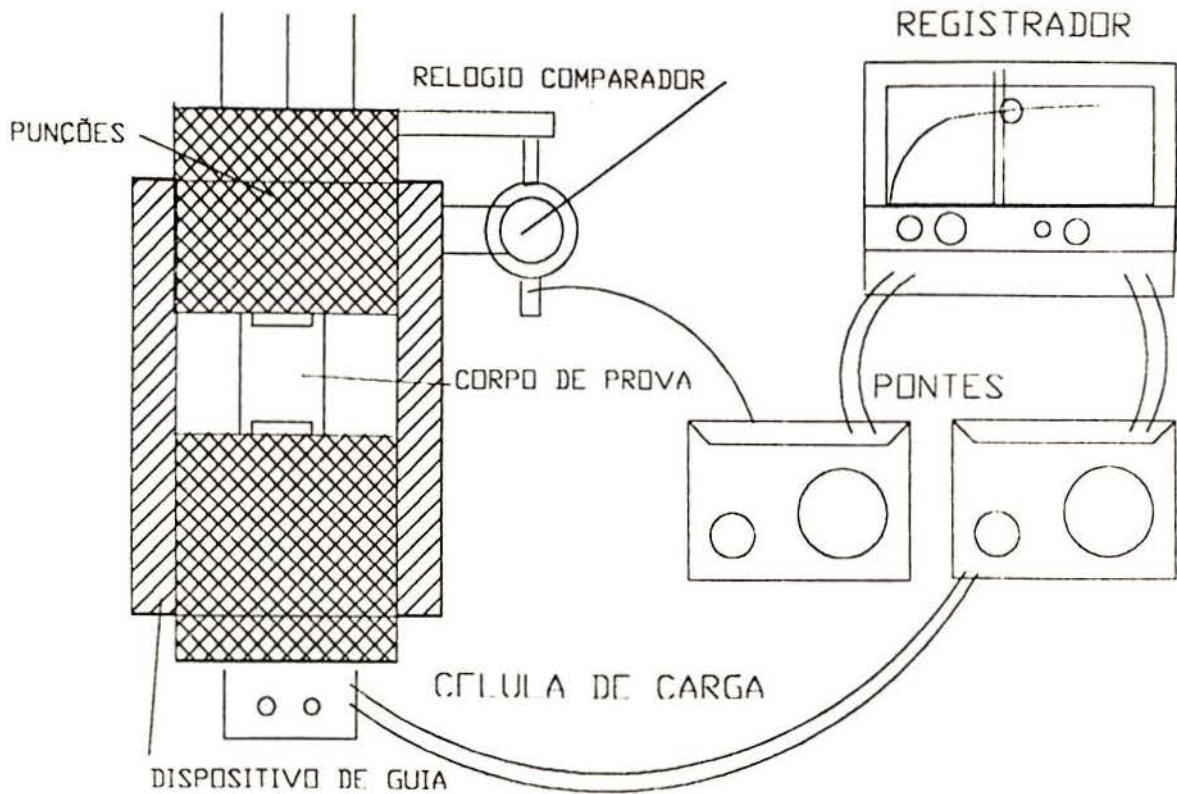


Fig. 9.5. -Dispositivo de Compressão RASTEGAEV

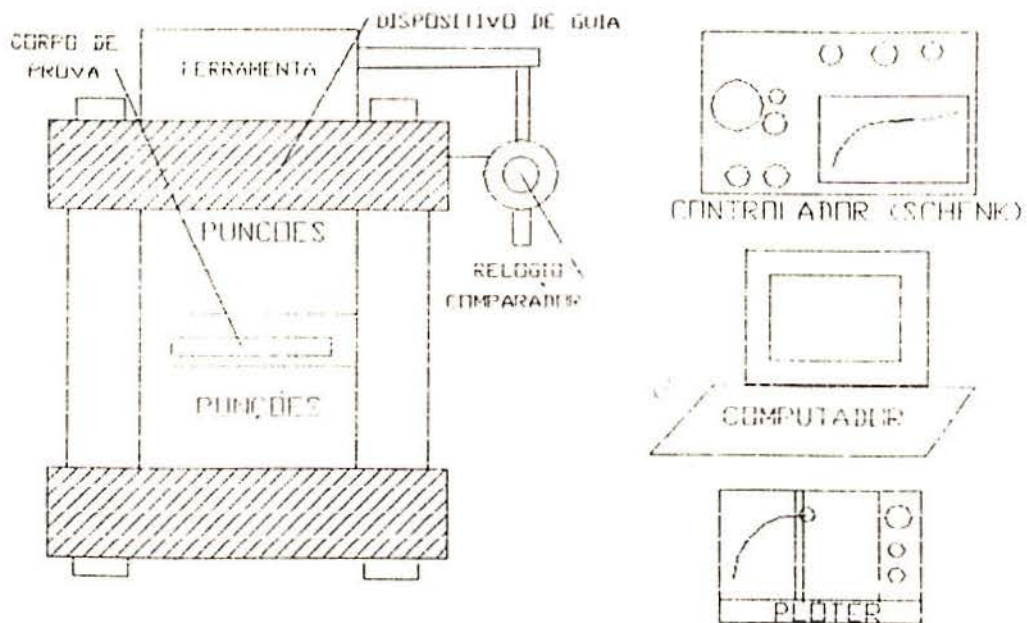


Fig.9.6. -Dispositivo de compressão PLANA (W&F).

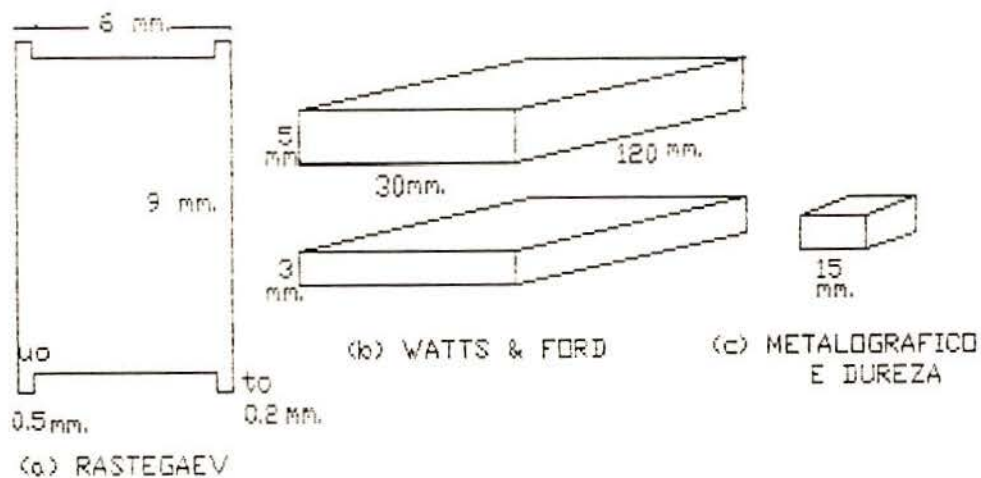


Fig.9.7. -Corpos de prova empregados/9.10/.

A microdureza foi feita nos corpos de prova RASTEGAEV deformado 75% aproximadamente, os quais foram seccionados no meio e colocados em baquelita, se avaliou o comportamento da deformação (homogênea) do corpo de prova RASTEGAEV a diferentes graus de deformação e as variações da microdureza da superfície ao centro. Empregou-se 200 g MHV.

Para saber o comportamento da deformação dos corpos de prova WATTS & FORD, se deformou até 75% aproximadamente, e foram realizadas as microdurezas 200g MHV. Para determinar o campo de

linhas de deslizamento, se realizou uma gravação na superfície devidamente polida, com reticulados circulares /p.1/.

No aspecto superficial, foram avaliadas as possíveis trincas ou microtrincas da superfície do corpo de prova antes e depois dos ensaios, com ajuda de uma lente de aumento.

#### 9.4. -LUBRIFICANTES EMPREGADOS.

Uma das mais importantes limitações na operação de conformação a frio é o rol que desempenha a película de lubrificantes durante a deformação entre as superfícies dos punções e as peças a trabalhar, estes limites são influenciados por muitos parâmetros, entre os mais importantes estão o desenho da ferramenta, tipo de lubrificante, processo de conformação, grau de deformação, microestrutura do material , etc /p.2/p.3/.

Esta influência dos lubrificantes se pode observar nas figuras 9.8 e 9.9, para ensaios de compressão em cilindros convencionais dos aços AISI 1020 (literatura) e 1050 (ensaios) respectivamente, são comparados também os ensaios RASTEGAEV e por tração realizados /p.4/p.5/.

Nos testes com o ensaio de compressão RASTEGAEV empregou-se o sulfeto do molibdênio em óleo (MOLYKOTE).

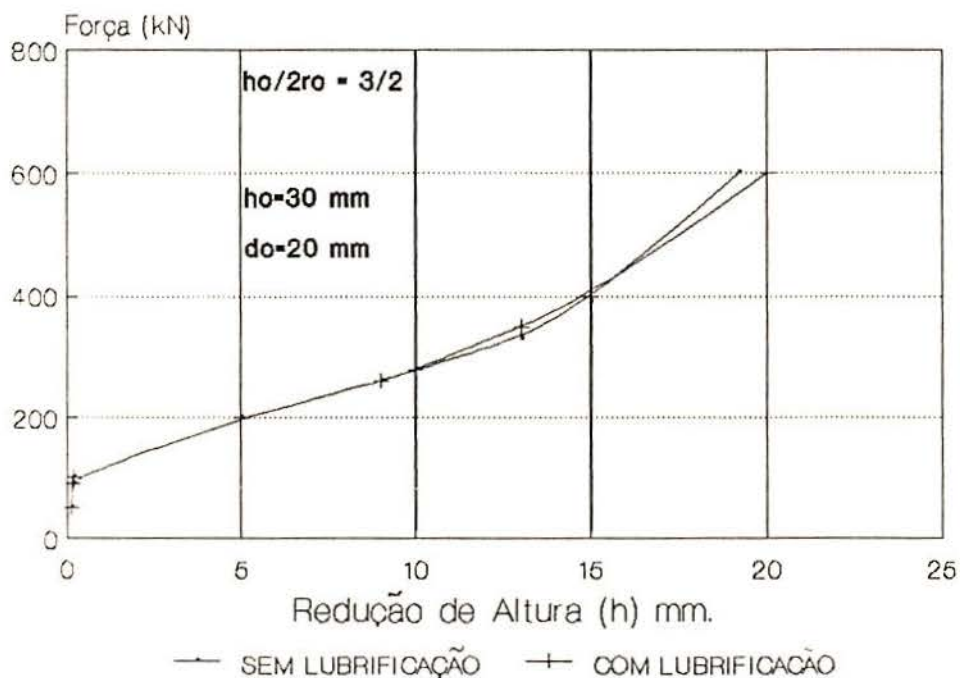


Fig.9.8. -Curvas de escoamento sob ensaios de compressão de um aço 1020/p.4/



Para os ensaios com compressão plana empregou-se uma mistura de grafite em pó com óleo /9.6/.

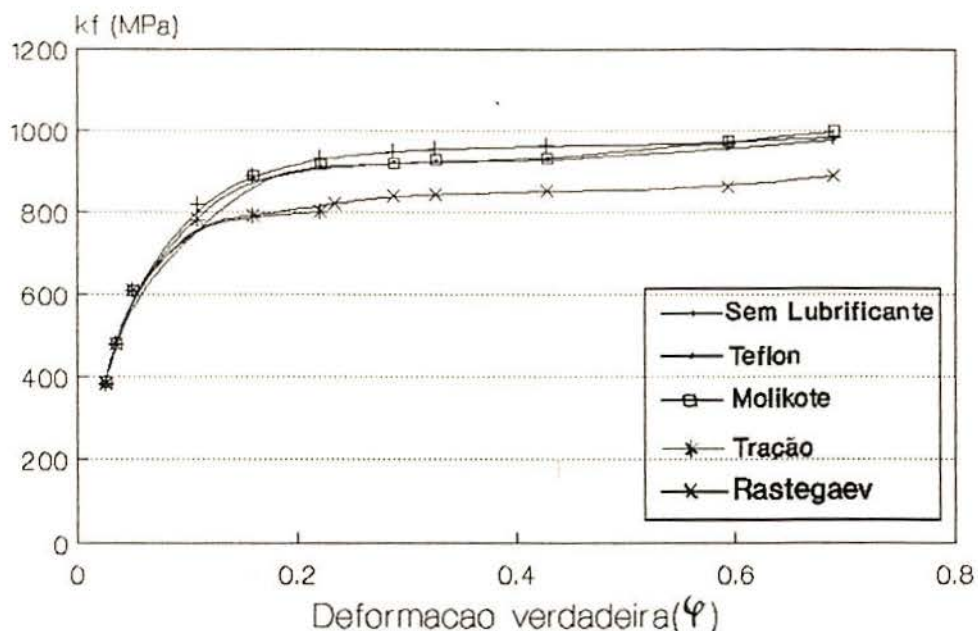


Fig. 9.9. -Curvas de escoamento do aço 1045 com diferentes lubrificantes /9.5/.

#### 9.5. -TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS

Foi feita uma série de tratamentos de recozimento com o fim de amolecer o aço, na tabela 9.1, se descreve os tratamentos térmicos realizados, se pode observar melhor na figura 9.10, os ciclos destes tratamentos.

Os recozimentos de esferoidização foram feitos para acelerar sua cinética. Estes tratamentos estão descritos na tabela 9.2 e desenhados na figura 9.11.

Para os tratamentos de esferoidização foi fabricado um forno de chumbo, pelas vantagens na transmissão de calor (convecção e irradiação), na homogênea e estável distribuição da temperatura e para reduzir a oxidação ou descarbonetização superficial sem formação de carepas. O chumbo fundido possui o coeficiente de transmissão de calor maior do que o ar, o aquecimento dos corpos de prova é mais rápido e o período de tempo é diminuído, quanto mais prolongado é o recozimento, menos relevante é a variação da temperatura no período de tempo.

TABELA 9.1

Sigla	Tratamento	Temp.	Tempo	Resfri.
TT1	Recozimento sub-critico	630°C	5.30 h	Ar
TT2	Recozimento Pleno	830°C	40 min	Forno
TT3	Normalização	860°C	40 min	Ar
TT4	Recozimento Isotérmico	750°C	40 min	Forno
		730°C	10 h	Ar
TT5	Reco. Sub-cri. Esferoi.	710°C	12 h	Ar

TABELA 9.2

Sigla	Tratamento	Temp.	Tempo	Resfri.
TT6	Patentado Aço encruado 0%, 25%, 35% e 50%	750°C 705°C	40 min	forno
			100 min	Ar
			200 min	Ar
			300 min	Ar
			400 min	Ar
			500 min	Ar
TT7	Temperado Revenido	850°C 705°C	40 min	Agua
			100 min	Ar
			200 min	Ar
			300 min	Ar
			400 min	Ar
			500 min	Ar
TT8	Termomecânico Encruado 50%	850°C 705°C	40 min	Laminado
			100 min	Ar
			200 min	Ar
			300 min	Ar
			400 min	Ar
			500 min	Ar

## 9.6. -PROCEDIMENTO DOS ENSAIOS.

Uma vez escolhido o aço AISI 1050 por suas justificáveis vantagens, convenientes para nosso estudo, prosseguiu-se com os tratamentos descritos nos ciclos da fig. 9.13, colocou-se os corpos de prova RASTEGAEV e metalográficos ligados fortemente para evitar diferenças térmicas entre eles, estes tratamentos foram feitos com muito cuidado no forno de resistência com um erro de  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ , cobertos por uma camada de carvão para evitar a descarbonetação, após os tratamentos foram feitas suas respectivas análises metalográficas e dureza para avaliar suas modificações.

Com os dispositivos fabricados no Laboratório (Fig. 9.5) e empregando os corpos de prova "RASTEGAEV" (Fig.9.7a), se procedeu a comprimir na máquina de ensaios universal KRATOS, operada na escala de 10 Tn. Devido a que a velocidade da ferramenta é constante, a taxa de deformação vai variar em função da altura instantânea do corpo de prova, na prática este fato é irrelevante.

A cada 5% de deformação, medido por um relógio comparador, se retirava a carga e procedia a medir a altura do corpo de prova com um micrometro de pontas e anotar a força empregada, após isto colocava-se lubrificante (MOLYKOTE) na face, para prosseguir com outra deformação (5%), até atingir os 65% aproximadamente.

As forças e as deformações foram anotadas, para posteriormente serem utilizadas na montagem das tabelas do anexo 12.1, logo com ajuda de um computador e aplicando a lei da constância de volume e deformação verdadeira se desenha as curvas de escoamento correspondentes para cada ensaio. Foram empregados 15 corpos de prova e repetidos alguns ensaios.

A repetitividade dos valores encontrados ao desenhar as curvas de escoamento levaram a diminuir a quantidade de provas.

Foram também avaliados seu aspecto superficial depois do encruamento por RASTEGAEV.

Após a primeira etapa do trabalho e determinada a estrutura adequada, prosseguiu-se a segunda etapa, que consiste em acelerar o mecanismo de esferoidização com os tratamentos descritos nos ciclos da figura 9.10.

Para determinar a temperatura mais adequada de esferoi-

dização se realizou uma série de tratamentos a diferentes temperaturas, numa placa previamente laminada com 50% de deformação.

Para o tratamento TT6, (Fig. 9.10), empregou-se corpos de prova em forma de placa (Fig. 9.7b), laminados a frio com 0%, 25%, 35% e 50% de deformação, realizou-se uma avaliação microestrutural para determinar o grau de esferoidização pelo método da contagem de pontos, depois de 100, 200, 300, 400 e 500 min no banho de chumbo a 705°C, após isto foi comprimido na máquina de ensaios universal SHENCK, para determinar sua curva de escoamento pelo método WATTS & FORD /p. 7/

O tratamento TT7 (Fig. 9.11). Se temperou segundo o ciclo determinado e foi revenido nos tempos descritos acima no banho de chumbo a 705°C, também foi feito seu ensaio de compressão pelo método WATTS & FORD.

O tratamento TT8, Termomecânico, foi feito com ajuda de um forno de resistência com aquecimento até 850°C e posteriormente foi laminado com deformação a quente até 40%, após a laminação foi esfriado num banho de chumbo a 705°C, pelos tempos descritos anteriormente.

Com os ensaios de compressão plana, se pode atingir até perto de 2.4 de deformação, trocando de punções, para manter os limites requeridos pelo estado plano de tensões /p. 8/.

#### 9.7. -CONSTRUÇÃO DAS CURVAS DE ESCOAMENTO.

A curva de escoamento de um aço é um parâmetro básico para a determinação das condições de trabalho na conformação mecânica e serve principalmente para determinar o trabalho e a força de conformação, com isto se pode escolher uma máquina e dimensionar uma ferramenta (matrizes, punções, cilindros etc.), como foi dito no capítulo 5.3, a importância do conhecimento da curva de escoamento serve na atualidade para o cálculo por simulação, motivo pelo qual esta deve ser o mais exata possível, por isto deve-se ter em conta o processo para sua construção /p. 9/.

No caso da conformação frio, ocorre o encruamento, as curvas de escoamento são plotadas em função desta característica física típica de cada metal ou liga e são chamadas de taxas de en-

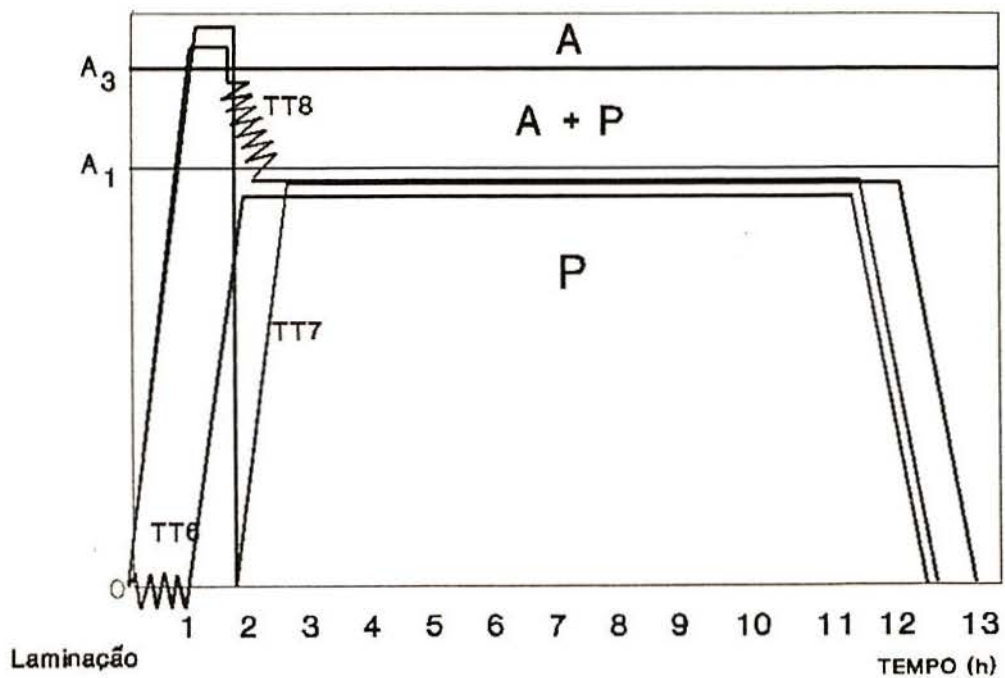
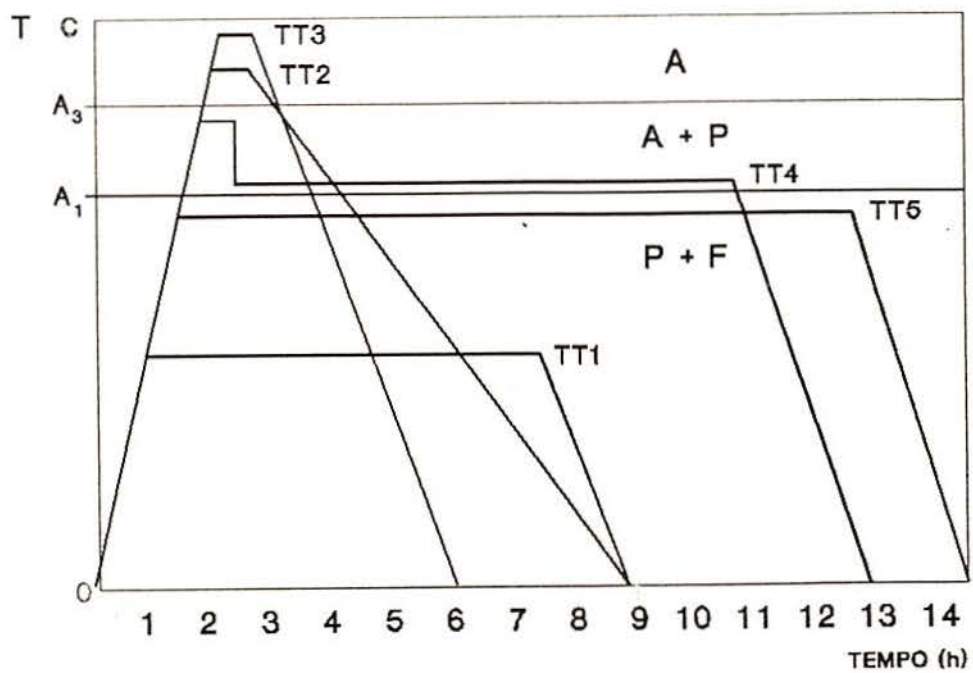
cruamento.

Para a realização dos ensaios de compressão RASTEGAEV, foi utilizado o dispositivo de guia fabricado para este fim, (Fig.9.5).

Foi empregada a máquina de ensaios universal KRATOS, operada na escala de 100KN, um relógio extensométrico, duas pontes HBM modelo W50 e um registrador tipo X-Y marca HP modelo 7046 A.

A força foi medida através de um transdutor a base de strain-gages acoplado a máquina de ensaios e a deformação através de um relógio extensométrico, para a amplificação do sinal foram anexadas duas pontes e registradas no registrador tipo x-y. Com os dados provenientes dos registros e aplicando as equações de constância de volume foram construídas as curvas de escoamento ( $k_f \times \phi$ ). As curvas assim obtidas foram comparadas entre elas, para determinar o comportamento das diferentes microestruturas. Além disto a cada 5% de deformação aproximadamente se retirava a carga e se anotava a força, a deformação foi medida com um micrometro de pontas, desta maneira se diminui os erros possíveis na construção destas curvas.

Para a compressão plana foi empregada a máquina de ensaios universal SHENCK, como nesta máquina não se requer os aparelhos do caso anterior, pois possui controle eletrônico e é monitorada por um computador IBM-PC, só se precisa do dispositivo de guia, ela pode desenhar a curva de escoamento força x deformação e, com ajuda de um ploter, imprimir dita curva (Fig. 9.6). As curvas construídas por esta máquina são muito exatas e o tempo curto (Anexo I).



## 10. -DISCUSSÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Para uma avaliação ordenada do comportamento da plasticidade com os tratamentos térmicos foram realizadas análises metalográficas, provas de dureza e microdureza e ensaios de compressão.

### 10.1. -ANÁLISES METALOGRAFICAS

Empregando as análises metalográficas convencionais, com Nital 5% , se procedeu a avaliar as microestruturas geradas com os tratamentos, na tabela 10.1 se detalha estas microestruturas e na figura 10.1, se pode observar as fotomicrografias.

Nestes tratamentos a morfologia da perlita foi substancialmente modificada. Isto é devido a reação eutetóide que ocorre. Esta transformação é um caso muito especial do fenômeno de precipitação. Aqui a austenita ( $Fe\gamma$  CFC) se transforma em duas fases: Ferrita ( $Fe\alpha$  CCC) e cementita ( $Fe_3C$ ) denominada perlita.

No corpo de prova tratado por normalização (TT3) e sem tratamento (STT), a distância interlamelar da perlita é muito pequena, pelo que denomina-se perlita fina que é dura e pouco plástica, pode chegar a ter um espaçamento de  $10^{-4}$  mm e uma dureza de 350 HB/10.1/, neste ensaio medeu-se 220 HB em média.

Com o tratamento de recozimento pleno (TT2) a distância interlamelar é maior e a dureza baixa (200 HB), a perlita é grossa e sua plasticidade é relativamente melhorada/10.2/.

Com os tratamentos TT4 e TT5 a morfologia varia muito, a perlita lamelar modifica seu formato para globular, aumentando sua plasticidade consideravelmente. Estes mecanismos são explicados detalhadamente no capítulo 3, note-se os glóbulos de cementita numa matriz ferrítica, a esferoidização ainda foi parcial, observam-se lamelas (Fig.10.1) /10.3/.

Nos corpos de prova com tratamentos de esferoidização, empregou-se a metalografia quantitativa para poder determinar o grau de esferoidização. Na tabela 10.2 se resume estes resultados.

Na figura 10.1-foto 8 e foto 7, observou-se que os tratamentos termomecânicos (TT8), possuem um efeito mais acentuado que os outros tratamentos, sobre sua esferoidização e os tratamentos de têmpera com revenimento (TT7), possuem um melhor

TABELA 10.1

TI	MICROESTRUTURA	PLAST.	DURCHBD
STT	Ferrita e Perlita lamelar fina, grãos equiaxiais, # 8 ASTM.	Ruim	220
TT1	Ferrita e Perlita heterogênea, grãos equiaxiais, # 7 a 8 ASTM.	Regular	192
TT2	Ferrita e Perlita lamelar grossa, com grãos equiaxiais, # 7 a 8 ASTM.	Regular	191
TT3	Matriz ferrítica com perlita lamelar fina, grãos equiaxiais, # 8 ASTM.	Ruim	218
TT4	Matriz ferrítica com perlita parcialmente esferoidizada (53%), grãos equiaxiais e tamanho oscila de 7 a 8 ASTM	Boa	162
TT5	Matriz ferrítica com perlita parcialmente esferoidizada (56%), grãos equiaxiais e tamanho de grão de # 7 a 8 ASTM	Boa	159
TT6	Matriz ferrítica com perlita parcialmente esferoidal (74%), grãos equiaxiais # 9 a 10 ASTM, fina, distribuição heterogênea dos carbonetos.	Boa	157
TT7	Matriz ferrítica, com uma subestrutura martensítica, ainda parcialmente esferoidal (80%), com uma boa distribuição dos carbonetos (coalescido).	Boa	159
TT8	Matriz ferrítica com perlita parcialmente esferoidal (85%), grãos equiaxiais muito finos # 11 ASTM, distribuição dos carbonetos homogênea.	Boa	152





FOTO 1                    200X  
RECOZIMENTO SUBCRÍTICO  
(TT1)

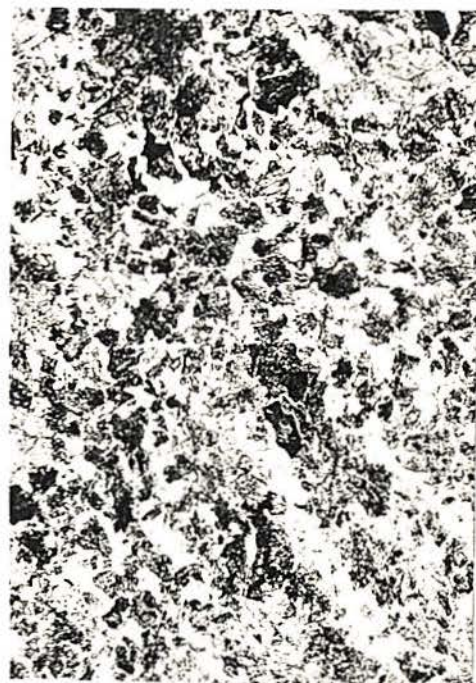


FOTO 2                    200X  
RECOZIMENTO PLENO  
(TT2)



FOTO 3                    200X  
NORMALIZAÇÃO  
(TT3)



FOTO 4                    200X  
RECOZIMENTO ISOTÉRMICO  
(TT4)

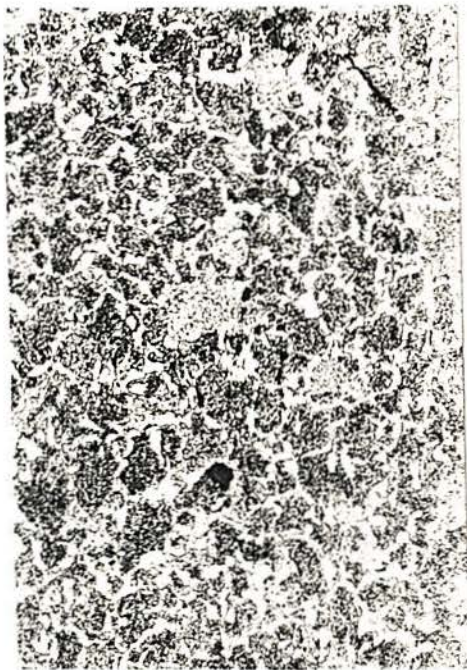


FOTO 5 200X  
RECO. SUBC ESFEROIDAL  
(T15)

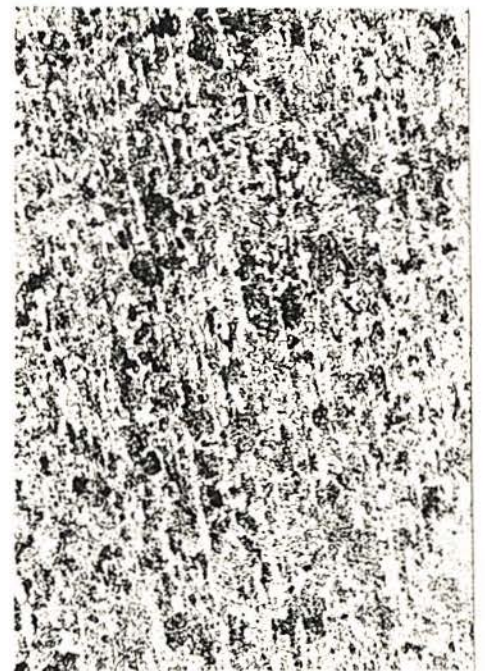


FOTO 6 200X  
PATENTADO  
(T16)

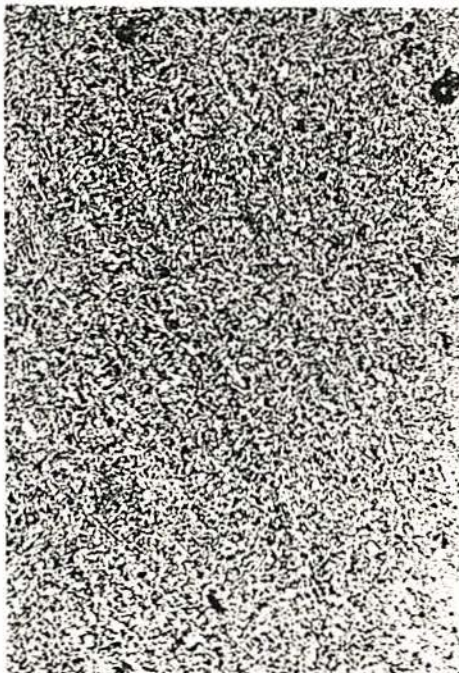


FOTO 7 200X  
TEMPERADO e REVENIDO  
(T17)

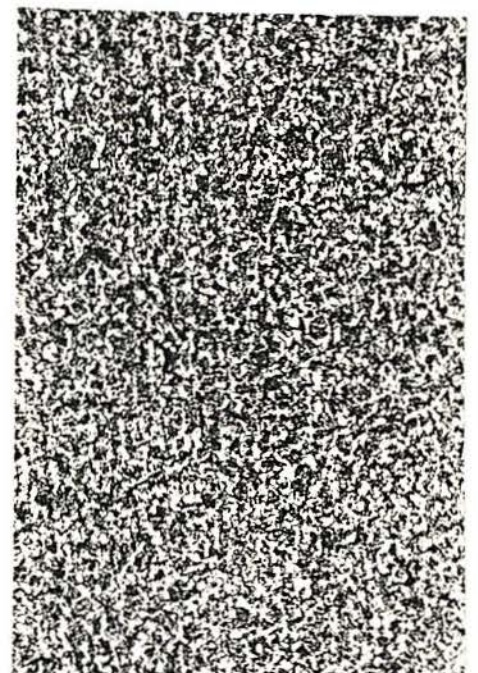


FOTO 8 200X  
TERMOMECANICO  
(T18)

FIG. 10.1. -FOTOMICROGRAFIAS DOS TRATAMENTOS EMPREGADOS.

efeito sobre a coalescência.

Na figura 10.2 e na tabela 10.2 são resumidos os graus de esferoidização calculados através de um trabalhoso e longo tempo de análises metalográficas quantitativas. Empregou-se uma grade de 100 pontos.

TABELA 10.2  
GRAUS DE ESFEROIDIZAÇÃO (%)

TEMPO (min)	Temperado e Revenido	Deformação a frio				Termomecânico
		0%	20%	35%	50%	
0	--	0	0	0	0	0
100	--	7	10	15	35	52
200	--	18	25	30	50	69
300	62	24	40	50	62	74
400	71	45	55	60	71	80
500	80	57	62	65	74	85

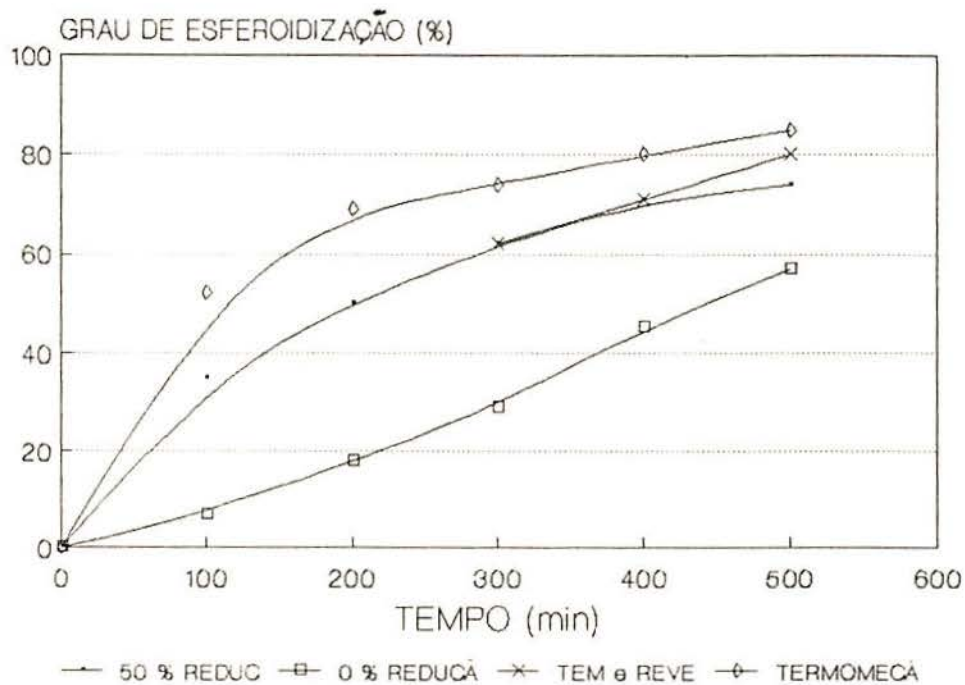


Fig.10.2. -Graus de esferoidização do aço AISI 1050.

Os processos de esferoidização em cada caso são diferentes, assim como sua cinética, por exemplo com a deformação a frio a velocidade de esferoidização estática é acelerada só na etapa inicial do processo, não ocorrendo num tempo adequado o coalescimento significativo. /10.4/.

Pesquisadores como ROBBINS, SHEPARD e SHERBY /10.6/ verificaram que a velocidade de esferoidização é muito maior se a deformação foi efetuada simultaneamente ao tratamento térmico, este processo é denominado esferoidização dinâmica, a influência da deformação poderia dar-se através dos seguintes mecanismos:

-Criação de um excesso de lacunas que auxiliaram a difusão do carbono no ferro pela formação de um complexo carbono-lacuna. Este excesso de lacunas poderia acelerar a difusão de átomos de ferro ao aumentar o número de sítios para sua difusão.

-Os contornos de sub-grãos e as discordâncias produzidas pela deformação a temperaturas sub-críticas poderiam constituir vias que favoreçam à difusão do ferro. Neste caso a esferoidização dinâmica atinge rapidamente a etapa de coalescimento.

## 10.2. -PROVAS DE DUREZA E MICRODUREZA

Nos corpos de prova metalográficos foram realizadas as provas de durezas HB e microdureza HV (200g).

Na tabela 10.1 estão resumidas as durezas HB de todos os tratamentos térmicos. Os decréscimos dos valores da dureza nos corpos de prova com estrutura esferoidal, nos permitem supor o incremento da plasticidade.

Para determinar a temperatura adequada de esferoidização realizou-se uma série de tratamentos a diferentes temperaturas, por meio da dureza foi determinada esta temperatura. Na tabela 10.3 e na figura 10.3 pode-se observar isto.

A dureza é muito importante para quantificar a cinética de esferoidização, os valores da dureza HB são apresentados na tabela 10.4 e desenhados na figura 10.4. A diminuição dos valores de dureza permitem acompanhar, com razoável precisão, a gradual evolução do processo em função do tempo e do grau de deformação.

TABELA 10.3

Aço AISI 1050 C. P.	Laminado 50% Temperatura(°C)	Tempo 1 1/2 h Dureza (HB)
1	660	194
2	680	187
3	700	185
4	720	188
5	740	191
6	760	195
7	780	198
8	800	200
9	820	203

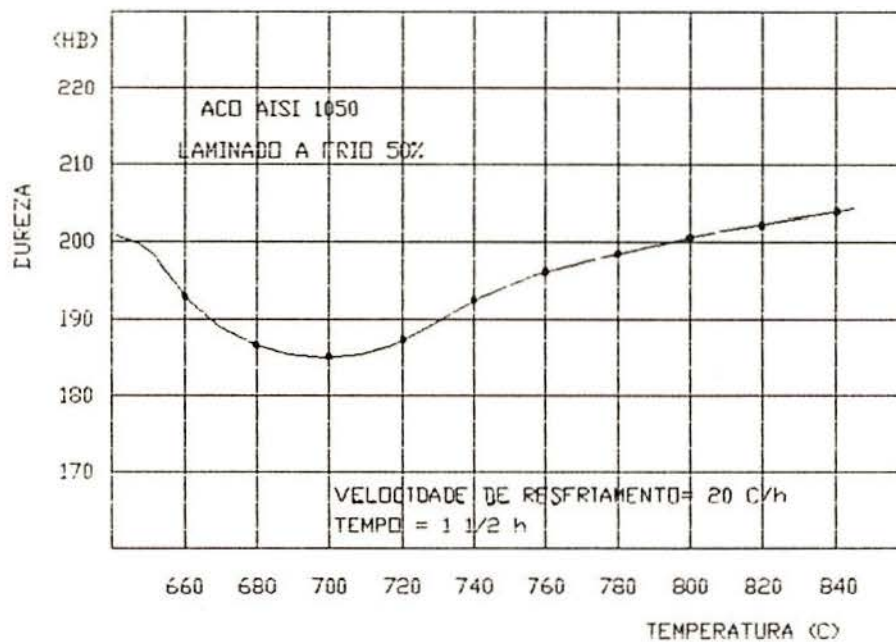


Fig.10.3. -Variação da dureza com a temperatura de recozimento

Foi avaliado o comportamento da deformação na microestrutura após os ensaios de compressão, no ensaio RASTEGAIEV as diferenças entre as microdurezas são pequenas, verificando que sua deformação é quase homogênea, e no ensaio WATTS & FORD as diferenças são elevadas nos diferentes pontos verificando uma deformação não homogênea, foi empregada a microdureza Vickers com 200 g, os corpos de prova foram seccionadas e embutidos em

TABELA 10.4

## DUREZA BRINELL (HB)

TEMPO (min)	Temperado e Revenido	Deformado a frio				Termomecânico
		0%	20%	35%	50%	
0	560	217	230	255	286	218
100	295	191	190	188	185	182
200	190	180	183	185	182	160
300	168	174	181	176	175	158
400	161	168	170	168	161	152
500	159	164	160	159	157	152

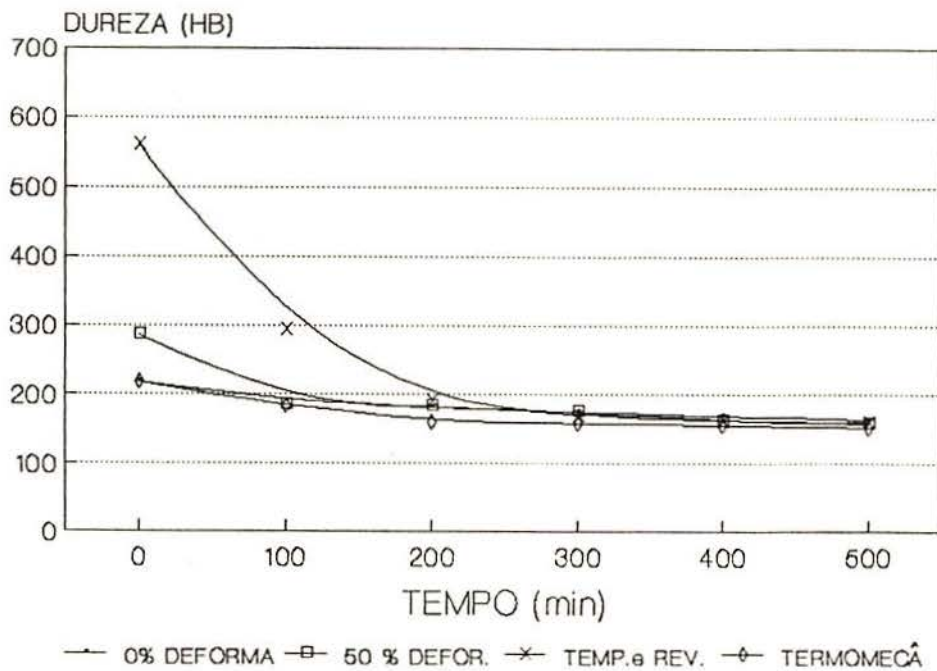


Fig.10.4. -Variação das durezas do aço 1050 com o tempo

baquelite, na figuras 10.5 e 10.6 se observa a distribuição das microdurezas na secção transversal.

Na figura 10.7, observa-se o comportamento da microestrutura no centro do corpo de prova RASTEGAIEV a diferentes deformações (Anexo I), se pode afirmar deformação homogênea.

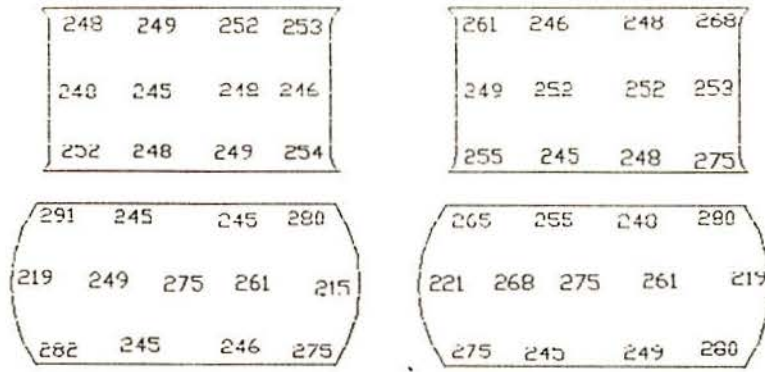


Fig.10.5. -Distribuição das microdurezas no corpo de prova RASTEGAEV(Acima) e CONVENCIONAL ( $\phi=0.9$ )

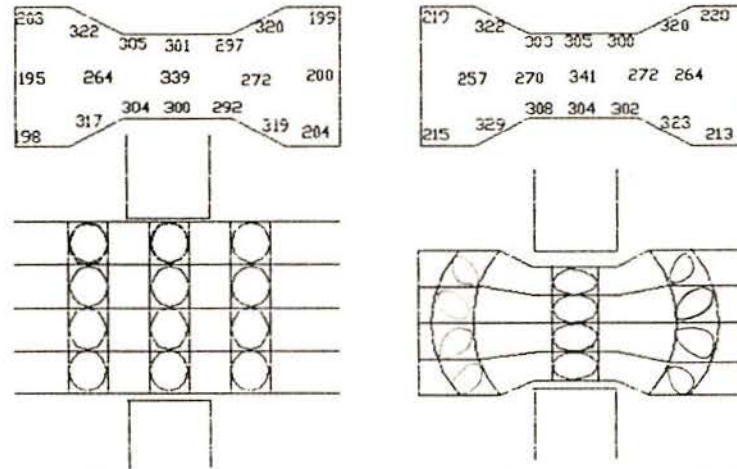


Fig.10.6. -Microdurezas no corpo de prova WATTS & FORD

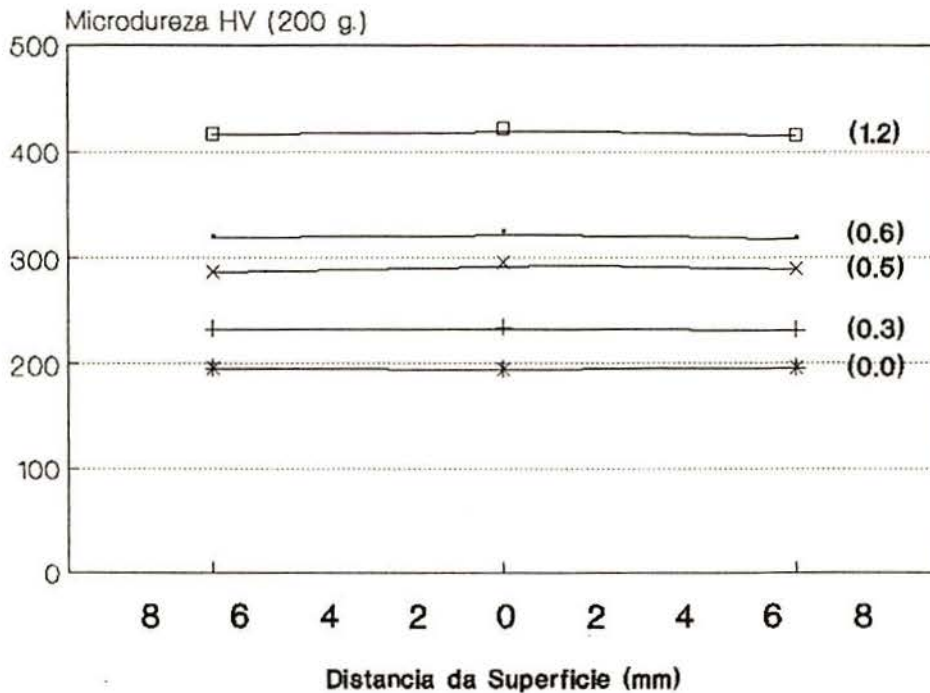


Fig.10.7. -Distribuição da microdurezas no centro do corpo de prova RASTEGAEV

### 10.3. -ENSAIOS DE COMPRESSÃO

Na máquina de ensaios universal Kratos foram comprimidos até uma deformação perto de  $\phi = 1.0$ , os corpos de prova RASTEGAEV, Na figura 10.8, se observa a deformação a diferentes graus, observa-se que não forma embarricamento.

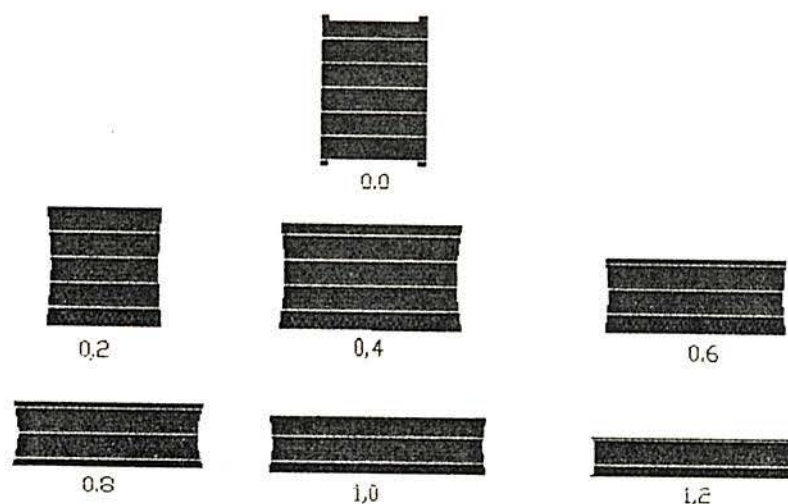


Fig.10.8. -Mecanismo da deformação do C.P. RASTEGAEV com lubrificante (MoS<sub>2</sub>) /10.8/

Nas figuras 10.9a,b e c, observa-se as curvas de escoamento RASTEGAEV ( $k_f \times \phi$ ), graficados pelo computador, desprezando o atrito e aplicando as leis de constância de volume. As curvas de escoamento que apresentam um melhor comportamento plástico são as que possuem microestruturas esferoidais, seu grau de encruamento ( $n$ ), sua resistência ao escoamento ( $k_f$ ) e sua dureza (HB), são menores que as lamelares. Na figura 10.10 se resume isto.

Após a realização destes ensaios foram examinados a superfície dos corpos de prova para encontrar alguma trinca ou microtrinca, este fato nos permite avaliar se os graus de deformação impostos foram severos. Não foi encontrada nenhuma trinca nos corpos de prova, o que indica a pouca severidade no encruamento. Para incrementar isto empregaremos o ensaio WATTS & FORD que pode atingir até  $\phi = 2.0$  de deformação.

Durante a conformação por deformação plana, a expansão lateral segundo o eixo z, é impedida. Este tipo de deformação



bidimensional ocorre em diversas operações de trabalho dos metais. É importante, por exemplo, na laminação de chapas.

Na figura 10.11, se pode apreciar as curvas de escoamento dos tratamentos TT6, TT7 e TT8, todos esferoidizados, existe pouca diferença entre eles, o temperado e revenido TT7, possui a mais elevada resistência ao escoamento ( $k_f$ ) e o termomecânico possui as melhores características (TT8).

Na figura 10.12, se comparam os ensaios RASTEGAEV e WATTS & FORD, existe uma diferença muito elevada entre as resistências a deformação ( $k_w$ ), a curva tensão-deformação com ensaio WATTS & FORD se desloca por cima da RASTEGAEV. Isto se deve ao fato de que na compressão plana o metal só pode empregar para deslocar-se os planos que fiserem  $45^\circ$  com o eixo x e y, na compressão uniaxial o metal pode empregar qualquer plano tangencial a  $45^\circ$  com o eixo y. Para este ensaio se empregaram os aços nas mesmas condições estruturais e com a mesma razão ( $h/d = b/e = 1$ ), foi desenhada uma curva diferencial entre ambos ensaios (Fig.10.13) /10.6/10.7/.

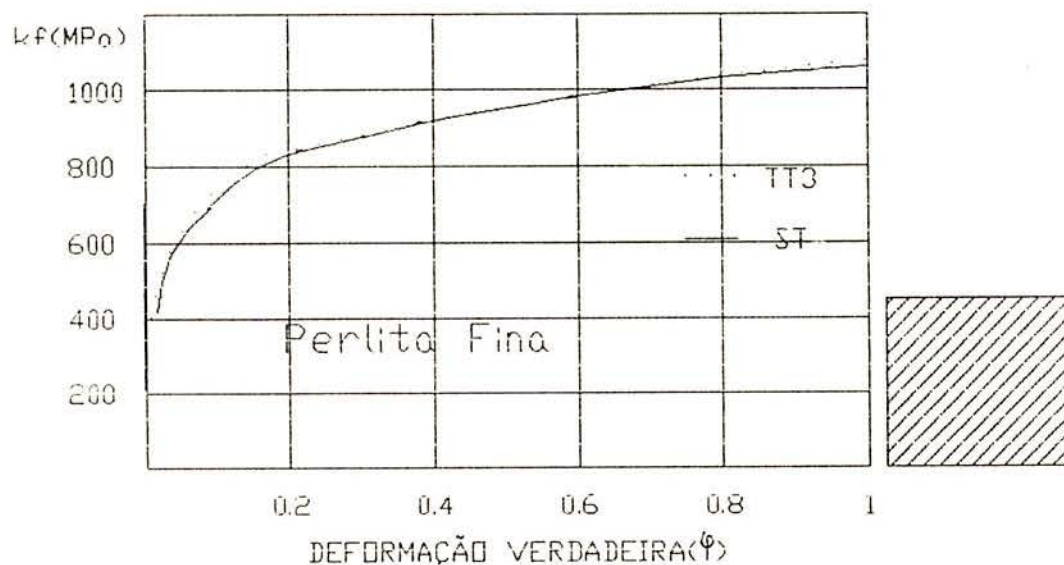


Fig.10.9a. -Curva de escoamento do aço 1050 com perlita fina.

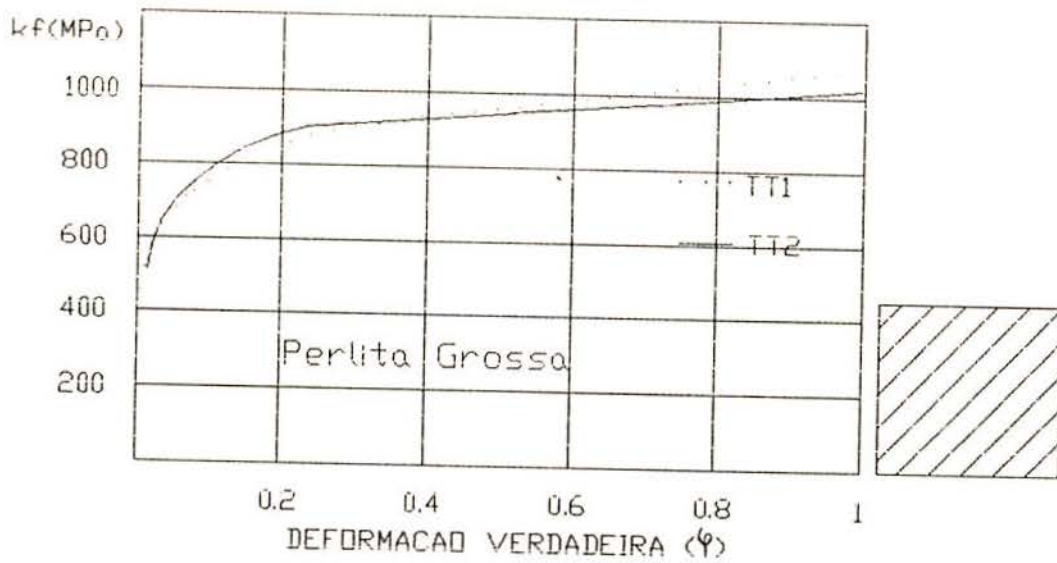


Fig.10.9b. -Curva de escoamento do aço 1050 com perlita grossa.

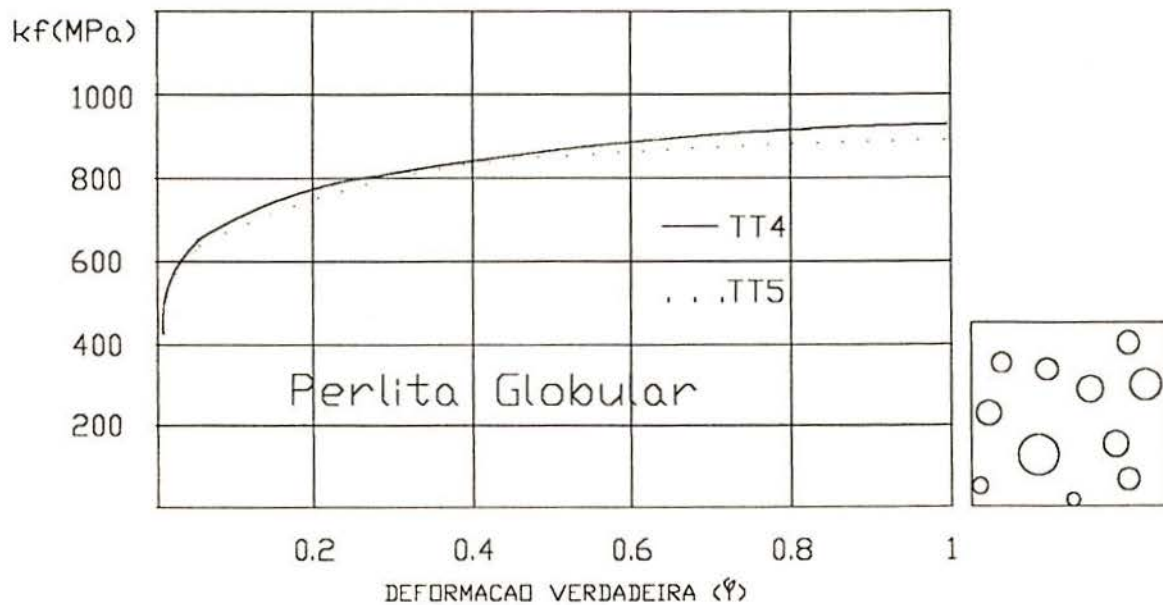


Fig.10.9c. -Curva de escoamento do aço 1050 com cementita esferoidal.

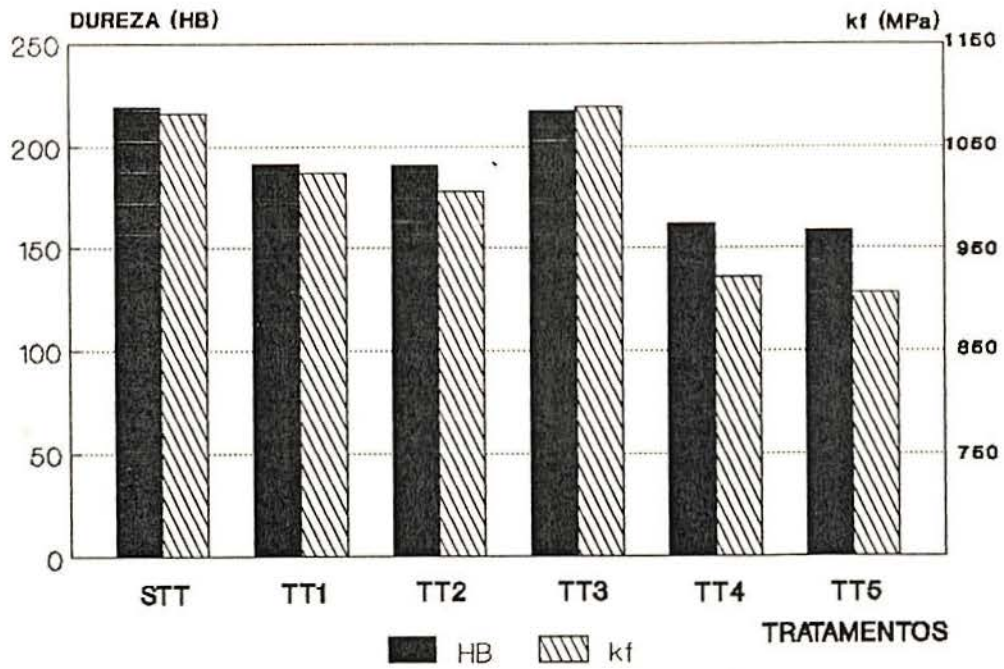


Fig.10.10.-Comparação do comportamento dos tratamentos de recozimento (HB e kf).

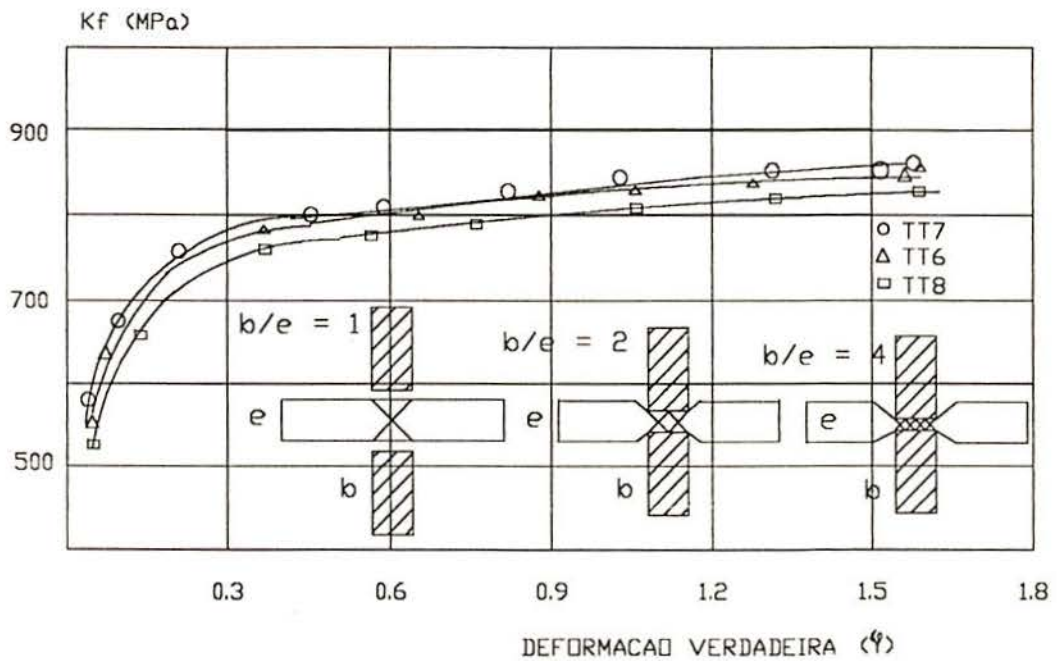


Fig.10.11.-Curvas de escoamento por deformação plana dos tratamentos de esferoidização (TT6, TT7 e TT8)

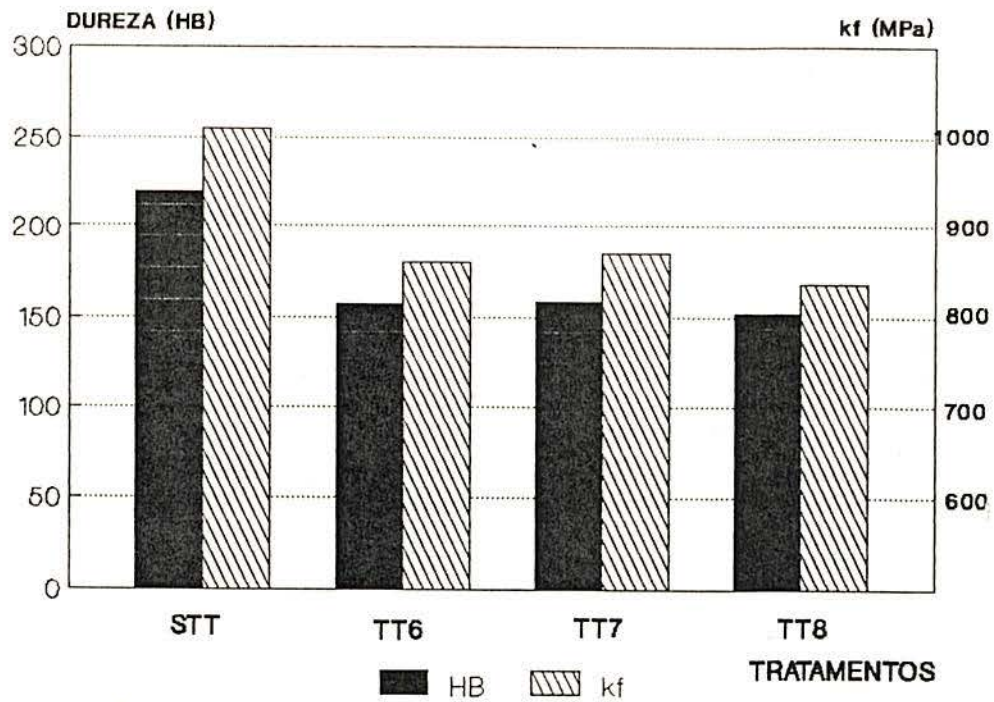


Fig.10.12. -Comportamento dos tratamentos de esferoidização ( $\varphi = 1,0$ )

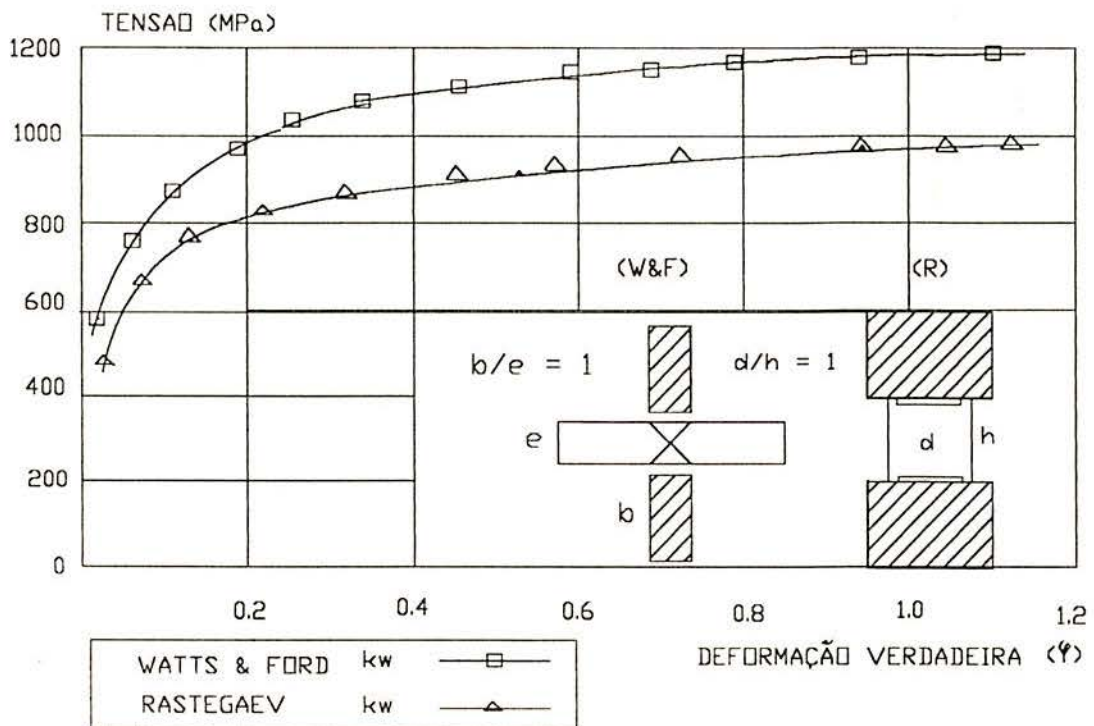


Fig.10.13. -Comparação entre as curvas de escoamento RASTEGAEV e WATTS & FORD do aço 1050./10.6%.

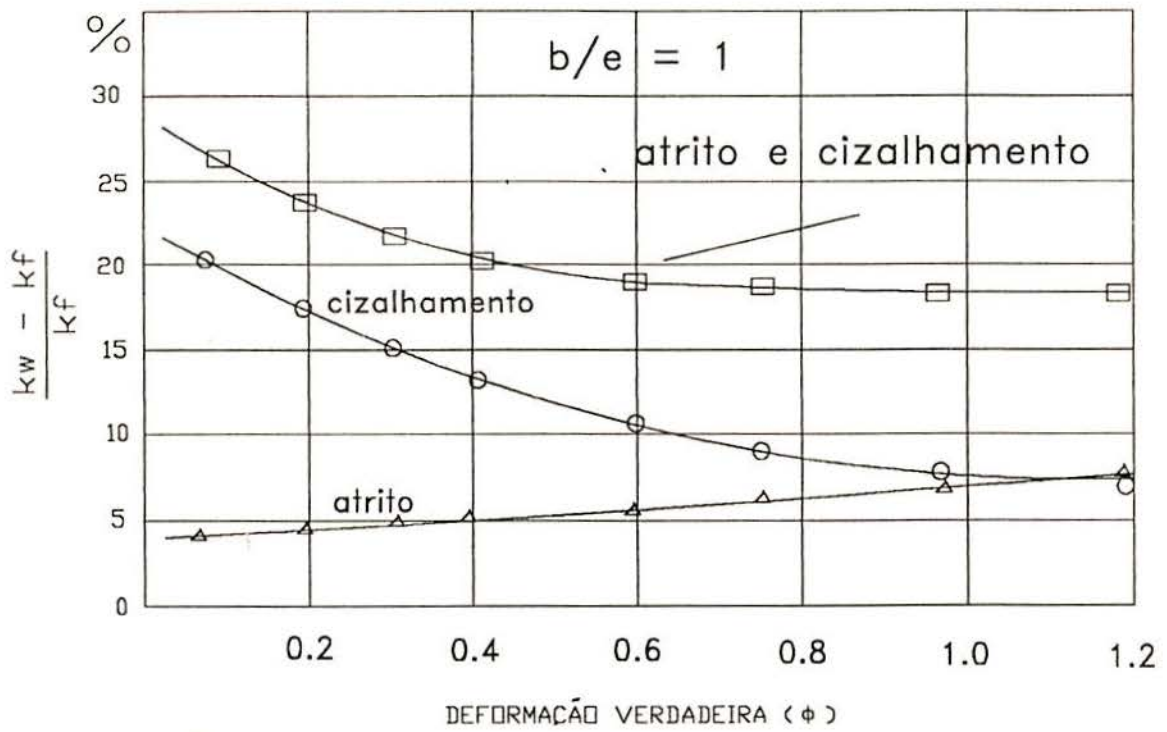


Fig.10.14. -Contribuição do cisalhamento e do atrito na deformação plana /10.6/.

## 11. -CONCLUSÕES

Neste trabalho foi observado que a morfologia da micro-estrutura atinge significativamente a plasticidade do aço, mais que nas outras propriedades, chegando a um máximo na forma esferoidizada e coalescida.

Foi comprovado que a cinética de esferoidização é mais lenta que a cinética de recristalização.

Os tratamentos termomecânicos, previamente encruados e os temperados e revenidos, foram realizados para diminuir os tempos de esferoidização, eles aceleram a cinética de esferoidização, além de afinar seu grão e melhorar outras propriedades, economizando material e energia nas indústrias. Na atualidade o tratamento termomecânico em especial, está modificando os processos de fabricação dos aços pelas grandes vantagens que apresentam. /11. 1/11. 2/.

Num tratameto convencional de esferoidização partindo de uma estrutura ferrita-perlita recozida, para chegar a esferoidizar e coalescer num 80% em um aço ABNT 1050, levaria mais de 50 horas, com os tratamentos TT7 e TT8, atingiriam a mesma porcentagem em menos de 15 horas.

O ensaio RASTEGAEV possui uma deformação homogênea, e é indicado como o mais apropriado dos ensaios de compressão. A dificuldade que apresenta só fica na elaboração dos corpos de prova, sua curva é muito similar ao ensaio de tração do qual difere em media 2% aprox. (fig.10.12)/11. 3/.

O ensaio WATTS & FORD, é mais fácil de ser executado e seu corpo de prova é de fácil fabricação, pode ser implementado no processo de produção, só deve ter-se em conta as proporções dimensionais do corpo de prova. /11. 4/.

O lubrificante possui uma grande influência no ensaio RASTEGAEV, pela sua aderência devido ao anel que possui nas faces, no ensaio WATTS & FORD, sua aderência é menor, portanto sua superfície deve ser previamente tratada com recobrimentos que a elevem. Analizando a fórmula de SIEBEL, nota-se que a contribuição do atrito na compressão plana é mais elevada ( $\mu/2$ ) que na compressão do cilindro convencional( $\mu/3$ ). /11. 5/.

Quanto as curvas de escoamento dos diversos tratamentos, pode-se considerar os resultados aceitáveis, sendo que as microestruturas com melhor grau de esferoidização, possuem a taxa de encruamento ( $n$ ), a resistência ao escoamento ( $k_f$ ) e a dureza mais baixas.

Os corpos de prova do ensaio WATTS & FORD nos permitem avaliar a plasticidade pelo aspecto superficial. Estas apresentam trincas quando são deformados severamente, os corpos de prova que melhor comportamento tiveram foram os corpos com tratamentos termomecânicos (TT8).

Os graus de esferoidização possuem ainda um pouco de imprecisão, gerada pela subjetividade das avaliações.

## 12. -SUGESTÃO DE CONTINUIDADE

Gerar um modelo matemático para determinar as possíveis variações microestruturais com a temperatura, nos tratamentos termomecânicos.

Combinar adequadamente a Temperatura e o Tempo para eliminar etapas dos tratamentos térmicos convencionais nos diferentes aços.

Estudar o comportamento de outros aços ou outros metais e procurar uma microestrutura adequada, com tratamentos aplicáveis na indústria.

Avaliar os comportamentos superplásticos dos metais, gerados por os tratamentos termomecânicos.

Fazer mais pesquisas modificando as taxas de deformação atrito e lubrificantes.

Aperfeiçoar e padronizar os ensaios WATS & FORD para a construção das curvas de escoamento.

Realizar um programa por computador para desenhar as curvas de escoamento empregando a deformação plana.

Incrementar o grau de deformação por deformação plana, aplicando punções com menor comprimento da base.

Aplicar este método num processo de fabricação de tesouras e comparar suas vantagens ou desvantagens.

Com a simulação da temperatura por elementos finitos, pode-se demonstrar a simulação da evolução microestrutural e atingir resultados com boa precisão, no futuro se poderá simular e projetar processos termomecânicos tridimensionais, de deformação complexa e fluxo de material heterogêneo. /12.1/.



### 13. -BIBLIOGRAFIA

- [1.1] DEAN, T. A. - Concepts and practice in precision forging - University of Birmingham, UK, IX Seminário Nacional de Forjamento, Vol. V, pp 9-17, Porto Alegre, 1988.
- [1.2] COLENCI, A. J. - Aspectos econômicos da tecnologia de forjamento a frio - Universidade de São Paulo, Tese de mestrado, 1984.
- [1.3] GEIGER, R. - State of the art and future developments in precision cold forging - PRESTA PRESS & STANZWERK AG, Eschen Furstentum, Liechtenstein. IX Seminário Nacional de Forjamento. Vol. V, pp 92-102, Porto Alegre, 1988.
- [1.4] POHLANDT, KLAUS . Materials testing for the metal Forming Industry, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, pp. 21-41, 1989
- [1.5] WATTS & FORD . On the basic yield stress curve for metal, Proc. Inst. Mech. Eng. Vol 18, pag 448, 1954.
- [1.6] SCHAEFFER, L. Introdução a conformação mecânica dos metais pag. 41-52 . UFRGS-Porto Alegre, 1977.
- [1.7] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edicion, cap 7, 1973
- [1.8] APRAIZ B., JOSE . Tratamientos térmicos de los aceros Editorial Dossat, 5ta Edicion .cap IV, V, X y XI, Barcelona, 1964.
- [1.9] METALS HANDBOOK ASM- Metallography, structures and phase diagrams, Vol.18, 8va Edition, pp 275-282, 1973.
- [1.10] ATLAS OF CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION DIAGRAMS FOR ENGINEERING STEELS, M. Atkins BSC, ASM, OH, pp 15-16, 1980.
- [2.1] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edicion , cap 8, 1973.
- [2.2] BAIRS, R.L. & CHARLES, J.A. - J. Iron & Steel Inst., Out., pp 1044-1050, 1967.
- [2.3] FELMANN, G. - Traitement Thermique, Mar. 1969, Vol. 40, pp 33- 41.
- [2.4] HERON, L.. Spheroidize annealing of steel tube for bearings metallurgia, V 80. #478 . pag. 53-58, 1969.
- [2.5] HILGER, J.P. - Mem. Science Rev. Metallurgical, Set 1973, Vol. 70, pp 649-656.
- [2.6] GAVEN, J. - Scand. J. Metallurgical, Jun 1975. Vol. 4 , pp 250-254.
- [2.7] KAMMA, C. & HORNBOGEN, E. - J. Metal Science, Dez. 1976, Vol. 11, pp 2340-2344.
- [2.8] CHANG, M.H. e BYRNE, J.G. - J. Metal Science, Dez 1976 . V11,

pp 475-480, 1983

- [2.9] VLAD,C.M. & BUNGE,H.J..- Proc. Conformation on High purity Materials in Science and Tecnology, Dresden, GDR, pp 421-423, 1985
- [2.10] BRUNZEL, POTEKIN, RYBAKOV e MOISEEV, Influence of heat-treatment schedules on the ductility of cold-heading steels, STAL, Vol 8,pag 750-754, 1976.
- [2.11] LANFOND,F.; MOLIEXE,R. ; NAMDAR,R.;SANZ,G.. Contribution a letude de la caracterization des acirs globilises pour formage a froid, pag 49-54, Traitement thermique (vol 117), 1977
- [2.12] HO,E. & WEATHERLY,G.- The Spheroidization of perlite .The metal Society-Abril- Pag 141-142, 1977
- [2.13] KOPNOV.-Method for evaluating ductility of metals and alloys Industrial laboratory V43,n2, Pag 242-243, MOSCOW 1977
- [2.14] DEICH & APAEV .- Effect of carbide formation processes during tempering on descomposition of martensite and the ductility of steels.Metals science H.T..Vol 19.n 1-2.pag10-13.Feb, 1977
- [2.15] TOSHIRO YAMAMOTO AND KEN-ICHI KUMAGAI. Effects of Heat-treated structures and cold working on the machinability of case and tough-hardening steels based on the chip-breaking characteristics. Symposium sobre machinability no tokyo em 26 de Setember , 1977
- [2.16] HOUIN, SIMON e BECK.. Transformação ferrito-perlitique em refroidissement continudes aciers au carbone, Laboratory de Metallurgie MSRM, Nancy, Avril, 1978
- [2.17] SHAPOLOV,POLTORATSKII, TROFIMENKO e SERDYUK. Influence of hidrogen on structural transformations in steel and on Sphereidization and coalescence of cementita ,Izvestiya VUZ CH, Metallurgiya,V 2, pag 98-102, 1979
- [2.18] GOGIA,A. e GOKHALE,A. The Spheroidization of perlite. Metallurgical transations. V 11A-june- Pag.1077-1080, INDIA 1980
- [2.19] FISHER,J. e GURLAND,J. Void nucleation in Spheroidized carbon steels .Metal Science pag 185-192 -May, USA 1981
- [2.20] BARANOVA,V.;SUKHOMEIN,G. e TKACHENKO . Investigation of cementite Spheroidization in hypoeutectoid and Investigation in cold worked steel, pag 352-353, URSS 1981
- [2.21] YU,A.B. ;LISITSKAYA,A. e KUMINOV.Influence of heat treatment on the strength and ductility of 85 spring steel-Metal science, vol 24, pag 109-111, URSS 1982
- [2.22] HEWITT,W. . The spheroidise annealing of high-carbon steels and its effects on subsequent heat treatment, pag 56-62, USA 1982
- [2.23] ROLAND,J. e QUILLARD,X. . Influencia de la deformacion

plástica en la cinética de transformación em enfriamento continuo. Metallurgie revue-Nov. Vol 11, 1988

[2.24] CASTILLO, R. . Effect of warm-rolling spheroidization on the mechanical properties of 0.9% carbon steel. Canadian Metallurgical quarterly, vol 23, # 2, pag. 241-247, 1984

[2.25] OYAMA, SHERBY, WADSWORTH E WALSER. Application of the divorced eutetóide transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultra high carbon steels, Vol 18, pag 799-804 , Scripta Metallurgia, California, USA 1984

[2.26] DOANE, D.V. Softening high hardenability steels for machinig and cold forming. Jounal Heat Treatment .V 6 , # 2, USA 1988

[2.27] AIHARA, K e KANBARA, S. . Influence of prior struture upon spheroidization rate and cold forgeability of annealing wire, Sumitomo Search # 42 april, 1990

[2.28] KOBAYASHI, S. & THOMSEN, E. .- Approximate solutiions to a problem of press forging- Journal of Engineering for Industry, August 1959, Berkeley, California- pp 217-227.

[2.29] ALTAN, T & KNOERR, M. - Application of the 2D finite element method to simulation of cold-forging processes, Ohio State Univer-sity, XIII Seminário Nacional de Forjamento, pp 183-210, 1993.

[2.30] JUNEJA B.L. - Forging of Rectagular Plates, Inst. J. Mach tool Des. Res., Vol 13, pp 141-153, Pergamon Press, 1973 GB.

[2.31] AVITZUR, B. - Hand book of Metal-Forging Processes, Pensilvania, John Wiley & Sons, New York 1983, Chp.2, pp 35-59.

[2.32] KOOP, R. - Multi-level simulation of metal-forming processes, steel research, Vol. 59, # 4, pp 161-164, 1988.

[2.33] BECKER, N. & POHLANDT, K. - Weiterentwicklung des Flachstanch versuches zum Aufnehmen Von Fließkurven,- Material prufung, Vol. 31, # 7-8, pp 230-234, Stuttgart, 1989.

[2.34] SCHAEFFER, L. - Curvas de Escoamento como parâmetro fundamental para a simulação do processo de Forjamento. LTM-CT, UFRGS, V 8, XII Seminário Nacional de Forjamento, pp 167-177, Porto Alegre.

[3.1] APRAIZ B., JOSÉ . Tratamentos térmicos de los aceros Editorial Dossat , Sta Edicion .cap IV , V , X y XI, ESPAÑA 1964.

[3.2] LASHERAS ESTEBAM, JOSÉ. Tecnologia de los materiales: industriales . Editorial Cedel. 4ta Edición. Cap XXXVIII. pag 392-408. Bilbao, ESPAÑA 1974

[3.3] GUY, ALBERT. Metalúrgia Física para ingenieros. Editorial ADDISON-WESLEY COMPANY. Universidade de Flórida, USA 1965.

[3.4] MEHL, R.F. .-The Physics of Hardenability. Mechanism and the rate of the decomposition of Austenite-Simposio promovido pela

American Society for metals-USA-1938.

[3.5] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edition , cap 8, USA 1973

[3.6] CONTRERAS, WALTER,Z.- Metalúrgia Física-Difusión.- Universidad de Concepción, Escuela de Ingeniería, Laboratorio de metalurgia-CHILE

[3.7] HO,E. e WEATHERLY,G. . The Spheroidization of perlite .The metal Society-Abril- Pag 141-142, CANADA 1977

[3.8] GOGIA,A. e GOKHALE,A. The Spheroidization of perlite. Metallurgical transations. V 11A-june- Pag.1077-1080, INDIA 1980

[3.9] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edition , cap 8, 1973

[3.10] HEWITT,W. . The spheroidise annealing of high-carbon steels and its effects on subsequent heat treatment, pag 56-62, 1982.

[3.11] AMERICAM SOCIETY FOR METALS.- Metallography. Metals hand-book, 8va edition, USA.

[3.12] MEI ,P.R. Metalúrgia Física- Cap 3 - 1986.

[3.13] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edition , cap 8, 1973.

[3.14] CONTRERAS, WALTER,Z.- Metalúrgia Física-Difusión.- Universidad de Concepción, Escuela de Ingeniería, Laboratorio de metalurgia, Chile 1971.

[4.1] APRAIZ B., JOSE . Tratamentos térmicos de los aceros Editorial Dossat , 5ta Edicion .cap IV ,V , X y XI, 1964.

[4.2] GROSSMANN,M.A. & BAIN,E.-. Principles of heat treatment.ASM pag.204-207, Chap 8, 1ra Edition, 1964.

[4.3] BULLENS,D.K.- Steel and Its Heat Treatment - Vol. 1, John Wiley & Sons, Inc.,Chp.2, pp 49-53, Philadelphia 1954.

[4.4] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edition , cap 8, USA 1973

[4.5] HO,E. e WEATHERLY,G. . The Spheroidization of perlite .The metal Society-Abril- Pag 141-142, CANADA 1977

[4.6] APRAIZ B., JOSE - Tratamentos térmicos de los aceros- Editorial Dossat , 5ta Edicion .cap IV ,V , X y XI , 1964.

[4.7] ASM-COMMITTEE ON NORMALIZING AND ANNEALING- Normalizing of steel- Metals Handbook- Vol 2- 8va Edition- pag 15- 18 USA 1964

[4.8] BULLENS,D.K.- Steel and Its Heat Treatment - Vol. 1, John Wiley & Sons, Inc.,Chp.3, pp 218-234, Philadelphia 1954.

- 14.9] LASHERAS ESTEBAM, JOSÉ. Tecnologia de los materiales industriales. Editorial Cedel. 4ta Edición. Cap XXI. pag 292-312, Bilbao 1974.
- 14.10] HANS-JOACHIM, E. e GUNTHER, K..- Metodos para disminuir los gastos en el recocido de ablandamiento en los aceros altos em carbono mediante tratamientos termomecánicos. Revista Alambre, Octubre 1991, # 5. 41, 1991.
- 14.11] RADCLIFFER, S. VICTOR e KULA, E. B... Fundamentals of deformation processing. University Syracuse press. pag. 321 - 1964.
- 14.12] UNDERWOOD, E. E..- Applications of quantitative metallography, in Metals Handbook, Ohio, ASM, 8va ed. Vol.8, pp 37-47.
- 14.13] ASTM E 562, USA.
- 14.14] BILLIGMANN, J. - Estapado y Prensado a maquina. Editorial REVERTE S.A. - Barcelona 1964.
- 15.1] ILIESCU, CONSTANTIN. Cold-pressing Technology. Univesity of Brasov, Editora stintifica SI Enciclopedica, Piata Scintei # 1 Bucharest, 1990.
- 15.2] CHIAVERINI, VICENTE. Tecnologia Mecânica .Vol I. 2da Edição. Mc Graw-Hill .São Paulo. 1986.
- 15.3] MEYERS, A. M. e CHAWLA, K. K.. Principios de Metalurgica Mecânica Editora Edgard Blucher LTDA. .Cap. 2 .pag 60. 1982.
- 15.4] MARTINS, P. & MARQUES, M. B..-Introdução à teoria da plasticidade - Instituto Superior Técnico- Dpto. de Eng. Mecânica . Lisboa. 1990.
- 15.5 e 5.6] MARQUES, M. B..- Métodos numéricos de análises de forjamento. XI Seminário Nacional de Forjamento, Vol. VII, Editora NBS Ltda., pag 242-282., Porto Alegre- 1991.
- 15.7] MARTINS, P. & MARQUES, M. B..-Introdução à teoria da plasticidade - Instituto Superior Técnico- Dpto. de Eng. Mecânica . Lisboa. 1990.
- 15.8] HOWARD, BOYER E..- Atlas of stress curvas ASM Internacional. Metals Parks, Ohio . 1987.
- 15.9] TSELIKOV, A. - Stress and strain in metal rolling. MIR publishers. Chapter I . Moscow. URSS 1967.
- 15.10] CAPPELLI, P. F. -Simulação no processo de forjamento - Tese de Doutorado. UFRGS .Porto Alegre- BRASIL 1992.
- 15.11] SCHAEFFER, L. .- Curvas de Escoamento como parâmetro fundamental para a simulação do processo de forjamento. XII Seminário Nacional de Forjamento. Porto Alegre-BRASIL 1992.
- 15.12] NEVES, S. M. & REED HILL, R. - Análise da forma das curvas de

Tensão-Deformação plástica de Metais Policristalinos. - pp 741-749, CI# 1023. XXVII Congresso Anual da ABM, Julho-São Paulo-1972.

15.13] HOWARD, BOYER E. - Atlas of stress curvas ASM Internacio-  
nal. Metals Parks, Ohio . USA 1987.

16.1] ANUAL BOOK OF STANDARDS- ASTM . Vol E9, Philadelphia- 1983.  
pag 140-152 , USA 1983.

16.2] DE SOUZA , SERGIO A. . - Ensaio mecânicos de materiais  
metálicos, 5ta Edição, Editorial Edgard Blucher LTDA., Cap. 7 ,  
Ensaio de Compressão , São Paulo -1982.

16.3] ZARO, M. - Método para la obtenção das curvas de escoamento  
de metais por compressão, Teses de mestrado-UFRGS-POA-BRASIL 1977.

16.4] KURREIN, MAX . - Plasticity of metals, Chapter 2, pag. 31-42  
Londres - INGLATERRA 1964.

16.5] MALLQUI ESPINOZA, M. - Fabricação de dispositivos de presión  
(CRUSHER) - Industrias Militares del PERU, Proyecto Interno Nro.  
171-88/4501.V Ciclos de conferencias Geologicas-Mineras-Metalurgi-  
cas- UNMSM -Lima-PERU 1989.

16.6] POLAKOWSKI, N.H. -Journal of the Iron and steel Institute.  
November, pp 250 . USA 1949.

16.7] UNDERWOOD, L.R. - The Rolling of Metal - Vol.1, John Wiley  
and Sons Inc. pp 109-114, New York - USA 1950.

16.8] KOPP, R., MYONG-LAE CHO AND MAURO MORAES DE SOUZA- Multi-  
level simulation of metal-forming processes . Steel Research 59-  
Nro 4, Metal Working. pp 161-164. Aachen-ALEMNHA 1988.

16.9] RIDEL, F. - Ueber die Grundlangem zur Ermittlung des Arbeits-  
bedarf's beim schmieden unter der presse Forscheng sorbeiten auf d.  
Gebiete d. Ingenieurwisens, heft, 141 -ALEMANIA - 1913.

16.10] COOK, M., LARKE, E. - Journal of the Institute of metals. Vol  
71, pp 371. USA 1945.

16.11] RUMMEL, K. - Richtlinien für die erforschung der formänder-  
ung bild samer. Korper, St . U Eisen, 39, pp 237. ALEMANIA 1919.

16.12] SIEBEL, E. and POMP. Die Ermittlung der formänderungs-fes-  
tigkeit Von Metallen durch den Stauch versunch, 1927.

16.13] TAYLOR, G.I. and QUINNEY, H., Proceedings of the royal sci-  
enty, serie A , Vol. 143, pp 307, 1934.

16.14] BRIDGMAN, P.W. - Studies in Large plastic flow and fractura,  
Mc Graw-Hill, USA. 1952.

16.15] POLAKOWSKI, N.H. -Journal of the Iron and steel Institute.  
November, pp 250 . USA 1949.

- [6.16] WATTS, A.B., MECH,S.I. & FORD,H. - An Experimental Investigation of Yielding of Strip Between Smooth Dies - S448 - pp 448 - 464 - Imperial College. London - ENGLAND 1952.
- [6.17] ZOLOTOREVSKI.V. - Pruebas mecánicas y propiedades de los metales - Editorial MIR . pp 186-192 . Moscou URSS 1976.
- [7.1] POHLANDT, KLAUS .Materials testing for the metal Forming Industry, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, pp. 21-41,1989
- [7.2] TURNO,A. - Determining strain-hardening curvas using Specimens with end recesses (in polish), Obrobka Plastycz na Poznan II, pp 123-127 , POLONIA 1972.
- [7.3] OBERLANDER ,T.F. - Ermittling der fließkurven und der anisotropie- Eigenschaften metallischer Werkstoffe im Rastegaev- Stanchversuch - Universität Stuttgart, # 109, Springer, BERLIN 1990.
- [7.4] KROKHA, V.A. - Basic principles for strain-hardening of metals and alloys when cold upsetting (in RUSSIAN), Kuz.Stamp. Proiy V10 - pp 29-47 - RUSSIAN 1977.
- [7.5] WATTS & FORD .On the basic yield stress curve for metal, Proc. Inst. Mech. Eng. Vol 18, pag 448, USA 1954.
- [7.6] ISMAR, H.,MAHRENHOLTZ O., Technisch plastomechanick Braunschweig.Wiesbaden vieweg 1979.
- [7.7] BECKER,N. - Improvement of the plane strain compression test for determining flow curvas- Institut für umformtechnik, Universität Stuttgart-1990.
- [7.8] UNDERWOOD, L.R. - The Rolling of Metal - Vol.1, John Wiley and Sons Inc. pp 241- 244, New York - 1950.
- [7.9] WATTS, A.B., MECH,S.I. & FORD,H. - An Experimental Investigation of Yielding of Strip Between Smooth Dies - S448 - pp 448 - 464 - Imperial College. London - 1952
- [7.10] COITRELL,A. - Introdução à Metalurgia . 2da Edição . Editorial CALOUSTE . London-Lisboa. Cap XXII. 1975.
- [8.1] REED HILL, R. & NEVES S. - Análise da forma das curvas de tensão-deformação plástica de metais policristalinos .
- [8.2] ARMSTRONG, R., COOD,I.,DOUTHWAITE,R.M. and PETCH,N.J.- The plastic deformation of Policristalline aggregates. Philosophical Magazine, 7,pp 45-58 . 1962.
- [8.3] KARLSSON, B. and LINDEN, G. - Work-hardening in two-phase alloys effects of Morphology and Grain Size. IV International Conference on the strength of metals and Alloys, Nancy. 1976.
- [8.4] ESHELBY, J.D. - Distortion of a cristal by point Imperfections . Journal of applied physics, 25 V2, Feb.,USA 1954.

- [8.5] ATKINSON, J. D., BROWN, L. M. and STOBBS, W. M. - The Work-Hardening of copper-silica. IV - The Bauschinger effect and Plastic relaxation. Philosophical Magazine, 30, 1974.
- [8.6] WILSON, D. V. and KONNAN, Y. A. - Work Hardening in a steel containing a coarse dispersion of cementite particles. Acta Metallurgica, 12, May. 1964.
- [8.7] CHANG, Y. W. & ASARO, R. J. - Bauschinger Effects and Work-hardening in Spheroidized Steels. Metal Science, Junho. 1978.
- [9.1] YUKI, R. K. and FILHO, M. P. C. - Técnicas Visio-plásticas com inscrição circular para a determinação do Campo de linhas de deslizamento na conformação plástica dos metais, XXIX Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, Metallurgia ABM V31-N214 . BRASIL 1975.
- [9.2] BAY, N., LASSEN, S., PEDERSEN, K and HANSEN, B. G. - Limits of Lubrication on cold forming. Institute of M. Eng. Technical University of Denmark, pp 11-35. Vol. VIII, XII Seminário Nacional de Forjamento, Porto Alegre. BRASIL 1985.
- [9.3] JOHNSTON, G. W. and ATKINSON, R. E. - Plane-Strain deformation and the Rebound Effect. ASLE Lubrication Engineering, Vol 32-5. pp 242-248. Pennsylvania - USA 1975.
- [9.4] POHLANDT, KLAUS .Materials testing for the metal Forming Industry, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, pp. 21-41, 1989
- [9.5] HOWARD, BOYER E. - Atlas of stress curvas ASM Internacional. Metals Parks, Ohio . USA 1987.
- [9.6] ALTAN, T. et alii - Metal Forming. Fundamentals and Applications. Carns Publications Serv. Inc. ASM, USA 1983.
- [9.7] WATTS & FORD .On the basic yield stress curve for metal, Proc. Inst. Mech. Eng. Vol 18, pag 448, USA 1954.
- [9.8] BECKER, N. - Improvement of the plane strain compression test for determining flow curvas- Institut für umformtechnik, Universität Stuttgart-ALEMANHA 1990.
- [9.9] SCHAEFFER, L. - Curva de escoamento como parâmetro fundamental para a simulação do Processo de Forjamento. - XII Seminário Nacional de Forjamento. pp 167-177. Porto Alegre 1992.
- [10.1] REED HILL, R. . Physical metallurgy principles, New York. 2da edición , cap 7 , 1973.
- [10.2] APRAIZ B., JOSE. - Tratamientos térmicos de los aceros Editorial Dossat , 5ta Edición .cap IV , V , X y XI, 1964.
- [10.3] PEREIRA DA SILVA , P. S. - A Metalurgia Física e a previsão do comportamento mecânico de metais e Ligas- Metalurgia ABM. V. 39. Nro. 309. pp 401-537. Ago. 1983.
- [10.4] HARRIGAN, M. J. & SHERBY, O. D. - Materials Science Engenharia



V.7. pp 177-189. USA 1971.

[10.5] ROBBINS, J.L., SHEPARD, O.C. & SHERBY, O.D. - Journal Iron Steel Institute. V6. Nro.206. pp 808 USA 1964.

[10.6] BECKER, N. - Improvement of the plane strain compression test for determining flow curves- Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart-1990.

[10.7] COTTRELL, A. - Introdução à Metalurgia . 2da Edição . Editorial CALOUSIE . London-Lisboa. Cap XXII. 1975.

[11.1] FLAXA, VOLKER. - Tecnologías economizadoras de material y energía en plantas laminadoras - Alambre Nro 41 , Abril- 2, 1991.

[11.2] HANS-JOACHIM & KLAUS GUNTHER. - Métodos para disminuir los gastos en el recocido de ablandamiento en los aceros altos en carbono mediante tratamiento termomecánico- Alambre Nro 41, Octubre-5 1991.

[11.4] LANGE, K., HERRMANN, M. & WILHELM, M. - Simulación del proceso en la conformación en frío- Alambre Nro 42, Octubre 5, ESPAÑA 1992.

[11.5] BECKER, N. - Improvement of the plane strain compression test for determining flow curves- Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart-1990.

[11.6] COTTRELL, A. - Introdução à Metalurgia . 2da Edição . Editorial CALOUSIE . London-Lisboa. Cap XXII. 1975.

[12.1] KARHAUSEN, K., KOPP, R., de SOUZA M.M. - Simulação Numérica dos processos de Conformação Plástica para o Planejamento de tratamentos Termomecânicos- Krupp Metalúrgica Campo Limpo Ltda. pp 121-152. XI Seminário Nacional de Forjamento. Porto Alegre, 1991.

ANEXO

ANEXO I: Tabelas e Curvas de Escoamento

- a) Ensaio RASTEGAEV
- b) Ensaio WATTS & FORD.

ANEXO II: Fotomicrografias

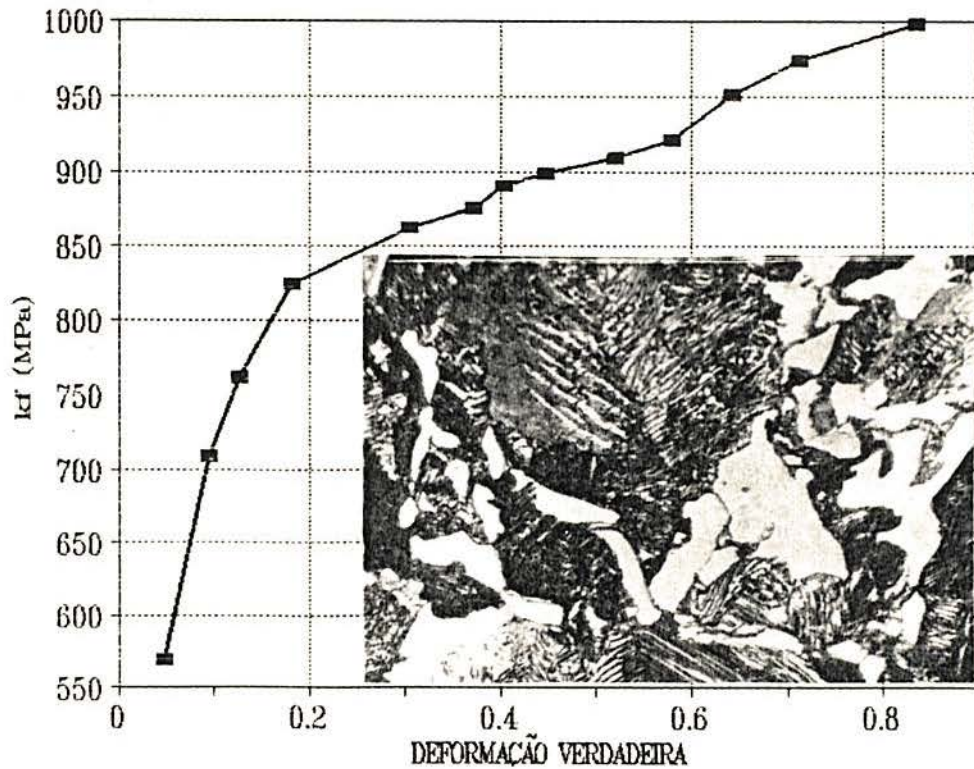
- a) Graus de deformação do C.P. RASTEGAEV.
- b) Deformação do anel RASTEGAEV.
- c) Graus de deformação do C.P. WATTS & FORD.

ANEXO 1: TABELAS E CURVAS DE ESCOAMENTO DO  
ENSAIO RASTEGAEV

RECOZIMENTO SUBCRITICO 630°C X 5.30 h.  
ACO AISI 1050 (LAMELAR)

TABELA I

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	$\bar{\epsilon}$	Força (N)	A(mm)	k <sub>f</sub> (MPa)
1	9.52	9.08	0.047	16873.20	29.64	569.27
2	9.52	8.67	0.094	21974.40	31.04	707.90
3	9.52	8.39	0.126	24426.90	32.08	761.50
4	9.52	7.94	0.181	27958.50	33.90	824.84
5	9.52	7.02	0.305	33059.70	38.34	862.33
6	9.52	6.56	0.372	35904.60	41.03	875.17
7	9.52	6.36	0.403	37670.40	42.32	890.21
8	9.52	6.09	0.447	39730.50	44.19	899.04
9	9.52	5.67	0.518	43134.57	47.47	908.75
10	9.52	5.33	0.580	46519.02	50.49	921.29
11	9.52	5.01	0.642	51110.10	53.72	951.44
12	9.52	4.67	0.712	56113.20	57.63	973.69
13	9.52	4.13	0.835	65040.30	65.16	998.09

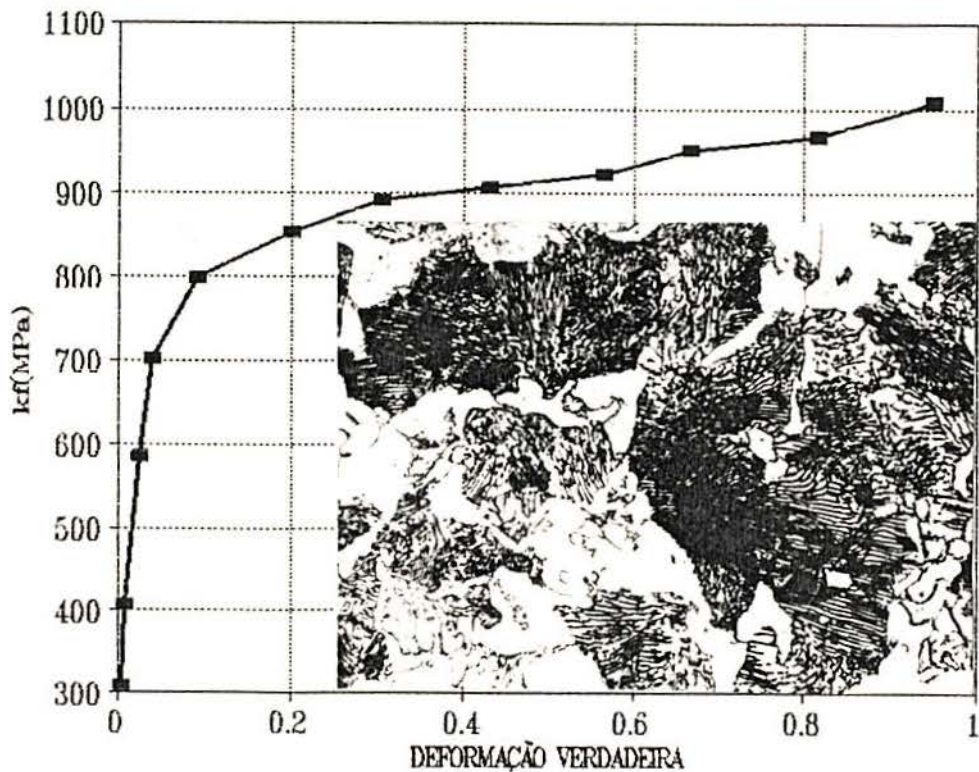


ENSAIO DE COMPRESSÃO RASTEGAEV

RECOZIMENTO PLENO 830°C x 40 min  
 ACO AISI 1050 (LAMELAR)

TABELA II

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	Ψ	Força (N)	A(mm <sup>2</sup> )	k <sub>f</sub> (MPa)
1	9.55	9.51	0.004	8730.90	28.39	307.55
2	9.55	9.48	0.007	11575.80	28.48	406.47
3	9.55	9.32	0.024	16971.30	28.97	585.87
4	9.55	9.18	0.040	20640.24	29.41	701.82
5	9.55	8.72	0.091	24721.20	30.96	798.47
6	9.55	7.82	0.200	29449.62	34.52	853.02
7	9.55	7.04	0.305	34207.47	38.35	892.00
8	9.55	6.22	0.429	39338.10	43.40	906.31
9	9.55	5.43	0.565	45891.18	49.72	923.00
10	9.55	4.90	0.667	52385.40	55.10	950.77
11	9.55	4.22	0.817	61901.10	63.98	967.57
12	9.55	3.69	0.951	73604.43	73.16	1006.01



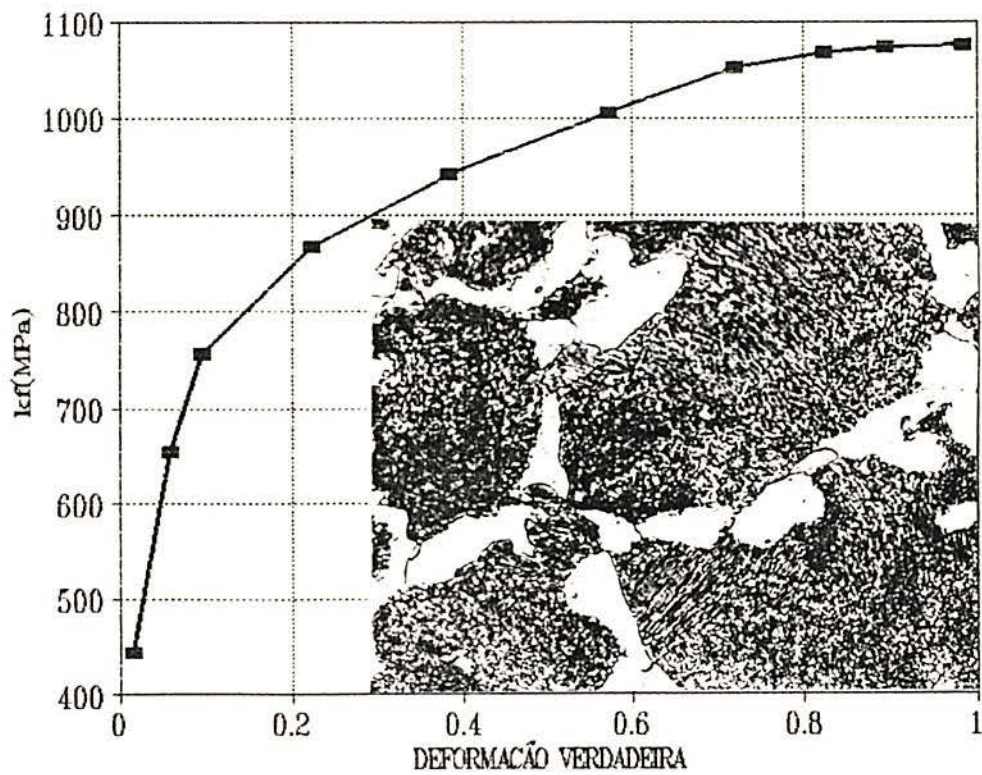
ENSAIO DE COMPRESSÃO RASTEGAEV

NORMALIZADO 860°C X 40 min.

ACO AISI 1050(LAMELAR)

TABELA III

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	$\Psi$	Força (N)	A(mm <sup>2</sup> )	k <sub>f</sub> (MPa)
1	9.54	9.40	0.015	12753.00	28.69	444.49
2	9.54	9.01	0.057	19600.38	29.93	654.81
3	9.54	8.67	0.096	23544.00	31.11	756.88
4	9.54	7.64	0.222	30636.63	35.30	867.88
5	9.54	6.50	0.384	39073.23	41.49	941.71
6	9.54	5.39	0.571	50325.30	50.04	1005.78
7	9.54	4.65	0.719	61018.20	58.00	1052.05
8	9.54	4.19	0.823	68768.10	64.37	1068.38
10	9.54	3.90	0.895	74242.08	69.15	1073.60
11	9.54	3.56	0.986	81521.10	75.76	1076.08

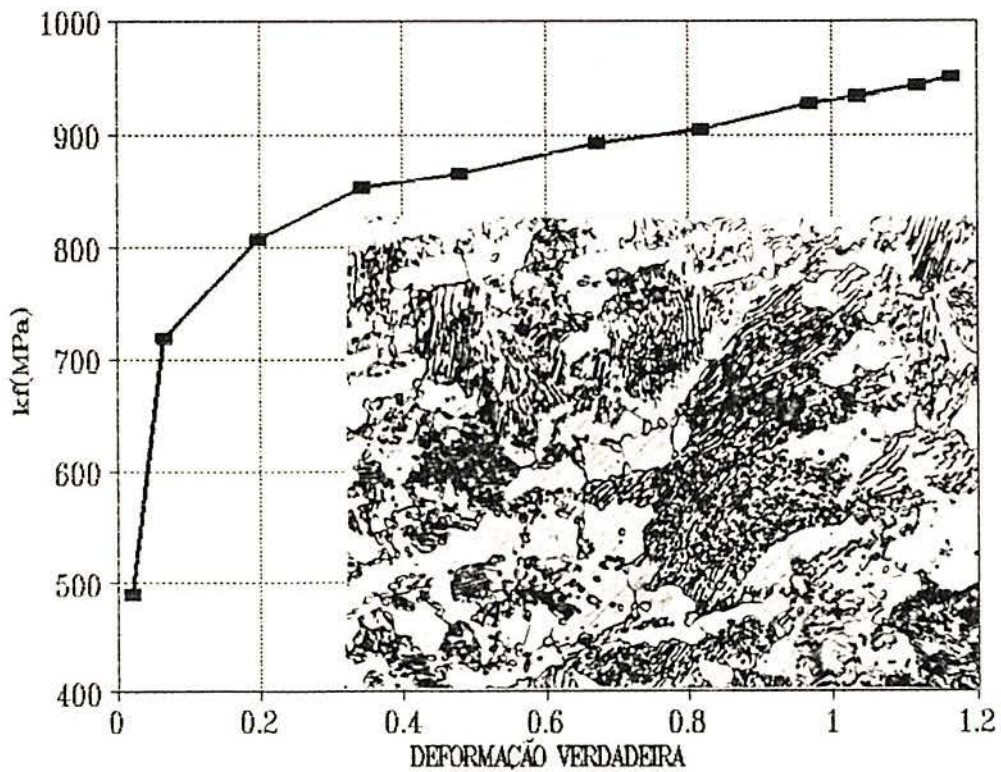


ENSAIO DE COMPRESSÃO RASTEGAEV

RECOZIMENTO AUSTENIZACA INCOMPLETA 750°C X 40 MIN  
 ACO AISI 1050(GLOBULAR) 730°C X 10 h

TABELA IV

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	ϕ	Forca (N)	A(mm <sup>2</sup> )	Kf(MPa)
1	9.55	9.35	0.021	14126.40	28.87	489.23
2	9.55	8.95	0.065	21680.10	30.17	718.71
3	9.55	7.83	0.199	27801.54	34.48	806.31
4	9.55	6.78	0.343	33932.79	39.82	852.16
5	9.55	5.91	0.480	39534.30	45.68	865.43
6	9.55	4.87	0.673	49442.40	55.44	891.87
7	9.55	4.21	0.819	57977.10	64.13	904.09
8	9.55	3.63	0.967	68964.30	74.37	927.26
9	9.55	3.39	1.036	74251.89	79.64	932.35
10	9.55	3.12	1.119	81491.67	86.53	941.76
11	9.55	2.98	1.165	86137.69	90.60	950.78

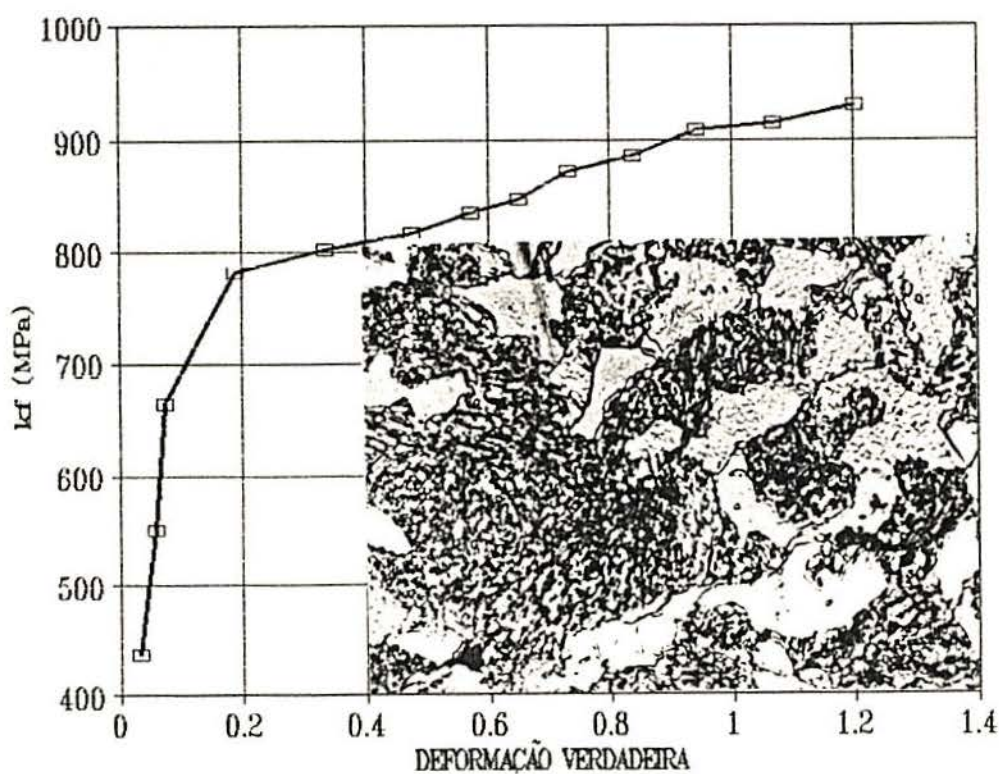


ENSAIO DE COMPRESSÃO RASTEGAEV

SUB-CRÍTICO ISOTÉRMICO 0 710 °C X 12 h.  
AÇO AISI 1050 (GLOBULAR)

TABELA V

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	$\Psi$	Força (N)	A(mm <sup>2</sup> )	K <sub>f</sub> (MPa)
1	9.65	9.35	0.032	12753.00	29.18	437.09
2	9.65	9.12	0.056	16480.80	29.91	550.96
3	9.65	8.96	0.074	20208.60	30.45	663.73
4	9.65	7.99	0.189	26683.20	34.14	781.50
5	9.65	6.90	0.335	31686.30	39.54	801.43
6	9.65	6.00	0.475	37121.04	45.47	816.43
7	9.65	5.44	0.573	41790.60	50.15	833.34
8	9.65	5.03	0.652	45881.37	54.24	845.96
9	9.65	4.64	0.732	51208.20	58.79	870.97
10	9.65	4.17	0.839	57869.19	65.42	884.57
11	9.65	3.75	0.945	66011.49	72.75	907.40
12	9.65	3.31	1.070	75321.18	82.42	913.89
13	9.65	2.90	1.202	87485.58	94.07	930.00



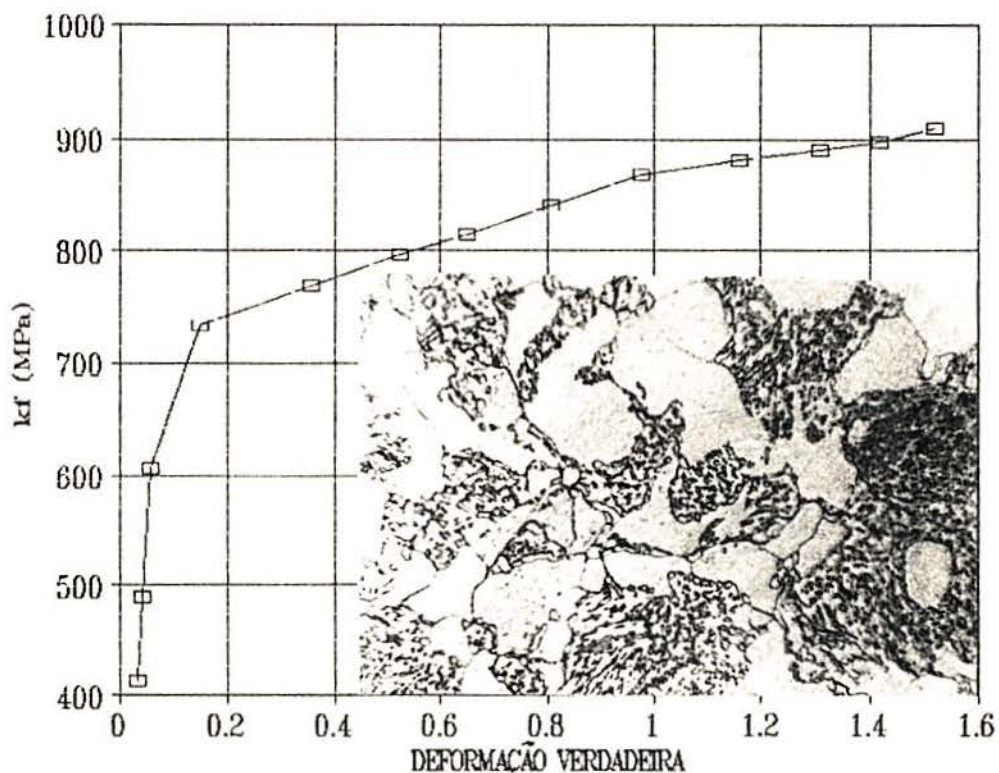
ENSAIO DE COMPRESSÃO WATTS & FORD

PATENTADO  
 AÇO AISI 1050 (GLOBULAR)

750 C X 40 min  
 705 C X 500 min

TABELA VI

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	$\dot{\gamma}$	Força (N)	A(mm <sup>2</sup> )	K <sub>f</sub> (MPa)
1	2.96	2.86	0.035	38923.14	94.27	412.89
2	2.96	2.84	0.042	46128.20	94.27	489.32
3	2.96	2.80	0.057	57086.14	94.27	605.56
4	2.96	2.55	0.150	69205.49	94.27	734.12
5	2.96	2.07	0.357	72399.36	94.27	768.00
6	2.96	1.75	0.523	74944.65	94.27	795.00
7	2.96	1.55	0.648	76735.78	94.27	814.00
8	2.96	1.32	0.809	79205.65	94.27	840.20
9	2.96	1.12	0.975	81845.21	94.27	868.20
10	2.96	0.93	1.160	82985.88	94.27	880.30
11	2.96	0.80	1.310	83881.45	94.27	889.80
12	2.96	0.72	1.420	84635.61	94.27	897.80
13	2.96	0.65	1.520	85700.86	94.27	909.10



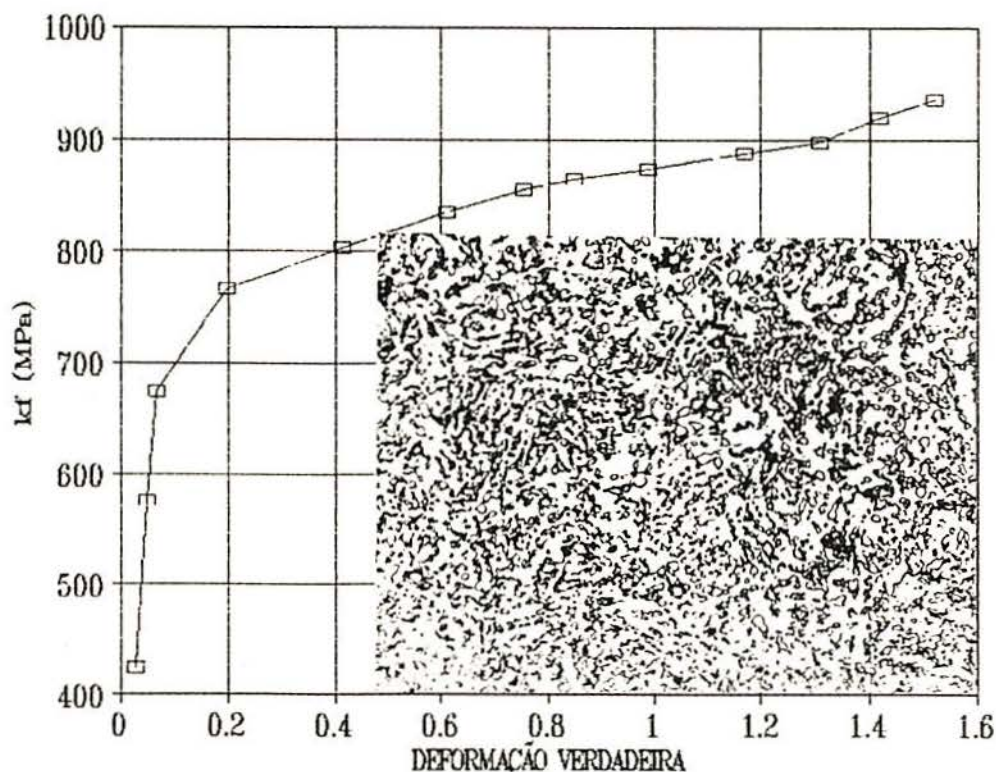


ENSAIO DE COMPRESSÃO WATTS & FORD

TEMPERADO 850 C X min.  
 REVENIDO 705 C X 500 min.  
 AÇO AISI 1050 (GLOBULAR)

TABELA VII

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	$\bar{\epsilon}$	Força (N)	A(mm <sup>2</sup> )	Kf(MPa)
1	2.98	2.90	0.026	37127.34	87.73	423.20
2	2.98	2.84	0.048	50474.58	87.73	575.34
3	2.98	2.79	0.065	59166.87	87.73	674.42
4	2.98	2.44	0.198	67248.55	87.73	766.54
5	2.98	1.97	0.412	70437.54	87.73	802.89
6	2.98	1.62	0.609	73243.15	87.73	834.87
7	2.98	1.40	0.753	74988.09	87.73	854.76
8	2.98	1.27	0.850	75787.32	87.73	863.87
9	2.98	1.11	0.989	76626.01	87.73	873.43
10	2.98	0.93	1.169	77803.35	87.73	886.85
11	2.98	0.80	1.310	78750.83	87.73	897.65
12	2.98	0.72	1.420	80673.88	87.73	919.57
13	2.98	0.65	1.520	82006.49	87.73	934.76



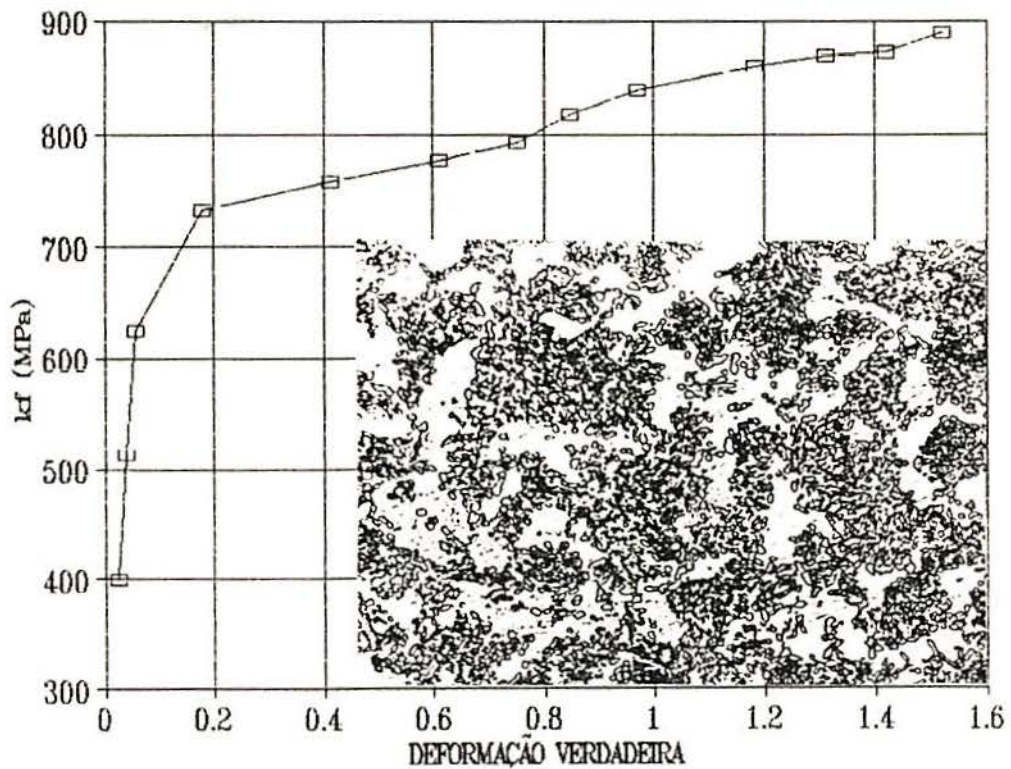
ENSAIO DE COMPRESSÃO WATTS & FORD

TERMOMECÂNICO (TTB)  
 AÇO AISI 1050 (GLOBULAR)

850 C X 40 min  
 705 C X 500 min

TABELA VIII

#M	h <sub>0</sub>	h <sub>f</sub>	$\Psi$	Força (N)	A(mm <sup>2</sup> )	Kf(MPa)
1	3.01	2.94	0.025	36723.46	92.27	398.00
2	3.01	2.89	0.042	47334.51	92.27	513.00
3	3.01	2.84	0.057	57668.75	92.27	625.00
4	3.01	2.52	0.178	67561.02	92.27	732.21
5	3.01	1.99	0.412	69785.65	92.27	756.32
6	3.01	1.64	0.609	71536.93	92.27	775.30
7	3.01	1.42	0.753	73105.52	92.27	792.30
8	3.01	1.29	0.850	75395.66	92.27	817.12
9	3.01	1.14	0.970	77459.74	92.27	839.49
10	3.01	0.92	1.182	79319.91	92.27	859.65
11	3.01	0.81	1.310	80160.49	92.27	868.76
12	3.01	0.73	1.420	80539.71	92.27	872.87
13	3.01	0.66	1.520	82067.71	92.27	889.43



ANEXO II : Fotomicrografias

a) Graus de deformação do C. P. RASIEGAEV.

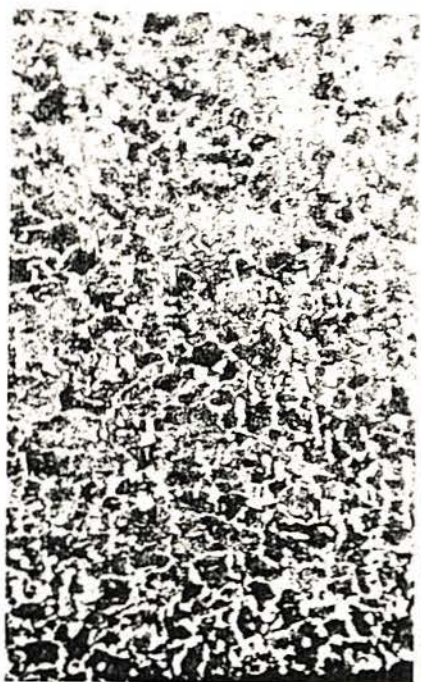


FOTO 1                    200X  
ZONA : A



FOTO 2                    200X  
ZONA : B

DEFORMAÇÃO : 0%



FOTO 3                    200X  
ZONA : A

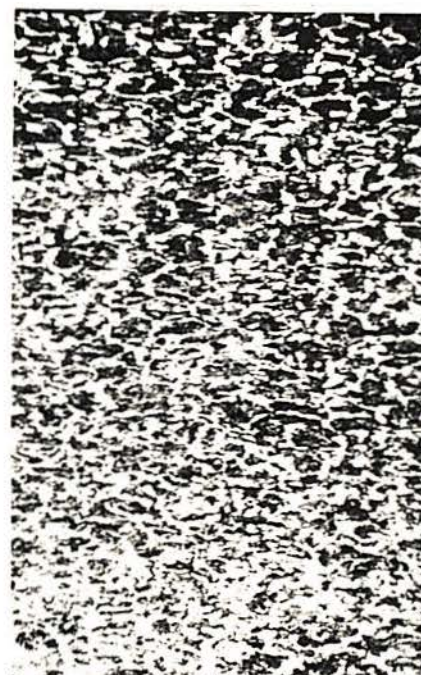


FOTO 4                    200X  
ZONA : B

DEFORMAÇÃO : 51%



FOTO 5 200X  
ZONA : A

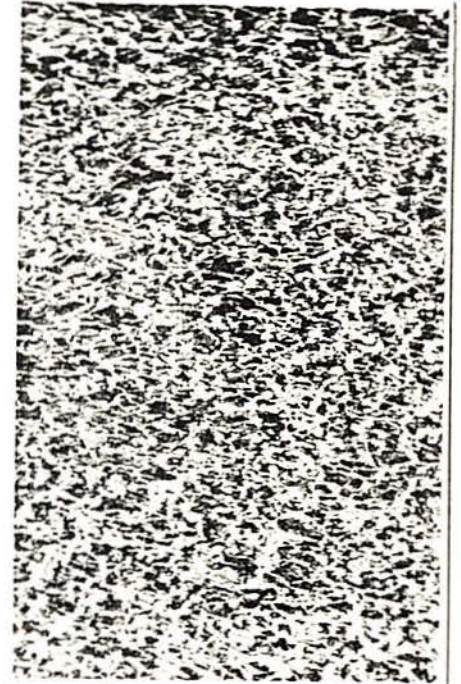
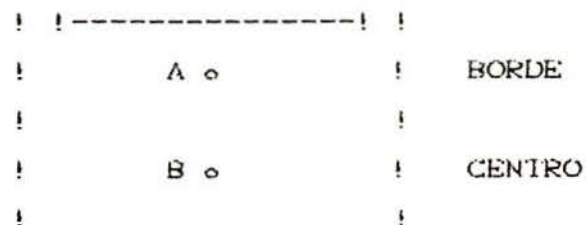


FOTO 6 200X  
ZONA : B

DEFORMAÇÃO : 75 %

Observações: Após a deformação do corpo de prova RASTEGAEV em diferentes graus, proseguir-se as análises metalográficas e a toma de fotografias.

Na figura seguinte, ubica-se as zonas A e B nos corpos deformados. Não foi observada diferenças significativas de deformação entre as zonas aos diferentes graus, pelo que se supõe uma deformação homogênea.



Zonas Fotografadas

b) Deformação do anel RASTEGAEV

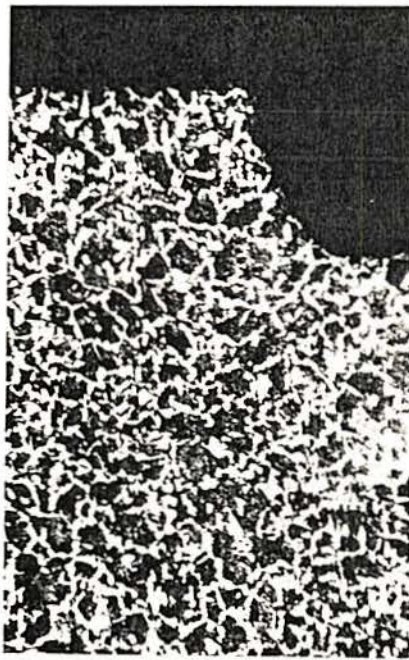


FOTO 1      200X  
(0 %)

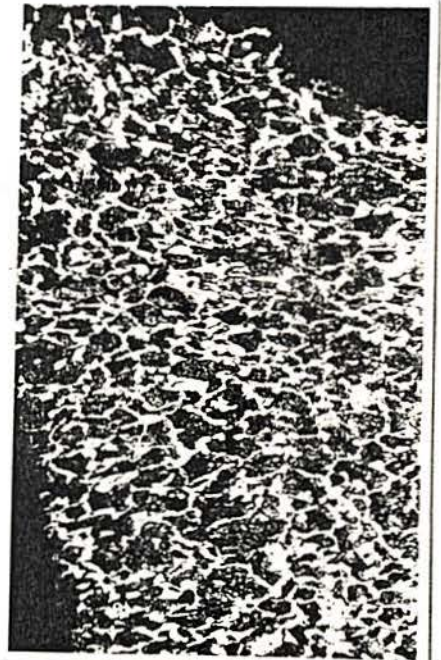


FOTO 2      200X  
(18 %)

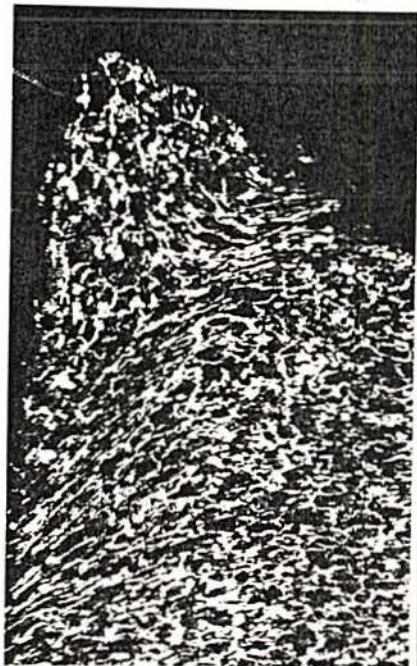


FOTO 3      200X  
(30 %)

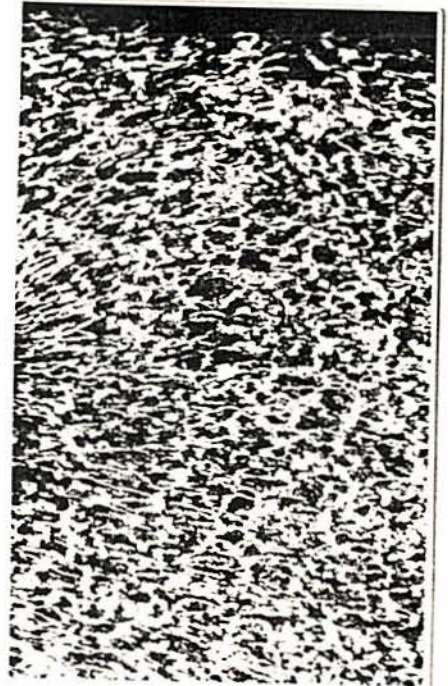


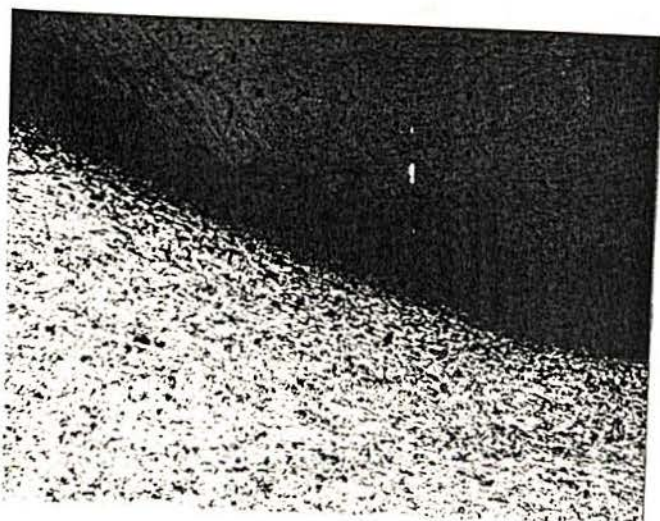
FOTO 4      200x  
(50 %)

Observação: As fotos 1,2,3 e 4 mostram os passos seqüenciais dos diferentes graus de deformação (0%,18%,30% e 50%), impostas no anel do corpo de prova RASTEGAEV, só nesta zona existe uma grande deformação, na zona central a deformação não é atingida

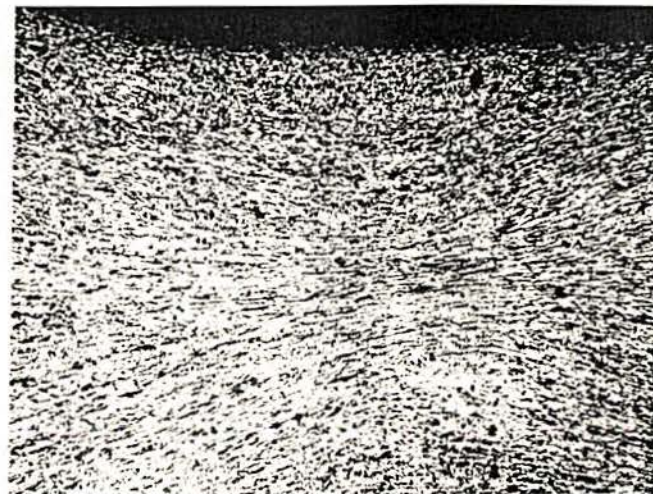
c) Graus de deformação do C. P. Watts & Ford

A                    B                    C  
E                    F                    G

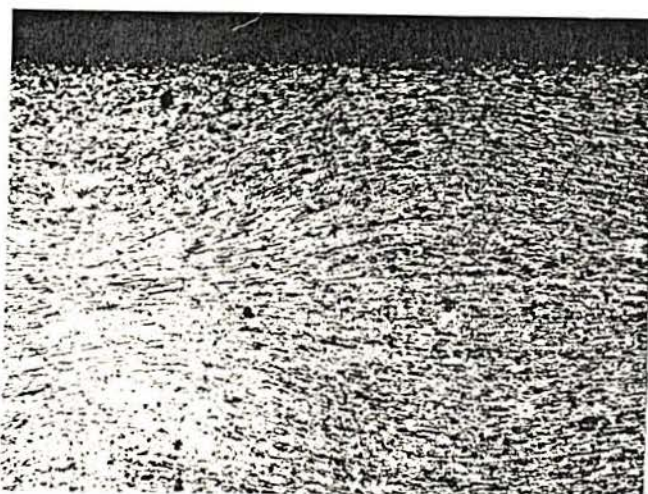
ZONAS FOTOGRAFADAS



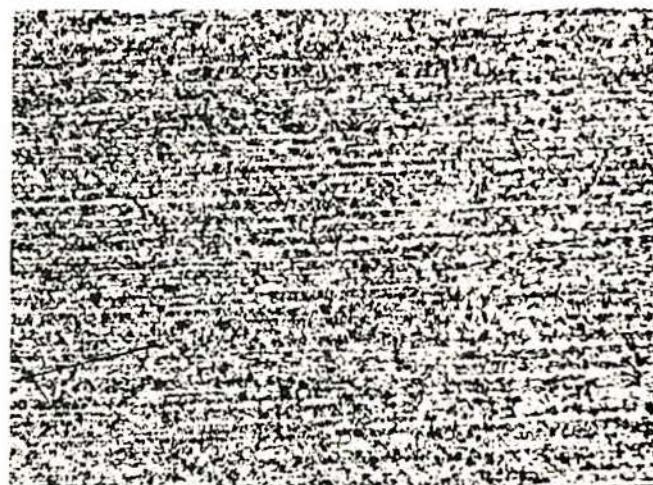
ZONA: A                    100x



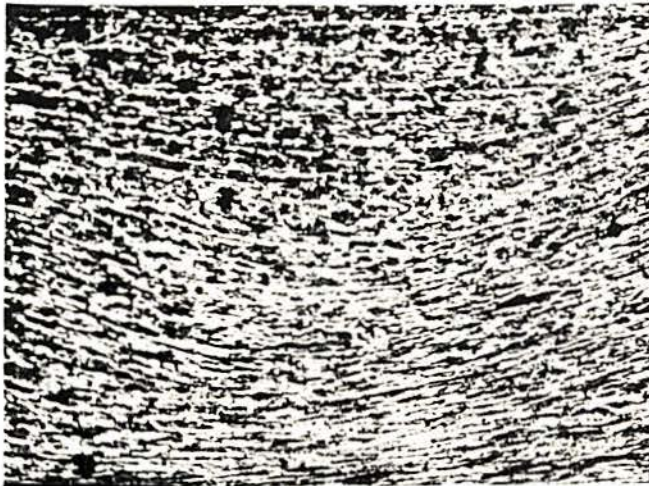
ZONA: B                    100x



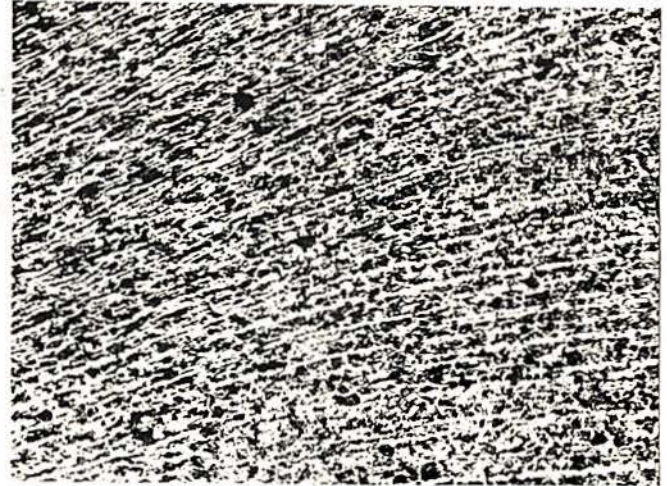
ZONA: C                    100x



ZONA: D                    200x



ZONA: E      200X



ZONA: F      200X

Observação: Analizando as micrografias do corpo de prova WATTS & FORD observou-se uma grande diferença nos graus de deformação, em cada zona existem diferentes graus de deformação e a distribuição de microdurezas é também variada, pelo que se verifica sua deformação não homogênea.