UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

INSTITUTO DE FÍSICA "GLEB WATAGHIN"

- UNICAMP -

RELAXAÇÃO DE TENSÕES EM ZINCO E MAGNÉSIO

João Sandoval Bittencourt de Oliveira

Campinas - 1977

RELAXAÇÃO DE TENSÕES EM ZINCO E MAGNÉSIO

João Sandoval Bittencourt de Oliveira

Orientador: Prof. Dr. Ricardo E. Medrano

Tese apresentada ao Instituto de Física "Gleb Wataghin" da Universidade Estadual de Campinas para a obtenção do título de Mestre em Ciências.

Campinas - 1977

Os testes mecânicos foram realizados nos Laboratórios de Propriedades Mecânicas da Escola de Engenharia de São Carlos.

Este trabalho teve apoio parcial do CNPq (Conselho Nacional de Pesquisas) e da FAPESP (Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo).

Agradeço ao Professor Ricardo Enrique Medrano pela escolha do tema deste trabalho e pela orientação dada durante todo o seu desenvolvimento.

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos Professores Dr. José Ellis Ripper Filho e Dr. John Rogers, Diretor do Instituto de Física "Gleb Wataghin" e Chefe do Departamento de Física Aplicada respectivamente, pelo incentivo dado.

Ao Dr. Wladimir O. N. Guimarães, pelo apoio dado durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos Dr. D. Spinelli e Dr. Irati N. Gomes, por haverem colocado a nossa disposição os Laboratórios de Propriedades Mecânicas da Escola de Engenharia de São Carlos, onde realizamos parte de nossas experiências.

Ao Dr. Hira Fôtedar por nos ter facilitado o acesso aos Laboratórios de Propriedades Mecânicas do Instituto de Energia Atômica da USP, e ao técnico Arnaldo Amalbono, pela colaboração prestada em algumas etapas deste trabalho.

À Universidade Federal do Pará e seu Departamento de Física por haverem consentido no meu afastamento, para fazer o Mestrado em Física.

Às Oficinas Mecânica e de Polimento de Cristais, do Instituto de Física, pelos serviços prestados.

À todas as pessoas que, direta ou indiretamente, colaboraram na execução deste trabalho.

À minha família,

mãe,

esposa e filhos.

RESUMO

A relaxação de tensões oferece um meio para se avaliar a deformação dinâmica dos metais. Várias equações previamente sugeridas, relacionando a taxa de tensão e a tensão aplicada, as quais evitam a indeterminação da rigidez da máquina, foram empregadas para a análise das experiências, realizadas em temperatura ambiente. Foi encontrada, para uma lei de potência, uma boa concordância com a aplicação do método de Li e do método do ponto de inflexão para as amostras de zinco. Para o caso do magnésio também foi encontrada que essa lei descreve e seu comportamento plástico. Os parâmetros da equação de Li (lei de potência), são discutidos em termos da tensão inicial e da densidade de deslocações móveis. Também foi feita a determinação do volume de ativação, sendo verificado que ele depende somente da tensão aplicada.

ABSTRACTS

Stress relaxation offers a mean for avaluating the deformation dynamics of metals. Several equations have been proposed to relate the stress rate to the applied stress, which avoid the indeterminacy of machine stiffness. These equations are applied to this type of experiments, at room temperature. The power law is founded in agreement with experiment by using either the - Li's or the inflexion point methods for zinc and magnesium. The parameters of Li's equation (Li's law) are discussed in terms of initial stress and mobile dislication density. In addition activation volume is measured and it is found to be only function of applied stress.

ÍNDICE

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO E OBJETIVO DA PESQUISA

I.1 INTRODUÇÃO.

A relaxação de tensões é usada com a finalidade de se determinar a deformação dinâmica dos metais (1-8), principalmente a dependência entre a tensão aplicada, a mobilidade das deslocações e a densidade de deslocações móveis.

As deslocações, são defeitos lineares contidos na rede cristalina dos cristais reais. Quando esses cristais são submetidos a ação de uma tensão conveniente, essas deslocações podem se movimentar em planos da rede, segundo direções cristalográficas bem definidas.

Como consequência do movimento das deslocações, a forma externa de um sólido cristalino seria modificada e com isso um grande volume de material seria afetado por tal movimento. Quando isso ocorre, nos dizemos que houve uma deformação plástica (Fig. 1).

Várias leis foram propostas para relacionar a velocidade de movimento desses defeitos lineares com a tensão atuante.

O modo mais simples de se verificar essas leis, é pela realização de testes de relaxação de tensões. Estes testes são geralmente realizados, submetendo-se uma amostra à um dado estado de tensão, até que uma carga previamente arbitrada seja atingida. Nesse instante, a máquina de testes é desligada, deixando

-se desse modo que a carga aplicada relaxe durante um certo tempo. A mesma operação é repetida para diferentes carregamentos. A figura 2 nos dá uma idéia deste processo.

Desse modo a taxa de variação da tensão fica dependente da velocidade de movimento das deslocações, razão pela qual a relaxação de tensões pode ser usada para avaliar a deformação dinâmica dos metais.

A principal vantagem desse método é que ele permite que se observe um grande intervalo de taxas de deformação enquanto a amostra se deforma de uma quantidade muito pequena (10).

Como os parâmetros que definem o estado de endurecimento de uma amostra, dependem da deformação produzida nesta, é de se esperar que para pequenas taxas de deformação, estes parâmetros variem muito pouco durante cada estágio de deformação e assim poderiam ser considerados constantes, em cada relaxação individual.

No entanto a literatura nos mostra a existência de controvérsias com relação aos parâmetros que definem o estado de deformação de uma amostra. Segundo alguns pesquisadores (10-13), eles permanecem constantes durante cada relaxação individual. Já segundo outros (14-15), mesmo para uma relaxação individual, esses parâmetros variam acentuadamente.

A análise feita por Medrano (9) sobre as experiências realizadas por Sargent e Conrad (8) em titânio, mostrou que o uso de uma relação exponencial entre a velocidade das deslocações e a tensão aplicada, como foi proposta por Gilman (16), está de acordo com os dados experimentais obtidos por Conrad, onde foi levada em consideração a hipótese da constância dos parâmetros definidores do estado de endurecimento da amostra, em cada relaxa ção individual.

Em outro trabalho (17), Medrano assumindo as mesmas considerações anteriores, mostrou que a relação exponencial também se prestou para descrever o comportamento do zircônio, quando relaxado em temperatura ambiente. No entanto, esse material experimentado a 400 ^{o}C apresentou um comportamento que não pode ser mais descrito pela lei exponencial. Segundo ele, a essa temperatura, o efeito da recuperação passaria a atuar com destaque no processo de deformação de modo que os parâmetros não mais permaneceriam constantes. Porém, essa hipótese não nos dá condições para afirmar se isso é realmente o que ocorre ou se uma outra lei, diferente da exponencial poderia descrever o fenômeno.

Por outro lado, Li (1) fazendo uso de uma lei de potência e empregando um método desenvolvido por ele, encontrou resultados plenamente concordantes com as experiências, em trabalhos realizados em ferro de alta pureza, fluoreto de lítio e cloreto de sodio. Em suas análises, Li também fez uso daquelas hipóteses iniciais.

Em experiências similares Rodriguez et. col. (18), trabalhando em titânio e zircônio, e Law e Beshers (14) em cobre, alumínio e uma liga de alumínio do tipo 6061-T6 fizeram uso de uma lei de potência como a usada por Li, porém não encontraram concordância entre os dados teóricos e os experimentais e tentaram justificar as divergências assumindo que tal discrepância era devida à modificações nos parâmetros da equação. durante o teste, o que contraria o acordo encontrado com a lei exponencial.

Para este nosso estudo, foram utilizadas amostras de zinco e magnésio. Esses dois metais, apresentam estrutura hexagonal compacta (Fig. 3), tendo o magnésio uma razão axial muito perto da ideal, que resultaria do empilhamento de esferas rígidas densamente compactadas (19). O zinco tem essa razão maior que a ideal.

Este trabalho visa completar os estudos já realizados em zircônio e titânio, que têem razão axial menores que a ideal.

Aqui foram testadas distintas equações, inclusive os métodos desenvolvidos por Li e Medrano.

Os parâmetros da equação de Li são discutidos em termos da tensão inicial e da densidade de deslocações móveis.

Também se discute neste trabalho, a dependência entre a deformação (fluxo de tensão) e os valores do volume de ativação obtidos em experiências de relaxação de tensão (4-5).

Como variações na rigidez da máquina de testes, de um ensaio para o outro e também durante um mesmo experimento poderiam ser ocorrências normais, e como tais variações podem normalmente invalidar as análises dos testes de relaxação de tensão, levamos em consideração nas interpretações dos nossos resultados experimentais o Critério de Consistência Aplicável aos Testes de Relaxação de Tensão, desenvolvidos por Gillis e Medrano (20).

A apresentação do presente trabalho, foi por nos dividida em várias etapas, constituindo-se a primeira delas num resumo teórico, onde se procurou descrever toda a fenomenologia do processo de deformação plástica, através de uma equação que relaciona o fluxo plástico com a densidade de deslocações móveis (equação de Orowan) e o relacionamento entre a variação no tempo da tensão atuante e a taxa de deformação plástica sofrida consequentemente pela amostra.

Nesta parte também se mostra algumas relações dentre as propostas, para a dependência da velocidade das deslocações móveis com a tensão atuante e por fim, o estudo do processo de ativação térmica como função da tensão aplicada.

A segunda etapa consta de uma descrição das técnicas experimentais usadas para a obtenção dos resultados a serem analisados posteriormente.

Finalmente, na etapa final fazemos a apresentação dos resultados obtidos pela análise das experiências e a comparação deles com os valores teóricos, através de dois métodos, o método de Li e o do Ponto de Inflexão. Em seguida, fazemos a discussão desses resultados.

I.2 OBJETIVO DA PESQUISA.

O objetivo desta pesquisa é o de investigar se a lei que rege as deformações características em zinco e magnésio difere daquela verificada tanto pelo titânio como pelo zircônio, que também são metais hexagonais compactos.

Também vai ser feita a análise da ativação térmica nesses metais, a partir dos valores do volume de ativação.

CAPÍTULO II

TEORIA

EQUAÇÕES FENOMENOLÓGICAS.

A análise da relaxação de tensão está baseada nas seguintes equações:

II.1 EQUAÇÃO DE OROWAN.

Devido ao movimento das linhas de deslocação dentro dos metais, ocorre o transporte mecânico que sem dúvida é o mais importante de todos os fenômenos de transporte para os sólidos uma vez que o fluxo plástico é ativo em muitos fenômenos naturais como por exemplo o fluxo das rochas. Ele também é utilizado na determinação da resistência dos materiais de construção - na engenharia.

Orowan foi o primeiro a mostrar explicitamente que o fluxo plástico depende da densidade de deslocações móveis, de sua velocidade média e do vetor de Burgers da deslocação.

Para um melhor entendimento da equação de Orowan, considere a figura 1a., onde é mostrado um certo número $\underline{n}$ de deslocações contidas num mesmo plano de deslizamento e situadas a uma distância $\underline{d}$ de uma das faces do sólido. Com a aplicação de uma tensão externa σ conveniente, essas deslocações podem se movimentar e se atingirem a superfície externa do sólido, provocarão nesta uma deformação como a que se mostra na figura 1b. Essa deformação é dada por:

$$\varepsilon_p = \frac{n\, b\, \bar{d}}{l_1 \cdot l_2} \qquad \text{(i)}$$

onde $n/l_1 \cdot l_2$ é a densidade média de deslocações móveis por unidade de área, a qual é normalmente chamada de ρ_m e b o vetor de Burgers da deslocação. Desse modo, a equação (i) pode ser escrita como

$$\varepsilon_p = \rho_m\, b\, \bar{d} \qquad \text{(ii)}$$

É evidente que, se ρ_m permanecer constante durante todo o processo, a deformação plástica do sólido fica dependente apenas da extensão percorrida pelas deslocações, uma vez que o vetor de Burgers é geralmente uma constante.

Como consequência, a deformação plástica pode ser considerada como uma função implícita do tempo. Logo, derivando-se em relação ao tempo os dois membros da equação (ii), obtemos:

$$\dot{\varepsilon}_p = \rho_m\, b\, \bar{v} \qquad \text{(iii)}$$

onde $\bar{v}$ é a velocidade média das deslocações e o ponto superposto indica a derivada da função em relação ao tempo.

Esta equação é conhecida como a Equação de Orowan.

II.2 RELAÇÃO TENSÃO - DEFORMAÇÃO.

O relacionamento entre a tensão atuante e a deformação plástica pode ser facilmente obtido se utilizarmos nos testes de relaxação, uma máquina tracionadora na qual a velocidade de seu braço possa ser programada. Logo o carregamento da amostra ocorrerá segundo uma função explícita do tempo. Nestas condições o deslocamento total do braço da máquina (ΔL) será dado por:

$$\Delta L = \int_0^t V_m \, dt \qquad \text{(iv)}$$

onde V_m é uma velocidade conhecida (a do braço da máquina), geralmente uma constante. t é o tempo gasto para se atingir a carga desejada.

Porém, o deslocamento total do braço da máquina não pode ser a elongação devida exclusivamente a amostra, uma vez que a própria estrutura da máquina também pode se deformar. Portanto é necessário que se leve em conta essa contribuição, quando existir. Nestas condições podemos re-escrever o lado esquerdo da equação (iv) na forma seguinte:

$$\Delta L = \Delta L_1 + \Delta L_2 \qquad \text{(v)}$$

onde ΔL_1 é a elongação própria da amostra e ΔL_2 a contribuição da máquina.

Fazendo-se a suposição de que ΔL_2 varie diretamente com a carga aplicada, temos:

$$\Delta L_2 = \frac{\sigma A_o}{E_m} \qquad \text{(vi)}$$

onde σ é a tensão aplicada (carga por unidade de área), A_o a área seccional da amostra antes da deformação e E_m o módulo de rigidez da máquina.

Quanto ao alongamento ΔL_1, este deve ser tomado como sen do constituido de duas partes: a primeira - uma elongação elástica, a qual também se admite que varie diretamente com a tensão aplicada (lei de Hooke), e a segunda - a elongação plástica sofrida pela amostra. Desse modo podemos escrever que:

$$\Delta L_1 = \frac{\sigma L_o}{E} + \varepsilon_p L_o \qquad \text{(vii)}$$

onde E é o módulo de Young do material da amostra. Os demais termos já foram definidos anteriormente.

Da substituição das equações (vi) e (vii) em (v) obtemos:

$$\Delta L = \frac{\sigma A_o}{E_m} + \frac{\sigma L_o}{E} + \varepsilon_p L_o \qquad \text{(viii)}$$

Por outro lado, quando uma tensão previamente arbitrada é atingida, a máquina de testes é desligada e em consequência disto o seu braço fica imóvel. Portanto durante a relaxação de tensão deve ser cumprida a seguinte condição:

$$\Delta L = \text{constante} \qquad \text{(ix)}$$

Fazendo-se agora a derivada em relação ao tempo dos dois membros da equação (viii) tendo em mente a condição (ix) chegamos à seguinte equação:

$$\dot{\sigma} = - K \dot{\varepsilon}_p \qquad \text{(x)}$$

que nos relaciona a taxa de deformação plástica com a taxa de tensão. Nessa equação $K = A_o(E_m.L_o)^{-1} + 1/E$ é uma constante desde que E_m também o seja. De um modo geral, E_m é constante em ca da relaxação individual(20).

A equação (x) mostra que uma diminuição na tensão requer um aumento na deformação plástica.

II.3 RELAÇÕES PROPOSTAS ENTRE A VELOCIDADE DAS DESLOCAÇÕES MÓVEIS E A TENSÃO ATUANTE.

Vários são os fatores que podem influenciar negativamente o movimento das deslocações no interior dos cristais. Dentre esses fatores, temos o tipo de empacotamento atômico, a característica da força de coesão entre os átomos e os obstáculos formados por outras deslocações, quer perfurando o plano de deslizamento daquelas, ou simplesmente gerando um campo de tensões (deslocações empilhadas) (21). Porém de um modo bem geral podemos admitir que nos metais, a energia de uma linha de deslocação independa quase que completamente da sua posição no interior da estrutura, e que a energia de coesão entre os átomos despreze de algum modo o tipo de empacotamento atômico e com isso a mobilidade das deslocações no interior dos metais poderá assumir valores bem elevados.

Por outro lado o movimento das deslocações pode ser sensivelmente influenciado pela temperatura, uma vez que a energia por modo vibracional pode auxliar marcantemente tal movimento.

Quando um cristal apresenta um certo grau de impurezas o seu comportamento passa a ser bem mais complexo (22), uma vez que agora poderiam surgir novos fatores tais como as ligações covalente, onde os ângulos de ligação e a própria extensão dessas ligações afetariam fortamente a energia co esiva dos átomos, fazendo com que a energia de uma linha de deslocação torne-se dependente de sua posição no interior da estrutura, o que tornaria mais baixa sua mobilidade.

Mas quer se leve em conta ou não todos os fatores que de algum modo influenciam o movimento das deslocações, o certo é que a velocidade destas não pode aumentar indefinidamente, ela deve apresentar um certo valor de saturação.

Uma das maneiras de se representar de um modo bem geral essa situação é através da relação:

$$\bar{v} = v_c \, P(\sigma) \qquad \text{(xi)}$$

onde v_c é uma velocidade crítica de saturação e $P(\sigma)$ a probabilidade média da velocidade assumir o valor v_c num dado instante.

Certamente que $P(\sigma)$ não depende apenas da tensão externa aplicada, pois além daqueles fatores anteriormente citados, ela pode depender também do estado de deformação inicial da amostra ou seja do seu passado histórico. Porém, as evidências experimentais mostram que a tensão aplicada é o fator que desempenha o papel de vital importância para o estudo do comportamento plástico dos metais.

Por outro lado, a intuição mostrou que $P(\sigma)$ deve satisfazer pelo menos a duas condições nos limites de baixa e alta tensões. Assim, ela deve se anular para tensões aplicadas menores ou no máximo igual a tensão interna, quando esta se opões ao movimento das deslocações, e deve tender assintoticamente para a unidade, para tensões muito maiores que a interna (Fig. 4).

Atendendo a essas condições, várias formas foncionais foram propostas para $P(\sigma)$. Dentre elas podemos citar:

a) uma lei exponencial, proposta por Gilman, da forma

$$P(\sigma) = \exp\{-D(\sigma - \sigma_o)\} \qquad \text{(xii)}$$

onde σ_o é a tensão interna e D uma constante que de algum modo se relaciona com os obstáculos que se opõem ao movimento das deslocações (23). Trabalhando-se com as equações (xi) e (xii) facilmente encontramos

$$\bar{v} = v_c \exp\{-D/(\sigma - \sigma_0)\} \qquad \text{(xiii)}$$

b) a segunda, é uma funcional hiperbólica do tipo

$$P(\sigma) = \tanh\{A(\sigma - \sigma_o)\} \qquad \text{(xiv)}$$

que depois de substituida na equação (xi) dá:

$$\bar{v} = v_c \tanh\{A(\sigma - \sigma_o)\} \qquad \text{(xv)}$$

onde A é uma constante.

c) além dessas equações temos ainda a lei proposta por Li, que é uma forma de potência. Porém ela não é válida no limite de altas tensões porque não tende assintoticamente à unidade. Sua forma é a seguinte:

$$P(\sigma) = \alpha\,(\sigma - \sigma_o)^{m^*} \qquad \text{(xvi)}$$

onde α e m^* são constantes.

Uma vez feita a substituição indicada anteriormente, en contramos:

$$\bar{v} = v_c \, \alpha \, (\sigma - \sigma_o)^{m^*} \qquad \text{(xvii)}$$

As equações (xiii), (xv) e (xvii) mostram o relacionamento entre a velocidade das deslocações e a tensão disponível (efetiva) para ativá-las.

II.4 MÉTODOS AUXILIARES.

II.4.1 MÉTODO DE LI

Para a análise dos seus resultados, Li empregou as equações (iii), (x) e (xvii), as quais depois de trabalhadas convenientemente, tomou a forma seguinte:

$$\dot{\sigma} = -B \, (\sigma - \sigma_o)^{m^*} \qquad \text{(xviii)}$$

onde $B = K \, b \, v_c \, \alpha \, \rho_m$. Assumindo a constância para E_m, ρ_m e σ_o essa equação pode ser facilmente integrada e o resultado que se obtem é:

$$\sigma - \sigma_o = k \, (t + a)^{-n} \qquad \text{(xix)}$$

Essa é a forma convencional mais conhecida da equação de Li. O termo n que aparece na equação acima está dado por:

$$n = \frac{1}{m^* - 1} \qquad \text{(xx)}$$

e k é um parâmetro que se relaciona com a mobilidade das desloca ções através de B. O termo a é uma constante de integração.

A equação (xix) indica que o diagrama $\ell n\ (-\dot{\sigma})$ vs. $\ell n\ t$ se aproxima de uma inclinação limite para tempos suficientemente - longos. Uma vez conhecida a tangente do ângulo para essa inclinação, podemos determinar facilmente o valor de m*. Ajustando-se - esse diagrama para a inclinação limite, sobre todo o intervalo de relaxação da tensão, podemos também determinar o valor da constante a de integração.

A equação (xix) indica também que o diagrama de $-d\sigma/d\ell n\ t$ versus σ, se aproxima de uma inclinação limite $1/(m^* - 1)$, para tempos longos. Esse valor é obtido derivando-se em relação ao tempo, os dois membros da equação (xix) e exprimindo essa derivada em termos de $\ell n\ t$. Do cálculo do limite da equação resultante para t muito maior que a, obtemos a expressão seguinte:

$$d\sigma/d(\ell n\ t) = (1 - m^*)^{-1}\sigma_o + (m^* - 1)^{-1}\sigma \qquad \text{(xxi)}$$

onde $1/(m^* - 1)$ é a inclinação da reta (no limite de tempos longos) em relação ao eixo das tensões aplicadas σ. De posse do valor dessa inclinação podemos determinar m* e compará-lo com o obtido anteriormente. Além disso, aplicando-se a condição

$$d\sigma/d(\ell n\ t) = 0 \qquad \text{(xxii)}$$

podemos determinar a tensão interna σ_o, que no diagrama corresponde ao ponto em a reta corta o eixo das tensões.

Dois outros diagramas lineares, cobrindo todo o intervalo de relaxação da tensão, dão a confirmação da validade da equação (xix). O primeiro deles é o diagrama $\ell n\ (\sigma - \sigma_o)$ vs. $\ell n\ (t + a)$

com inclinação de $1/(1 - m^*)$. Facilmente se pode demonstrar, partindo da equação (xix) que essa inclinação é obtida de:

$$\ell n(\sigma - \sigma_o) = \ell n\ k + (1 - m^*)^{-1} \ell n\ (t + a) \qquad \text{(xxiii)}$$

Por outro lado, vemos de acordo com a equação anterior , que essa reta corta o eixo das ordenadas num ponto, cujo valor é dado por $\ell n\ k$. Logo, para se determinar esse parâmetro é suficiente que se faça a operação inversa ao logarítmo.

Outro diagrama, é o de $\ell n\ (-\dot{\sigma})$ versus $\ell n\ (\sigma - \sigma_o)$, com inclinação de m^*.

Uma vez conhecidos todos os termos que aparecem na equação de Li, podemos então comparar a teoria com a experiência.

II.4.2 METÓDO DO PONTO DE INFLEXÃO

Este método, desenvolvido por Medrano (19) pode ser aplicado juntamente com qualquer uma das leis citadas anteriormente, propostas para descrever o fluxo plástico dos materiais e que depois de trabalhadas convenientemente podem ser expressadas nas formas seguintes:

$$\dot{\sigma} = -A \exp\{-D/(\sigma - \sigma_o)\} \qquad \text{- Gilman}$$

$$\dot{\sigma} = -K \tanh\{D(\sigma - \sigma_o)\} \qquad \text{(xxiii)}$$

$$\dot{\sigma} = -B\ (\sigma - \sigma_o)^{m^*} \qquad \text{- Li}$$

Se os parâmetros que aparecem nessas equações fossem co nhecidos, evidentemente que elas poderiam ser comparadas diretamente com as experiências. E como infelizmente este não é o caso geral, um modo alternativo de se resolver o problema é aplicar o método do ponto de inflexão. Este método consiste em se identificar no diagrama relaxação de tensão versus logarítmo do tempo, o ponto de inflexão apresentado pela curva, conforme se mostra na figura 5. A tangente à curva tomada naquele ponto de inflexão, satisfaz a seguinte relação (9):

$$\left(- \frac{\dot{\sigma}}{\partial\dot{\sigma}/\partial\sigma}\right)_{inf.} = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial(\ell n\ t)}\right)_{inf.} = \tan\beta \qquad \text{(xxiv)}$$

onde $\tan\beta$ é a inclinação , medida em relação ao eixo $\ell n\ t$. Logo os parâmetros de qualquer uma daquelas equações podem ser avaliados (assumindo-se um valor para a tensão interna σ_o) pelo uso das equações (xxiii) e (xxiv), para cada relação entre a velocidade de deformação e a tensão aplicada.

II.5 ATIVAÇÃO TÉRMICA NO PROCESSO DE DEFORMAÇÃO

Do que temos visto até agora, um dos problemas básicos da teoria das deformações plásticas é a determinação da tensão necessária para deformar um sólido, a uma dada taxa de deformação. Porém como nos sólidos cristalinos, a deformação plástica é provocada pelo movimento das deslocações, para eles o problema se reduz à descrição do movimento das deslocações sob a ação de uma tensão aplicada. No entanto conforme se falou anteriormente, tal movimento se verifica segundo um processo muito complicado.

Uma das maneiras de se obter informações que nos ajudem a entender o fenômeno da deformação plástica, é o estudo experimental da energia de ativação térmica na deformação plástica, e a sua dependência sobre a tensão atuante, a deformação e a temperatura.

Segundo Schoeck (24) e Evans e Rawling (6), a deformação plástica experimentada por uma amostra, devido ao movimento termicamente ativado das deslocações, sob a ação de uma tensão atuante e da temperatura, é dada por:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_o \exp(- \frac{\Delta G(\sigma)}{K\ T}) \qquad \text{(xxv)}$$

onde K é a constante de Boltzman, $\Delta G(\sigma)$ a energia livre de ativação e $\dot{\varepsilon}_o$ um parâmetro dado por:

$$\dot{\varepsilon}_o = \rho_m\ b\ x\ \nu\ \cos\psi\ \cos\lambda \qquad \text{(xxvi)}$$

no qual, ρ_m é a densidade de deslocações móveis, b o vetor de Burgers, x a distância percorrida pelas deslocações depois de ultrapassarem um obstáculo com a ajuda da ativação térmica, ν a fraquência de vibração das deslocações e finalmente ψ e λ são os ângulos entre a direção de deslizamento e a normal ao plano de deslizamento respectivamente.

A energia térmica que deve ser entregue ao sistema, para que uma deslocação vença um obstáculo, estando a deslocação sob a ação de uma tensão disponível (tensão efetiva), segundo Gibbs (26-28) e Schoeck (25), tem a forma seguinte:

$$\Delta G = \Delta g - \sigma^*\ b\ L\ \Delta R \qquad \text{(xxvii)}$$

onde Δg representa a variação na energia livre associada com os deslocamentos atômicos localizados, durante a ativação, L o segmento da deslocação móvel e ΔR o alcance da ativação térmica. As quantidades b e σ^* são respectivamente o vetor de Burgers da deslocação e a tensão efetiva.

Um dos parâmetros de ativação térmica empregado no estudo da deformação plástica é o volume de ativação. A sua dependência sobre a temperatura, a tensão atuante e a deformação, ajuda sensivelmente no reconhecimento dos mecanismos de controle da deformação.

O volume de ativação é definido como:

$$V^* = b \, \ell \, \Delta R \tag{xxviii}$$

onde ℓ é o comprimento da linha de deslocação. As demais grandezas, já foram definidas anteriormente.

Pode-se demonstrar facilmente que

$$V^* = K \, T \left(\frac{\partial \ell n \, \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_o}{\partial \sigma^*} \right) \tag{xxix}$$

onde K é a constante de Boltzman e T a temperatura absoluta.

Segundo Li (29), desde que a tensão interna não se altere durante o teste e a variação da tensão aplicada seja devida somente à diminuição da tensão efetiva (5), a equação (xxix) pode ser colocada em termos de quantidades conhecidas experimentalmente e sua forma é a seguinte:

$$\frac{d(\sigma \cos\psi \cos\lambda)}{d \, \ell n(-\dot{\sigma})} = \lambda = K \, T \, / \, V^* \tag{xxx}$$

onde λ é determinado pelo diagrama σ versus $\ln(-\dot{\sigma})$.

De um modo geral, para os materiais policristalinos, a expressão $\cos\psi \cos\lambda$, tem valor aproximadamente de 0.5 e assim,

$$V^* = 2\ K\ T\ \frac{d\ln(-\dot{\sigma})}{d\sigma} \qquad \text{(xxxi)}$$

Essa equação nos dá o volume de ativação como uma função apenas de quantidades medíveis experimentalmente.

CAPÍTULO III

MATERIAL E TÉCNICAS

III.1 CARACTERÍSTICAS DOS MATERIAIS.

O grau de pureza dos materiais utilizados no presente trabalho é de 98,2% para o zinco e de 98,4% para o magnésio.

Os resultados acima, foram fornecidos pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas da U.S.P., onde foi empregada para as análises pontuais daqueles elementos, uma microssonda eletrônica "SHIMADZU", modêlo EMX.

Segundo o parecer daquele Instituto, as amostras acusaram uma homogeneidade na distribuição dos elementos zinco e magnésio, sendo essa verificação feita pela varredura com feixe de eletrons estático de toda a superfície da amostra, com estas se movimentando uniformemente à razão de 100 μ/min.

Na análise qualitativa, por espectografia de emissão, foi revelada ainda a presença dos elementos, provavelmente na seguinte ordem:

Amostra de zinco: chumbo, ferro, cobre, magnésio, níquel, alumínio, titânio, cromo, cálcio, silício, prata e manganês.

Amostra de magnésio: cobre, manganês, chumbo, ferro, silício, zinco, níquel, cálcio, cromo, titânio, alumínio e estanho.

TAMANHO DE GRÃO.

Para a medida do tamanho de grão das amostras, fizemos o uso do método de interseptação de Heyn (30), o qual se baseia na contagem dos grãos interseptados por uma unidade de comprimento, de uma linha teste teórica, tomada na superfície da amostra. Os resultados obtidos para o diâmetro médio dos grãos foram:

Amostra de zinco: 65 μ

Amostra de magnésio: 55 mm

A preparação das amostras para o exame metalográfico, obdeceu as seguintes etapas: desbaste, polimento e ataque químico (apenas para o magnésio houve a necessidade de se aplicar esta última etapa de preparação.).

As etapas de lixação e polimento foram executadas pela Oficina de Polimento de Cristais do Instituto de Fisica " Gleb Wataghin".

Após o polimento as amostras foram lavadas em água destilada secadas em alcool e em seguida, observadas num microscópio cristalográfico. Nesse aparêlho, apenas os contornos de grão da amostra de zinco puderam ser observados e fotografados, com uma ampliação de 90 vezes, sem ser preciso a aplicação de reagentes químicos. Quanto ao magnésio, houve a necessidade de se fazer o ataque, empregando-se para tal uma solução de 5% de ácido cítrico em 95% de água destilada. Com isso os grãos dessa amostra foram revelados, tornando-se visíveis a olho nú e consequentemente, pudemos fazer as medições diretamente sobre a superfície da amostra.

Para a determinação do diâmetro médio dos grãos, foram feitas cinco medições ao acaso, para cada amostra.

PREPARO DAS AMOSTRAS.

Depois de usinadas, as amostras apresentaram as seguintes dimensões:

Comprimento nominal (L_o)	50 mm
Área seccional nominal (A_o)	50 mm^2
Espessura (e)	5 mm

Estas dimensões estão de acordo com as normas técnicas da ASTM - "E8 - 57T" (Tentative Methods of Testing of Metallic Materials). A figura 6 mostra a geometria das amostras.

Com a finalidade de se obter condições quase idênticas , nos testes de relaxação de tensão, as amostras foram recozidas a uma temperatura de 250 °C durante um tempo de 4 horas e 30 minutos, tentando-se com isso obter uma uniformização delas.

CARACTERÍSTICAS DOS EXPERIMENTOS.

Todos os ensaios foram conduzidos em uma máquina INSTRON , modêlo TTML, como mostra a figura 7. A velocidade de deformação - nominal durante o intervalo de carregamento foi de 5.5×10^{-5}/seg. O tempo de relaxação individual foi de 10 minutos, sendo que em alguns testes este tempo foi dilatado para 1 hora e 30 minutos.

Todos os testes foram realizados em temperatura ambiente , com o emprego de grampos INSTRON apropriados.

Para se estimar a relaxação da máquina de teste, as suas garras foram unidas por um cilindro de aço inoxidável, de diâmetro 50 mm e a seguir foi feita a aplicação de uma carga conveniente de modo a não se deformar o corpo de prova. A seguir a carga aplicada foi deixada relaxar por 10 minutos. Os níveis de carre mento administrado são mostrados na figura 8 e variaram entre - 500Kg e 1000 kg. Estes testes foram repetidos antes de realizarmos os vários ensaios de relaxação, para cada amostra.

Durante o desenvolvimento dos testes, tomou-se o cuidado de manter a temperatura ambiente em torno de 20 ^{o}C e a aplicação da carga foi feita com uma velocidade bem reduzida, de modo que a amostra ficasse sempre em equilíbrio térmico com o ambiente, procurando-se evitar com isso variações acentuadas na temperatura do corpo ensaiado.

Para obtermos uma maior sensibilidade em todo o intervalo de medições, foi empregada em cada relaxação uma escala supressora de zeros, que permitio a obtenção de um melhor detalhamento nos valores da tensão atuante. Esta técnica é muito importante na relaxação, devido ao fato de medirmos apenas a diminuição da tensão, sendo esta diminuição pequena em relação a tensão aplicada.

III.2 TÉCNICAS AUXILIARES.

Para a aplicação do método de Li, na análise dos resultados houve a necessidade de conhecermos os valores experimentais de $\dot{\sigma}$ (taxa de tensão). Com essa finalidade empregamos inicialmente uma ajustagem por mínimos quadrados nos pares de pontos - tensão atuante - tempo de relaxação, tirados da curva de relaxação experimental, a uma função exponencial da forma:

$$y = a\, e^{bx} \; ; \; a > 0 \tag{1}$$

porém os resultados obtidos mostraram uma concordância muito po bre. Em seguida, dentro da mesma linha de propósitos, procuramos ajustar a experiência a uma curva de potencia da forma

$$y = a\ x^b \quad ; \quad a > 0 \qquad (2)$$

Meste caso, os resultados obtidos apresentaram certa concordância, com o expoente b assumindo um valor muito maior que a unidade. Melhoramos a aproximação, utilizando por fim a forma polinomial

$$y = \sum_i a_i\ x^i \qquad (3)$$

no logarítmo da tensão e do tempo, em virtude de termos encontrado anteriormente um valor elevado para o expoente daquela função, eq.(2). Com esta ajustagem encontramos uma excelente concordância.

Na determinação dos parâmetros da equação de Li, foram empregadas as equações normais no método dos mínimos quadrados(31) para melhorar o valor inicialmente assumido por cada parâmetro e através de sucessivas interações, determinou-se o ótimo valor para eles, por um processo de truncagem, para diferenças menores - que 1%.

Na aplicação do método do ponto de inflexão, fizemos as integrações das funções, usando o método de Runge-Kuta, para a determinação dos valores da tensão em cada ponto.

CAPITULO IV

RESULTADOS EXPERIMENTAIS

IV.1 RELAXAÇÃO DA MÁQUINA.

Nos vários ensaios, realizados com a finalidade de se determinar a contribuição da máquina durante a relaxação de tensão, usando como corpo de prova o cilindro de aço inoxidável , registraram-se perdas de carga sempre menores que 1% da carga aplicada, no tempo de 10 minutos.

Como para o nível de carregamento empregado, durante o tracionamento daquela amostra de aço, o corpo de prova não se - deforma praticamente, podemos assumir que tal relaxação seja devida exclusivamente à máquina propriamente dita.

Nos ensaios realizados em amostras de zinco, as quedas de carga registradas, no tempo de 10 minutos, apresentaram valores sempre maiores que 25% da carga aplicada, enquanto que para o magnésio, o menor valor encontrado foi o de 15%.

Em razão desses fatos, não se levou em consideração na análise dos resultados experimentais, tanto para o zinco como para o magnésio, a relaxação da máquina por ser ela desprezível frente a relaxação das amostras.

Os valores anteriormente citados foram por nós obtidos nos Laboratórios de Propriedades Mecânicas da Escola de Engenharia de São Carlos, sendo todos eles reproduzíveis entre os diferentes ensaios de relaxação.

Por outro lado, ensaios similares foram realizados nos Laboratórios de Propriedades Mecânicas do Instituto de Energia Atômica da U.S.P. No entanto, os valores encontrados com o emprego daqueles equipamentos, foram completamente diferentes dos de São Carlos, e não se reproduziram entre as distintas fases do experimento.

Dessa forma, não nos foi possível obter a reprodução dos apresentados incialmente.

Tempos depois, fomos informados que aqueles equipamentos estavam na época apresentando falhas, as quais foram posteriormente corrigidas.

Em vista disso, neste trabalho serão consideradas apenas as primeiras medidas (as de São Carlos), sendo as demais desprezadas.

IV.2 MÉTODO DE LI.

A figura 9 nos mostra o diagrama típico de $\ell n\ (-\dot{\sigma})$ versus $\ell n\ t$, utilizado para a determinação da constante m^*, na relaxação de tensão em zinco. Da ajustagem desse diagrama à inclinação limite $m^*/(1 - m^*)$, ficamos conhecendo a constante de integração $\underline{a}$ (Fig. 10), cujo valor encontrado foi de 5,0 segundos. O valor assumido por m^* foi $12{,}9 \pm 0{,}1$.

Do diagrama $-d\sigma/d\ (\ell n\ t)$ versus σ, com a aplicação da condição $d\sigma/d(\ell n\ t) = 0$, determinamos a tensão interna σ_o (Fig. 11) tendo-se encontrado o seguinte valor: $\sigma_o = 1{,}0825\ Kg/mm^{-2}$. Esta tensão é positiva e portanto ela ajuda o movimento das deslocações.

O valor do parâmetro k (6,05) foi estimado do diagrama -

$\ell n(\sigma - \sigma_o)$ versus $\ell n(t + a)$, mostrado na figura 12.

Foi verificada a reprodução do valor de m* em todos os diagramas anteriores.

Uma confirmação para m* é dada pelo diagrama $\ell n(-\dot{\sigma})$versus $\ell n(\sigma - \sigma_o)$, conforme se mostra na figura 13.

Estes mesmos estudos foram feitos para o magnésio e são mostrados nas figuras 14, 15, 16, 17,e 18, onde estão incluidos também os valores dos parâmetros.

As comparações entre os valores teóricos e os pontos experimentais são mostrados respectivamente, para o zinco e o magnésio, nas figuras 19 e 20.

Finalmente, as figuras 21 e 22 nos mostram os comportamentos dos parâmetros k e m*, em função da tensão aplicada, obtidos em 58 amostras.

O parâmetro k, aumenta de forma quase linear com a tensão aplicada.

O parâmetro m*, permanece praticamente constante no intervalo das tensões aplicadas entre os diferentes estágios de relaxação de uma mesma amostra.

IV.3 MÉTODO DO PONTO DE INFLEXÃO.

A figura 23 nos mostra a comparação entre os valores teóricos e os pontos experimentais, obtidos pela aplicação do método do ponto de inflexão, com a utilização da lei exponencial e da lei de potência respectivamente, para o zinco.

O estudo similar feito em magnésio, é mostrado na figura 24.

O valor assumido para a tensão interna σ_o, foi aquele determinado pelo método de Li.

O tempo de inflexão foi estimado da curva relaxação de tensão versus logarítmo do tempo, sendo encontrado os seguintes valores: 150 segundos para o zinco e 1200 segundos para o magnésio.

IV.4 ATIVAÇÃO TÉRMICA NO PROCESSO DE DEFORMAÇÃO.

A figura 25 mostra o comportamento do volume de ativação V*, como função da tensão atuante para o zinco.

Esse gráfico indica que o volume de ativação aumenta com a diminuição da tensão. Foi verificado que o intervalo de variação desse parâmetro é $0.6 \times 10^2 b^3$ a $3.53 \times 10^2 b^3$.

O mesmo estudo realizado em magnésio é mostrado na figura 26. Também para este caso, o volume de ativação aumenta com a diminuição da tensão. O intervalo de variação medido para o magnésio foi de $1,91 \times 10^2 b^3$ a $4,75 \times 10^2 b^3$.

Os módulos dos vetores de Burgers empregados no dimensionamento dos volumes de ativação respectivos são, 2.66 Å para o zinco e 3,21 Å para o magnésio(32).

CAPÍTULO V

DISCUSSÃO

Como a relaxação da máquina é muito pequena, quando comparada com a relaxação das amostras, na análise dos dados experimentais não se levou em consideração a contribuição da máquina, tendo sido considerado portanto apenas a relaxação das amostras.

O comportamento do zinco e do magnésio é verificado pela lei de potência, tendo sido encontrados resultados teóricos que concordaram com os experimentais, tanto pela aplicação de método de Li, como pela aplicação do método do ponto de inflexão.

No entanto, o método do ponto de inflexão apresentou pequenas diferenças entre aqueles valores, no caso do magnésio. Isto mostra que o segundo método ou seja o do ponto de inflexão, é mais sensível que o método de Li, uma vez que para este houve a concordância, a qual pode ser devida ao fato das constantes k e m* oferecerem uma maior flexibilidade para o ajustamento dos valores teóricos aos experimentais, enquanto que pelo método do ponto de inflexão, apenas os valores correspondentes a um unico ponto, o ponto de inflexão, são utilizados.

O parâmetro m* da equação de Li, revelou-se praticamente constante.

Quanto ao comportamento do parâmetro k, verificou-se que ele aumenta com a tensão aplicada, o que significa que a densidade de deslocações móveis aumenta com aquela tensão.

Isto era de se esperar, pois com a aumento da tensão aplicada, mais deslocações podem ser ativadas.

Verificou-se também, um certo espalhamento nos valores de k, o que poderia ser uma consequência da variação dos valores do módulo de rigidez da máquina, entre os distintos estágios de relaxação, como foi observado por Gillis e Medrano (20).

O valor positivo encontrado para a tensão interna indica que ela atua de modo a auxiliar o movimento das deslocações.

Segundo Schoeck (33) situações como esta podem ocorrer, onde a tensão interna em vez de se opor ao movimento, auxilia o processo. Por outro lado Salama (34), analisando a microdeformação de monocristais de zinco e magnésio, também fez uso de uma tensão interna positiva para explicar os seus resultados.

Para o volume de ativação foram obtidos valores menores que os encontrados por Schoeck e Wielke (35), porém estes valores são de algum modo concordantes uma vez que as tensões aplicadas nas nossas experiências são muito maiores que as utilizadas por aqueles autores, além do fato deles terem trabalhado em monocristais de alta pureza.

Um resultado surpreendente, é que o volume de ativação depende somente da tensão aplicada, como se mostra nas figuras 25 e 26, as quais foram obtidas, tomando-se distintos valores da deformação prévia.

Geralmente os valores do volume de ativação dependem da tensão aplicada e da deformação. O fato de não se ter observado esta influência, nos leva a pensar que a estrutura do material - não depende significantemente da deformação.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

1) A relaxação atribuida a máquina é muito pequena, quando comparada com a relaxação apresentada pelas amostras.

2) A lei que rege o comportamento do zinco é do tipo potência, fatos verificados pela aplicação do método de Li e do método do ponto de inflexão.

3) O comportamento do magnésio, segundo o método de Li é dado também pela lei de potência. Contudo a aplicação do método do ponto de inflexão mostrou pequenas diferenças entre os valores teóricos e os pontos experimentais, o que mostra ter o segundo método maior sensibilidade.

4) No zinco, o parâmetro m* é aproximadamente constante, enquanto que o parâmetro k aumenta com a tensão aplicada de forma quase linear.

5) A tensão interna, determinada pelo método de Li, ajuda o processo de deformação, favorecendo o movimento das deslocações.

6) Aparentemente o parâmetro que define a estrutura des

tes metais é a tensão.

BIBLIOGRAFIA

(1) J.C.M. Li, Canad. J. Phys. 45 493 (1967)

(2) P. Felthan, Phil. Mag. 6 847 (1961)

(3) W.D. Nix & R.A. Menezes, Annual Review of Mater. Sei 313 (Annual Review Inc., Palo Alto, California, 1971)

(4) G. Sargent, Acta Met. 13 663 (1965)

(5) F. Guiu and P.L. Pratt, Phys. Stat. Sol. 6 111 (1964)

(6) A.G. Evans and R.D. Rawlings, Phys. Stat. Sol. 34 9 (1969)

(7) G. Sargent and H. Conrad, Scripta Met. 4 129 (1970)

(8) G. Sargent and H. Conrad, Scripta Met. 3 43 (1969)

(9) R.E. Medrano, Scripta Met. 6 771 (1972)

(10) E.W. Hart and H.D.Soloman, Acta Met. 21 295 (1973)

(11) E.W. Hart, Acta Met. 18 599 (1970)

(12) H. Yamada and Che-Yu Li, Acta Met. 22 249 (1974)

(13) H. Yamada and Che-Yu Li, Met. Trans. 4 2133 (1973)

(14) C.C, Law and D.N. Beshers, Scripta Met. 6 635 (1972)

(15) R.W. Rhode and T.V. Nordstron, Scripta Met. 7 317 (1973)

(16) J.J. Gilman, Austal. Phys. 13 327 (1960)

(17) R.E. Medrano, J. Nucl. Mater. 60 306 (1976)

(18) P. Rodriguez, P. Dasgupta, S.L. Mannan, S.S. Vagarali and K.G. Samuel, Scripta.Met. 7 671 (1973)

(19) B.S. Barret and T.B. Massalski, "Structure of Metals", 3rd pp. 615, Mc Graw Hill, N.Y. (1966)

(20) P.P.Gillis and R.E. Medrano, J. Mater. 6 514 (1971)

(21) J. Friedel, "Dislocations", 1st., Cap.XIII, Addison-Wesley Pub. Co. Inc., (1964)

(22) J. Friedel, "Dislocations", 1st., Cap.XIII, Addison-Wesley Pub. Co. Inc., (1964)

(23) U.S. Lindholm (ed.), "Mechanical Behavior of Materials under Dynamics Loads (Springer - Verlay, N.Y., 1968)

(24) G. Schoeck, Phys. Stat. Sol. 8 99 (1965)

(25) G. Schoeck and B. Wielke, Scripta Met. 10 771 (1976)

(26) G.B. Gibbs, Phys. Stat. Sol. 5 693 (1964)

(27) G.B. Gibbs, Phys. Stat. Sol. 10 507 (1965)

(28) G.B. Gibbs, Phil. Mag. 16 97 (1967)

(29) J.C. Li, Trans. AIME 233 219 (1965)

(30) E.C. Subbarao (e outros), "Experiencias de Ciências dos Materiais", trad. José Roberto G. da Silva, Edgard Blucher , ed. da Univ. de São Paulo, 1973

(31) J.A. Balseiro, "Medições Físicas", pp 56, ed. Marchette S. A., Buenos Aires, 1952

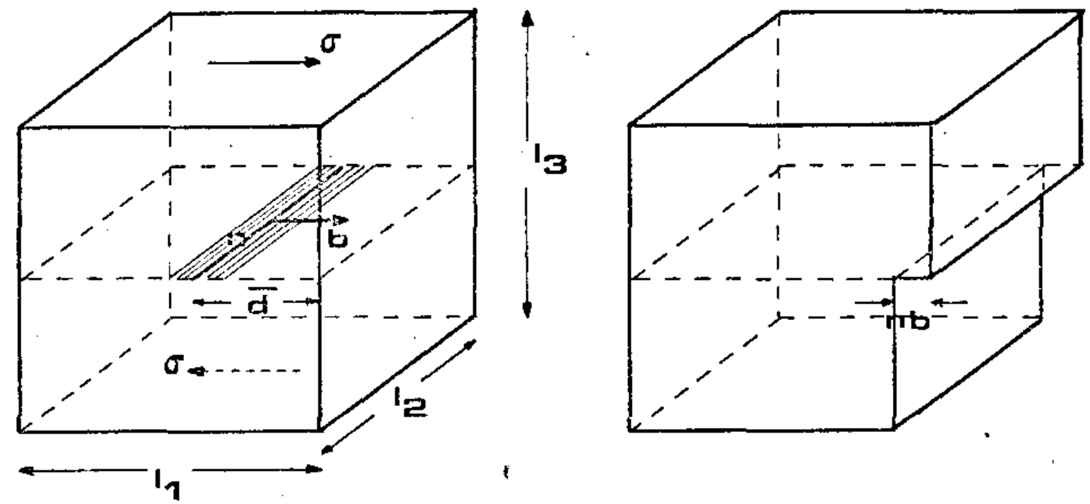
(32) C. Kittel, "Introduction to Solid State Physics", 3rd. Wiley, N.Y. , pp43

(33) G. Schoeck, Phys. Stat. Sol. 8 499 (1965)

(34) K. Salama and J.M. Roberts, Phys. Stat. Sol. 3 511 (1970)

(35) B. Wielke, W. Tikvic and G. Schoeck, trabalho submetido à Phys. Stat, Solid. (1977)

GRÁFICOS



(a) (b)

Fig. 1 a) Sólido cristalino contendo n deslocações em um mesmo plano de deslizamento e tensionado por uma tensão σ.

b) Deformação provocada pelas deslocações móveis que atingem a superfície do sólidos.

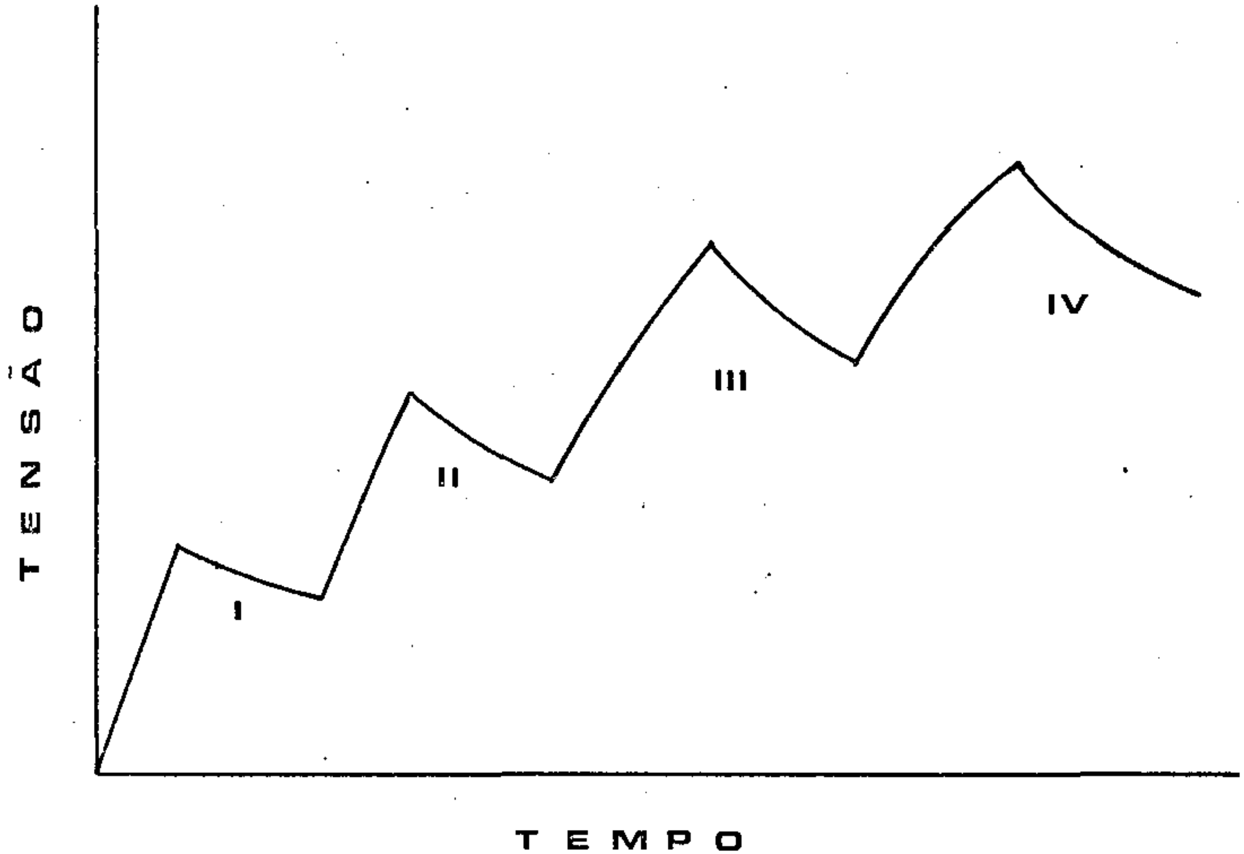
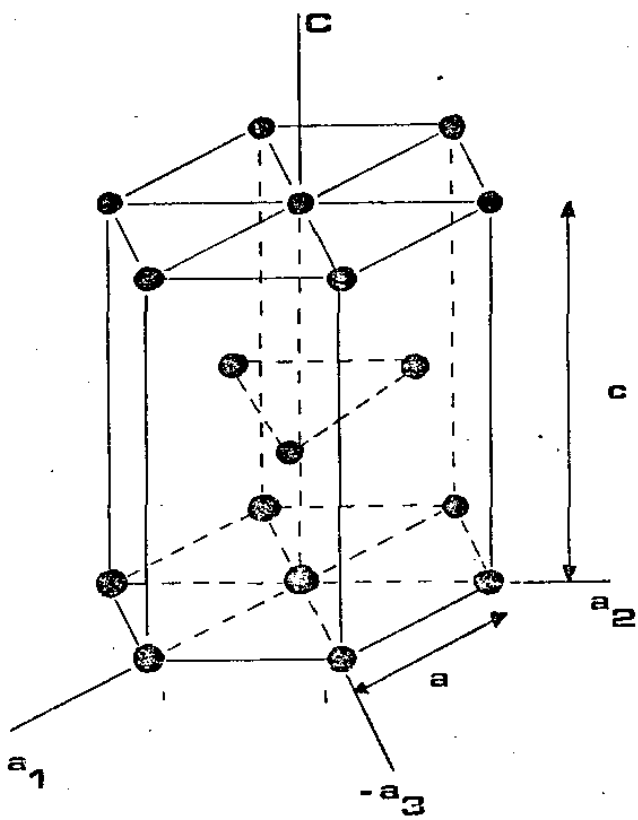


Fig. 2 Diagrama típico de um ensaio de relaxação de tensões.



razão axial: c/a

Fig.3 Célula hexagonal compacta típica.

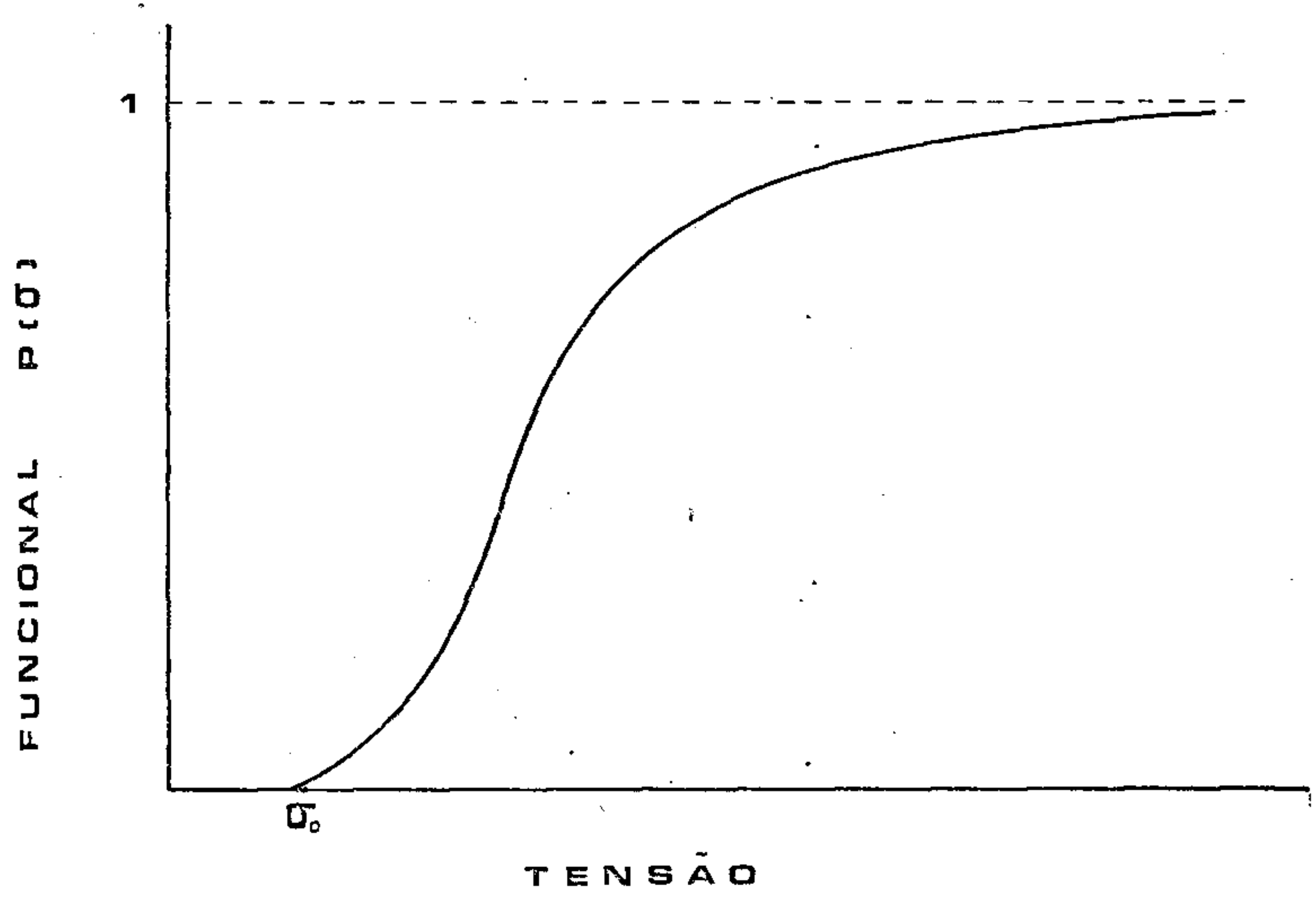


Fig. 4 Comportamento esparado para a funcional $P(\sigma)$

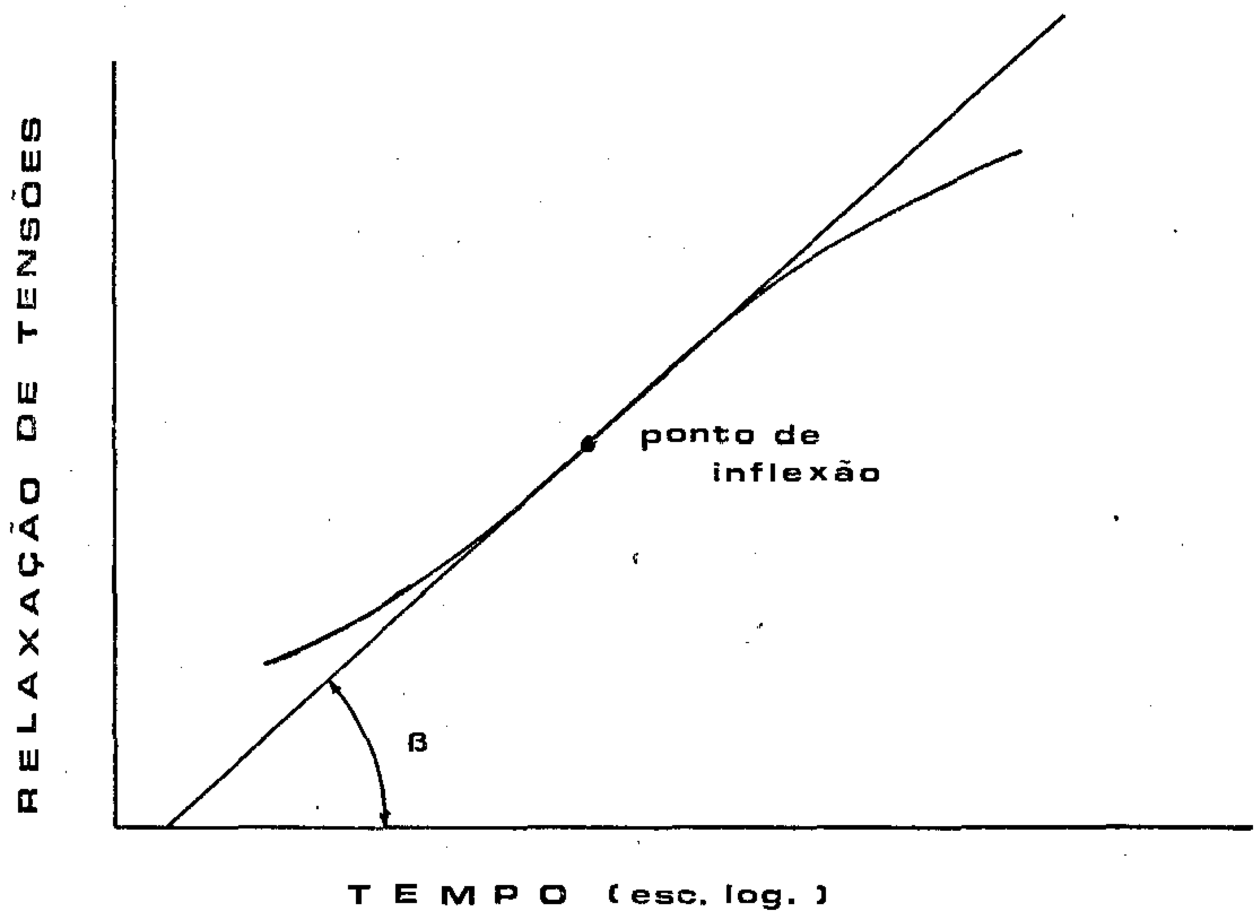
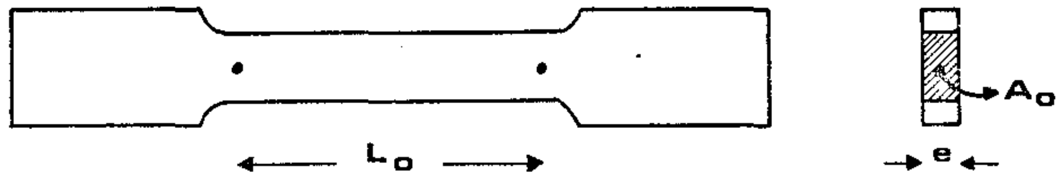


Fig. 5 Diagrama típico de relaxação de tensão versus logarítmo do tempo.



L_o **comprimento inicial**

A_o **área inicial**

e **espessura**

Fig. 6 Geometria das amostras usadas nos testes de relaxação de tensão.

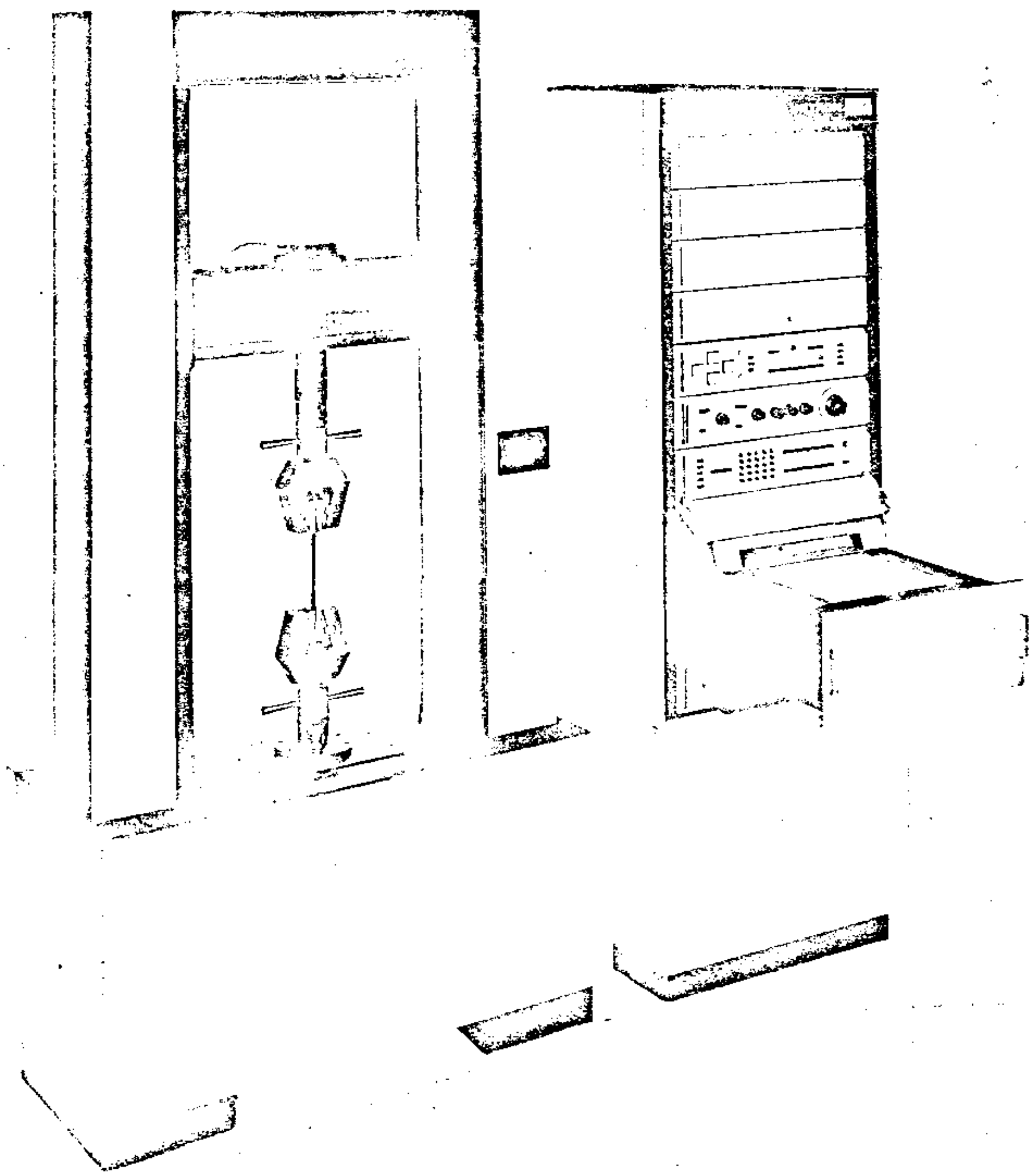


Fig. 7 Dispositivo empregado nos testes de relaxação de tensões.

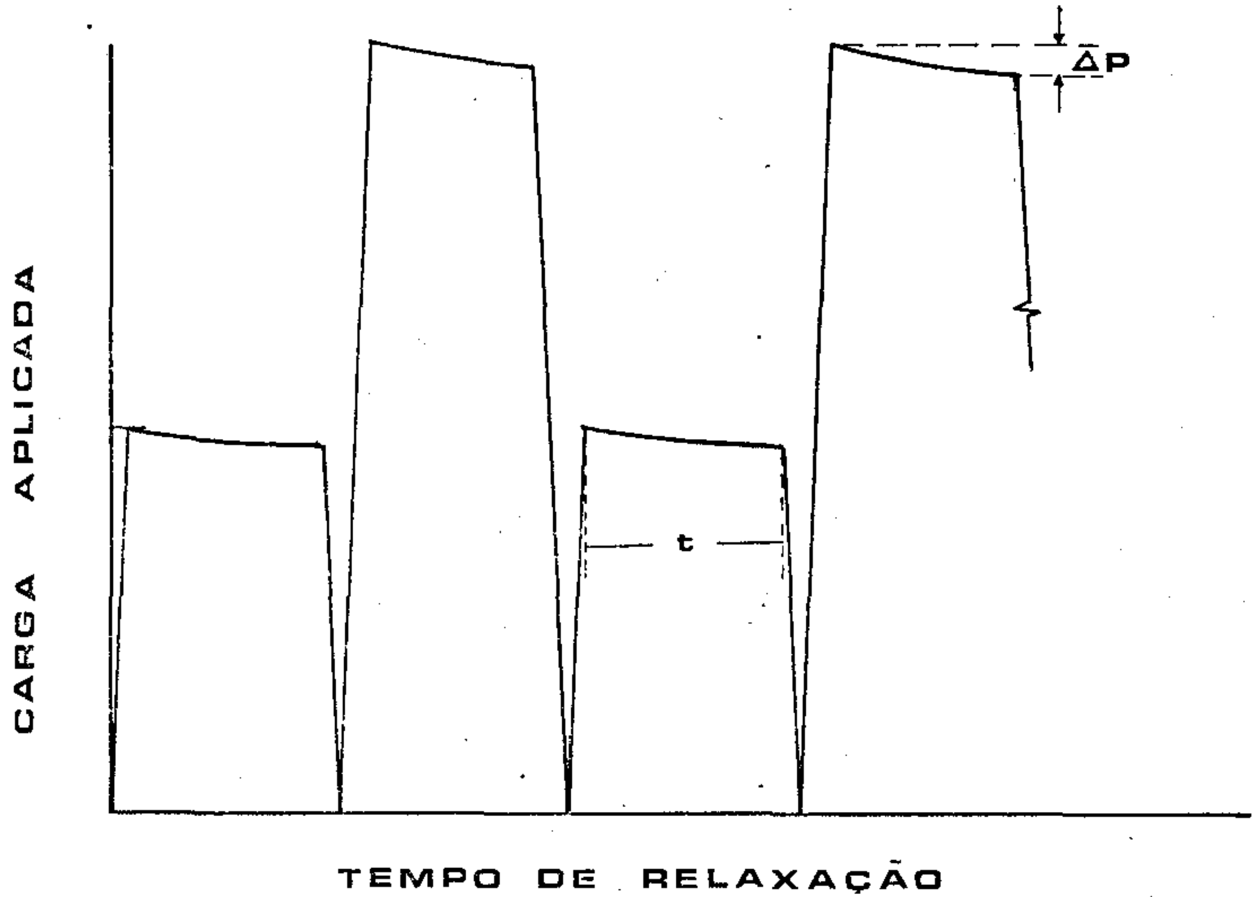


Fig. 8 Diagrama característico dos ensaios de relaxação, realizados em um corpo de prova de aço inoxidável com a finalidade de se determinar a contribuição da máquina de testes à relaxação das amostras.

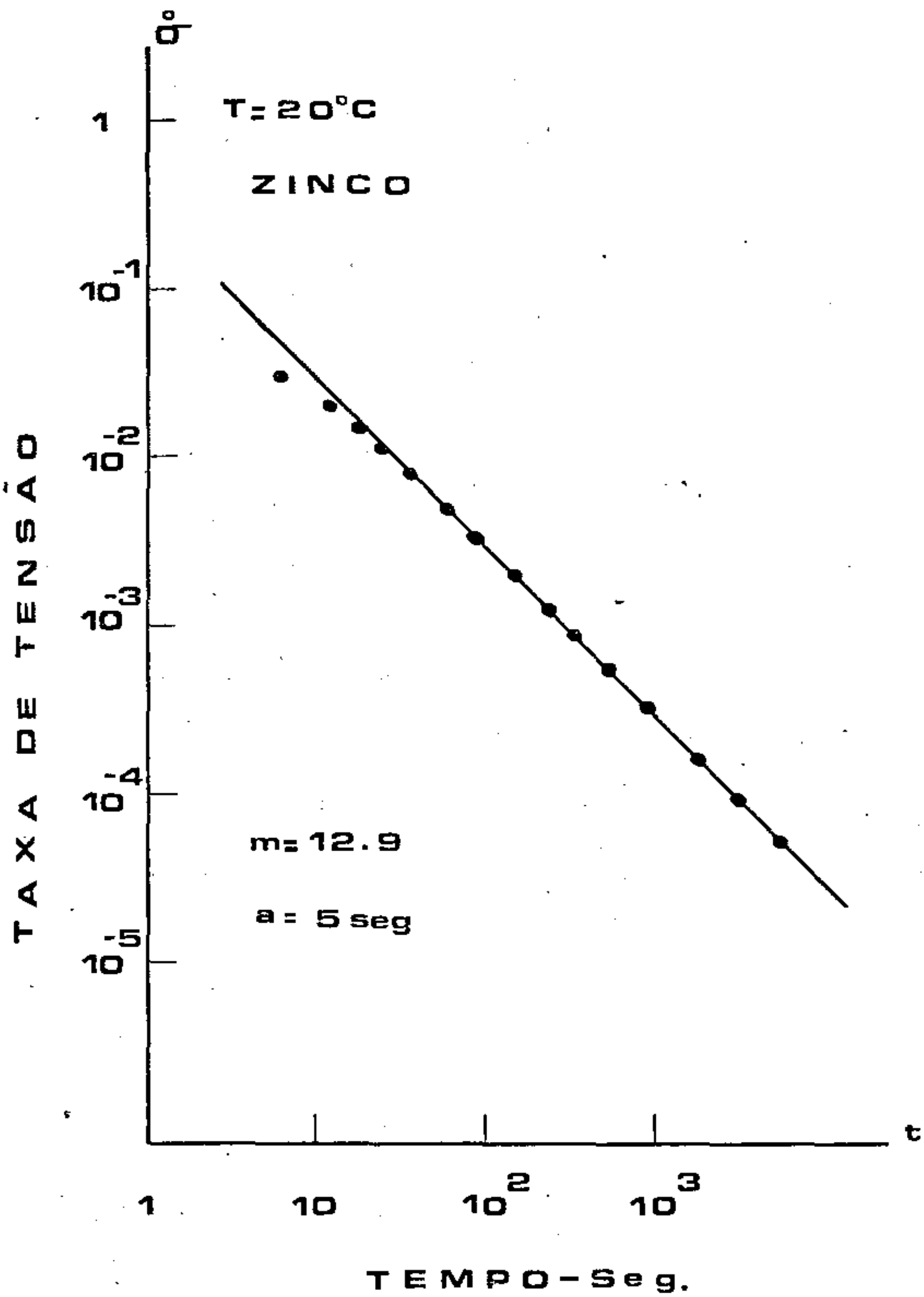


Fig. 9 Determinação do parâmetro m* na relaxação de tensão em zinco.

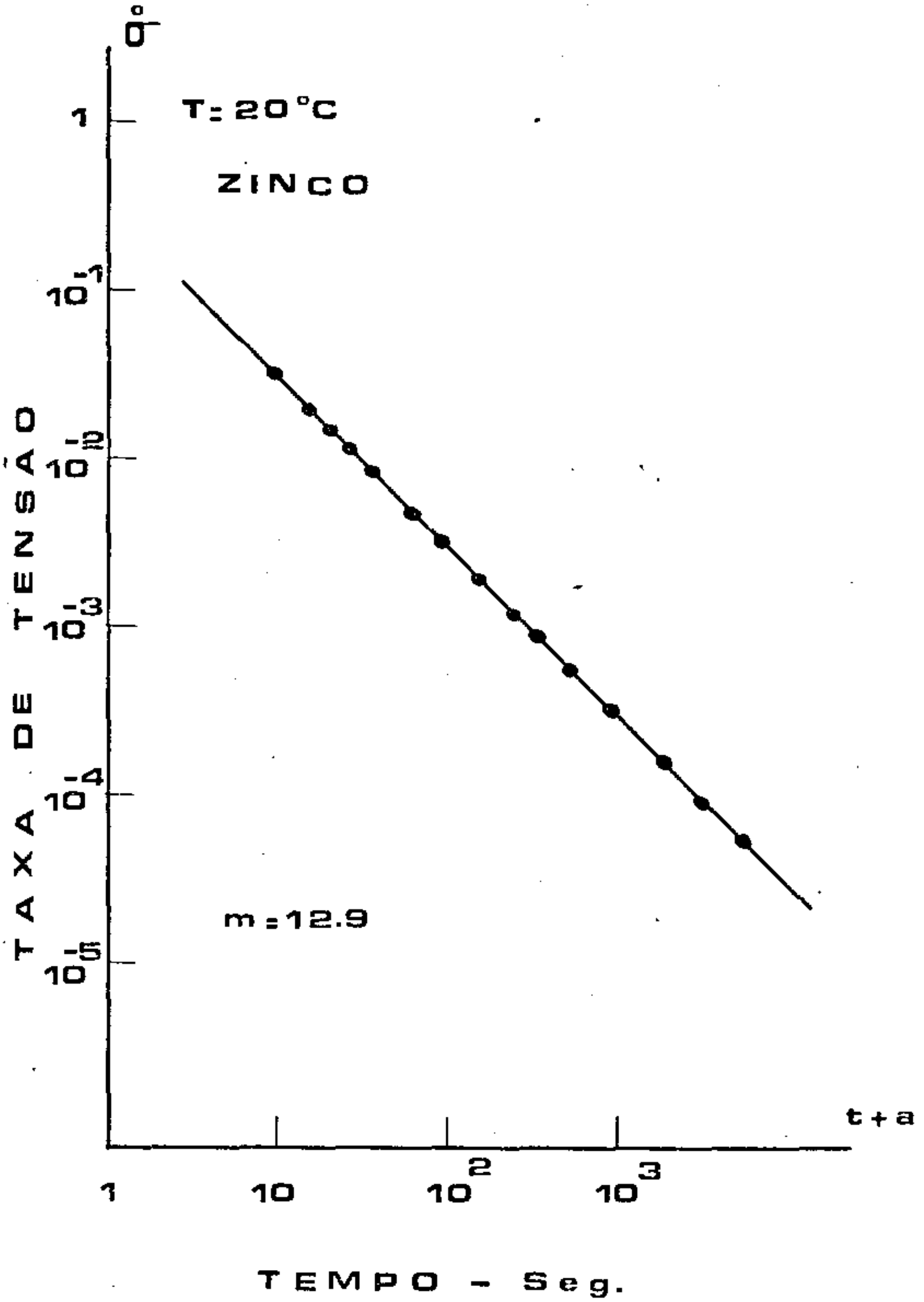


Fig.10 Diagrama $\ell n(-\dot{\sigma})$ vs. $\ell n(t+a)$ com a = 5,0 segundos para o zinco.

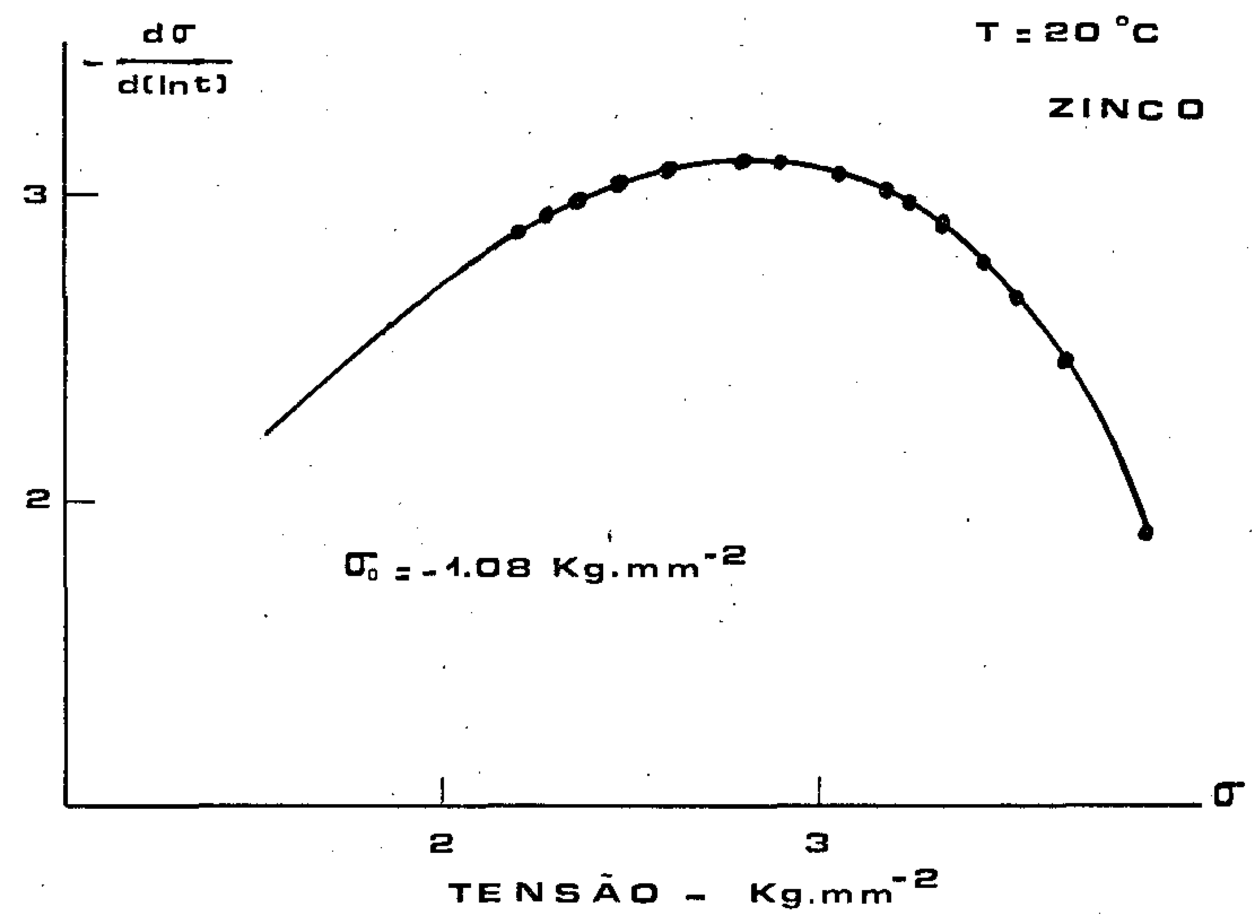


Fig. 11 Determinação da tensão interna σ_0 na relaxação de tensão em zinco.

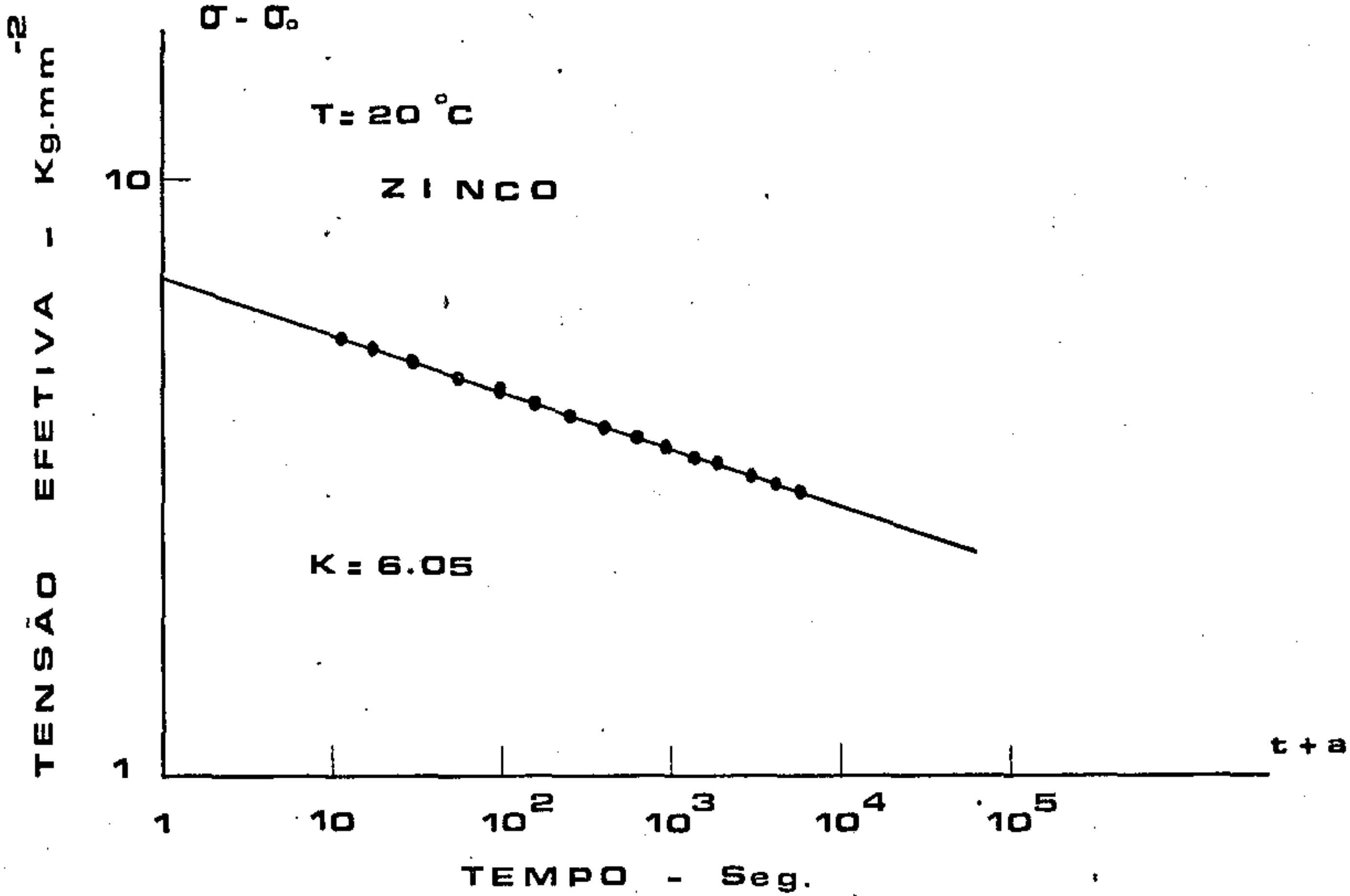


Fig. 12 Relação tensão efetiva versus tempo corrigido, na relaxação de tensão em zinco.

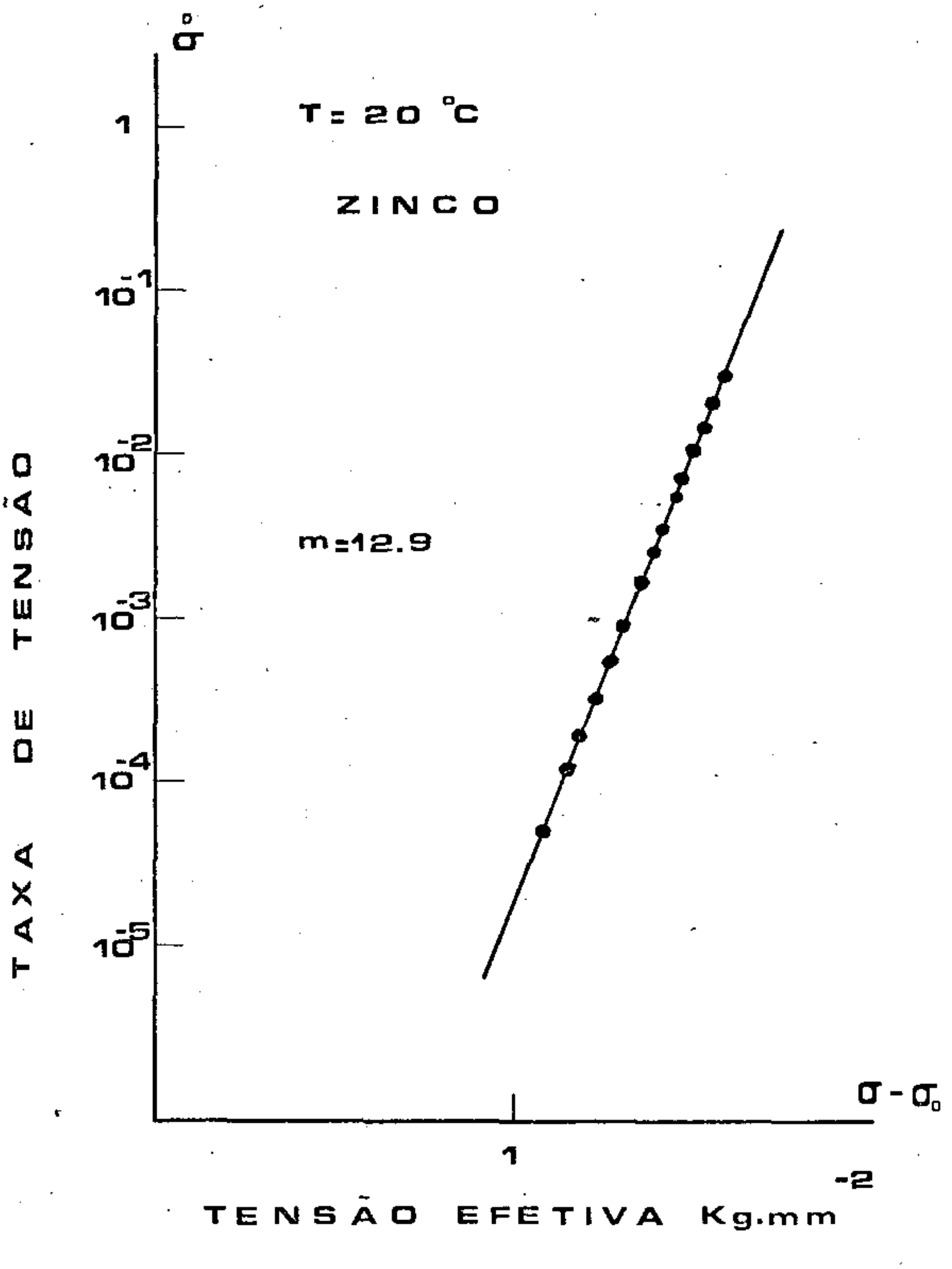


Fig. 13 Relacão taxa de tensão vs. tensão efetiva na relaxação de tensão em zinco.

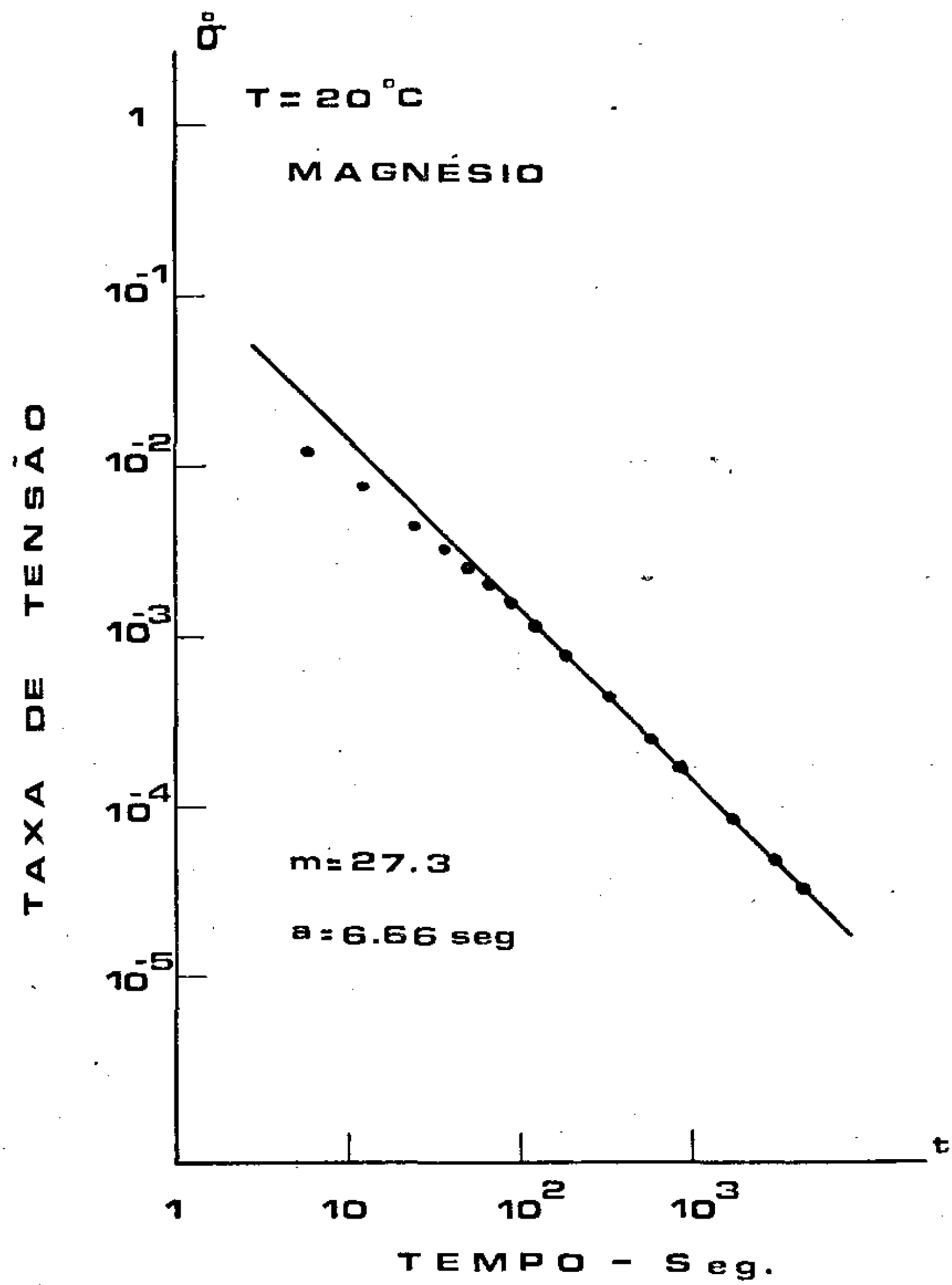


Fig. 14 Determinação do parâmetro m* na relaxação de tensão em magnésio

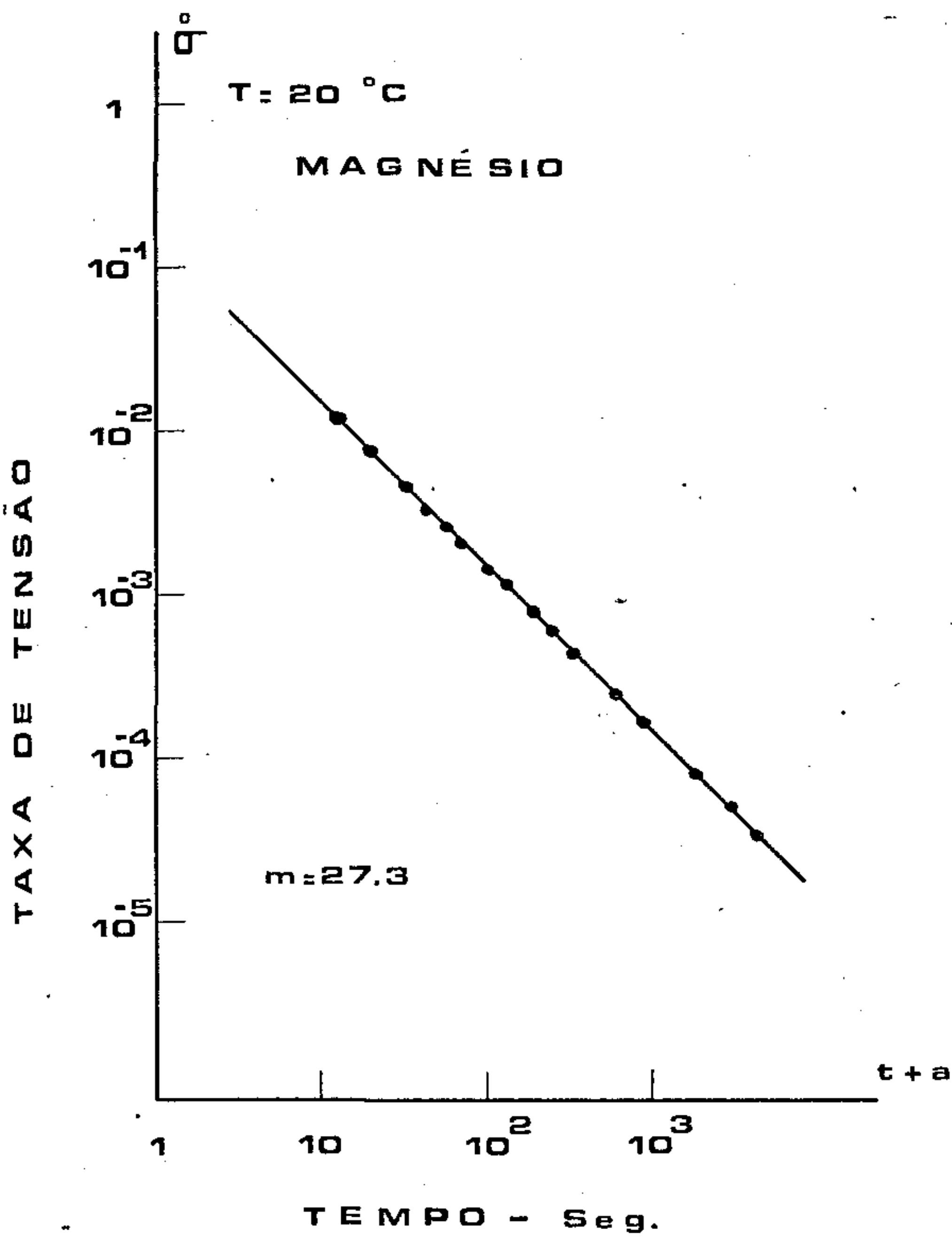


Fig. 15 Diagrama $\ell n(-\dot{\sigma})$ vs. $\ell n(t+a)$ com $a = 6,66$ segundos para o magnésio.

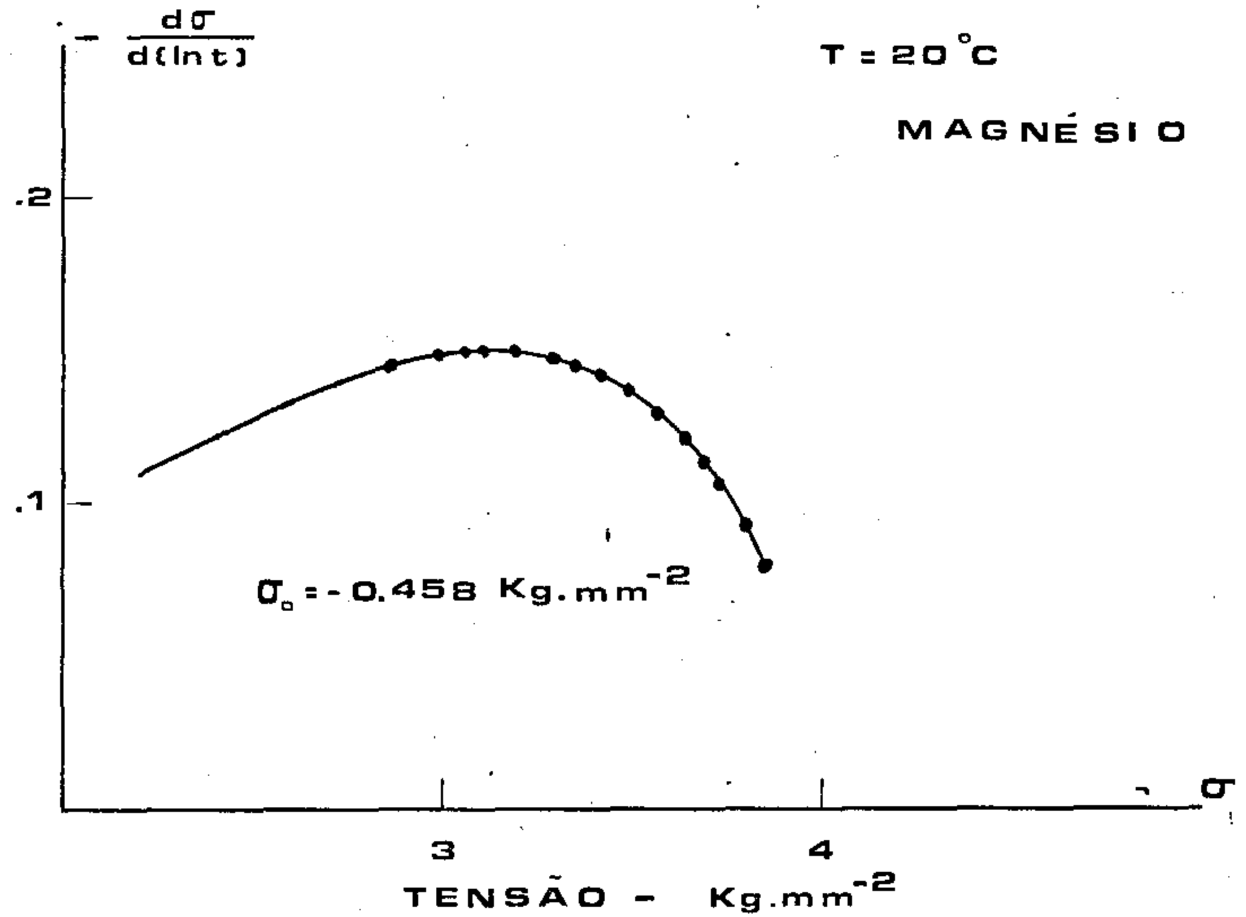


Fig. 16 Determinação da tensão interna σ_0 na relaxação de tensão em magnésio.

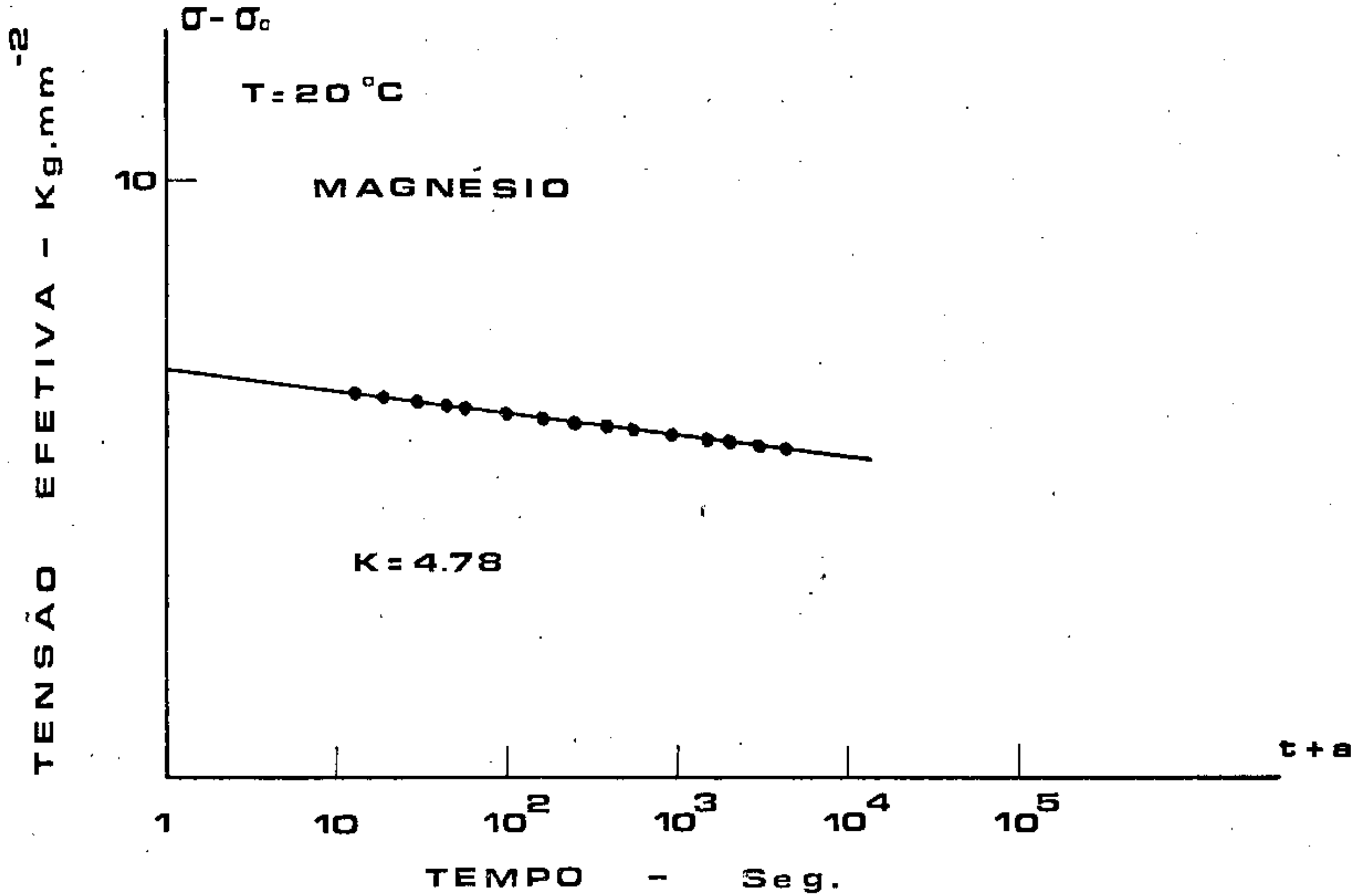


Fig. 17 Relação tensão efetiva versus tempo corrigido, na relaxação de tensão em magnésio.

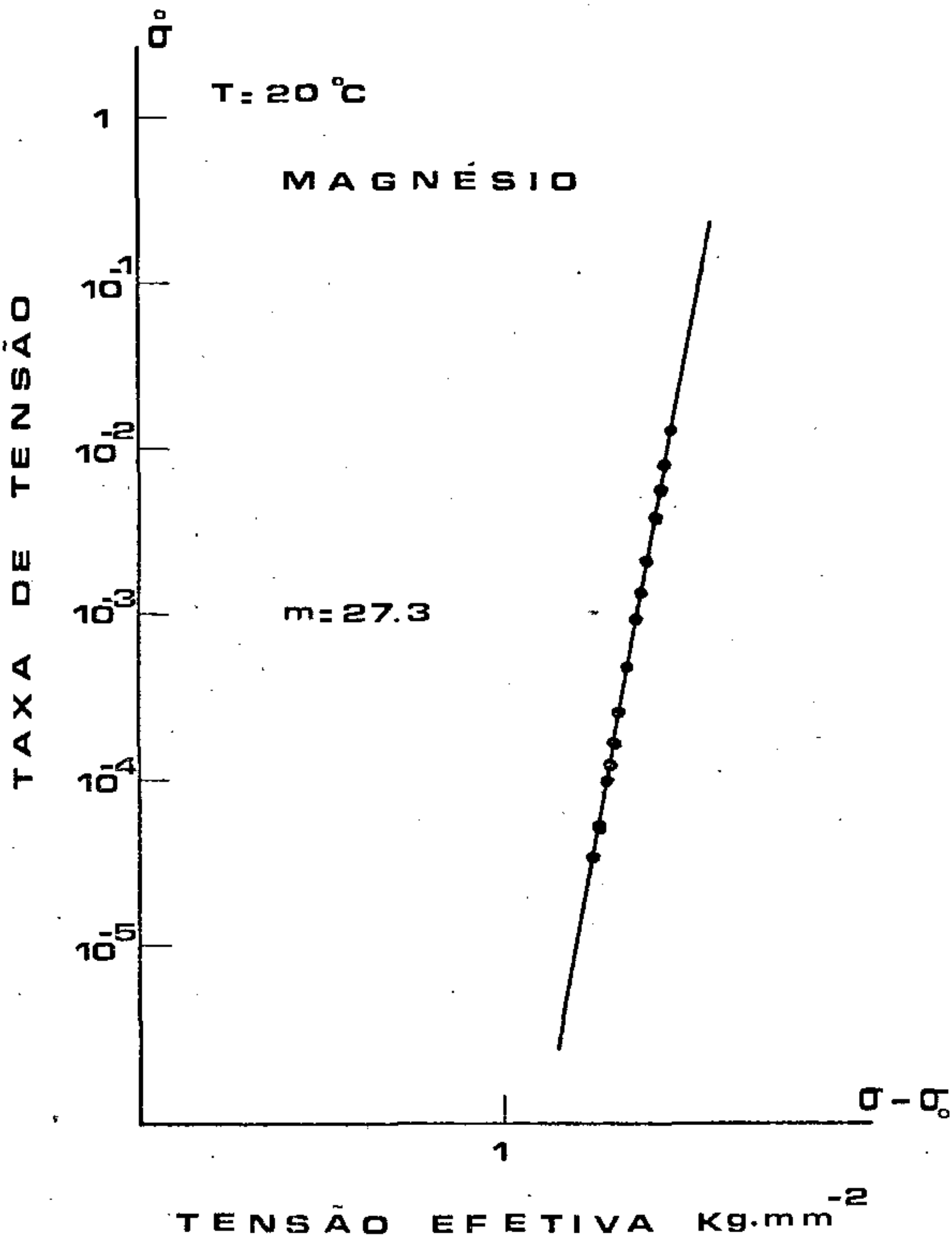


Fig.18 Relação taxa de tensão vs. tensão efetiva na relaxação de tensão em magnésio.

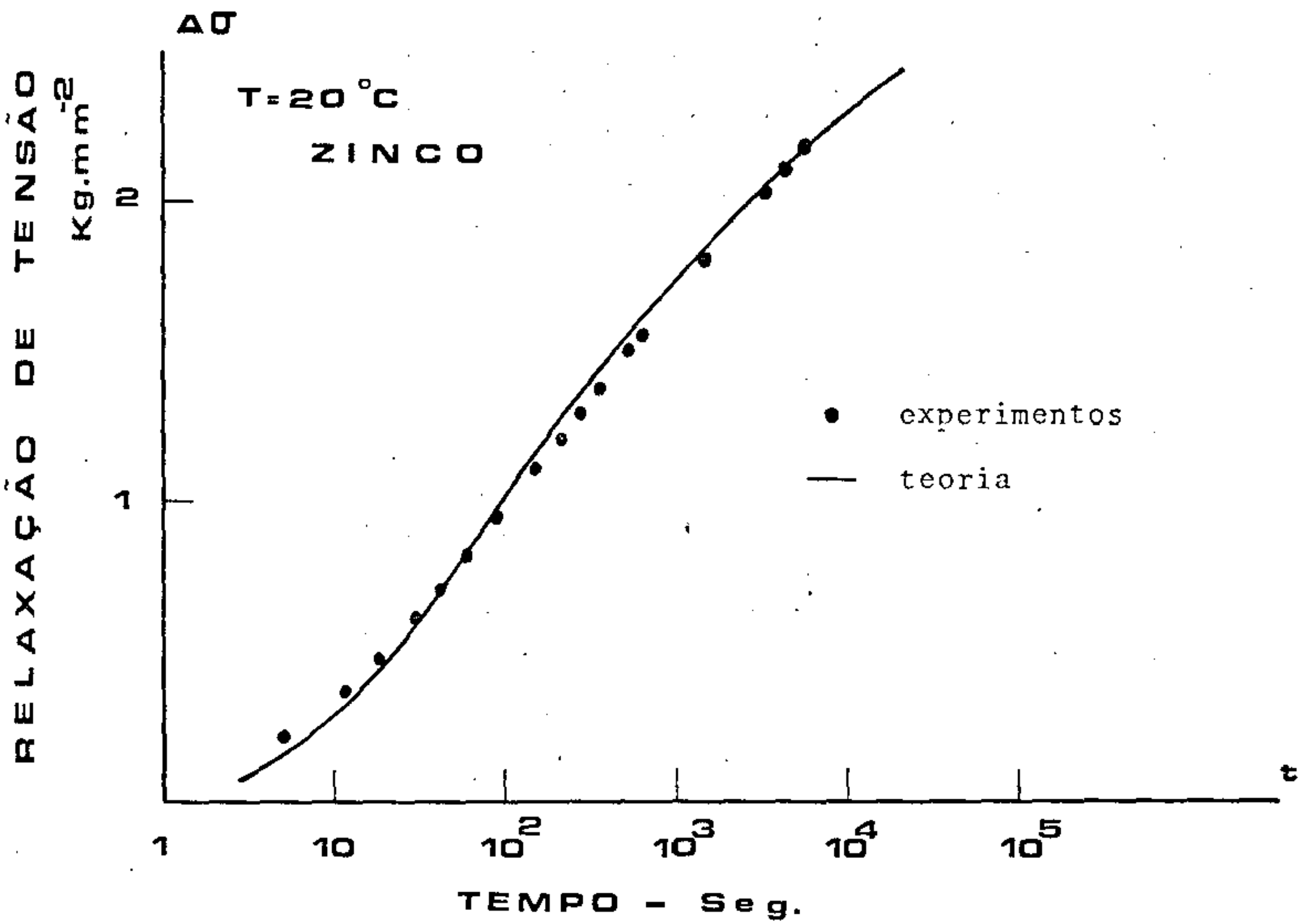


Fig. 19 Comparação entre os valores teóricos e os pontos experimentais na relaxação de tensão em zinco como função do logarítmo do tempo, pelo método de Li.

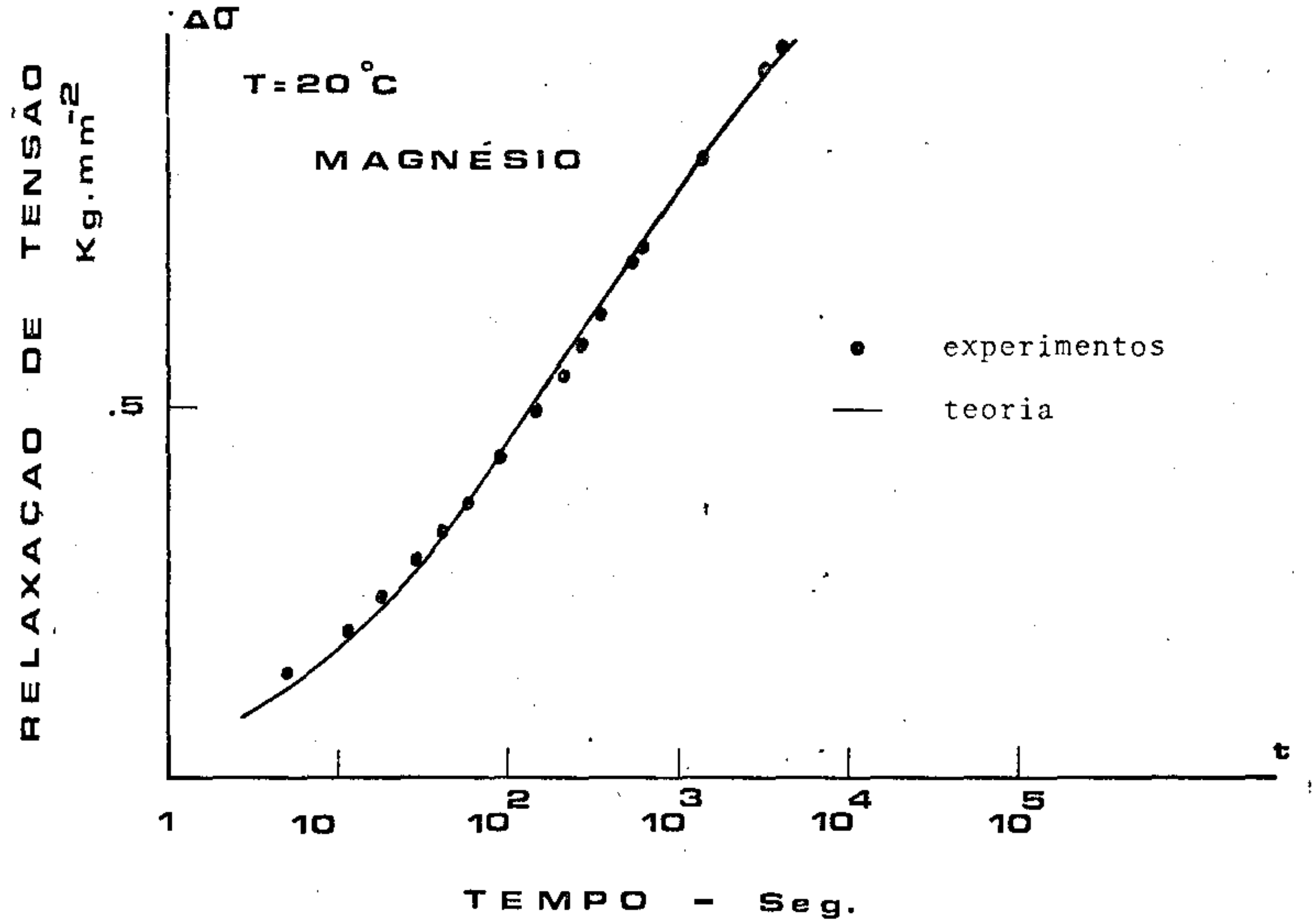


Fig. 20 Comparação entre os valores teóricos e os pontos experimentais na relaxação de tensão em magnésio como função do logarítmo do tempo, pelo método de Li.

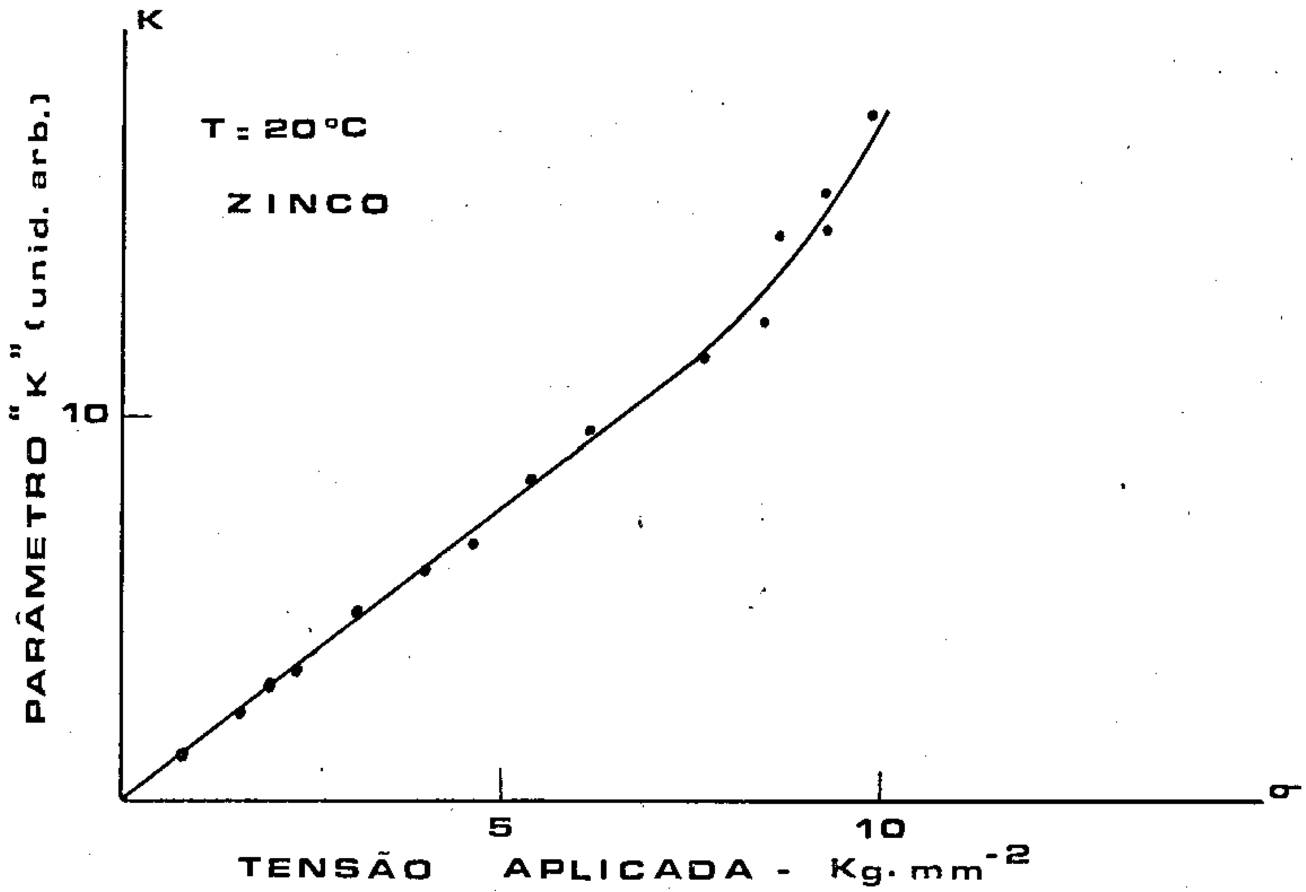


Fig.21 Comportamento do parâmetro K como função da tensão aplicada.

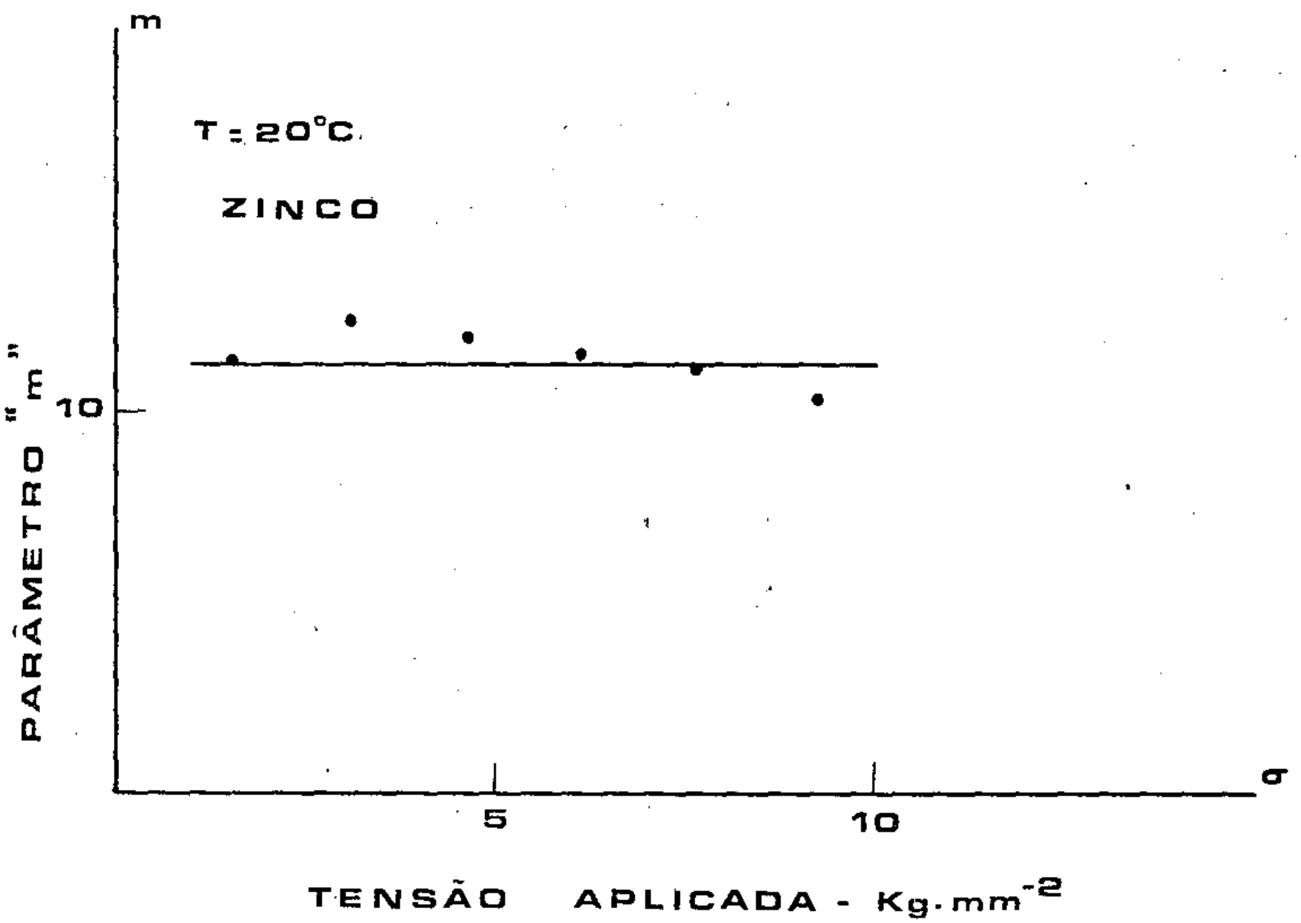


Fig 22 Comportamento do parâmetro m* como função da tensão aplicada.

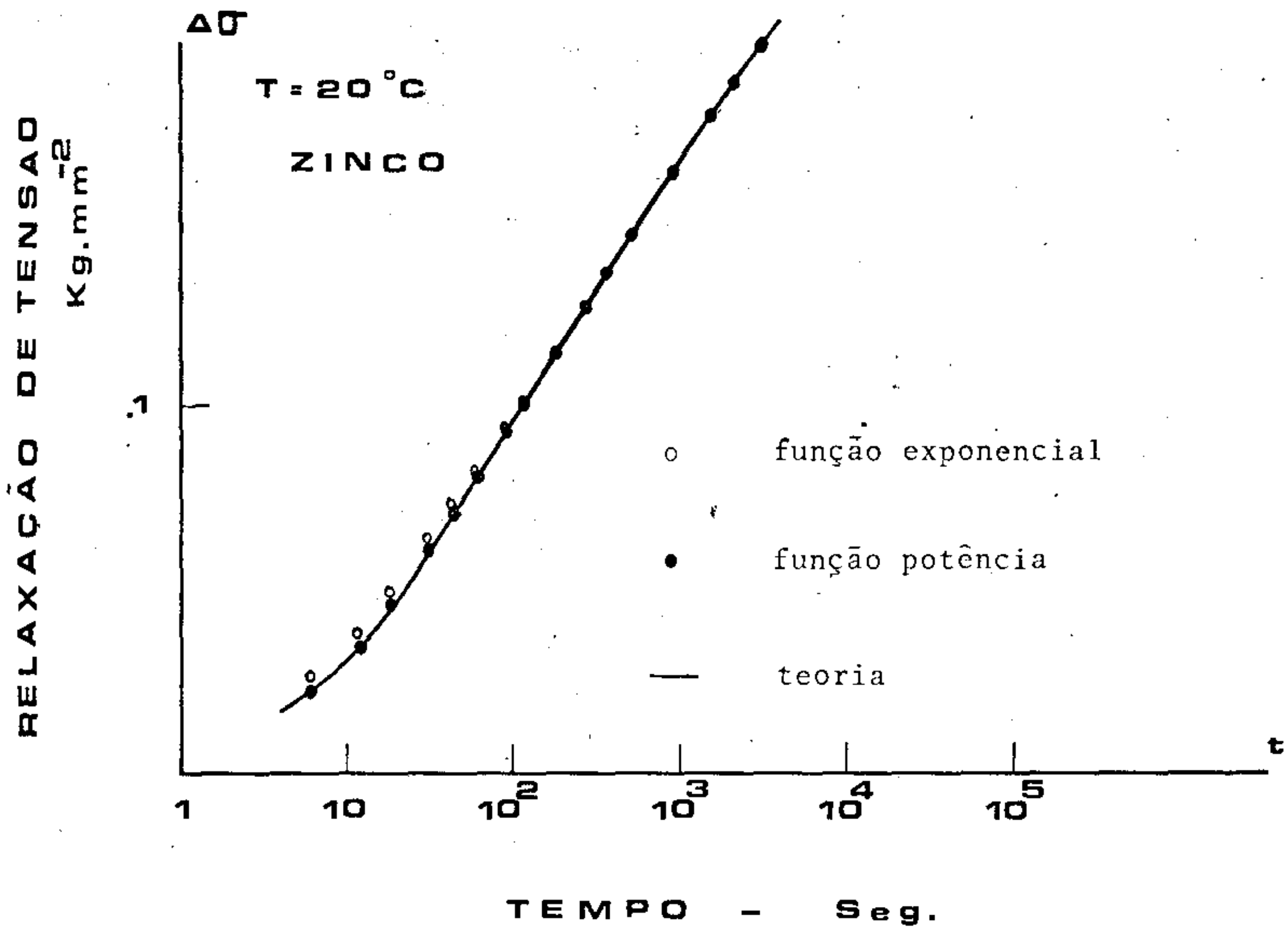


Fig.23 Comparação entre os valores teóricos e os pontos experimentais na relaxação de tensão em zinco, como como função do logarítmo do tempo, pelo método do ponto de inflexão.

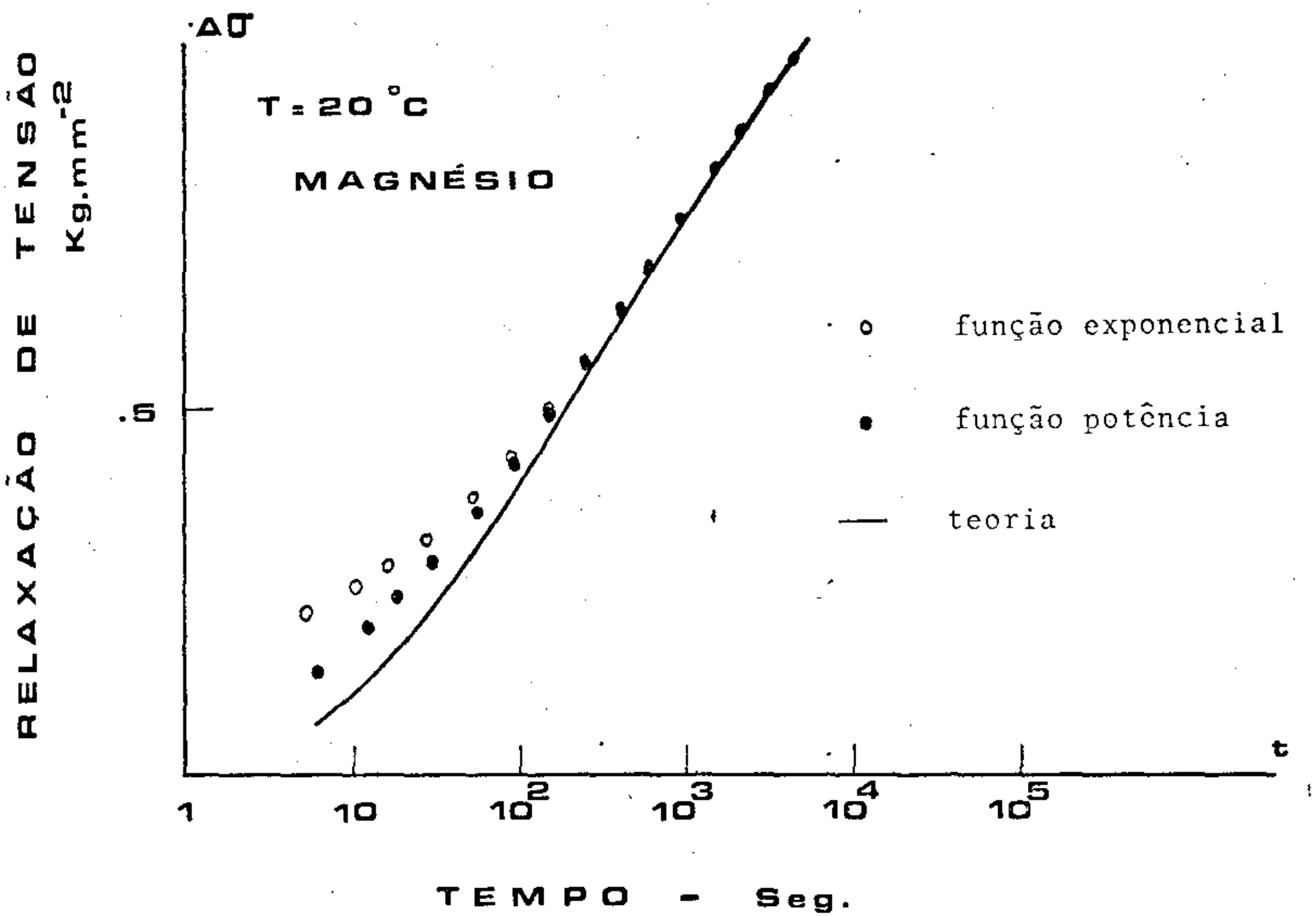


Fig.24 Comparação entre os valores teóricos e os pontos experimentais na relaxação de tensão em magnésio, como função do logarítmo do tempo, pelo método do ponto de de inflexão.

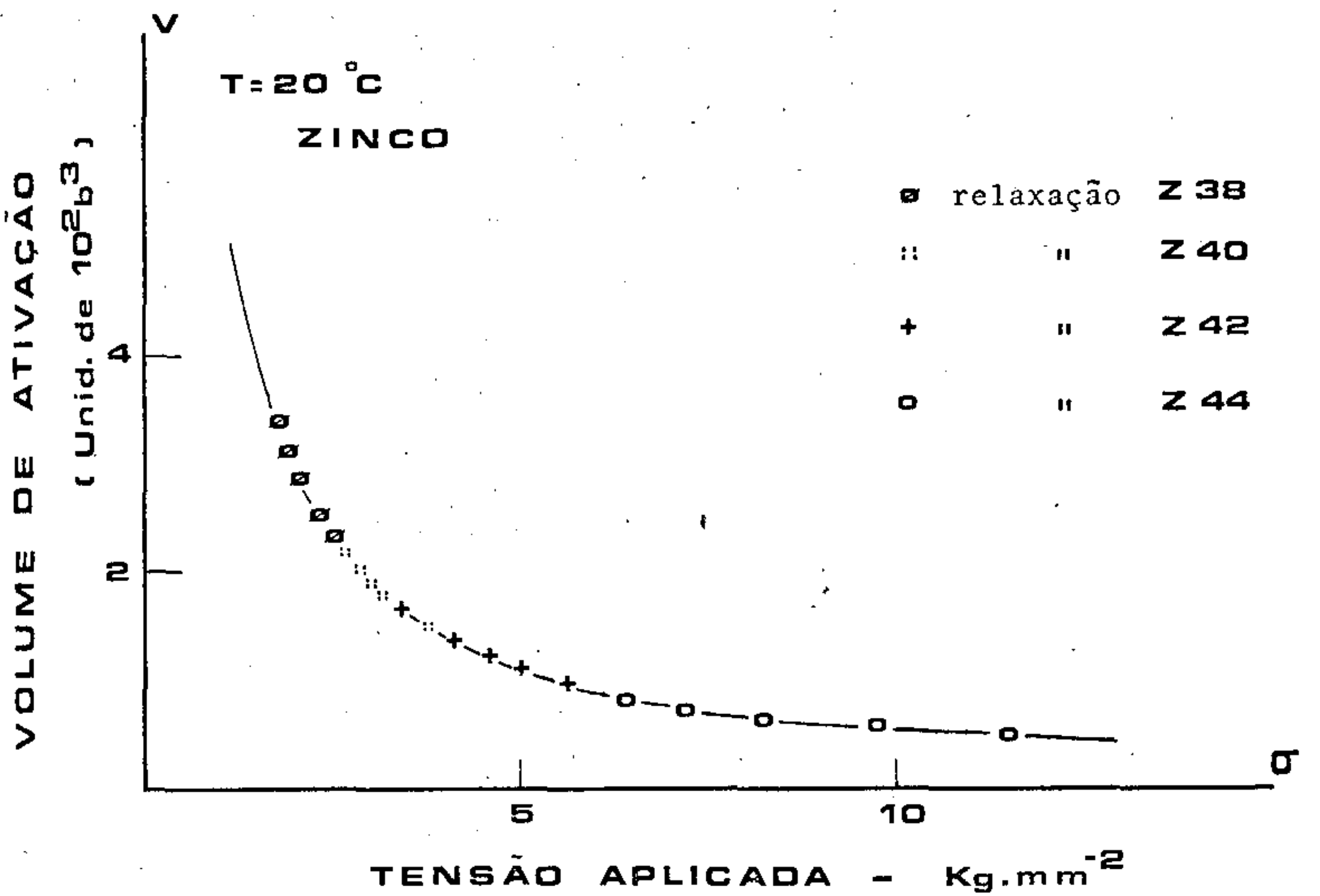


Fig. 25 Comportamento do volume de ativação como função da tensão aplicada, na relaxação de tensão em zinco.

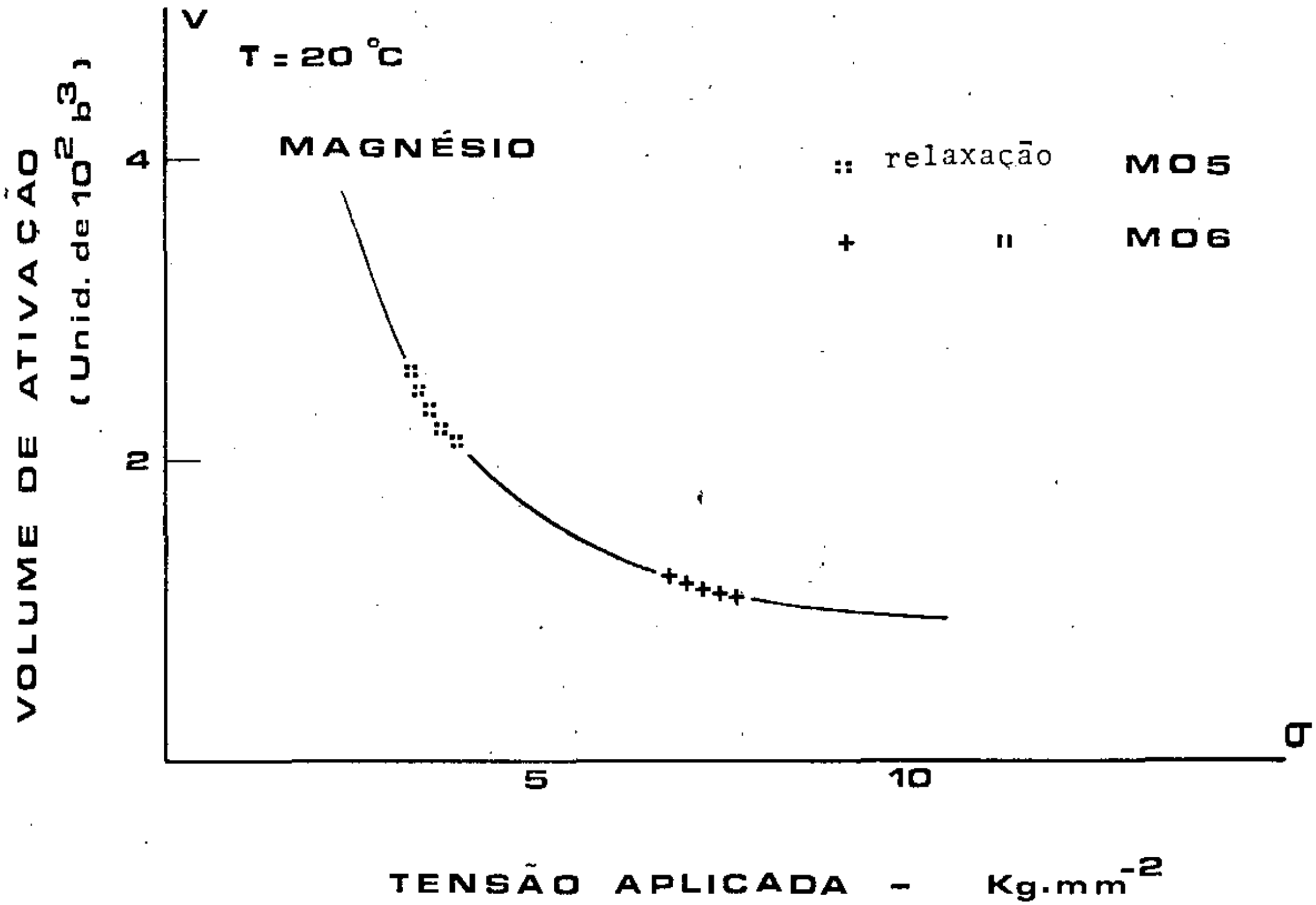


Fig.26 Comportamento do volume de ativação como função da tensão aplicada na relaxação de tensão em magnésio