

Limitações em Ensaios de Relaxação de Tensão

MARC ANDRÉ MEYERS⁽¹⁾
JOSÉ ROBERTO COSTA GUIMARÃES⁽²⁾

São apresentados dois ensaios rápidos e simples para verificar se a resposta mecânica da subestrutura de um material foi alterada durante o ensaio de relaxação de tensão. A hipótese de constância na subestrutura é requisito, na maior parte dos processamentos, visando obter parâmetros de deformação fundamentais (tensões interna e efetiva, expoente da tensão na determinação de velocidade de discordâncias e volume aparente de ativação) a partir de ensaios de relaxação de tensão. São aplicados os dois ensaios a uma liga Fe-31% Ni-0,1%C, mostrando-se que a relaxação produziu alterações na resposta mecânica da subestrutura, impossibilitando assim a obtenção dos parâmetros materiais pelos processamentos matemáticos convencionais.

1. INTRODUÇÃO

O ensaio de relaxação de tensão consiste em acompanhar o decréscimo de tensão em um corpo-de-prova, uma vez que o barramento (ou cabeçote) tenha sido paralizado após uma certa deformação (trativa ou compressiva). Estes ensaios têm sido extensamente, usados para a determinação de certos parâmetros materiais, sendo os mais conhecidos: a tensão interna e efetiva, o expoente da tensão na equação da velocidade de discordâncias^(1,2) e o volume de ativação aparente⁽³⁾.

No entanto, a interpretação dos resultados em termos destes parâmetros requer a hipótese básica de que a subestrutura de deformação, e em particular a densidade de discordâncias móveis, permaneça constante durante o decorrer do ensaio. Mediante observação direta da subestrutura — por exemplo, por microscopia eletrônica de transmissão — antes e após a relaxação não se podem detectar as pequenas alterações subestruturais suficientes para invalidar a hipótese acima. Conseqüentemente, tanto a grandeza quanto a significação de qualquer parâmetro material obtido em ensaios de relaxação em que a condição de subestrutura constante não fosse atendida, não teriam significado.

Este trabalho apresenta os resultados de ensaios de relaxação de tensão conduzidos em uma liga Fe-31% Ni-0,1% C e descreve dois ensaios simples indicativos da mudança da resposta mecânica da subestrutura do material durante a relaxação.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

A liga estudada tinha composição nominal de Fe-31% Ni-0,1% C e temperatura M_i em torno de 223 K. A deformação plástica pode resultar em formação de martensita a temperaturas acima de M_i ; mas, deformação até a fratura, à temperatura ambiente e sob tensão uniaxial, não resultou em transformação martensítica. A liga, recebida em forma de barra redonda (diâmetro de 16 mm), foi forjada a frio para ficar sob forma de fitas com 10 mm de espessura. Estas, foram recozidas *in vacuo* em cápsulas de quartzo a 1373 K, por 18 h, e posteriormente laminadas até uma espessura de 1 mm.

Corpos-de-prova de tração tendo o corpo útil com dimensões de 27 x 4 x 1 mm foram usinados das fitas, sendo subsequentemente recozidos *in vacuo* a 1373 K, por duas h. Este processamento produziu uma microestrutura caracterizada por grãos austeníticos equiaxiais com uma área média de superfície interna por unidade de volume de 213 mm^{-1} .

Ensaio de tração e de relaxação de tensão foram conduzidos em uma máquina Instron TT-DM, a taxas de deformação nominais de 10^{-3} e 10^{-4} s^{-1} e sob temperatura de 298 K. O tempo de relaxação foi o mesmo em todos os ensaios, ou seja, de 1 h. A deformação nominal uniforme exibida pelo material, determinada em um ensaio de tração separado, excede em 0,30 a temperatura ambiente, para as duas taxas de deformação. Todos os ensaios de relaxação foram conduzidos a deformações inferiores, no início da estricção, e estas foram de aproximadamente 0,08, 0,18 e 0,27.

Sabe-se que a máquina de tração também sofre relaxação durante o ensaio⁽⁵⁾. Esta relaxação pode ser determinada usando-se um corpo-de-prova de comprimento zero, aplicando-se a mesma carga que no ensaio real e acompanhando-se a relaxação da máquina. Quando a relaxação de tensões é usada na obtenção de parâmetros materiais, tais como tensão interna e efetiva^(1,2), expoente da tensão para determinação da velocidade de discordâncias^(1,2) e volume aparente de ativação⁽³⁾, a relaxação da máquina deve obrigatoriamente ser subtraída da relaxação total.

Como este trabalho não teve este objetivo, e sim a finalidade de apresentar algumas limitações na interpretação de ensaios de relaxação de tensão, não foi feita correção para relaxação da máquina. Pela mesma razão, a rigidez da máquina não precisou ser determinada. Esta rigidez deve ser considerada e pode, também afetar os parâmetros^(6,7).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nenhum dos parâmetros materiais usualmente obtidos em curvas de relaxação, é tratado neste trabalho; um parâmetro adimensional, definido como sendo a razão entre a carga relaxada e a carga no instante que antecede o início da relaxação, foi usado para descrever o processo. Sua utilidade está mostrada na figura 1, onde os dados obtidos no primeiro ensaio de verificação da constância da subestrutura são apresentados.

O ensaio consiste em submeter as amostras a ciclos de relaxação repetidos. Ele foi introduzido por Lloyd e Embury⁽⁹⁾, que o aplicaram ao cobre e ferro. Estes autores observaram redução na relaxação, após recarregamento, e interpretaram a exaustão como sendo um resultado do decréscimo no número de discordâncias móveis. No presente tra-

Contribuição Técnica nº 1.442. Apresentada ao XXXII Congresso Anual da ABM; São Paulo SP; julho de 1977.

- (1) Membro da ABM. Engenheiro, M.Sc. e Ph.D.; Professor Adjunto da Seção de Engenharia e Ciência dos Materiais do IME; Rio de Janeiro RJ.
- (2) Membro da ABM. Engenheiro, M.Sc. e Ph.D.; Professor Titular da Seção de Engenharia e Ciência dos Materiais do IME; Rio de Janeiro RJ.

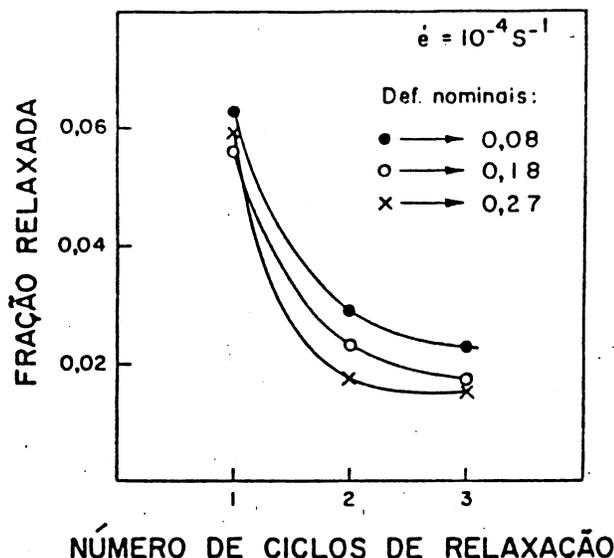


Fig. 1 — Variação da fração relaxada (carga relaxada dividida pela carga inicial) com deformação e número de ciclos de relaxação.

balho o processo foi repetido três vezes, em três níveis distintos de pré-deformação: 0,08; 0,18 e 0,27. Portanto, as características da figura 1 são dignas de nota.

A fração relaxada sempre cresceu de ciclo para ciclo, tendendo à exaustão. Esta, não apresentou uma grande dependência de pré-deformação, mas caiu em média de 6 a 2,5 e, depois, de 1,9 para um, dois e três ciclos de relaxação, respectivamente. Este comportamento é indicativo de mudanças na resposta mecânica da subestrutura durante o processo. Se a subestrutura se mativesse absolutamente inalterada, a fração relaxada não deveria ser afetada pelo número de ciclos. Logo, as alterações ocorreram durante a relaxação e devido às condições por ela impostas.

Exaustão em ensaios de relaxação de tensão foi previamente observada por Magee e Paxton⁽¹⁰⁾ em liga Fe-31% Ni parcialmente transformada, tendo sido por eles interpretada como devida à transformação da austenita retida, em martensita, durante o recarregamento. Contudo, no presente caso a liga era, de início integralmente austenítica permanecendo assim durante todo o ensaio. Por isso, a exaustão exibida pela relaxação de Fe-31% Ni-0,1% C à temperatura de 298 K requer outra explicação.

Sargent et al.⁽¹¹⁾ também encontraram exaustão em titânio a 300 K e a atribuíram ao encruamento. No entanto, o ensaio de relaxação não produz alterações extensas nas dimensões da amostra^(12,13). Neste caso, a maior deformação nunca excedeu 0,0015 — estimada dividindo-se a maior carga relaxada pelo módulo de elasticidade combinado "amostra-máquina" e multiplicando-se pelo comprimento útil do corpo-de-prova. Isto sugere que outros mecanismos devem ser responsabilizados pelo fenômeno de exaustão.

Os resultados obtidos por Gillis e Medrano⁽⁸⁾ também podem ser explicados em termos de exaustão. Estes autores determinaram a rigidez da máquina de tração usando o ângulo entre as tangentes à curva tensão-deformação e à curva de relaxação, para o instante inicial de relaxação. Encontraram rigidez que variava enormemente, quando deveria permanecer constante. Diversas determinações foram feitas para as mesmas amostras, após um ciclo de relaxação para cada uma delas. Se houvesse exaustão, o ângulo entre as duas retas diminuiria após cada ciclo e, assim, a rigidez cal-

culada a partir deste ângulo. Logo, os resultados alcançados por Gillis e Medrano podem muito bem não provir da variação na rigidez da máquina, mas da exaustão.

O segundo ensaio para se verificar a constância da resposta mecânica da subestrutura consistiu em recarregar o corpo-de-prova após um ou mais ciclos de relaxação e à mesma velocidade de barramento do que o carregamento inicial. As curvas de recarregamento obtidas a uma taxa de deformação nominal de 10^{-4} s^{-1} , após três ciclos de relaxação e para três pré-deformações, estão indicadas na figura 2. As linhas pontilhadas indicam as tensões a partir das quais foram realizadas as relaxações.

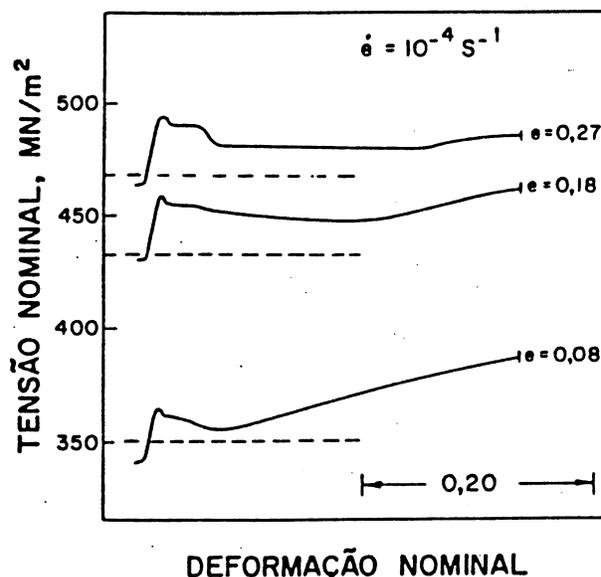


Fig. 2 — Curvas de recarregamento após três ciclos de relaxação a deformações nominais de 0,08, 0,18 e 0,27. As linhas tracejadas indicam as tensões a partir das quais foram realizadas as relaxações.

Em todos os casos as curvas de recarregamento exibiram três estágios característicos: um ponto de escoamento, seguido de uma plataforma intermediária e uma região de amolecimento, e, finalmente, um retorno à trajetória original de deformação. A magnitude e extensão destes estágios eram afetadas pela pré-deformação e pelo número de ciclos de relaxação; no entanto, um ponto de escoamento bem claro pode sempre ser notado. Pode-se também observar, na figura 2 (linhas tracejadas), que o material apresentou sempre maior resistência após a relaxação.

É digno de nota o fato de que Bolling⁽¹³⁾ encontrou pontos de escoamento em diversos metais e ligas CFC. A deformação de pontos de escoamento foi por ele induzida por diversos meios, incluindo envelhecimento sob tensão, descarregamento, e suas combinações. Guimarães e Meyers⁽¹⁴⁾ encontraram comportamento semelhante após relaxação em titânio.

Uma evidência suplementar em favor de processos ocorrendo durante a relaxação e capazes de alterar a resposta mecânica da subestrutura, aparece na figura 3. Nela são mostradas as sobrecargas (carga no limite de escoamento superior, menos carga no início da relaxação) após o ciclo de relaxação de 1 h, as quais foram colocadas em gráfico com as cargas iniciais em ensaios realizados a duas taxas de deformação (10^{-3} e 10^{-4} s^{-1}). Estes dados podem ser descritos por uma única reta, o que é condizente com a baixa sen-

sibilidade à taxa de deformação exibida pela liga. O segundo conjunto de pontos da figura 3, representado por losangos, mostra a ocorrência de sobrecarga após o descarregamento. Esta sobrecarga foi obtida descarregando-se o corpo-de-prova, deixando-o por 1 h, e recarregando-o a seguir. Nota-se que a sobrecarga é somente 50% daquela devida à relaxação.

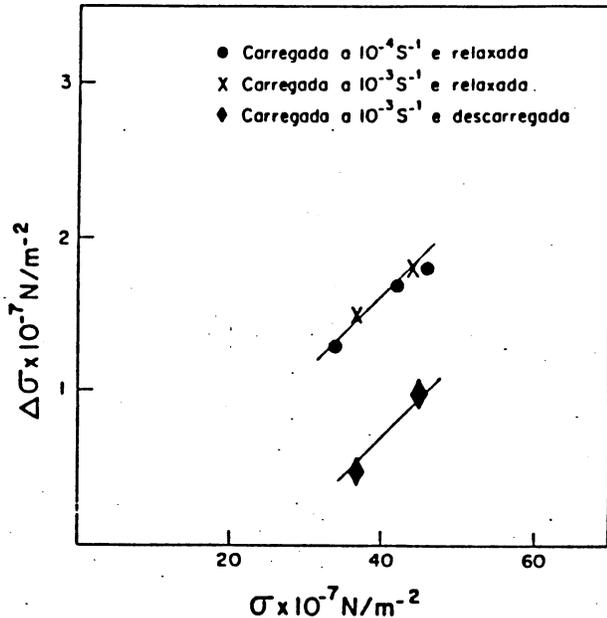


Fig. 3 — Sobretensão $\Delta\delta$ (tensão nominal no pico do ponto de escoamento menos tensão inicial) versus tensão nominal inicial δ . As condições (x) e (•) se referem a amostras carregadas à taxa de 10^{-4} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} , respectivamente, e relaxadas por 1 h; a condição (♦) corresponde à taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} e descarregamento por 1 h.

É digno de nota que, em ambos os casos, a sobrecarga aumentou com a carga inicial. Este comportamento é consistente com os resultados de Bolling⁽¹³⁾, que estudou o comportamento mecânico de metais e ligas CFC sob diferentes condições favoráveis ao envelhecimento. Ao que tudo indica os dados das figuras 1, 2 e 3 fornecem forte evidência de mudanças subestruturais durante o ensaio de relaxação de tensão. Estas observações dificultam extraordinariamente a aplicação de equações para interpretar a relaxação em termos dos parâmetros materiais citados. Caso a mudança subestrutural passe despercebida ao pesquisador ao serem realizados ensaios de relaxação, seus resultados perdem qualquer significado. É claro que no presente caso os resultados de relaxação de tensão só poderiam ser usados para obter parâmetros materiais fundamentais se todas as "reações" envolvidas fossem perfeitamente conhecidas⁽³⁾.

4. CONCLUSÕES

Os ensaios de relaxação de tensão e a sua interpretação têm sido objeto de várias pesquisas e debates. Este trabalho apresenta dois ensaios rápidos e simples que podem ser empregados para verificar se os dados podem ser processados

e transformados em certos parâmetros materiais, admitindo-se a hipótese de densidade constante nas discordâncias móveis. Estes ensaios consistem simplesmente em:

- submeter o corpo-de-prova a relaxações sucessivas, sempre a partir da mesma tensão inicial, para detectar a "exaustão" da relaxação; e
- continuar a deformação após a relaxação, para observar o escoamento do material.

Para a liga Fe-31% Ni-0,1% C, a 298 K, os dois ensaios apresentam efeitos que podem ser considerados como devidos a mudanças na resposta mecânica da subestrutura durante a relaxação. Estes efeitos foram devidos à exaustão para relaxações sucessivas, à formação de ponto de escoamento e ao encruamento do material após a relaxação. Em resumo: os ensaios de relaxação de tensão devem ser usados com grande prudência como ferramenta de trabalho para se obter informação válida sobre os parâmetros básicos de deformação de um material. Este cuidado é especialmente aplicável nos casos em que equações semi-empíricas são usadas.

Agradecimentos

Este trabalho foi financiado pelo Ministério do Exército, FINEP e BNDE. Agradece-se a ajuda prestada a J.C. Gomes e C.A.O. Soares nos ensaios. A liga foi gentilmente cedida pelo Professor J.C. Shyne (Stanford University).

BIBLIOGRAFIA

1. GUPTA, I.; & LI, J.C.M. — *Met. Trans.*, v. 1; p. 2323; 1970.
2. H. CONRAD — *Mat. Sci. and Eng.*, v. 6; p. 265; 1970.
3. KRAUZ, A.S.; & EYRING, H. — *Deformation Kinetics*; Wiley Interscience, New York, p. 226.
4. GUIMARÃES, J.R.C.; Gomes, J.C.; e MEYERS, M.A. — *Proc. First JIM Int. Symposium*; Kyoto; Japão; 1976.
5. REED-HILL, R.E.; & DONOSO, J.R. — *Scripta Met.*, v. 9; p. 1305; 1975.
6. ROHDE, R.W.; & NORDSTROM, T.V. — *Scripta Met.*, v.7; p. 317; 1973.
7. ROHDE, R.W.; & NORDSTROM, T.V. — *Mat. Sci. and Eng.* v. 12; p. 1979; 1970.
8. GILLIS, P.P. & MEDRANO, R.E. — *J. of Materials, ASTM*, v. 6; p. 514; 1971.
9. LLOYD, D.J.; & EMBURY, J.D. — *Phys. Stat. Sol.*, v.3(b); p. 393; 1971.
10. MAGEE, C.L.; & PAXTON, H.W. — *Trans. TMS-AIME*, v. 242; p. 1741; 1968.
11. SARGENT, G.; JONES, G.; & CONRAD, H. — *Scripta Met.*, v. 3; p. 481; 1969.
12. WESTWOOD, A.R.C.; & BROOM, T. — *Acta Met.*, v. 5; p. 77; 1957.
13. BOLLIG, G.F. — *Phil. Mag.*, v. 19; p. 537; 1969.
14. J.R.C. GUIMARÃES; & M.A. MEYERS — *Scripta Met.*, submetido a publicação, 1977.