

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

COMPORTAMENTO À FADIGA DE BAIXO NÚMERO DE CICLOS DO
AÇO 4340 PARA DIFERENTES TEMPERATURAS DE REVENIDO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE "MESTRE EM ENGENHARIA"

ELTON PAULO MATTUELLA

Florianópolis, abril de 1983

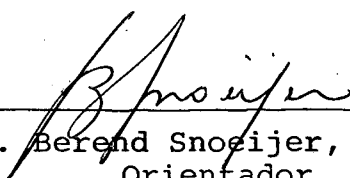
COMPORTAMENTO À FADIGA DE BAIXO NÚMERO DE CICLOS DO
AÇO 4340 PARA DIFERENTES TEMPERATURAS DE REVENIDO

ELTON PAULO MATTUELLA


ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE

"MESTRE EM ENGENHARIA"

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO.

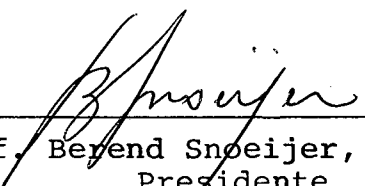


Prof. Berend Snoeijer, Dr.-Ing.
Orientador




Prof. Arno Blass, Ph.D.
Coordenador do Curso

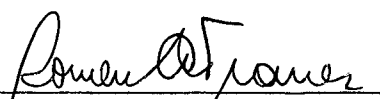
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Berend Snoeijer, Dr.-Ing.
Presidente



Prof. Edison da Rosa, M.Sc.



Prof. Romeu Odilo Trauer, M.Sc.

À meus pais e
à minha esposa

A G R A D E C I M E N T O S

- Ao Prof. Berend Snoeijer, pela orientação.
- À Arotec S/A. - Ind. e Com., na pessoa do Engº Elcio Vinicius Mattos de Assumpção, pelas informações referentes a utilização do equipamento.
- À CNEN, pelo apoio financeiro.
- À Aços Villares S/A., pela doação do material utilizado nos ensaios.
- Ao Departamento de Química da UFSC, pelo suporte na utilização da vidraria.
- Aos técnicos Anildo C. Agostinho, Waldyr Ristow Jr., e Júlio F. Baumgarten, pelo auxílio.
- À todas as pessoas que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização do presente trabalho.

Í N D I C E

	SIMBOLOGIA	vii
	RESUMO	x
	ABSTRACT	xi
1.	INTRODUÇÃO	01
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	03
2.1.	Fadiga - Resistência à Fadiga - Tensão Limite de Fadiga	03
2.2.	Fadiga de Baixo e Alto Número de Ciclos	07
2.3.	Comportamento Estático e Pseudoestático	09
2.4.	Carregamento Cíclico	14
2.4.1.	Condições de Carregamento Cíclico	15
2.4.2.	Resposta do Material à Solicitações Cíclicas ..	17
2.4.3.	Estimativa Qualitativa da Resposta do Material à Solicitações Cíclicas e partir das Propriedades Monotônicas	20
2.5.	Propriedades Tensão - Deformação Cíclica - De- finições	22

2.6.	Mudanças nas Propriedades Mecânicas devido ao Carregamento Cíclico	26
2.7.	Propriedades de Fadiga sob Deformação Cíclica .	30
3.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	36
3.1.	Material	36
3.2.	Confecção dos Corpos de Prova	37
3.3.	Tratamento Térmico e sua Caracterização	40
3.4.	Ensaio Estático de Tração	41
3.5.	Ensaio de Fadiga	42
4.	RESULTADOS EXPERIMENTAIS E SUA ANÁLISE	52
4.1.	Análise Metalográfica	52
4.2.	Ensaio Mecânicos Estáticos e Dinâmicos	53
5.	CONCLUSÕES	76
6.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

S I M B O L O G I A

A	-	Alongamento (%)
B	-	Fator de Bridgman
b	-	Expoente de resistência à fadiga
c	-	Expoente de ductilidade à fadiga
d_0	-	Diâmetro inicial (mm)
d_i	-	Diâmetro instantâneo (mm)
E	-	Módulo de elasticidade (MPa)
ϵ	-	Deformação nominal (mm/mm)
ϵ_e	-	Deformação elástica nominal (mm/mm)
ϵ_p	-	Deformação plástica nominal (mm/mm)
ϵ_R	-	Deformação real (mm/mm)
ϵ_{R_e}	-	Deformação real elástica (mm/mm)
ϵ_{R_f}	-	Deformação real de fratura (mm/mm)
ϵ'_{R_f}	-	Coefficiente de ductilidade à fadiga ou deformação real cíclica de fratura (mm/mm)
ϵ_{R_p}	-	Deformação plástica real (mm/mm)
ϵ_{R_t}	-	Deformação total real (mm/mm)

ϵ_t	-	Deformação total nominal (mm/mm)
F	-	Força (kgf)
F_{max}	-	Força máxima (kgf)
F_f	-	Força de ruptura (kgf)
k	-	Coefficiente de resistência monotônico (MPa)
k'	-	Coefficiente de resistência cíclico (MPa)
L_0	-	Comprimento inicial (mm)
L_i	-	Comprimento instantâneo (mm)
n	-	Expoente de encruamento monotônico
n'	-	Expoente de encruamento cíclico
N_f	-	Número de ciclos para a falha
$2N_t$	-	Transição da vida de fadiga
r	-	Coefficiente de simetria do ciclo
R	-	Coefficiente de correlação
S	-	Área da seção transversal (mm ²)
S_0	-	Área da seção transversal inicial (mm ²)
S_i	-	Área da seção transversal instantânea (mm ²)
S_f	-	Área da seção transversal após a fratura (mm ²)
σ	-	Tensão nominal (MPa)

- σ_a - Amplitude da tensão (MPa)
- $\sigma_{e0,2}$ - Limite convencional de escoamento nominal (MPa)
- σ_m - Tensão média (MPa)
- σ_{max} - Tensão máxima (MPa)
- σ_{min} - Tensão mínima (MPa)
- σ_R - Tensão real (MPa)
- $\sigma_{Re0,2}$ - Limite convencional de escoamento real (MPa)
- $\sigma'^{Re0,2}$ - Limite convencional de escoamento cíclico (MPa)
- σ_{Rf} - Tensão real de fratura (MPa)
- σ'^{Rf} - Coeficiente de resistência à fadiga ou tensão real cíclica de fratura (MPa)
- σ_t - Tensão limite de resistência
- ν_e - Coeficiente de Poisson elástico
- ν_p - Coeficiente de Poisson plástico
- Z - Coeficiente de estrição (%)

R E S U M O

Foi estudado o comportamento do aço 4340 a solicitações cíclicas de baixo número de ciclos para o estado temperado e revenido, nas temperaturas de 200°C, 400°C e 600°C. Os ensaios foram realizados com controle de deformação e à temperatura ambiente. Os resultados obtidos nos ensaios revelaram um comportamento diferente para cada uma das temperaturas de revenido testadas. Para todas as temperaturas verificou-se um amolecimento do material em relação ao ensaio de tração estático.

A B S T R A C T

The behavior of 4340 Steel has been studied with respect to low cycle fatigue for the as quenched and tempered condition at temper temperatures of 200°C, 400°C and 600°C. All the tests were accomplished with strain control at environment temperature. The obtained test results have shown different behaviors for each temper temperature. For all the temperatures a softening effect of the material related to the tension test was observed.

1. INTRODUÇÃO

Verifica-se que para algumas aplicações já existentes e outras surgidas devido o desenvolvimento tecnológico, muitos componentes mecânicos e estruturais estão rotineiramente submetidos a níveis crescentes de solicitações, ultrapassando em alguns casos a tensão limite de escoamento determinada no ensaio estático.

Nestas condições, a vida é da ordem de alguns milhares de ciclos de carregamento, que se inferior a 10^5 é definido como regime de fadiga de baixo número de ciclos.

As deformações plásticas macroscópicas são características deste regime.

Considerando-se que a fadiga é responsável pela maioria das falhas em serviço e que sua ocorrência só é possível na presença de deformações plásticas, torna-se evidente a importância do conhecimento do comportamento dos materiais no regime plástico, através dos ensaios de fadiga de baixo número de ciclos.

Já foram realizados inúmeros trabalhos com a finalidade de avaliar o comportamento dos materiais nestas condições de solicitação, especialmente no que diz respeito à influência de diferentes composições e microestruturas [1,2].

Estas informações podem ser utilizadas para uma melhor compreensão do fenômeno de fadiga, ou ainda como dados quantitativos que permitam a previsão da vida útil de componentes. Em projeto, estes dados são importantes pois permitem a previ-

são dos efeitos de descontinuidades geométricas em componentes estruturais, que agindo como concentradores de tensão aumentam a magnitude das tensões, podendo ultrapassar o regime elástico nestes pontos.

O presente trabalho foi realizado com o objetivo de a valiar quantitativamente a influência da temperatura de revenido nas propriedades de fadiga de baixo número de ciclos do aço ABNT 4340, de alta resistência, bastante utilizado em componentes de grande responsabilidade, muitos dos quais, sujeitos a e levados níveis de solicitações, tais como componentes utilizados na indústria aeronáutica e automobilística.

Com isto tem-se condições de otimizar a estrutura metalúrgica do material, bem como a obtenção de dados que permitam a elaboração de projetos mais econômicos.

Foram ensaiados corpos de prova temperados e revenidos nas temperaturas de 200°C, 400°C e 600°C.

Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaios MTS-810, eletro-hidráulica do tipo "closed loop".

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Fadiga - Resistência à Fadiga - Tensão Limite de Fadiga

Entende-se por fadiga a falha progressiva de um material sob aplicação de carga cíclica inferior ao nível de tensão requerido para causar a ruptura no carregamento estático [3].

O procedimento usual para a determinação da resistência à fadiga de um material é o ensaio de vários corpos de prova similares, submetidos individualmente a diferentes amplitudes de carregamento cíclico até ocorrer a falha, sendo esta definida como a ruptura total do corpo de prova. Desta maneira é obtida uma relação entre a amplitude da tensão nominal σ_a , e o número de ciclos para a falha N_f .

Uma curva $\sigma_a - N_f$ típica é esquematizada na Figura 1.

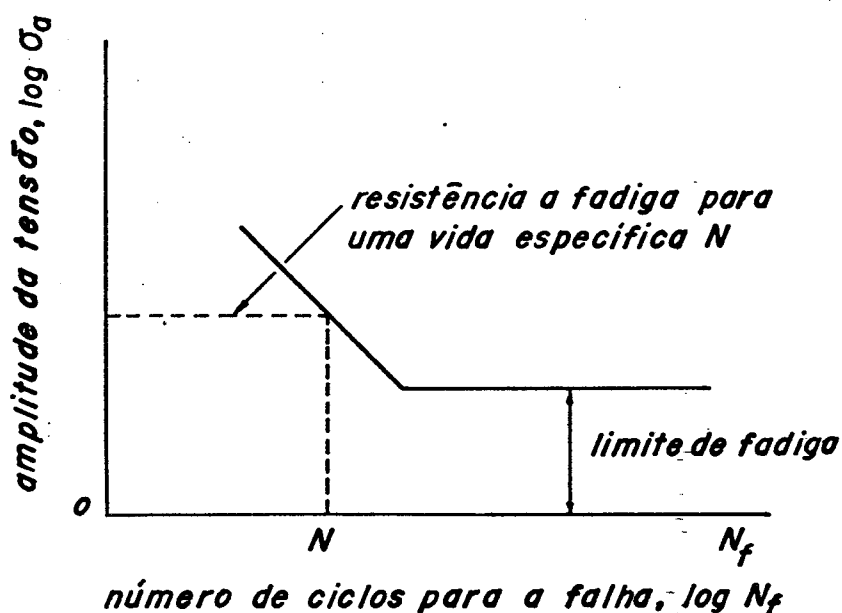


Figura 1 - Curva $\sigma_a - N_f$ esquematizada.

Com o decréscimo da sollicitação verifica-se um aumento do número de ciclos para que ocorra a ruptura, até ser atingida a tensão cíclica, na qual o corpo de prova ensaiado não rompe, parte horizontal da curva da Figura 1, denominada tensão limite de fadiga.

Para a maioria dos metais ferrosos estima-se que não ocorrendo a ruptura até 10^7 ciclos, o material não romperá por fadiga, caracterizando assim uma vida infinita [4]. Para os materiais não ferrosos, alumínio, cobre, magnésio e suas ligas, que não apresentam tensão limite de fadiga característica, a resistência a fadiga é definida [5] como sendo a máxima tensão cíclica que o material resistirá sem que ocorra a ruptura para um determinado critério de vida, normalmente em torno de 10^8 ou 5×10^8 ciclos. A Figura 2 mostra curvas $\sigma_a - N_f$ típicas para metais ferrosos e não ferrosos.

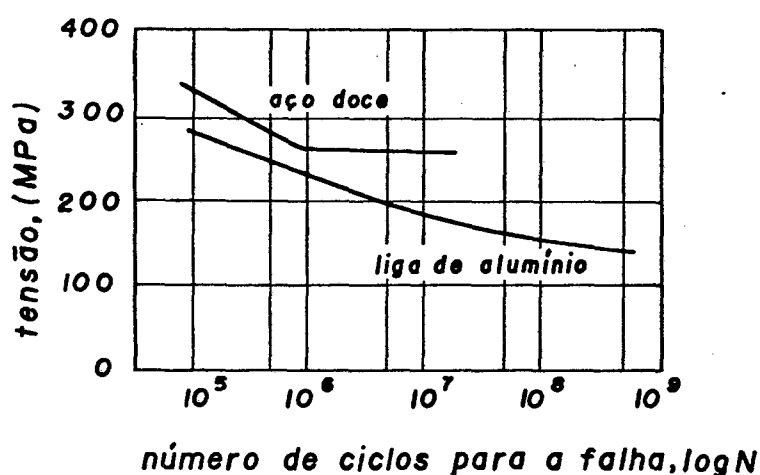


Figura 2 - Curvas $\sigma_a - N_f$ típicas para materiais ferrosos e não ferrosos [6].

Os ensaios de fadiga são realizados em máquinas especiais, que submetem os corpos de prova a um dos seguintes esforços cíclicos:

- tração
- tração-compressão
- flexão
- torção
- combinados.

Um ciclo de tensão é caracterizado por:

Tensão máxima $\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a$

Tensão mínima $\sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a$

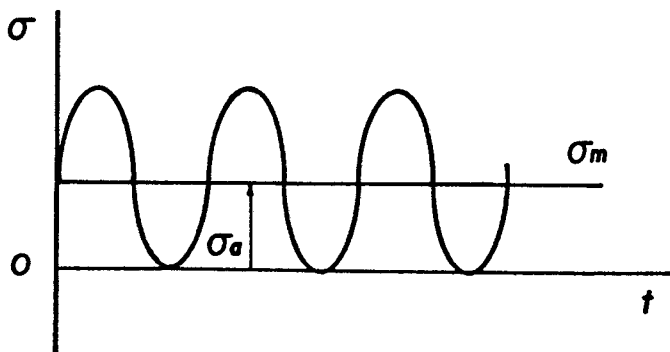
Tensão média $\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$

Amplitude do ciclo $\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$

Coefficiente de simetria do ciclo $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$

Os tipos mais comuns de carregamentos cíclicos utilizados nos ensaios de fadiga são:

a) Carregamento Repetido (Pulsante)



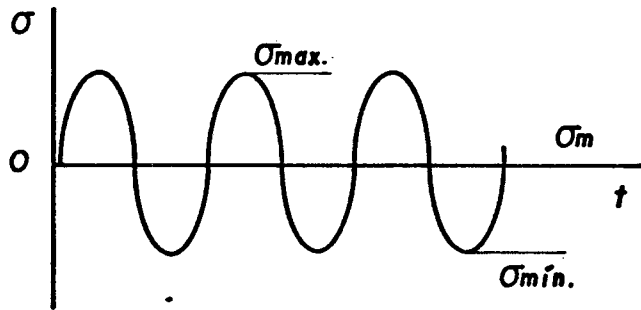
$$\sigma_{\max} = 2 \sigma_a$$

$$\sigma_{\min} = 0$$

$$\sigma_m = \sigma_a$$

$$R = 0$$

b) Carregamento Alternante



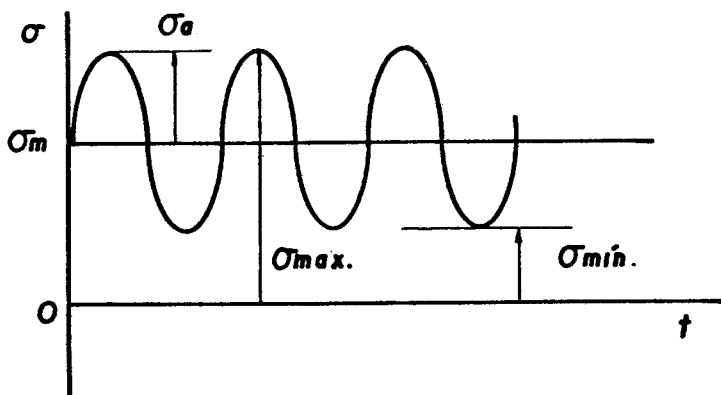
$$\sigma_{\max} = \sigma_a$$

$$\sigma_{\min} = -\sigma_a$$

$$\sigma_m = 0$$

$$R = -1$$

c) Carregamento Flutuante



$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a$$

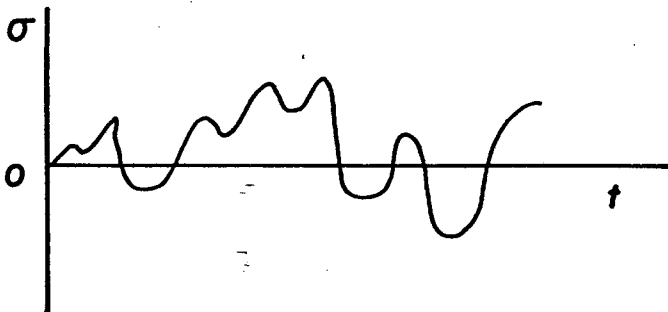
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

$$\sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

d) Carregamento Aleatório



Para os tipos a, b e c apresentados anteriormente, um ciclo completo compreende duas inversões no carregamento.

2.2. Fadiga de Baixo e Alto Número de Ciclos

Verificou-se que em algumas aplicações [3,6], tais como vasos de pressão, fuselagem pressurizada, mecanismos do trem de aterrissagem de aviões, componentes de armas, etc., a vida pode envolver somente algumas centenas ou milhares de ciclos de tensão. Nestas condições um material pode ser solicitado a níveis de tensão superiores ao do seu limite de fadiga.

Neste sentido, objetivando um aproveitamento mais racional do material ou a otimização das estruturas metalúrgicas no que se refere à resposta das mesmas quando submetidas a elevados níveis de solicitações cíclicas, torna-se necessário o conhecimento do comportamento dos materiais para uma vida finita.

A fadiga no regime de baixo número de ciclos é definida [7] como sendo a falha do material para valores de vida inferiores a 10^5 ciclos. Para ocorrer a ruptura nestas condições é necessário um nível de solicitação que conduza o material ao estado plástico, evidenciando assim uma deformação plástica macroscópica no regime de baixo número de ciclos. Em função desta solicitação ocorre a formação de inúmeras microtrincas, que com sua propagação e processo de absorção das menores pelas maiores resulta em poucas trincas remanescentes. Esta situação é referida como nucleação múltipla. Quando uma única frente de propagação é formada, geralmente originada de uma trinca que surge de um defeito microestrutural, o processo de nucleação é dito homogêneo. Em qualquer dos processos de nucleação a maioria das microtrincas surgem no início da vida, em torno de 1% desta [8,9].

Os ensaios de fadiga de baixo número de ciclos geralmente são realizados com controle de deformação, ou seja, a solicitação é fornecida em termos da deformação cíclica do material e não da tensão. Isto é feito para aproximar o máximo possível os ensaios ao problema real, para o qual os resultados serão aplicados. Como exemplo pode-se citar o carregamento cíclico originado de variações da temperatura, onde as deformações térmicas, total ou parcialmente impedidas causam tensões, ou o carregamento cíclico de uma estrutura elástica contendo pequenos locais de deformação plástica, tais como em pontos de concentração de tensões.

Já no regime de alto ciclo, onde predomina a deformação elástica, a nucleação de trincas é um evento bastante isolado, ocorrendo apenas a formação de poucas microtrincas e a propagação de uma delas é suficiente para provocar a ruptura [8].

Em síntese, no regime de fadiga de baixo ciclo, há predominância do processo de propagação da fissura sob altos níveis de deformação, enquanto que no regime de fadiga de alto ciclo a nucleação da trinca ocupa a maior parte da vida.

No que se refere ao mecanismo de falha, existem diferenças, pois no regime de baixo ciclo esta se apresenta similar à que ocorre quando da tração estática, enquanto que no regime de alto ciclo é configurada como mecanismo real de fadiga, que compreende o estágio I, onde ocorre a nucleação da trinca e sua propagação inicial ao longo dos planos de cisalhamento, o estágio II onde a propagação da trinca se realiza na direção normal às tensões principais e, finalmente, o estágio III onde ocorre a ruptura final [6]. Resumindo, as principais características

que diferenciam os dois regimes são |8|:

REGIME DE BAIXO CICLO

Equação de Coffin-Manson (eq. 26)

Relaxação da tensão média

Deformação plástica progressiva

Análise elasto-plástica

REGIME DE ALTO CICLO

Equação de Basquim (eq. 24)

Efeitos da tensão média

Propagação da trinca pela mecânica linear elástica de
fratura (MLEF)

Análise elástica

2.3. Comportamento Estático e Pseudoestático

Para a compreensão da fadiga dos materiais é necessário |10| um amplo conhecimento da resposta estática tensão-deformação dos mesmos, tais como: comportamento a tração, compressão, propriedades de fratura e comportamento pseudoestático como o encontrado quando ocorre a descarga na tração e consequente carregamento em compressão.

As relações básicas tensão - deformação são, geralmente, determinadas através de ensaios de corpos de prova cilíndricos sob carregamento axial, e definidas em relação às dimensões dos corpos de prova antes do ensaio.

As seguintes definições |10,11| são importantes para

a presente discussão, segundo Figura 3.

$$\text{Tensão nominal} \quad \sigma = \frac{F}{S_0} \quad (1)$$

$$\text{Deformação nominal} \quad \epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2)$$

$$\text{Tensão real} \quad \sigma_R = \frac{F}{S_i} \quad (3)$$

$$\text{Deformação real} \quad \epsilon_R = \ln \left(\frac{L_i}{L_0} \right) \quad (4)$$

As diferenças entre as propriedades reais e nominais são insignificantes na região de pequenas deformações. Antes de ocorrer a estrição localizada no corpo de prova, podem ser utilizadas as relações:

$$\epsilon_R = \ln (1 - \epsilon) \quad (5)$$

$$\epsilon_R = \sigma (1 - \epsilon) \quad (6)$$

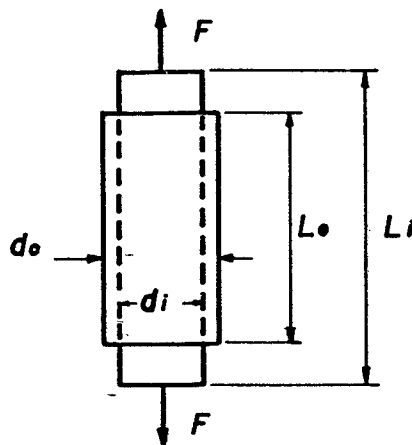


Figura 3 - Modelo de carregamento axial do corpo de prova.

No que se refere a resposta tensão - deformação do material (Figura 4), tem-se:

$$\text{Tensão limite de resistência} \quad \sigma_t = \frac{F_{\max}}{S_0} \quad (7)$$

$$\text{Tensão real à fratura} \quad \sigma_{R_f} = \frac{F_f}{S_f} \quad (8)$$

Este valor deve ser corrigido devido a distribuição triaxial de tensões que ocorre no corpo de prova a partir da estricção, através do fator de Bridgman segundo a fórmula:

$$B = \left| \left(1 - \frac{2R}{r}\right) \ln \left(1 - \frac{r}{2R}\right) \right|^{-1} \quad (9)$$

onde:

R = raio de curvatura da superfície externa do corpo de prova.

r = raio da seção onde ocorreu a estricção.

$$\text{Coeficiente de estricção} \quad Z = 100 \left(\frac{S_0 - S_f}{S_0} \right) \quad (10)$$

$$\text{Deformação real de fratura} \quad \epsilon_{R_f} = \ln \left(\frac{S_0}{S_f} \right) \quad (11)$$

ou

$$\epsilon_{R_f} = \ln \left(\frac{100}{(100 - Z)} \right) \quad (12)$$

Tensão limite convencional de escoamento $\sigma_{R_{e 0,2}}$ - é a tensão necessária para causar uma deformação plástica de 0,2%.

Expoente de encruamento n - é o expoente que a deformação plástica deve ser elevada para ser proporcional à tensão real. É tomado como sendo a inclinação de $\log \sigma_R$ vs $\log \epsilon_{Rp}$,

$$\sigma_R = k \cdot \epsilon_{Rp}^n \quad (13)$$

Coefficiente de resistência k - é a tensão real requerida para causar uma deformação plástica real unitária.

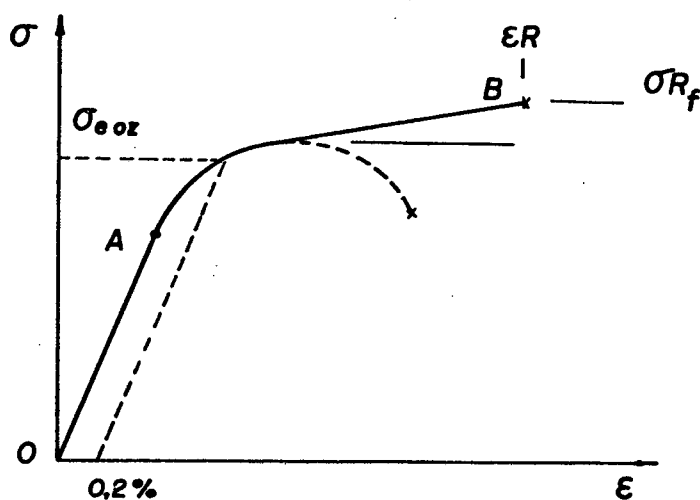


Figura 4 - Curva tensão - deformação monotônica.

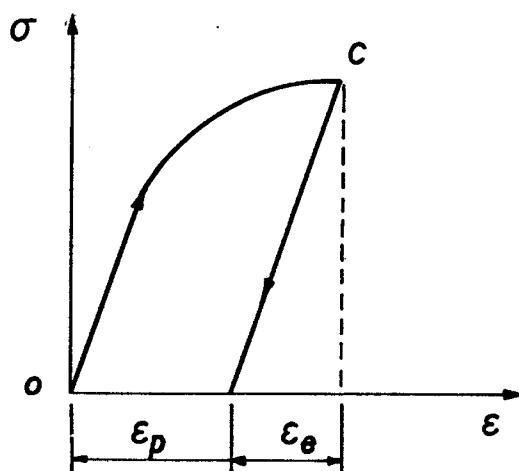


Figura 5 - Descarregamento do material no ponto C dentro da região plástica.

O comportamento elástico é representado pela porção linear inicial da curva. A deformação plástica ocorre acima do ponto A. Isto se torna evidente quando a carga é removida como mostra a Figura 5. A curva de descarregamento é paralela a linha elástica original.

Da curva tensão - deformação real pode-se obter:

$$\epsilon_{R_e} = \frac{\sigma_R}{E} \quad \text{Lei de Hooke}$$

$$\epsilon_{R_p} = \left(\frac{\sigma_R}{k}\right)^{\frac{1}{n}} \quad \sigma_R = k \cdot \epsilon_{R_p}^n$$

como:

$$\epsilon_{R_t} = \epsilon_{R_e} + \epsilon_{R_p}$$

tem-se:

$$\epsilon_{R_t} = \frac{\sigma_R}{E} + \left(\frac{\sigma_R}{k}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (14)$$

que é a representação matemática da curva tensão - deformação monotônica, obtida no ensaio de tração simples.

De acordo com a equação acima, todo ponto entre O e B na Figura 4, possui estas duas componentes de deformação, sendo que as deformações elásticas predominam entre O e A, onde é muito difícil medir deformações plásticas. Outra verificação é que em qualquer ponto entre O e B existe deformação elástica imediatamente recuperável.

Considerando o descarregamento e uma inversão na carga, ocorre o que é denominado de evento pseudoestático, pois si

tua-se entre o ensaio de tração ou compressão simples e o desenvolvimento pleno de um ciclo de carregamento ^[10]. Este inclui todas as situações possíveis de tensão e deformação que o material pode experimentar antes de completar o primeiro ciclo.

Observa-se que quando o carregamento é invertido, a curva tensão - deformação se desvia rapidamente da linha elástica, através do segmento BC, Figura 6. Este comportamento anelástico contrasta com o apresentado durante o carregamento inicial OA. O fenômeno é conhecido como efeito Bauschinger ^[6].

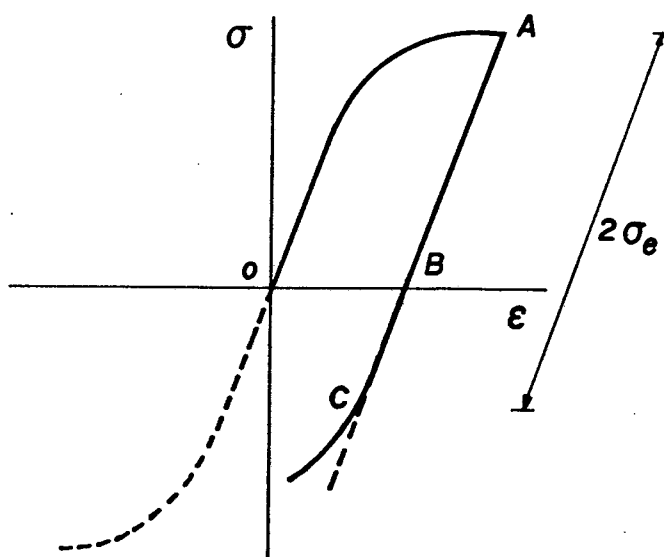


Figura 6 - Inversão do carregamento após tração dentro do regime plástico.

2.4. Carregamento Cíclico

Existem dois aspectos básicos para a compreensão dos efeitos das tensões e deformações cíclicas impostas, no comportamento a fadiga de um material, o primeiro é um conhecimento completo das condições de carregamento. O segundo aspecto refere-se à resposta do material para estas condições de carregamen

to impostas.

2.4.1. Condições de Carregamento Cíclico

As condições mais simples e mais utilizadas são aquelas onde o carregamento é periódico e uniformemente repetido como mostra a Figura 7.

A função que descreve o fenômeno do carregamento pode ser a tensão, o deslocamento ou a deformação. A tensão e a deformação são as mais utilizadas, pois permitem caracterizar melhor o comportamento do material ^[10].

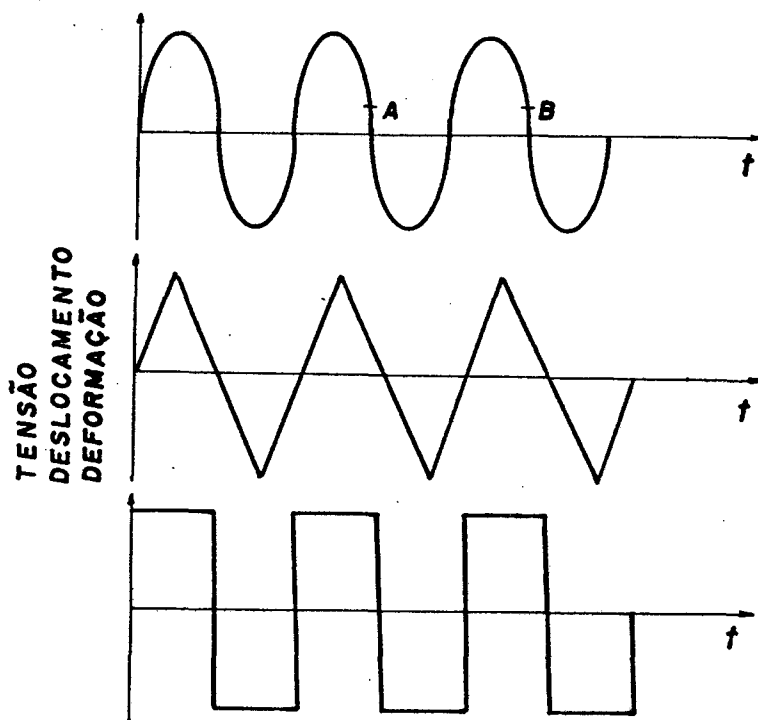


Figura 7 - Esquema do carregamento cíclico.

Uma descrição simples deste carregamento é feita da seguinte maneira: uma das variáveis é controlada de forma que os valores máximos são constantes no decorrer dos ciclos, sendo permitido à outra variar de acordo com as características do ma

terial. Um ciclo completo, por exemplo, entre os pontos A e B na Figura 7 inclui duas inversões no carregamento.

Quando o material é solicitado dentro do regime elástico, a tensão e a deformação são relacionadas entre si através do módulo de elasticidade E , como mostra a Figura 8.

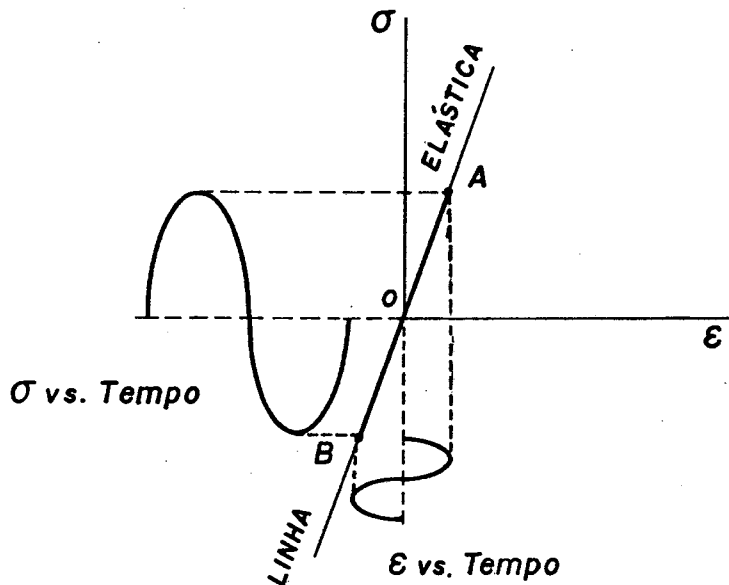


Figura 8 - Registro da tensão - deformação cíclica dentro do regime elástico.

Pode-se, na prática, visualizar o movimento cíclico entre A e B, através de registradores simultâneos e interdependentes dos sinais da tensão e da deformação.

Cargas que produzem deformação plástica conduzem à respostas tensão - deformação mais complexas do que a apresentada na Figura 8, sendo uma extensão do comportamento pseudoestático descrito anteriormente.

A Figura 9 mostra o registro da tensão - deformação cíclica, quando da presença de deformações plásticas. Um ciclo de

carregamento nestas condições desenvolve uma curva denominada laço de histerese, que baseado na variação da tensão e da deformação é a maneira mais indicada para descrever o comportamento de um material durante o carregamento cíclico. Sua propriedade mais importante é a capacidade de registrar a deformação plástica por ciclo. Esta deformação plástica é a quantidade física mensurável que permite a melhor relação com o fenômeno da fadiga, quando comparada aos outros fatores presentes no processo [10].

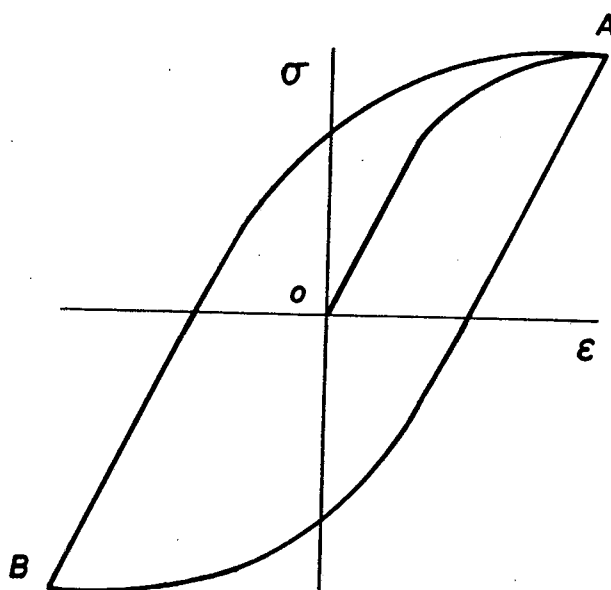


Figura 9 - Desenvolvimento de um laço de histerese.

2.4.2. Resposta do Material à Solicitações Cíclicas

Quando o material é solicitado ciclicamente dentro do regime plástico, geralmente ocorre um processo de amolecimento ou endurecimento cíclico.

Em poucos casos o material apresenta um comportamento estável.

Em controle de tensão, a função controlada possui uma amplitude constante σ_a , a variável independente, deformação, possui a mesma frequência que a carga imposta, porém sua amplitude varia de acordo com a resposta do material. No caso de endurecimento cíclico a resistência do material à deformação aumenta com o número de ciclos, resultando deformações menores sob uma mesma carga. Este processo é similar ao trabalho a frio na deformação monotônica. Para o amolecimento cíclico ocorre uma diminuição gradual da resistência à deformação, evidenciada pelo aumento na amplitude da deformação. Neste caso a situação torna-se facilmente instável quando a deformação por ciclo representar uma parcela elevada daquela verificada na ruptura estática.

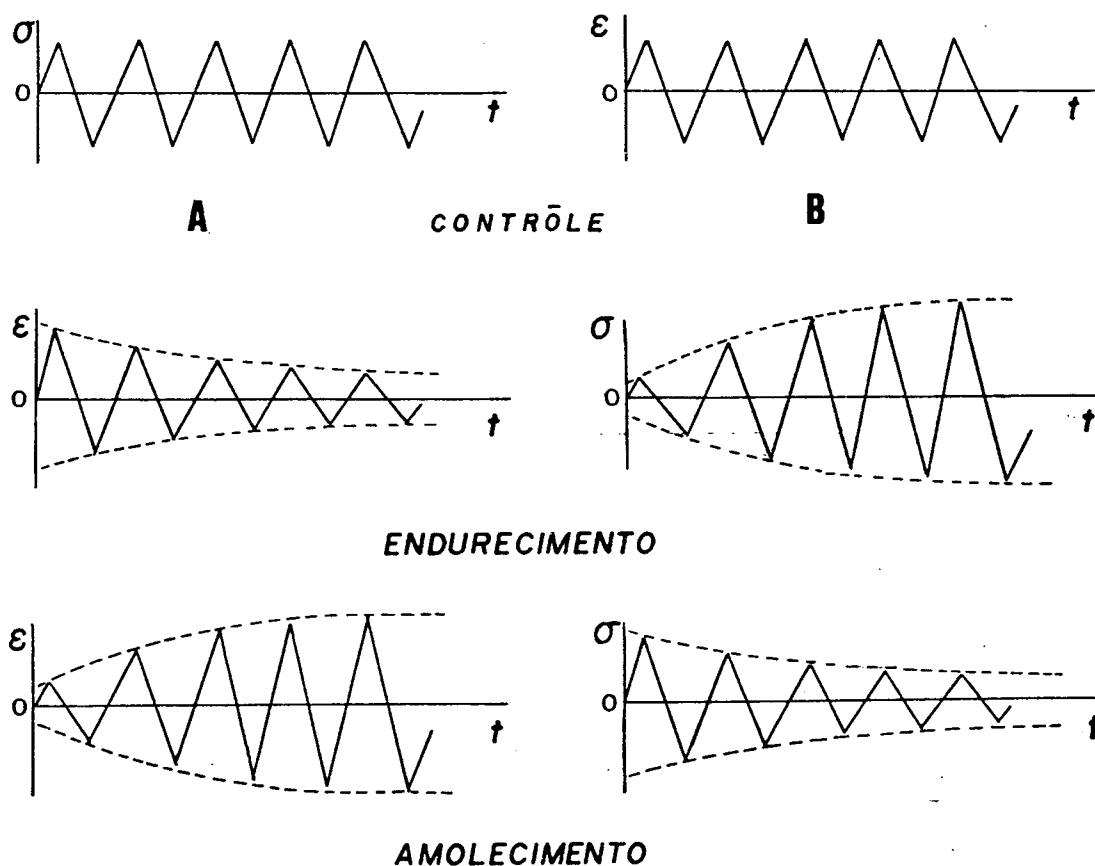


Figura 10 - Representação esquemática da resposta do material ao carregamento cíclico.

Quando a variável controlada é a deformação ϵ_a de amplitude constante, e a variável independente é a tensão, verifica-se respectivamente para o endurecimento e amolecimento cíclico um aumento e uma diminuição da tensão durante o carregamento. A Figura 10 esquematiza estes comportamentos para os dois casos, controle de tensão (A) e da deformação (B).

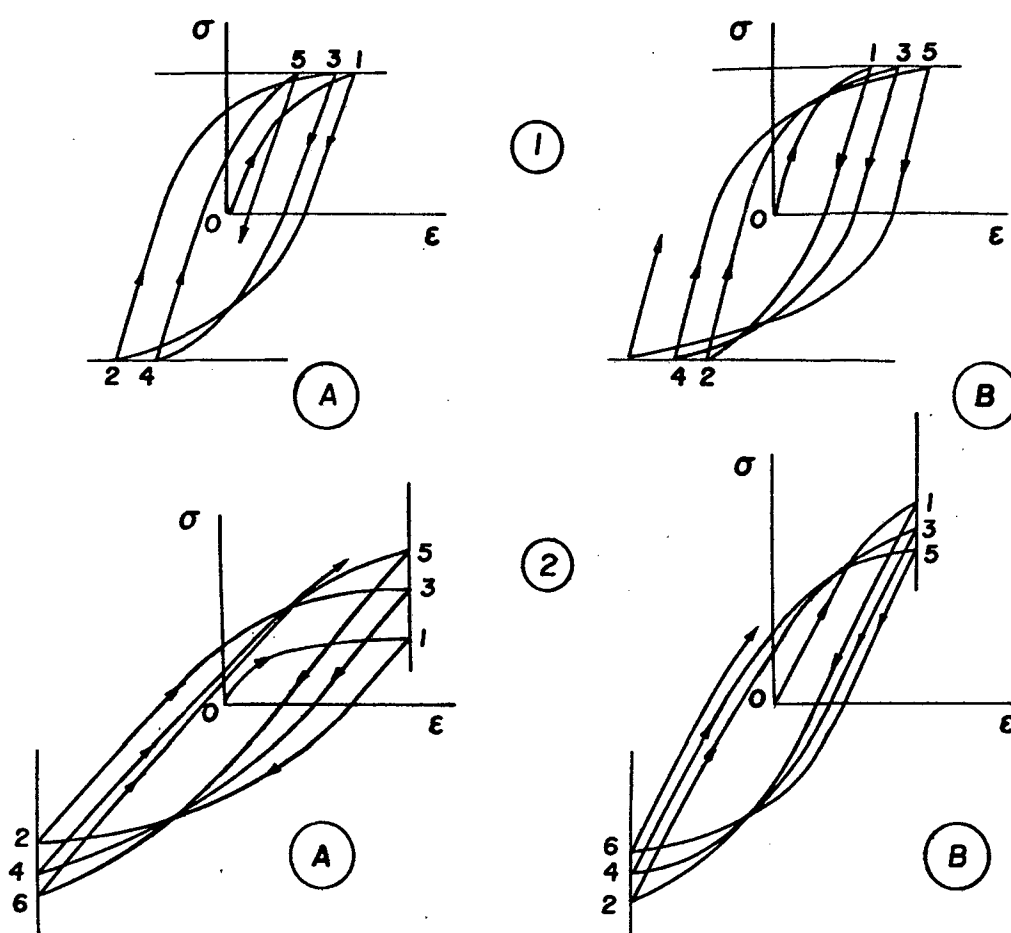


Figura 11 - Laços de histerese com resposta à solicitações cíclicas.

Em ambos os casos, ocorrem ajustamentos muito pequenos nas amplitudes da variável independente após a metade da vida, para um dado nível de solicitação cíclica.

As situações anteriormente descritas podem ser repre-

sentadas nos diagramas tensão - deformação como mostra a Figura 11, onde as situações (A) configuram um endurecimento cíclico e (B) amolecimento cíclico para as situações (1) controle de tensão e (2) controle de deformação.

2.4.3. Estimativa Quantitativa da Resposta do Material à Sollicitações Cíclicas a partir das Propriedades Monotônicas

O amolecimento ou endurecimento cíclico de um certo material, depende principalmente do seu estado inicial [12,13]. É amplamente aceito que os materiais recozidos endurecem enquanto que materiais trabalhados a frio tendem a amolecer. Para materiais com dureza intermediária segue-se pequenos ajustamentos cíclicos.

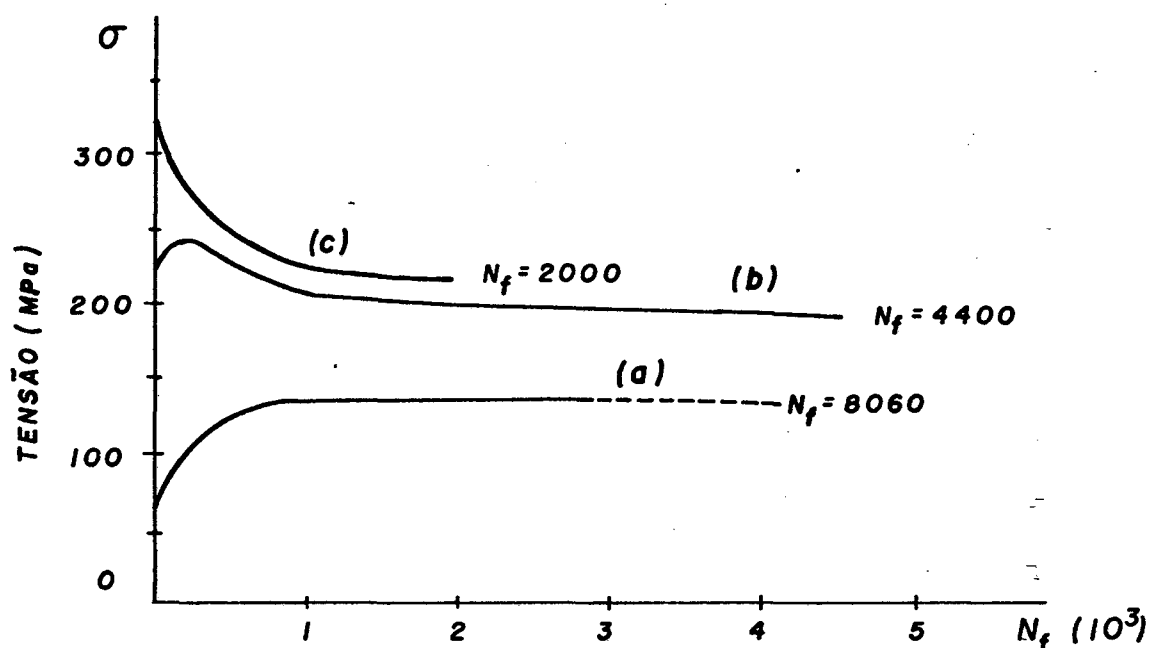


Figura 12 - Comportamento cíclico do cobre OFHC [10].

A Figura 12 apresenta o comportamento do cobre OFHC nas condições (a) completamente recozido; (b) parcialmente recozido e (c) trabalhado a frio, configurando o que anteriormente foi exposto.

Ocasionalmente podem ser observadas respostas diferentes em função de diferentes carregamentos cíclicos, é o caso do aço do tipo Armco, cuja curva tensão - deformação esquemática, Figura 13, mostra os níveis de tensão (a) que causam amolecimento e (b) que causam endurecimento cíclico [10].

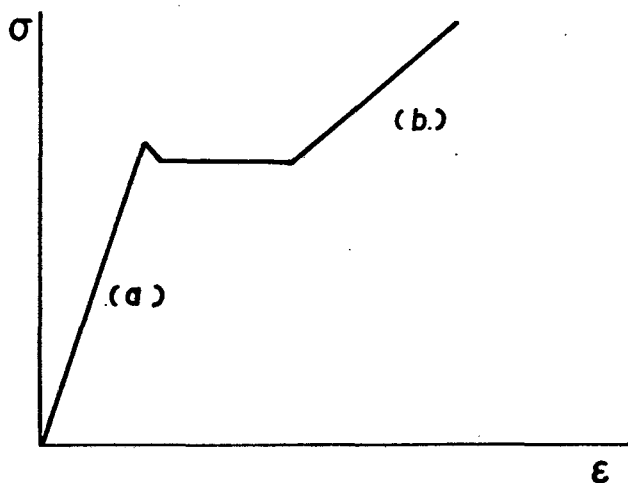


Figura 13 - Curva tensão - deformação esquemática para o aço do tipo Armco.

Uma maneira bastante simples de prever o comportamento cíclico de um determinado material, proposta por Smith, Hirschberg e Manson apud [12,14] é através da relação entre a tensão limite de resistência e a tensão limite convencional de escoamento (0,2%) obtidas no ensaio de tração simples. Para valores de $(\sigma_t / \sigma_{e0,2})$ menores que 1,2 indicam amolecimento cíclico, se maiores que 1,4 ocorrerá o endurecimento cíclico e pa

ra valores compreendidos entre 1,2 e 1,4, o comportamento do material é de uma relativa estabilidade, não sendo possível prever a resposta do mesmo.

2.5. Propriedades Tensão - Deformação Cíclica - Definições

Estas propriedades são determinadas através do ensaio de corpos de prova submetidos a deformação axial cíclica e definidas [11,13,15,16] como segue:

- Curva tensão - deformação cíclica - é o lugar geométrico dos máximos de tensão real de sucessivos laços de histerese estáveis, obtidos através do ensaio de corpos de prova para diferentes amplitudes de deformação. Um típico laço de histerese é mostrado na Figura 14(a). Na Figura 14(b) pode-se ver a curva tensão - deformação cíclica.

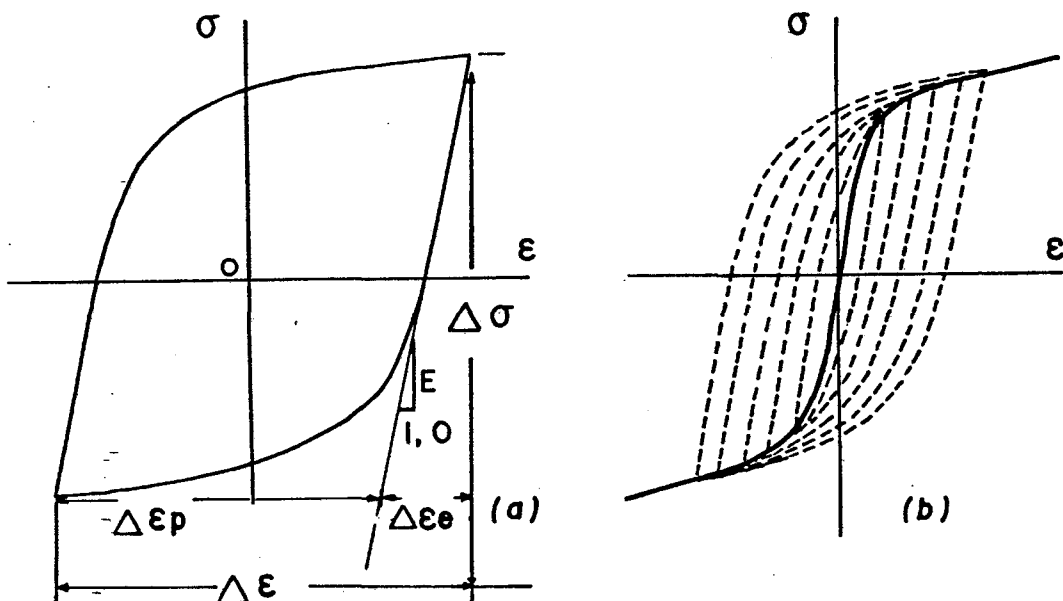


Figura 14 - Laço de histerese e curva tensão - deformação cíclica.

Da Figura 14(a) tem-se:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = \frac{\Delta \epsilon R_t}{2} - \frac{\Delta \epsilon R_e}{2} \quad (15)$$

como:

$$\frac{\Delta \epsilon R_e}{2} = \frac{\Delta \sigma R}{2E} \quad (\text{Lei de Hooke}) \quad (16)$$

Substituindo-se (16) em (15), tem-se:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = \frac{\Delta \epsilon R_t}{2} - \frac{\Delta \sigma R}{2E} \quad (17)$$

- Tensão limite convencional de escoamento cíclica $\sigma'_{e0,2}$ - é a tensão requerida para causar uma deformação plástica de 0,2% na curva cíclica tensão - deformação.
- Expoente de encruamento cíclico n' - é o expoente no qual a amplitude da deformação plástica precisa ser elevada para ser proporcional a amplitude da tensão. Seu valor é obtido da inclinação de $\log \frac{\Delta \epsilon R_p}{2}$ vs $\log \frac{\Delta \sigma R}{2}$.
- Coeficiente de resistência cíclico k' - é a tensão real requerida para causar uma deformação plástica unitária na equação:

$$\frac{\Delta \sigma R}{2} = k' \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} \right)^{n'} \quad (18)$$

como já citado anteriormente, a resposta tensão - deformação

de um aço pode mudar significativamente quando submetido a deformações cíclicas dentro da região de deformações plásticas. Em vista disto, a curva tensão - deformação cíclica caracteriza melhor a resposta de um aço nestas condições.

A equação da curva tensão - deformação pode ser reduzida utilizando-se as propriedades cíclicas.

Assim, da equação (17), vem:

$$\frac{\Delta \epsilon_{Rt}}{2} = \frac{\Delta \sigma R}{2E} + \frac{\Delta \epsilon_{Rp}}{2} \quad (19)$$

Da equação (18):

$$\frac{\Delta \epsilon_{Rp}}{2} = \left(\frac{\Delta \sigma R}{2k'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (20)$$

Substituindo-se (20) em (19), tem-se:

$$\frac{\Delta \epsilon_{Rt}}{2} = \frac{\Delta \sigma R}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma R}{2k'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (21)$$

Existem vários métodos para a determinação da curva tensão - deformação cíclica, entre os quais pode-se citar [13]:

- Ensaio de passo múltiplo - consiste em submeter um corpo de prova a diversos níveis sequenciais de amplitude de deformação cíclica. O número de ciclos em cada nível deve ser suficiente para garantir a estabilidade do laço de histerese, mas o menor possível, para evitar possíveis danos por fadiga. A superposição dos laços de histerese estabilizados permitem

obter, através da união dos vértices dos mesmos, a curva tensão - deformação cíclica, ver Figura 14(b).

- Ensaio de passo incremental - submete-se o corpo de prova a blocos de amplitude de deformação gradualmente decrescentes e em seguida crescentes, como mostra a Figura 15. Um valor máximo para a amplitude de deformação de $\pm 1,5$ a $\pm 2,0\%$ é suficiente para estabilizar o material, sem o perigo de causar a estricção ou romper o mesmo antes de atingir o estado estável. A curva cíclica é, então, determinada pelo lugar geométrico dos extremos dos laços de histerese superpostos. Geralmente a curva é obtida após três ou quatro blocos de variação na amplitude da deformação.

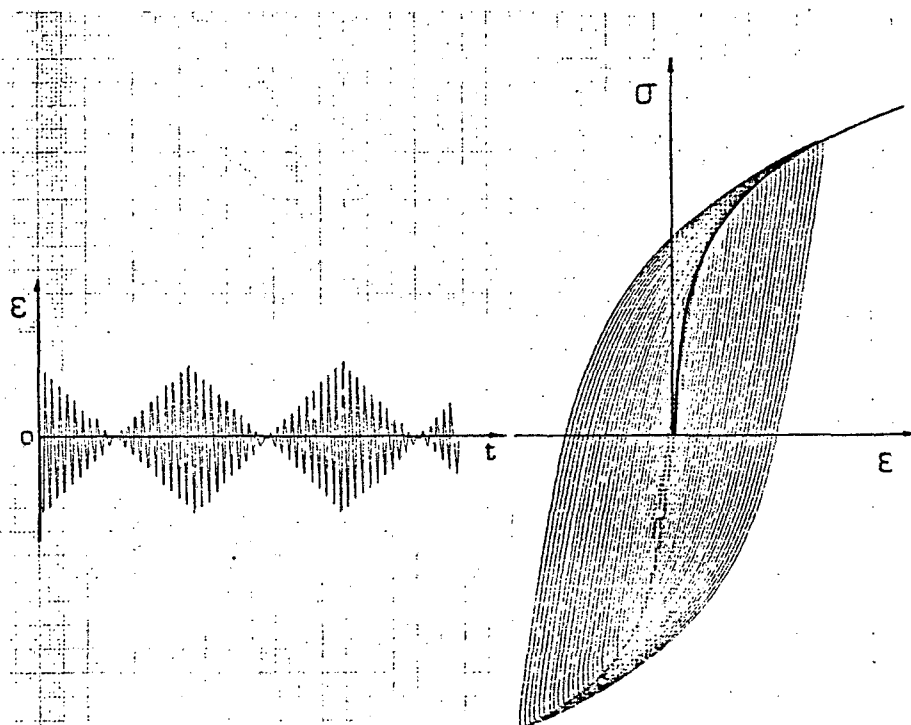


Figura 15 - Ensaio de passo incremental com a curva cíclica obtida.

- Tração monotônica após estabilização cíclica do material - neste método traciona-se o corpo de prova até a ruptura após uma série de aplicações de blocos de deformação como no método anterior. O ensaio de tração deve ser conduzido após a aplicação de um bloco de deformações decrescentes e após estabilizados os laços de histerese.
- Ensaio progressivo - outro processo para a obtenção da curva cíclica tensão - deformação é através da utilização dos laços de histerese diretamente obtidos no ensaio. Para diferentes amplitudes de deformação registra-se a tensão correspondente para a metade da vida. Este procedimento conduz a pontos discretos sobre a curva tensão - deformação cíclica.

2.6. Mudanças nas Propriedades Mecânicas devido ao Carregamento Cíclico

Baseando-se no que foi descrito anteriormente, é razoável se fazer uma análise das possíveis mudanças nas propriedades mecânicas causadas pelo carregamento cíclico.

A taxa de variação das propriedades mecânicas sofre uma influência significativa ao longo de um ensaio. Esta influência é máxima nos primeiros ciclos, algo em torno de 10 a 20% da vida de fadiga. Permanecendo constante as condições de controle, um material se ajustará rapidamente à sua condição de equilíbrio, que é refletida por um laço de histerese praticamente estável [12].

A curva tensão - deformação cíclica está situada acima

da curva monotônica para os materiais que endurecem, e abaixo para os materiais que amolecem ciclicamente.

Sabe-se que cada metal possui uma gama de resistência ou dureza em potencial que poder ser alcançada por meio de conformação a frio, recozido e tratamentos térmicos, etc.. Se um metal está inicialmente mole, ele endurecerá ciclicamente. No caso de se apresentar inicialmente duro, ocorrerá o amolecimento. Em ambos os casos a tendência é um estado intermediário que reflete um certo grau de equilíbrio, pois um metal neste estado sofre apenas pequenas modificações quando submetido ao carregamento cíclico.

O estado inicial é refletido pelo expoente de encruamento monotônico n . Para a maioria dos metais o expoente de encruamento cíclico n' está compreendido entre 0,10 e 0,20 ^[13], conseqüentemente, se o valor de n é baixo, caracterizando um metal endurecido, ocorrerá um aumento no valor de n' , em consequência do amolecimento cíclico. Se n apresenta-se alto, caracterizando um material mole, em consequência do endurecimento cíclico, o valor de n' diminuirá. Este comportamento está esquematizado na Figura 16.

Em função das solicitações cíclicas podem ocorrer modificações substanciais na resistência à deformação dos metais e seu significado prático é importante no projeto de peças sujeitas à fadiga. A resistência de um metal puro completamente recozido pode aumentar de um fator de cinco ou mais, ou ser reduzida de um fator igual a dois se o estado inicial apresentar um alto grau de deformação a frio ^[13]. A Figura 17 mostra curvas monotônicas e cíclicas para vários materiais.

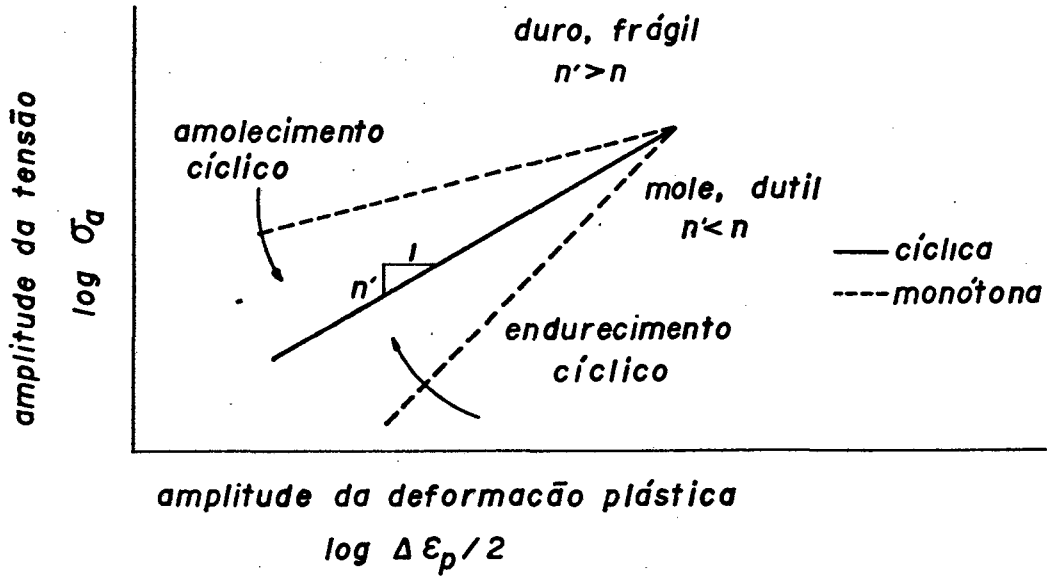


Figura 16 - Comparação entre os expoentes de encruamento cíclico e monotônico.

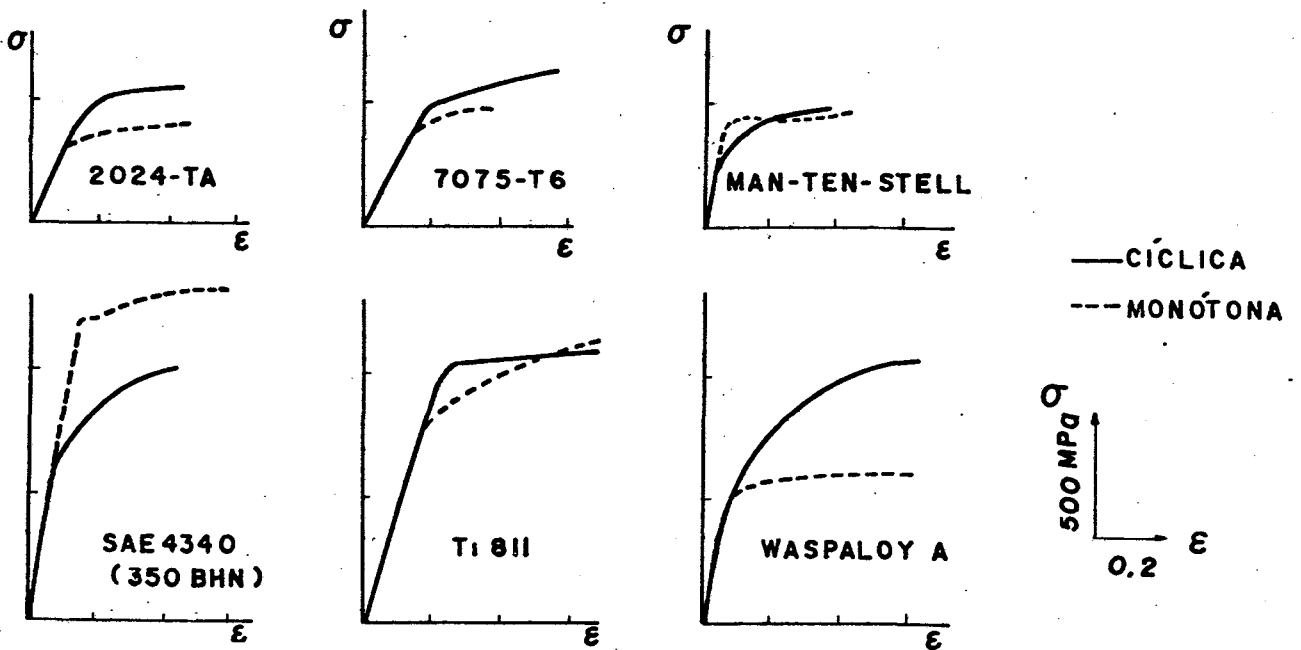


Figura 17 - Curvas tensão-deformação monotônicas e cíclicas [13].

Os efeitos do carregamento cíclico sobre as proprieda

des mecânicas estão resumidas no quadro abaixo |13|.

Quadro 1 - Mudanças nas propriedades mecânicas.

PROPRIEDADE MECÂNICA	EFEITO
<p>E, módulo de elasticidade</p> <p>Dureza</p> <p>σ_{R_t}, tensão de resistência</p> <p>$\sigma_{Re0,2}$</p>	<p>Efeito insignificante.</p> <p>Estas são as propriedades do escoamento, pois estão relacionadas com a facilidade com que a deformação plástica pode ocorrer. São todas potencialmente alteradas pelo carregamento cíclico. Se o metal endurecer ciclicamente elas aumentam, se amolecer elas diminuem.</p>
<p>Z, coeficiente de estricção</p> <p>σ_{R_f}, resistência real à ruptura</p> <p>ϵ_{R_f}, deformação de ruptura</p>	<p>Estas propriedades podem ser classificadas como de fratura, pois elas são a medida da resistência à fratura. Podem ser modificadas, mas em menor grau do que as de escoamento.</p>
<p>n, expoente de encruamento</p>	<p>É uma propriedade de escoamento, e pode ser bastante modificada pelo carregamento cíclico. Todos metais parecem ajustar-se a um n' entre 0,10 - 0,20.</p>

Conclui-se, do anteriormente exposto, que as propriedades de escoamento determinadas no ensaio de tração simples, podem não refletir a capacidade de um material resistir à deformações repetidas. Logo, estas propriedades devem ser determinadas após completadas as mudanças das mesmas, como consequência

das solicitações cíclicas.

Sob o aspecto metalúrgico, o amolecimento ou endurecimento cíclico, como consequência do carregamento dentro da região de deformações plásticas, é explicado com base na teoria de discordâncias da seguinte maneira: a baixa densidade de discordâncias em um material no estado inicial mole aumenta rapidamente com o carregamento cíclico, resultando o endurecimento, até atingir uma configuração estável característica do material para o nível de solicitação. Na condição inicial endurecido, ocorre um rearranjo de discordâncias conduzindo à uma configuração que oferece menor resistência à deformação e consequente amolecimento |24|.

2.7. Propriedades de Fadiga sob Deformação Cíclica

A resistência dos materiais à fadiga é, geralmente, relacionada com o número de inversões para causar a ruptura com base em uma amplitude de deformação ou carga constante.

As propriedades aqui definidas |10,11,13,15|, são determinadas através do ensaio de corpos de prova sob controle da amplitude da deformação. Como o ciclo de deformação envolve deformações plásticas, a situação pode ser analisada de acordo com a Figura 18.

As componentes elástica e plástica da deformação são, respectivamente:

$$\Delta \epsilon_{R_e} = \overline{XT} + \overline{QY} = 2 \cdot \left(\frac{\Delta \sigma R}{2E} \right) = \frac{\Delta \sigma R}{E} \quad (22)$$

$$\Delta \epsilon R_p = \overline{TQ} = \Delta \epsilon R_t - \frac{\Delta \sigma R}{E} \quad (23)$$

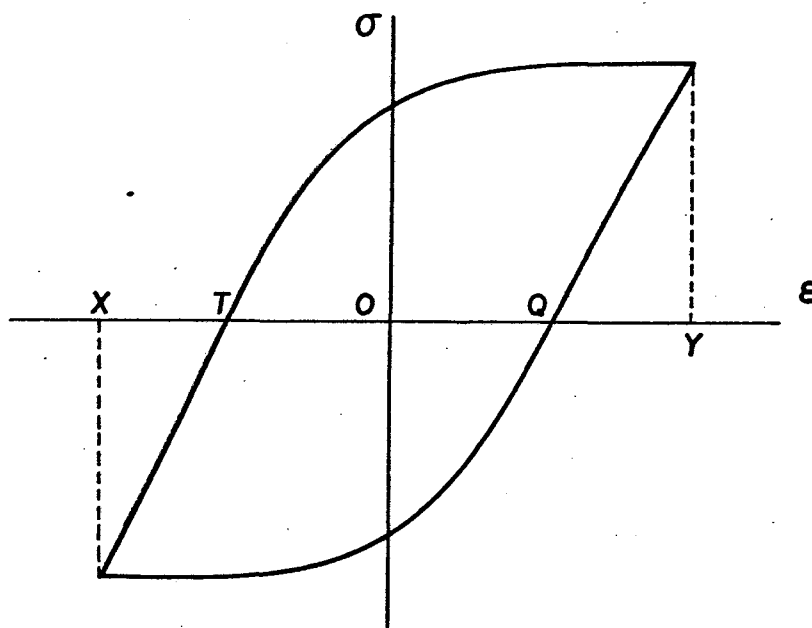


Figura 18 - Laço de histerese mecânica.

Observa-se que a medida que $\Delta \epsilon R_p$ diminui, a amplitude da deformação torna-se menor e a deformação total aproxima-se da elástica. É importante salientar que a falha por fadiga só ocorre quando existem deformações plásticas [10], não significando que para uma tensão nominal abaixo da de escoamento esta será controlada a ocorrência da falha, pois mesmo nestas condições podem ocorrer deformações plásticas localizadas.

Será feita uma análise para as deformações elásticas, plásticas e total.

Para o caso das deformações elásticas a seguinte lei foi proposta por Basquim [13]:

$$\frac{\Delta \varepsilon R_e}{2} \cdot E = \sigma R_a = \sigma R_f' \cdot (2N_f)^b \quad (24)$$

ou

$$2N_f = \left(\frac{\sigma R_a}{\sigma R_f'} \right)^{\frac{1}{b}} \quad (25)$$

Onde:

b - expoente de resistência à fadiga - é aquele no qual a vida em inversões ($2N_f$), deve ser elevada para ser proporcional a amplitude da tensão real. É tomado como sendo a inclinação de $\log \frac{\Delta \sigma R}{2}$ vs $\log 2N_f$. Seu valor está compreendido entre:

$$- 0,07 \text{ a } - 0,12 \text{ segundo [15],}$$

ou

$$- 0,05 \text{ a } - 0,12 \text{ segundo [13].}$$

$\sigma R_f'$ - coeficiente de resistência à fadiga - é a tensão real requerida para causar a ruptura em uma inversão. É tomado como sendo a inclinação da curva $\log \frac{\Delta \sigma R}{2}$ vs $\log 2N_f$, para $2N_f = 1$. Na prática $\sigma R_f' \approx \sigma R_f$.

Observando-se a equação (24), conclui-se que para se atingir um valor elevado de $2N_f$ deve-se ter um $\sigma R_f'$ elevado, ou seja, um material com elevada resistência.

A Figura 19 mostra a representação desta equação. Este regime de fadiga aqui analisado conduz à vidas com elevado número de ciclos, devido às pequenas deformações envolvidas.

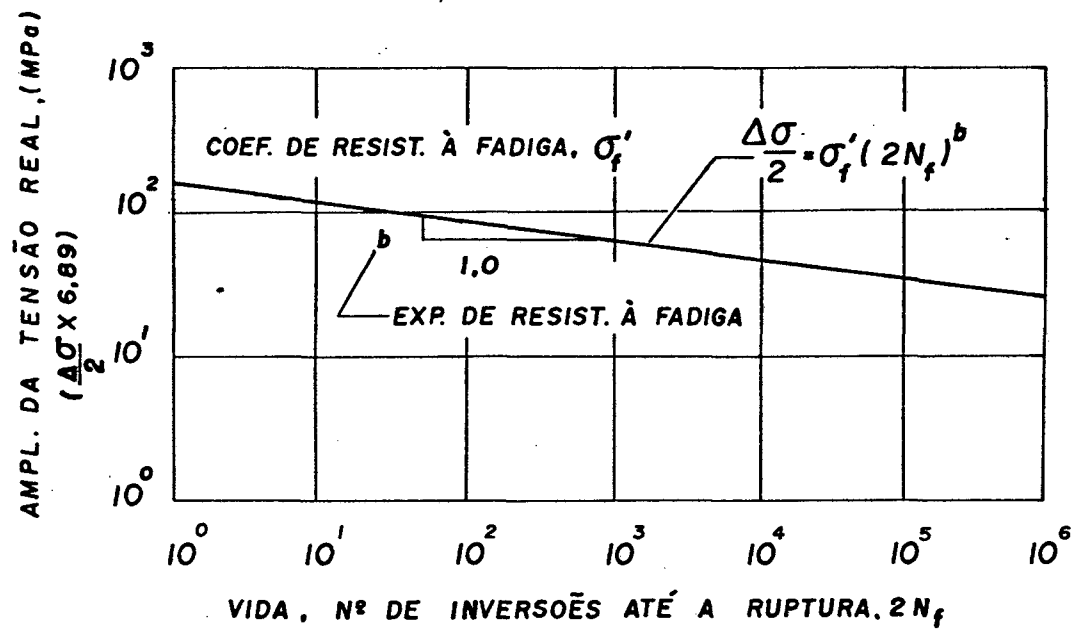


Figura 19 - Curva tensão - vida do aço 1020 laminado a quente [11].

Quando se considera fadiga envolvendo deformações plásticas, a seguinte expressão, conhecida como relação de Coffin - Manson, descreve bem o fenômeno:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = \epsilon R_f' \cdot (2N_f)^c \quad (26)$$

ou

$$2N_f = \left(\frac{\Delta \epsilon R_p}{2 \epsilon' R_f} \right)^{\frac{1}{c}} \quad (27)$$

Onde:

c - Expoente de utilidade à fadiga - é aquele no qual a vida em reversões ($2N_f$), necessita ser elevada para ser propor-

cional a amplitude da deformação. Seu valor está compreendido entre - 0,5 e - 0,7, sendo que o valor - 0,6 é mais representativo ^[13].

ϵ'_{R_f} - Coeficiente de ductilidade à fadiga - é a deformação real requerida para causar a ruptura em uma inversão. É tomada como sendo a intersecção da curva $\log \Delta \epsilon_{R_p}$ vs $\log 2N_f$, para $2N_f = 1$. Seu valor está compreendido entre ϵ_{R_f} e $\epsilon_{R_f}/2$ em magnitude. Para os aços está compreendido entre 0 e 1. Supondo $\sigma'_f = \sigma_f$ pode-se calcular ϵ'_{R_f} através de ^[13]:

$$\epsilon'_{R_f} = 0,002 \cdot \left(\frac{\sigma'_{R_f}}{\sigma_{Re0,2}} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (28)$$

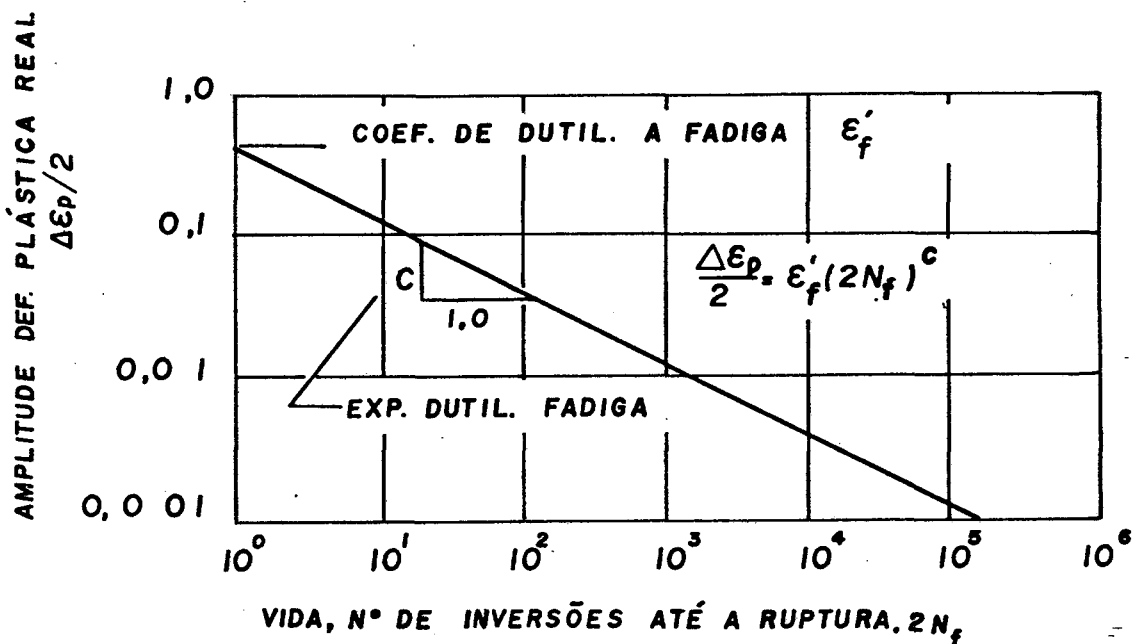


Figura 20 - Curva deformação plástica - vida do aço 1020 laminado a quente ^[11].

Observando a equação (26), conclui-se que para se a-

tingir um valor elevado de $2N_f$, o material deve apresentar grande ductilidade. Observações experimentais indicam que para este caso é de interesse que o material exiba também grande capacidade de encruamento.

A equação (26) está representada na Figura 20.

Considerando agora a deformação total, pode-se escrever:

$$\frac{\Delta \epsilon R_t}{2} = \frac{\Delta \epsilon R_e}{2} + \frac{\Delta \epsilon R_p}{2} \quad (29)$$

Substituindo-se (24) em (26), na equação (29) tem-se:

$$\frac{\Delta \epsilon R_t}{2} = \frac{\sigma'_f R_f}{2} \cdot (2N_f)^b + \epsilon'_f R_f \cdot (2N_f)^c \quad (30)$$

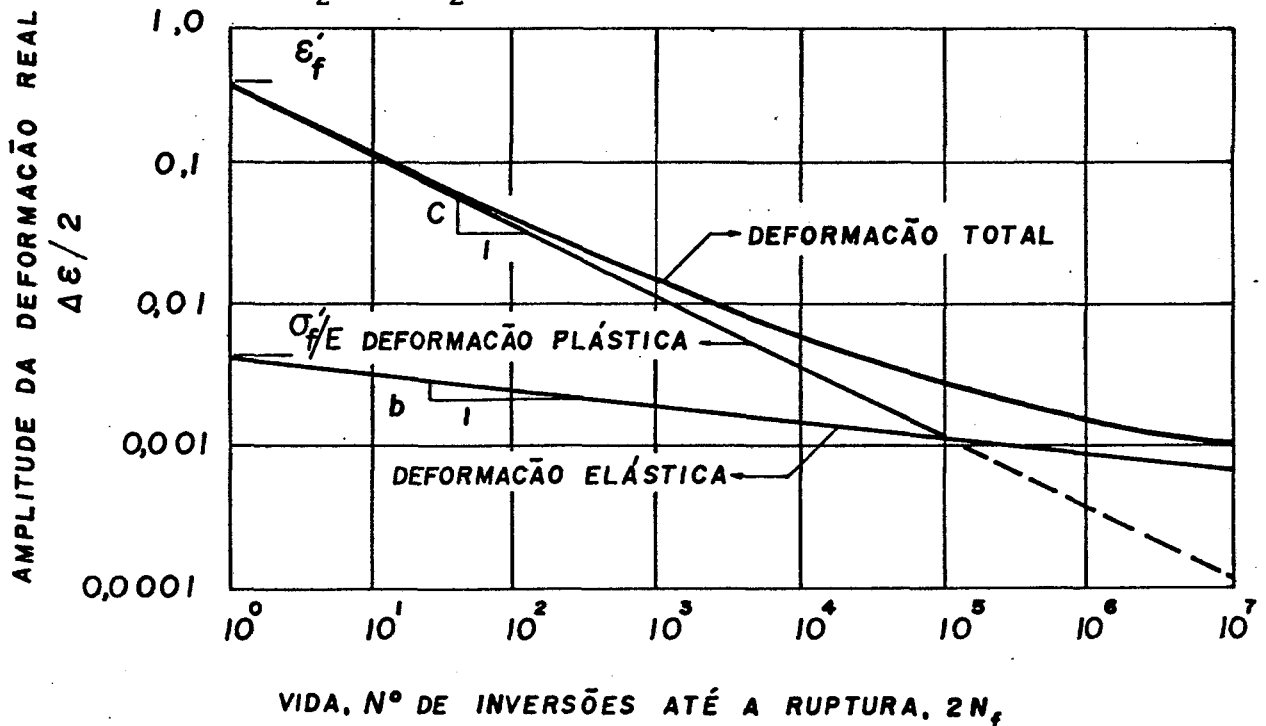


Figura 21 - Vida do aço 1020 laminado à quente como função da amplitude da deformação elástica, plástica e total [11].

A Figura 21 mostra as curvas da deformação elástica, plástica e total vs o número de inversões, superpostas em um único gráfico.

Observa-se que para altos valores de $\Delta \varepsilon R_t / 2$ deve-se utilizar materiais dúteis, enquanto que para valores baixos é indicada a utilização de materiais de alta resistência.

O ponto onde as componentes da deformação elástica e plástica são iguais é denominado transição da vida de fadiga e denotado por $2N_T$. Sua importância reside no fato de poder ser utilizado como um ponto de referência bastante útil, para caracterizar em qual dos regimes de fadiga, baixo ou alto ciclo, ocorreu a falha de um determinado material [8].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Conforme já citado anteriormente, o objetivo do presente trabalho é a investigação experimental do efeito da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas e, em especial, no comportamento à fadiga de baixo número de ciclos de um aço de baixa liga e alta resistência.

Para este fim foram necessárias certas técnicas e procedimentos experimentais, os quais serão descritos neste capítulo.

3.1. Material

Os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração monotônica e fadiga de baixo número de ciclos, foram obtidos a partir de barras de 19,05 mm de diâmetro do aço VM 40 (similar ao ABNT 4340), fabricado pela AÇOS VILLARES S/A..

O Quadro 2 fornece a composição química das duas barras usadas para a confecção dos corpos de prova.

Quadro 2 - Composição química da liga - % em peso.

ELEMENTO	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
AMOSTRA 1	0,46	0,65	0,032	0,022	1,55	1,98	0,38
AMOSTRA 2	0,46	0,65	0,030	0,023	1,58	1,98	0,38

O Quadro acima mostra que as diferenças encontradas na composição química das duas barras é insignificante, não in-

fluenciando no comportamento do material.

3.2. Confeção dos Corpos de Prova

Para a determinação das propriedades mecânicas estáticas e cíclicas, foram utilizadas duas geometrias de corpos de prova.

Os corpos de prova para a realização dos ensaios estáticos foram confeccionados segundo as normas da ABNT - NBR 6152.

Após usinados nas suas dimensões finais apresentaram a configuração geométrica da Figura 22.

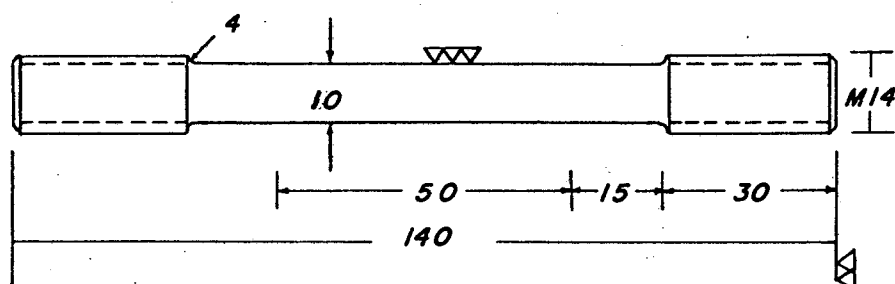


Figura 22 - Configuração geométrica dos corpos de prova utilizados nos ensaios estáticos.

A forma e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de fadiga de baixo número de ciclos, em virtude da não existência de normas, são baseados em informações provenientes de trabalhos realizados neste campo [7,13,17,18,19], recaindo a escolha na configuração que melhor se adapte aos equipamentos existentes e aos dados a serem obtidos.

Entre os fatores que devem ser considerados, pode-se citar:

- a) Disponibilidade de material - este fator frequentemente limita o tamanho e forma dos corpos de prova.
- b) Forma da seção útil - é governada pelo tipo de ensaio executado e dos dados experimentais a serem obtidos. Quando se deseja informações completas sobre a história da tensão-deformação durante o decorrer do ensaio do tipo tração-compressão, particularmente quando a fadiga é investigada no regime de baixo número de ciclos, onde a deformação plástica em cada ciclo de carregamento dificulta a relação entre a tensão e a deformação, a utilização de corpos de prova cilíndricos é mais significativa comparado com os outros métodos de ensaio ^[17]. Para os ensaios cíclicos foi escolhido um corpo de prova com a configuração geométrica da Figura 23, por apresentar uma série de vantagens em relação aos corpos de prova cilíndricos e seção útil uniforme, tais como:
- a deformação pode ser medida e controlada na seção transversal onde ocorre a ruptura;
 - podem ser produzidas no material deformações de compressão relativamente grandes, sem o perigo de flambagem do corpo de prova.

Existe menor probabilidade de que as falhas internas ou superficiais possam afetar os resultados, pois somente uma pequena parcela do corpo de prova é exposta à deformação máxima.

- c) Capacidade do equipamento - os corpos de prova devem ser dimensionados de acordo com a capacidade do equipamento de ensaio empregado. Da mesma forma as extremidades rosqueadas dos corpos de prova geralmente utilizadas para a fixação dos

mesmos no sistema de garras, devem ser projetadas de tal maneira que assegure a ocorrência da ruptura na seção útil do corpo de prova. Usualmente é satisfatória uma relação entre as áreas da extremidade rosqueada e da seção reduzida de 4 a 6 [13].

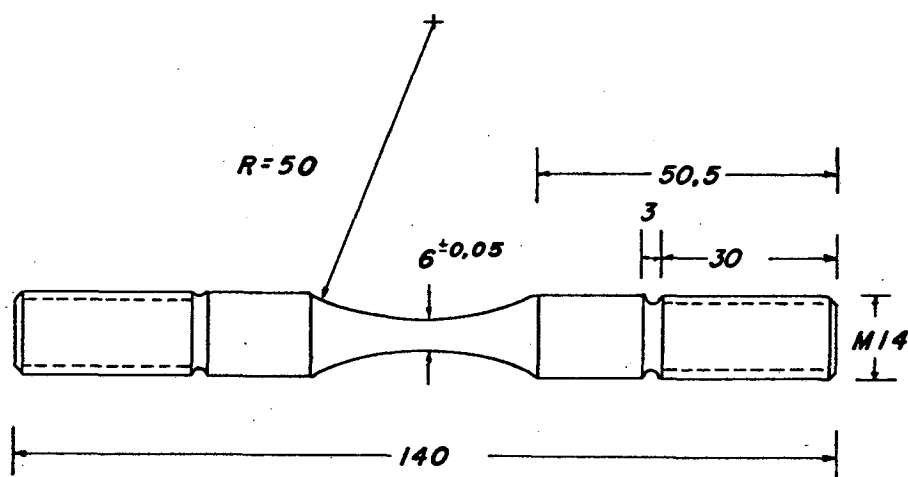


Figura 23 - Configuração geométrica dos corpos de prova utilizados nos ensaios cíclicos.

d) Acabamento superficial - É um parâmetro importante a ser considerado no projeto e confecção dos corpos de prova. Deve-se evitar possíveis marcas de ferramentas ou riscos no sentido circunferencial, as quais poderiam funcionar como concentradores de tensão, ocasionando uma ruptura prematura dos corpos de prova.

A especificação E 606-80 da ASTM, recomenda para os ensaios de fadiga de baixo número de ciclos as geometrias apresentadas na Figura 24.

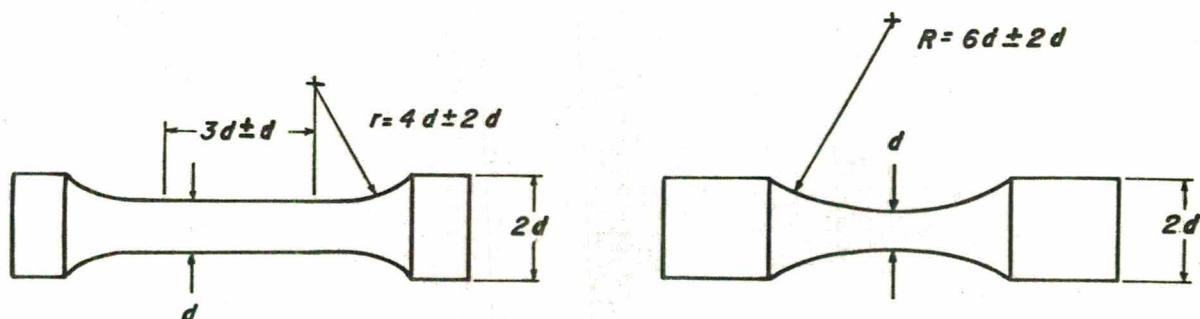


Figura 24 - Corpos de prova recomendados pela ASTM.

3.3. Tratamentos Térmicos e sua Caracterização

Após a confecção dos corpos de prova, os mesmos foram encapsulados em tubos de vidro para posterior tratamento térmico, evitando-se desta maneira o contato com a atmosfera do forno e conseqüente oxidação e/ou descarbonetação superficial.

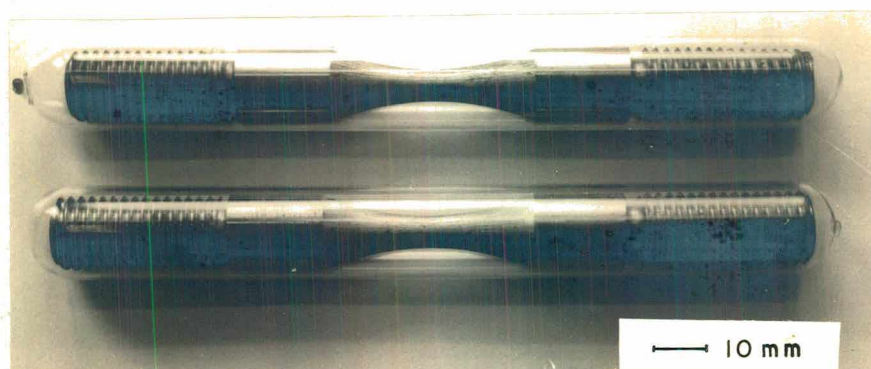


Figura 25 - Vista dos corpos de prova encapsulados em tubos de vidro.

Os tratamentos térmicos foram executados em três etapas.

Na primeira, os corpos de prova foram pré-aquecidos lentamente até a temperatura de 650°C, evitando-se, assim, dois

inconvenientes relativo ao choque térmico, ou seja, possível ruptura dos invólucros de vidro e o empenamento do corpo de prova.

Na segunda etapa os corpos de prova foram transferidos para um outro forno, com a temperatura já estabilizada de 840°C, lá permanecendo o tempo suficiente para a completa austenitização, seguindo-se o resfriamento em óleo.

A última etapa se constitui do revenido nas temperaturas de TR = 200°C, 400°C e 600°C, respectivamente, para cada um dos três lotes de corpos de prova, por um tempo de 30 minutos e resfriados ao ar.

A caracterização em termos de dureza dos três lotes de corpos de prova após os tratamentos térmicos é representada no quadro abaixo.

Quadro 3 - Caracterização dos tratamentos térmicos.

DUREZA	TEMPERADO	TR=200°C	TR=400°C	TR=600°C
BRINELL *	534	477	375	235
ROCKWELL C	53	49	40	22

* VALORES CONVERTIDOS

3.4. Ensaio Estático de Tração

Os ensaios foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaios, marca WOLPERT, modelo TESTATRON 100 KN. Os alongamentos foram medidos com auxílio de um extensômetro indutivo marca WOLPERT, tipo ZV 1069-01.

As seguintes propriedades mecânicas do material foram

determinadas:

- Tensão real de fratura (σ_{R_f})
- Limite convencional de escoamento real $(\sigma_{R_{e0,2}})$
- Tensão limite de resistência real (σ_{R_t})
- Coeficiente de estrição (Z)
- Alongamento (A)
- Deformação real de fratura (ϵ_{R_f})
- Expoente de encruamento (n)
- Coeficiente de resistência monotônico (k)
- Módulo de elasticidade (E)

3.5. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga de baixo número de ciclos foram realizados em um equipamento de ensaio MTS série 810, 100 KN.

Este equipamento eletro-hidráulico do tipo "closed loop" permite a realização de ensaios mecânicos com controle das variáveis: carga, deformação ou deslocamento.

A seguir será descrito o procedimento para a execução dos ensaios de fadiga de baixo número de ciclos no referido equipamento.

Para que a sequência de montagem dos corpos de prova seja compreendida, se faz necessária uma descrição do sistema de garras de metal fundente (Cast Metal Grips) modelo 644.35-01, 100 KN.

Este sistema de garras auto-alinhantes utilizado para o ensaio de corpos de prova com extremidades rosqueadas nos en-

saio de tração, compressão e fadiga, é constituído por uma garra superior do tipo convencional, rigidamente rosqueada no travessão, e uma garra inferior constituída por uma montagem cujo esquema pode ser visto no Figura 26.

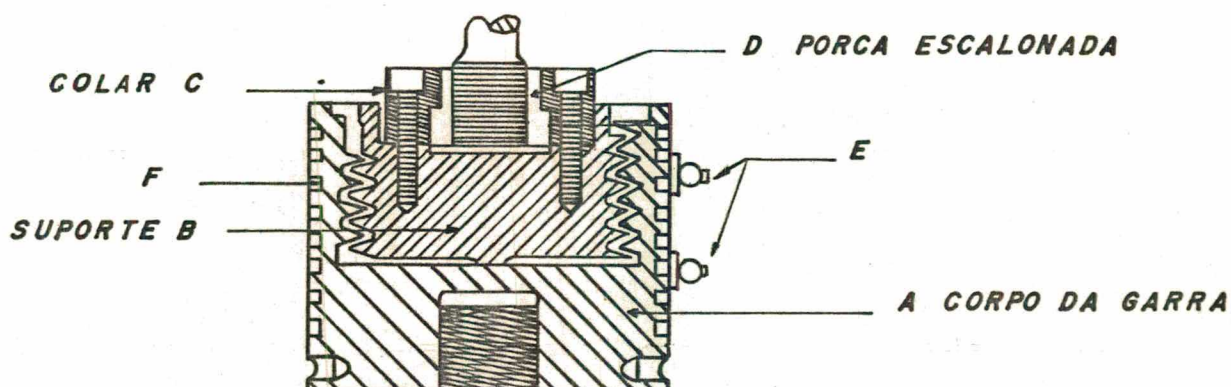


Figura 26 - Esquema do sistema de garras auto-alinhantes.

Esta consiste das seguintes partes:

- Corpo da garra A - no qual estão localizadas as conexões E para as mangueiras que fazem o suprimento de vapor ou água fria, conforme se está aquecendo ou resfriando o corpo da garra, através dos canais de circulação internos F.
- Suporte auto-alinhante B - este é rosqueado na cavidade central do corpo de prova. Estas duas partes são conectadas entre si por meio de uma liga de baixo ponto de fusão (Wood's metal - 50% Bi; 25% Pb; 12,5% Sn; 12,5% Cd; ponto de fusão 60°C). O suporte possui a liberdade de se movimentar no interior do corpo da garra quando a liga de baixo ponto de fusão está liquefeita, em virtude da folga existente no ajuste destas duas peças.

- Colar C e porca escalonada D - este conjunto é responsável pela fixação do corpo de prova no suporte auto-alinhante e eliminação da folga no sentido axial.

A sequência para a montagem dos corpos de prova é a seguinte:

- Fixação do corpo de prova na garra inferior.
- Elevação do pistão do hidráulico em controle de carga e baixa pressão.
- Alimentação de vapor e conseqüente liquefação da liga de baixo ponto de fusão.
- Fixação do corpo de prova na garra superior.
- Refrigeração do corpo da garra inferior e conseqüente solidificação da liga de baixo ponto de fusão, tornando assim o sistema novamente rígido.

Maiores detalhes desta montagem podem ser encontradas nas referências |7,20|.

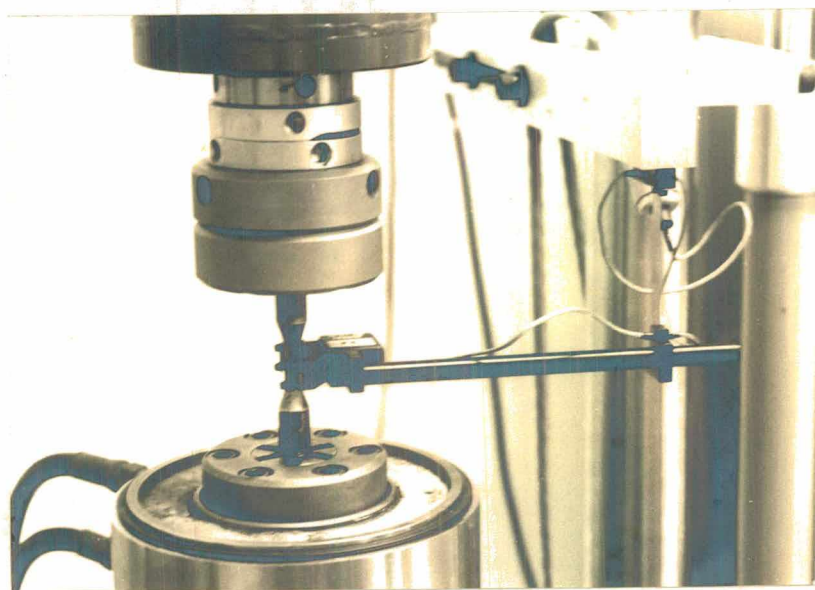


Figura 27 - Vista do sistema de garras.

Para a medida da deformação foi utilizado um extensômetro diametral ajustável MTS, modelo 632.19C-20, série 147.

Como a variável de interesse a ser medida e controlada nos ensaios de fadiga de baixo número de ciclos é a deformação axial, foi necessário converter a deformação diametral, diretamente obtida durante o ensaio, nesta última.

A deformação diametral foi continuamente convertida em deformação axial, através da utilização de um computador analógico "Axial Strain Computer", modelo 440.38, de acordo com o esquema da Figura 28.

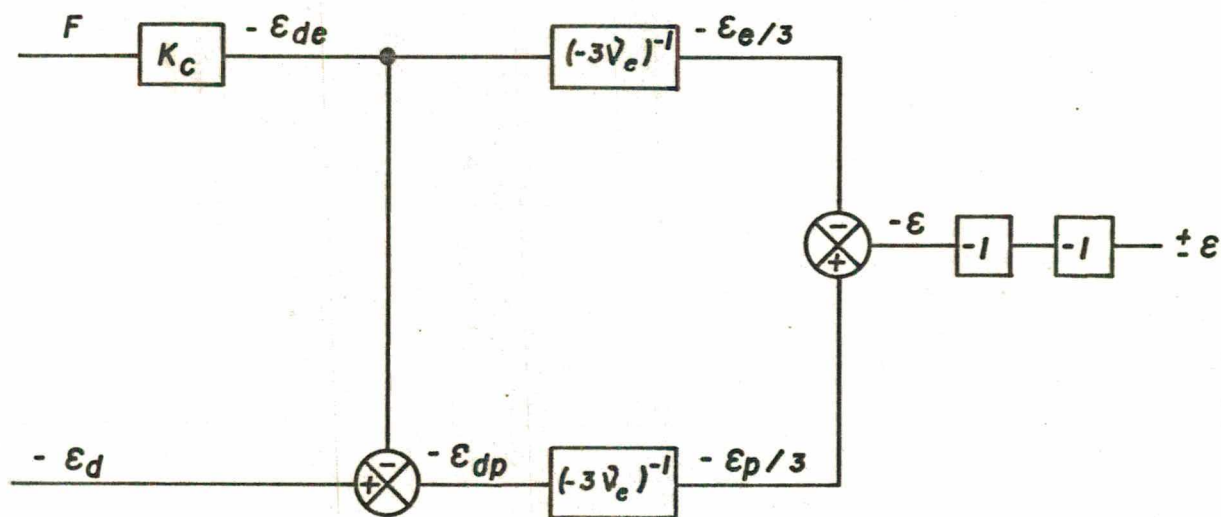


Figura 28 - Esquema para o cálculo da deformação axial.

Onde:

F = carga, sinal fornecido pela célula de carga.

ϵ_{R_d} = deformação diametral, sinal do extensômetro diametral.

ν_e = coeficiente de Poisson elástico, este valor foi calcula

do para cada lote ensaiado através da seguinte fórmula:

$$v_e = -S \cdot E \cdot \frac{\epsilon_{Rde}}{F}$$

$\frac{\epsilon_{Rde}}{F}$ = valor obtido através do registro da deformação diâmetral elástica vs força, em um ensaio cíclico dentro do regime elástico de um corpo de prova representativo de cada lote.

S = área da seção transversal do corpo de prova no diâmetro mínimo, onde é instalado o extensômetro diâmetral.

E = módulo de elasticidade, obtido dos gráfico tensão real vs deformação real nos ensaios estáticos de tração.

v_p = coeficiente de Poisson plástico, fixado em 0,5 [15].

ϵ_R = deformação axial.

K_C = constante cujo valor é: $v_e/S \cdot E$

Maiores detalhes quanto ao procedimento para a execução dos ensaios com a utilização do extensômetro diâmetral associado com o "Axial Strain Computer" são encontrados nas referências [15,18,19].

Com o corpo de prova instalado, o extensômetro posicionado no diâmetro mínimo do corpo de prova, o passo seguinte é a seleção da forma da onda deformação-tempo desejada e a frequência na qual o ensaio será realizado. Isto é feito através do Gerador de Função, modelo 410.31.

A forma da onda deformação-tempo selecionada para a

execução dos ensaios no presente trabalho foi a senóide, Figura 29 abaixo.

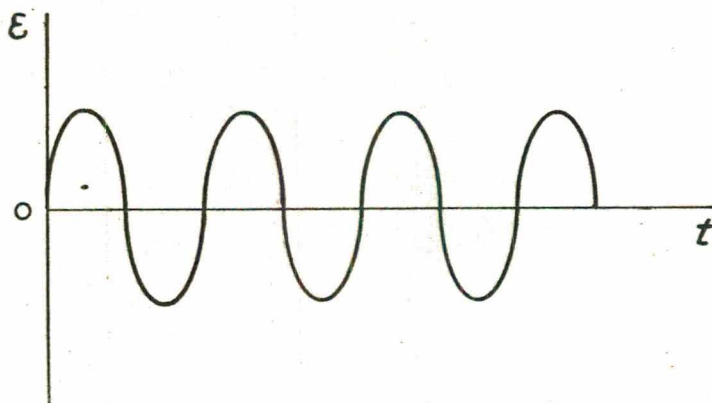


Figura 29 - Forma da onda deformação-tempo.

A utilização desta forma de onda resulta numa variação contínua da taxa de deformação durante o ciclo de aplicação da deformação, assim sendo, deve-se evitá-la para o ensaio de materiais sensíveis à variação da taxa de deformação [7].

A frequência da onda deve ser ajustada de tal maneira que a variação da taxa de deformação seja constante em todos os ensaios do mesmo lote para diferentes amplitudes de deformação.

Uma prática adotada é selecionar frequências maiores para menores amplitudes de deformação, este procedimento apresenta duas vantagens:

- Duração menor dos ensaios com pequena amplitude de deformação.
- A tendência de manter a mesma taxa máxima de deformação em ambos os ensaios de longa e baixa duração.

Apesar do equipamento de ensaio possuir uma capacida-

de para frequências até 100 Hz, o registrador gráfico e as características dinâmicas do extensômetro limitam a frequência utilizada durante a realização dos ensaios.

No presente trabalho, os ensaios foram conduzidos com frequências entre 0,1 e 0,5 Hz quando a ruptura era esperada ocorrer até 10^3 ciclos e entre 0,5 a 0,9 Hz quando para um número maior de ciclos.

Os corpos de prova foram ensaiados entre amplitudes de deformação que variaram entre:

$$\frac{\Delta \epsilon_{R_t}}{2} = 0,0075 \text{ a } 0,03$$

Para fixar a amplitude da deformação no valor desejado, seleciona-se no painel de controle, modelo 442, um intervalo de deformação que contenha as amplitudes a serem medidas. O passo seguinte é o ajuste do "Span I" para uma porcentagem entre 0 e 100, do intervalo selecionado anteriormente, que corresponda ao valor procurado para a amplitude da deformação escolhida.

No decorrer dos ensaios foi utilizado um registrador X-Y MTS, modelo 431.13, para o registro da amplitude da deformação vs carga, Figura 30.

A determinados intervalos os laços de histerese foram registrados, Figura 31, para a análise do comportamento do material e posterior construção dos diagramas deformação (total, plástica, elástica) ou tensão vs vida.

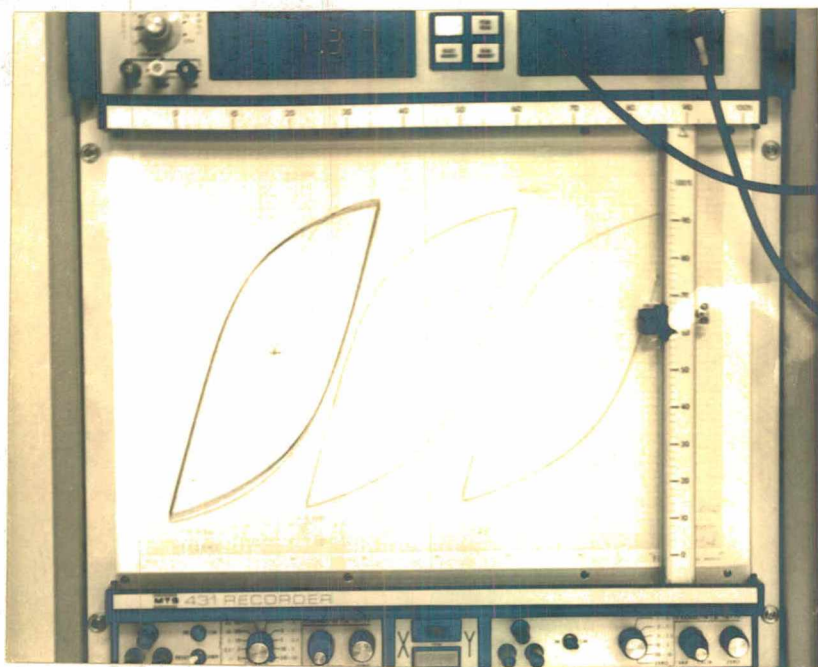


Figura 30 - Registrador X-Y MTS utilizado.

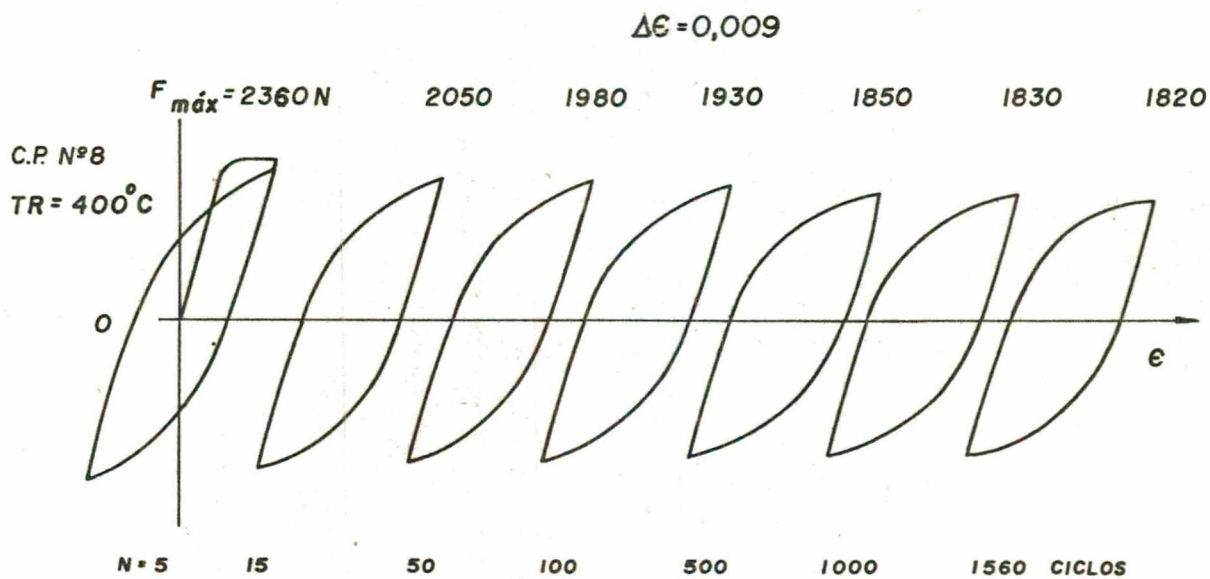


Figura 31 - Registro dos laços de histerese no decorrer de um ensaio.

Antes de iniciar o ensaio faz-se a seleção do sinal da variável a ser controlada no "Feedback Selector" modelo 443.31.

No presente trabalho esta variável foi a deformação. Em seguida liga-se a alta pressão do hidráulico e faz-se pequenos ajustes, para garantir uma carga média nula no corpo de prova.

Uma vez iniciado o ensaio, os limites de deformação e a resposta da carga são registrados em um registrador X-Y podendo-se fazer pequenos ajustes através dos controles "Set Point" e "Span 1", assegurando assim os limites de deformação anteriormente programados.

O ensaio prossegue até ocorrer a falha do corpo de prova. Uma indicação da existência de uma fissura no corpo de prova, corresponde a um decréscimo na carga de tração e um ponto de inflexão na parte compressiva do laço de histerese, como mostra a Figura 32.

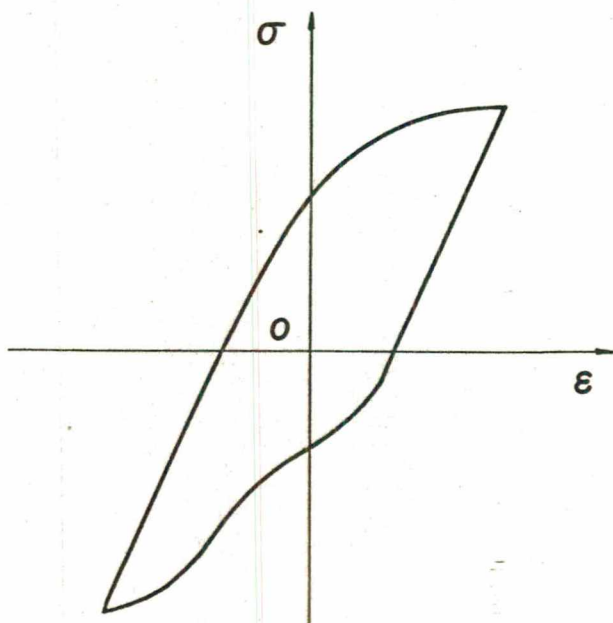


Figura 32 - Ponto de inflexão na parte compressiva do laço de histerese indicando a presença da fissura no corpo de prova.

Ocorrendo a ruptura do corpo de prova anota-se o número de ciclos no registrador do painel.

A análise e apresentação dos dados através dos laços de histerese registrados no decorrer dos ensaios, permitem obter as seguintes propriedades cíclicas e de fadiga do material:

- expoente de ductilidade à fadiga (c)
- coeficiente de ductilidade à fadiga ($\epsilon' R_f$)
- expoente de resistência à fadiga (b)
- coeficiente de resistência à fadiga ($\sigma' R_f$)
- limite convencional de escoamento cíclico ($\sigma' R_{e0,2}$)
- expoente de encruamento cíclico (n')
- coeficiente de resistência cíclico (k')

A Figura 33 apresenta uma vista geral do equipamento utilizado na realização dos ensaios cíclicos.

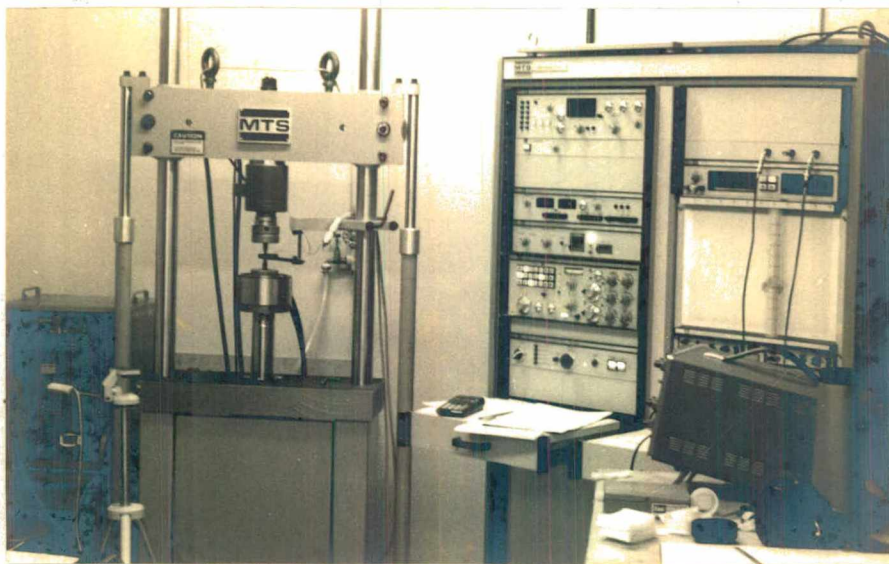


Figura 33 - Vista geral do equipamento.

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS E SUA ANÁLISE

4.1. Análise Metalográfica

Para uma melhor caracterização dos lotes de corpos de prova empregados na realização dos ensaios de fadiga de baixo número de ciclos, executou-se a análise metalográfica dos mesmos.

As estruturas observadas nas micrografias dos corpos de prova do material em estudo, são apresentadas nas Figuras 34, 35 e 36, representativas das temperaturas TR = 200°C, 400°C e 600°C, respectivamente.

Observa-se na Figura 34, temperado e revenido a 200°C, uma estrutura martensítica com presença de austenita retida, na Figura 35, temperado e revenido a 400°C, martensita revenida, e na Figura 36, temperado e revenido a 600°C, caracterizando-se pela deteriorização da martensita em cementita globular e ferrita.

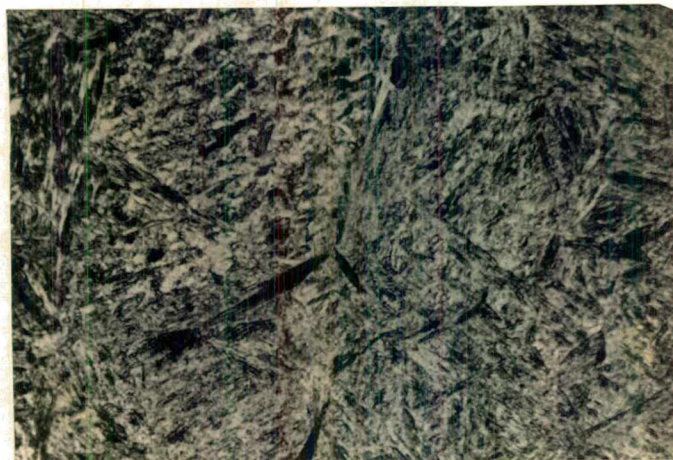


Figura 34 - Micrografia representativa do material temperado e revenido a 200°C, aumento 200x, ataque Nital 2%.



Figura 35 - Micrografia representativa do material temperado e revenido a 400°C, aumento 200 x, ataque Nital 2%.

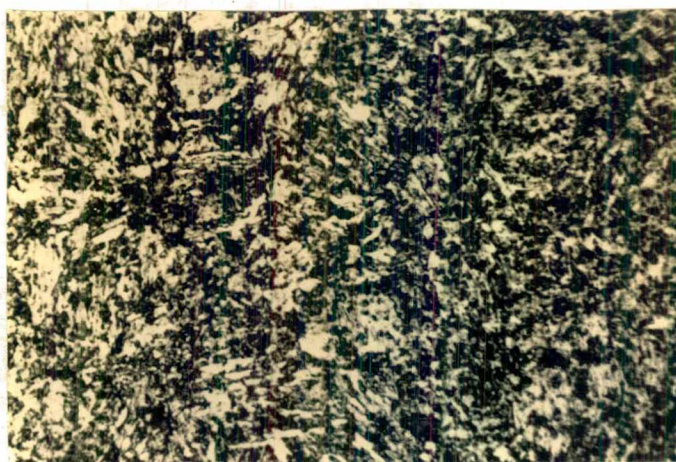


Figura 36 - Micrografia representativa do material temperado e revenido a 600°C, aumento 200 x, ataque Nital 2%.

4.2. Ensaio Mecânicos Estáticos e Dinâmicos

A determinação das propriedades monotônicas, definidas no parágrafo 2.3, foram obtidas através do ensaio de três corpos de prova representativos de cada lote do material em es-

tudo.

Os resultados dos ensaios são apresentados no quadro abaixo.

Quadro 4 - Propriedades monotônicas.

PROPRIEDADE \ LOTE	TR = 200°C	TR = 400°C	TR = 600°C
Limite convencional de escoamento real $\sigma_{Re0,2}$ (MPa)	1440	1290	785
Limite convencional de escoamento $\sigma_{e0,2}$ (MPa)	1426	1279	780
Expoente de encruamento n	0,113	0,074	0,024
Coefficiente de resistência K, (MPa)	2908	2032	912
Coefficiente de estricção Z, (%)	41,86	48,15	62,30
Módulo de elasticidade E, (MPa)	207570	206790	206170
Limite de resistência à tração σ_t (MPa)	1876	1461	900
Resistência real à ruptura * σ_{Rf} (MPa)	2387	2147	1494
Deformação real de fratura ϵ_{Rf}	0,54	0,66	0,97
Alongamento após ruptura A, (%)	10,73	9,45	18,23
Coefficiente de correlação R	0,997877065	0,98332245	0,97999187

*) Valor corrigido pelo fator de Bridgman.

Os valores do expoente de encruamento n , e do coeficiente de resistência k , foram calculados através da equação de Norton $\sigma_R = k \cdot \epsilon_R^n$, o coeficiente de correlação R é apresentado no quadro anterior.

As curvas tensão - deformação real correspondentes a estes ensaios encontram-se representadas nas Figuras 37, 38 e 39.

Os dados apresentados no quadro anterior configuram o estado inicial do material para a realização dos ensaios de fadiga.

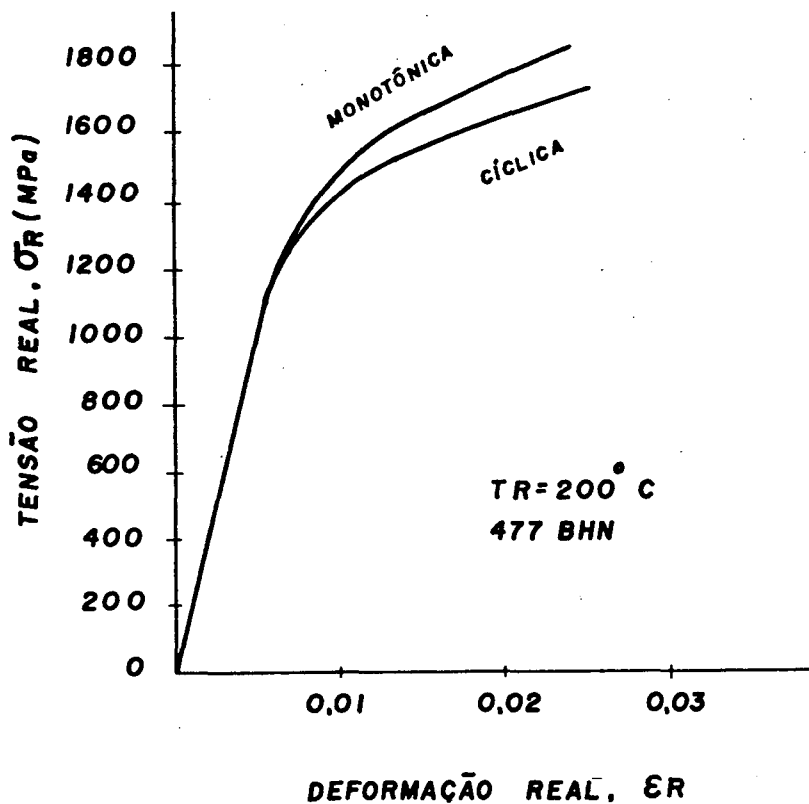


Figura 37 - Curvas tensão - deformação monotônica e cíclica.

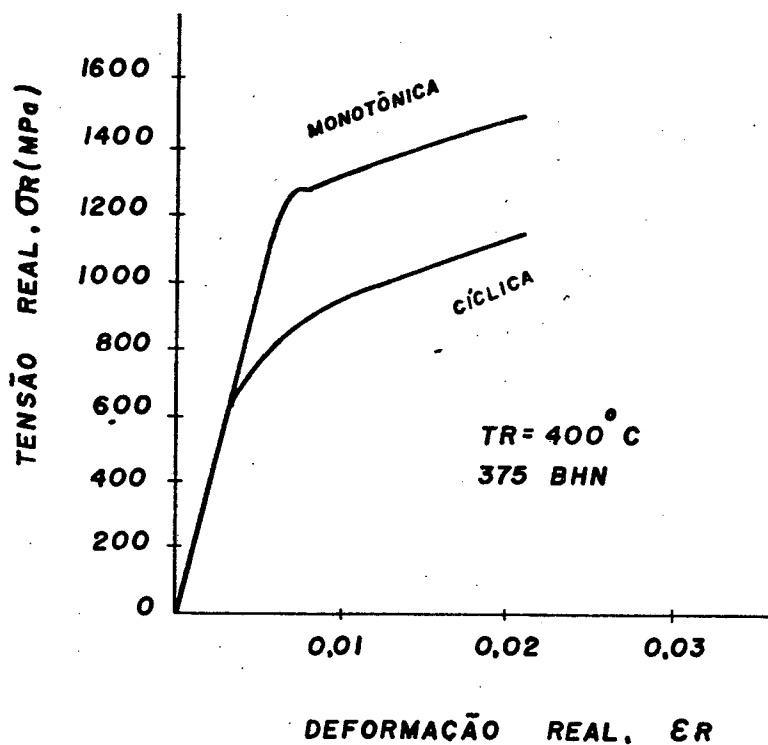


Figura 38 - Curvas tensão - deformação monotônica e cíclica.

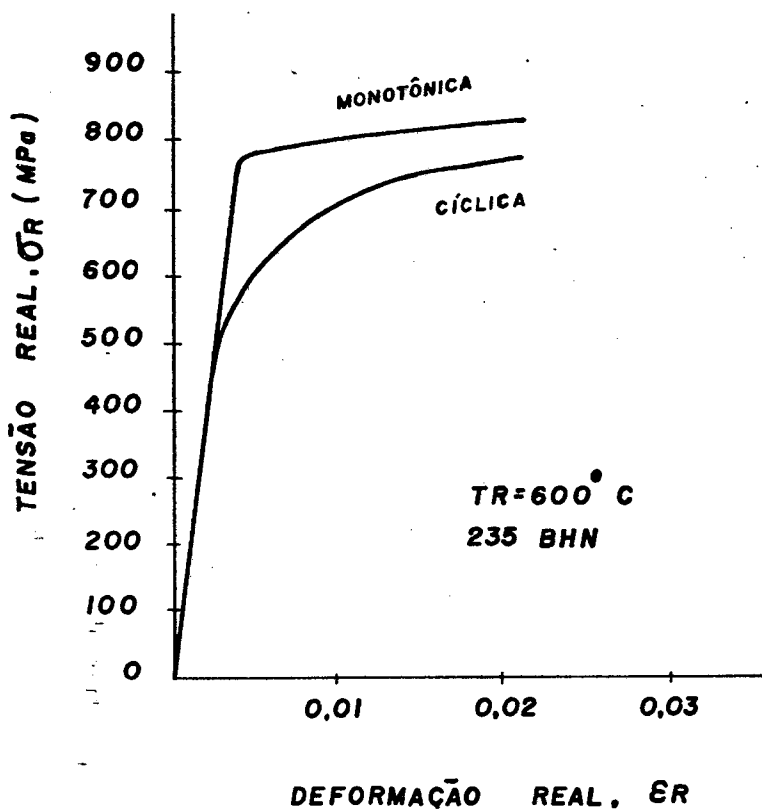


Figura 39 - Curvas tensão - deformação monotônica e cíclica.

Observa-se a influência da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas estáticas do material, apresentando uma redução significativa no limite convencional de escoamento, quando comparados os valores obtidos para os três lotes ensaiados.

Os expoentes de encruamento monotônicos apresentaram uma redução no seu valor com o aumento da temperatura de revenido. Este comportamento é coerente com o esperado, uma vez que com o aumento da temperatura de revenido, são obtidas estruturas que apresentam um menor grau de dificuldade para a movimentação das discordâncias. A estrutura martensítica obtida no revenido a 200°C apresenta inúmeras barreiras à movimentação de discordâncias, na forma de átomos de carbono substitucional e intersticial supersaturado. Com o aumento da temperatura de revenido, estas barreiras são diminuídas devido a precipitação do carbono sob a forma de Fe_3C , finamente dispersos na matriz, ocorrendo o coalescimento dos mesmos para temperaturas mais elevadas, resultando uma maior mobilidade das discordâncias.

Para a determinação das propriedades tensão-deformação cíclicas e de fadiga, definidas no parágrafo 2.8, normalmente são requeridos de 7 a 10 corpos de prova ^[13]. No presente trabalho foram utilizados 6, 10 e 7 corpos de prova, respectivamente para as temperaturas de revenido de 200°C, 400°C e 600°C.

As propriedades cíclicas do material em estudo são listadas no quadro a seguir.

Nas Figuras 37, 38 e 39 são apresentadas as curvas tensão-deformação cíclicas juntamente com as curvas monotôni-

cas para os três lotes de corpos de prova.

Quadro 5 - Propriedades cíclicas.

PROPRIEDADE \ LOTE	TR = 200°C	TR = 400°C	TR = 600°C
Limite convencional de escoamento real cíclico $\sigma'_{Re0,2}$ (MPa)	1360	830	615
Limite de encruamento cíclico n'	0,106	0,157	0,112
Coefficiente de resistência k' (MPa)	2360	2190	1232
Coefficiente de correlação R	0,99907618	0,99725429	0,99874539

Os valores calculados de $(\sigma_t / \sigma_{e0,2})$ para os três lotes são listados no quadro abaixo.

Quadro 6 - Valores de $(\sigma_t / \sigma_{e0,2})$ para os três lotes de corpos de prova ensaiados.

	TR = 200°C	TR = 400°C	TR = 600°C
$\sigma_t / \sigma_{e0,2}$	1,31	1,14	1,15

O comportamento do material foi semelhante para todas as temperaturas de revenido ensaiadas, caracterizando-se pelo amolecimento cíclico.

A previsão qualitativa do comportamento do material, utilizando-se as propriedades monotônicas, proposta por Manson et al ^[12] como regra empírica geral, foi confirmada, isto é, um amolecimento do material para os valores 1,14 e 1,15. Para o valor 1,31 compreendido no intervalo que prevê a estabilidade do material, a mesma se caracterizou pela menor variação no limite convencional de escoamento real apresentado para esta temperatura de revenido.

Comparando-se os estados inicial e final do material, caracterizados respectivamente pelos expoentes de encruamento monotônico n e cíclico n' , verifica-se, através do Quadro 7, que para todas as temperaturas de revenido ensaiadas, os valores de n' encontram-se no intervalo compreendido entre 0,1 e 0,2 configurando o estado final estável.

Observa-se também um aumento no valor de n , para $TR = 400^{\circ}C$ e $TR = 600^{\circ}C$ caracterizando o amolecimento cíclico ($n' > n$) e uma variação bastante pequena para $TR = 200^{\circ}C$. Este comportamento é coerente com o esperado, uma vez que para esta temperatura de revenido n encontra-se dentro do intervalo de estabilidade cíclica.

Quadro 7 - Expoentes de encruamento monotônicos e cíclicos para os três lotes ensaiados.

	TR = 200°C	TR = 400°C	TR = 600°C
n	0,113	0,074	0,024
n'	0,106	0,157	0,112

Verifica-se, portanto, que com o carregamento cíclico houve um aumento do expoente n' com o aumento da temperatura de revenido, apresentando um máximo para $TR = 400^{\circ}C$, caracterizando assim um comportamento contrário àquele verificado para o expoente n .

Uma provável explicação para este comportamento diferenciado é que em função do carregamento cíclico, surgem inúmeras microtrincas logo no início do ensaio [22,23]. Desta forma a deformação plástica e conseqüente encruamento se verifica preponderantemente na região próxima às extremidades destas trincas.

Para $TR = 200^{\circ}C$ o material apresenta, em função da sua fragilidade, uma alta sensibilidade ao entalhe, razão pela qual resulta um encruamento menor, já que a plastificação que se verifica na frente de propagação da trinca é menor.

Para $TR = 400^{\circ}C$ e $TR = 600^{\circ}C$ a estrutura do material já é bem mais dútil, ocorrendo uma diferença básica na quantidade, forma, tamanho e distribuição dos precipitados. Assim sendo a plastificação na frente da trinca é maior que para $TR = 200^{\circ}C$ resultando conseqüentemente num maior encruamento.

Observa-se, no entanto, que o expoente de encruamento para $TR = 400^{\circ}C$ é maior que para $TR = 600^{\circ}C$, este comportamento provavelmente está ligado ao fato que a presença de carbonetos maiores ($TR = 600^{\circ}C$) funcionam como concentradores de tensão e nucleadores de trincas, reduzindo assim o encruamento do material.

Dadas as limitações em termos de equipamentos, não

foi possível uma comprovação experimental do acima exposto.

As propriedades de fadiga do material são listadas no quadro abaixo.

Quadro 8 - Propriedades de fadiga.

PROPRIEDADE \ LOTE	TR = 200°C	TR = 400°C	TR = 600°C
Coefficiente de resistência à fadiga $\sigma' R_f$ (MPa)	2470	2316	1525
Expoente de resistência à fadiga (b)	-0,117	-0,088	-0,0846
Coefficiente de ductilidade à fadiga $\epsilon' R_f$ (MPa)	0,471	0,56	0,67
Expoente de ductilidade à fadiga (c)	-0,744	-0,662	-0,615

Na análise do desempenho de um material à fadiga de baixo número de ciclos, deve-se levar em conta o tipo de solicitação, uma vez que a resposta do material é diferente quando controlado por deformações ou tensões.

A resistência do material à fratura por deformações cíclicas está relacionada a equação:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = \epsilon' R_f \cdot (2N_f)^c$$

logo o material que apresentar um elevado valor para o coeficiente de ductilidade a fadiga $\sigma'R_f$ e um baixo valor para o expoente de ductilidade a fadiga c , terá boa resistência à fratura por deformações cíclicas.

A resistência à fratura de um material por tensões cíclicas é relacionada à equação:

$$\frac{\Delta \epsilon R_e}{2} = E = \sigma R_a = \sigma'R_f (2N_f)^b$$

verifica-se, para esta situação, que quanto maior o coeficiente de resistência à fadiga $\sigma'R_f$, acompanhado do menor valor para o expoente de resistência à fadiga b , melhor será o comportamento do material.

Para configurar a temperatura de revenido que resulta em um estado de melhores propriedades à fadiga de baixo número de ciclos do material ensaiado, utilizou-se as seguintes equações características, a partir dos dados do Quadro 8.

Para TR = 200°C:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = 0,471 \cdot (2N_f)^{-0,744}$$

$$\sigma R_a = 2470 \cdot (2N_f)^{-0,117}$$

Para TR = 400°C:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = 0,56 \cdot (2N_f)^{-0,662}$$

$$\sigma R_a = 2316 \cdot (2N_f)^{-0,088}$$

Para TR = 600°C:

$$\frac{\Delta \epsilon R_p}{2} = 0,67 \cdot (2N_f)^{-0,615}$$

$$\sigma R_a = 1525 \cdot (2N_f)^{-0,0846}$$

Estimando-se vidas, em termos de números de inversões para a fratura ($2N_f$), caracteriza-se o melhor comportamento à fadiga de baixo número de ciclos com controle de tensão, ao lote que apresentar o maior valor calculado de σR_a para uma mesma vida, da mesma forma, o lote que apresentar o maior valor calculado de $\Delta \epsilon R_p / 2$ apresentará um comportamento superior, quando a variável controlada é a deformação.

No quadro abaixo estão listados estes valores para vidas estimadas em 1, 2, 10, 500, 50000 e 100000 ciclos.

Quadro 9 - Valores calculados de $\Delta \epsilon R_p / 2$ e σR_a para diferentes vidas estimadas.

	$2N_f = 1$		$2N_f = 2$		$2N_f = 10$		$2N_f = 500$		$2N_f = 5 \cdot 10^4$		$2N_f = 10^5$	
	$\Delta \epsilon R_p / 2$	σR_a	$\Delta \epsilon R_p / 2$	σR_a	$\Delta \epsilon R_p / 2$	σR_a	$\Delta \epsilon R_p / 2$	σR_a	$\Delta \epsilon R_p / 2$	σR_a	$\Delta \epsilon R_p / 2$	σR_a
TR = 200°C	0,471	2470	0,28	2277	0,08	1386	$4,6 \cdot 10^{-3}$	1193	$1,5 \cdot 10^{-4}$	696	$8,9 \cdot 10^{-5}$	642
TR = 400°C	0,56	2316	0,35	2178	0,12	1891	$9,2 \cdot 10^{-3}$	1340	$4 \cdot 10^{-4}$	893	$27 \cdot 10^{-5}$	840
TR = 600°C	0,67	1525	0,44	1438	0,16	1255	$14,7 \cdot 10^{-3}$	901	$8,6 \cdot 10^{-4}$	610	$56 \cdot 10^{-5}$	575

Verifica-se do quadro acima, juntamente com as figuras 40, 41 e 42, curvas $\log \Delta \epsilon R / 2$ vs $\log 2N_f$, que para o controle da deformação, as temperaturas de revenido de 400°C e 600°C apresentaram boas características em relação a fadiga de baixo número de ciclos, verificando-se o melhor comportamento para $TR = 600^\circ\text{C}$. Para o controle de tensão a temperatura de revenido de 400°C apresentou o melhor comportamento.

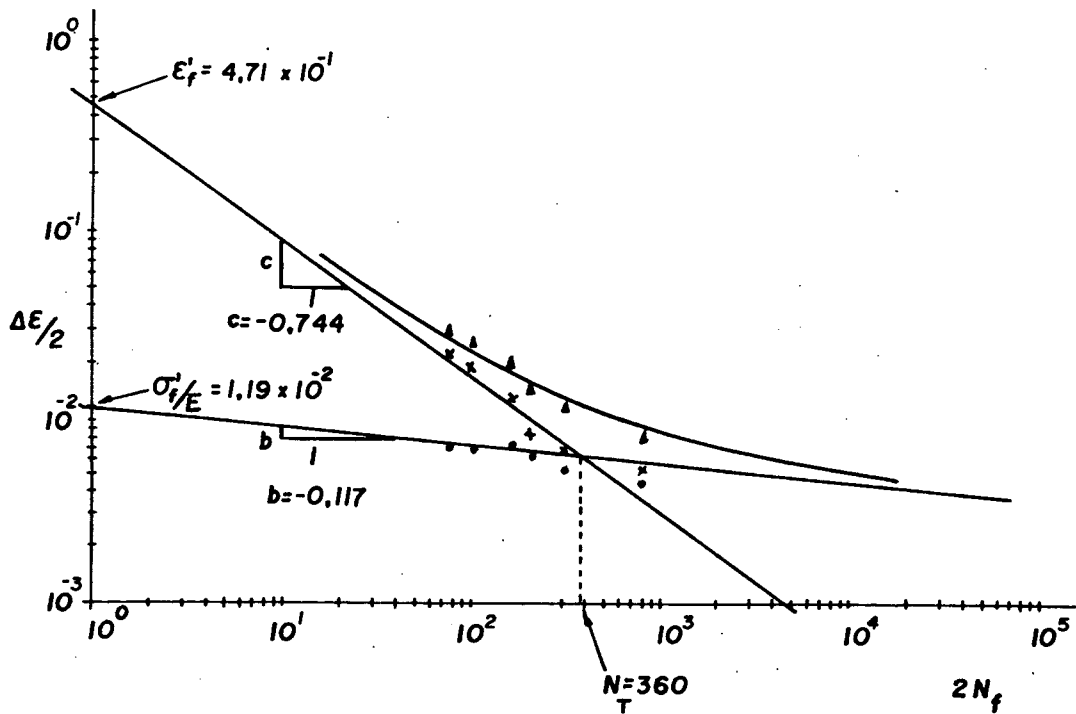


Figura 40 - Amplitude da deformação total ($\Delta \epsilon R / 2$) vs número de reversões ($2N_f$) para $TR = 200^\circ\text{C}$.

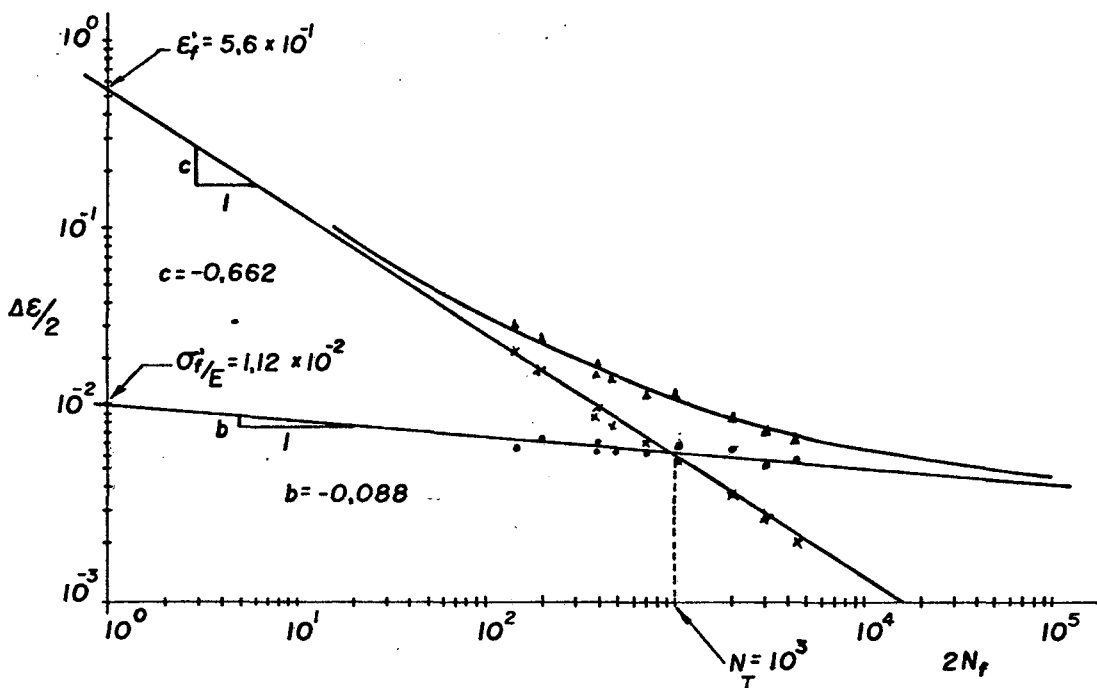


Figura 41 - Amplitude da deformação total ($\Delta\epsilon_R/2$) vs número de reversões ($2N_f$) para TR = 400°C.

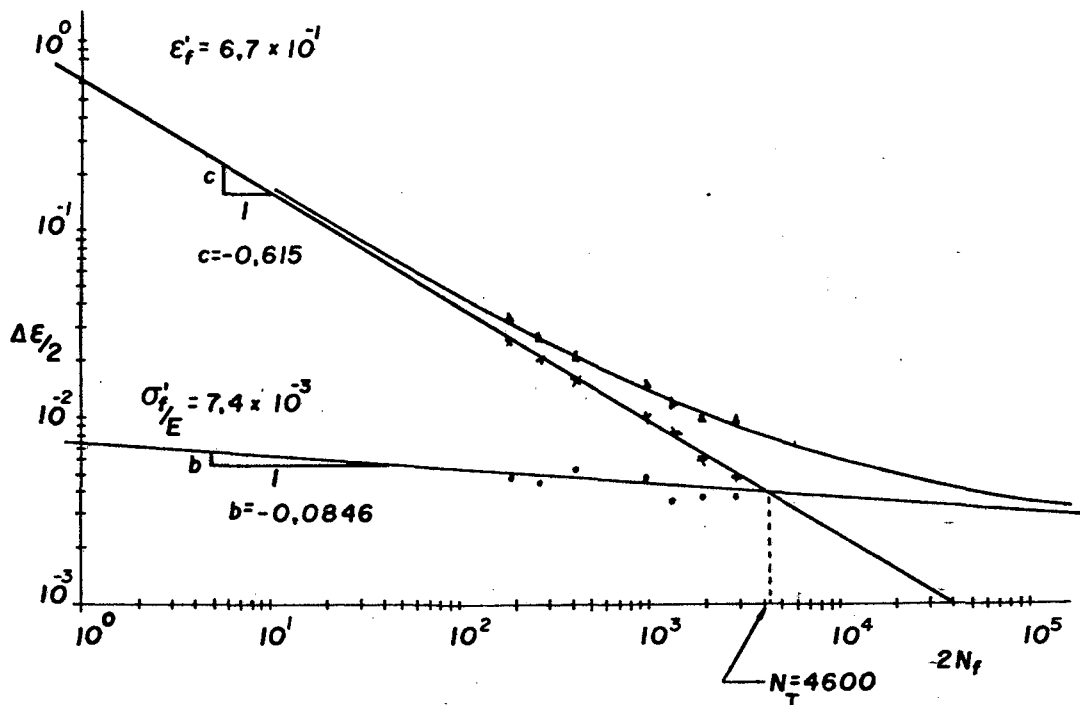


Figura 42 - Amplitude da deformação total ($\Delta\epsilon_R/2$) vs número de reversões ($2N_f$) para TR = 600°C.

Comparando-se os valores obtidos para $\Delta \epsilon / 2$ a partir dos dados experimentais, com os valores previstos pelo método das inclinações universais $|11|$ e pelo método da correlação dos quatro pontos $|11|$, para uma variação de $2N_f$ segundo uma progressão geométrica com 21 termos, sendo a razão igual a 4 e o primeiro termo igual a 1, obteve-se:

Para TR = 200°C

Dados experimentais x Inclinações universais

$$\Delta (\%) = 64,10 \pm 2,53$$

Dados experimentais x Corelação dos quatro pontos

$$\Delta (\%) = 55,86 \pm 1,87$$

Para TR = 400°C

Dados experimentais x Inclinações universais

$$\Delta (\%) = 50,85 \pm 2,0$$

Dados experimentais x Correlação dos quatro pontos

$$\Delta (\%) = 38,15 \pm 1,16$$

Para TR = 600°C

Dados experimentais x Inclinações universais

$$\Delta (\%) = 46,13 \pm 1,76$$

Dados experimentais x Correlação dos quatro pontos

$$\Delta (\%) = 35,17 \pm 1,02$$

Com dados obtidos da literatura $|11|$ para o mesmo aço, porém para as seguintes situações: laminado a frio e recozido com dureza HB = 243, temperado e revenido com HB = 350, e tempe

rado e revenido com HB = 409, obtem-se:

Para dureza HB = 409

Dados da literatura x Inclinações universais

$$\Delta (\%) = 38,96 \pm 1,69$$

Dados da literatura x Correlação dos quatro pontos

$$\Delta (\%) = 32,93 \pm 2,70$$

Para dureza HB = 350

Dados da literatura x Inclinações universais

$$\Delta (\%) = 40,15 \pm 2,43$$

Dados da literatura x Correlação dos quatro pontos

$$\Delta (\%) = 29,66 \pm 1,37$$

Para dureza HB = 243

Dados da literatura x Inclinações universais

$$\Delta (\%) = 35,87 \pm 1,84$$

Dados da literatura x Correlação dos quatro pontos

$$\Delta (\%) = 32,24 \pm 1,97$$

Uma explicação para as diferenças observadas, seria o fato de que os ensaios foram realizados com $2N_f$ dentro de uma pequena faixa, o que dificulta a separação precisa do efeito da deformação elástica e da deformação plástica.

A título de complementação do presente trabalho foi feita uma análise das fraturas dos corpos de prova ensaiados.

As Figuras 43, 44, 45 e 46 apresentam as fraturas dos

corpos de prova referentes a temperatura de revenido de 200°C.

A Figura 43 mostra o aspecto geral da fratura, caracterizando as regiões de propagação (A) e fratura brusca (B).

Na Figura 44 tem-se evidenciado nitidamente a propagação da trinca através das estrias de fadiga.

A Figura 45 mostra com maior aumento a zona de propagação da trinca, caracterizada pela presença de inúmeras microtrincas. Estas inúmeras microtrincas evidenciam um comportamento frágil do material, já a Figura 46 mostra a região de fratura brusca onde se nota que a mesma ocorreu preponderantemente por fratura intergranular, também característico de um material de comportamento frágil.

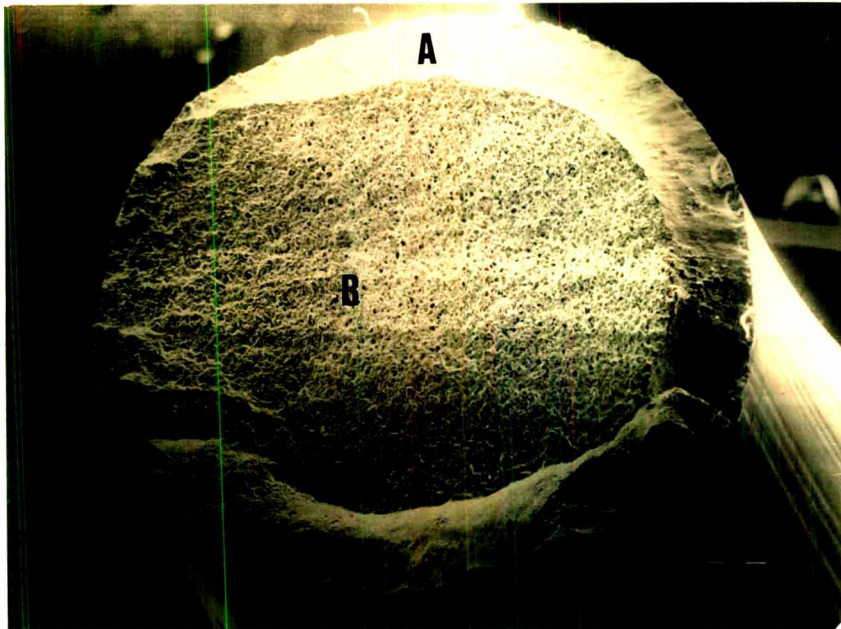


Figura 43 - Aspecto geral da fratura para $TR = 200^{\circ}C$,
 $\Delta\epsilon_R/2 = 0,01$; $f = 0,5$ Hz; $2N_f = 818$

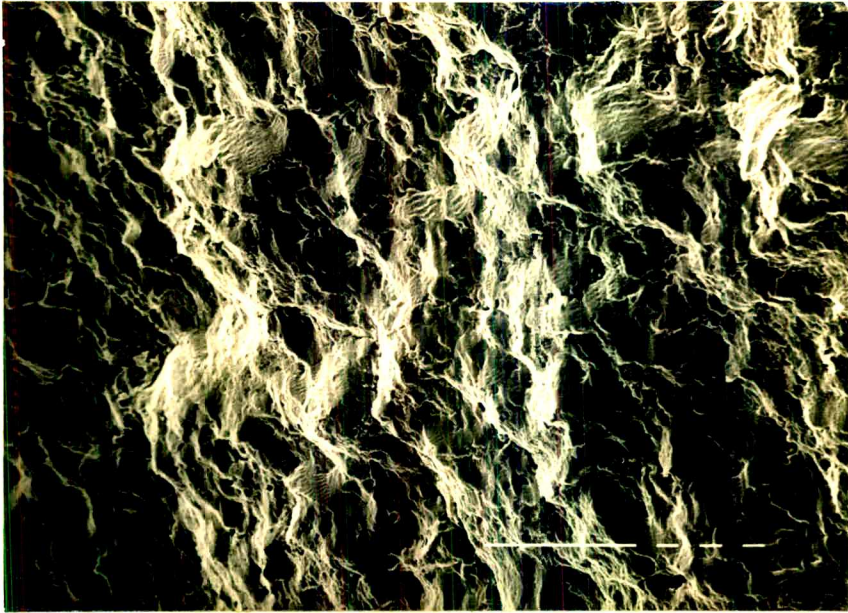


Figura 44 - Propagação da trinca na zona de fadiga para $TR = 200^{\circ}C$.

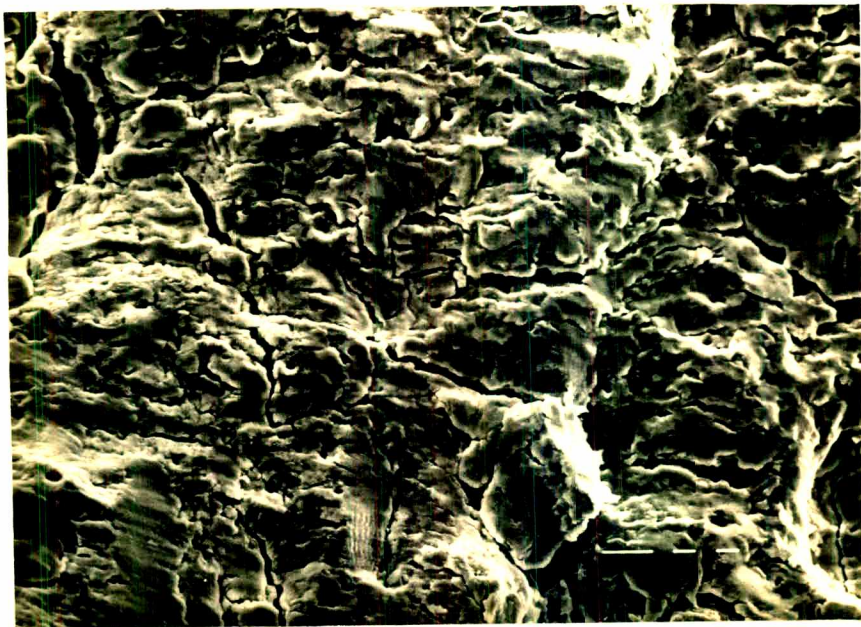


Figura 45 - Propagação da trinca na zona de fadiga para $TR = 200^{\circ}C$.

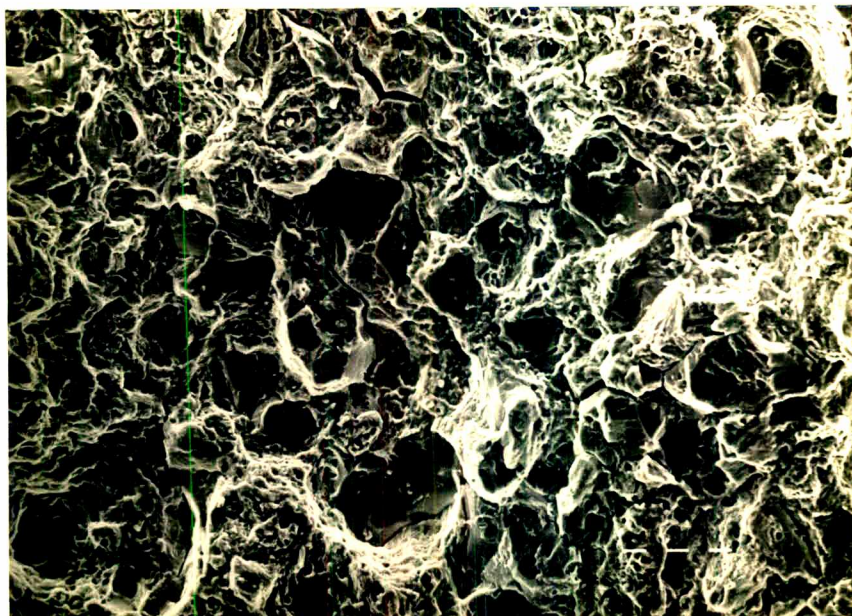


Figura 46 - Região de fratura brusca para TR = 200°C.

As Figuras 47, 48, 49 e 50 mostram as fraturas para a temperatura de revenido de 400°C.

O aspecto geral é visto na Figura 47, observa-se que ocorreram uma série de pontos de nucleação de trincas (setas), que se propagaram dando origem a fratura final.

A nucleação múltipla de trincas na superfície do corpo de prova fica evidenciada na Figura 48.

Na Figura 49 tem-se um aspecto com maior aumento da região de propagação de fadiga, apresentando ainda as microtrincas.

A fratura brusca final é de característica dútil, mostrando uma estrutura típica de dimples, Figura 50, observa-se ainda nesta Figura a presença de inclusões de sulfeto de manganês no fundo de alguns dimples.

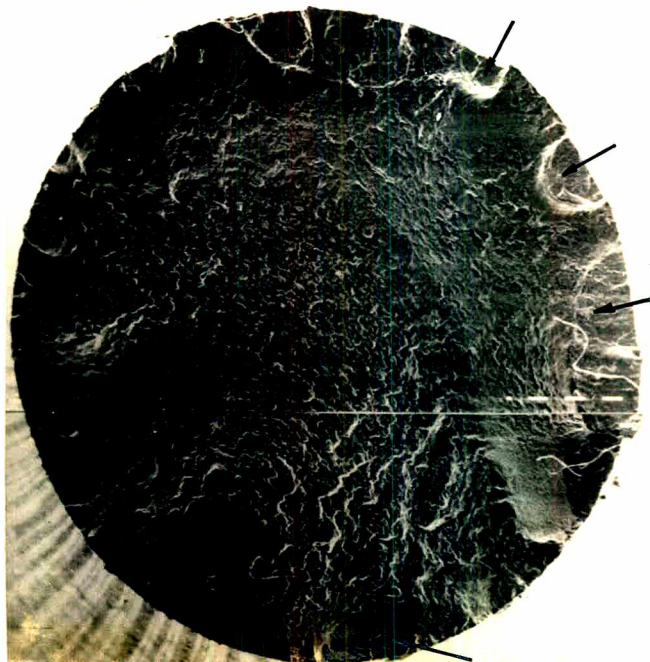


Figura 47 - Aspecto geral da fratura para $T_R = 400^{\circ}\text{C}$,
 $R/2 = 0,01$; $f = 0,5 \text{ Hz}$; $2N_f = 3066$



Figura 48 - Nucleação de trincas na superfície do corpo de prova para $T_R = 400^{\circ}\text{C}$.

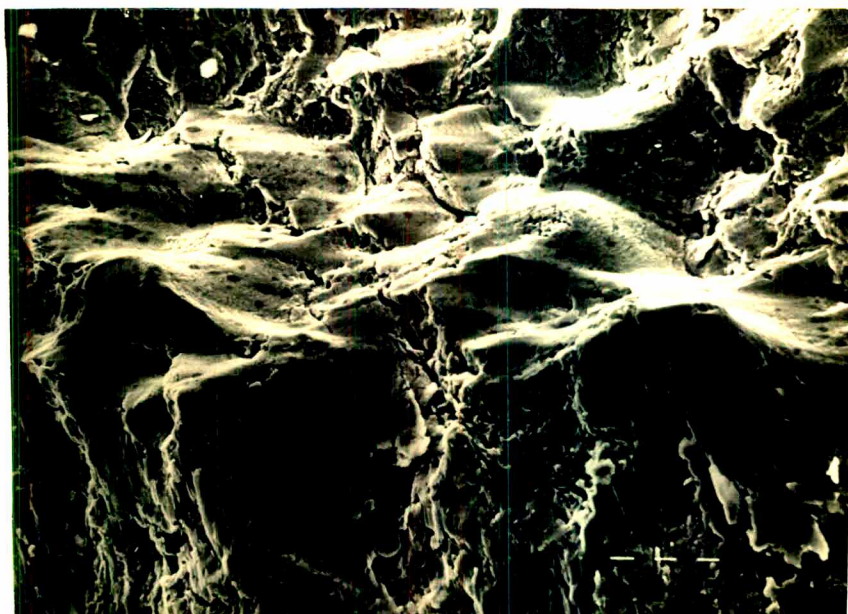


Figura 49 - Microtrincas na região de propagação por fadiga para TR = 400°C.

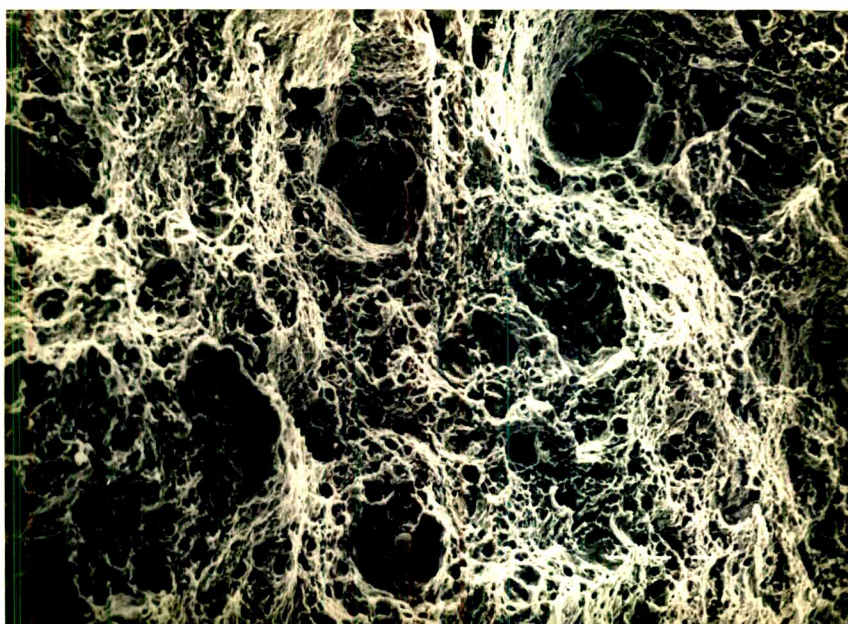


Figura 50 - Fratura brusca final, para TR = 400°C.

As fraturas referentes a temperatura de revenido de 600°C são apresentadas nas Figuras 51, 52, 53 e 54.

O aspecto geral da fratura é mostrado na Figura 51. A região característica de propagação da trinca evidenciada pelas estrias de fadiga é mostrada na Figura 52, já a Figura 53 mostra com maiores detalhes as trincas típicas de propagação de fratura.

Na Figura 54 tem-se o aspecto da fratura brusca final de característica dútil, mostrado através da presença de dimples.

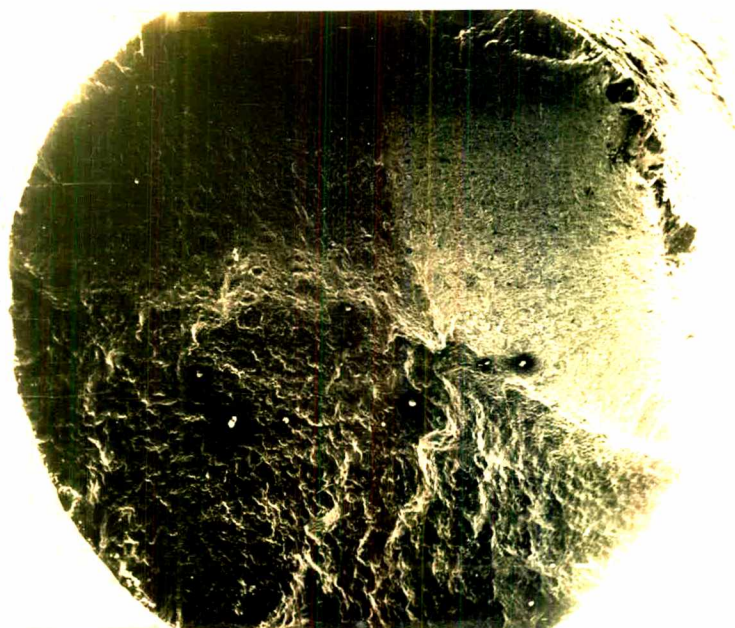


Figura 51 - Aspecto geral da fratura para $T_R = 600^\circ\text{C}$,
 $R/2 = 0,01$; $f = 0,5$ Hz; $2N_f = 6048$

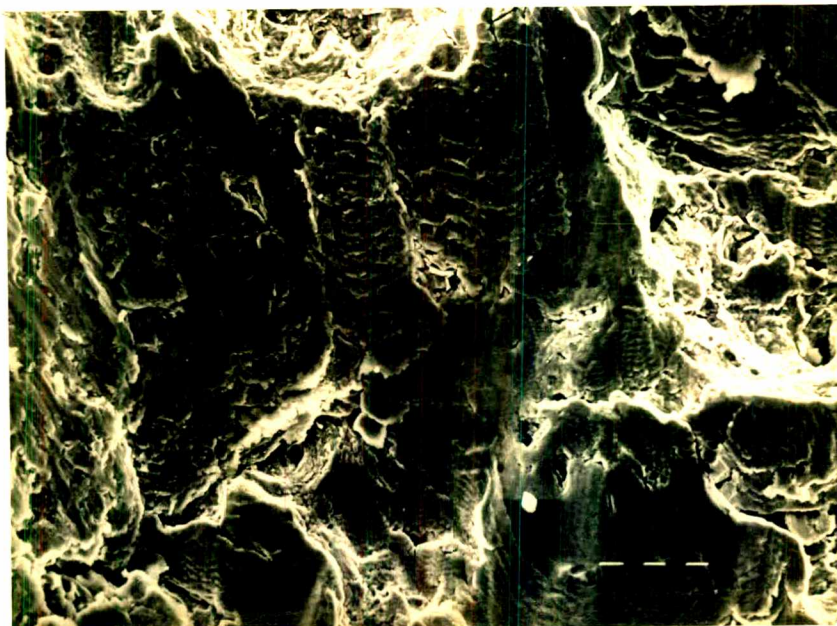


Figura 52 - Região de propagação da trinca na zona de fadiga para TR = 600°C.

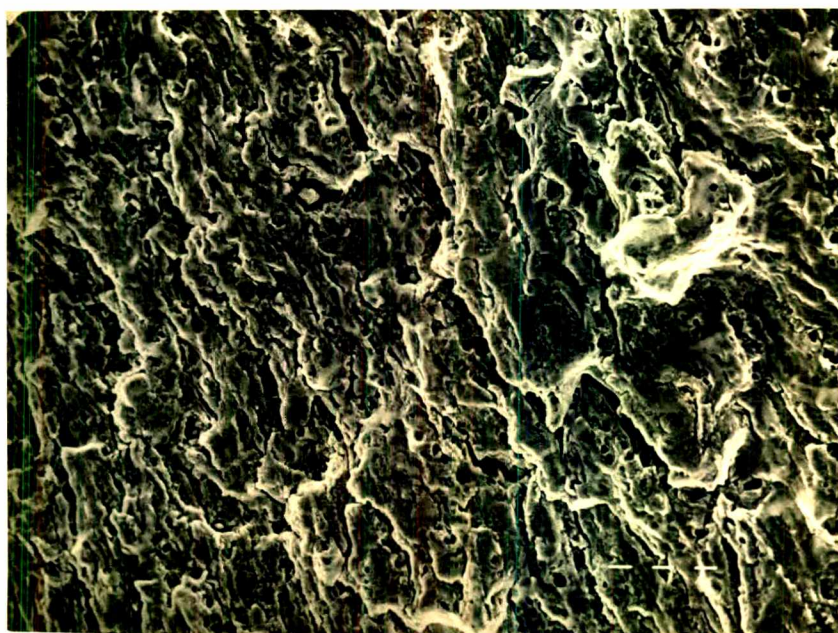


Figura 53 - Propagação da trinca na zona de ruptura, na presença de inúmeras microtrincas, para TR = 600°C.

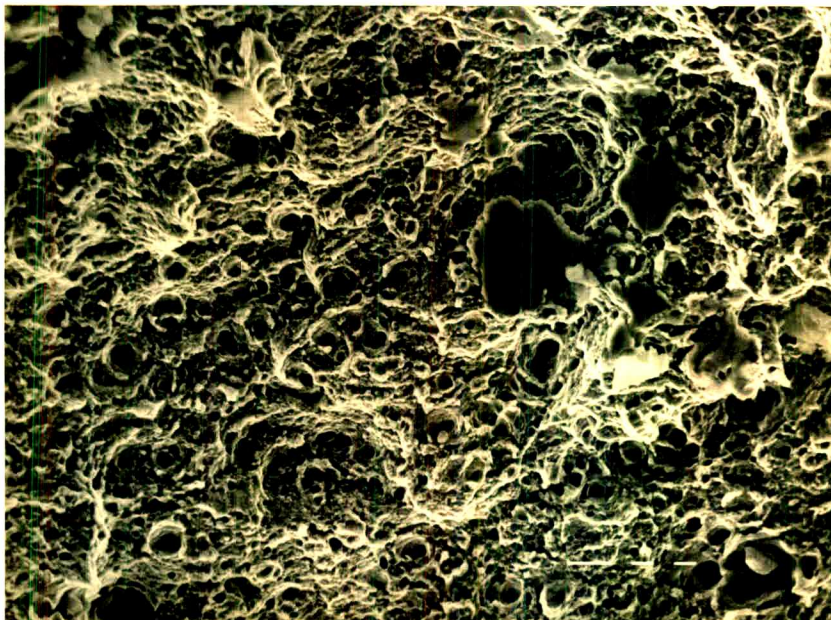


Figura 54 - Fratura final dútil para TR = 600°C.

Fazendo-se uma comparação entre as fraturas para as diferentes temperaturas de revenido, verifica-se que o comportamento apresentado pelo material é compatível com os resultados obtidos nos ensaios. Nota-se na Figura 43 que a região de fratura brusca é bastante grande em relação a região de propagação da trinca por fadiga. Isto não ocorreu para as temperaturas de revenido de 400°C e 600°C, onde a região de fratura brusca é consideravelmente menor. Para estas duas temperaturas observa-se regiões distintas de propagação da trinca por fadiga.

Fazendo-se uma comparação entre as Figuras 47 e 51, respectivamente para TR = 400°C e 600°C, observa-se que a região de fratura brusca para TR = 600°C é menor que para TR = 400°C também esta observação é compatível com os resultados obtidos no ensaio.

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos para os ensaios monotônicos e cíclicos do material ABNT 4340 nos diferentes estados de tratamento térmico, pode-se concluir:

1) Os expoentes de encruamento apresentaram comportamento diverso com o aumento da temperatura de revenido, sendo este caracterizado por uma redução no expoente de encruamento monotônico n , enquanto que para o expoente de encruamento cíclico n' verificou-se um aumento, apresentando um valor máximo para $TR = 400^{\circ}C$.

2) A postulação de Manson, baseada no valor de $(\sigma_t / \sigma_{e0,2})$ foi confirmada, ocorrendo o amolecimento cíclico para os três lotes ensaiados, sendo que para $TR = 200^{\circ}C$ verifica-se a menor variação no limite convencional de escoamento.

3) A caracterização do material no seu estado final, através do expoente de encruamento cíclico n' , configura o estado estável, pois para as três temperaturas de revenido ensaiadas os valores de n' encontram-se dentro do intervalo 0,1 a 0,2.

4) Considerando-se as propriedades de fadiga apresentadas pelo material em estudo, tem-se que:

- para solicitações cíclicas com controle da deformação total, as temperaturas de revenido de $400^{\circ}C$ e $600^{\circ}C$ apresentaram boas características em relação à fadiga de baixo número de ciclos, verificando-se o melhor comportamento para $TR=600^{\circ}C$.
- para solicitações cíclicas com controle da tensão, o mate-

rial revenido a 400°C apresentou o melhor comportamento, seguindo-se o revenido a 200°C.

5) São necessárias, para a perfeita caracterização do comportamento à fadiga de baixo número de ciclos do aço em estudo, a realização de ensaios com um maior número de temperaturas de revenido.

6) Os valores calculados para as propriedades de fadiga σ'_{R_f} , b , ϵ'_{R_f} , e c , estão dentro dos intervalos apresentados na revisão bibliográfica, com exceção do valor do expoente de ductilidade à fadiga c , para TR = 200°C, onde se obteve um valor um pouco acima do esperado, devido, principalmente, a alta sensibilidade ao entalhe, refletida pelo baixo valor da transição na vida de fadiga ($2N_t = 360$).

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- |1| DAY, M.F. and THOMAS, G.B.; "Microestrutural Assessment of Fractional Life Approach to Low Cycle Fatigue at High Temperatures", Metal Science, January, 1979, p. 25-33.

- |2| STOUP, R.D. and PENSE, A.W.; "Effect of Composition and Microstructure on the Low Cycle Fatigue Strength of Structural Steels", Journal of Basic Engineering, June 1965, p. 269-274.

- |3| MADAYAG, A.F.; "Metal Fatigue: Theory and Design". John Wiley & Sons, Inc. Los Angeles, p. 2/117, 1969.

- |4| CASAUD, R.; "La Fadiga de los Metales". Editora Aguillar S/A., Madrid, 1957.

- |5| FORREST, P.G.; "Fatigue of Metals". Pergamon Press, p. 12/13, 1962.

- |6| DIETER, G.E.; "Metalurgia Mecânica". Editora Guanabara Koogan S/A., Rio de Janeiro - RJ, p. 347/351/125, 1981.

- |7| FELTNER, C.E. and MITCHELL, M.R.; "Basic Research on the Cyclic Deformation and Fracture Behavior of Metals". Manual on Low Cycle Fatigue Testing, ASTM STP 465, p. 27-66, 1969.

- [8] COFFIN Jr., L.F.; "Fatigue at High Temperature-Prediction and Interpretation". Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 188, p. 110-114, 9/74, 1974.
- [9] ROSA, E. da e LEAL, L.M.; "Uma Apreciação Crítica sobre o Problema da Fadiga". Anais da Conferência sobre-Análise, Projeto e Construção de Estruturas de Centrais Nucleares, paper nº 4, p. 55-74, UFRGS, 1978.
- [10] SANDOR, B.I.; "Fundamentals of Cyclic Stress and Strain". University of Wisconsin Press, 1969.
- [11] TUCKER, L.E.; LANDGRAF, R.W.; and BROSE, W.R.; "Proposed Technical Report on Fatigue Properties for the SAE Hand-book", paper 740279, 1974.
- [12] FELTNER, C.E. and LANDGRAF, R.W.; "Selecting Materials to Resist Low Cycle Fatigue". Journal of Basic Engineering, p. 444-452, September 1971.
- [13] RASKE, D.T. and MORROW, J.D.; "Mechanics of Materials in Low Cycle Fatigue Testing". Manual on Low Cycle Fatigue Testing, ASTM STP 465, p. 1-25, 1969.
- [14] PRIMIO, J.C.D. y CRESPI, J.C.; "Caracterización de Metales para Resistir Fatiga de Bajo Numero de Ciclos", Comisión Nacional de Energía Atómica-Gerencia de Tecnología, Buenos Aires - Argentina, 1972.

- [15] MORROW, J.D. and TULER, F.R.; "Low Cycle Fatigue Evaluation of Inconel 713C and Waspaloy". Journal of Basic Engineering, p. 275-289, June 1965.
- [16] MANSON, S.S.; "Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue", McGraw-Hill, Inc., p. 125-136, 1966.
- [17] SLOT, T.; STENTZ, R.H.; and BERLING, J.T.; "Controlled-Strain Testing Procedures". Manual on Low Cycle Fatigue Testing, ASTM STP 465, p. 100-128, 1969.
- [18] LORD, D.C. and COFFIN Jr., L.F.; "High Temperature Materials Behavior". Manual on Low Cycle Fatigue Testing, ASTM STP 465, p. 129-148, 1969.
- [19] SCHULTZ, C.C. and ZIEN, H.M.; "Verification of Specimens for Low-Cycle Fatigue and Cyclic Plasticity Testing". Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 101, p. 321-327, November 1979.
- [20] MTS, Reference Manual, Vol. I of II, MTS Systems Corporation, BOX 24012, Minneapolis, Minnesota, 55424 USA.
- [21] VILLAGRANA, R.E.; KAAE, J.L.; ELLIS, J.R.; and GANTZEL, P.K.; "The Effect of Aging and Working on the High-Temperature Low-Cycle Fatigue Behavior of Alloy 800H: Part I". The Effect of Hardening Processes on the Initial Stress-Strain Curve, Metallurgical Transactions A, Vol. 9A, p. 927-923, July 1978.

- [22] MANSON, S.S.; "Fatigue: A Complex Subject-Some Simple Approximations". Experimental Mechanics, p. 193 - 226, July 1965.
- [23] WAREING, J. and VAUGHAN, H.G.; "Influence of Surface Finish on Low-Cycle Fatigue Characteristics of Type 316 Stainless Steel at 400°C". Metal Science, p. 1-8, January 1979.
- [24] CHAWLA, K.K. e MEYERS, M.A.; "Princípios de Metalurgia Mecânica". Editora Edgard Blücher, p. 430-431, São Paulo, 1982.