



Projeto de iniciação científica

# Parte V: Confiabilidade das expressões de Basquin-Morrow para o aço ABNT 4140 temperado e revenido

*Bolsista: **FERNANDO DOTTA***  
*Orientador: Prof. Rodrigo Magnabosco*

11 de junho de 2001

**Laboratório de Materiais  
Departamento de Mecânica  
Faculdade de Engenharia Industrial**

## I. OBJETIVOS

O presente projeto de pesquisa procurará obter dados do aço ABNT 4140 temperado e revenido por 1 hora a 300°C que permitam a previsão de vida em fadiga de alto ciclo ( $N_f > 10^4$  ciclos, ou quando não existam laços de histerese na curva tensão-deformação cíclica) por análise de tensões, analisando a influência das variáveis de ensaio controlado por amplitude de tensões e a confiabilidade destes resultados.

## II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### II.1. Introdução:

O estudo da vida em fadiga dos materiais de engenharia (principalmente os aços) é necessário pois 95% dos componentes mecânicos estão sujeitos a cargas cíclicas. Apesar dos componentes estarem com uma carga menor que seu limite de escoamento, um carregamento cíclico poderá levar um componente aparentemente bem projetado a ruptura <sup>[1]</sup>. Estima-se que 80% dos custos gerados por falhas são causados por fadiga e isso nos EUA corresponde a 3% do PIB, ou seja, fazem-se necessários estudos nesta área, pois há um enorme desperdício de dinheiro em custos de reparos de componentes que não foram projetados considerando carregamentos dinâmicos <sup>[1-4]</sup>.

A maioria dos métodos aplicados hoje não leva em consideração muitos fatores que influenciam na vida de um componente mecânico. A maior parte dos métodos está baseada na curva de Wöhler ou métodos SN que levam em consideração a amplitude de tensão,  $\sigma_A$ , aplicada em um corpo de prova em função do número de ciclos até a falha do material neste carregamento.

Porém no método de Wöhler <sup>[1-4]</sup> a tensão média ( $\sigma_M$ ) aplicada no ciclo de tensões é igual a zero e neste caso de solicitação cíclica podemos definir um limite de vida em fadiga. Entretanto, isso não retrata as reais condições de solicitações dos materiais e, portanto, a precisão determinar a vida em fadiga é muito ruim por este método.

Deste modo faz-se necessário o uso de um modelo matemático mais preciso que leve em consideração carregamentos assimétricos variados. Um dos melhores modelos é o modelo de Basquin-Morrow, que leva em consideração a resistência do material, o ciclo de tensão e a tensão média. Com estes parâmetros temos uma precisão nos resultados na ordem de 15% <sup>[1]</sup>.

## **II.2. Histórico:**

A fadiga nos componentes mecânicos metálicos já vem sendo estudada a mais de 170 anos, quando W. A. J. Albert testava o comportamento de minas sobre um carregamento cíclico por volta de 1828, no entanto o termo fadiga só começou a ser usado quando houve uma publicação em 1839 por J. V. Poncelet da França <sup>[1-4]</sup>.

Mas o grande salto no estudo de fadiga veio da Alemanha em 1860, onde um engenheiro chamado August Wöhler observou as inúmeras falhas semelhantes às anteriormente descritas em linhas de trem. Wöhler testou vários aços e outros metais e gerou as primeiras curvas S-N dos materiais mais usados nas construções de ferrovias. Em 1874 um engenheiro alemão, chamado H.

Gerber, publicou métodos de dimensionamento a fadiga e contribuiu para os cálculos da vida em fadiga com diferentes tensões médias.

Em 1910 O. H. Basquin publicou leis empíricas caracterizando curvas S-N de metais. Ele mostrou uma relação linear, em um gráfico log-log, da tensão com o número de ciclos até a falha. Em 1924 Palmgren introduziu o conceito de dano acumulado e em 1945 Miner completou a lei do dano acumulado.

### II.3. Definições:

Para caracterizar um carregamento cíclico define-se R como a relação entre tensão mínima ( $s_{min}$ ) e máxima ( $s_{max}$ ) aplicadas ao material. Nos ensaios de Wöhler o valor de R é igual a  $-1$  e para valores de R diferente de  $-1$  define-se um ciclo genérico de tensões como mostra a figura 1 [3]:

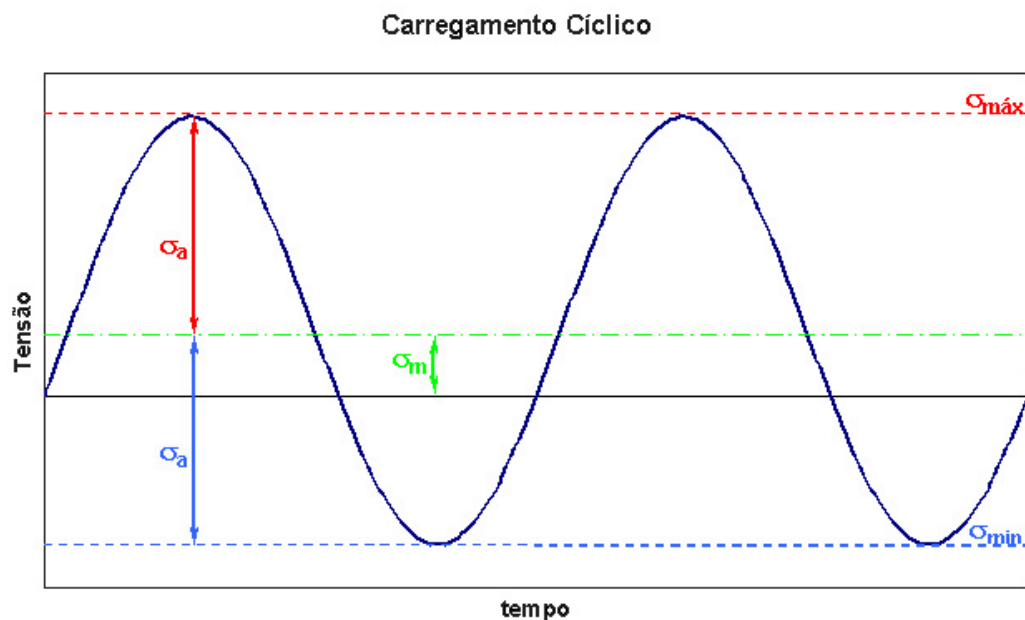


FIGURA 1: um ciclo de carregamento genérico e contínuo, onde a tensão máxima ( $s_{max}$ ) está abaixo do limite de escoamento, assim sendo um corpo de prova sujeito a uma sollicitação monotônica menor ou igual a  $s_{max}$  não romperia (desconsiderando a fluência se ela existir). Define-se aqui  $s_{max}$ ,  $s_{min}$ ,  $s_a$ ,  $s_m$

Para o ciclo mostrado na figura 1 pode-se definir a variação de tensão,  $\Delta\sigma$ , a tensão média,  $\sigma_m$  e a amplitude de tensão,  $\sigma_a$  <sup>[1,3]</sup> como:

$$\Delta s = s_{\max} - s_{\min} \quad \text{eq. (II.1)}$$

$$s_M = \frac{s_{\max} + s_{\min}}{2} \quad \text{eq. (II.2)}$$

$$s_a = \frac{\Delta s}{2} \quad \text{eq. (II.3)}$$

Define-se também a razão das amplitudes, A.

$$A = \frac{s_a}{s_M} \quad \text{eq (II.4)}$$

#### II.4. Micro-Mecanismo de fadiga:

O material é levado a ruptura através de micro-deformações gerando intrusões e extrusões na direção das bandas de deslizamento, que gerarão estrias responsáveis pela ruptura final. As micro-deformações são geradas pela movimentação cíclica de discordâncias <sup>[5]</sup> e deste modo pode-se denominar o micro-mecanismo como “micro-deformações plásticas localizadas”. Um único deslocamento abaixo do limite de resistência não leva nenhum material à ruína, entretanto este processo é cumulativo, gerando nucleação de trincas no material. As figuras de 2 a 4 mostram como as micro-deformações plásticas atuam, gerando as intrusões e extrusões que juntas formam as protusões <sup>[5]</sup>.

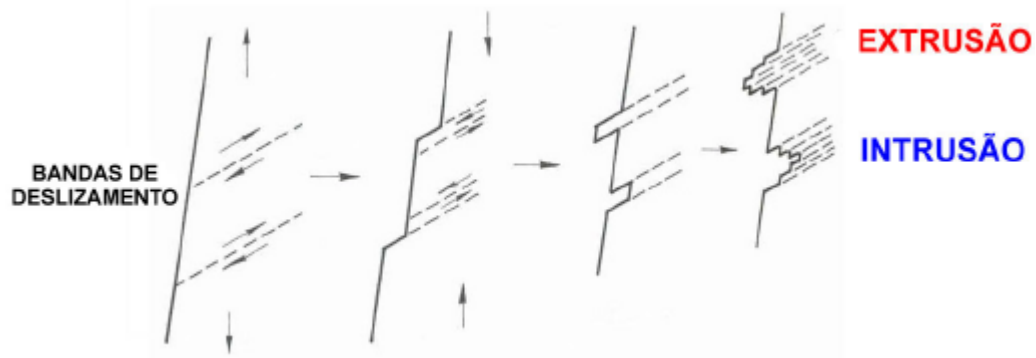


FIGURA 2: intrusão e extrusão numa superfície de um material solicitado ciclicamente formando uma protusão<sup>[10]</sup>.

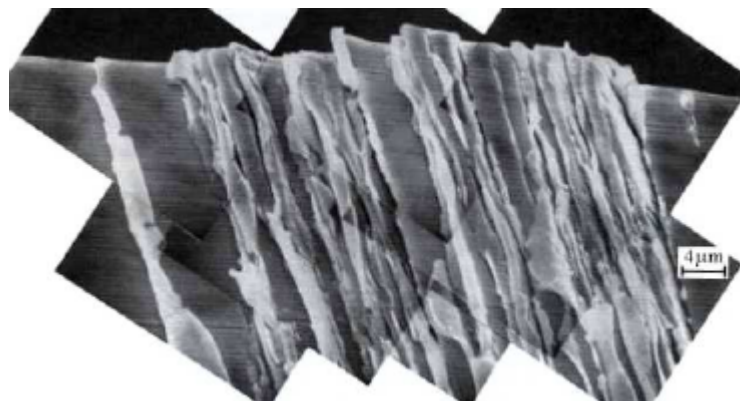
As protusões, então são geradas pelas movimentações de discordâncias no reticulado cristalino. Porém estas movimentações gerariam deformação de caráter puramente elástico. No entanto, as discordâncias não se movimentam todas na mesma direção, cada uma se movimenta no seu plano preferencial de escorregamento e se não houver, no descarregamento, uma movimentação na mesma ordem, mas no sentido inverso destas discordâncias, formam-se micro-deformações plásticas, e nestes pontos iniciam-se intrusões e extrusões que juntas formam as protusões<sup>[1-5]</sup>.

Entende-se que a movimentação de discordâncias causa uma deformação no material e essas só se movimentam quando há um estímulo energético externo, no caso tensões. Então se pode concluir que quanto maior a movimentação de discordâncias maior será a ocorrência de discordâncias que não conseguirão voltar para a sua posição inicial. Para que haja movimentação de discordâncias é necessário que exista uma deformação no material. Então quanto mais alto (analisando tensões máximas) for o ciclo de deformação no

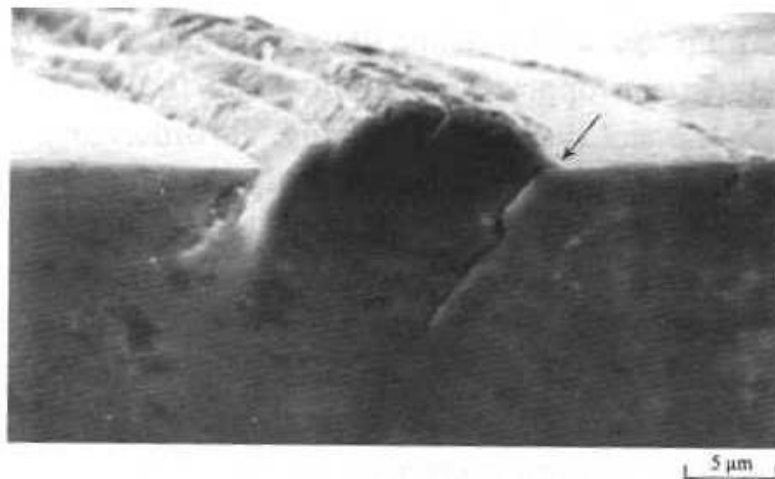
material menor será a vida em fadiga deste, pois com movimentações maiores de discordâncias, mais rápido e maior será a geração das protusões <sup>[1-5]</sup>.

Após um certo número de ciclos de carregamentos teremos a nucleação de uma trinca, e o número de ciclos depende do material,  $\sigma_A$  e  $\sigma_M$ . A partir deste ponto o mecanismo de micro deformações torna-se irrelevante e a mecânica da fratura <sup>[2]</sup> começa a atuar sobre o material, pois já existe uma micro trinca criada na superfície do material. Nota-se que uma trinca gerada por fadiga SEMPRE SE INICIA NUMA SUPERFÍCIE LIVRE e por este motivo o acabamento e a dureza superficial são relevantes para um componente mecânico, pois na superfície livre não atua tensão de tração perpendicular a esta, porém um pouco abaixo (algumas micra) existem tensões atuantes no material forçando-o na superfície a se deslocar. Como na superfície não existe nenhuma tensão ou obstrução de deformação, há a formação dos defeitos que geram as microtrincas.

Pode-se então denominar fadiga de alto ciclo como fratura provocada por qualquer carregamento cíclico contendo tensões de tração onde a macro deformação plástica é desprezível, ou seja, quando o corpo em estudo estiver totalmente aliviado, sua deformação permanente é nula <sup>[3,6]</sup>.



(a)



(b)

FIGURA 3: o ponto de nucleação de trinca e as suas respectivas intrusões e extrusões. Protusões em cobre (a) e seu papel como local para nucleação de trincas de fadiga (b). Em (b) a localização da trinca está indicada por uma seta <sup>[6]</sup>.

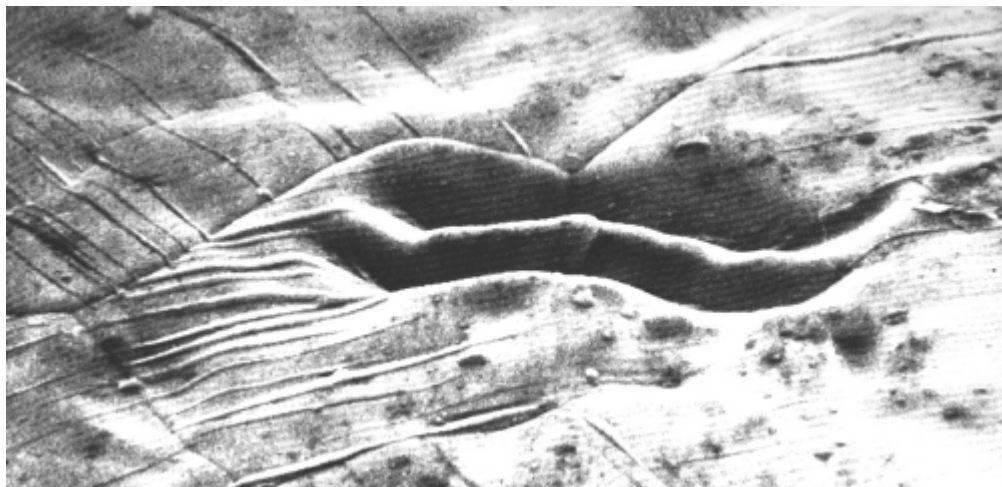


FIGURA 4: formação de Intrusões e Extrusões (~ 0.1mm) na superfície de uma peça de Ni Puro

Uma trinca gerada na superfície estará sempre se propagando, ou seja, estará aumentando o seu tamanho e a propagação é estável até que a condição de instabilidade (por ex.  $K_I > K_{Ic}$ ) ocorra <sup>[1-3]</sup>.



A cada ciclo de tensões a trinca cresce marcando o material com as chamadas “marcas de praia” e “marcas de rio” que são ondulações macroscópicas de uma típica falha por fadiga, como mostra a figura 5.

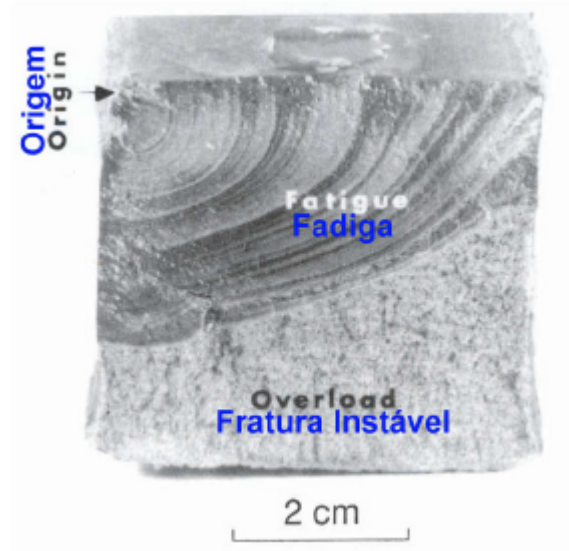


FIGURA 5: a foto acima mostra as marcas de praia elípticas e de rio se originando no centro de uma trinca de fadiga <sup>[1]</sup>.

Inúmeras micro-trincas (protusões primariamente) são geradas, porém uma estará mais preferencialmente orientada na direção perpendicular ao carregamento e assim esta trinca se torna dominante, mas são comuns vários componentes apresentarem mais de uma trinca, principalmente nos materiais com maior tenacidade à fratura.

## II.5. Mecânica da Fratura aplicada a componentes com carregamento cíclicos

A trinca gerada por fadiga nos materiais é sempre gerada na superfície do corpo, como visto anteriormente. Existem alguns casos onde podemos confundir este conceito com trincas geradas no interior da estrutura do componente, isto ocorre quando existe um vazio (bolha) ou inclusões no seu interior, que geralmente ocorrem em peças fundidas. Estes defeitos não fogem ao princípio da nucleação na superfície, pois numa na bolha ou inclusão foi gerada uma superfície e assim a grandes chances das trincas nuclearem nesta região por estas concentrarem muita tensão.

Após a nucleação, o mecanismo nucleação parar de ser dominante, pois uma trinca foi criada e assim começa a atuação outro mecanismo a propagação estável segundo a mecânica da fratura. Quando é gerada uma trinca ela SEMPRE CRESCE, independente do estado de sollicitação do material e isto é agravado quando o carregamento é cíclico, aumentando a velocidade de crescimento da trinca<sup>[13]</sup>.

Em 1921 Griffith conseguiu caracterizar o comportamento de uma trinca fazendo um balanço energético e postulou que a trinca só cresce quando a energia total interna do sistema diminuir ou permanecer constante<sup>[13]</sup>. Adotando este conceito, quando a energia interna do sistema diminuir a trinca foi gerada, isto é foi gasta energia para criar uma nova superfície. Para que ocorra uma variação energética no sistema é necessário que haja um distúrbio externo ao material que podemos chamar de “*excitação energética*” que se traduz no

carregamento ou na tensão aplicada sobre o material. Com base nestes balanços Griffith chegou a seguinte formulação:

$$G = \left( \frac{\rho s^2 a}{E} \right) \text{ eq. (II.5)}$$

Onde  $a$  é o tamanho da trinca  $\sigma$  é a tensão aplicada e  $E$  o módulo de elasticidade do material e  $G$  é a taxa de liberação de energia devido o aparecimento da trinca. Quando a taxa de liberação de energia assume o seu valor crítico a trinca se torna instável e a trinca se propaga na velocidade do som no material, isto se denomina propagação instável de trinca.

Em 1957 Irwin, aproveitando-se dos resultados obtidos por Griffith e o seu parâmetro  $G$ , chegou a conclusão que a crescimento da trinca só depende da tensão aplicada e da forma e tamanho da trinca. Assim Irwin conseguiu criar um modelo matemático que mede por um fator  $K$  a condição de estabilidade da trinca. Irwin testou as três condições possíveis de solitação de uma trinca, e as chamou de modos I, II e III como mostra a figura 6.

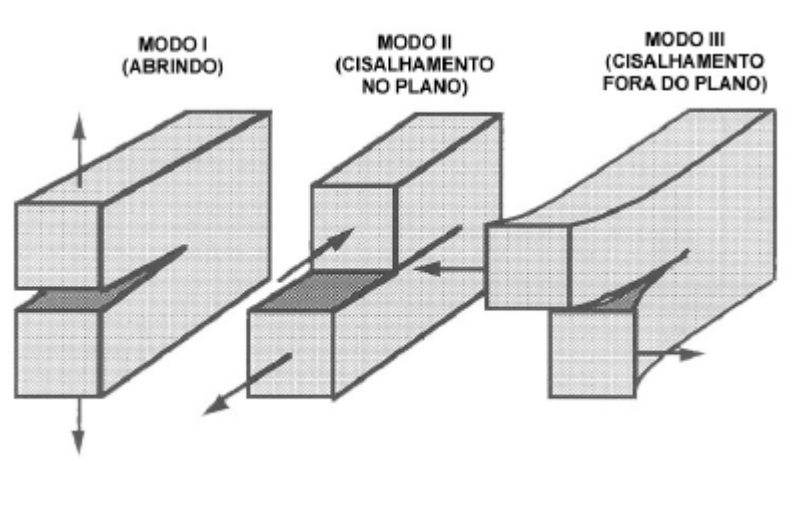


Figura 6: Modos de solitação de uma trinca gerada na superfície livre de um corpo<sup>[13]</sup>

Chegou-se a conclusão que o modo mais crítico de sollicitação para um material metálico é o modo I e assim pode-se quantificar o valor crítico para K no modo I de sollicitação que é a tenacidade a fratura de um material ( $K_{IC}$ ) e quanto mais alto este valor maior será a dificuldade da trinca se propagar de modo instável.

Assim pode-se calcular o valor de  $K_I$ , eq. II.6, para determinadas condições que o material está submetido e comparar com  $K_{IC}$  para obter os parâmetros de estabilidade da trinca. Quando o valor de  $K_I$  atinge o valor de  $K_{IC}$  a trinca se torna instável.

$$K_I = Y \cdot s \cdot \sqrt{pa} \quad \text{eq. II.6}$$

## II.6. Previsão da vida em fadiga

### II.6.1. Limite de Fadiga:

Quando Wöhler realizou seus experimentos para determinar a vida de materiais de construção mecânica e construiu as primeiras curvas S-N (como a da figura 7), ele observou que se o componente for sollicitado abaixo de uma certa tensão nunca haveria ruptura do material, e esta tensão foi nomeada por Wöhler de limite de fadiga. Porém este fenômeno só é observado em aços de baixa resistência mecânica com um carregamento dinâmico simétrico e contínuo com  $\sigma_M$  igual a zero; para aços de alta resistência e ligas de alumínio, no entanto, não se observa este comportamento do material [7-8].

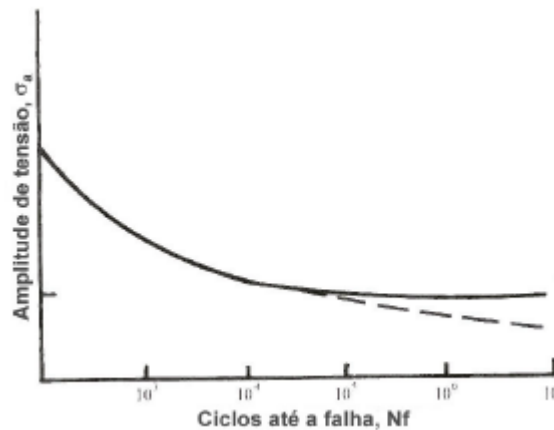


FIGURA 7: a linha cheia mostra uma curva S-N genérica mostrando a variação da amplitude de tensão,  $s_a$ , em um carregamento de reversão total em função do número de ciclo até a ruptura,  $N_f$ , para ferrosos não ligados e a curva tracejada mostra como seria a vida para materiais que não têm limite e fadiga definido<sup>[7]</sup>.

Em 1910, H. Basquin chegou a uma formulação para a previsão da vida em fadiga ao estudar as curvas S-N. Ele chegou a seguinte formulação:

$$\frac{\Delta s}{2} = s_a = s'_f (2N_f)^b \quad \text{eq. (II.7)}$$

Onde,  $b$  é o coeficiente de Basquin,  $s'_f$  é o coeficiente de resistência a fadiga e  $N_f$  é o número de ciclos completos até a falha. <sup>[7]</sup>.

### II.6.2. Efeitos da Tensão média, amplitude de tensão e aproximação da vida à fadiga:

A tensão média tem uma grande influência na vida em fadiga. Os experimentos de Wöhler, no entanto, só levaram em consideração carregamentos com  $R=-1$ , ou seja,  $s_M = 0$ , mas a maioria dos componentes estão sujeitos a carregamentos com  $s_M \neq 0$ , já que somente o peso de alguns

componentes já é suficiente para alterar a condição de tensão média nula. A figura 8 mostra a influencia da tensão média nas curvas S-N.

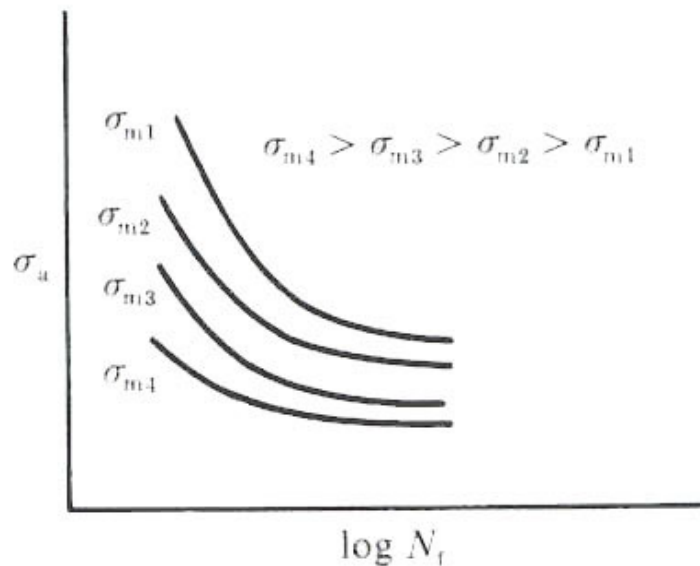


FIGURA 8:(a) típicas curvas de vida a fadiga com o efeito da tensão média [7].

A expressão de Basquin, equação II.1, só é válida para  $s_M = 0$  e deformações somente elásticas, porém em 1968 Morrow completou a equação de Basquin levando em consideração o efeito da tensão média [7].

$$\frac{\Delta s}{2} = s_a = (s'_f - s_M)(2N_f)^b \text{ Basquin-Morrow eq. (II.8)}$$

Em 1954 dois pesquisadores, estudando independentemente os efeitos da fadiga térmica no campo de deformações plásticas, chegaram a mesma formulação para a amplitude de deformações plásticas:

$$\frac{\Delta e_p}{2} = e'_f (2N_f)^c \text{ eq. (II.9)}$$

onde  $e'_f$  é o coeficiente de ductilidade a fadiga, que geralmente é aproximadamente igual  $e_f$  (deformação real na ruptura) e  $c$  é o expoente de ductilidade. Os dois parâmetros são intrínsecos do material.

Assim a deformação total de um material solicitado ciclicamente é a soma das parcelas plástica e elástica então:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{\Delta e_e}{2} + \frac{\Delta e_p}{2} \quad \text{eq. (II.10)}$$

$$\frac{\Delta e_e}{2} = \frac{\Delta s}{2E} = \frac{s_a}{E} \quad \text{eq. (II.11)}$$

Combinando as equações II.8, II.9, II.10 e II.11 têm-se:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{s'_f}{E} (2N_f)^b + e'_f (2N_f)^c \quad \text{eq. (II.12)}$$

Podemos dividir a equação I.12 em duas funções, uma que rege as deformações plásticas e uma que rege as deformações elásticas. Ambas estão em função de  $N_f$ , ou seja, existe um ponto de intersecção entre elas. Este ponto define o número de ciclos até a ruptura,  $N_t$ , para uma deformação plástica igual à elástica. Isto significa que os carregamentos que levam a ruptura com número de ciclos menores que este valor estão sendo dominados por deformações plásticas e os carregamentos que levam a ruptura com um número de ciclos maiores que este valor estão sendo dominados por deformações elásticas.

Assim define-se fadiga de baixo ciclo quando há um carregamento que leve a ruptura com número de ciclo igual ou menor que este valor, ( $N_f < N_t$ ) e fadiga de alto ciclo quando há um carregamento que leve a ruptura com número de ciclo maior que este valor, ( $N_f > N_t$ ) [7,10]. Combinando as equações II.5 e II.9 temos:

$$(2N_t) = \left( \frac{e'_f E}{s'_f} \right)^{1/(b-c)} \quad \text{eq. (II.13)}$$

Para a maioria dos metais este valor,  $2N_t$  fica em torno de  $10^4$  ciclos. A figura 9 mostra a curva de vida em fadiga e as curvas de domínio plástico e elástico. Assim sendo, para carregamentos que causam ruptura com um número de ciclos abaixo de  $10^4$  pode-se utilizar somente o termo plástico da equação II.12 e para carregamentos que causam rupturas com um número de ciclos acima de  $10^4$  podem utilizar somente o termo elástico.

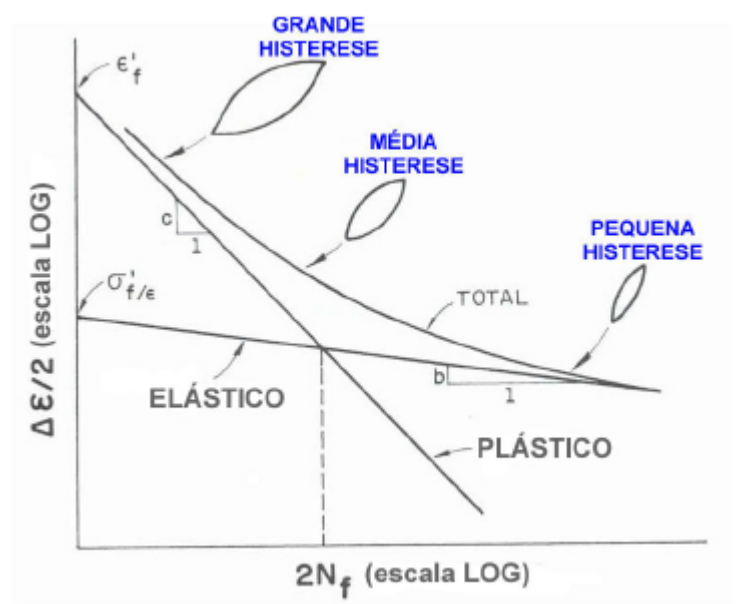


Figura 9: A amplitude de deformação total versus a curva de vida obtida através da soma da curva de domínio plástico e elástico [10].

Introduzindo o efeito da tensão média aplicada temos:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{s'_f - s_M}{E} (2N_f)^b + e'_f (2N_f)^c \quad \text{eq. (II.14)}$$

$$(2N_t) = \left( \frac{e'_f E}{s'_f - s_M} \right)^{1/(b-c)} \quad \text{eq. (II.15)}$$



### II.6.3. Dano acumulado ou regra de Palmgren-Miner

A grande maioria dos componentes não está sujeita a uma única carga cíclica contínua e homogênea, mas sim a carregamentos descontínuos ou blocos de carregamentos como mostra a figura 10.

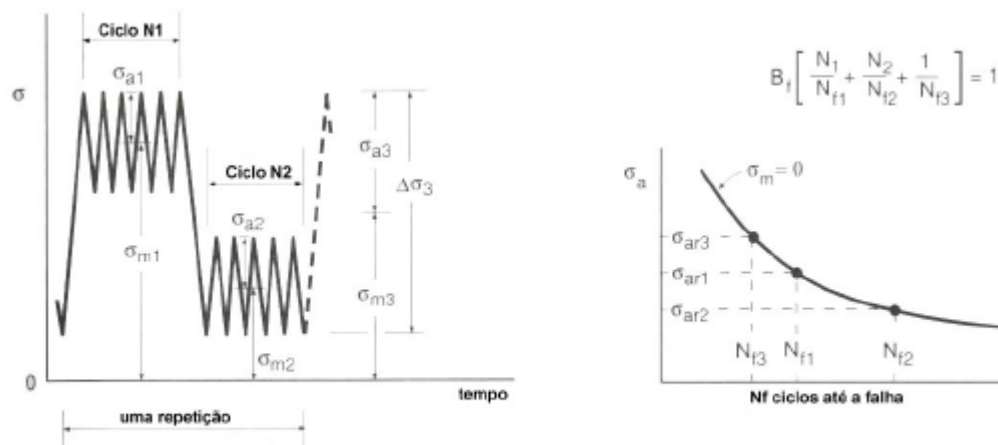


Figura 10: previsão de vida através do histórico de carregamentos<sup>[1]</sup>.

Considerando um  $\sigma_{ai}$  e aplicando um certo número de ciclos  $N_i$ , o material suportaria um total de ciclos  $N_{fi}$  até a falha, então temos uma fração da vida do material.

$$\frac{N_i}{N_{fi}} \quad \text{eq. (II.16a)}$$

A regra de Palmgren-Miner é muito simples, basta contabilizar as frações de vida do material e quando os totais das somas das frações forem iguais a um haverá a ruína do componente<sup>[3,7]</sup>.

$$\frac{N_1}{N_{f1}} + \frac{N_2}{N_{f2}} + \frac{N_3}{N_{f3}} + \dots + \frac{N_i}{N_{fi}} = \sum_1^i \frac{N_i}{N_{fi}} = 1 \quad \text{eq. (II.16b)}$$

Há ainda o caso de uma repetição de pequenos ciclos, então à regra de Palmgren-Miner é adicionado o termo  $B_f$ , que é o número de repetições deste conjunto de pequenos ciclos até a falha.

$$B_f \left( \sum_1^i \frac{N_i}{N_{fi}} \right) = 1 \quad \text{eq. (II.17)}$$

Com a equação de Basquin-Morrow (eq. II.8) e a regra de Palmgren-Miner pode-se precisar um pouco melhor a vida em fadiga dos materiais se comparado este método ao das curvas S-N proposto por Wöhler .

Com a relação de Palmgren-Miner é possível prever a vida de materiais com solicitações diversas. Porém o método de Palmgren-Miner não leva em consideração os sobre-carregamentos, ou seja, um carregamento que gere uma macro deformação plástica na trinca. Com a deformação plástica na ponta da trinca a um endurecimento do material por encruamento e assim pode haver diminuição da taxa de crescimento da trinca<sup>[7]</sup>.

Outro fator que leva este método a resultados incorretos são os materiais com polimento em suas superfícies, pois quanto menor a rugosidade do material mais difícil será a nucleação da trinca<sup>[7]</sup>.

## II.7. Características de alguns Materiais

### II.7.1. ABNT 4140

O material em estudo é o aço ABNT 4140, cujo a composição química (%massa) é mostrada na tabela II.1<sup>[11]</sup> e as propriedades mecânicas(Limite de

escoamento LE, Limite de ruptura LR, alongamento e dureza) são mostradas na tabela II.2<sup>[11]</sup>.

Tabela II.1 Composição química nominal (em % massa) para o aço ABNT 4140<sup>[11]</sup>

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,38-0,43	0,15-0,35	0,60-0,90	0,03	0,03	0,90-1,20	0,15-0,30

Tabela II.2 Propriedades mecânicas (em MPa) para o ABNT 4140<sup>[14]</sup>

Tratamento	LE	LR	Alongamento em 50mm	Dureza (HB)
Recozido a 788 °C	421	655	26%	197
Normalizado a 899 °C	655	1020	18%	302
Temperado e revenido a 649 °C	655	758	22%	230
Temperado e revenido a 427 °C	1138	1248	13%	370
Temperado e revenido a 204 °C	1641	1772	8%	510

## II.7.2. Outros aços

Para possíveis comparações entre os aços a tabela II.3 mostra a composição química<sup>[11]</sup> (% massa) e a tabela II.4 mostra as propriedades mecânica e dinâmicas<sup>[12]</sup> de alguns aços mais utilizado nas construções mecânicas.

Tabela II.3 Composição química em (% massa) de diversos aços<sup>[11]</sup>

ABNT	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
1035	0,32-0,39	0,40	0,50-0,80	0,05	0,05	---	---	---
1045	0,42-0,50	0,40	0,50-0,80	0,05	0,05	---	---	---
4130	0,28-0,33	0,40	0,40-0,60	---	---	0,80-1,10	0,15-0,25	---
4142	0,40-0,46	0,40	0,60-0,90	0,03	0,04	0,90-1,20	0,15-0,30	---
4340	0,35-0,46	0,40	0,66-0,94	0,03	0,03	0,60-1,00	0,28-0,42	1,60-2,05

 Tabela II.4 Propriedades mecânica e dinâmica de diversos aços<sup>[12]</sup>

ABNT	Dureza	LR (MPa)	LE (MPa)	$\sigma_f$ (MPa)	$\epsilon_t$	E (GPa)	$n'$	$\sigma'_f$ (MPa)	b	$\epsilon'_f$	c
1035		476	250	751	0,27	196	0,24	906	-0,11	0,33	-0,47
		1605	1395	1942	0,40	200	0,13	3062	-0,12	1,83	-0,78
1045	225HB	751	516	998		203	0,17	960	-0,08	0,50	-0,52
	450HB	1584	1515	2101	0,81	206	0,09	1686	-0,06	0,97	-0,83
	500HB	1825	1688	2273	0,71	206	0,12	2165	-0,08	0,22	-0,66
4130	260HB	895	778	1419	1,12	220	0,13	1273	-0,08	1,51	-0,72
	368HB	1426	1357	1819	0,79	199	0,13	1731	-0,08	0,84	-0,68
4142		1412	1378	1825	0,66	206	0,14	1820	-0,08	0,65	-0,76
	400HB	1550	1446	1894	0,63	199	0,07	1796	-0,08	1,42	-0,88
	450HB	1757	1584	1898	0,54	206	0,11	2017	-0,08	0,85	-0,90
	475HB	1929	1722	2170	0,43	206	0,11	2209	-0,08	0,68	-0,98
	560HB	2239	1688	2652	0,31	206	0,13	3247	-0,12	0,07	-0,81
	670HB	2446	1619	2583	0,06	199	0,07	2727	-0,08	0,06	-1,47
4340	240HB	826	634	1088	0,57	192	0,17	1232	-0,10	0,53	-0,56
	350HB	1240	1178	1653	0,84	192	0,14	1944	-0,10	1,22	-0,73
	409HB	1467	1371	1557	0,48	199	0,13	1898	-0,09	0,67	-0,64

### III. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### III.1. Materiais

O material em estudo é o aço ABNT 4140 temperado e revenido por 1 hora a 300° C com composição química como mostra a tabela III.1:

Tabela III.1 – Composição química (% massa) para o ABNT 4140 utilizado.

C	Si	Mn	Cr	Mo	bal.
0,43	0,15	0,78	0,96	0,18	Fe

O aço foi fornecido em barras laminadas onde foi usinado para o corpo de prova como dimensões como mostra a figura 11:

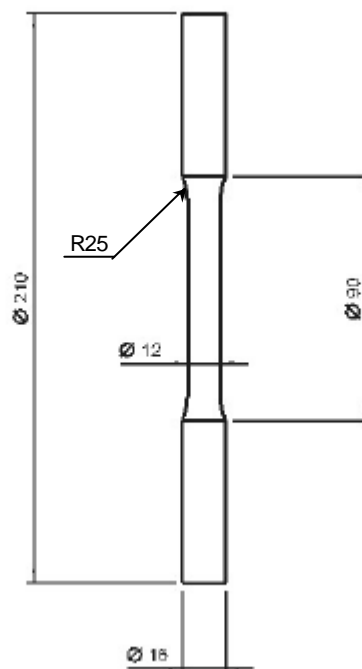


Figura 11: dimensões do corpo de prova

### III.2. Métodos

Ensaio de tração serão conduzidos com o intuito de se determinar a rigidez, a resistência mecânica (limite de escoamento, limite de resistência e limite real de ruptura) e ductilidade (deformação real na ruptura e deformação real uniforme) dos materiais em estudo, traçando os limites para os ensaios de fadiga, que serão conduzidos variando-se as cargas máxima e mínima para obtenção de ensaios com diferentes valores de tensão média e amplitude de tensões. Destes resultados, poder-se-á obter o valor do expoente de Basquin, caracterizando o material quanto a vida sob fadiga de alto ciclo, utilizando a eq. III.1, decorrente da eq. II.8, e da interpretação gráfica de resultados como a mostrada na Figura 12.

$$\log \left[ \frac{S_a}{S_f - S_M} \right] = b \cdot \log(2N_f) \text{ eq. (III.1)}$$

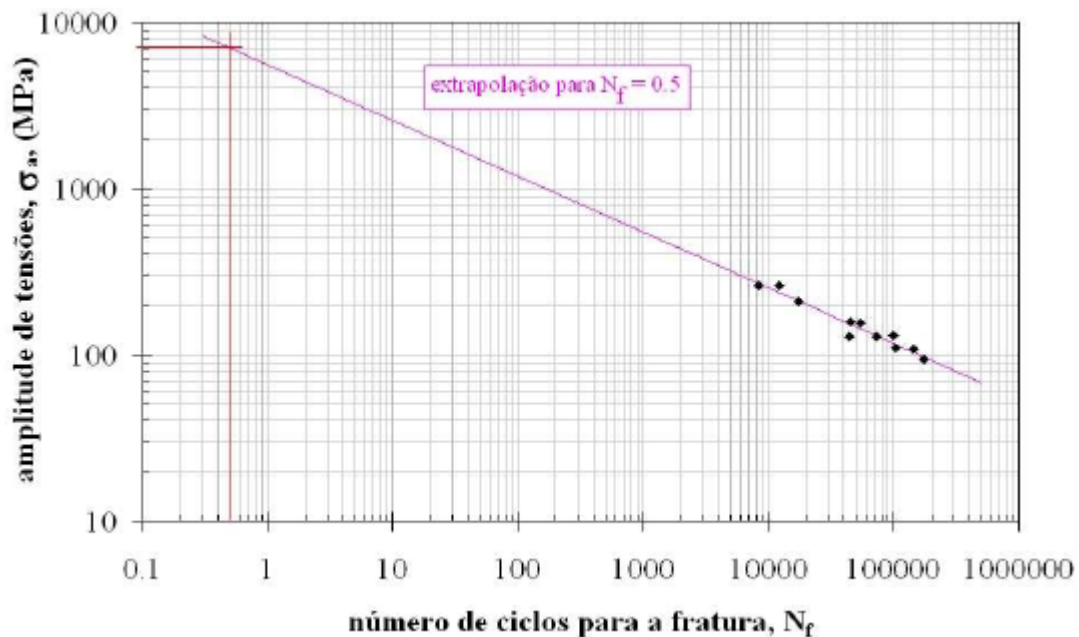


Figura 12: Exemplo da de uma extrapolação para  $N_f$  igual 0,5 para a liga AA7175 em ensaios de fadiga onde a tensão média aplicada foi 260 MPa <sup>[16]</sup>

### III.2.1. Tratamento térmico:

Todos os corpos de prova foram levados a um forno poço a vácuo a 860°C por 30 minutos para homogeneização térmica e mais uma hora para austenitização. Após uma hora os corpos de prova foram imediatamente imersos em óleo para a têmpera.

Após o procedimento de têmpera todos os corpos de prova foram levados ao forno por uma hora a 300°C para revenimento e logo em seguida foram untados com óleo para evitar corrosão e devidamente armazenados até os ensaios.

### III.3. Empenamento dos corpos de prova:

O procedimento de têmpera dos corpos de prova gerou empenamento nos mesmos, devido o “amolecimento” do material durante o aquecimento e o a transformação martensítica. O empenamento de um corpo de prova pode alterar seriamente os resultados dos ensaios de fadiga, devido a mudança das tensões aplicadas de estado monotônico para estado plano de tensões <sup>[15]</sup>.

Com isso foram retificadas nas regiões de fixação dos corpos de prova e levantada as curvas de empenamento destes, com auxílio de um entre-pontas e um relógio comparador com precisão de 1 centésimo de milímetro. Chegou-se resultado mostrado na figura 13.

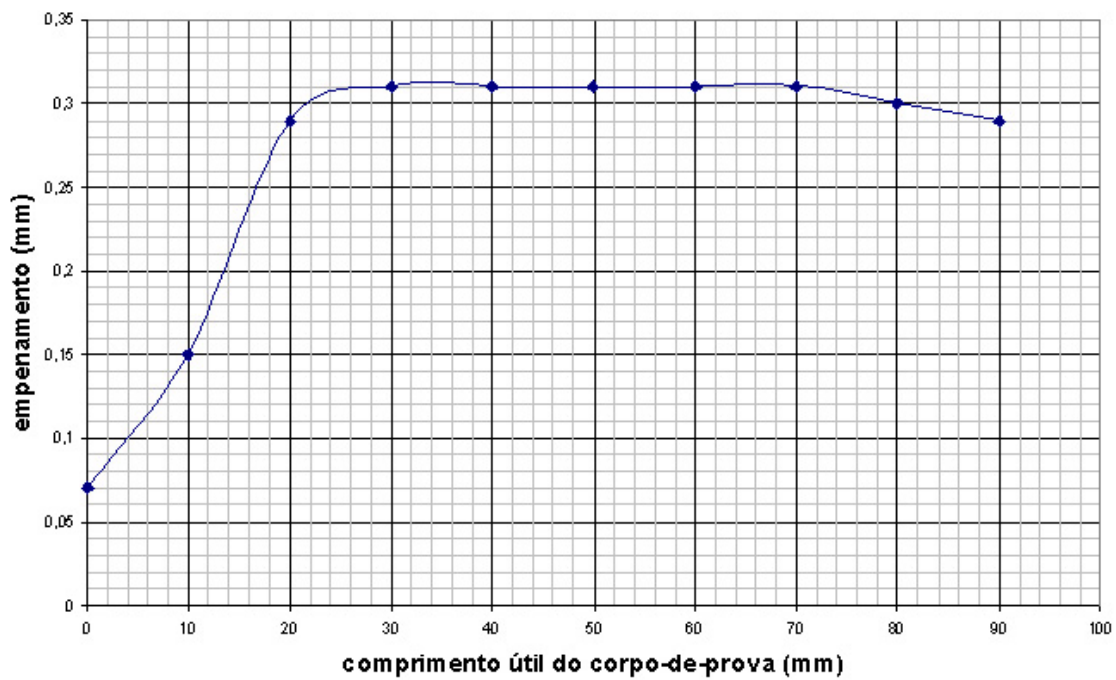
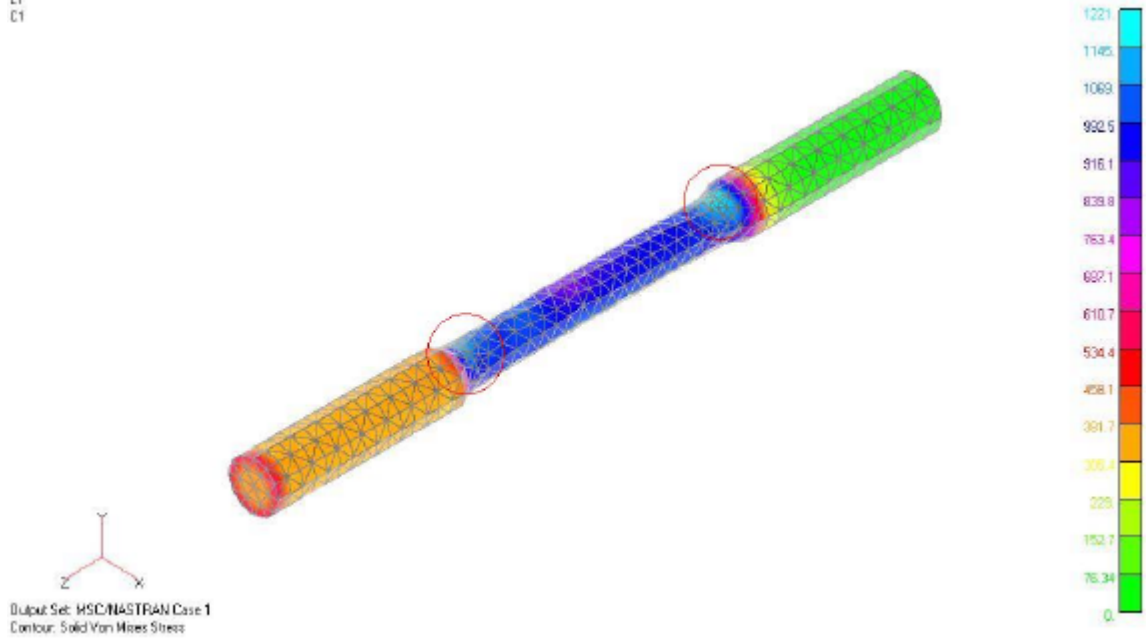


Figura 13: curva gerada pelo empenamento dos corpos de prova

Com o intuito de verificar a influência do empenamento dos corpos de prova foram gerados modelos de elementos finitos dos corpos de prova, por meio de análise com elementos volumétricos do tipo tetragonal com volume de  $4.5\text{mm}^3$  resultando em um modelo de 4872 nós e 2745 elementos. O carregamento aplicado foi de 100KN referente a 900MPa em um carregamento monotônico. Os resultados obtidos são mostrados na figura 14.

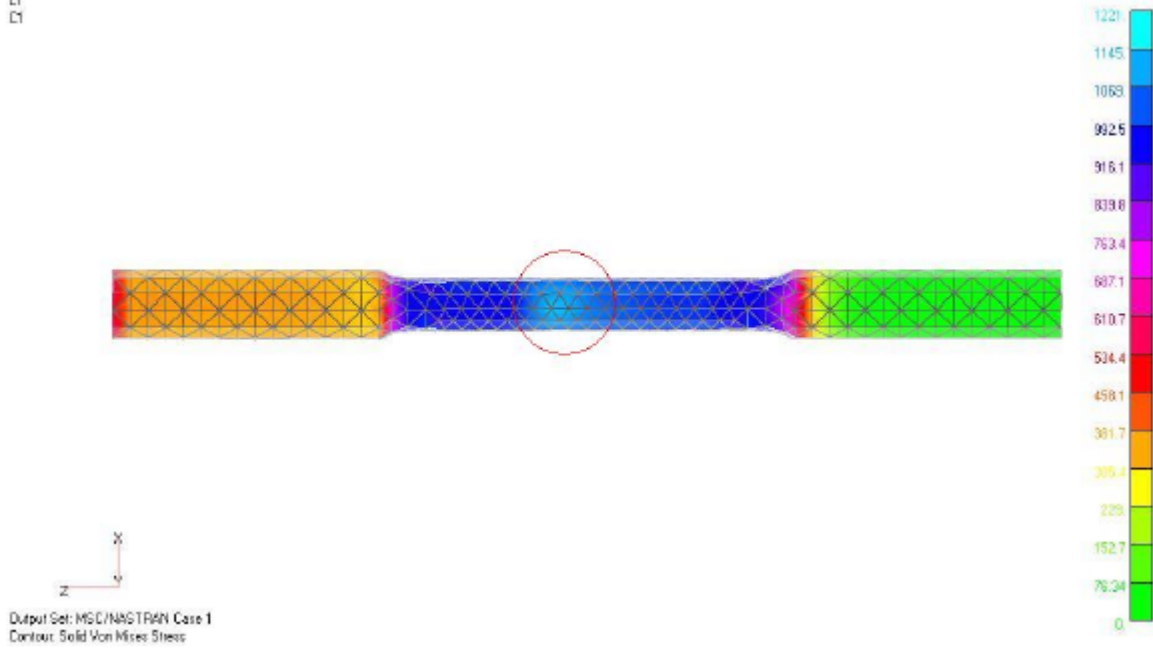


V1  
L1  
C1

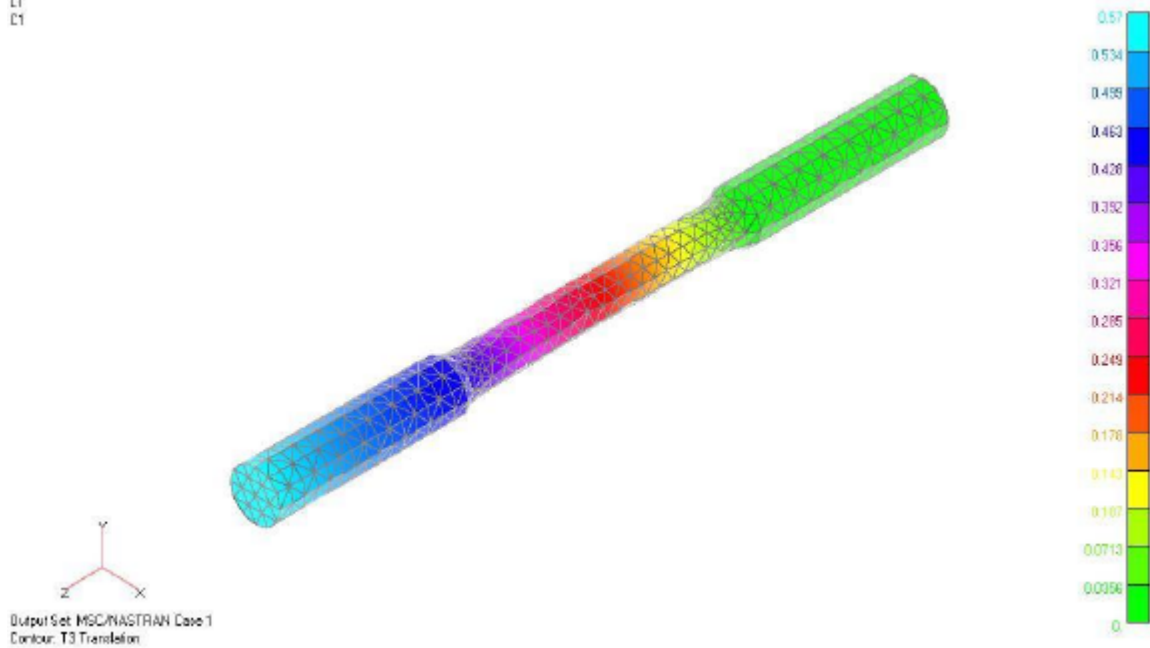


(a)

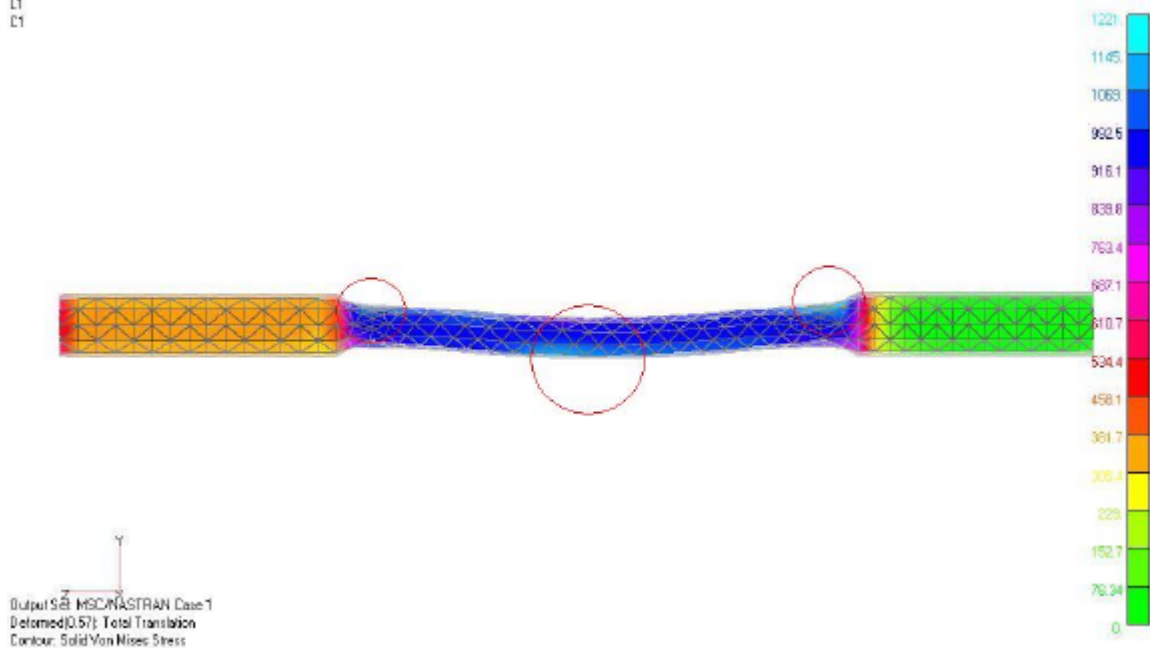
V1  
L1  
C1



(b)

V1  
 L1  
 C1


(c)

 V1  
 L1  
 C1


(d)

Figura 14: Resultados da análise de elementos finitos para o corpo de prova empenado, (a) e (b) mostra as regiões de máxima tensão de Von Mises (circuladas de vermelho) e seus respectivos valores numéricos, (c) mostra o deslocamento do corpo de prova no sentido do carregamento e (d) mostra o corpo de prova deformado e as regiões de máxima concentração de tensão.

Para a confirmação do modelo matemático por elementos finitos podemos confrontar os resultados experimentais com os resultados obtidos pela análise por elementos finitos. Nos resultados experimentais foram obtidos os mesmos valores de deslocamento no sentido do carregamento (0,57mm) e os locais de fratura dos corpos de prova coincidem com as regiões de máximas tensões no modelo matemático. A figura 15 mostra os corpos de prova fraturados.

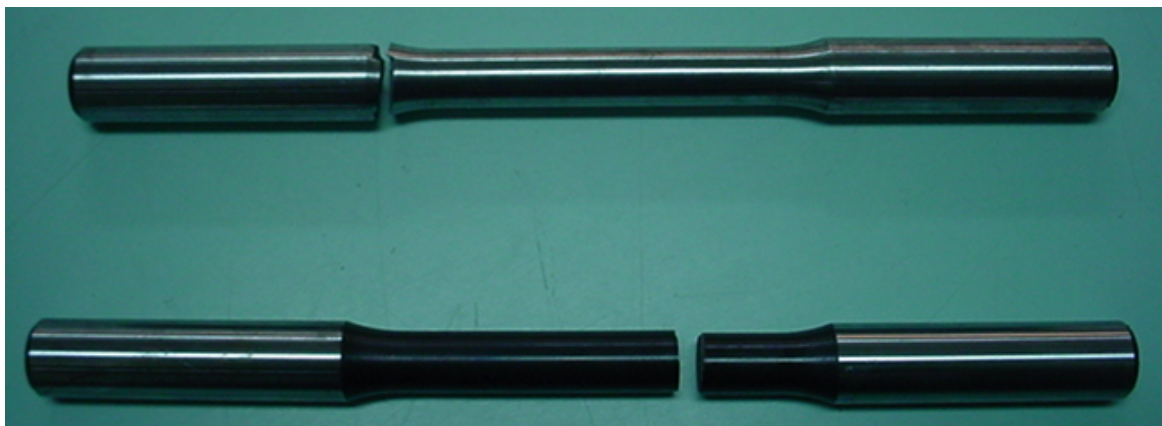


Figura 15: Corpos de prova fraturados nas regiões onde a análise de elementos finitos indicou concentração de tensões.

#### III.4. Tratamento dos dados experimentais

Após serem levantados os dados experimentais, estes serão tratados pelo modelo de confiabilidade de Weibull onde espera-se que os ensaios obedeçam a condição mostrada na equação III.3.

$$C(R = 0,2) = C(R = 0,3) = C(R = 0,4) = C(R = 0,5) \quad (\text{eq. III.3}),$$

onde  $C$  é a confiabilidade do resultado.

Através da utilização de um papel de Weibull serão determinados os parâmetros da distribuição e a confiabilidade será determinada pela equação III.4, onde  $\beta$  é o parâmetro de forma,  $\gamma$  é o parâmetro de distribuição e  $\eta$  é a vida característica ou vida útil média do material. Os parâmetros da distribuição são todos determinados no papel de Weibull.

$$C(t) = e^{\left(\frac{2N_{fBasquin} - g}{h}\right)^b} \quad (\text{eq. III.4})$$

No papel de Weibull quando todos os pontos geram uma reta o parâmetro de forma é igual zero e geralmente isto ocorre em falhas de componentes mecânicos.

A variável  $2N_{fBasquin}$  da equação III.4 será determinada pela equação de Basquin-Morrow, equação II.6, para cada um dos R ensaiados.

### III.5. Resultados experimentais

Foram realizados ensaios de tração a fim de caracterizar o material quanto ao seu comportamento estático e chegou-se nos resultados apresentado na tabela III.1. Foram também executados ensaios de fadiga onde não houve histerese, caracterizando fadiga de alto ciclo. Os resultados dos ensaios de fadiga são apresentados nas figuras 16 e 17.

Tabela III.1 Resultados experimentais para o aço ABNT 4140 temperado e revenido

Propriedade	Média	Desvio padrão
Diâmetro Final (mm)	8,90	0,26
Lf (mm)	55,20	1,64
Modulo (GPa)	205	3,79
Limite de escoamento (MPa)	1085	27,06
Limite de resistência (MPa)	1891	30,14
Limite real de ruptura (MPa)	2779	10,30
AT50 (%)	12,8	3,29
Deformação real ruptura (mm/mm)	0,10	0,03
Área final	62,25	3,73
ra (%)	44,36	2,79

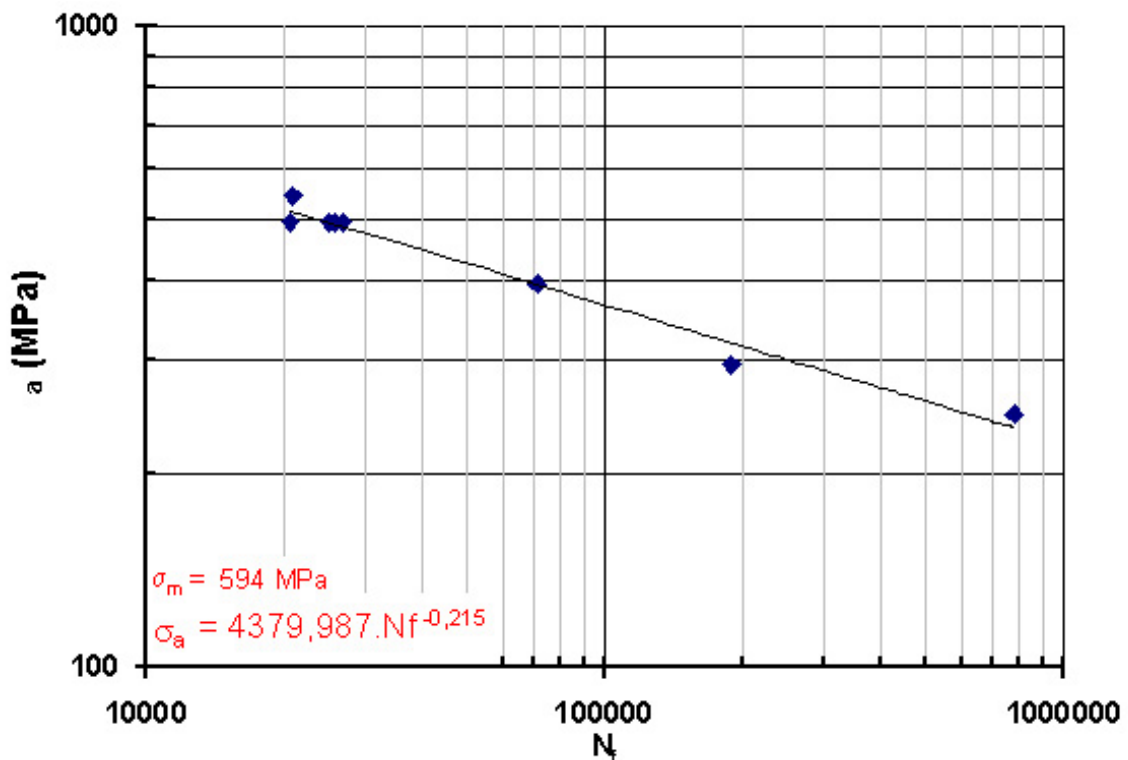


Figura 16: Resultados obtidos no ensaio de fadiga

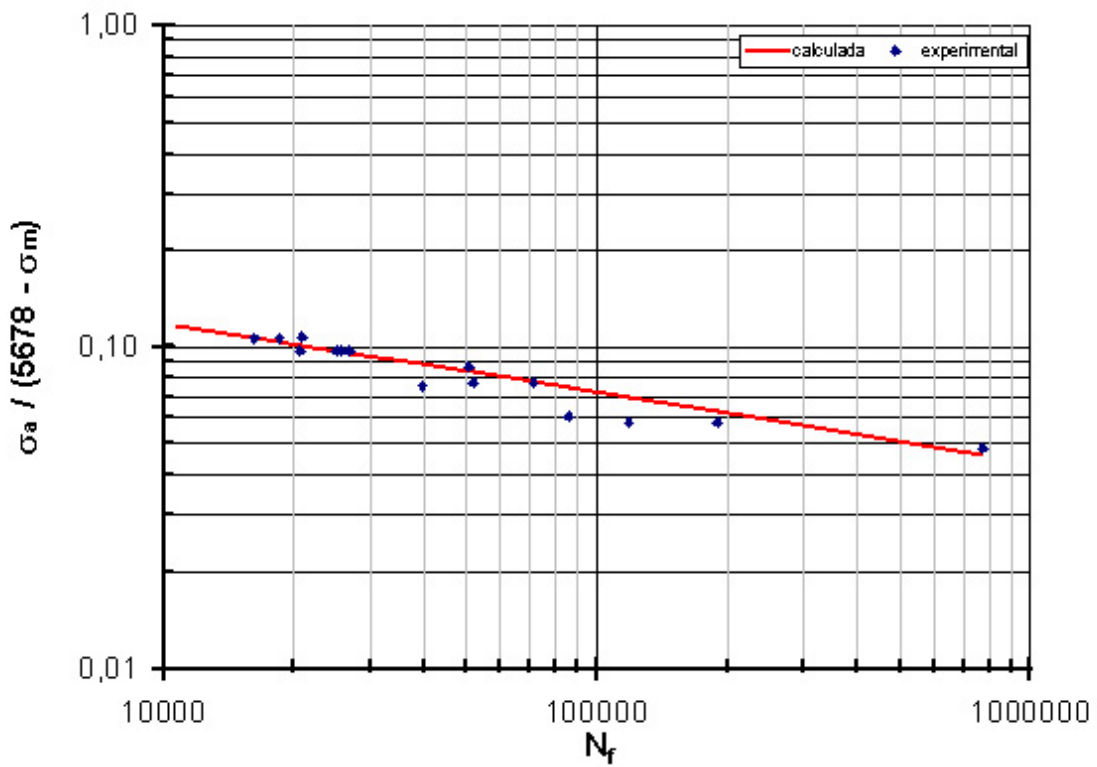


Figura 17: Gráfico mostra os pontos experimentais (em azul) obtidos pelo ensaio de fadiga e a curva calculada.

#### IV. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados apresentados mostram uma dispersão grande em algumas regiões do gráfico. Isto mostra a influência gerada pelo empenamento dos corpos de prova, que alteram completamente o campo de tensões eliminado a premissa de ensaio monotônico.

Os valores encontrados para o coeficiente de resistência a fadiga mostram-se elevados, isto se deve à elevada dureza que os corpos-de-prova apresentam.

A alteração da inclinação da curva de vida em fadiga (figura 16) deste material induziu o valor do coeficiente de resistência a fadiga aumentar com relação aos dados de literatura (vide Tabela II.4). Este valor é particularmente sensível a pequenas alterações em sua inclinação, pois se trata de uma relação exponencial.

Para determinar a confiabilidade das expressões de Weibull foram ordenados três pontos de uma série como mostra a tabela IV.1. Onde a probabilidade de falhas,  $F(t)$ , é calculada em função do tamanho da amostra,  $n$ , e da ordenação,  $J$ , segundo o posto mediano.

$$F(t) = \frac{J-0,3}{n+0,4} \quad (\text{eq. IV.1})$$

Tabela IV.1 Ordenação dos pontos para geração do gráfico de Weibull

J	Nf	F(t)
1	16190	0,2059
2	18461	0,5000
3	20863	0,84091



Com os dados da tabela IV.1 foi gerado o gráfico de Weibull mostrado na figura 18.

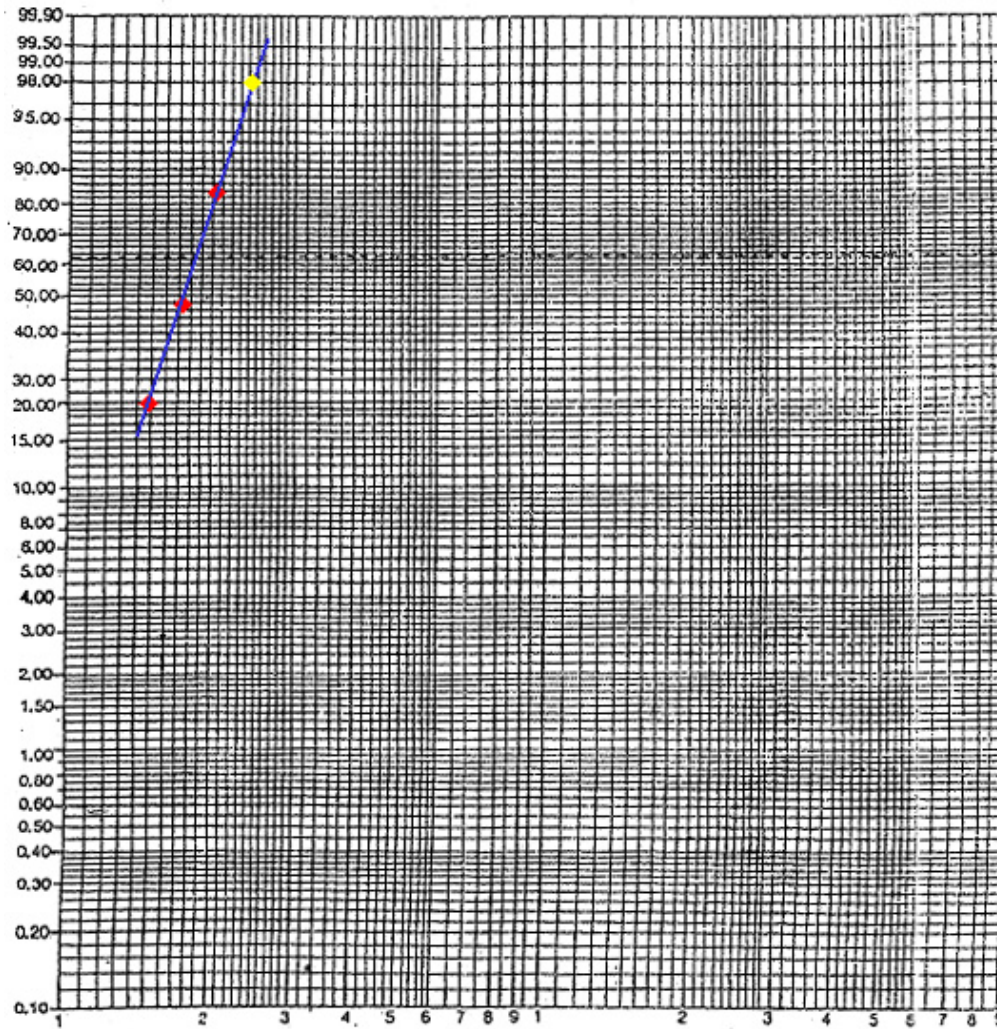


Figura 18: Gráfico de Weibull calculado segundo a tabela IV.1. Os pontos em vermelhos são pontos experimentais e o ponto em amarelo calculado segundo  $(5678 - S_m) \cdot (2 \cdot N_f)^{-0,215}$



## V. CONCLUSÕES

Os resultados mostram a grande sensibilidade que os ensaios de fadiga tem em relação a pequenas distorções geométricas, porém para determinar a real sensibilidade dos corpos-de-prova é necessário que se realize maiores estudos com corpos-de-prova empenados. Entretanto os resultados indicam que houve um grande desvio nos resultados devido ao empenamento e o estudo da influência do empenamento nos corpo-de-prova leva a possibilidade de levantar uma expressão para calcular o fator de concentração de tensão. Mas isso só é viável com uma bateria de amostras empenadas de diferentes formas.

Outro bom resultado que foi levantado foi à confiabilidade das expressões de Basquin-Morrow, através do método de Weibull, que mostrou que o modelo proposto por Basquin e completado por Morrow atinge ótimos resultados,

Apesar do empenamento dos corpos de prova os resultados obtidos pelo modelo de Weibull da confiabilidade são validos, pois foi levantada a confiabilidade das expressões e não dos resultados obtidos nos ensaios.

Contudo faz se necessários mais ensaios para garantir a certeza dos resultados de confiabilidade e da sensibilidade a distorções geométricas, tendo em vista a grande dispersão de alguns resultados obtidos. Um dos indicadores das dispersões é o valor do coeficiente de resistência a fadiga que está alto se compararmos com materiais de composição química e tratamento térmico próximo ao ABNT 4140 indicados na literatura.

## VI. REFERÊNCIAS

1. **DOWLING, N. E.** – *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue for Deformation, Fracture and Fatigue* – 2<sup>nd</sup> ed. 1999. Prentice Hall, p 357-548.
2. **MAGNABOSCO, R.; BOTTON, T.** – *Vida em fadiga de aços carbono com estrutura bifásica ferrita-martensita*. IN 14<sup>o</sup> CBECIMAT, São Pedro/SP, 03 a 06 de Dezembro de 2000.
3. **CALLISTER, W. D.** – *Materials Science and Engineering* – 4<sup>th</sup> ed. 1996 Wiley, p 203-205.
4. **SURESH, S.** – *Fatigue of Materials* – 2<sup>nd</sup> ed. 1998 Cambridge, p 1-8.
5. **SURESH, S.** – *Fatigue of Materials* – 2<sup>nd</sup> ed. 1998 Cambridge, p 49-54.
6. **SURESH, S.** – *Fatigue of Materials* – 2<sup>nd</sup> ed. 1998 Cambridge, p 133-158.
7. **SURESH, S.** – *Fatigue of Materials* – 2<sup>nd</sup> ed. 1998 Cambridge, p 219-234. <sup>(62)</sup>
8. **MITCHELL, M. R.** – *Fatigue Analysis for Design* – IN I Seminário Internacional de Fadiga da SAE Brasil – Seção São Paulo, São Bernardo do Campo/SP em 31 de Outubro de 2000.
9. **ASHBY, M. F.; JONES, D. H.** – *Engineering Material 1: An Introduction to their Properties & Applications* – 2<sup>nd</sup> ed. 1996 Butterworth-Heinemann, p 147-154.
10. **MEYERS, M. A.; CHAWLA K. K.** – *Mechanical Behavior of Materials* – 1<sup>st</sup> ed. 1999 Prentice-Hall, p 592-614
11. **ASM Metals Handbook, vol 1** - Properties and selection: Irons, Steel and high performance Alloys – p 176-181
12. **ASM Metals Handbook, vol 19** - Fatigue and Fractures – 969-970

13. **ANDERSON, T. L.** – Frature machanics Fundamentals and Applications – 2<sup>nd</sup> ed. 1995 CRC Press : Boca Raton, p200-351
14. **NORTON, R. T.** – Machine Design: An Integrated Approach – 2<sup>nd</sup> e. 2000 Prentice Hall, p987
15. **NORTON, R. T.** – Machine Design: An Integrated Approach – 2<sup>nd</sup> e. 2000 Prentice Hall, p151-252
16. **MAGNABOSCO, R.** – Técnicas de ensaio para previsão da vida em fadiga de liga de alumínio AA7175 – COBEM/2001