

Projeto de iniciação científica

**PREVISÃO DA VIDA EM FADIGA
DO AÇO ABNT 4140
TEMPERADO E REVENIDO
PARTE I – R = 0,2
FADIGA DE ALTO CICLO**

Relatório Final

Bolsista: RONNIE MIKIO SHIBATA

e-mail: ronnie_shibata@yahoo.com.br

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco
Departamento de Engenharia Mecânica - UNIFEI

e-mail: rodrmagn@cci.fe.br

13 de maio de 2002

I. OBJETIVOS e JUSTIFICATIVAS

O presente projeto de pesquisa tem por objetivo levantar dados da vida em fadiga de alto ciclo do aço ABNT 4140 temperado e revenido a 300° C por 1 hora, verificando a influência das variáveis de ensaio dependente da amplitude de tensões. Para a obtenção dos dados deste projeto, será utilizada a relação de tensão máxima e mínima, R, igual à 0,2. Como esse material é de grande uso em indústrias brasileiras e pouco utilizado em países que estudam mais a fundo os materiais, dificilmente se encontra publicações com dados referentes à fadiga do aço 4140. Neste trabalho serão utilizados, como base para comparação, alguns materiais de composição química e propriedades mecânicas semelhantes.

II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 Fadiga

A maioria dos componentes mecânicos encontrados em máquinas, veículos e estruturas estão freqüentemente submetidos a carregamentos repetitivos, também chamados de carregamentos cíclicos, que podem causar danos microscópicos irreversíveis ao componente assim solicitado. Com o passar do tempo, o material vai sofrendo acúmulo no dano causado pelo esforço cíclico até que aconteça um dano macroscópico, levando inclusive o componente à quebra. Esse processo de danificação e quebra de um componente associado ao carregamento cíclico é denominado *fadiga*.^[1]

A definição de fadiga segundo ASTM é a seguinte:

*“Processo **progressivo** e **localizado** de modificações estruturais permanentes ocorridas em um material submetido a condições que produzam tensões e deformações cíclicas que pode culminar em **trincas** ou **fratura** após um certo número de ciclos.”*^[16]

Quatro palavras-chaves merecem destaque nesta definição.

A palavra “*progressivo*” implica em que o processo de fadiga ocorre após um certo período de tempo sob uma solicitação cíclica. A palavra “*localizado*” implica em que o processo de fadiga ocorre em uma certa região, que possua alta concentração de tensões e deformações, seja por mudanças bruscas na geometria do componente, por diferenças de temperaturas, tensões residuais, etc. A palavra “*trinca*” é a parte mais preocupante no processo de fadiga, já que a principal causa de uma falha por fadiga é que a trinca sofreu um crescimento até um ponto em que a seção

restante não suporta as tensões e deformações aplicadas e termina em ruptura repentina do material. Esse crescimento se dá devido ao carregamento cíclico imposto ao material. A palavra “*fratura*” implica que o último estágio do processo de fadiga é a separação do componente ou estrutura em duas ou mais partes.^[16]

Se o número de repetições do carregamento é muito alto, maior que 10^4 ciclos, o processo é denominado *fadiga de alto ciclo*.^[1]

Algumas aplicações práticas, e também vários ensaios de fadiga em materiais, envolvem esforços cíclicos com tensões máximas e mínimas que se mantêm constantes ao longo do tempo. A variação de tensão, Δs , é a diferença entre o máximo e o mínimo valor; e a tensão média, s_m , é dada pela média aritmética entre a máxima e a mínima tensão. O valor de s_m pode ser zero, como mostra a Figura 1(a) ou diferente de zero, como ilustram as Figuras 1(b) e (c). A metade da variação de tensão é a amplitude de tensão, s_a , que é a variação em torno da tensão média. As expressões matemáticas para estas definições são as seguintes:^[1]

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

$$s_m = \frac{s_{\text{máx}} + s_{\text{mín}}}{2} \quad (\text{eq.II.2})$$

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

O termo *tensão alternada* é utilizada por alguns autores como amplitude de tensões para $R = -1$. É válido notar que:

$$s_{\text{máx}} = s_m + s_a \quad (\text{eq.II.4})$$

$$s_{\text{mín}} = s_m - s_a \quad (\text{eq.II.5})$$

O sinal de s_a é sempre positivo. Algumas vezes razões entre pares de variáveis anteriormente citados são usadas.

$$R = \frac{S_{\text{máx}}}{S_{\text{mín}}} \quad (\text{eq.II.6})$$

$$A = \frac{S_a}{S_m} \quad (\text{eq.II.7})$$

onde R é a razão entre máxima e mínima tensão e A é a razão de amplitude.^[1]

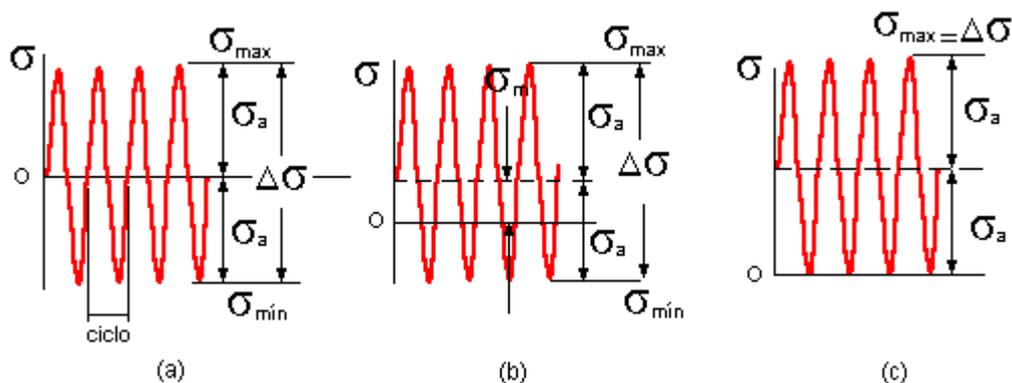


Figura 1 – Representação de $s_{\text{máx}}$, $s_{\text{mín}}$, s_m e s_a . (a) carregamento cíclico com $s_m = 0$; (b) carregamento cíclico com $s_m \neq 0$; (c) carregamento cíclico com $s_{\text{mín}} = 0$.

O primeiro estudo de falha mecânica de um material por esforço cíclico foi feito por W.A.J. ALBERT em 1828; porém o termo *fadiga* foi empregado para este tipo de falha em 1839 em um trabalho de J.V. PONCELET. Em 1860, August WÖHLER iniciou ensaios para se descobrir as causas deste tipo de falha, motivado pelas falhas ocorridas nos trilhos de trem, testando aços e outros metais sob torção e carregamentos axiais.^[1] Ele observou que a resistência mecânica dos trilhos de trem submetidos a carregamentos cíclicos era notavelmente menor do que a resistência do mesmo material sob carregamento estático. Seu trabalho foi direcionado para a caracterização do comportamento sob fadiga relacionando a amplitude de tensão (s_a)

e o número de ciclos admissíveis (N_f), originando a curva S-N, ilustrada na Figura 2 .

O trabalho de Wöhler utilizava tensão média (s_m) igual a zero. [2]

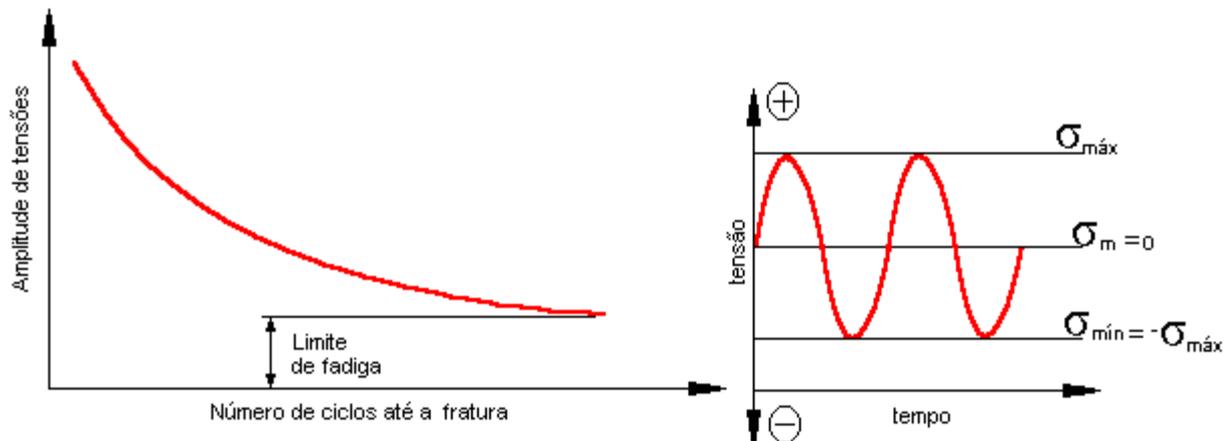


Figura 2 – Curva S-N do trabalho de Wöhler

A máxima amplitude de tensões em que a fratura não ocorre mesmo após um alto número de ciclos é denominada *limite de fadiga* [4].

Um modelo clássico para o dimensionamento à fadiga envolve a caracterização da *vida total em fadiga* para a falha em função da amplitude de tensões (curva S-N) ou amplitude de deformações (plástica ou total), num carregamento cíclico. Nestes métodos, o número de ciclos de tensão ou deformação necessário para induzir a falha por fadiga em corpos-de-prova, inicialmente sem defeitos, é estimado sob controle de amplitude de tensões ou deformações. A vida em fadiga resultante incorpora o número de ciclos necessário para iniciar a trinca dominante (que pode equivaler a aproximadamente 90% da vida total do componente para baixas solicitações, ou fadiga de alto ciclo) e o número de ciclos para a propagação desta trinca até a falha. Como a iniciação da trinca de fadiga do alto ciclo constitui a maior

parte da vida em fadiga, estes métodos clássicos são utilizados para dimensionamento contra a iniciação da trinca. ^[2]

Sob fadiga de alto ciclo (e portanto, baixa tensão), o material se deforma principalmente de forma elástica; o número de ciclos para a falha sob *fadiga de alto ciclo* tem sido tradicionalmente caracterizado em função da amplitude de tensões. Entretanto, as tensões associadas à *fadiga de baixo ciclo* são geralmente altas o suficiente para causar grande deformação plástica antes da falha por fadiga. Devido a essa circunstância, a vida em fadiga de baixo ciclo é caracterizada em função da amplitude de deformações. ^[2]

Foi constatado que o processo de fadiga é condicionado pela deformação plástica cíclica. Sem a deformação plástica repetitiva não se teria fadiga. Por exemplo, a amplitude de deformação plástica no limite de fadiga é da ordem de 10^{-5} para todo o material. Essa deformação plástica, aplicada apenas uma vez, não causa nenhuma alteração substancial na microestrutura deste material, porém a repetição múltipla desta pequena deformação plástica acarreta o dano acumulado, que tem como consequência a fratura por fadiga. A deformação elástica é totalmente reversível e não pode, desta forma, causar nenhum dano. A deformação plástica causa alterações irreversíveis na microestrutura do material, e portanto, somente a deformação plástica cíclica pode ser considerada como o principal fenômeno no processo de fadiga. ^[4] Cabe aqui, no entanto, a discussão do mecanismo de formação da falha por fadiga em materiais.

Com referência às mudanças causadas pela deformação plástica cíclica, é possível dividir o processo de fadiga em três estágios consecutivos: ^[4]

- a) Endurecimento ou amolecimento por fadiga, dependendo principalmente do estado inicial do material e da amplitude de tensão ou deformação. Este estágio é caracterizado pelas mudanças na microestrutura;^[4]
- b) Nucleação de microtrincas localizadas, geralmente na camada superficial. Um denominador comum entre todos os tipos de nucleação é a concentração de tensões na camada superficial.^[4]
- c) Propagação/crescimento da trinca, finalizando com a falha do componente. O fator de controle da propagação da trinca depende principalmente da ponta da trinca, na região onde a concentração de deformação plástica cíclica é muito alta.^[4]

A seqüência dos eventos que ocorrem durante a solicitação cíclica é mostrada esquematicamente na Figura 3. A curva da vida em fadiga (em vermelho), que é uma curva S-N para esforço cíclico de amplitude de tensão constante, representa o fim do crescimento da trinca e simultaneamente, o fim do processo de fadiga. As outras duas curvas demarcam o fim dos estágios de nucleação e de endurecimento e/ou amolecimento, respectivamente.^[4]

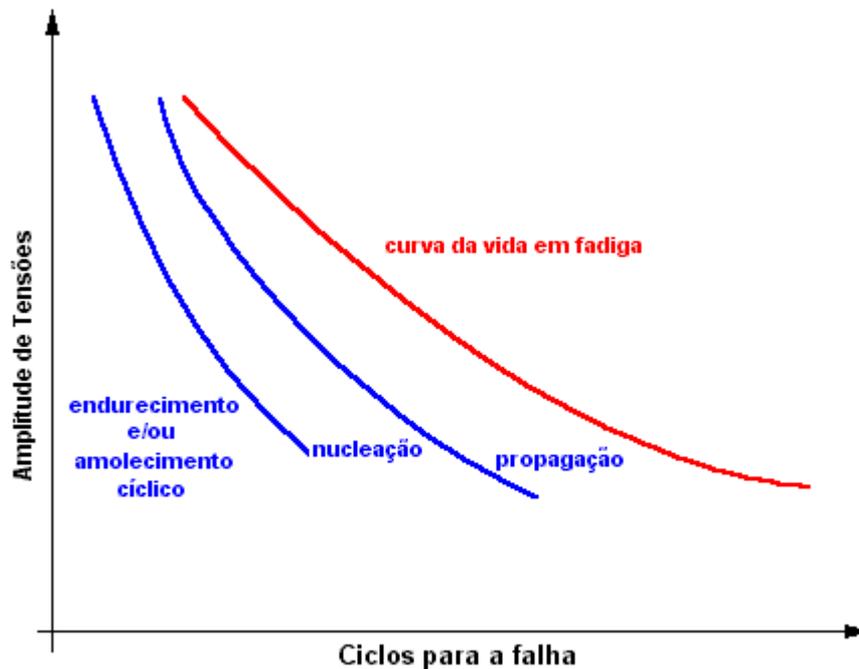


Figura 3 – Estágios do processo de fadiga

Carregamentos cíclicos em metais e ligas metálicas causam modificações em suas microestruturas. Resultados experimentais demonstram que essas modificações são de caráter de saturação. A um corpo de prova foi imposto um carregamento cíclico de tração-compressão com amplitude de tensão constante. Após um certo número de ciclos, o carregamento foi interrompido e foram medidas as propriedades mecânicas à tração, obtendo-se a curva tensão-deformação mostrada na Figura 4. Verificou-se que a resistência do material aumentou com o aumento do número de ciclos, ocorrendo o endurecimento cíclico. O melhor e mais adequado método para se detectar o amolecimento/ endurecimento é a medição constante do laço de histerese durante o carregamento cíclico. Esses processos são condicionados devido à deformação plástica cíclica. As deformações plásticas são produzidas geralmente pela movimentação de discordâncias. ^[14]

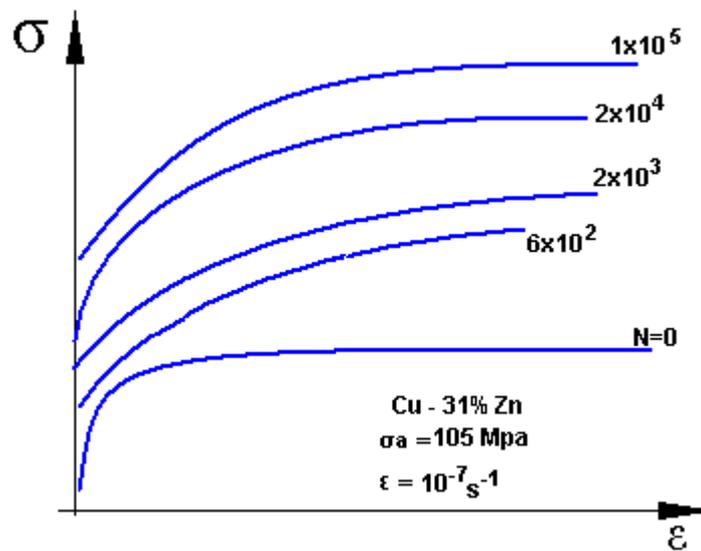


Figura 4 – Influência do número de ciclos na curva tensão-deformação^[14]

O processo de fadiga é fortemente influenciado pelo acabamento superficial do componente. Isso ocorre pois a trinca de fadiga sempre é nucleada na superfície livre de metais carregados ciclicamente. A nucleação, assim como todo o processo de fadiga, é controlado pela deformação plástica cíclica. Desta forma, espera-se que a trinca se nucleie em regiões em que a deformação plástica cíclica é maior do que a média, ou seja, em regiões de concentração de tensões. Essas regiões de concentração de tensões podem ser macroscópicas, devido a geometria, como entalhes por exemplo, ou microscópicas. Uma pequena ranhura da ordem de algumas dezenas de micra pode aumentar, localmente, a tensão por algumas dezenas de por cento. Por outro lado, um acabamento superficial pode produzir uma fina camada deformada plasticamente com tensão residual de compressão, o que pode balancear o efeito de concentração microscópica de tensão. Um outro tipo de concentrador microscópico de tensões é o degrau superficial que aparece devido a movimentação de discordâncias durante a

deformação plástica, isso indica que o próprio carregamento cíclico pode promover o aparecimento de regiões de concentração de tensões. Partículas de fases secundárias, assim como inclusões e precipitados, tendo propriedades elásticas diferentes da matriz, também servem como concentradores de tensões. ^[15]

Observações diretas da superfície têm mostrado que existem basicamente três tipos de regiões de nucleação: ^[15]

1. Bandas de escorregamento de fadiga;
2. Contornos de grão;
3. Inclusões superficiais.

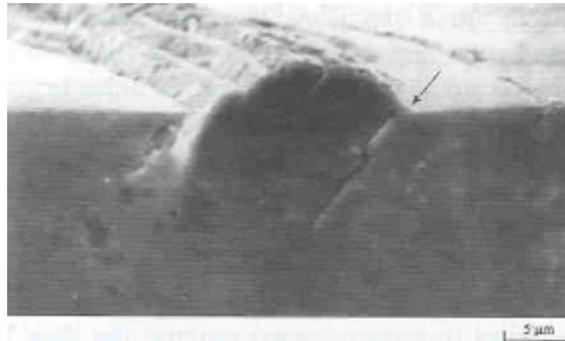


Figura 5 – Nucleação de trinca de fadiga (indicada pela seta) em um plano persistente de deslizamento de um cristal de cobre solicitado por 60000 ciclos^[18].

A etapa de nucleação termina na formação de microtrincas superficiais.^[15] A etapa seguinte é o crescimento/propagação da trinca, que é dividida em dois estágios: *propagação estável e propagação instável*. Essas microtrincas se propagam ao longo dos planos persistentes de deslizamento, que são planos em que a tensão de cisalhamento é máxima, geralmente à 45° em relação à direção da aplicação da carga. Este estágio é conhecido como estágio I. Com o aumento do comprimento, as trincas deixam os planos persistentes de deslizamento (PPD) e tendem a se propagar perpendicularmente à tensão de tração, caracterizando o estágio II. No estágio II, geralmente apenas uma trinca se propaga, sendo que as outras param no estágio I. Estes dois estágios são esquematicamente mostrados na Figura 6. O tamanho da trinca onde ocorre essa transição estágio I – estágio II depende principalmente do material e da amplitude de tensões. Geralmente, quanto menor for a amplitude de tensões, maior é o comprimento da trinca para a transição. A taxa de propagação no estágio I é geralmente muito menor do que a do estágio II, sendo assim, o número de ciclos gastos na propagação da trinca no estágio I é muito maior do que no estágio II, no caso de corpos-de-prova sem entalhes. O número de ciclos necessários para a

nucleação em PPD em corpos-de-prova entalhados é praticamente desprezível e todo o processo de propagação da trinca de fadiga é do tipo do estágio II. A propagação no estágio II termina, geralmente, na fratura da seção transversal remanescente. A propagação da trinca de fadiga no estágio I através dos planos persistentes de deslizamento é controlada pela componente cortante da tensão aplicada. A propagação não-cristalográfica (no estágio II) é controlada pela componente normal.^[17]

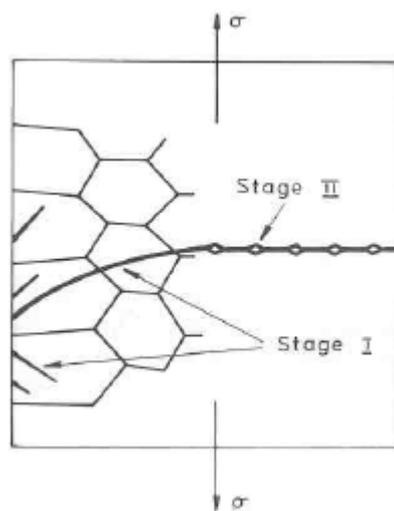


Figura 6 – Estágios da propagação da trinca de fadiga^[17]

A caracterização da propagação da trinca de fadiga é uma grande aplicação da mecânica da fratura. Modernas teorias da mecânica da fratura tiveram sua origem baseada nos trabalhos de Griffith (1921) que estabeleceu critérios para um tamanho de trinca instável em um sólido frágil em função do balanço entre as mudanças de energia mecânica e superficial do sistema. Griffith propôs que, para ocorrer um crescimento unitário sob influência de uma tensão aplicada, a diminuição na energia potencial do sistema deve ser igual ao aumento na energia de superfície devido ao tamanho da trinca. Utilizando as análises de tensão de Inglis (1913) para uma trinca

de formato elíptico em uma chapa infinita (vide Figura 7) de comportamento elástico, Griffith definiu a alteração na energia potencial como:^[20]

$$w_e = - \frac{\pi \cdot a^2 \sigma^2 B}{E'} \quad (\text{eq. II.8})$$

onde E' para estado plano de tensões e estado plano de deformações, respectivamente, é:

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad \text{e} \quad E' = E \quad (\text{eq. II.9})$$

onde E é o módulo de elasticidade e ν é o coeficiente de Poisson.

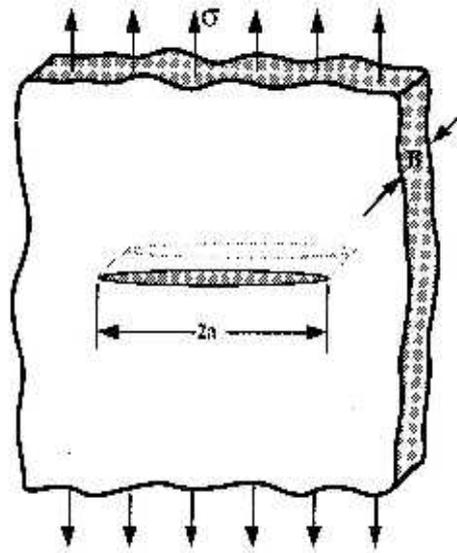


Figura 7 : Chapa de dimensões relativamente infinitas com uma trinca de formato elíptico de comprimento $2a$.^[19]

A energia de superfície do sistema associada à trinca é:

$$w_s = 4 \cdot a \cdot B \cdot \gamma_s \quad (\text{eq. II.10})$$

onde γ_s é a energia de superfície livre por unidade de área de superfície. Assim sendo, a energia total do sistema é:

$$U = w_e + w_s = -\frac{\pi \cdot a^2 \sigma^2 B}{E'} + 4 \cdot a \cdot B \cdot \gamma_s \quad (\text{eq. II.11})$$

Griffith notou que a condição crítica para o início do crescimento da trinca era:

$$\frac{dU}{dA} = \frac{dW_e}{dA} + \frac{dW_s}{dA} - \frac{\pi \cdot a \sigma^2}{E'} + 2 \cdot \gamma_s = 0 \quad (\text{eq. II.12})$$

onde $A=2 \cdot a \cdot B$ é a área da trinca e dA corresponde ao aumento infinitesimal na área da trinca. A tensão crítica para o início da fratura é:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2 \cdot E \cdot \gamma_s}{\pi \cdot a}} \quad (\text{eq. II.13})$$

Como a segunda derivada d^2U/da^2 é negativa, a condição de equilíbrio dada anteriormente, fornece o valor para a propagação instável. Griffith idealizou um modelo para fratura de comportamento frágil, considerando que a tensão na ponta da trinca excede a tensão de coesão do material (tensão necessária para superar a força de ligação dos átomos). Nos materiais de engenharia mais comuns, ocorre a deformação plástica não-linear próximas à ponta da trinca devido à tensão aplicada. Desta forma, o balanço de energia proposto por Griffith não poderia ser considerado para a maioria dos materiais de engenharia. Orowan (1952) estendeu o modelo de Griffith para os outros metais implementando uma parcela de dissipação de energia devido à deformação plástica na parcela da energia de superfície, resultando a seguinte equação: ^[20]

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2 \cdot E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi \cdot a}} \quad (\text{eq. II.13})$$

onde γ_p é o trabalho de deformação plástica por unidade de área de superfície criada. Vale ressaltar, que geralmente, o valor de γ_p é consideravelmente maior que o valor de γ_s .^[20]

Na mecânica da fratura linear elástica, o início do avanço da trinca é caracterizada por um valor crítico de *fator de intensidade de tensão*, K_c . O valor de K_c é função do modo de sollicitação (à tração, flexão ou torção), do ambiente químico, da microestrutura do material, da temperatura de ensaio, da taxa de deformação e do estado de tensão. Sob carregamento cíclico, o começo do crescimento da trinca a partir de um defeito pré-existente pode ocorrer a valores de tensões mais baixos que o valor da tenacidade à fratura. Para situações onde quase não haja escoamento, ou seja, não há deformação plástica na ponta da trinca, Paris definiu que o crescimento da trinca sob carregamento cíclico é regido pela seguinte lei:^[20]

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (\text{eq. II.14})$$

onde da/dN é a taxa de crescimento da trinca de fadiga por número de ciclos (a é o tamanho da trinca e N é o número de ciclos), os termos C e m são constantes obtidas empiricamente que são funções da propriedade e microestrutura do material, da frequência dos ciclos, da tensão média, do ambiente, do modo de sollicitação, estado de tensões e temperatura e ensaio e ΔK é a faixa do fator de intensidade de tensão, definido por:^[20]

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} \quad (\text{eq. II.15})$$

$K_{\text{máx}}$ e $K_{\text{mín}}$ são respectivamente os valores máximos e mínimos do fator de intensidade de tensão correspondentes às cargas máxima e mínima. Vale ressaltar que o fator de intensidade de tensão é definido por: ^[20]

$$K = Y \cdot s \cdot \sqrt{p \cdot a} \quad (\text{eq. II.16})$$

para uma chapa com uma trinca de tamanho $2 \cdot a$ no centro, submetida a ensaio de fadiga à tração, com amplitude $\Delta s = s_{\text{máx}} - s_{\text{mín}}$. Y é o fator de forma da trinca. ^[20]

Esta lei empírica, eq. II.14 é muito utilizada na caracterização da taxa de crescimento da trinca de fadiga para uma ampla gama de materiais e condições de ensaio. A equação de Paris também representa uma das aplicações mais usuais da mecânica da fratura linear elástica. ^[20]

II.2 Previsão da vida em fadiga

Em 1910, O.H. Basquin propôs uma equação empírica para caracterizar as curvas S-N dos metais. Ele mostrou que em um diagrama bi-logarítmico da amplitude de tensão versus número de ciclos para a fadiga há uma relação linear^[2], estabelecendo assim uma lei exponencial para a fadiga.^[5] A amplitude de tensões pode ser relacionada com o número de ciclos até a fratura pela seguinte equação:

$$s_a = s_f' \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (\text{eq.II.17})$$

onde:

$s_a = \frac{s}{2}$ considerando $s_m = 0$, tem-se que s_a é a amplitude real de tensão;

N_f é o número de ciclos até a fadiga;

b é o expoente de Basquin;

s_f' é o coeficiente de resistência à fadiga, e para muitos metais esse valor é aproximadamente a tensão real de ruptura do material.^[5]

Mais tarde, baseando-se na equação de Basquin, J. Morrow estabelece a equação matemática que considera os efeitos de uma tensão média (S_m) com valor diferente de zero:

$$s_a = (s_f' - s_m) \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (\text{eq.II.18})$$

A partir desta relação, Relação de Basquin-Morrow, pode-se prever a vida em fadiga do material metálico, conhecendo-se as tensões aplicadas e parâmetros do material (b e s_f').^[6]

A noção de que deformações plásticas são responsáveis pelo dano acumulado foi estabelecida por Coffin (1954) e Manson (1954). Trabalhando independentemente em problemas relacionados à fadiga sob efeitos térmicos e alta amplitude de tensão

aplicada, Coffin e Manson propuseram uma relação empírica entre o número de ciclos

para a falha por fadiga e a amplitude de deformação plástica $(\frac{\Delta e_p}{2})^{[2]}$:

$$\frac{\Delta e_p}{2} = e_f' (2.N_f)^c \quad (\text{eq.II.19})$$

onde:

$\frac{\Delta e_p}{2}$ é a amplitude de deformação plástica;

N_f é o número de ciclos até a falha por fadiga;

e_f' é o coeficiente de ductilidade na fadiga, que para alguns metais é numericamente igual à deformação real;

c é expoente de ductilidade na fadiga ou expoente de Coffin, que situa-se aproximadamente entre $-0,5$ e $-0,7$ para muitos metais.^[5]

A amplitude de deformação total possui dois componentes: amplitude de deformação plástica, expressada pela equação de Coffin e Manson, e amplitude de deformação elástica, expressada pela equação de Basquin-Morrow relacionada com a Lei de Hooke.^[7]

$$e_t = e_e + e_p \quad (\text{eq.II.20})$$

Que pode também ser descrita considerando amplitudes constantes:^[5]

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{\Delta e_e}{2} + \frac{\Delta e_p}{2} \quad (\text{eq.II.21})$$

Sabendo-se que a Lei de Hooke pode ser expressa da seguinte forma:^[5]

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{s_a}{E} \quad (\text{eq.II.22})$$

E substituindo-se a equação II.18 em II.22, obtém-se a seguinte relação:^[5]

$$\frac{\epsilon_e}{2} = \frac{(s_f' - \sigma_m)}{E} (2.N_f)^b \quad (\text{eq.II.23})$$

Combinando-se as equações II.19, II.23 e II.21, tem-se:^[5]

$$\frac{\epsilon}{2} = \frac{s_f' - s_m}{E} (2.N_f)^b + \epsilon_f' (2.N_f)^c \quad (\text{eq.II.24})$$

Obtém-se, então, uma equação que descreve completamente a fadiga. Para se conseguir uma maior vida em fadiga, deve-se considerar o tipo de sollicitação:

- para baixas tensões (*Fadiga de Alto Ciclo, controlada por tensão*), a parcela que descreve a deformação elástica é a mais importante, ou seja, prioriza-se na seleção de material a resistência mecânica;
- para altas tensões (*Fadiga de Baixo Ciclo, controlada por deformação*), a parcela que descreve a deformação plástica é a mais importante, ou seja, é priorizada a ductilidade na seleção de material.

Uma curva esquemática de amplitude de deformação em função do número de ciclos até a fratura pode ser demonstrada pela Figura 8.^[5]

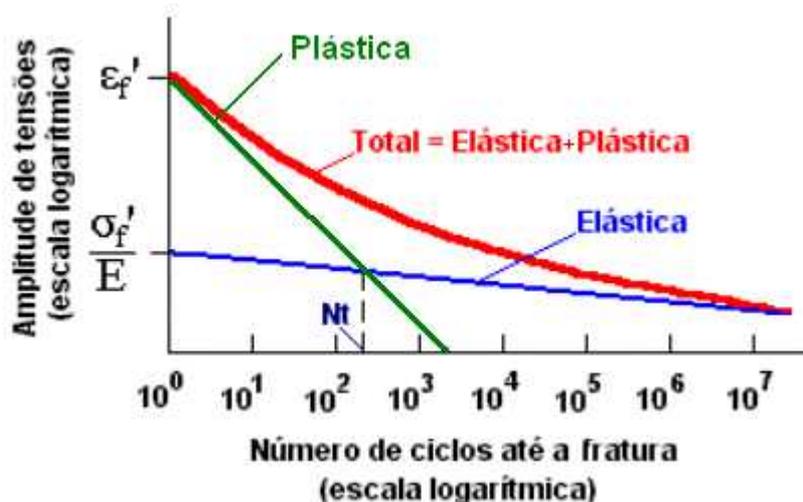


Figura 8 – Curva esquemática de amplitude em função do número de ciclos até a fratura.

Ao observar a Figura 8, é possível extrair algumas conclusões. Em fadiga de baixo ciclo, número de ciclos menor que N_t , predomina a deformação plástica controlada pela ductilidade do metal. Já para números de ciclos maiores que N_t , predomina a deformação elástica, que é controlada pela resistência mecânica do material. Um material ideal seria aquele que possuísse alta resistência mecânica e alta ductilidade simultaneamente, ou seja, que possuísse alta tenacidade. A transição do tipo de fadiga, alto e baixo ciclo, ocorre quando o número de ciclos é igual a N_t , como mostrado na Figura 8. Nesse ponto tem-se que $\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{\Delta \epsilon_p}{2}$. Portanto, quando $s_m=0$, pode-se calcular a transição da vida em fadiga pela seguinte equação:

$$2.Nt = \left(\frac{\epsilon_f' . E}{\sigma_f'} \right)^{1/(b-c)} \quad (\text{eq. II.25})$$

Este ponto, graficamente, é a intersecção das linhas de deformação plástica e elástica.^[5] É possível determinar essa transição para alguns materiais à partir de dados como os da Tabela I:

Tabela I – Propriedades mecânicas, monotônicas e cíclicas, de alguns aços^[8] :

Material	Dureza	Condição	s_{LR} MPa	s_{LE} MPa	s_f MPa	RA %	E GPa	s'_f MPa	b	e'_f	c	Nt
4130	370HB	T+R	1426	1357	1819	54	199	1731	-0,08	0,84	-0,68	$1,02 \times 10^3$
4142	450HB	T+R	1757	1584	1998	42	206	2017	-0,08	0,85	-0,90	$1,16 \times 10^2$
	475HB	T+R	1929	1722	2170	35	206	2209	-0,08	0,68	-0,98	$5,03 \times 10^1$
	475HB	T+R	2032	1894	2067	20	199	2036	-0,08	2,75	-1,20	$7,38 \times 10^1$
	560HB	T+R	2239	1688	2652	27	206	3247	-0,12	0,07	-0,81	$4,34 \times 10^0$
4340	350HB	T+R	1240	1178	1653	57	192	1944	-0,10	1,22	-0,73	$1,00 \times 10^3$
	409HB	T+R	1467	1371	1557	38	199	1898	-0,09	0,67	-0,64	$1,14 \times 10^3$
8630	254HB	N	785	709	840	16	199	1049	-0,11	0,20	-0,86	$6,37 \times 10^1$
8640	361HB	T+R	1373	1306	1583	52	223	1487	-0,06	0,60	-0,61	$1,79 \times 10^3$

T+R: Temperado e revenido; N: normalizado.

Como se pode observar, a transição da vida em fadiga para alguns aços está em torno de 10^3 ciclos, portanto, se o material for solicitado em 10^4 ciclos, certamente a vida em fadiga do mesmo será de alto ciclo e desta forma, como pode ser observado na Figura 8, o trecho plástico tem pouca importância.

A Figura 9 mostra o número de ciclos da transição de fadiga de baixo para alto ciclo considerando, inclusive, valores $s_m \neq 0$, utilizando como exemplos os aços 4142 (475HB) e 4340 (350HB), da Tabela I.

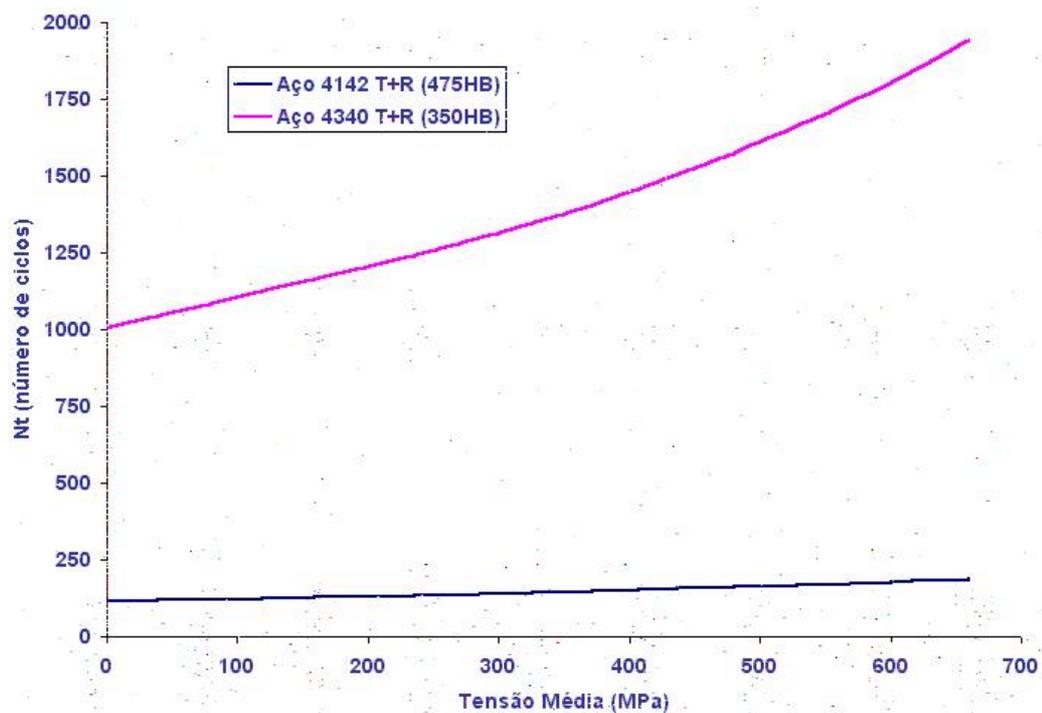


Figura 9 – Variação de número de ciclos para transição de vida em fadiga de baixo para alto ciclo em função da tensão média.

Como é possível verificar, o aumento na tensão média imposta num carregamento cíclico, acarreta em um conseqüente aumento no número de ciclos para a transição da vida em fadiga, de baixo para alto ciclo, de um material. Um aumento no valor de tensão média faz com que a parcela referente a deformação elástica sofra

um leve decréscimo, fazendo com que o número de ciclos para a transição seja maior, em outras palavras, o aumento no valor da tensão média, faz com que a parcela referente à deformação plástica seja ligeiramente mais significativa.

Como foi citado anteriormente, a máxima amplitude de tensões em que a fratura não ocorre mesmo após um alto número de ciclos é denominada *limite de fadiga*.

- ***Limite de Fadiga***

A Figura 10 representa uma curva S-N obtida a partir de ensaios de fadiga (onde a amplitude de tensões é a metade da faixa de tensões que vai da máxima tensão de compressão à máxima tensão de tração). A linha contínua representa a curva S-N de alguns materiais endurecidos por encruamento e aços carbono que, sob uma amplitude de tensões constante, exibem uma região estabilizada, geralmente por volta de 10^6 ciclos. Sob carregamentos cíclicos de amplitudes de tensões abaixo dessa curva estabilizada, o corpo de prova pode ser solicitado por tempo indeterminado sem que haja falha. Essa amplitude de tensão é conhecida como *limite de fadiga* (S_e). Esse valor corresponde, geralmente, a 35% a 50% da tensão de ruptura, para a maioria dos aços e ligas de cobre. ^[11]

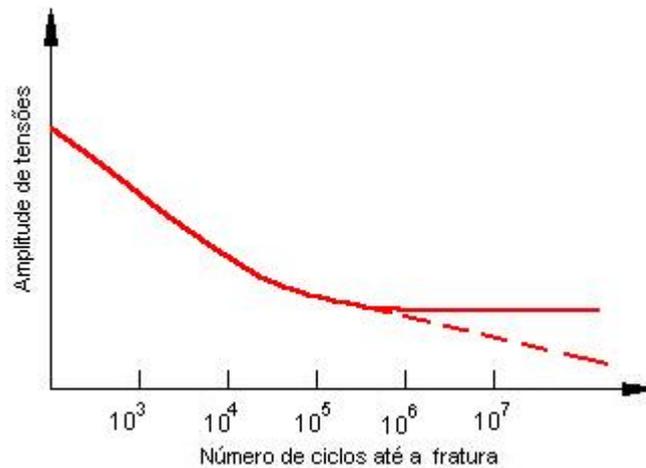


Figura 10 – Curva S-N de ligas ferrosas e não-ferrosas.

Porém, muitos aços de alta resistência, ligas de alumínio e outros materiais, geralmente não apresentam o limite de fadiga. Para estes materiais, a amplitude de tensões continua decrescendo com o aumento do número de ciclos, como mostra a curva tracejada na Figura 10. Desta forma, é atribuído como *limite de fadiga* a amplitude de tensões em que o material suporta, no mínimo, 10^7 ciclos. ^[11] A Tabela II mostra valores de σ_e para alguns materiais metálicos.

Tabela II – Limites de fadiga de alguns materiais metálicos.^[11]

Material	Condição	σ_{LR} (MPa)	σ_{LE} (MPa)	σ_e (MPa)
• Ligas de Alumínio ^a				
2024	T3	483	345	138
6061	T6	310	276	97
• Aços ^b				
1015	Recozido	455	275	240
1015	60% Trabalho à frio	710	605	350
1040	Recozido	670	405	345
4340	Recozido	745	475	340
4340	T + R* (204°C)	1950	1640	480
4340	T + R* (538°C)	1260	1170	670
HY140	T + R* (538°C)	1030	980	480

^a Limite de fadiga baseado em 5×10^8 ciclos. Fonte: *Aluminum Standards and Data*, The Aluminum Association, New York, 1976

^b Limite de fadiga baseado em 10^7 ciclos. Fonte: *Structural Alloys Handbook*, Mechanical, Properties Data Center, Traverse City, Michigan, 1977

* Refere-se à condição de temperado e revenido, o valor entre parênteses se refere à temperatura de revenimento por 1 hora.

Utilizando-se dados de duas referências bibliográficas, SURESH^[11] e ASM HANDBOOK^[8], pode-se gerar a Tabela III, com dados para comparação e análise da validade do limite de fadiga. Para tal análise foi escolhido o aço 4340 cujo limites de resistência e de escoamento são aproximadamente 1250 MPa e 1170 MPa, respectivamente.

Tabela III – Dados de fadiga para o aço 4340, comparando duas referências bibliográficas.

Referência	S_e MPa	S_{LR} MPa	S_{LE} MPa	S_f' MPa	b
[8]	–	1240	1178	1944	-0,10
[11]	670	1260	1170	–	–

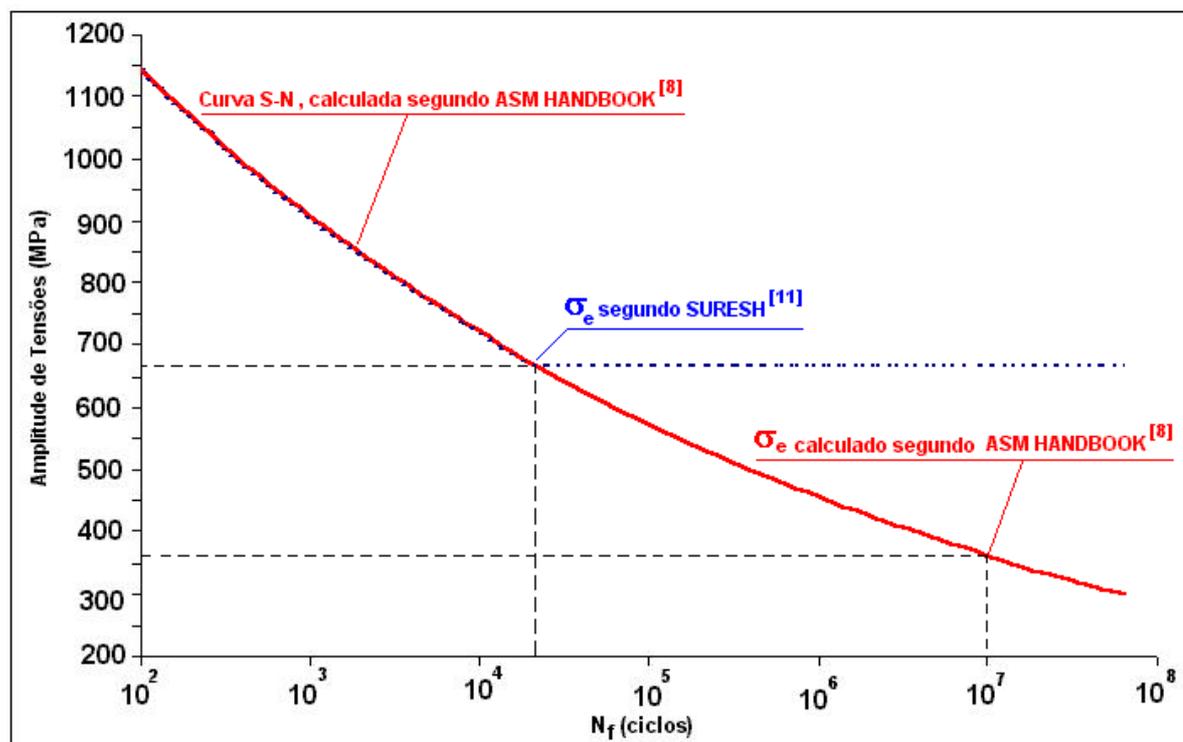


Figura 11 – Curvas S-N do aço 4340, comparando dados de duas referências bibliográficas ($\sigma_f' = 1944$ MPa e $b = -0,10$)

Utilizando-se os dados da Tabela III e aplicando-os na equação de Basquin-Morrow (eq.II.18), considerando $\sigma_m=0$, obtém-se a curva S-N, mostrada na Figura 11 e os valores de número de ciclos para a falha e limite de escoamento, mostrados na Tabela IV.

Tabela IV – Amplitude de tensão e número de ciclos para falha do material, comparando duas referências bibliográficas.

S_a (MPa)	362	400	500	600	670	737
N_f (ciclos)	1×10^7	$3,767 \times 10^6$	$3,947 \times 10^5$	$6,374 \times 10^4$	$2,114 \times 10^4$	$8,152 \times 10^3$

Analisando-se os resultados da Tabela IV, pode-se verificar que segundo o ASM HANDBOOK^[8], o limite de fadiga para 10^7 ciclos é de 362 MPa, enquanto que o SURESH^[11] indica um limite de fadiga de 670 MPa. Analisando-se do ponto de vista da referência [8], pode-se prever um número finito de ciclos para a falha do material, mesmo com amplitude de tensões abaixo do limite de fadiga indicado na referência [11]. Já o valor indicado pela referência [11], trata-se de um valor empírico, por isso, é possível que o valor de N_f calculado para este limite de fadiga tenha sido tão diferente devido ao fato de que ao dados de fadiga (σ_f' e b) tenham sido extraídos do ASM HANDBOOK^[8]. Nota-se também, que para uma variação de 10% na amplitude de tensão aplicada, implica em uma variação de aproximadamente 2,6 vezes no número de ciclos para a falha do componente.

As curvas S-N das Figuras 10 e 11, representam a vida em fadiga de materiais de superfícies lisas, ou seja, sem nenhum tipo de defeito superficial. Nestes exemplos, a vida total prevê um certo número de ciclos para a nucleação de uma trinca de fadiga

no componente mais o número de ciclos para a trinca se propagar até a ruptura do material. A fração da vida em fadiga que necessária para a nucleação de uma trinca de fadiga pode variar de 0%, em caso de componentes com regiões de concentração de tensões à 80% em caso de um componente totalmente livre de defeitos. ^[11]

- *Dano Acumulado*

A discussão a respeito da previsão de vida em fadiga de um material, considerando o limite de fadiga, restringe-se à casos onde as amplitudes de tensões são constantes. Na realidade, os esforços impostos a um material não são tão simples. Assim sendo, é de extrema importância a possibilidade de prever a vida útil de um componente submetido a condições de amplitudes de tensões variadas, partindo de dados obtidos em ensaios de carregamentos cíclicos com amplitudes constantes. Por essa razão, surgiram as teorias de dano acumulado, que consideram a fadiga como um processo cumulativo de dano em um material até que um valor máximo de dano seja atingido. Em outras palavras, o fenômeno de fadiga é considerado como um processo de esgotamento da vida útil do material, como mostra a Figura 12. ^[12]

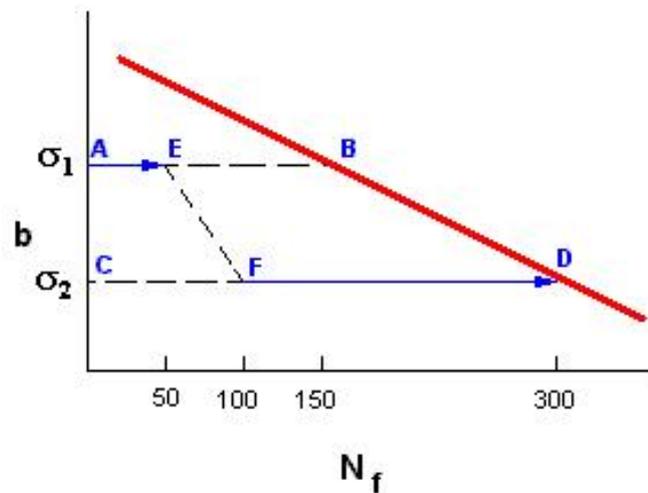


Figura 12 – Dano acumulado em carregamento em seqüência de alta para baixa tensão.

Um critério para previsão do dano sob fadiga induzido por um bloco de tensões cíclicas de amplitude constante, num carregamento consistido em uma seqüência de blocos de diferentes amplitudes é chamado de *Regra de Palmgren – Miner* (Palmgren, 1924; Miner 1945). Implícitas nesta regra linear estão algumas hipóteses:^[13]

1. O número de ciclos de tensões impostas num componente, expressa como uma porcentagem do total de ciclos, na mesma amplitude, necessários para a falha do material, fornece a fração de dano causada.
2. A ordem em que são impostas os blocos de tensões em diferentes amplitudes não afeta a vida em fadiga.
3. A falha ocorre quando a soma dos danos causados por cada bloco de tensões atinge um valor crítico.

Por exemplo, sob uma tensão constante σ_1 , a vida do material é de 150 ciclos, enquanto que para uma tensão constante σ_2 , é de 300 ciclos. De acordo com a teoria do dano acumulado, partindo do ponto A ao B ou C ao D, há uma diminuição gradual

da vida em fadiga do material. Pode-se verificar que nos pontos A e C, 100% da vida em fadiga do material ainda está disponível, sob essa mesma visão, nos pontos B e D, as respectivas vidas em fadiga estão completamente esgotadas. Se o dano em fadiga é acumulado sob comportamento linear, cada ciclo ocasiona uma mesma quantidade de dano para um dado carregamento. Observando-se a mesma figura, se o material for solicitado do ponto A ao E, um terço de sua vida útil, de 150 ciclos para σ_1 , é esgotada. Se a solicitação posterior for reduzida para a tensão σ_2 , a vida em fadiga disponível para o material é de mesma proporção, em outras palavras, se a vida disponível para o carregamento σ_1 era de 100 ciclos, para a tensão σ_2 será de 200 ciclos, dois terços da vida total, mostrado pelos pontos E e F. De acordo com a Regra de Palmgren-Miner, a soma de todas as frações na vida em fadiga é unitária. ^[12]

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad \text{ou seja,} \quad \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \frac{n_3}{N_3} + \frac{n_4}{N_4} + \frac{n_5}{N_5} + \dots + \frac{n_k}{N_k} = 1 \quad (\text{eq. II.26})$$

onde

K é o número de blocos de níveis de tensões para um dado carregamento;
 N_1, N_2, \dots, N_i são as vidas em fadiga correspondentes às tensões $\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_i$, respectivamente;
 n_1, n_2, \dots, n_i são o número de ciclos solicitados nos respectivos níveis de tensão.

II.3 O aço ABNT 4140

O aço ABNT 4140 é um aço de alta liga que possui alta dureza, devido ao seu teor de carbono, e alta resistência mecânica, podendo controlar-se estas propriedades através de tratamentos térmicos apropriados.

A composição química nominal do aço ABNT 4140 e algumas de suas propriedades mecânicas típicas são mostradas nas Tabelas V e VI, respectivamente:

Tabela V – Composição Química Nominal do aço ABNT 4140^[10]:

Composição Nominal (%)				
C	Mn	Si	Cr	Mo
0,28 ~ 0,33	0,40 ~ 0,60	0,20 ~ 0,35	0,80 ~ 1,10	0,15 ~ 0,25

Tabela VI – Propriedades mecânicas típicas do aço 4140 temperado e revenido^[9]:

Temperat. de Revenimento	Tensão de Resistência	Tensão de Escoamento	Alongamento	Redução de área	Dureza	Energia de Impacto
°C	MPa	MPa	%	%	HB	J
205	1965	1740	11.0	42	578	15
315	1720	1570	11.5	46	495	9
425	1450	1340	15.0	50	429	28
540	1150	1050	17.5	55	341	65
650	900	790	21.0	61	277	112
705	810	690	23.0	656	235	136

Revenimento por no mínimo ½ à 2 horas à temperaturas entre 175°C e 230°C para alta tensão de resistência ou entre 385°C e 705°C para tensão de escoamento abaixo de 1380MPa; resfriamento em ar ou água.

III. MATERIAL E MÉTODOS

III.1. Material

O material em estudo no presente trabalho é o aço ABNT 4140, temperado e revenido à 300°C por 1 hora. Sua composição química (em %massa) é dada na Tabela VIII:

Tabela VII – Composição química do aço em estudo (% massa)

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

III.2. Corpos-de-Prova

Os corpos-de-prova foram obtidos a partir de barra laminada, passando pelo processo de usinagem com finalidade de obter geometria de acordo com a Figura 13, para depois serem submetidos a tratamentos térmicos para se obter propriedades mecânicas desejadas.

A Figura 13 ilustra as dimensões dos corpos de prova ensaiados.

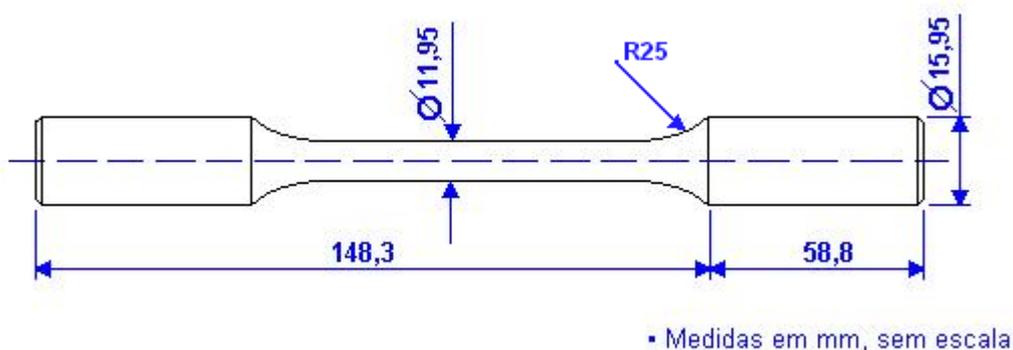


Figura 13 – Croqui dos corpos-de-prova para os ensaios

III.3. Métodos

III.3.1 Tratamento Térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados em fornos tipo poço, utilizando controladores por relê de estado sólido até 1200°C, com retortas para tratamento sob vácuo (10^{-3} torr) e atmosfera controlada (N_2).

- Têmpera

Os corpos-de-prova, após usinados, foram submetidos a um processo de austenitização para ocorrer a posterior têmpera do material, obtendo assim uma estrutura martensítica. A faixa de temperatura sugerida para a austenitização do aço ABNT 4140 é de 845°C à 870°C ^[3]. Os corpos-de-prova foram temperados em séries de 16 unidades em um forno do tipo poço à uma temperatura de $860 \pm 1^\circ\text{C}$ (temperatura aproximadamente média da faixa sugerida), durante 1 hora, sendo que os 20 minutos iniciais eram para o encharque da temperatura. A seguir, os corpos de prova foram resfriados em óleo. Vale ressaltar que o aquecimento dos corpos-de-prova foi realizado à vácuo para evitar que os mesmos sofressem oxidação e decarbonetação.

- Revenimento

Os corpos-de-prova após passarem pelo processo de têmpera foram revenidos no mesmo forno utilizado para o processo anterior à uma temperatura de 300°C durante 1 hora, com resfriamento em óleo.

III.3.2 Ensaios Mecânicos

Os ensaios de tração e fadiga estão sendo realizados em uma máquina universal de ensaios MTS, com capacidade máxima de 250 kN, servo-controlada, dotada de *software* TESTWORKS 4, e programas de controle para ensaios de fadiga de alto ciclo.

- Ensaio de Dureza

Foram escolhidas algumas amostras, aleatoriamente, dos corpos-de-prova para a realização do ensaio de dureza, sendo 7 corpos-de-prova temperados e 2 corpos-de-prova revenidos. O método utilizado para o ensaio de dureza foi o tipo Rockwell, realizando 3 penetrações em cada corpo-de-prova, para verificar se o tratamento térmico promoveu a formação de estruturas de propriedades mecânicas semelhantes nos diferentes corpos-de-prova.

- Ensaio de Tração

Após serem submetidos aos processos de tratamento térmico, foram escolhidas aleatoriamente 3 amostras dos corpos-de-prova para serem submetidos ao ensaio de tração, com a utilização de extensômetros, com o intuito de se determinar a rigidez, a resistência mecânica (limite de escoamento, limite de resistência e limite real de ruptura) e ductilidade (alongamento total em 50mm e redução de área) do aço 4140 em estudo.

- Ensaio de Fadiga

Foram realizados ensaios de fadiga nas tensões descritas na Tabela VIII, de forma que a relação entre as tensões mínima e máxima seja $R=0,2$, para verificar se a amplitude de tensões influi na determinação do coeficiente de resistência à fadiga (s_f') e do expoente de Basquin-Morrow (b). Estes resultados serão comparados aos resultados do ensaio executado com s_m constante de 594 MPa.

Tabela VIII – Parâmetros estimados de ensaio:

S_{máx} MPa	S_{mín} MPa	S_a MPa	S_m MPa
1100	220	440	660
1050	210	420	630
1000	200	400	600
950	190	380	570

IV. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

IV.1. Ensaios de dureza

Os corpos-de-prova temperados apresentaram uma dureza média de aproximadamente **(55±1) HRC**, enquanto que os corpos-de-prova revenidos apresentaram dureza média de aproximadamente **(49±1) HRC**.

IV.2. Ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de tração podem ser observados na Tabela IX.

Tabela IX – Resultados do ensaio de tração.

Módulo de Elasticidade	Limite de Escoamento	Limite de Resistência	Limite Real de Ruptura	Along. Total em 50mm	Redução de Área
GPa	MPa	MPa	MPa	%	%
205 ± 4	1085 ± 27	1891 ± 30	2779 ± 49	10,3 ± 3,3	44,4 ± 2,8

IV.3. Ensaios de fadiga, com $\sigma_m = 594$ MPa

A partir dos ensaios realizados com a tensão média fixada em 594 MPa, foi possível determinar valores para s_f' e b , gerando uma curva de tendência e sua respectiva função, mostrada na Figura 14.

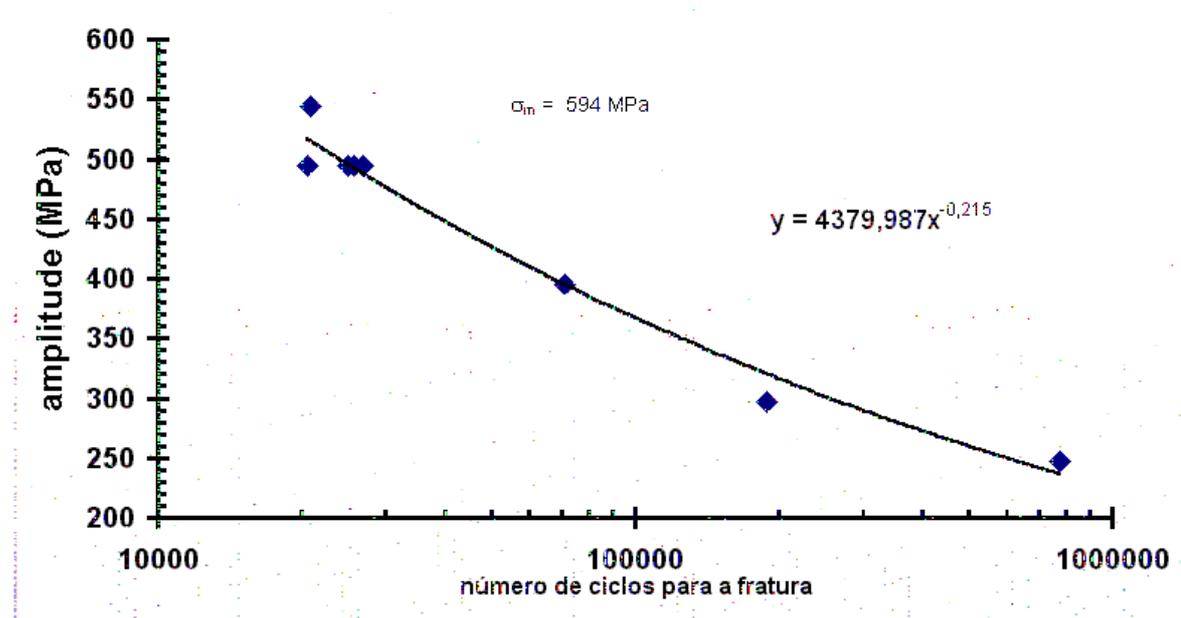


Figura 14 – Curva (σ_a x número de ciclos para a fratura, com σ_m constante) de tendência, para determinação de s_f' e b .

À partir da curva de tendência, obteve-se $s_f' = 5678$ MPa e $b = -0,215$.

IV.4. Ensaios de fadiga, com R=0,2

Foram realizados ensaios, fixando-se a razão entre $s_{\text{mín}}$ e $s_{\text{máx}}$ em 0,2. Com isso, foi possível elaborar um gráfico, vide Figura 15, comparando os dados obtidos experimentalmente, em função de σ_a , σ_m e σ_f' obtido, com a curva exponencial obtida em função do número de ciclos para a fratura e o expoente de Basquin obtido. Porém, para a realização destes ensaios, foi necessário o re-trabalho dos corpos-de-prova, cujo diâmetro útil ficou em 8,4 mm em média, evitando problemas de empenamento e quebra dos corpos-de-prova nas garras de fixação, que serão discutidos posteriormente. A Figura 16 mostra a superfície típica de fratura.

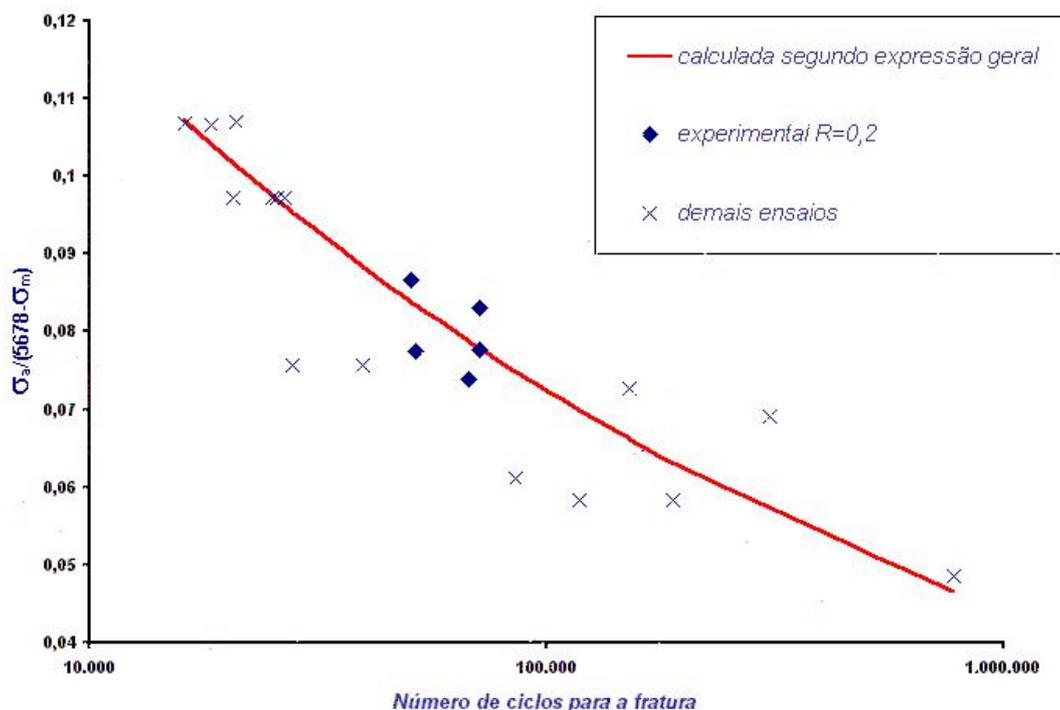


Figura 15 – Gráfico comparativo entre valores calculados pela expressão geral $(2.Nf)^{-0,215}$ e os valores obtidos experimentalmente.

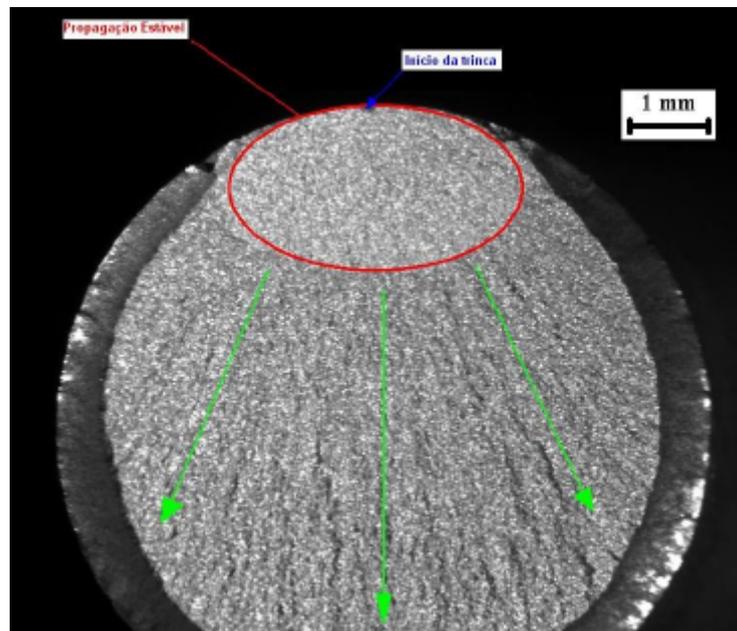


Figura 16 – Propagação da trinca de fadiga. Início da trinca (azul), propagação estável (vermelho) e propagação instável (verde).

V. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Durante os ensaios, foi possível detectar três fatores que influenciaram significativamente nos resultados: empenamento dos corpos-de-prova; concentração de tensões na região de contato entre a garra de fixação e o corpo-de-prova e mau acabamento superficial proveniente da usinagem dos mesmos.

O empenamento dos corpos-de-prova ocorreu devido ao fato de se utilizar um suporte inadequado durante o tratamento térmico, fazendo com que a região de contato com os corpos-de-prova causasse o empenamento dos mesmos devido à diferença no aquecimento. Este empenamento fazia com que a solicitação não ocorresse perpendicularmente à seção transversal dos corpos-de-prova. Para solucionar este problema, os corpos-de-prova tiveram que ser retificados nas regiões de fixação.

A concentração de tensões devido ao contato com as garras de fixação, que produzia entalhes nos corpos-de-prova, influenciava na formação das trincas de fadiga, fazendo com que a fratura ocorresse geralmente próximo às garras de fixação e não na área útil dos mesmos. Para tanto, foram utilizadas buchas de alumínio, evitando o contato direto entre as garras e os corpos-de-prova.

Em relação ao acabamento superficial, os corpos-de-prova foram lixados para suavizar os raios de arredondamento e posteriormente polidos, para garantir a ausência de riscos provenientes da usinagem.

Esses fatos demonstram que o material apresenta grande sensibilidade à concentradores de tensão, visto que para os ensaios com $R=0,2$, cujos corpos-de-prova foram re-trabalhados, os resultados tiveram menor dispersão em relação aos demais ensaios. Isso ocorreu devido ao fato de que, diminuindo-se o diâmetro útil para 8,4

mm, foi possível eliminar grande parte das fontes de erro, como empenamento e tensões residuais e além disso, a diminuição do diâmetro induzia o corpo-de-prova a falhar na sua região útil.

Os resultados dos ensaios à tração obtidos (vide Tabela IX) estão coerentes com alguns valores encontrados em referências bibliográficas para materiais semelhantes (vide Tabela I), apresentando ligeira variação.

Em relação aos resultados obtidos nos ensaios de fadiga, pode-se notar grande variação entre o valor de σ_f' obtido da extrapolação matemática da curva S-N obtida para σ_m constante e o valor de σ_f obtida dos ensaios de tração, já que para alguns materiais metálicos estes valores são numericamente aproximados. Além disso, o valor obtido para o coeficiente de Basquin apresentou considerável diferença em relação aos valores encontrados em referências bibliográficas, já que o valor obtido (-0,215) não está coerente com os valores que se esperava obter, baseados em referência bibliográfica para materiais semelhantes, que estão em torno de -0,12 e -0,06. Essa diferença ocorreu principalmente devido às condições dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios para tensão média fixada em 594 MPa, que não haviam sido re-trabalhados como os dos ensaios para R=0,2.

Utilizando-se valores de referências bibliográficas, para um material semelhante ao em estudo, foi possível calcular, através da equação de Basquin-Morrow, a curva de vida em fadiga de ambos, considerando $\sigma_m=0$, para efeito de comparação, como mostra a Figura 17. Observa-se que, a curva referente aos resultados experimentais inicia-se a partir de um ponto mais alto em relação à curva referente aos dados de literatura, e isto ocorre devido ao fato de que o valor de

σ_f' obtido experimentalmente ser maior do que o valor encontrado na literatura.

Quanto à diferença na inclinação, é devido à diferença nos valores de b.

Tabela X – Dados para comparação das curvas de fadiga (experimental e de referências bibliográficas) calculadas através da equação de Basquin-Morrow.

Material	Condição	S_{LR} MPa	S_{LE} MPa	S_f MPa	RA %	E GPa	s'_f MPa	b
4140	T+R	1891±30	1085±27	2779±49	44,4±2,8	205±4	5678	-0,215
4142	T+R	1757	1584	1998	42	206	2017	-0,08

Obs.: Os valores do aço 4140 são os obtidos experimentalmente e os do aço 4142, foram retirados de referência bibliográfica, como mostra a Tabela I.

Comparação de curvas de vida em fadiga

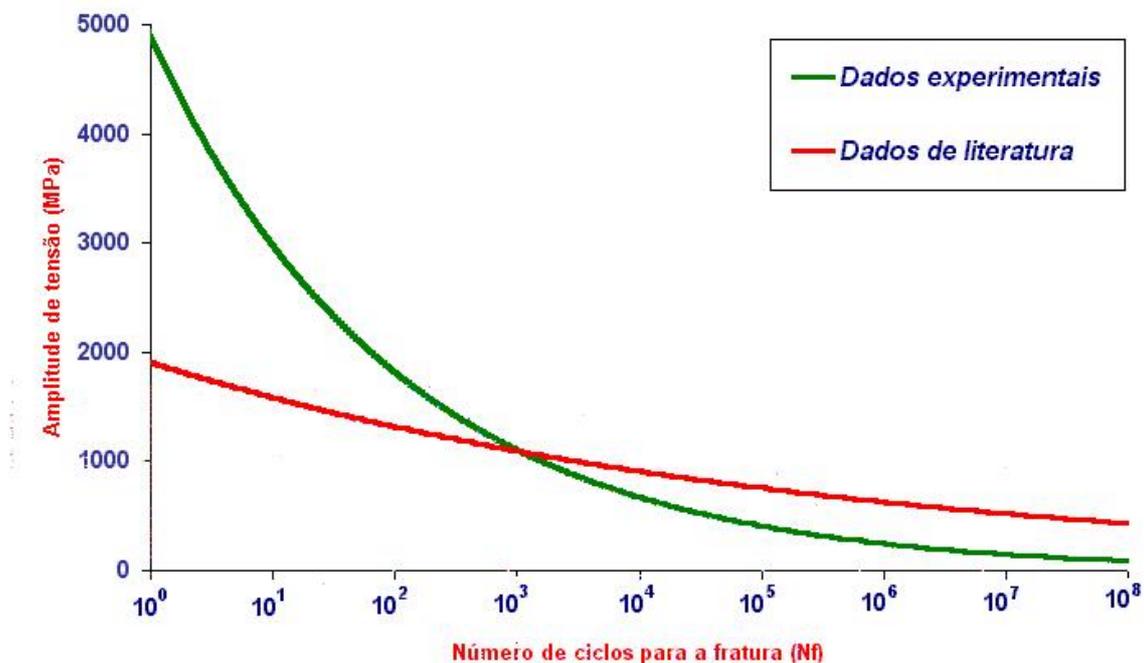


Figura 17 – Gráfico de amplitude de tensões x número de ciclos para a falha, com $\sigma_m=0$, comparando valores calculados pela equação de Basquin-Morrow, utilizando-se valores de σ_f' e b obtidos experimentalmente e encontrados em referências bibliográficas, descritos na Tabela X.

Analisando-se a influência da relação entre as tensões mínima e máxima, pode-se dizer que os erros encontrados nestes ensaios são semelhantes aos erros obtidos nos ensaios com tensão média constante (para obtenção de σ_f' e b). Esse fato pode ser claramente observado analisando-se o gráfico da Figura 15. Nesta análise, pode-se verificar que a dispersão obtida para ensaios com $R=0,2$ está coerente com a dispersão encontrada para os ensaios com outros valores de R. Portanto é possível dizer que a variação de R não influi nos resultados de ensaios de fadiga.

VI. CONCLUSÕES

- O material ensaiado apresentou grande sensibilidade à concentradores de tensão.
- Os valores obtidos para os parâmetros de fadiga da equação de Basquin-Morrow são $\sigma_f' = 5678$ MPa e $b = -0,215$.
- A amplitude de tensões e a tensão média não influem nos resultados dos ensaios de fadiga.
- Os valores de limite de ruptura obtidos dos ensaios de tração não são equivalentes com os valores do coeficiente de resistência à fadiga, com na maioria dos materiais metálicos.
- σ_f' e b obtidos experimentalmente são diferentes se comparados com os valores encontrados em referências bibliográficas, devido a empenamento e conseqüentes tensões residuais nos corpos-de-prova estudados.

VII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. DOWLING, N.E. *Mechanical Behaviour of Materials*. Prentice Hall : New Jersey 1999 2 ed. cap.9
2. SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press : Boston 1998 2 ed. cap.1
3. AMERICAN SOCIETY FOR METALS MATERIALS – *ASM Handbook* 10ed v.4 Heat Treating of Steel p.142
4. KLESNIL, M LUKÁS, P *Fatigue of metallic materials* Elsevier : Czechoslovakia 1992 2 ed. cap.1
5. MITCHELL, M. R. *Fatigue analysis for design*. I Seminário Internacional de fadiga – SAE Brasil 31 de outubro de 2000 São Bernardo do Campo – SP p. 1-29
6. DOWLING, N.E. *Mechanical Behaviour of Materials*. Prentice Hall : New Jersey 1999 2ed. cap.14
7. KLESNIL, M LUKÁS, P *Fatigue of metallic materials* Elsevier : Czechoslovakia 1992 2ed. cap 5
8. AMERICAN SOCIETY FOR METALS MATERIALS – *ASM Handbook* 10ed v.19 Fatigue and fracture p.970
9. AMERICAN SOCIETY FOR METALS MATERIALS – *ASM Handbook* 10ed v.4 Heat Treating of Steel p.209
10. AMERICAN SOCIETY FOR METALS MATERIALS – *ASM Handbook* 10ed v.4 Heat Treating of Steel p.142.
11. SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press : Boston 1998 2 ed.

p.222 – 224

12. MEYERS, M.A. CHAWLA, K.K. *Mechanical behaviour of materials* Prentice-Hall

New Jersey 1999 p.598 – 600

13. SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press : Boston 1998 2 ed.

p.227 – 228

14. KLESNIL, M LUKÁS, P *Fatigue of metallic materials* Elsevier :

Czechoslovakia 1992 2ed. cap 2

15. KLESNIL, M LUKÁS, P *Fatigue of metallic materials* Elsevier :

Czechoslovakia 1992 2ed. cap 3

16. FUCHS, H. O. STEPHENS, R. I. *Metal fatigue in engineering* John Wiley &

Sons : New York 1980 cap 3

17. KLESNIL, M LUKÁS, P *Fatigue of metallic materials* Elsevier :

Czechoslovakia 1992 2ed. cap 4

18. SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press : Boston 1998 2 ed.

cap 4

19. ANDERSON, T. L. *Fracture mechanics Fundamentals and Applications* CRC

Press : Boca Raton 2. Ed. 1995 p. 16.19.

20. SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press : Boston 1998 2 ed.

cap 9