



Projeto de iniciação científica

VIDA EM FADIGA DO AÇO ARBL COM ESTRUTURA FERRITA- PERLITA (Q7)

Relatório final

Bolsista: Cassio Wallner
Orientador: Prof. Rodrigo Magnabosco

Data : 04/11/2001

Laboratório de Materiais
Departamento de Mecânica
Faculdade de Engenharia Industrial
Fundação de Ciências Aplicadas

I - Introdução

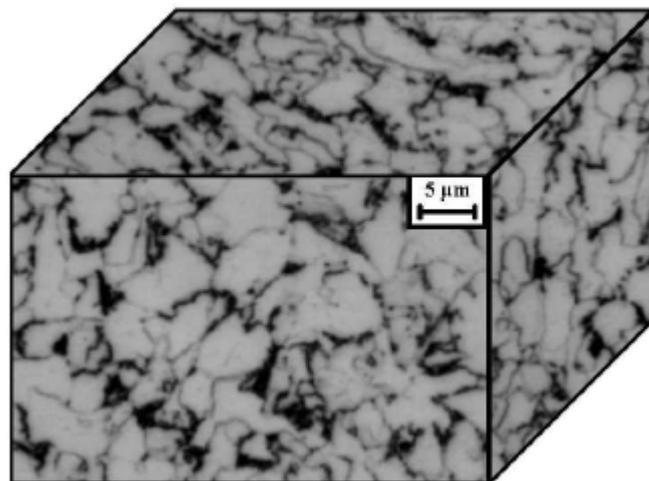
Os aços ARBL (alta resistência e baixa liga) possuem grande aplicação estrutural tendo em geral boa resistência mecânica, resistência a corrosão, ductilidade, soldabilidade e principalmente boas propriedades de resistência a fadiga. Nota-se atualmente um crescente uso dos aços ARBL na indústria automobilística, particularmente na construção de rodas estampadas.

Entre as diversas categorias de aços ARBL estão os aços de estrutura ferrítica-perlítica que contem pouco carbono (geralmente, menos de 0,10% C). O aço ferrítico-perlítico (Q7) em estudo é obtido através de conformação por laminação controlada (espessura de 3,1mm), proporcionando ao material grãos refinados de aproximadamente 4 micra de diâmetro médio. A microestrutura ferrita e perlita poligonal permite boa soldabilidade e alta tenacidade.

Em trabalho realizado anteriormante no LabMat-FE^[1] este material apresentou as propriedades mecânicas descritas na tabela I e a microestrutura da Figura1.

Tabela I. Propriedades mecânicas do material em estudo.

Orientação do corpo de prova	0°	45°	90°
Limite de escoamento (MPa)	535 \pm 15	491 \pm 5	505 \pm 2
Limite de resistência (MPa)	581 \pm 8	566 \pm 11	564 \pm 10
Alongamento em 50 mm (%)	25 \pm 1	28 \pm 1	27 \pm 1



Direção de Laminação

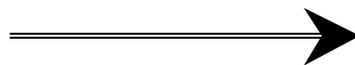


Figura 1: microestrutura do material em estudo. Ferrita (clara) e perlita (escura) ^[1].
Ataque: Nital 2%

II - Objetivo

O presente trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades do aço ARBL Q7 sob 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. Obtém-se desta forma as variáveis necessárias para a obtenção da relação de Basquin-Morrow, permitindo a previsão da vida em fadiga no regime elástico deste material sob diferentes ciclos de tensão. Além disso será verificada a confiabilidade dos procedimentos de ensaio.

III- Revisão Bibliográfica

Fadiga

Fadiga é a degradação das propriedades mecânicas em direção a fratura do material ou componente sob um carregamento cíclico. Esta definição exclui o fenômeno da fadiga estática, o qual é algumas vezes usado para descrever a fratura sob tensão e corrosão em vidros ou cerâmicos na presença de umidade^[2].

Em geral, fadiga é um problema que afeta automóveis em estradas, aeronaves no ar, navios no alto mar constantemente castigados pelas ondas, reatores nucleares, turbinas sob ciclos térmicos e muitos outros componentes, o que evidencia a grande importância das propriedades dos materiais sob fadiga. É estimado que 90% das fraturas de componentes metálicos móveis, de uma forma ou outra, possam ser atribuídas à fadiga. Frequentemente, a superfície que sofreu fratura por fadiga pode ser identificada por apresentar traços macroscópicos, como as marcas de praia. A figura 2 representa a superfície de fratura por fadiga de um eixo de aço. Os principais sinais deste tipo de fratura são o local do início da trinca de fadiga (geralmente na superfície), a região de propagação da trinca de fadiga mostrando marcas de praia, e a região de fratura-rápida onde a trinca finalmente atinge sua extensão crítica. Geralmente a falha sob carregamento cíclico ocorre em tensões muito abaixo do limite resistência sob carregamento monotônico ^[2].

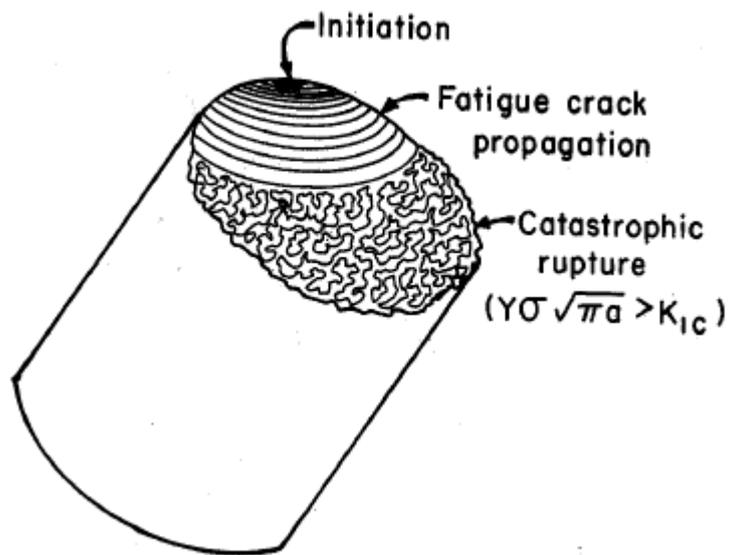


Figura 2: Representação da superfície de fratura de um eixo sob fadiga ^[2].

Parâmetros fundamentais para o estudo da fadiga

A seguir estão definidos parâmetros importantes que serão úteis na discussão sobre fadiga. Estes parâmetros, mostrados na figura 3 ^[3], são :

Amplitude de tensões: $S_a = (S_{max} - S_{min})/2$

Tensão média: $S_m = (S_{max} + S_{min})/2$

Razão ou relação de tensões: $R = S_{min} / S_{max}$

Onde S_{max} e S_{min} são respectivamente a máxima e a mínima tensão aplicada num carregamento cíclico.

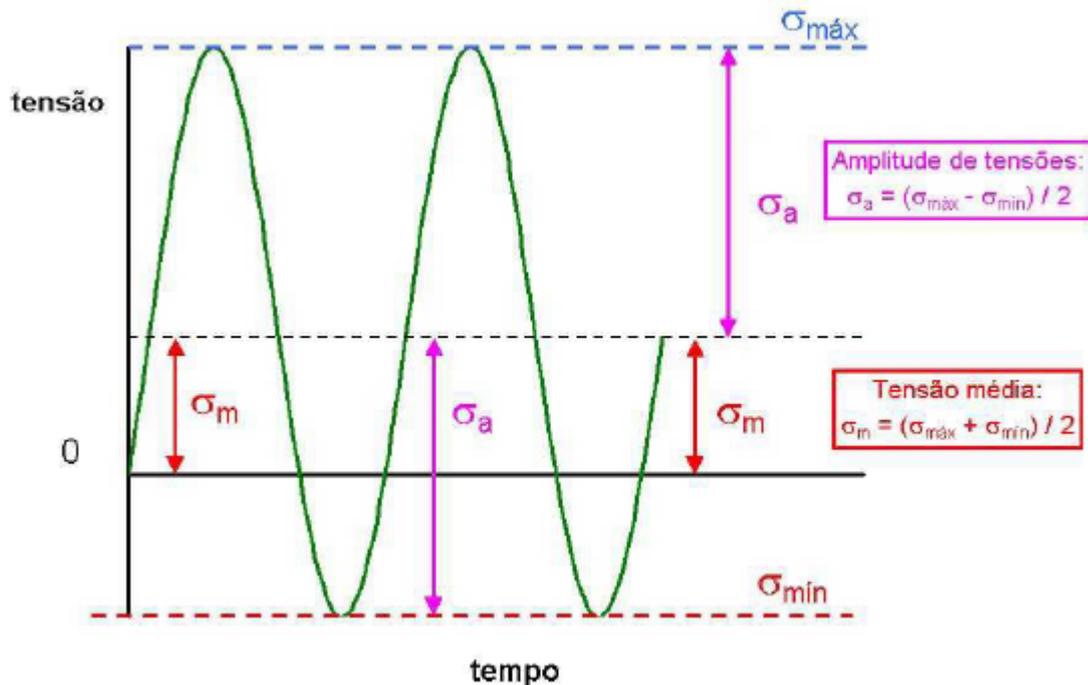


Figura 3: ciclo senoidal aleatório de tensões onde se define S_a e S_m .

Resistência à fadiga ou vida sob fadiga

A resistência à fadiga refere-se a capacidade do material resistir às condições de carregamento cíclico. Tradicionalmente, as propriedades dos materiais sob fadiga no regime elástico são representadas pela curva S-N (ou S-N), onde S é a amplitude de tensões num ciclo onde $S_m=0$ e N é o número de ciclos até a fratura (figura 4) [3].

Para aços em geral pode-se observar um limite de fadiga (S_e) onde abaixo dessa tensão limite não ocorre a falha do material e ele pode ciclar infinitamente. O valor de S_e é 35% a 50% do limite de resistência para a maioria dos aços e ligas de cobre [3].

Muitos aços de alta resistência, ligas de alumínio e outros materiais não apresentam um limite de fadiga definido. Para esses materiais, S_a continua a diminuir com o acréscimo do número de ciclos como pode-se observar na curva S-N pontilhada representada na figura 4. O limite de resistência a fadiga S_e (endurance limit), a fim de caracterizar o material, é então definido como a

amplitude de tensões na qual o componente suporta por exemplo 10^7 ciclos até a fratura [3]. Em alguns casos, é possível projetar um componente para trabalhar sob tensões abaixo do limite de fadiga [4].

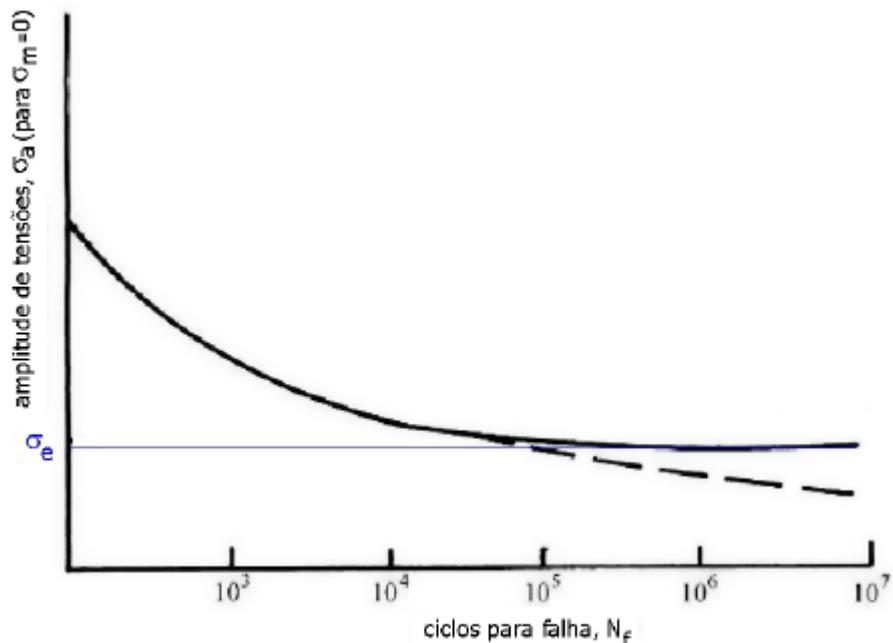


Figura 4: curva S-N esquemática onde $S_m = 0$, ou $R = -1$, e S_e é o limite de fadiga do material.

A equação de Basquin, de 1910, traduz algebricamente e de forma empírica a curva S-N acima do limite de fadiga, considerando apenas a variação da amplitude de tensões e do número de ciclos até a fratura. A equação sofreu então uma alteração em 1968 onde Morrow conseguiu incorporar o efeito da tensão média S_m [3]:

Equação de Basquin (1910) $S_a = S'_f \cdot (2N_f)^b$

Equação de Basquin-Morrow (1968) $S_a = (S'_f - S_m) \cdot (2N_f)^b$

Onde S_a é a amplitude de tensões, S'_f é o coeficiente de resistência à fadiga (equivale a amplitude de tensões quando $2N_f=1$), S_m é tensão média, N_f é o número de ciclos até a fratura, e b é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin [2].

Assim, o número de ciclos até a fratura, para uma tensão média diferente de zero pode ser escrita como:

$$N_f = (1 - S_m / S'_f)^{1/b} \cdot N_f|_{S_m=0}$$

onde $N_f|_{S_m=0}$ é o número de ciclos até a fratura sob tensão média igual a zero.

Na presença de uma considerável deformação plástica, materiais respondem de forma diferente para deformações cíclicas e tensões cíclicas. Da mesma forma se espera que as fraturas se mostrem diferentes [2].

Primeiramente tratar-se-á a vida a fadiga relacionando deformações e número de ciclos até a fratura. É conveniente considerar separadamente as componentes plástica e elástica da deformação. A componente elástica pode ser prontamente descrita pela relação entre a amplitude de tensões e o número de ciclos [2].

$$S_a = (S'_f - S_m) \cdot (2N_f)^b \quad \text{e como} \quad S = E \cdot \epsilon_e, \text{ tem-se}$$

$$\epsilon_e / 2 = S_a / E = (S'_f - S_m / E) \cdot (2N_f)^b$$

Onde $\epsilon_e / 2$ é a amplitude de deformação elástica.

A componente plástica da deformação é melhor descrita pela relação de Coffin-Manson [2].

$$\epsilon_p / 2 = S_a / E = \epsilon'_f \cdot (2N_f)^c$$

onde $\epsilon_p / 2$ é a amplitude de deformação plástica, ϵ'_f é o coeficiente de ductilidade na fadiga (equivale a deformação quando $2 N_f=1$), N_f é o número de ciclos até a fratura, e c é o expoente de ductilidade na fadiga [2].

Tem se observado uma pequena importância do valor de c quanto maior for a vida a fadiga, onde a deformação plástica passa a não ter considerável influência na vida total do componente. Mas em regime de grandes tensões e baixo ciclo a relação de Coffin- Manson assume grande importância [2].

Experimentalmente é mais conveniente controlar a deformação total. Em muitos componentes estruturais, no entanto, o material pode estar sujeito

essencialmente a deformação elástica, podendo assim ser desprezada a componente plástica. Para materiais sujeitos a deformações plásticas consideráveis, a resistência à fadiga é determinada pela sobreposição das deformações elástica e plástica [2]:

$$\Delta \epsilon / 2 = \Delta \epsilon_e / 2 + \Delta \epsilon_p / 2 = (S'_f - S_m / E) \cdot (2N_f)^b + \epsilon'_f \cdot (2N_f)^c$$

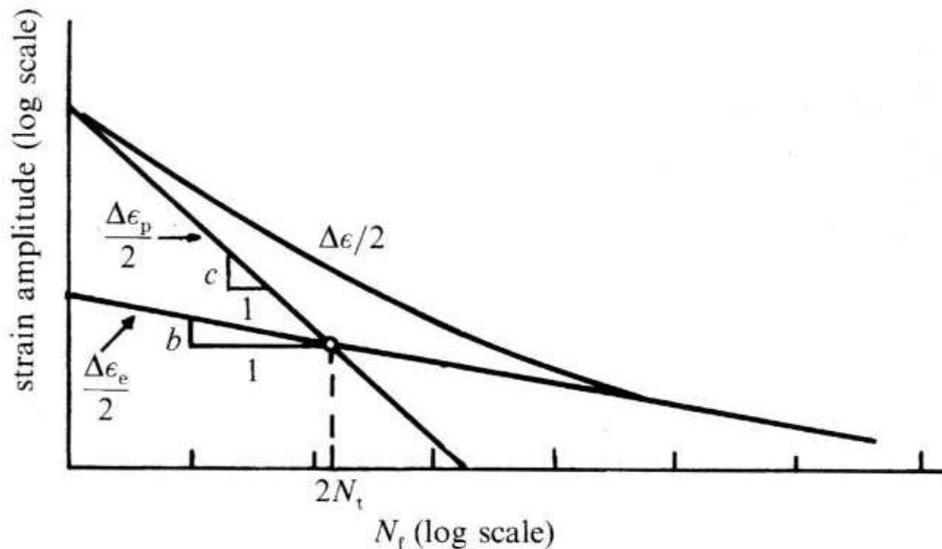


FIGURA 5: curva esquemática de amplitude de deformação em função do número de ciclos até a fratura, indicando as regiões dominadas pela amplitude de deformação elástica e plástica, definindo a fronteira entre fadiga de baixo e alto ciclo ($2N_t$) [3].

Desta maneira, como observado na figura 5 [3] é esperado que a curva de vida a fadiga para deformação total se aproxime a curva de deformação plástica para grandes amplitudes de deformação total. Já para pequenas amplitudes de deformação total a curva se aproxima a curva de deformação elástica [3].

Através da inclinação das retas do gráfico log-log da figura 4 podemos também obter os valores de **b** (expoente de Basquin) e de **c** (expoente de ductilidade na fadiga) [3]. O encontro entre as curvas $\Delta \epsilon_e / 2$ e $\Delta \epsilon_p / 2$ definem a transição entre fadiga de alto ciclo e baixo ciclo ($2N_t$).

Influência da tensão média

Um procedimento usado com a finalidade de se obter dados para o estudo dos efeitos provocados pela tensão média é selecionar vários valores de tensão média e então realizar ensaios com várias amplitudes de tensão para cada valor de S_m escolhido [4].

Os resultados podem ser plotados no gráfico S-N, tendo um aspecto semelhante às representadas na figura 6 [4].

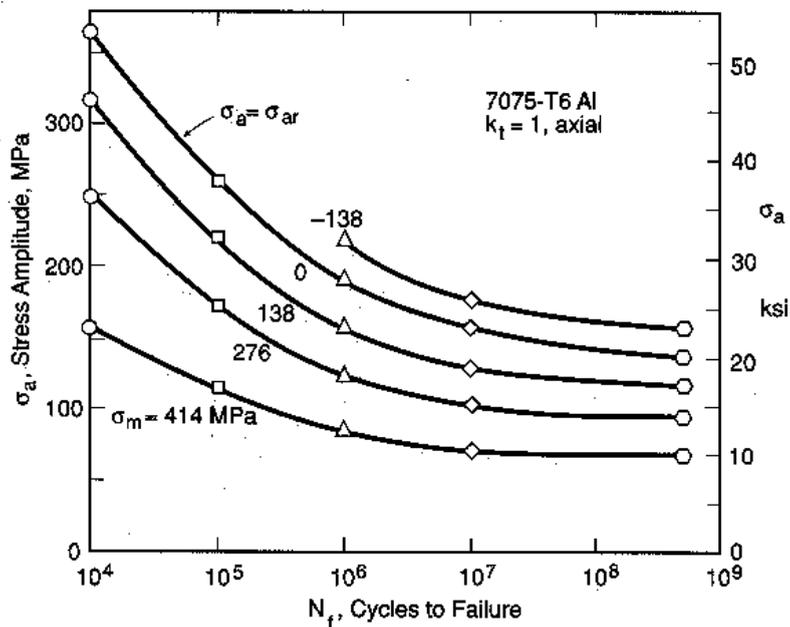


FIGURA 6: curvas S-N de uma liga de alumínio para vários valores de tensão média [4].

Podemos observar que o aumento da tensão média para uma mesma amplitude de tensões antecipa a falha do material que atinge a fratura com menos ciclos. Isso ocorre devido o aumento relativo das tensões de tração a que o material é sujeitoado, facilitando a nucleação e a propagação de trincas de fadiga [4].

O efeito da tensão média também pode ser representada em diagramas de vida constante, onde diferentes combinações de amplitudes de tensões e tensão média fornecem uma vida a fadiga constante como mostrado na figura 7 [3]. As vidas plotadas no diagrama seguem as seguintes expressões:

Relação de Soderberg

$$S_a = S_{a|s_m=0} \left(1 - S_m / S_y \right)$$

Relação de Goodman

$$S_a = S_{a|s_m=0} \left(1 - S_m / S_{TS} \right)$$

Relação de Gerber

$$S_a = S_{a|s_m=0} \left[1 - \left(S_m / S_{TS} \right)^2 \right]$$

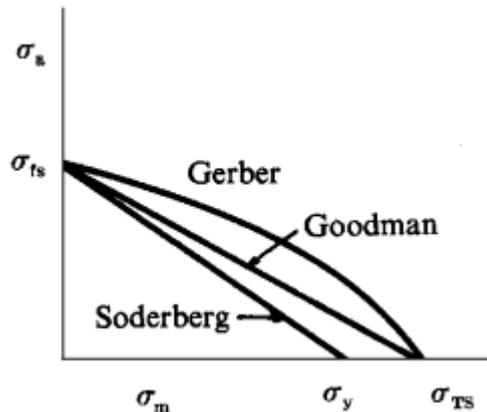


FIGURA 7: curvas de vida constante à fadiga com tensão média diferente de zero^[3].

onde S_a é a amplitude de tensões denominada resistência à fadiga para uma tensão média diferente de zero, $S_{a|s_m=0}$ é a amplitude de tensões para uma vida constante quando a tensão média é nula, S_y é limite de escoamento e S_{TS} é limite de resistência a tração do material.

Referente as equações acima, pode-se usar como regra geral as seguintes considerações^[3]:

- Relação de Soderberg fornece uma estimativa conservadora da vida a fadiga para a maioria dos aços de engenharia.
- Relação de Goodman coincide com ensaios realizados em metais frágeis, mas é conservadora para ligas dúcteis.
- Relação de Gerber é equivalente a aços dúcteis sob tensão média de tração.

Carregamento cíclico sob deformação constante

O ensaio de fadiga onde se mantém a amplitude de deformação constante, além de ser mais facilmente controlado, retrata de forma mais fiel as condições encontradas pela maior parte dos componentes sujeitos a fadiga^[2].

Materiais sob deformação plástica podem apresentar endurecimento ou amolecimento durante o ensaio. O endurecimento cíclico provoca o aumento de resistência à deformação do material ao decorrer do ensaio. Para manter a amplitude de deformação constante é necessário um acréscimo gradativo no valor da tensão. Já o amolecimento cíclico diminui a resistência à deformação do material, sendo necessário níveis de tensões cada vez menores para se obter amplitudes de deformação constantes^[2]. Pode-se observar estes efeitos nas figura 8^[6].

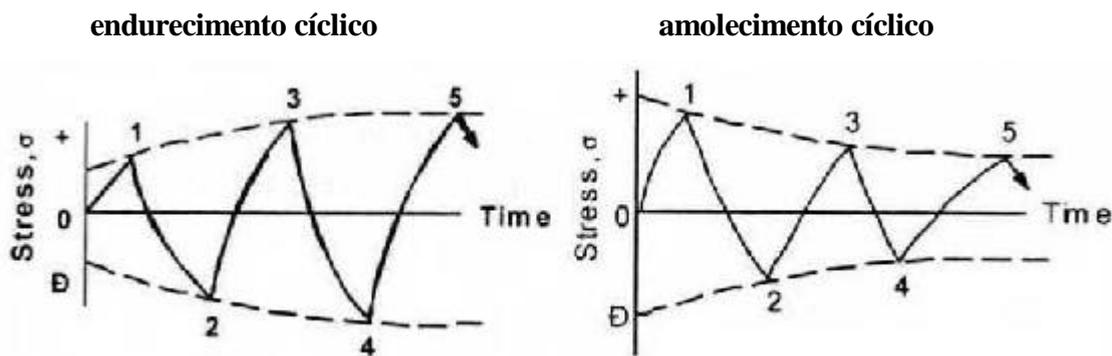


Figura 8: Comportamento cíclico de um material sob controle de deformação^[6].

Uma outra característica importante que se observa na figura 8 é a estabilização do material após um certo número de ciclos. O material atinge um equilíbrio não havendo mais variação da tensão aplicada^[2].

Apesar de se obter erros ao se analisar o ensaio por laços de histerese, devido o retorno do laço não ser exatamente na sua origem, esse método traz vantagem pois a largura do laço representa a deformação plástica ϵ_p como mostra a figura 9^[2,6].

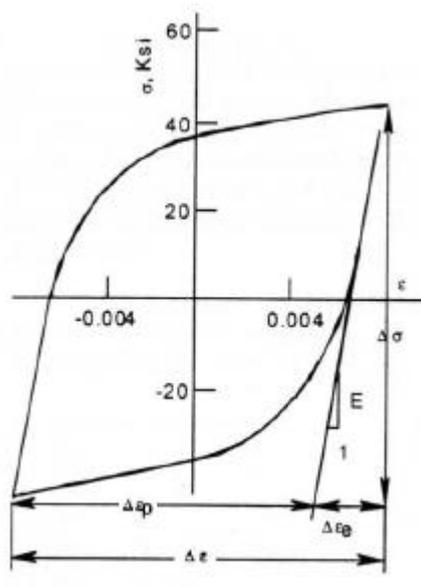


Figura 9: Laço de histerese para um material elástico-plástico carregado ciclicamente^[6].

Sob amplitude de deformação constante os valores do eixo das abscissas (ϵ) do gráfico de histerese são limitados por duas retas verticais que representam os limites de deformação impostos no ensaio^[2].

A figura 10 mostra o efeito do endurecimento e amolecimento cíclico no gráfico de histerese, onde as curvas se deslocam verticalmente devido o aumento e diminuição da tensão necessária para uma mesma deformação^[2,6].

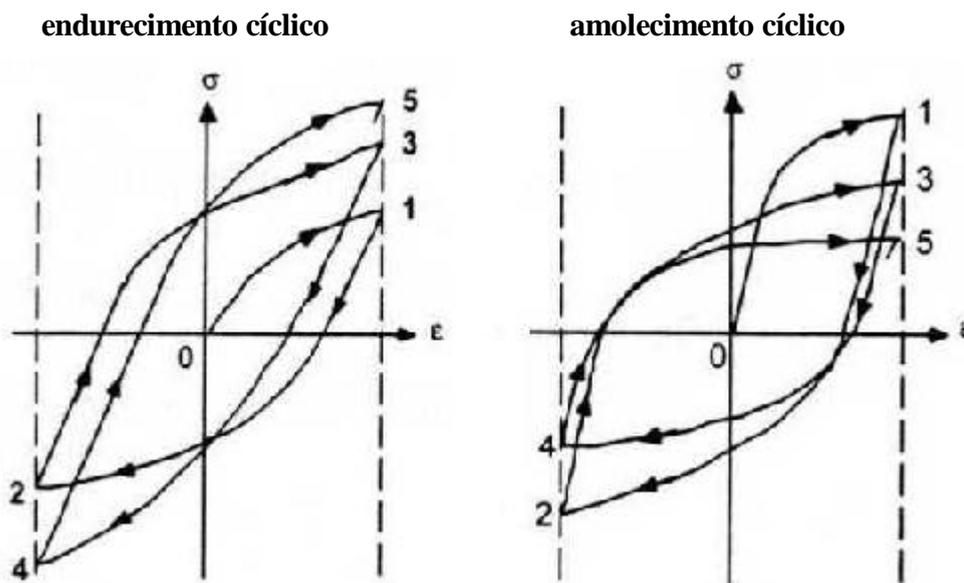


Figura 10: Endurecimento e amolecimento cíclico sob amplitude de deformação controlada^[6].

No caso do ensaio sob amplitude de tensão constante os valores do eixo das ordenadas (S) do gráfico de histerese são limitados por duas retas horizontais que representam os limites de tensões impostos no ensaio^[2].

Vale lembrar que os ensaios de fadiga que serão realizados no laboratório da FEI para a obtenção dos dados desejados, por serem conduzidos na região elástica, não deverão apresentar laço de histerese e a amplitude de deformações não deve variar ao longo do ensaio, sendo então indiferente o controle do ensaio por tensões ou deformações.

Dano Acumulado

Muitos componentes e estruturas estão sujeitos a carregamentos onde ocorrem constantes variações de amplitude de tensões, tensão média e frequência. Para essa situação é usado o princípio do dano acumulado. Considerando a variação de carregamento ilustrada na figura 11, podemos observar que um certo valor de S_{a1} e S_{m1} é aplicado por um número de ciclos n_1 , onde o número de ciclos até a fratura nesta situação é N_{f1} . A fração de vida usada nesta primeira etapa é n_1/N_{f1} . Aplicando-se a mesma analogia para as demais etapas tem-se a equação de Palmgren-Miner onde ^[4]:

$$\sum \frac{n_i}{N_{fi}} = 1 \quad (\text{equação de Palmgren-Miner})$$

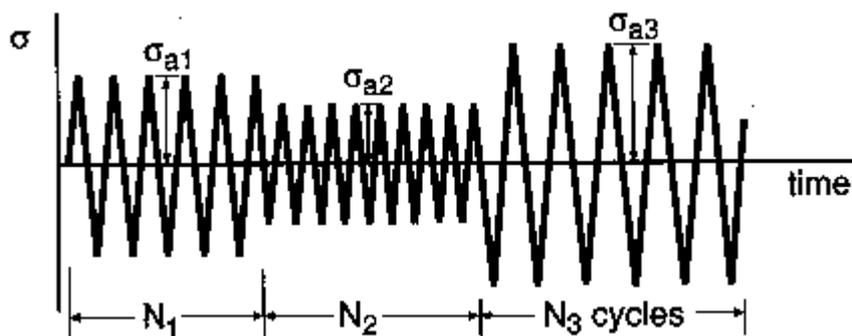


Figura 11: Uso da equação de Palmgren-Miner para prever a vida sob fadiga para carregamentos com variação de amplitude^[4].

Limite de fadiga e variação da amplitude de tensão

Em muitos casos, há um grande número de ciclos com tensões baixas combinado com ocasionais picos de tensão. Os numerosos ciclos de baixa amplitude são inerentes as vibrações e tensões das quais máquinas operatrizes, estruturas e veículos são sujeitos durante o uso rotineiro. Os ciclos mais severos geralmente são provocados por eventos não programados, como veículos ao atingirem grandes buracos no asfalto [4].

Os ocasionais ciclos mais severos podem ser o principal fator limitante na vida a fadiga, devendo ser considerados ao se estimar a vida do componente. Os picos de tensão podem alterar as propriedades do material e os ciclos de baixa tensão podem aumentar esses danos, não sendo mais possível a estimativa de vida a fadiga pela regra de Palmgren-Miner [4].

Aços com limite de fadiga definido sob ciclos severos ocasionais acompanhados de ciclos de baixa tensão passam a se comportar como se o limite de fadiga não existisse.

A figura 12 mostra os dados de um ensaio realizado num aço de baixa resistência onde o corpo de prova foi sujeito a um severo ciclo a cada 10^5 ciclos. Nota-se que a falha continua a ocorrer abaixo do limite de fadiga S_e [4].

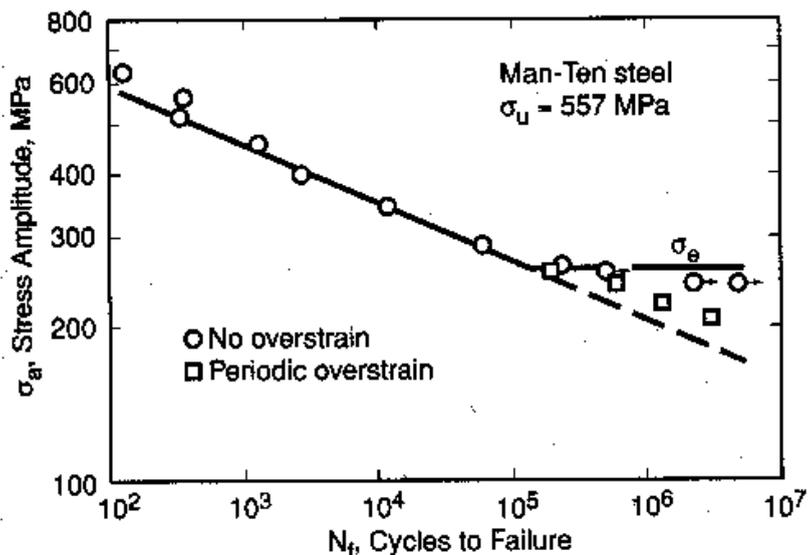


Figura 12: Dados de um ensaio realizado num aço de baixa resistência onde o corpo de prova foi sujeito a um severo ciclo a cada 10^5 ciclos [4].

Iniciação e propagação da trinca de fadiga

O processo de falha por fadiga é caracterizado por três etapas distintas ^[5]:

- iniciação da trinca: onde uma pequena trinca se forma em algum ponto de alta concentração de tensão.
- propagação da trinca: onde a trinca cresce um pouco a cada ciclo de tensão, caracterizando as estrias e marcas de praia como mostra a figura 13^[3].
- fratura rápida: na qual ocorre um crescimento rápido da trinca após ter atingido o tamanho crítico.

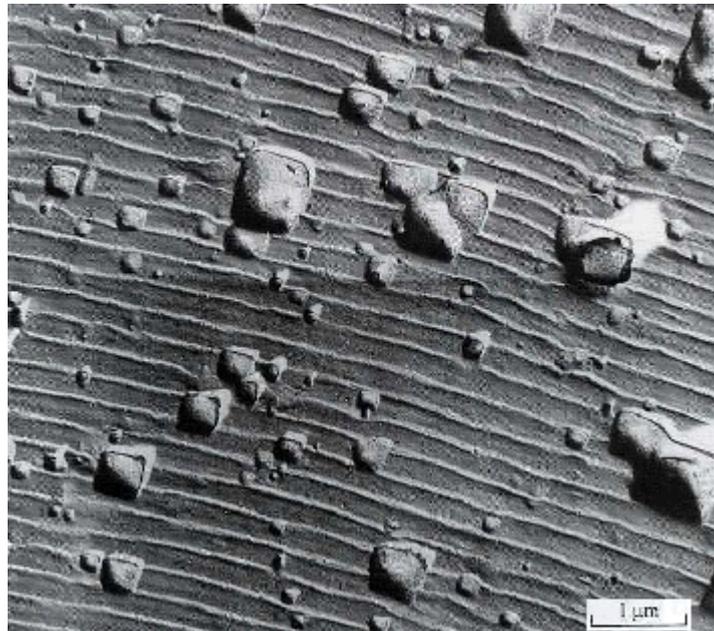


Figura 6: marcas de praia numa liga de alumínio 2024-T3^[3].

Pode-se considerar o número de ciclos até a fratura N_f como a somatória do número de ciclos para a iniciação da trinca N_i e a propagação da trinca N_p .

$$N_f = N_i + N_p$$

A contribuição da etapa de fratura-rápida para o total da vida a fadiga pode ser desprezada já que ocorre instantaneamente na maioria dos casos. Já a contribuição de N_i e N_p para o total da vida do componente depende do material e das condições de ensaio. Em baixos níveis de tensões (fadiga de

alto ciclo), uma grande fração da vida a fadiga é utilizada para a iniciação da trinca. Ao contrário, para fadiga de baixo ciclo (altos níveis de tensão) a etapa da propagação da trinca é predominante ($N_p > N_i$) [5].

Trincas associadas com falha por fadiga quase sempre se iniciam na superfície do componente em um ponto de concentração de tensão. Nos casos em que a trinca de fadiga se inicia no interior do material, esta trinca normalmente está relacionada com a existência de uma interface. A interface entre uma camada cementada e o metal de base é um exemplo desta descontinuidade que pode levar a nucleação da trinca no interior do material [7].

O carregamento cíclico no metal provoca um pequeno movimento de discordâncias no reticulado cristalino formando bandas de deslizamentos. Bandas permanentes de deslizamento são então formadas no material quando as discordâncias são deslocadas e não voltam ao seu ponto inicial, ficando ancoradas umas às outras, o que leva a grande concentração de deformação plástica que propicia a nucleação de trincas. Segundo W. A. Wood, as bandas de deslizamento persistentes resultam num acúmulo de discordâncias da ordem de 10^{-7} cm de profundidade no material formando extrusões e intrusões na superfície do material. A figura 14 ilustra esquematicamente a estrutura de uma banda de deslizamento observada em um microscópio eletrônico. A deformação estática produz um deslizamento formando um contorno na superfície do metal semelhante à figura 14a. No caso de materiais submetidos a carregamento cíclico, os pequenos movimentos de deslizamento formam entalhes ou ressaltos como mostram as figuras 14b e 14c [7]. A concentração de tensões provocada pelo entalhe favorece a nucleação da trinca de fadiga explicando o fato das trincas de fadiga geralmente terem início numa superfície livre.

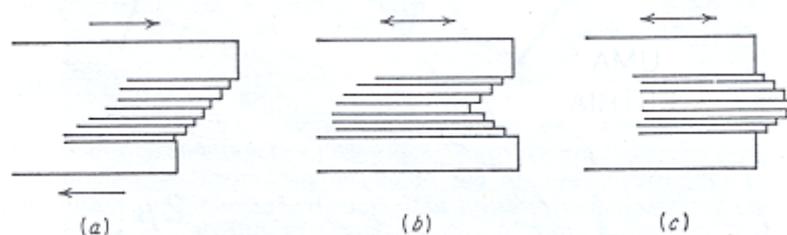


Figura 14: Microdeformação levando à formação da trinca de fadiga. (a) deformação estática; (b) deformação de fadiga originando um entalhe (intrusão); (c) deformação de fadiga originando extrusão.

O deslizamento cruzado tem um papel muito importante na formação de intrusões e extrusões como pode ser observado no mecanismo proposto por Cottrell e Hull representado na figura 15. Na fase de tração do ciclo os sistemas de deslizamento cruzados produzem dois degraus na superfície para posteriormente na fase de compressão do ciclo o primeiro sistema de deslizamento formar a intrusão e o segundo sistema de deslizamento formar a extrusão.

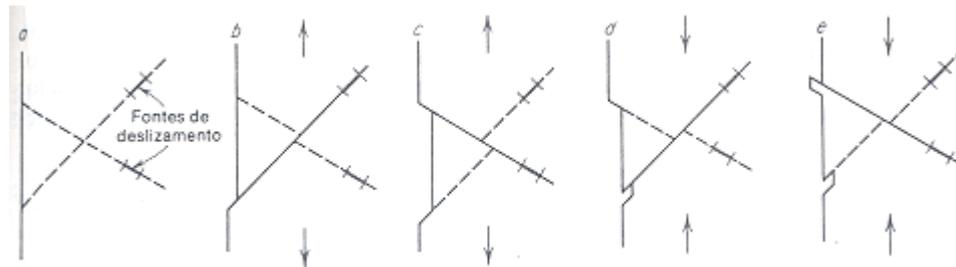


Figura 15: Mecanismo para formação de extrusões e intrusões

Depois da nucleação da trinca, nos metais policristalinos, se inicia a propagação lenta da mesma ao longo do plano cristalográfico sob maior tensão, algumas vezes denominado estágio I de propagação (figura 16). Este estágio pode constituir uma grande ou pequena parcela da vida a fadiga dependendo do nível de tensões e da natureza do ensaio. Nos metais policristalinos a trinca se estende entre vários grãos durante o estágio I de propagação. No estágio II de propagação ocorre a mudança da direção de propagação da trinca, que passa a crescer na direção perpendicular a tensão principal até a fratura do material como mostra a figura 16 [5].

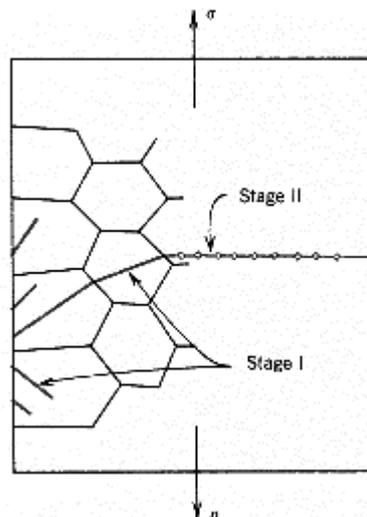


Figura 16: Representação esquemática mostrando os estágios I e II de propagação de uma trinca de fadiga em um metal policristalino [5].

Efeito do acabamento superficial

A superfície livre do componente é um local comum de nucleação da trinca de fadiga. A maneira pela qual a superfície é confeccionada durante a fabricação do componente tem um papel decisivo na predisposição à iniciação de uma trinca de fadiga na superfície ^[1].

Os diferentes acabamentos superficiais provenientes dos diversos processos de usinagem conferem ao material micro-entalhes, que agem como concentradores de tensões. Superfícies mal-acabadas apresentam uma severa concentração de tensões, diminuindo assim a vida em fadiga do componente ^[6].

Uma forma muito utilizada para aumentar a vida a fadiga é a introdução de tensões residuais de compressão na superfície do material, evitando assim o crescimento a propagação de trincas de fadiga. Num eixo sob flexão como mostra a figura 17, a tensão de tração que favorece a formação de trincas será reduzida pela tensão residual de compressão ^[7].

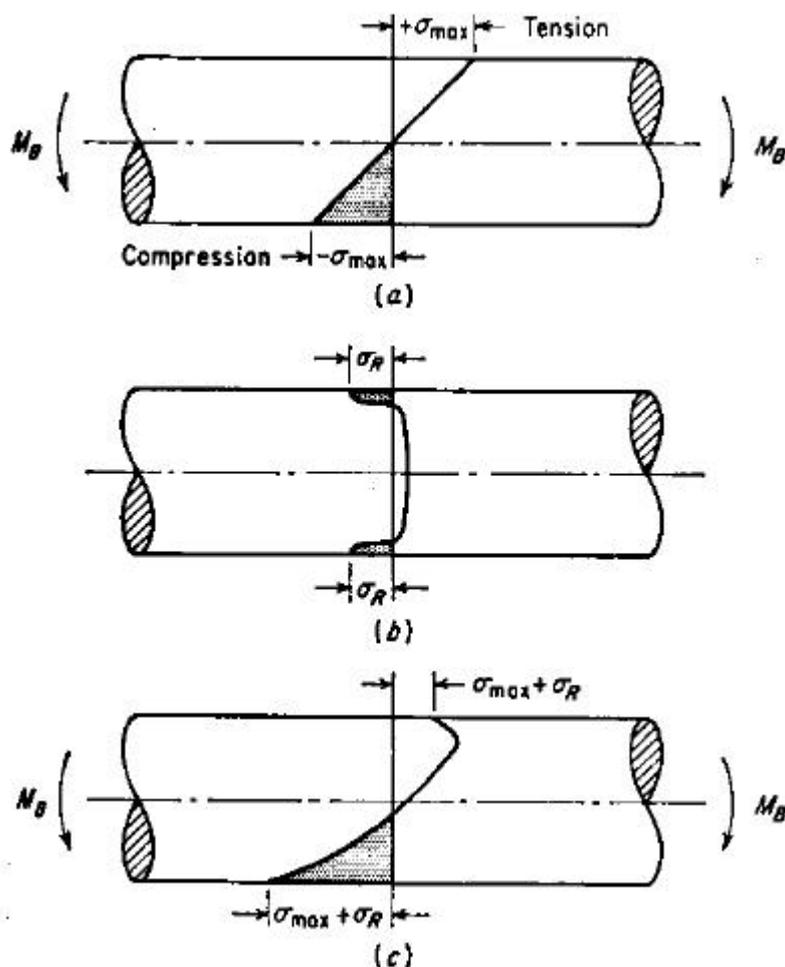


Figura 17: (a) eixo sob flexão ; (b) eixo com tensão residual de compressão na superfície ; (c) eixo com tensão residual de compressão na superfície sob flexão ^[7].

Métodos muito eficientes para se obter tensões residuais são o jateamento com granalha de aço (shot peening) e trabalhos a frio como laminação superficial^[7]. Tratamentos superficiais nos aços como cementação e nitretação são favoráveis no aumento da vida a fadiga por formarem superfícies mais duras e resistentes com tensões residuais de compressão. Esse efeito é mais evidente quando o componente é sujeito a um grande gradiente de tensões como em casos de torção e flexão^[7].

IV - Materiais e Métodos

Foram confeccionados corpos-de-prova de aço ARBL ferrítico-perlítico, cuja composição química encontra-se na Tabela II, para os ensaios necessários.

Tabela II – Composição química (% massa) do material em estudo.

Material	C	Si	Mn	bal.
ARBL Q7 (f+p)	0,11	0,12	1,10	Fe

Ensaio de tração foram conduzidos, em equipamento MTS servo-controlado de 250 kN de capacidade máxima, com o intuito de se determinar o módulo de elasticidade e a resistência mecânica do material em estudo (limite de escoamento e limite de resistência), traçando os limites para os ensaios de fadiga, que foram conduzidos sob tensão média de 287 MPa variando-se as cargas máxima e mínima para obtenção de ensaios com diferentes valores de amplitude de tensões.

V - Resultados Experimentais e Discussão

Os resultados dos ensaios de tração encontram-se na Tabela III, caracterizando o comportamento mecânico à tração do material em estudo. Os valores dos ensaios de fadiga controlados por amplitude de tensões e conduzido sob tensão média de 287 MPa foram plotados no gráfico I, onde podemos extrair o valor do expoente de Basquin **b**, como -0,072.

Tabela III - Propriedades mecânicas do material em estudo

Limite de escoamento (s_{LE})	534 MPa
Limite de resistência (s_{LR})	629 MPa
Módulo de elasticidade (E)	213 GPa
Alongamento total em 50 mm (AT^{50})	23 %

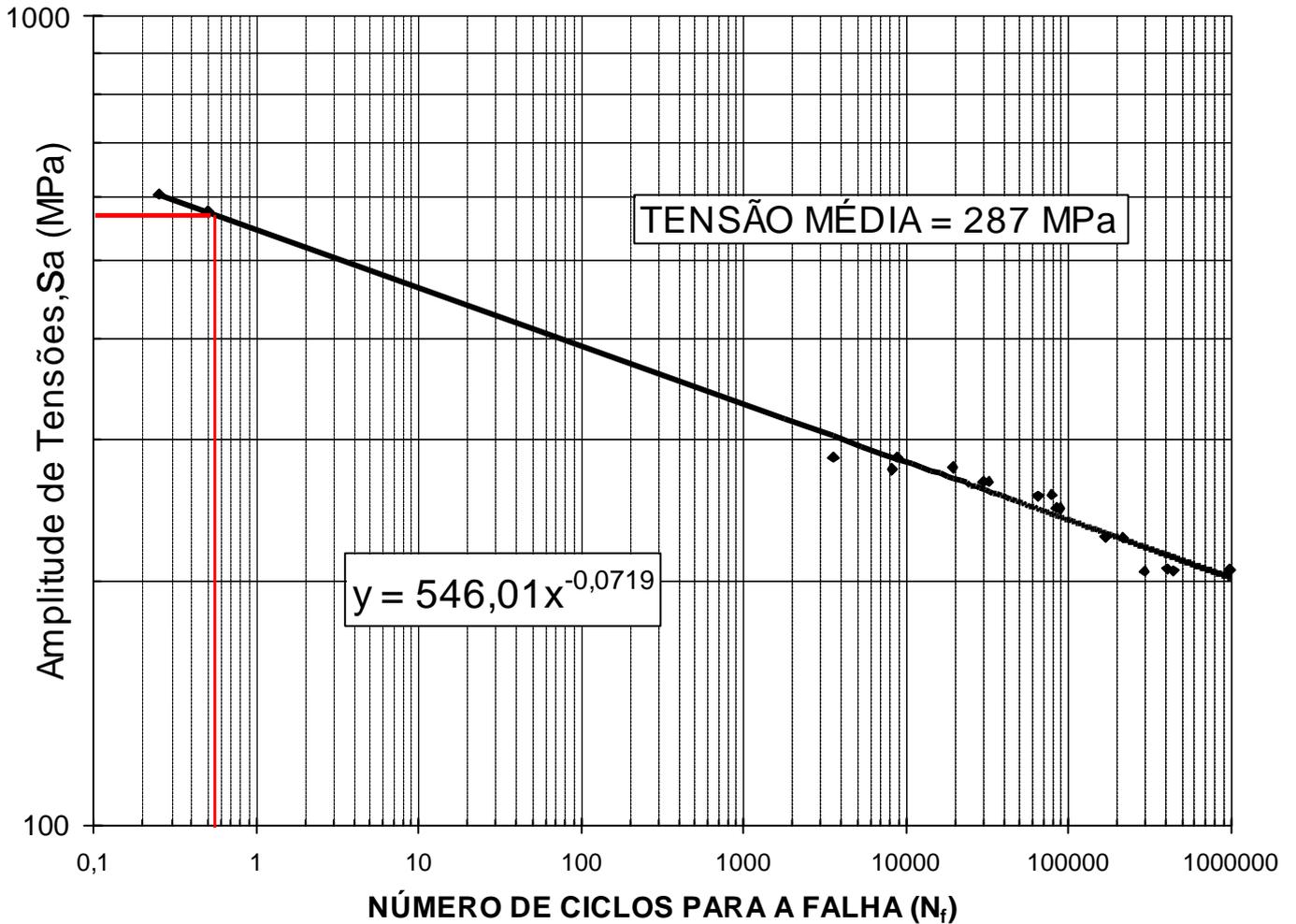


Gráfico I : Relação entre amplitude de tensões e número de ciclos até a fratura do aço ARBL Q7 em ensaio cíclico onde a tensão média aplicada no ciclo manteve-se em 287 MPa

Quando N_f é numericamente igual a 0.5 a equação de Basquin-Morrow para o material em estudo pode ser reescrita da seguinte forma:

$$S_a = (S'_f - 287)$$

Da extrapolação da curva do gráfico I, obtém-se a amplitude de tensões para N_f igual a 0.5 e conseqüentemente o coeficiente de resistência à fadiga S'_f que assume o valor de 860 MPa. Com o valor do expoente de Basquin e do coeficiente de resistência à fadiga, o material em estudo é caracterizado quanto a vida sob fadiga de alto ciclo ($N_f > 10^4$ ciclos, ou quando não existam laços de histerese na curva tensão-deformação cíclica) através da equação de Basquin-Morrow:

$$s_a = (860 - s_m) \cdot (2 \cdot N_f)^{-0,072}$$

VI - Conclusão

O presente trabalho permite as seguinte conclusão:

- A vida sob fadiga do aço ARBL ferrita-perlita Q7 estudado pode ser descrita por:

$$s_a = (860 - s_m) \cdot (2 \cdot N_f)^{-0,072}$$

Com s_a e s_m em MPa, e N_f como o número de ciclos até a ruptura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MAGNABOSCO, R. ; ROSSETTO, L. C. *Toughness Anisotropy in HSLA Steels*. In: XV COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica), 22 a 26 de novembro de 1999 (anais em cd-rom)
2. MEYERS, MARC ANDRE ; CHAWLA, KRISHAN KUMAR *Mechanical Behavior of Materials* cap. 14
3. SURESH, S. *Fatigue of materials* Cambridge Press : Boston 2. ed 1998 cap. 7.
4. DOWLING, NORMAN E. *Mechanical Behavior of Materials* 2. ed 1998 cap. 9.
5. CALLISTER, WILLIAM D. *Materials Science and Engineering an Introduction* 4.ed cap. 8.
6. MITCHELL, M. R. *Fatigue analysis for design*. I Seminário internacional de fadiga – SAE Brasil 31 de outubro de 2001 São Bernardo do Campo – SP p. 1-29.
7. DIETER, G. E. *Mechanical metallurgy*. MacGraw Hill : London 1988 SI metric ed. cap. 12.
8. MAGNABOSCO, R. BOTTON, T. *Vida em Fadiga de Aços Carbono com Estrutura Bifásica Ferrita-Martensita*. IN: 14° CBECIMAT 03 a 06 de dezembro de 2000 São Pedro, SP ABM/ABC/ABPol (anais em fase de editoração).