



Laboratório de Materiais do Centro Universitário da
Fundação Educacional Inaciana Padre Sabóia de Medeiros
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

Projeto de iniciação científica

**Influência da deformação média na
previsão de vida em fadiga de baixo ciclo da
liga AA7175-T1.**

Relatório de andamento

Bolsista: Gigliola Salerno

e-mail: giglia@ig.com.br

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

e-mail: rodrmag@fei.edu.br

quinta-feira, 12 de junho de 2003



OBJETIVOS

Este projeto tem por objetivo caracterizar a liga de alumínio AA7175-T1 sob carregamento cíclico, levantando os valores dos expoentes de Basquin (b) e de Coffin (c) e os coeficientes de resistência e ductilidade à fadiga (\tilde{S}_f e $\tilde{\epsilon}_f$), e a partir destes dados prever a vida em fadiga desta liga, verificando também a influência da deformação média aplicada no ciclo na previsão da vida em fadiga.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Introdução

Um material pode sofrer degradação de suas propriedades mecânicas e falhar sob esforços cíclicos com tensão abaixo da máxima que suportaria em um carregamento estático elástico, como o limite de escoamento. Este processo é definido como fadiga.

Vários estudos foram realizados para melhor compreender este processo, e os primeiros foram desenvolvidos por Albert (1837), na Alemanha. Contudo, a investigação mais ampla foi realizada por Wöhler (1860), que definiu as curvas S-N, realizando ensaios cíclicos onde eram aplicadas sucessivamente tensão de tração e tensão de compressão de módulos iguais, durante um período até que ocorresse a falha por fadiga. Através destes ensaios foram definidos os parâmetros que são utilizados atualmente: a tensão de tração é a tensão máxima, e a tensão de compressão é a tensão mínima. Assim, nas curvas S-N de Wöhler a tensão média no ciclo de tensões é nula e a razão entre tensão mínima e tensão máxima (R) é -1 . Estes parâmetros são definidos como:

$$s_m = \frac{s_{\max} + s_{\min}}{2} \quad (\text{eq. 1})$$

$$s_a = \frac{s_{\max} - s_{\min}}{2} \quad (\text{eq. 2})$$

$$R = \frac{s_{\min}}{s_{\max}} \quad (\text{eq. 3})$$

A Figura 1 apresenta estes parâmetros em um carregamento cíclico genérico de forma senoidal.

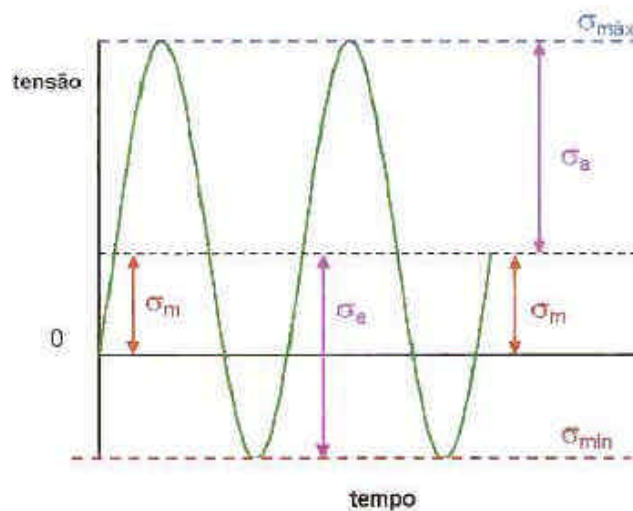


Figura 1: ciclo senoidal de tensões que caracteriza um carregamento cíclico, em que são definidos os parâmetros s_a e s_m .

Nas curvas S-N, para cada tensão aplicada há um número de ciclos até a fratura correspondente, e pode-se perceber que quanto menor a tensão aplicada, maior será o seu respectivo número de ciclos até a fratura, até chegar a um valor de tensão definido como limite à fadiga (s_e), abaixo do qual não haveria falha por fadiga e o número de ciclos seria infinito. No entanto, para alguns aços de alta resistência e ligas de

alumínio este limite não é observado, havendo um número de ciclos finito até ocorrer a falha^[1,2], como mostra Figura 2.

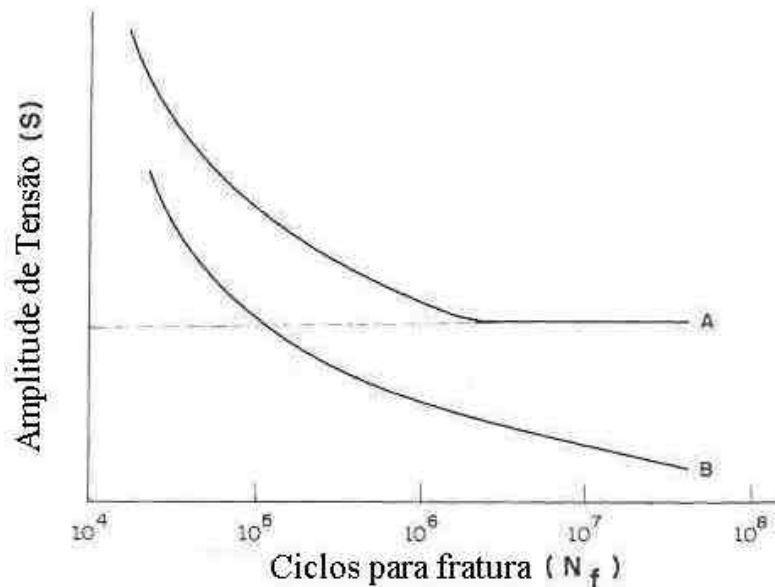


Figura 2: Curvas S-N onde $s_m=0$ e $R= -1$. Na curva A observa-se a existência do limite a fadiga (s_e), abaixo do qual pode ser aplicada uma tensão por um número infinito de ciclos; na curva B este limite não é observado e esta representa materiais como alumínio e alguns aços de alta resistência^[1].

Através dos estudos das curvas S-N de Wöhler, Basquin (1910) desenvolveu uma equação matemática que estabelece uma relação entre a amplitude de tensões (s_a), o número de ciclos para fratura (N_f) e as características do material: coeficiente de Basquin (b) e o coeficiente de resistência à fadiga (S'_f). Esta é dada por^[1,2,3]:

$$s_a = S'_f (2N_f)^b \quad (\text{eq. 4})$$

Conhecendo-se as tensões aplicadas e as características do material pode-se calcular a vida em fadiga, em número de ciclos, até a fratura.

A tensão média (s_m) produz efeito na resistência à fadiga de um material. Em curvas S-N de um material obtidas com valores diferentes de tensão média, como mostra a Figura 3, para uma dada amplitude de tensão (s_a), com o aumento da tensão média (s_m), ocorre a diminuição da vida em fadiga^[1]. Os efeitos de tensões residuais podem também contar como um efeito de tensão média e a introdução de tensões de compressão, em áreas críticas, reduz este efeito^[4].

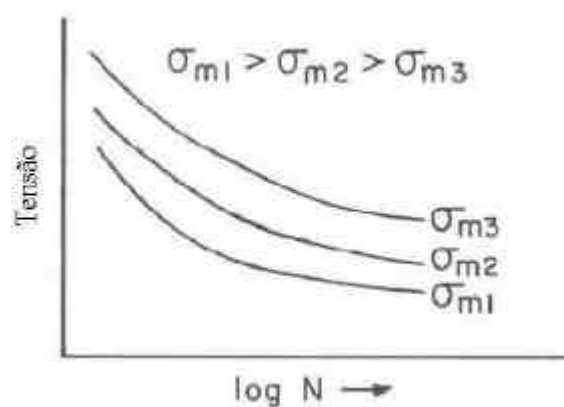


Figura 3: efeito da tensão média (s_m) em curvas S-N. A vida em fadiga diminui com o aumento da tensão média^[1].

Enquanto a relação de Basquin é válida somente quando a tensão média (s_m) for igual a zero, Morrow (1968) apresentou uma modificação nesta relação levando em conta os efeitos da tensão média (s_m), qualquer que seja o seu valor, mostrada na equação 8^[1,2,3]:

$$s_a = \left(s'_f - s_m \right) \left(2N_f \right)^b \quad (\text{eq. 5}).$$

Nucleação de trincas de fadiga

A nucleação de uma trinca por fadiga ocorre preferencialmente na superfície, pelo fato de nesta a deformação plástica ser facilitada. Quando uma tensão é aplicada ocorre o deslizamento de discordâncias em planos de escorregamento do reticulado cristalino, criando as bandas de escorregamento persistentes. Estas, empilhadas uma sobre as outras na superfície livre, provocam o aparecimento de intrusões e extrusões nesta, que atuam como concentradores de tensão, como demonstram as Figuras 4 e 5. Estes degraus ou são iniciadores de trincas ou podem interagir com algum defeito estrutural ou geométrico para produzir trincas^[1,2]. A maior deformação local desenvolve-se na interface da matriz com a banda persistente de escorregamento^[3].

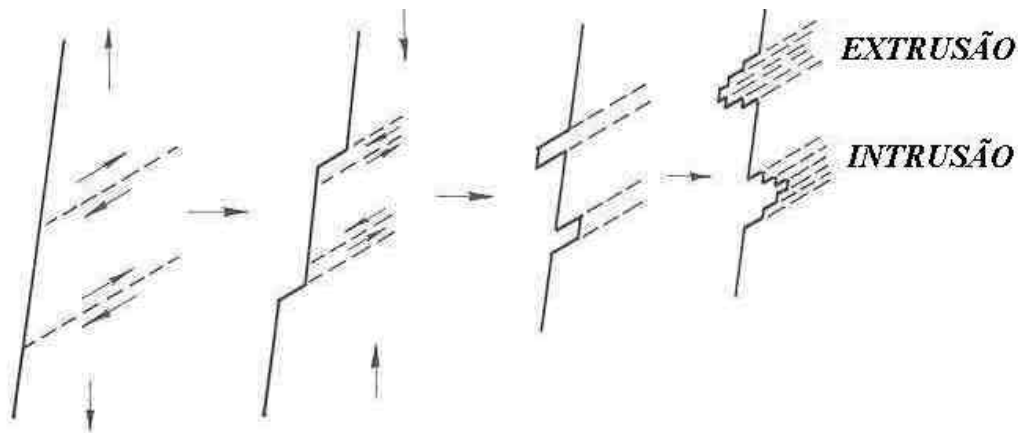


Figura 4: esquema do deslizamento das bandas de escorregamento que provocam o aparecimento de intrusões e extrusões no material^[1].



Figura 5: intrusões e extrusões em cobre^[1].

Deformações cíclicas repetidas no material levam a escorregamentos em diferentes planos de deslizamentos. A irreversibilidade dos deslocamentos ao longo das bandas de escorregamento resulta em uma rugosidade na superfície^[5]. Esta irreversibilidade da deformação, de acordo com Essmann, é atribuída à aniquilação dos segmentos amarrados de discordâncias e o deslocamento das bordas destes segmentos criados pela ciclagem. Aniquilação destas bordas das discordâncias geram pontos de defeitos como lacunas, que induzem aumento de volume, que gera extrusões e intrusões na superfície. A irreversibilidade devido aos amarrados de discordâncias aparece como degraus emergidos pelas bandas persistentes de escorregamento. Depois de deformação suficientemente acumulada, extrusões e intrusões constituem a morfologia local da superfície^[6].

Considerando um carregamento cíclico, o escorregamento ocorre em um plano orientado favorável a tensão máxima de cisalhamento, e durante o descarregamento o escorregamento reverso ocorre em um plano paralelo, pois o escorregamento original



é inibido devido ao endurecimento causado pelo aumento local da densidade de discordâncias, ou seja, o encruamento local. Os ciclos de escorregamento podem criar extrusões ou intrusões na superfície, que podem crescer a cada ciclo, aumentando de tamanho e nucleando uma trinca. Esta cresce pela contínua deformação plástica durante os ciclos subsequentes até chegar a um tamanho crítico e provocar a ruptura total. Além disso, se o componente tiver uma inclusão, partículas de segunda fase ou riscos de usinagem na sua superfície, há facilidade da nucleação de uma trinca nestes pontos, já que neles a deformação plástica localizada é facilitada^[1,2]. O escorregamento na superfície é favorecido na ausência de compatibilidade entre os grãos e na liberdade de escorregamento dos planos uns sobre os outros com a componente normal a superfície^[4].

Dados experimentais dos trabalhos de Thompson, Wadsworth e Louat (1956) sugeriram que remover as intrusões e extrusões por eletropolimento da superfície do corpo-de-prova aumenta a vida em fadiga^[5].

A superfície de um componente que sofreu o processo de fadiga é coberta com extrusões, intrusões e protusões. Uma protusão é uma superfície elevada (uma grande extrusão) onde uma macro banda persistente de escorregamento emerge na superfície do corpo-de-prova, como demonstra a Figura 6. A altura de uma protusão aumenta na mesma proporção que a largura da macro banda persistente de escorregamento^[5].

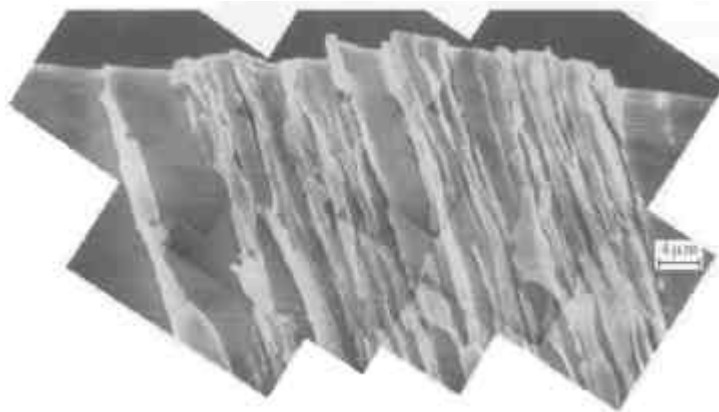


Figura 6: protusão com extrusões e intrusões na superfície de cobre com deformação plástica constante de 0,002 em 120.000 ciclos a temperatura ambiente^[5].

A Figura 7 mostra uma trinca nucleada ao longo da borda de uma macro banda persistente de escorregamento em cobre com deformação plástica constante de 0,002. A quantidade destas trincas de fadiga aumenta linearmente com o número de ciclos e as deformações aplicadas, já que as trincas se formam em locais onde a deformação plástica é facilitada e ocorre a movimentação das bandas de escorregamento persistentes a cada ciclo.

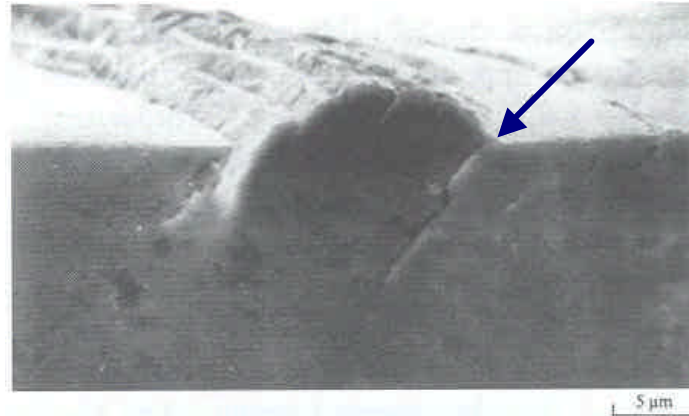


Figura 7: trinca nucleada ao longo de uma macro banda persistente de escorregamento em cobre com deformação plástica constante de 0,002 em 60.000 ciclos a 20°C^[5].

A nucleação de trincas de fadiga em contornos de grão ocorre sob a influência do meio e de elevada temperatura. As trincas de fadiga podem nuclear no contorno de grão se o sistema de escorregamento ativo do menor dos grãos for direcionado para a intersecção do contorno com a superfície do corpo-de-prova. Em geral, uma trinca no contorno de grão pode surgir em baixas ou intermediárias amplitudes de deformação plástica, com a invasão das bandas persistentes de escorregamento no contorno do grão, ou em alta amplitude de deformação plástica onde a trinca ocorre como consequência dos degraus formados no contorno. Na Figura 8 apresenta-se a nucleação da trinca ocorrendo ao longo de um contorno de grão^[5].

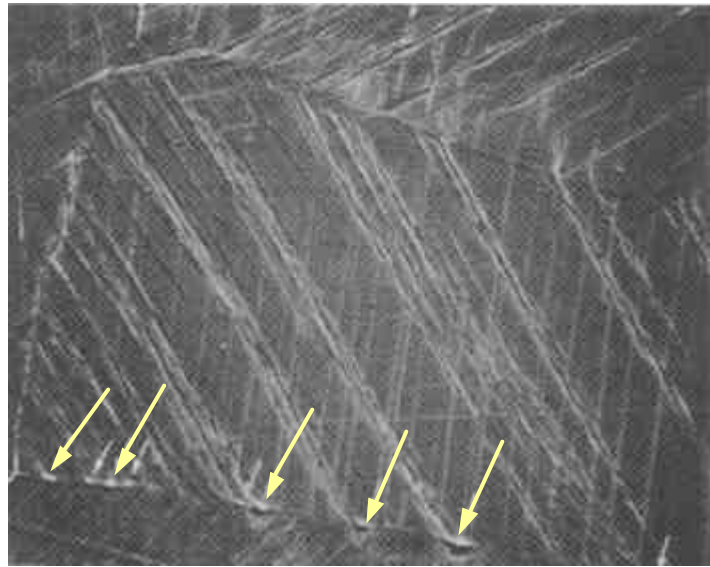


Figura 8: nucleação da trinca ao longo do contorno de grão^[5].

A vida em fadiga e a máxima resistência à fadiga são reduzidas devido à presença de poros e inclusões. A Figura 9 mostra superfícies fraturadas onde a nucleação da trinca ocorreu na inclusão existente na matriz do material. Os mecanismos de nucleação de trinca de fadiga com estes defeitos dependem de fatores que envolvem as características de escorregamento da matriz, os valores de resistência da matriz e do defeito, a resistência da interface matriz-inclusão e a suscetibilidade da matriz e da inclusão a corrosão. Em ligas de alumínio, partículas constituintes como Al_2CuMg e Al_7Cu_2Fe fornecem lugares para a nucleação de trincas. A nucleação de trincas em defeitos é composta por dois eventos sucessivos: ocorrência da trinca no interior de uma partícula frágil e o avanço da trinca para a matriz dúctil, como demonstra a Figura 10, onde pode-se observar a trinca na inclusão, a fratura na interface e o avanço da trinca para a matriz. O primeiro evento ocorre com uma energia crítica de deformação elástica no interior da partícula. O segundo evento ocorre quando a energia total do sistema assume um valor mínimo^[5].

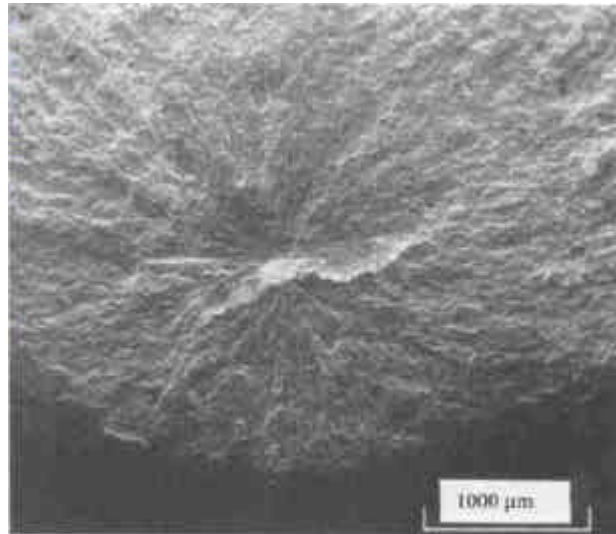


Figura 9: superfície fraturada por fadiga onde uma trinca foi nucleada em uma inclusão^[5].

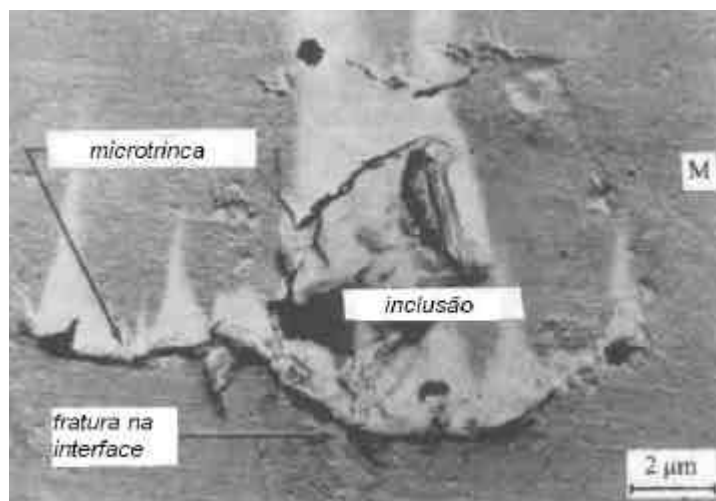


Figura 10: mecanismo da nucleação de trinca de fadiga em aço: trinca em inclusão, fratura na interface e avanço da microtrinca na matriz^[5].

O efeito do tratamento superficial é um caso específico. Isto é, o efeito depende de como o processo altera a composição local, altera ou orienta a microestrutura local, introduz grande ou pequena tensão residual devido à pressão, e/ou altera o



acabamento superficial, que neste caso depende dos parâmetros específicos do processo e do material que é aplicado^[4]. A resistência à fadiga em função da rugosidade da superfície de um dado material são frequentemente produzidas por diferentes métodos de processamento, como retificação, torneamento, e diversos tipos de polimento. Cada um destes processos produz uma diferente tensão residual na superfície podendo ser de tração ou compressão que pode, respectivamente, prejudicar ou melhorar a resistência a fadiga e ser mais significativa que a própria aspereza da superfície^[4]. O processo de torneamento leva ao aquecimento da superfície que se expande pelas regiões próximas, esta expansão é restringida pela região “fria” e pela perda das propriedades mecânicas ocorre deformações plásticas compressivas. Durante o resfriamento criam-se tensões residuais de tração. Enquanto a ferramenta avança sobre o material a sua frente é formada uma região de deformações plásticas compressivas e atrás é formada uma região de deformações plásticas de tração^[7].

Sébastien Petitjean (2001) em seu trabalho com aço austenítico inoxidável 304L (Z2CN18-10) em fadiga de alto ciclo verificou a influência de vários parâmetros no comportamento à fadiga: rugosidade, dureza, tensão residual e transformação de fase. Estes parâmetros foram avaliados de acordo com três diferentes processos de usinagem: torneamento, retífica e polimento. No polimento foram utilizadas lixas com granulação: 320, 500, 1000, 2400, 4000 e *sprays* de diamante de 3 e 1 μm , apresentando estes corpos-de-prova a menor rugosidade e tensão residual de compressão enquanto os outros apresentaram tensão residual de tração, de acordo com as medições realizadas. Em seus ensaios de fadiga com frequência de 10 Hz e $R=0.05$, os corpos-de-prova polidos apresentaram a maior dispersão de dados e a nucleação de trincas ocorreu em inclusões e em contornos de grão, porém a tensão residual de compressão, a eliminação de defeitos da superfície devido ao polimento e a formação



de martensita dificultaram a nucleação de trincas. O limite à fadiga dos corpos-de-prova que sofreram torneamento e retífica foi 15% menor do que dos corpos-de-prova polidos. Porém nada pôde afirmar sobre a dureza^[7].

O “shot peening” é um processo utilizado para melhorar a performance do material em relação à fadiga. Neste, ocorre o bombardeamento de granalha de aço na superfície do material, o que geralmente produz tensão residual de compressão e endurece a superfície (através do aumento de densidade de discordâncias e da deformação plástica sofrida) tendendo a aumentar a vida em fadiga. Porém, este bombardeamento também pode causar microtrincas, formar veios e acarretar em rugosidade significativa^[4]. Em termos de fadiga, a rugosidade tende acelerar o processo de nucleação e propagação de trincas, o endurecimento tende retardar a propagação de trincas devido ao aumento da resistência à deformação plástica, e a tensão residual, caso seja de compressão, aumenta a tensão de fechamento de trincas que reduz a propagação destas. Portanto o real efeito do “shot peening” depende do balanço entre estes efeitos benéficos e prejudiciais. O trabalho realizado por Curtis, de los Rios, Rodopoulos e Levers (2003) sobre os efeitos do “shot peening” em ligas de alumínio de alta resistência assume que o endurecimento não é significativo no caso de materiais que sofrem endurecimento cíclico, pois o endurecimento cíclico é maior que o endurecimento causado pelo “shot peening”, além deste se concentrar somente próximo à superfície; estes fatos explicam o motivo do pequeno e até desprezível efeito do “shot peening” em regiões de fadiga de baixo ciclo^[8].

Propagação de trincas de fadiga

A razão do crescimento da trinca em fadiga ocorre a constantes amplitudes de tensões reversas e é expressa em termos do aumento do comprimento da trinca por ciclo,



da/dN. Valores de da/dN para diferentes condições de carregamento são determinadas experimentalmente para mudanças no comprimento da trinca em função de um número transcorrido de ciclos. Quando a razão de tensão aplicada é mantida constante, a razão do crescimento da trinca de fadiga aumenta proporcionalmente ao número de ciclos.

Uma das metas no projeto sob fadiga foi desenvolver métodos para caracterizar o crescimento da trinca através de um parâmetro de carregamento apropriado que permita quantificar a resistência do material em relação ao crescimento da trinca de fadiga para diferentes combinações de tensões aplicadas, geometria dos corpos-de-prova e geometria da trinca. Paris e Erdogan (1963) sugeriram que para a variação cíclica da área tensionada, a caracterização do mecanismo de fratura linear elástica em função da razão do comprimento da trinca deve ser baseado na variação do fator de intensidade de tensões (ΔK)^[9]:

$$\Delta K = Y \cdot \Delta s \cdot \sqrt{pa}, \quad (\text{eq. 6})$$

onde Y é o fator de forma e carregamento que depende do comprimento da trinca e da largura do corpo-de-prova, a é o comprimento da trinca, já que K define as condições (tensões e deslocamentos) na ponta da trinca.

Paris e Erdogan (1963) mostraram que a taxa de crescimento da trinca (da/dN) aumenta de acordo com a variação do fator de intensidade pela lei:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m, \quad (\text{eq. 7})$$

onde C e m são constantes influenciadas por variáveis da microestrutura do material, ambiente, temperatura e razão R.



Apesar de algumas controvérsias, dados experimentais comprovaram a eficiência desta lei. Embora seja empírica, esta lei permanece como uma das mais utilizadas para a análise do crescimento da trinca em fadiga^[9].

A propagação da trinca ocorre em três estágios. No estágio I a trinca cresce lentamente em determinados planos cristalográficos, orientados paralelamente a tensão de cisalhamento que provoca a movimentação de discordâncias. Este plano é o de escorregamento, onde ocorram as bandas persistentes de escorregamento que originaram as intrusões e extrusões. No estágio II a trinca cresce perpendicular a orientação da tensão de tração aplicada, seu crescimento é uniforme e acentuado em relação ao estágio I, podendo criar estrias na superfície de fratura e sempre levando a deformação plástica na ponta da trinca (esta deformação pode abranger o tamanho de alguns grãos neste estágio). No estágio III ou a deformação plástica na ponta da trinca atinge a espessura do componente ou a trinca se torna instável. Aqui, o crescimento é rápido e a fratura ocorre de maneira instável^[1,2]. Na Figura 11 tem-se a descrição dos três estágios citados anteriormente.

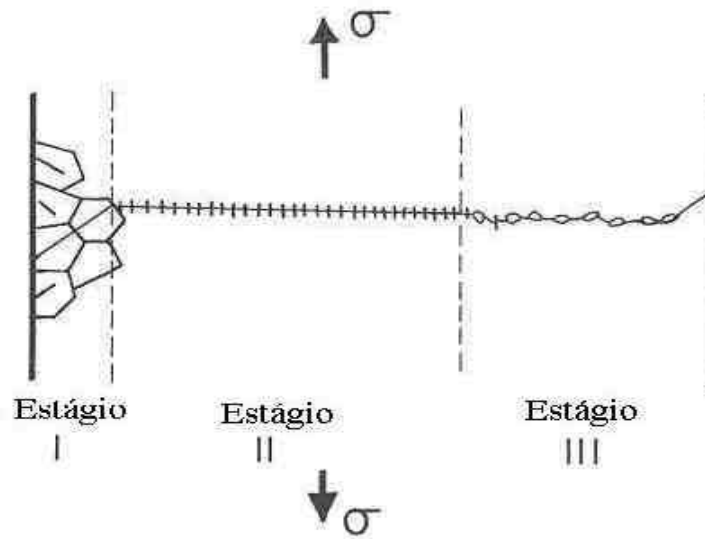


Figura 11: apresentação dos três estágios de propagação de uma trinca: iniciação (I), crescimento (II) e fratura instável (III).^[1]

A superfície fraturada de um material apresenta três divisões distintas, que estão de acordo com os três estágios de propagação de trincas e podem ser demonstradas na Figura 12. A porção associada ao crescimento da trinca orientado normal a aplicação da tensão é plana e relativamente lisa próxima da origem. Onde o crescimento é mais rápido e a razão do crescimento aumenta enquanto a trinca cresce, as superfícies são ásperas e apresentam curvas concêntricas, chamadas marcas de praia, que marcam o progresso da trinca nos vários ciclos. Marcas de praia indicam mudanças na textura da superfície de fratura como resultado da trinca sendo retardada ou acelerada, devido a uma alteração no nível de tensão, na temperatura ou meio químico. Depois da trinca ter alcançado um tamanho crítico, ela se torna instável e a falha final ocorre, podendo ser dúctil, envolvendo considerável deformação, ou frágil, apresentando fratura por clivagem; isto considerando os micromecanismos de deformação do material, pois a

fratura de fadiga, aparentemente, apresenta pouca deformação tanto para materiais frágeis como dúcteis. A área de fratura final é áspera^[1,2].

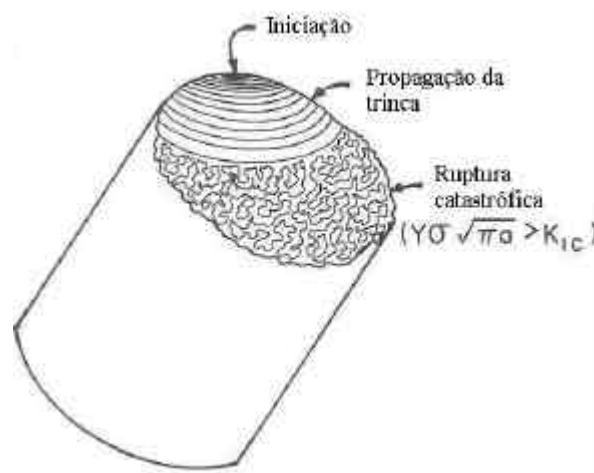


Figura 12: aspecto de uma superfície fraturada de acordo com os três estágios de propagação da trinca^[1].

Um exame microscópico da superfície fraturada por fadiga em materiais revela a presença de ondulações deixadas pelo progresso da trinca em cada ciclo. Estas são chamadas estrias. O acúmulo de estrias em sobrecarregamentos pode também ser uma causa para o surgimento das marcas de praia citadas anteriormente^[1,2]. A possibilidade das estrias se desenvolverem pode ser fortemente influenciada pelo valor de ΔK , estado de tensões, ambiente e composição da liga^[9].

Para valores muito altos de ΔK , a razão do crescimento da trinca é maior do que no regime de Paris. A sensibilidade do crescimento da trinca em função do estado de tensão (plano de tensão e plano de deformação) é muito pronunciada.

A variação da razão da propagação da trinca se dá em função de ΔK e da razão de carga (R). A influência da razão R é uma consequência da condição crítica quando o



valor de $K_{máx}$ se aproxima de K_C (ou K_{IC} , no plano da deformação) que é a tenacidade a fratura, de acordo com a equação:

$$K_{max} = \frac{\Delta K}{(1-R)} \rightarrow K_C \quad (\text{eq. 8})$$

Se o valor de $K_{máx}$ for maior que de K_C ocorre à instabilidade do material^[9].

Teoria da Plasticidade

A teoria da plasticidade estuda o comportamento dos materiais em níveis de deformações em que a Lei de Hooke já não se verifica, ou seja com relação às deformações plásticas, que são irreversíveis e que dependem da solitação mecânica para se atingir o estado final; não há uma constante relacionando tensão e deformação como é o caso do módulo de elasticidade (E) para deformações elásticas para os ensaios monotônicos de tração^[10].

A curva Tensão-Deformação Monotônica fornece a tensão necessária para causar o escoamento plástico do metal a qualquer nível de deformação plástica uniforme e é dada pela expressão^[10,11,12] ,:

$$\mathbf{s} = H(\mathbf{e}_p)^n \quad (\text{eq. 9}),$$

onde H é o coeficiente de resistência para $e=1$ e n é o expoente de encruamento^[3,13,14], conforme Figura 13. O valor de n varia de 0 a 0,5 para a maioria dos metais^[3]. Esta equação somente é válida do começo do escoamento plástico até o limite de resistência do material, ou seja, a carga máxima^[10].

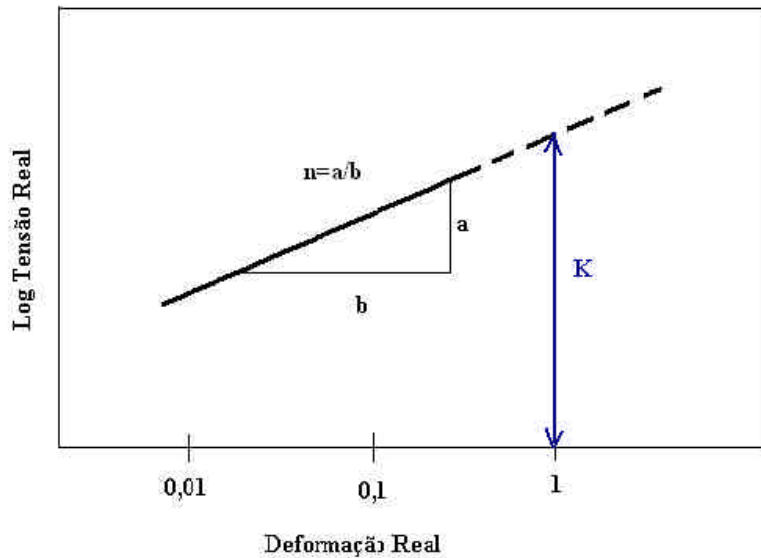


Figura 13: relação entre o logaritmo da tensão e a deformação na determinação do valor de K para $e = 1$ e a curva para determinação de n .

Para apresentar uma informação real das características da deformação real é necessário que esta seja medida continuamente no ensaio, pois a área do corpo-de-prova diminui ao longo do tempo. De acordo com Ludwik a deformação real é dada pela equação^[10,11,12]:

$$\tilde{e} = \ln \frac{L}{L_0}, \quad (\text{eq. 10}),$$

onde \underline{L} é o comprimento final do corpo-de-prova e \underline{L}_0 é o comprimento inicial.

Podendo também ser definida como:

$$\tilde{e} = \ln(e + 1), \quad (\text{eq. 11}),$$

onde \underline{e} é a deformação convencional^[10,11,12]. Esta equação é válida no trecho de deformação plástica uniforme.

A tensão real é a carga a cada instante, dividida pela área da seção transversal sobre a qual é aplicada, podendo ser relacionada com a tensão e a deformação convencional através da equação^[10,11,12]:

$$\tilde{\mathbf{s}} = \mathbf{s} (\mathbf{e} + 1) \quad (\text{eq. 12}).$$

Sendo assim a equação Tensão-Deformação Real Monotônica para deformação plástica no trecho uniforme somente pode ser escrita como^[12]:

$$\tilde{\mathbf{s}} = H(\tilde{\mathbf{e}}_p)^n \quad (\text{eq. 13}).$$

A Deformação Real Total é dada como a soma das parcelas plástica e elástica, segundo Ramberg-Osgood e pode ser escrita na seguinte forma^[13]:

$$\mathbf{e} = \mathbf{e}_e + \mathbf{e}_p = \frac{\mathbf{s}}{E} + \left(\frac{\mathbf{s}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (\text{eq. 14}).$$

O comportamento mecânico de um material metálico solicitado ciclicamente difere do comportamento monotônico. A deformação de ligas de engenharia para cargas cíclicas é caracterizada pela curva Tensão-Deformação cíclica, como demonstra a Figura 14, onde através do laço de histerese podem ser representadas as parcelas de deformação plástica e elástica^[15].

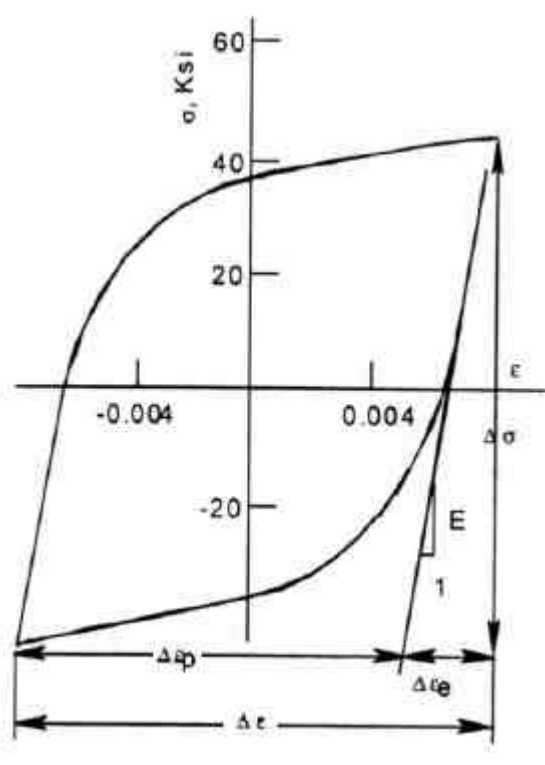


Figura 14: curva tensão-deformação que apresenta as parcelas de deformação plástica e elástica e o laço de histerese em dado carregamento cíclico, sob amplitude de deformação constante^[16].

As curvas de 1 a 4, na Figura 15, apresentam os laços estáveis de histerese para cada deformação total aplicada, os pares $\left(\frac{\Delta e}{2}, \frac{\Delta s}{2} \right)$ na região estável geram as curvas s-e cíclicas.

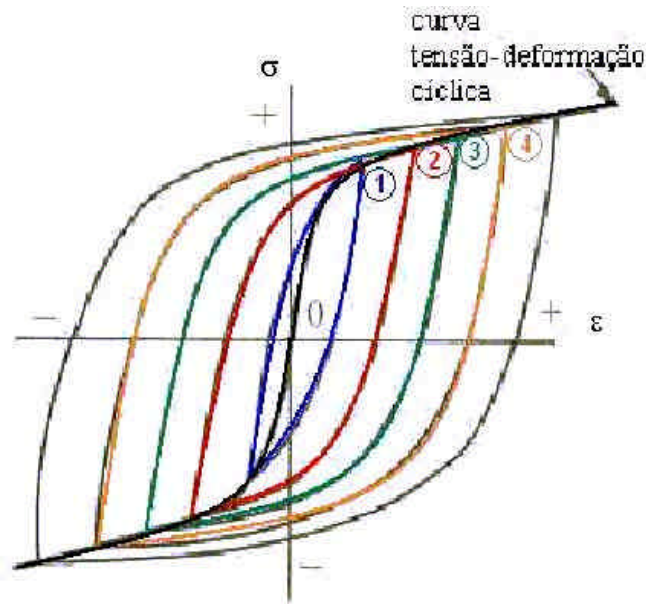


Figura 15: as curvas de 1 a 4 representam os laços estáveis de histerese para cada deformação total aplicada, os pares $\left(\frac{\Delta e}{2}, \frac{\Delta s}{2}\right)$ na região estável geram as curvas s-e cíclicas. Após alguns ciclos ocorre a estabilização dos laços de histereses em um mesmo ponto^[15].

Fazendo uma analogia da curva monotônica com a curva cíclica, pode-se obter a curva Amplitude de Tensão em função da Amplitude de Deformação Real Plástica Cíclica utilizando os mesmos conceitos de tensão e deformação reais, porém com os valores do coeficiente de resistência cíclico (H') e do expoente de encruamento cíclico (n'), que são diferentes dos monotônicos. O valor de n' varia de 0,05 a 0,25 para a maioria dos metais. Assim a relação entre e_a^p e s_a pode ser escrita como^[13]:

$$s_a = H' \left(\frac{\Delta e_p}{2} \right)^{n'} \quad (\text{eq. 15}).$$

Substituindo a amplitude de deformação plástica obtida resulta na equação de amplitude de deformação total representada por Ramberg-Osgood^[13]:

$$\mathbf{e}_a = \frac{\Delta \mathbf{e}_e}{2} + \frac{\Delta \mathbf{e}_p}{2} = \frac{\mathbf{s}_a}{E} + \left(\frac{\mathbf{s}_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{eq. 16}).$$

Quantificar a vida em fadiga medida de acordo com a amplitude de deformação melhora o controle dos ensaios, pois quando ocorre o processo de fadiga, este se inicia em pontos do material onde ocorreu uma deformação plástica (intrusões e extrusões), principalmente na superfície, que concentram as maiores tensões.

Na ponta da trinca, também ocorre deformação plástica. E também, o material pode sofrer endurecimento cíclico ou amolecimento cíclico, não representando o carregamento controlado por tensões a real solicitação do componente. No endurecimento o material tem grande quantidade de discordâncias que já não conseguem se movimentar com facilidade, necessitando de uma maior tensão para que ocorra uma mesma deformação a cada ciclo; no amolecimento ocorre o contrário, através do rearranjo das discordâncias, necessitando o material de uma menor tensão para que ocorra uma mesma deformação a cada ciclo.

Os fenômenos de endurecimento e amolecimento cíclicos são ilustrados na Figura 16.

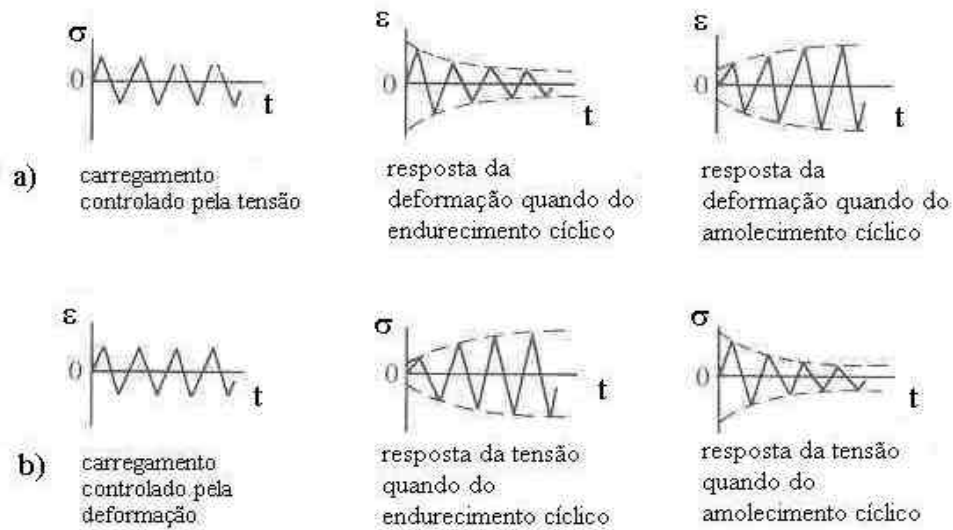


Figura 16: efeitos do endurecimento e do amolecimento em relação a: a) amplitude de deformação com amplitude de tensão constante e b) amplitude de tensão com amplitude de deformação constante^[15].

Na figura 16, em a) a tensão apresenta-se com uma amplitude constante e o endurecimento e o amolecimento se apresentam, respectivamente, na redução ou no aumento da amplitude de deformação; em b) a deformação apresenta-se com uma amplitude constante e o endurecimento e o amolecimento se apresentam, respectivamente, no aumento ou na redução da amplitude de tensão. Em ambos os casos, há um valor estável que é alcançado após um período inicial de teste, pois ocorre uma mudança contínua na estrutura de discordâncias, que se estabiliza e mantém o laço de histerese no mesmo ponto^[15].

A curva tensão-deformação cíclica pode ser comparada diretamente com a curva monotônica para avaliar as mudanças no comportamento do material devido ao carregamento cíclico, evidenciando o amolecimento, endurecimento ou ambos, como mostra a Figura 17^[16].

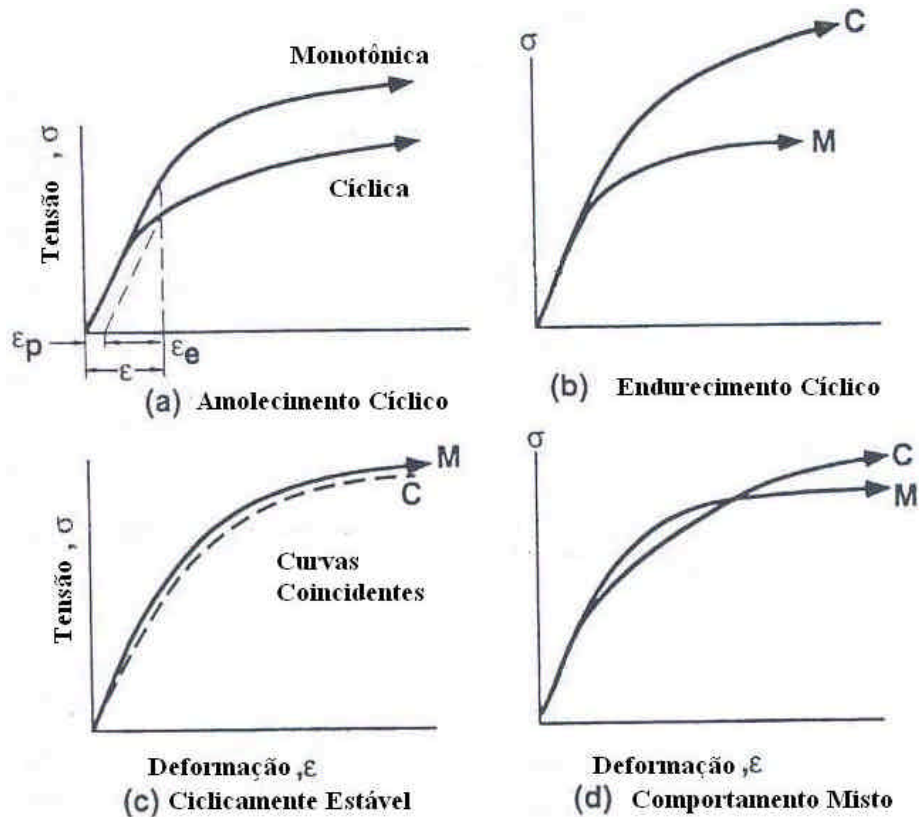


Figura 17: exemplos de vários tipos de curvas tensão-deformação cíclica, comparando com a curva monotônica^[16].

Vida em fadiga em análise de deformação

A equação (4) diz respeito à parcela elástica do processo de fadiga e pode ser escrita como a deformação elástica imposta no ciclo:

$$\frac{\Delta e_e}{2} = \frac{s'_f}{E} (2N_f)^b, \quad (\text{eq. 17})$$

onde E é o módulo de elasticidade do material.

A equação que calcula a deformação plástica para o processo de fadiga foi desenvolvida por Coffin (1954) e Manson (1954) através de seus trabalhos

relacionados à fadiga térmica (que está relacionada com a condutividade térmica e com a ductilidade do material, e estas estão diretamente relacionadas com as deformações plásticas sofridas nos ensaios)^[3]:

$$\frac{\Delta \mathbf{e}_p}{2} = \mathbf{e}'_f (2N_f)^c, \quad (\text{eq. 18})$$

onde c é o expoente de ductilidade à fadiga ou expoente de Coffin e (\mathbf{e}'_f) é o coeficiente de ductilidade à fadiga.

No ensaio de fadiga deve-se considerar as duas parcelas de deformações do processo. Na ponta da trinca há uma região que sofre deformação plástica, mesmo que o carregamento macroscópico seja a deformação elástica. Levando em consideração estes fatos não se pode desconsiderar a deformação plástica sofrida pelo material, o que provocaria erros na previsão da vida em fadiga. Sendo assim, a amplitude total de deformação imposta é escrita como a equação 19^[1,3,14]:

$$\frac{\Delta \mathbf{e}}{2} = \frac{\mathbf{s}'_f}{E} (2N_f)^b + \mathbf{e}'_f (2N_f)^c \quad (\text{eq. 19}).$$

Na figura 18 tem-se a demonstração gráfica de cada parcela de deformação do processo de fadiga e a amplitude total de deformação, respeitando as equações 17, 18 e 19, citadas anteriormente. De suas respectivas curvas encontra-se os valores dos expoentes de Basquin (b) e Coffin (c), dos coeficientes de resistência e ductilidade à fadiga ($\tilde{\mathbf{s}}_f$ e $\tilde{\mathbf{e}}_f$), e as parcelas de amplitude de deformação para cada número de ciclos para a fratura (N_f). Neste gráfico também é definido o número de ciclos onde se interseccionam as curvas de deformação plástica e elástica, e que demonstra que abaixo deste número de ciclos (N_f), tem-se a vida em fadiga sendo afetada predominantemente pela deformação plástica, apresentando grandes amplitudes de

deformação e caracterizando a fadiga de baixo ciclo; acima do número de ciclos (N_f), tem-se a vida em fadiga sendo afetada pela deformação elástica, apresentando pequenas amplitudes de deformação e caracterizando a fadiga de alto ciclo. $2N_f$ representa as duas reversões que ocorrem a cada ciclo.

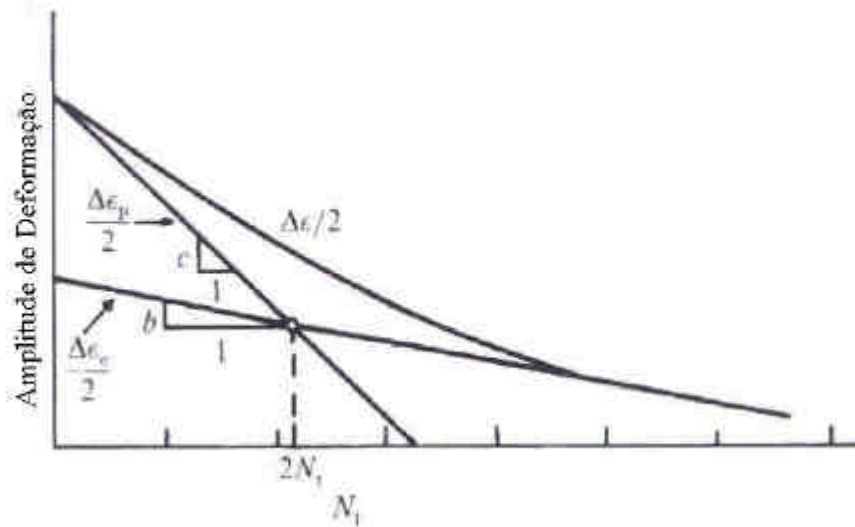


Figura 18: curva de amplitude de deformação em função do número de ciclos até a fratura, apresentando as regiões em que predominam a amplitude de formação plástica e elástica, definindo fadiga de alto e de baixo ciclo^[3].

A Eq. (19) é válida somente quando a tensão média é nula, usando a Eq. (5), pode-se obter a amplitude total de deformação com a influência da tensão média somente na parcela elástica^[1,3,14]:

$$e_a = \frac{(s_f' - s_m)}{E} (2N_f)^b + e_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. 20}).$$

No entanto, Morrow apresentou uma modificação nesta relação levando em conta os efeitos da tensão média, quando os termos elástico e plástico são afetados^[13]:

$$e_a = \frac{(s_f' - s_m)}{E} (2N_f)^b + e_f' \left(\frac{s_f' - s_m}{s_f'} \right)^{c/b} (2N_f)^c \quad (\text{eq. 21}).$$

Uma outra equação sugerida por Smith, Watson e Topper, chamada de ‘SWT’, é baseada no fato de que o produto $\sigma_{\text{máx}} \epsilon_a$ é constante para uma dada vida, mesmo assumindo diferentes combinações de amplitude de deformação e tensão média^[17]:

$$s_{\text{máx}} e_a = (s_f')^2 (2N_f)^{2b} + s_f' e_f' E (2N_f)^{b+c} \quad (\text{eq. 22}).$$

Ensaio de fadiga controlados através de um extensômetro implicam em ensaios realizados com uma porcentagem de amplitude de deformação definida e é esta quem os comanda. Esta deformação pode ser plástica e/ou elástica de acordo com o tipo de ensaio realizado, de baixo ou alto ciclo. Assim, através deste controle por deformação pode-se chegar nos dados necessários que permitam desenhar a curva e-N, já demonstrada na Figura 18.

Liga AA7175-T1

Segundo a *Aluminum Association* (AA) a classe 7XXX é de ligas de Alumínio-Zinco; com tratamentos térmicos, apresentam os mais altos índices de resistência mecânica e tenacidade, e por isso elas apresentam ampla aplicação no setor aeronáutico.

O sistema de designações de tratamentos é baseado na seqüência de realização do tratamento. No caso da liga AA7175-T1, **T1** significa que o material foi resfriado bruscamente a partir de uma temperatura elevada de conformação e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Esta seqüência de tratamentos é aplicada a produtos que não são encruados após o resfriamento ou em que o efeito do encruamento é desprezível^[18,19].



As ligas 7XXX foram sujeitas a grandes investigações por muitos anos. Apesar de propriedades atrativas e boas características de fabricação, estas não eram comerciais pela insatisfatória resistência a corrosão. O desenvolvimento da liga 7075 apresentou boa resistência a corrosão devido ao cromo. Mais recentemente, 7X49, 7X50, 7175 e 7475 com pureza superior a 7075, atingiram significância devido à alta resistência, melhoria na ductilidade, resistência à corrosão e maior resistência ao crescimento instável da trinca (ou seja, maior K_{IC})^[18].

A aplicação das ligas de alta resistência de alumínio na indústria aeroespacial é resultado do aumento da performance destas nas áreas de fadiga e fratura. No desenvolvimento das ligas de alumínio para estas aplicações, é necessário o controle da composição da liga para produzir microestruturas específicas feitas para resistir a determinadas solicitações. A fratura em partículas de constituição frágil facilita o avanço da trinca e reduz a resistência à fratura, e para melhorar esta resistência houve uma redução no nível de ferro e silício. O aperfeiçoamento das ligas 7475 e 7075 depende de maior pureza do metal base^[18].

Para maior resistência, deve-se manter o controle da estrutura do grão e partículas precipitadas, propriedades mecânicas ou resistência a corrosão. As ligas 7XXX apresentam diminuição na energia por unidade de propagação de uma trinca quando a quantidade de cromo é aumentada^[18]. O cobre diminui a solubilidade de zinco e manganês e aumenta a resistência a fratura, além de promover deformação homogênea e aumentar o grau de supersaturação de liga temperada, que durante o envelhecimento aumenta o limite máximo de temperatura na zona de formação de precipitados, fornecendo mais pontos para nucleação destes^[20].

O efeito primário do endurecimento por precipitados na resistência a fratura de ligas de alumínio de alta resistência é por meio do aumento na tensão de escoamento e

depende do trabalho e da temperatura de tratamento aplicados aos produtos forjados. Alumínio e suas ligas não apresentam o limite de fadiga mostrado pelo aço de baixo carbono nas curvas S-N^[18].

Na tabela 1 pode-se observar alguns exemplos das propriedades mecânicas das ligas 7XXX^[21]:

Tabela 1: propriedades mecânicas de algumas ligas da classe 7X75^[21].

Material	7075-T6	7075-T61	7075-T65	7075-T73	7075-T7351	7475-T761
E (GPa)	71	70	72	71	71	_____
s _{LE} (MPa)	470	_____	_____	413	382	414
s _{LR} (MPa)	580	_____	_____	482	462	475
s _f (MPa)	801	_____	_____	579	_____	_____
RA (%)	33	_____	_____	23	8,4	13,5
e _f	_____	_____	_____	0,26	_____	_____
n	0,113	_____	_____	0,054	_____	_____
H (MPa)	913	852	646	593	695	_____
n'	0,088	0,074	0,032	0,032	0,094	0,059
H' (MPa)	913	_____	_____	510	695	675
s' _f (MPa)	886	1231	1294	800	989	983
b	-0,076	-0,122	-0,125	-0,098	-0,140	-0,107
e _f	0,446	0,263	10,202	-0,260	6,812	4,246
c	-0,759	-0,806	-1,231	-0,730	-1,198	-1,066

MATERIAIS E MÉTODOS

Em corpos-de-prova da liga de alumínio AA7175-T1, cuja composição química encontra-se na Tabela 2, foram realizados ensaios de tração e de fadiga em uma máquina universal de ensaios MTS, servo-controlada e com capacidade de carga de 250kN, apresentada na Figura 18. Os ensaios de tração foram realizados com o intuito de determinar a rigidez, a resistência mecânica e a ductilidade da liga enquanto os de fadiga para determinar os parâmetros de Basquin-Morrow e Coffin-Manson para carregamento cíclico.

Tabela 2: Composição química da liga AA7175-T1 em estudo.

Elemento	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Si	Al
%massa	5,13	2,32	1,40	0,18	0,02	0,09	balanço



Figura 19: Máquina universal de ensaios MTS utilizada na realização dos ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo, com capacidade de carga de 250kN.

Estes corpos-de-prova foram usinados, usinados segundo ASTM E606-90, e a seguir lixados e polidos e são apresentados nas Figuras 20 e 21. O lixamento foi realizado por lixas de diversas granulações: #80, #220, #320, #400 e #600. No polimento, realizado em seguida, foi utilizado óxido de cromo de granulometria 2 μ m. Na Tabela 3 apresenta-se a rugosidade longitudinal dos corpos-de-prova polidos e lixados.



Figura 20: apresentação ilustrativa do corpo-de-prova utilizado para a realização dos ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo.

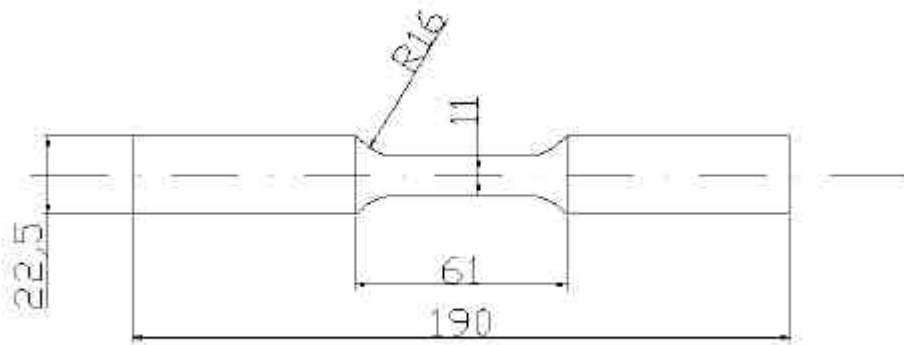


Figura 21: Desenho com as dimensões do corpo-de-prova após a usinagem.

Tabela 3: Rugosidade superficial dos corpos-de-prova após lixamento e polimento.

Corpos-de-prova	Rugosidade superficial (μm)
Lixados	$0,56 \pm 0,03$
Polidos	$0,15 \pm 0,02$



Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em um corpo-de-prova (de acordo com a norma técnica utilizada para materiais metálicos NBR-6152, da Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT) até a ruptura. Mede-se a variação no comprimento (Δl) como função da carga (P).

Este ensaio fornece dados quantitativos das características mecânicas dos materiais. Entre as principais, destacam-se: limite de resistência à tração (s_{LR}), limite de escoamento (s_{LE}), módulo de elasticidade (E), ductilidade (alongamento total, alongamento uniforme e estricção), expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (K) da equação de Hollomon. O levantamento da curva de tensão de tração pela deformação sofrida pelo corpo constitui o resultado do teste de tração^[22].

Ensaio de Fadiga

Ensaio de fadiga consiste na aplicação de carga cíclica em corpo-de-prova apropriado e padronizado segundo o tipo de ensaio a ser realizado. É extensamente utilizado na indústria automobilística e, em particular, na indústria aeronáutica. Este ensaio é capaz de fornecer dados quantitativos relativos às características de um material ou componente ao suportar, sem se romper, cargas repetitivas e/ou cíclicas. Os principais resultados do ensaio são: Limite de Resistência à Fadiga, Vida em Fadiga (N_f) em função da solicitação cíclica imposta e os parâmetros de Basquin-Morrow e Coffin-Manson, e estes últimos são parte dos objetivos deste trabalho.

A forma usual de apresentação dos resultados do ensaio de fadiga é pela curva $s-N$, ou curva de Wöhler, em que se levanta o gráfico tensão (s) contra o número de ciclos (N) necessários para que ocorra a fratura^[23]. Contudo os resultados mais completos

extraem-se da curva e-N, segundo a norma ASTM E606. O trabalho em questão segue esta última norma.

RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Foram realizados doze ensaios de tração nos corpos-de-prova da liga AA7175-T1, que apresentou a curva típica do ensaio monotônico de tração na Figura 22. A curva de tensão em função da deformação plástica uniforme encontra-se na Figura 23, de onde obtém-se a equação de Tensão-Deformação Real para o trecho de deformação plástica contendo o coeficiente de resistência e o expoente de encruamento do material, utilizando os valores reais de tensão e deformação dos ensaios monotônicos de tração.

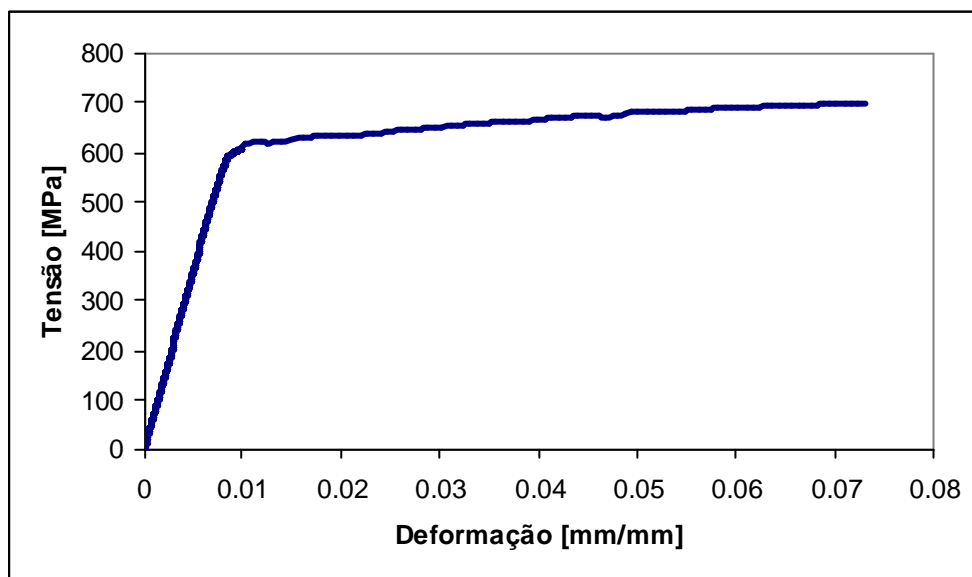


Figura 22: Curva Tensão-Deformação (s -e) típica do material estudado, AA7175-T1, obtida através dos ensaios de tração.

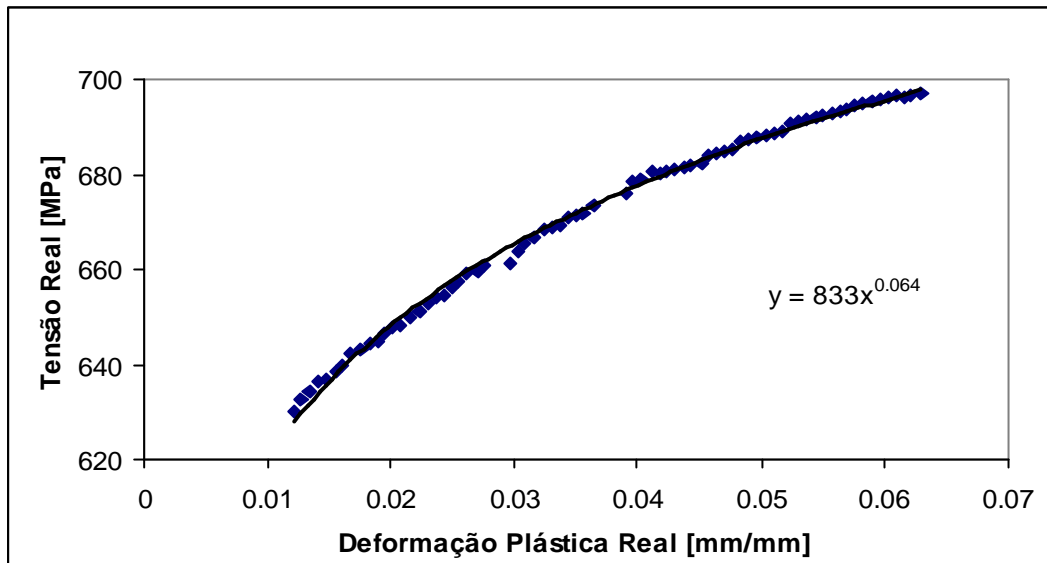


Figura 23: Curva de tensão em função da deformação plástica uniforme monotônica, que apresenta os pontos da curva monotônica de tração entre os limites de escoamento e resistência, de onde pode-se obter a equação relacionando tensão e deformação plástica real e os respectivos coeficiente de resistência (H) e expoente de encruamento (n).

A partir da curva acima, pode-se obter a equação de Tensão-Deformação Monotônica Real apresentando o valor do coeficiente de resistência (H) e do expoente de encruamento (n), escrita abaixo:

$$e = \frac{s}{70100} + \left(\frac{s}{833} \right)^{\frac{1}{0.064}} \quad (\text{eq. 23})$$

Os ensaios apresentaram os seguintes valores médios mostrados na Tabela 2.

Tabela 2: Propriedades Mecânicas Monotônicas do material em estudo.

Propriedades Mecânicas	Liga AA7175-T1
Módulo de Elasticidade, E [GPa]	70,1±1,1
Limite de escoamento, s_{LE} [MPa]	609±6,5
Limite de Resistência, s_{LR} [MPa]	651±7,0
Limite de Ruptura, s_{UT} [MPa]	633±15,4
Tensão Real de Ruptura, s_f [MPa]	719±1,2
Alongamento em 25 mm [%]	9,8±1,4
Estricção, RA [%]	11,9±1,4
Deformação Real de Ruptura, e_f [mm/mm]	0,127±0,014
Expoente de Encruamento, n	0,064
Coefficiente de Resistência, H	833

Além dos ensaios monotônicos de tração, foram realizados ensaios de fadiga de baixo ciclo com deformação média nula, controlados por um extensômetro, onde houve uma variação nas porcentagens das amplitudes de deformação impostas de 0,6 a 1,5 %, com frequência aplicada de 0,5 Hertz.

A Figura 24 apresenta os resultados destes ensaios em uma curva amplitude de deformação pelo número de ciclos até a fratura e -N, da qual foram extraídos os coeficientes de resistência (s_f') e ductilidade à fadiga (e_f') e os expoentes de Basquin e Coffin, apresentados na equação de amplitude de deformação total em função do número de ciclos a fratura:

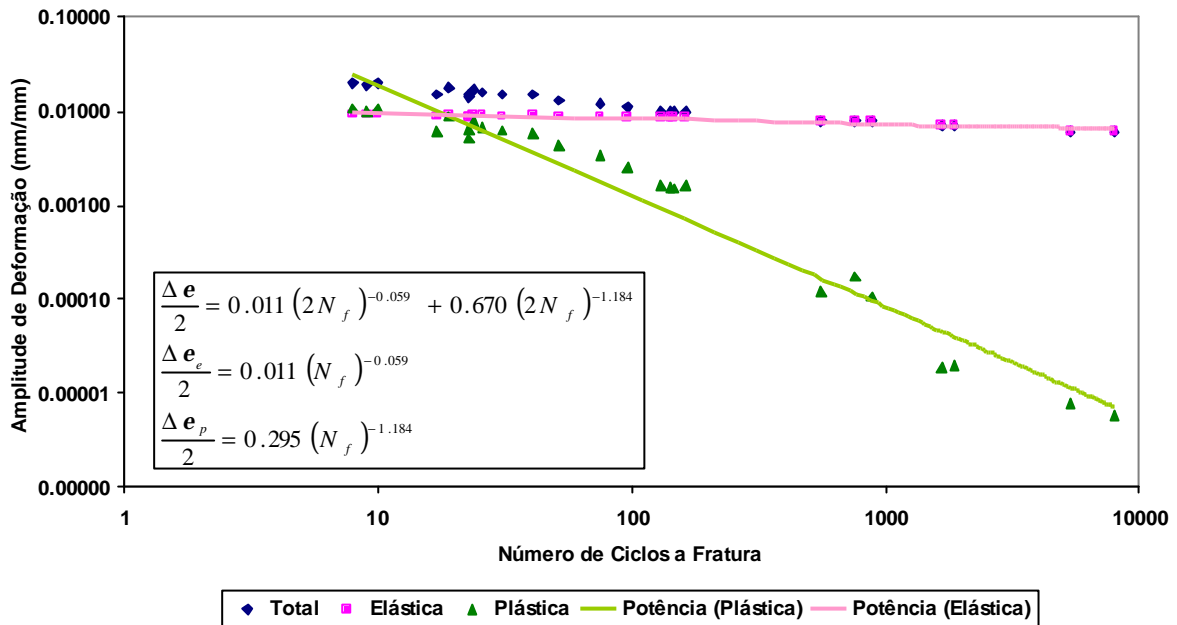


Figura 24: curva amplitude de deformação pelo número de ciclos para fratura, obtida em ensaios de fadiga de baixo ciclo com deformação média nula ($R=-1$) em corpos-de-prova polidos.

A partir dos ensaios de fadiga de baixo ciclo, pode-se obter a curva de Tensão-Deformação Cíclica Real para o trecho de deformação plástica uniforme, observada na Figura 25. A partir desta curva chega-se aos valores do coeficiente de resistência cíclico (H') e do expoente de encruamento cíclico (n').

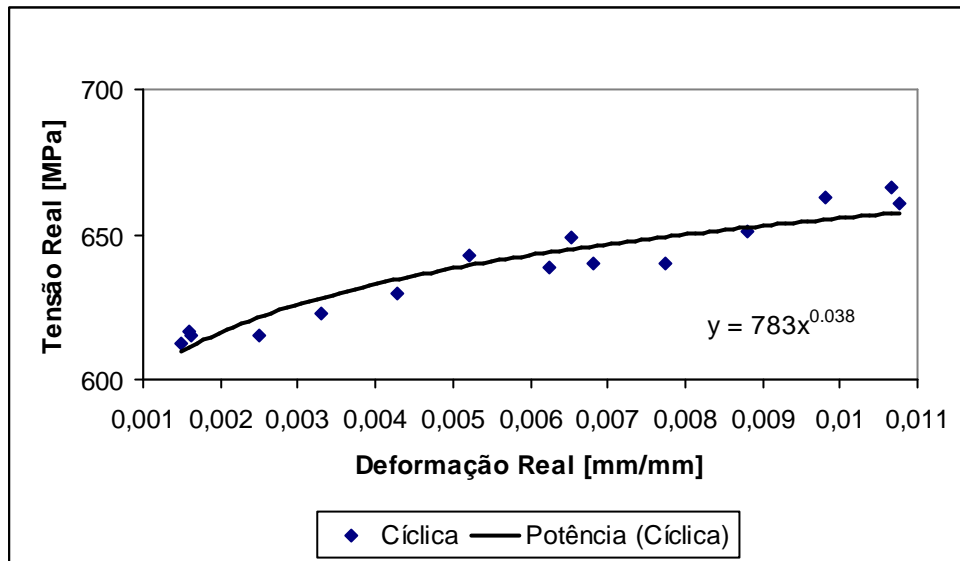


Figura 25: curva Tensão-Deformação Cíclica Real do material, obtida a partir dos pontos dos ensaios de fadiga de baixo ciclo, apresentando os valores do coeficiente de resistência H' e do expoente de encruamento n' .

A partir da curva acima, pode-se obter a equação de Tensão-Deformação Cíclica Real apresentando o valor do coeficiente de resistência cíclico (H') e do expoente de encruamento cíclico (n'), escrita abaixo:

$$e_a = \frac{s_a}{70100} + \left(\frac{s_a}{783} \right)^{\frac{1}{0,038}} \quad (\text{eq. 24})$$

onde \tilde{s} e \tilde{e} são, respectivamente a tensão e a deformação real.

Os dados obtidos nos ensaios estão reunidos na Tabela 3.

Tabela 3: Propriedades Mecânicas Cíclicas do material em estudo:

Propriedades Mecânicas	Liga AA7175-T1
Expoente de Encruamento Cíclico, n'	0,038
Coeficiente de Resistência Cíclico, H' [MPa]	783
Coeficiente de Resistência a Fadiga, s_f [MPa]	771
Expoente de Basquin, b	-0,059
Coeficiente de Ductilidade a Fadiga, e_f [mm/mm]	0,670
Expoente de Coffin, c	-1,184

A partir das Eq. (23 e 24), pode-se obter o gráfico Tensão Real – Deformação Real Uniforme, que demonstra que o material em estudo apresenta endurecimento cíclico, conforme Figura 26.

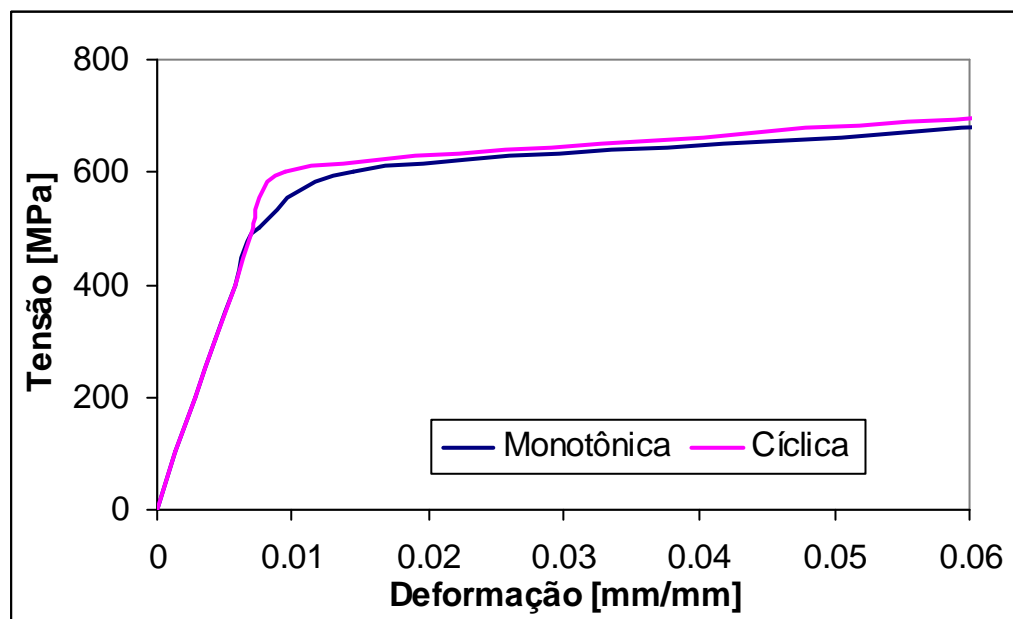


Figura 26: curva Tensão – Deformação a partir das equações 22 e 23, que demonstram o endurecimento cíclico do material em estudo.



PRÓXIMAS ETAPAS

Serão ainda realizados ensaios de fadiga de baixo ciclo da liga AA7175-T1 em corpos-de-prova polidos e lixados, para se obter a influência da deformação média aplicada ao corpo-de-prova seja diferente de zero (0,5; 1,0; 1,5 e 2,0%), com o intuito de se avaliar qual será a sua influência na vida em fadiga.



APÊNDICE A

DANO ACUMULADO

Em condições normais de trabalho um componente não é submetido à mesma tensão em todo seu período de uso, e estas várias tensões fazem com que o componente acumule um dano de cada carregamento. Um componente que for solicitado por um carregamento durante um número de ciclos inferior ao de falha nesta tensão e depois por um segundo carregamento, falhará antes do previsto, pois o primeiro carregamento acumulou um dano para o segundo. Palmer (1924) e Miner (1945) estudaram o fenômeno e formularam a teoria do dano acumulado linear:

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1, \quad (\text{eq. A1})$$

onde k é o número de carregamentos sofridos, n_i o número de ciclos de um carregamento i e N_i é o número de ciclos até a fratura num carregamento i . Por esta fórmula pode-se calcular o número de ciclos que o componente pode suportar sem desconsiderar os carregamentos aos quais já foi submetido, porém não expõe os danos sofridos durante o processo e estes danos não são necessariamente lineares, devido principalmente a fenômenos como endurecimento e amolecimento cíclicos, que fazem com que o material tenha um comportamento diferente daquele esperado e calculado. Por estas razões, esta fórmula apresenta apenas um caminho para prever a vida em fadiga após uma seqüência de diferentes carregamentos^[1,2].



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MEYERS, M. A. Mechanical Behavior of materials. Prentice Hall: NJ 1999 1.ed cap.14.
2. DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of materials. Prentice Hall: NJ 1999 2. ed cap.9.
3. SURESH, S. Fatigue of Materials Cambridge Press: Boston 2 ed. 1998 cap.8.
4. ASM Handbook Fatigue and Fracture Effect of Surface Condition and Processing on Fatigue Performance ASM International- The Materials Information Society Volume 19 págs. 314-320.
5. SURESH, S. Fatigue of Materials Cambridge Press: Boston 2 ed. 1998 cap.4.
6. KHIREDDINE, M. H. Low Cycle Fatigue Behavior of an Aluminium Alloy with small Shearable Precipitates: Effect of Surface Coating International Journal of Fatigue 22 (2000) págs. 585-591.
7. PETITJEAN, S. e MENDEZ, J. Influence of Surface Finish on High Cycle Fatigue Behaviour of a 304L Austenitic Stainless Steel SAE Fatigue 2001 págs. 123 a 130.
8. CURTIS, S., de los RIOS, E. R., RODOPOULOS, C. A. e LEVERS, A. Analysis of the effects of controlled shot peening on fatigue damage of high strength aluminium alloys International Journal of Fatigue 25 (2003) págs. 59-66.
9. SURESH, S. Fatigue of Materials Cambridge Press: Boston 2 ed. 1998 cap.10.
10. DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica Guanabara Dois 2 ed. 1981 cap.3. págs. 62 a 68.
11. ASM Handbook Mechanical Testing Tension Testing ASM International- The Materials Information Society Volume 8 pág. 24.
12. CALLISTER, W.D. Materials Science and Engineering an Introduction 4.ed 1996 cap.6. pág. 125 e 126.
13. STEPHENS, R. I. Metal Fatigue in Engineering 2. ed Wiley-Interscience Publication USA 2001 pág.113 a 115.
14. DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of materials. Prentice Hall: NJ 1999 2. ed cap.14.



15. SURESH, S. Fatigue of Materials Cambridge Press: Boston 2 ed. 1998 cap.3.
16. 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.
17. SMITH, K.N., WATSON, P., TOPPER, T.H., A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals Journal of Materials JMLSA Vol. 5 Nº. 4 Dec. 1970 pág. 767 a 778.
18. HATCH, J. E. Aluminum, Properties and Physical Metallurgy. American Society for Metals Metals Park, Ohio 1984.
19. ABAL Guia Técnico do Alumínio – Extrusão págs. 35, 36 e 37.
20. YOUNG G. A e SCULLY J. R. The Effects of Test Temperature, Temper, and Alloyed Copper on the Hydrogen-Controlled Crack Growth Rate of an A-Zn-Mg-(Cu) Alloy Metallurgical and Materials Transactions Volume 33A, Janeiro 2002 págs. 101-105.
21. ASM Handbook Fatigue and Fracture ASM International- The Materials Information Society Volume 19 págs. 231, 795, 796 e 978.
22. GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A. Ensaio dos Materiais. Livros Técnicos e Científicos Editora cap.2.
23. GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A. Ensaio dos Materiais. Livros Técnicos e Científicos Editora cap.8.