



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

Projeto de iniciação científica

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

Relatório final

Bolsista: Gigliola Salerno

e-mail: giglia@ig.com.br

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Departamento de Engenharia Mecânica - FEI

e-mail: rodrmagn@fei.edu.br

15 de dezembro de 2003



RESUMO

Este projeto tem por objetivo caracterizar a liga de alumínio AA7175-T1 sob carregamento cíclico, levantando os expoentes de Basquin e de Coffin e os coeficientes de resistência e ductilidade à fadiga, para prever a vida em fadiga da liga em estudo. Além disso, busca-se a análise da influência da deformação média no ciclo, verificando a validade das equações de Morrow e 'SWT'. Os corpos-de-prova da liga AA7175-T1 foram usinados, lixados e polidos. Nestes corpos-de-prova foram realizados ensaios de tração e de fadiga de baixo ciclo, em uma máquina universal de ensaios MTS. Os ensaios de tração apresentaram as propriedades mecânicas e a curva monotônica típicas do material. Os ensaios de fadiga, controlados por um extensômetro onde as amplitudes de deformação impostas variaram de 0,5 a 2% em frequência de 0,5 Hz, geraram curvas de amplitude de deformação pelo número de ciclos até a fratura para deformações médias de 0 a 2% . Por meio destas curvas pode-se observar que os valores dos expoentes de Basquin e de Coffin e dos coeficientes de resistência e ductilidade à fadiga são dependentes do valor de deformação média aplicada nos ensaios. Assim, as equações de Morrow não são válidas para diferentes valores de deformação média. O parâmetro 'SWT' representa satisfatoriamente os dados de fadiga encontrados, independente da deformação média aplicada, podendo apresentar o comportamento do material em qualquer carregamento aplicado.

Palavras-chave: fadiga de baixo ciclo, deformação média, ligas de alumínio, AA7175-T1.

LISTA DE SÍMBOLOS

- σ - Tensão convencional [MPa].
 $\tilde{\sigma}$ - Tensão real [MPa].
 $\sigma_{\text{máx}}$ - Tensão máxima [MPa].
 $\sigma_{\text{mín}}$ - Tensão mínima [MPa].
 σ_m - Tensão média [MPa].
 σ_a - Amplitude de tensão [MPa].
 R - Razão entre tensão mínima e máxima.
 $\Delta\sigma$ - Diferença entre tensão máxima e mínima [MPa].
 σ_e - Limite à fadiga [MPa].
 $\tilde{\sigma}_f$ - Tensão real de ruptura [MPa].
 σ_{LE} - Limite de escoamento [MPa].
 σ_{LR} - Limite de resistência [MPa].
 σ_F - Limite de ruptura [MPa].
 σ'_f - Coeficiente de resistência à fadiga [MPa].
 ϵ - Deformação convencional.
 $\tilde{\epsilon}$ - Deformação real.
 $\tilde{\epsilon}_p$ - Deformação real plástica.
 $\tilde{\epsilon}_e$ - Deformação real elástica.
 $\tilde{\epsilon}_r$ - Deformação real de ruptura.
 ϵ_U - Deformação uniforme.
 $\tilde{\epsilon}_U$ - Deformação real uniforme.
 ϵ'_f - Coeficiente de ductilidade à fadiga.
 $\epsilon_{\text{máx}}$ - Deformação máxima.
 $\epsilon_{\text{mín}}$ - Deformação mínima.
 $\Delta\epsilon$ - Diferença entre deformação máxima e mínima.
 N - Número de ciclos.
 N_f - Número de ciclos para fratura.
 N_t - Número de ciclos em que se interseccionam as curvas de deformação elástica e plástica.
 b - expoente de Basquin.
 ΔK - diferença entre os fatores de intensificação de tensões máximo e mínimo [MPa \sqrt{m}].
 Y - fator de forma.
 a - Comprimento da trinca [m].
 C e m - Constantes influenciadas pela microestrutura do material, ambiente, temperatura e R .
 $K_{\text{máx}}$ - fator de intensificação de tensão máximo [MPa \sqrt{m}].
 K_c - tenacidade à fratura [MPa \sqrt{m}].



- H** - Coeficiente de resistência [MPa].
n - expoente de encruamento.
E - Módulo de elasticidade [MPa].
L₀ - Comprimento inicial do corpo-de-prova [m].
L - Comprimento final do corpo-de-prova [m].
A_T - Alongamento total [%].
RA - Redução de área [%].
H' - Coeficiente de resistência cíclico [MPa].
n' - expoente de encruamento cíclico.
 $\frac{\Delta \epsilon}{2}$ - Amplitude de deformação total.
 $\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ - Amplitude de deformação plástica.
 $\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$ - Amplitude de deformação elástica.
c - Coeficiente de Coffin.
S.W.T - parâmetro Smith-Watson-Topper.



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 (σ'_f e ϵ'_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 compressão de módulos iguais 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 numericamente igual à amplitude de tensões aplicada (σ_a), e a tensão de compressão é a tensão mínima. Assim, nas curvas S-N de Wöhler a tensão média (σ_m) no ciclo de tensões é nula e a razão entre tensão mínima e tensão máxima (R) é -1 . Estes parâmetros são definidos como:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{eq. 1})$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{eq. 2})$$

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

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

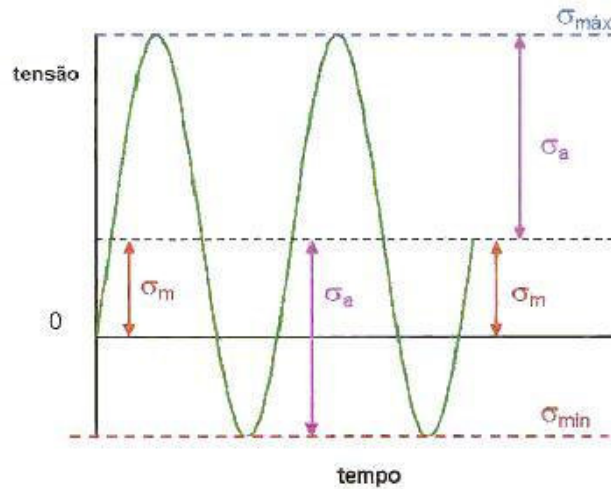


Figura 1: ciclo senoidal de tensões que caracteriza um carregamento cíclico, em que são definidos os parâmetros σ_a e σ_m .

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 (σ_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.

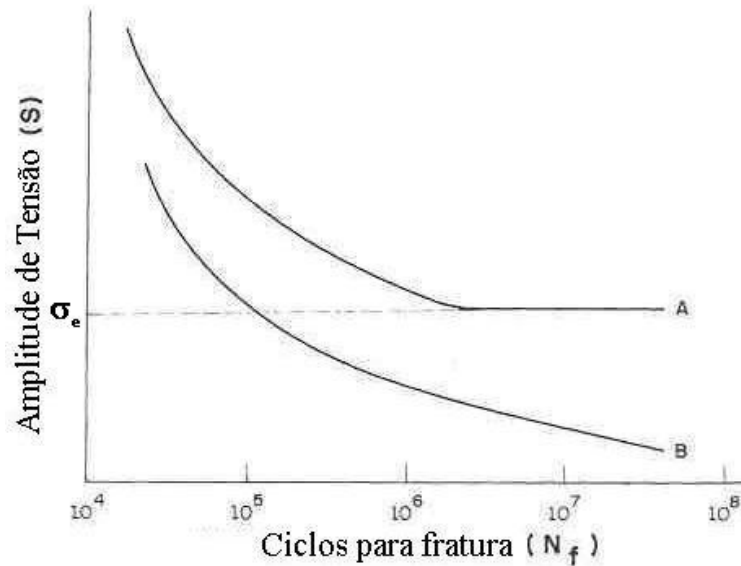


Figura 2: Curvas S-N onde $\sigma_m=0$ e $R= -1$. Na curva A observa-se a existência do limite a fadiga (σ_e), abaixo do qual pode ser aplicada uma tensão por um número infinito de ciclos; na curva B este limite não é observado e esta representa materiais como alumínio e alguns aços de alta resistência^[1].

Através dos estudos das curvas S-N de Wöhler, Basquin (1910) desenvolveu uma equação matemática que estabelece uma relação entre a amplitude de tensões (σ_a), o número de ciclos para fratura (N_f) e as características do material: coeficiente de Basquin (b), que varia entre $-0,05$ a $-0,12$ e o coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f), que em alguns casos tem seu valor aproximadamente igual a tensão real de ruptura obtida no ensaio monotônico de tração ($\tilde{\sigma}_f$). Esta é dada por^[1,2,3,4]:

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

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 (σ_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 (σ_a), com o aumento da tensão média (σ_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^[5].

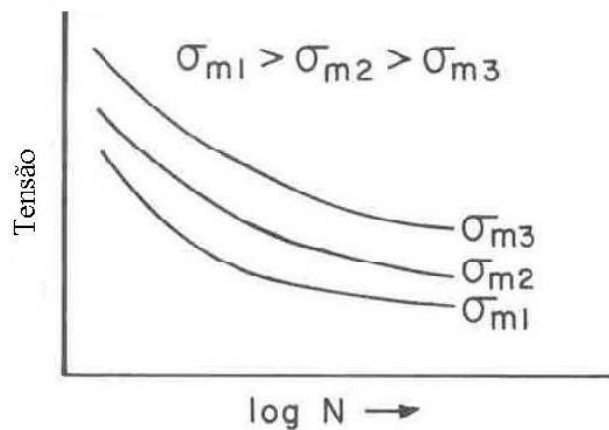


Figura 3: efeito da tensão média (σ_m) em curvas S-N. A vida em fadiga diminui com o aumento da tensão média^[1].

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

$$\sigma_a = (\sigma'_f - \sigma_m)(2N_f)^b \quad (\text{eq. 5}).$$

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].

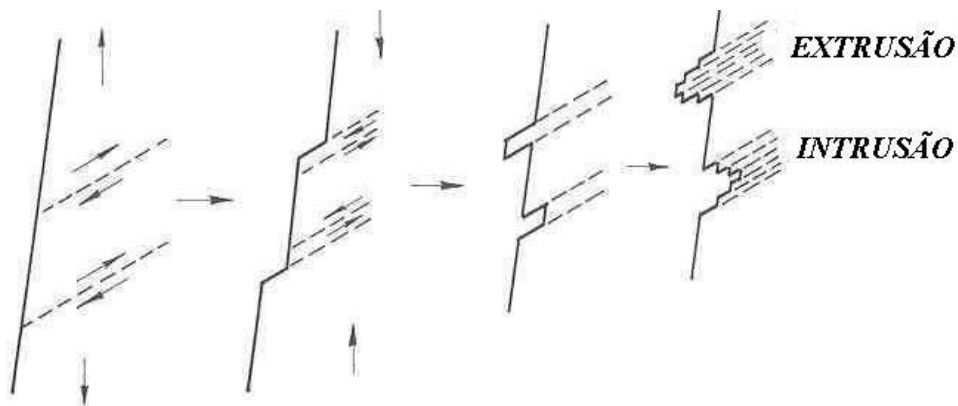


Figura 4: esquema do deslizamento das bandas de escorregamento que provocam o aparecimento de intrusões e extrusões no material^[1].

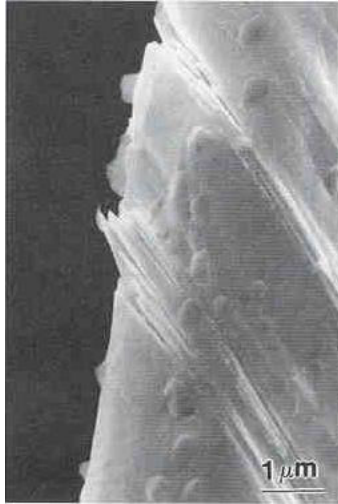


Figura 5: intrusões e extrusões em cobre^[1].

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^[6]. Esta irreversibilidade da deformação é atribuída à aniquilação de discordâncias em hélice e o deslocamento de segmentos em linha criados pela ciclagem. Aniquilação das discordâncias em linha geram pontos de defeitos como lacunas, que induzem aumento de volume. Este aumento de volume é relacionado a observação de extrusões e intrusões na superfície. A irreversibilidade devido às discordâncias em hélice aparece como degraus emergidos pelas bandas persistentes de escorregamento na superfície. Depois de deformação suficientemente acumulada, extrusões e intrusões constituem a morfologia local da superfície^[7].

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 subseqüentes 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^[5].

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^[6].

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^[6].

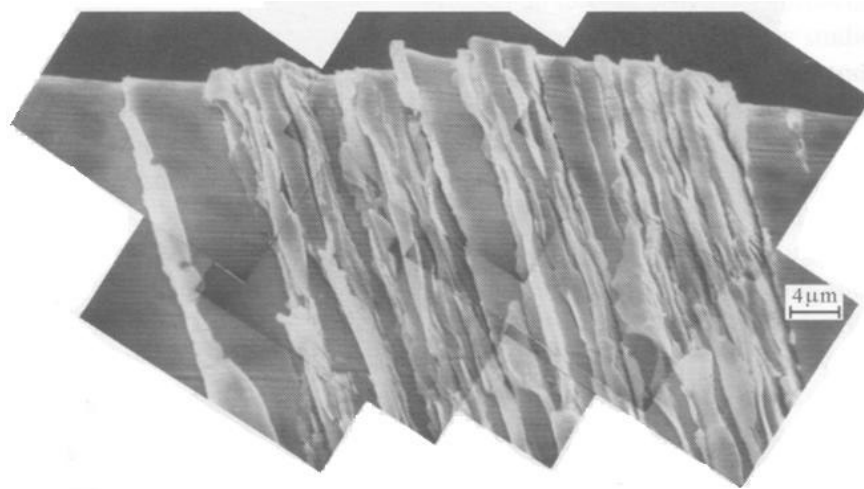


Figura 6: protusão com extrusões e intrusões na superfície de cobre com deformação plástica constante de 0,002 em 120.000 ciclos a temperatura ambiente^[6].

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^[6]. 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.

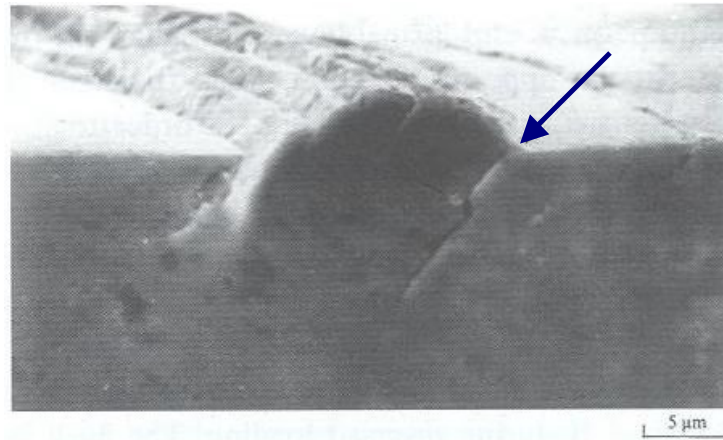


Figura 7: trinca nucleada ao longo de uma macro banda persistente de escorregamento em cobre com deformação plástica constante de 0,002 em 60.000 ciclos a 20°C^[6].

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 em cobre ocorrendo ao longo de um contorno de grão em pontos de intersecção com as banda de escorregamento^[6].

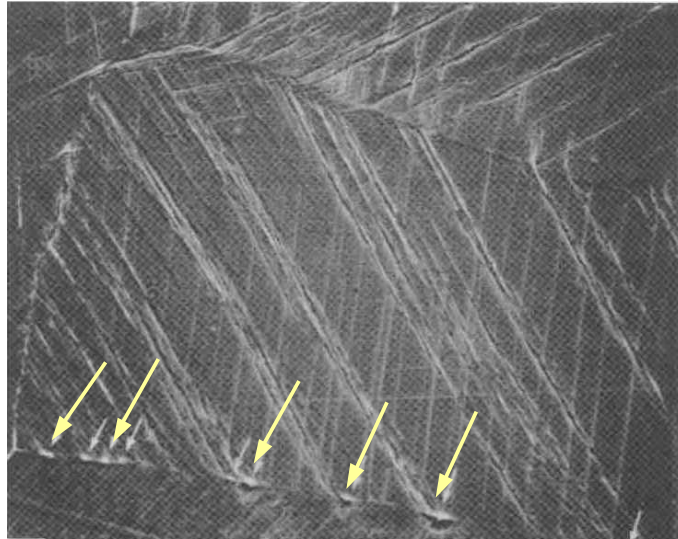


Figura 8: nucleação da trinca em cobre ao longo do contorno de grão^[6], com deformação de $\pm 5 \times 10^{-4}$ em 7000 ciclos .

A vida em fadiga e a máxima resistência à fadiga são reduzidas devido à presença de poros e inclusões. A Figura 9 mostra superfície fraturada onde a nucleação da trinca ocorreu na inclusão de HfO_2 existente na matriz da super liga AF-115 a base de níquel. 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 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ fornecem lugares para a nucleação de trincas.

A nucleação de trincas em defeitos pode ser 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 se pode observar a trinca na inclusão $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, a fratura na interface e o avanço da trinca para a matriz do aço ABNT 4340. 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^[6].

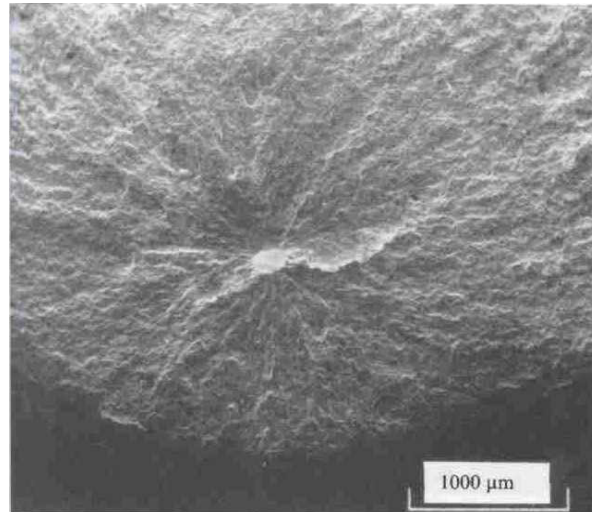


Figura 9: superfície fraturada por fadiga onde uma trinca foi nucleada em uma inclusão de HfO_2 na matriz da super liga AF-115 a 760°C ^[6].

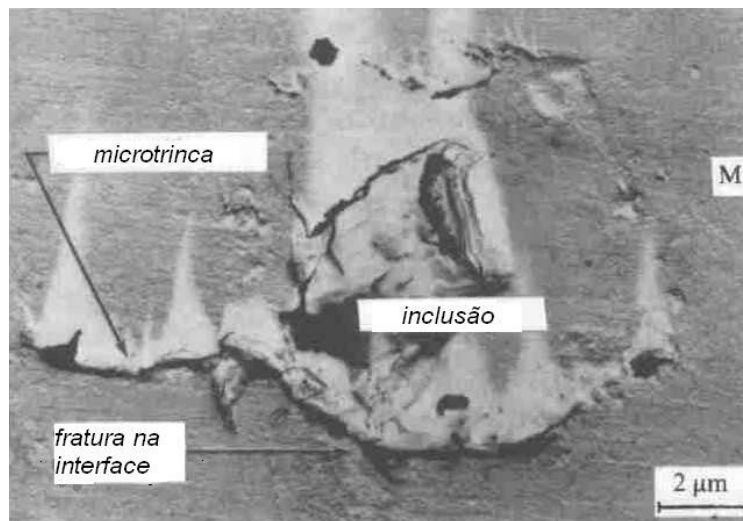


Figura 10: mecanismo da nucleação de trinca de fadiga em aço: trinca em inclusão de $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, fratura na interface e avanço da microtrinca na matriz do aço ABNT 4340^[6].

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^[5]. A resistência à fadiga em função da rugosidade da superfície de um dado material é freqüentemente influenciada por diferentes métodos de processamento, como retificação e torneamento, e diversos tipos de polimento. Cada um destes processos produz uma diferente tensão residual na superfície podendo ser de tração ou compressão; estas podem, respectivamente, prejudicar ou melhorar a resistência a fadiga e ser mais significativa que a própria aspereza da superfície^[5]. 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 ocorrem deformações plásticas compressivas. Durante o resfriamento criam-se tensões residuais de tração. Enquanto a ferramenta avança sobre o material à sua frente é formada uma região de deformações plásticas compressivas e atrás é formada uma região de deformações plásticas de tração^[8].

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-se afirmar sobre a dureza^[8].

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^[5]. Em termos de fadiga, a rugosidade tende a 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^[9].

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 é 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)^[10]:

$$\Delta K = Y \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} , \quad (\text{eq. 6})$$

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, $\Delta \sigma$ é a diferença entre tensão máxima e mínima e assim 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 pela 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^[10].

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 ocorrem 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.

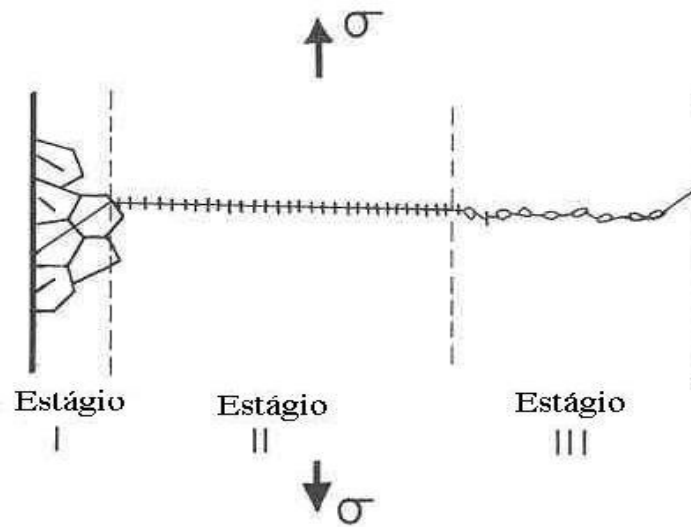


Figura 11: apresentação dos três estágios de propagação de uma trinca: iniciação (I), crescimento (II) e fratura instável (III).^[1]

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 neste estágio 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].

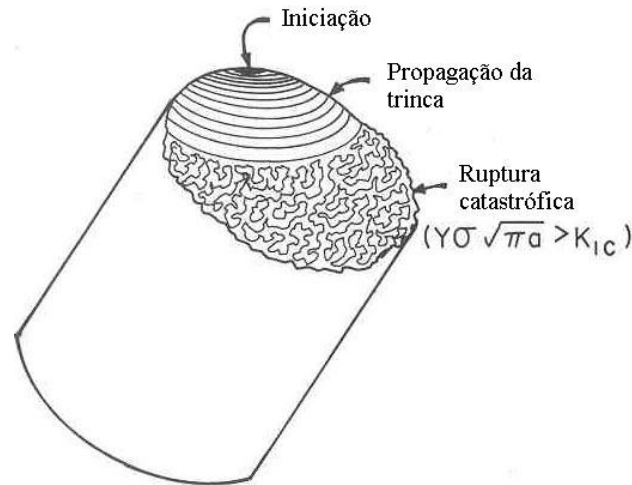


Figura 12: aspecto de uma superfície fraturada de acordo com os três estágios de propagação da trinca^[1].

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^[10].

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

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

Se o valor de $K_{\text{máx}}$ for maior que de K_C ocorre à instabilidade do material^[10].

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 sollicitação 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 nos ensaios monotônicos de tração^[11].

A curva Tensão-Deformação Plástica Real Monotônica fornece a tensão necessária para causar o escoamento plástico do metal a qualquer nível de deformação plástica e é dada pela expressão^[11,12,13] ,:

$$\tilde{\sigma} = H \left(\tilde{\epsilon}_p \right)^n \quad (\text{eq. 9}),$$

onde H é o coeficiente de resistência para $\epsilon=1$ e n é o expoente de encruamento^[3,14,15], conforme Figura 13. O valor de n varia de 0 a 0,5 para a maioria dos metais^[3]. Esta equação somente é válida a partir do começo do escoamento plástico até o limite de ruptura do material^[11].

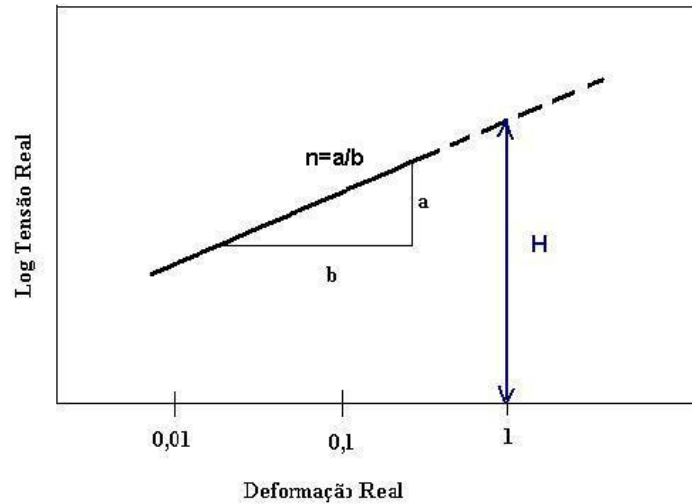


Figura 13: relação entre o logaritmo da tensão e a deformação na determinação do valor de \underline{H} para $\varepsilon = 1$ e a curva para determinação de \underline{n} .

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 (1909) a deformação real é dada pela equação^[11,12,13]:

$$\tilde{\varepsilon} = \int_{L_0}^L \left(\frac{dL}{L} \right) = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \frac{A_0}{A}, \quad (\text{eq. 10}),$$

onde \underline{L} é o comprimento final do corpo-de-prova e \underline{L}_0 é o comprimento inicial, podendo também ser definida como:

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

onde ε é a deformação convencional^[11,12,13]. 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 12^[11,12,13], também válida apenas no trecho de deformação uniforme:

$$\tilde{\sigma} = \sigma(\epsilon + 1) \quad (\text{eq. 12}).$$

A Deformação Real Total é dada como a soma das parcelas plástica e elástica, e segundo Ramberg-Osgood pode ser escrita na seguinte forma^[14]:

$$\tilde{\epsilon} = \tilde{\epsilon}_e + \tilde{\epsilon}_p = \frac{\tilde{\sigma}}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (\text{eq. 13}).$$

A deformação real de ruptura ($\tilde{\epsilon}_r$) pode ser determinada a partir da redução de área (RA) ocorrida no ensaio monotônico de tração^[4]. Sendo:

$$\tilde{\epsilon}_r = \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) \quad (\text{eq. 14}),$$

e:

$$RA = \frac{A_0 - A}{A_0} = 1 - \frac{A}{A_0} \quad (\text{eq. 15}).$$

Rearranjando a equação 15 tem-se:

$$1 - RA = 1 - \left(1 - \frac{A}{A_0}\right) = \frac{A}{A_0} \quad (\text{eq. 16}),$$

fazendo com que a equação 14 seja reescrita como:

$$\tilde{\epsilon}_r = \ln\left(\frac{1}{1 - RA}\right) \quad (\text{eq. 17}).$$

Na Figura 14 pode-se observar as curvas Tensão-Deformação real e convencional para um material, mostrando as diferenças do comportamento:

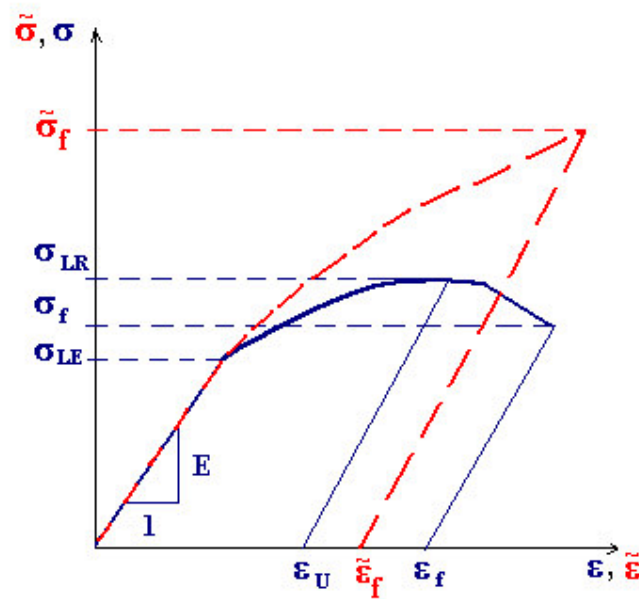


Figura 14: Esboço das curvas tensão-deformação real e convencional.

O valor do coeficiente de resistência (H) pode também ser obtido através da equação 16 relacionando a deformação real de ruptura, a tensão real de ruptura e o coeficiente de encruamento, demonstrados na Figura 14, substituindo na equação 9.

$$H = \frac{\tilde{\sigma}_f}{\tilde{\epsilon}_f^n} \quad (\text{eq. 18}).$$

O valor do expoente de encruamento (n), em alguns casos, é aproximadamente igual à deformação real uniforme ($\tilde{\epsilon}_U$)^[4].

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 15, onde através do laço de histerese podem ser representadas as parcelas de deformação plástica e elástica^[16].

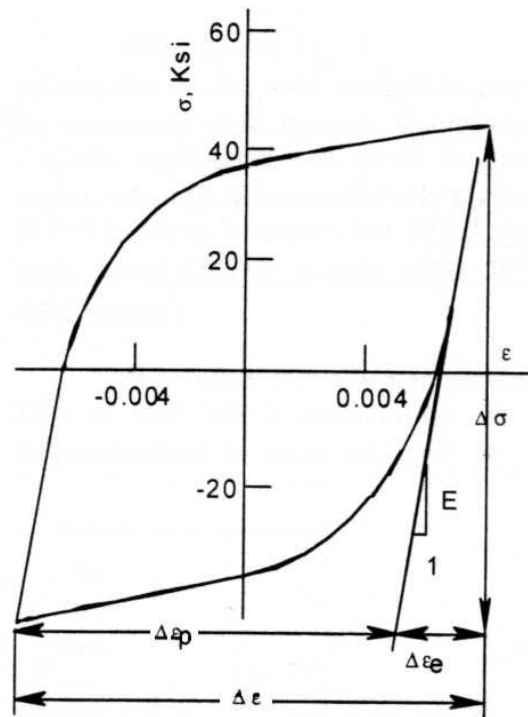


Figura 15: curva tensão-deformação que apresenta as parcelas de deformação plástica e elástica e o laço de histerese em dado carregamento cíclico, sob amplitude de deformação constante^[17].

A área envolvida em um ciclo de histerese representa a energia de deformação plástica por ciclo, sendo a maior parte dissipada irreversivelmente sob a forma de calor, e a restante, absorvida pelo material na modificação da sua estrutura de discordâncias. Cada material possui uma determinada capacidade de liberar uma quantidade de energia e ultrapassando este limite propagam-se trincas no material^[18].

As curvas de 1 a 4, na Figura 16, apresentam os laços estáveis de histerese para cada deformação total aplicada, os pares $\left(\frac{\Delta \epsilon}{2}, \frac{\Delta \sigma}{2}\right)$ na região estável de carregamentos cíclicos geram as curvas σ - ϵ cíclicas.

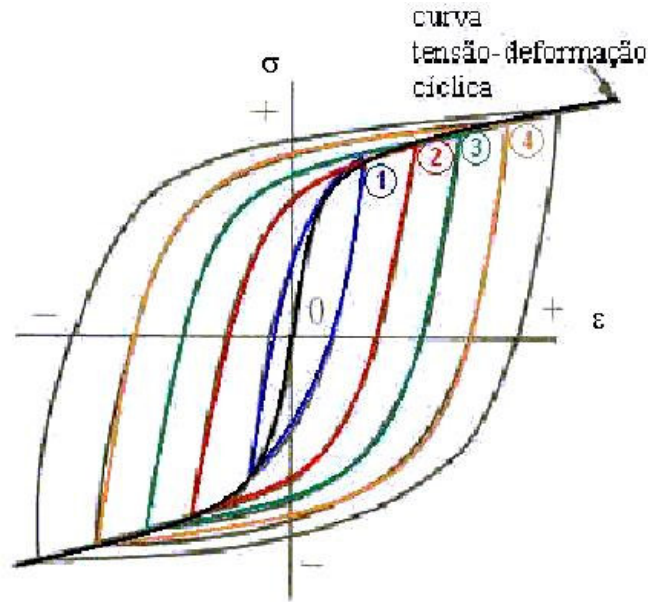


Figura 16: as curvas de 1 a 4 representam os laços estáveis de histerese para cada deformação total aplicada, os pares $\left(\frac{\Delta \epsilon}{2}, \frac{\Delta \sigma}{2}\right)$ na região estável geram as curvas σ - ϵ cíclicas. Após alguns ciclos ocorre a estabilização dos laços de histereses em um mesmo ponto^[16].

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 $\tilde{\epsilon}_a^p$ e $\tilde{\sigma}_a$ pode ser escrita como^[14]:

$$\tilde{\sigma}_a = H' \left(\frac{\Delta \tilde{\epsilon}_p}{2} \right)^{n'} \quad (\text{eq. 19}).$$

Substituindo a amplitude de deformação plástica obtida na equação 13 e rearranjando-a obtém-se a resulta na equação de amplitude de deformação total em função da amplitude de tensão^[14]:

$$\tilde{\epsilon}_a = \frac{\Delta\tilde{\epsilon}_e}{2} + \frac{\Delta\tilde{\epsilon}_p}{2} = \frac{\tilde{\sigma}_a}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{eq. 20}).$$

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, o que a análise de vida em fadiga por tensões negligencia.

Na ponta da trinca também ocorre deformação plástica. Além disso, 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 17.

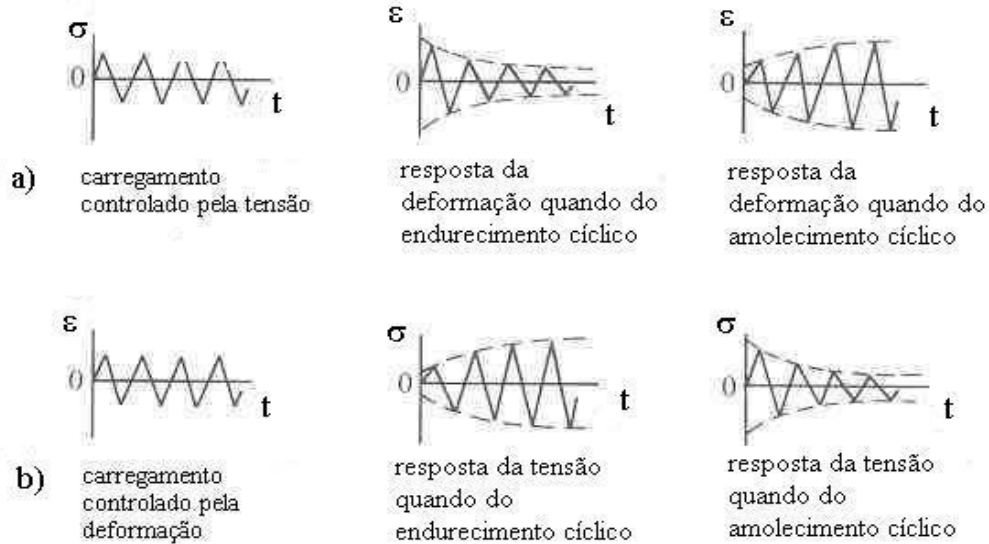


Figura 17: efeitos do endurecimento e do amolecimento em relação a: a) amplitude de deformação com amplitude de tensão constante e b) amplitude de tensão com amplitude de deformação constante^[16].

Na figura 17, 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^[16].

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 18^[17].

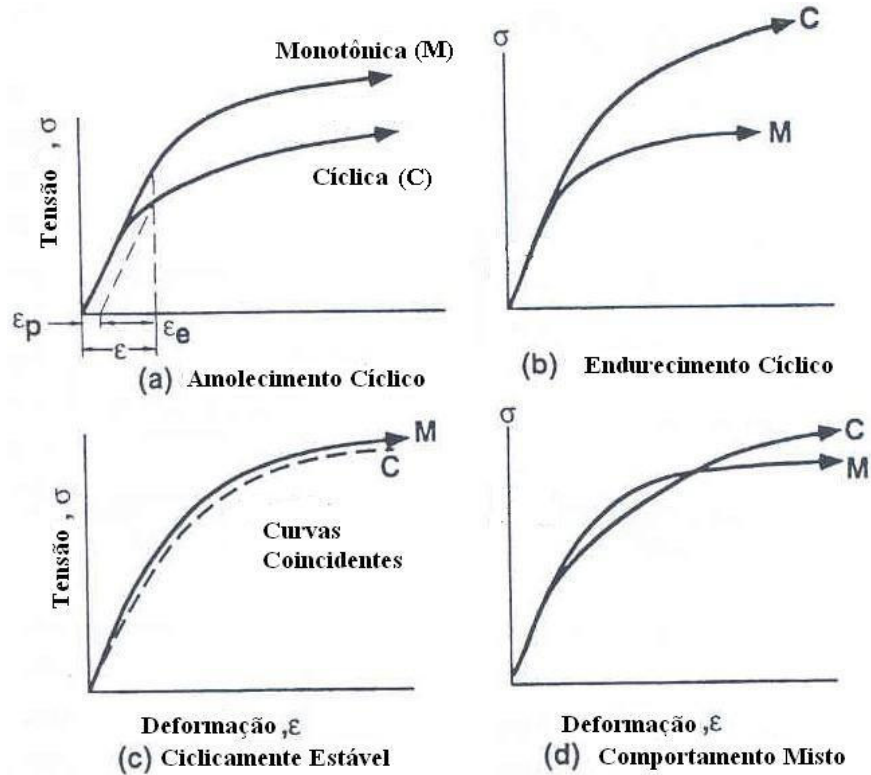


Figura 18: exemplos de vários tipos de curvas tensão-deformação cíclica, comparando com a curva monotônica^[17].

Na Figura 19 temos exemplos de ligas de alumínio e seus respectivos comportamentos comparando as curvas monotônica e cíclica.

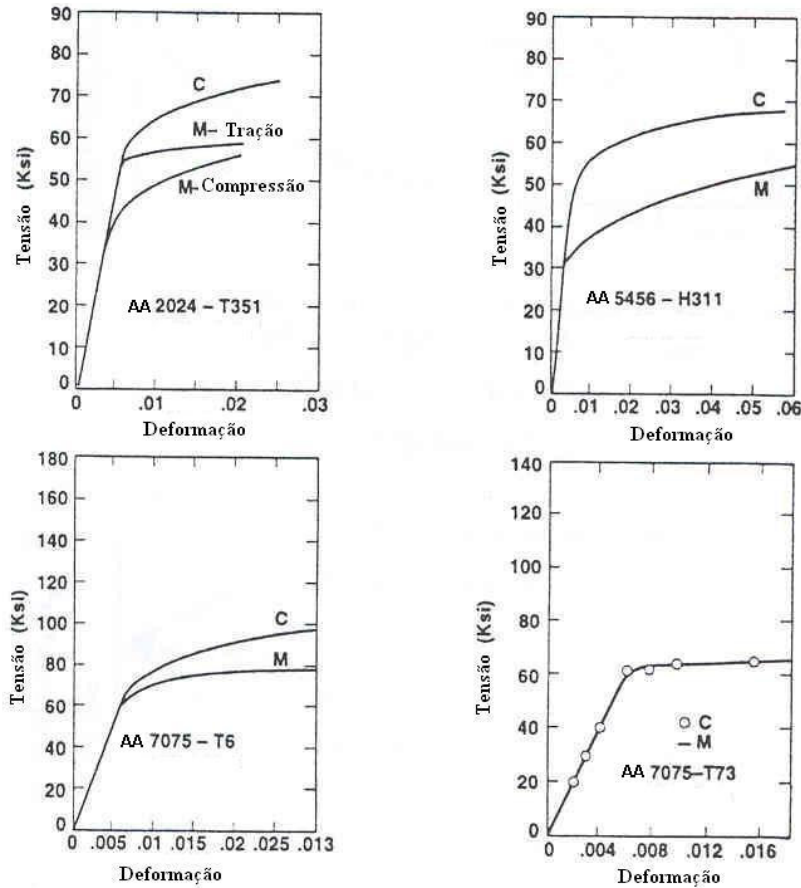


Figura 19: Comportamento de algumas ligas de alumínio comparando curvas monotônica e cíclica^[17].

Vida em fadiga por 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:

$$\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b, \quad (\text{eq. 21})$$

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]:

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^c, \quad (\text{eq. 22})$$

onde c é o expoente de ductilidade à fadiga ou expoente de Coffin, que varia de $-0,5$ a $-0,7$ e (ϵ'_f) é o coeficiente de ductilidade à fadiga, que em alguns casos tem seu valor aproximadamente igual a deformação real de ruptura $(\tilde{\epsilon}_f)$ obtida no ensaio monotônico de tração [4].

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 uma 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 23 [1,3,15]:

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{eq. 23}).$$

Na figura 20 tem-se a demonstração gráfica de cada parcela de deformação do processo de fadiga e a amplitude total de deformação, respeitando as equações 21, 22 e 23, 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 (σ'_f) e (ϵ'_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.

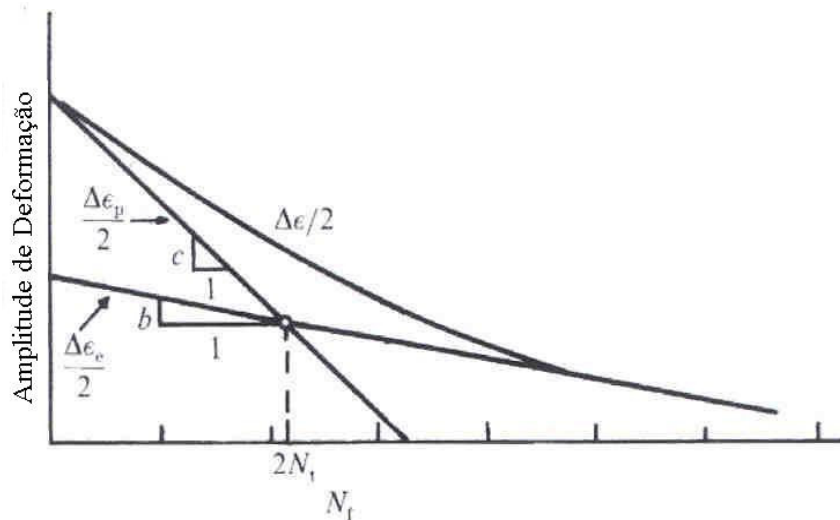


Figura 20: curva de amplitude de deformação em função do número de ciclos até a fratura, apresentando as regiões em que predominam a amplitude de formação plástica e elástica, definindo fadiga de alto e de baixo ciclo^[3].

A Eq. (23) é válida somente quando a tensão média é nula. Assim, usando a Eq. (5), Morrow propôs que a amplitude total de deformação com a influência da tensão média somente na parcela elástica^[1,3,15] é dada por:

$$\epsilon_a = \frac{(\sigma_f' - \sigma_m)}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. 24}).$$

Em outro trabalho, Morrow apresentou uma modificação nesta relação levando em conta os efeitos da tensão média, quando os termos elástico e plástico são afetados^[14]:

$$\varepsilon_a = \frac{(\sigma_f' - \sigma_m)}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' \left(\frac{\sigma_f' - \sigma_m}{\sigma_f'} \right)^{c/b} (2N_f)^c \quad (\text{eq. 25}).$$

Nos estudos de Morrow para as equações 24 e 25 os valores dos expoentes b (Basquin) e c (Coffin) não variam para os diversos carregamentos aplicados e são obtidos a partir de uma aproximação linear dos dados de fadiga para tensão e deformação média nula, utilizando as equações 21 e 22.

Uma outra equação sugerida por Smith, Watson e Topper, chamada de ‘SWT’, é baseada no fato de que o produto $\sigma_{\text{máx}} \varepsilon_a$ é constante para uma dada vida, mesmo assumindo diferentes combinações de amplitude de deformação e tensão média. Assim, a partir das equações 4 e 23^[14,19], tem-se:

$$\sigma_{\text{máx}} \varepsilon_a E = (\sigma_f')^2 (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' E (2N_f)^{b+c} \quad (\text{eq. 26}).$$

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 ε -N, já demonstrada na Figura 20.

Fazendo uma analogia ao comportamento monotônico, no comportamento cíclico o valor do coeficiente de resistência cíclico (H') pode também ser obtido através da equação 19 relacionando os coeficientes de resistência (σ_f') e de ductilidade (ε_f') à fadiga e o expoente de encruamento cíclico^[4]:

$$H' = \frac{\sigma'_f}{\epsilon'_f n'} \quad (\text{eq. 27}).$$

Os expoentes Basquin (b) e Coffin (c) também variam em função do expoente de encruamento cíclico (n'), segundo Morrow (1965)^[4]:

$$b = -\frac{n'}{1 + 5 \cdot n'} \quad (\text{eq. 28}).$$

$$c = \frac{1}{1 + 5 \cdot n'} \quad (\text{eq. 29}).$$

Portanto o expoente de encruamento cíclico (n') pode ser calculado através da simplificação das equações 28 e 29^[4]:

$$n' = \frac{b}{c} \quad (\text{eq. 30}).$$

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^[20,21].

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 significante devido à alta resistência, melhoria na ductilidade, resistência à corrosão e maior resistência ao crescimento instável da trinca (ou seja, maior K_{IC})^[20].

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^[20].

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^[20]. 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^[22].

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.