



Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

Projeto de iniciação científica

PREVISÃO DA VIDA EM FADIGA DA LIGA GK AlSiMg7 USADA NA FABRICAÇÃO DE RODAS AUTOMOTIVAS

Relatório final

Bolsista: RENATA CARDOSO LOPES

e-mail: fei_relopes@yahoo.com.br

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

e-mail: rodrmagn@fei.edu.br

22 de julho de 2005



Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

AGRADECIMENTOS

À empresa *Italspeed Automotive Ltda* pela concessão do material estudado e ao Centro Universitário da FEI pelo patrocínio do projeto e concessão da bolsa de iniciação científica.



RESUMO

Este projeto de pesquisa teve por objetivo a previsão da vida em fadiga da liga de alumínio GK AlSiMg7 fundida em moldes permanentes e usada na fabricação de rodas automotivas pela empresa Italspeed Automotive Ltda. A empresa forneceu 37 conjuntos de três corpos-de-prova cada, retirados de corridas de produção de rodas, já com tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial. Para a determinação das características mecânicas do material, como rigidez, resistência mecânica e ductilidade, foram realizados ensaios de tração. Assim, foram obtidos os parâmetros básicos para os ensaios de fadiga, que foram realizados pelo controle da amplitude de deformação nos corpos-de-prova previamente polidos, aplicando-se deformações máximas e mínimas e procurando-se manter a deformação média nula. A partir dos ensaios foram obtidos os valores dos expoentes e coeficientes de resistência e ductilidade à fadiga, permitindo a previsão da vida em fadiga da liga em estudo. Foi feito também um estudo da microestrutura do material, através de microscopia óptica, além de análise fractográfica. Constatou-se que as fraturas sempre ocorreram associadas a porosidades, que se mostraram determinantes para a vida em fadiga da liga.

Palavras-chave:

1. Ensaios mecânicos
2. Fadiga de baixo ciclo
3. Ligas de alumínio fundidas
4. GK AlSiMg7



Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

I. OBJETIVOS

Obtenção de dados que permitam a previsão da vida em fadiga da liga de alumínio GKAlSiMg7, através de ensaios de fadiga controlados por amplitude de deformação.

II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1. Carregamento monotônico

II.1.1. Diagramas $\sigma \times \varepsilon$

Durante um carregamento monotônico, um metal sofre deformações (ε) cuja magnitude depende da tensão (σ) aplicada sobre ele e também de suas propriedades. Para cada material pode ser traçado um diagrama tensão (ordenada) por deformação (abscissa), obtido a partir de ensaio de tração, que mostra o comportamento do mesmo durante o carregamento. A figura 1 mostra um diagrama $\sigma \times \varepsilon$ convencional.

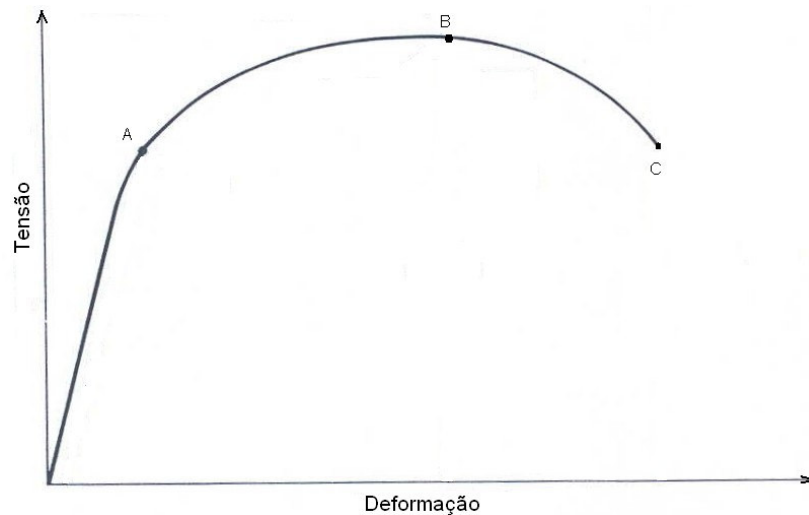


Figura 1: Esboço da curva convencional obtida no ensaio de tração.(ASM

Handbook, v.8)

Entre os diagramas de diferentes materiais, é possível encontrar características comuns, o que torna possível dividi-los em dois grupos: materiais frágeis e materiais dúcteis. A propriedade que divide os materiais nesses dois grupos é a chamada ductilidade, que é a medida da deformação plástica sofrida pelo material antes da fratura (Callister, 2002-A). Os dois tipos de diagramas são comparados a seguir:

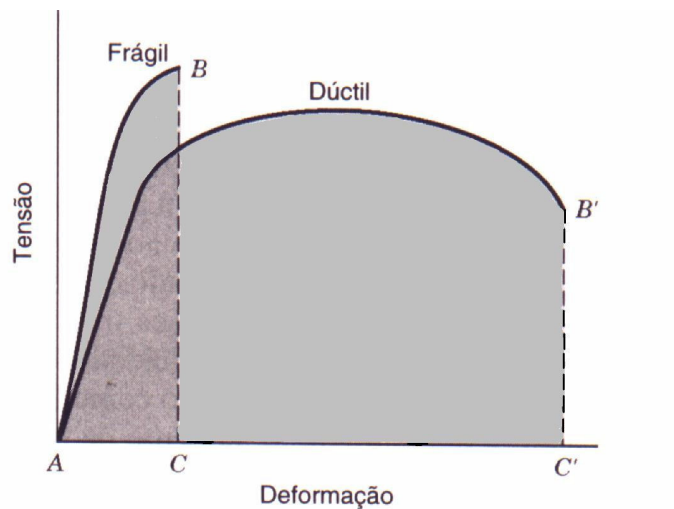


Figura 2: Representações esquemáticas do comportamento tensão-deformação em tração para materiais frágeis e materiais dúcteis até a fratura. (Callister, 2002-A)

II.1.2. Definições

Primeiramente, as definições de tensão e deformação convencionais são expressas a seguir, tendo como base a figura 3:

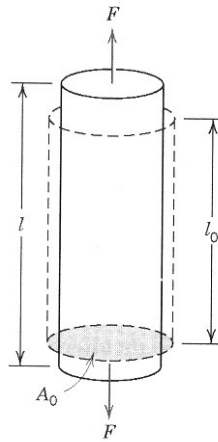


Figura 3: Corpo cilíndrico, de comprimento inicial l_0 e de área de seção transversal inicial A_0 , submetido a uma força de tração F . (Callister, 2002-A)

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

onde F é a carga instantânea e A_0 é a área inicial antes da aplicação de carga.

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2)$$

onde l_i é o comprimento instantâneo, l_0 é o comprimento original antes da aplicação da carga e Δl é a variação do comprimento.

A partir dos gráficos $\sigma \times \varepsilon$ também podem ser tiradas algumas definições importantes.

A região limitada pelo ponto inicial e pelo ponto A no gráfico da figura 1 é chamada *região de comportamento elástico*. Nessa região, a deformação do material ocorre de forma proporcional à tensão aplicada, dando origem a uma reta no gráfico, cuja inclinação representa o *módulo de elasticidade* (ou *módulo de Young*) E . A



deformação elástica, numa escala atômica, corresponde à variação da distância entre os átomos constituintes do material. O módulo de elasticidade, então, pode ser considerado como uma resistência do material à deformação elástica. Outra característica importante dessa deformação é que ela não é definitiva. Assim, quando a carga é retirada, o material volta ao seu tamanho original. **(Callister, 2002-A)**

A partir do ponto A até o ponto de ruptura (marcado pelo ponto C na figura) está a *região de comportamento plástico*. A deformação plástica, diferentemente da elástica, não é linearmente proporcional à tensão σ , além disso, é permanente, ou seja, o material não volta ao seu estado inicial com a retirada da tensão. Isso porque nesse tipo de deformação ocorre a formação e movimentação de defeitos lineares conhecidos como discordâncias. Para que as discordâncias se movimentem, os átomos nas suas redondezas se rearranjam, mudando suas posições e formando ligações com outros átomos.

Nos projetos mecânicos normalmente procura-se evitar a deformação plástica, já que esta é irreversível, ao contrário da deformação elástica. É por esse motivo que se torna importante o conhecimento do valor da tensão em que a deformação passa de elástica para plástica. Tal valor é conhecido como *tensão limite de escoamento* (σ_{LE}).

Existem três formas para se determinar o valor de σ_{LE} , de acordo com o tipo do material. O caso mais geral, contudo, ocorre quando o material passa da região elástica para a plástica de forma gradual. Nesse caso, o σ_{LE} seria adotado como o ponto onde a proporção tensão - deformação deixa de existir. Como esse ponto não é preciso, é traçada uma reta no gráfico $\sigma \times \epsilon$ a partir do ponto de deformação 0,002 (convenção) e

paralela à reta de deformação elástica. Sua intersecção com a curva $\sigma \times \epsilon$ marca o ponto da tensão limite de escoamento.

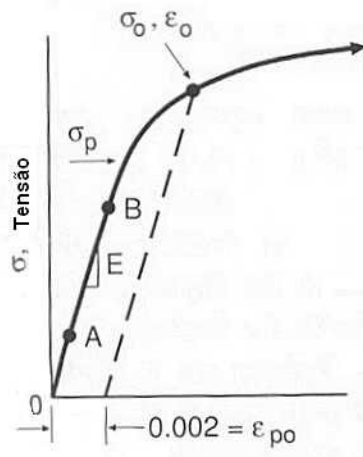


Figura 4: Gráfico mostrando tensão limite de escoamento determinada a partir do ponto de deformação igual a 0,002. (Dowling, 1999-A)

Outra propriedade importante do material é a máxima tensão que pode ser aplicada sobre ele sem que ocorra a ruptura. Esse valor, representado pelo ponto B na figura 1, é a *tensão limite de resistência* (σ_{LR}). Porém, quando o material atinge esse valor, ele já se deformou muito plasticamente (de modo uniforme) e então a peça em questão pode ter perdido a sua função.

Para materiais dúcteis, a deformação que ocorre até a tensão limite de resistência é uniforme, mas a partir desse ponto ocorre o fenômeno conhecido como *estricção*, no qual toda a deformação plástica ficará localizada na região que irá sofrer a fratura, ocorrendo na mesma a diminuição da área transversal ao carregamento.



Figura 5: Estricção em corpo-de-prova submetido a ensaio de tração. (Beer e Johnston, 1995)

Porém, para materiais frágeis esse processo não ocorre, já que eles não apresentam grande deformação antes da fratura, sendo a tensão de ruptura muito próxima da tensão limite de resistência. (Beer e Johnston, 1995)

II.1.3. Tensão e deformação verdadeiras

Devido à diminuição da área explicada anteriormente, é possível perceber que as definições de tensão e deformação apresentadas nas equações (1) e (2) não retratam a situação real a partir do ponto em que existe considerável deformação plástica, sendo algumas vezes adotadas dessa forma para facilitar o estudo. Porém, existem situações em que o melhor é trabalhar com as chamadas tensões e deformações verdadeiras, ou reais, apresentadas a seguir: (Callister, 2002-A)

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{A_i} \quad (3)$$

onde $\tilde{\sigma}$ é a tensão verdadeira e A_i é a área instantânea.



$$\tilde{\epsilon} = \ln \frac{l_i}{l_o} \quad (4)$$

onde $\tilde{\epsilon}$ é a deformação verdadeira.

As tensões e deformações verdadeiras são relacionadas com as convencionais pelas fórmulas 5 e 6 mostradas abaixo, valendo-se da condição de volume constante e da uniformidade de deformação até o limite de resistência.

$$\tilde{\sigma} = \sigma(1 + \epsilon) \quad (5)$$

$$\tilde{\epsilon} = \ln(1 + \epsilon) \quad (6)$$

Como estas relações entre tensões e deformações convencionais e verdadeiras valem somente até a tensão limite de resistência (σ_{LR}), a tensão de ruptura verdadeira ($\tilde{\sigma}_f$) deve ser calculada por:

$$\tilde{\sigma}_f = \frac{P_f}{A_f} \quad (7)$$

onde P_f é a carga aplicada no momento da fratura e A_f é a área da secção transversal da fratura.

Porém, a redução de área localizada que ocorre nos materiais dúcteis a partir de σ_{LR} causa um estado de tensão biaxial na superfície e um estado triaxial no interior do pescoço. Isso faz com que o valor de $\tilde{\sigma}_f$ tenha que ser corrigido pela expressão:

(Stephens, 2001-B)

$$\tilde{\sigma}_f = \frac{P_f / A_f}{(1 + 4R / D_{\min}) \times \ln(1 + D_{\min} / 4R)} \quad (8)$$

onde R é o raio de curvatura do pescoço e D_{\min} é o diâmetro mínimo da secção transversal do pescoço.



Também a deformação de ruptura verdadeira ($\tilde{\epsilon}_f$) deve ser calculada com base na geometria do corpo-de-prova no momento da fratura. Da equação 4, temos:

$$\tilde{\epsilon}_f = \ln\left(\frac{l_f}{l_o}\right) \quad (9)$$

onde l_f é o comprimento do corpo-de-prova no momento da fratura.

Sabendo que durante a deformação plástica o volume se mantém constante, temos:

$$L_o \times A_o = L_f \times A_f$$

$$\therefore \frac{L_f}{L_o} = \frac{A_o}{A_f}$$

Assim,

$$\tilde{\epsilon}_f = \ln\left(\frac{A_o}{A_f}\right) \quad (10)$$

Para corpos-de-prova cilíndricos, $\tilde{\epsilon}_f$ pode ser relacionada à redução de área (q), mostrada pela equação 10: **(Dieter, 1981)**

$$\tilde{\epsilon}_f = \ln\left(\frac{1}{1-q}\right) \quad (11)$$

onde $q = \frac{A_o - A_f}{A_o}$

Na figura 6, o diagrama $\sigma \times \epsilon$ mostra a relação entre a curva convencional e a verdadeira:

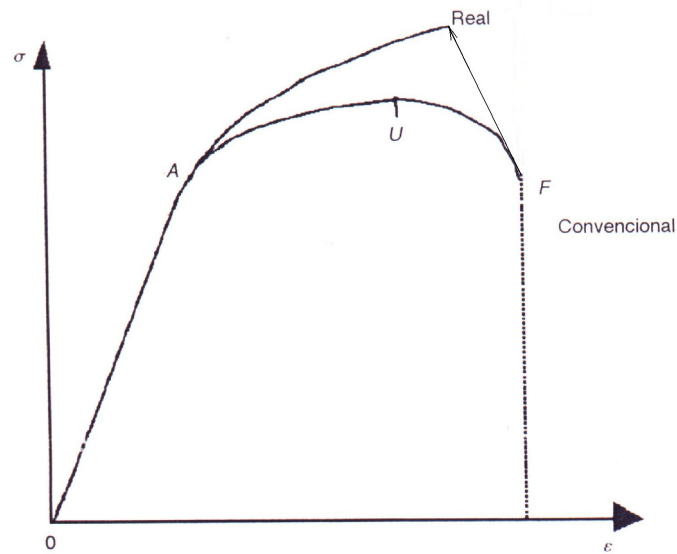


Figura 6: Comparação dos comportamentos tensão-deformação real e convencional. (Garcia, 2000)

II.1.4. Tratamento matemático do comportamento mecânico

Algumas equações foram desenvolvidas para retratar o comportamento de deformação do material.

A lei de Hooke, apresentada pela equação (12), descreve o comportamento elástico do material, mostrando a relação existente entre tensão e deformação através do módulo de elasticidade E.

$$\tilde{\sigma} = E \times \tilde{\epsilon}_e \quad (12)$$

onde $\tilde{\epsilon}_e$ é a deformação elástica (real) correspondente à tensão $\tilde{\sigma}$.

Já a deformação plástica não é linearmente proporcional à tensão e sua relação com a mesma é dada na forma:



$$\tilde{\sigma} = H \times \tilde{\epsilon}_p^n \quad (13)$$

onde $\tilde{\epsilon}_p$ é a deformação plástica (real) correspondente à tensão $\tilde{\sigma}$, H o coeficiente de encruamento e n o expoente de encruamento do material.

A combinação das equações (12) e (13) dá origem à relação de Ramberg-Osgood, que relaciona a tensão aplicada com a deformação total sofrida pelo material:

(Dowling, 1999-C)

$$\tilde{\epsilon} = \tilde{\epsilon}_e + \tilde{\epsilon}_p = \frac{\tilde{\sigma}}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (14)$$

Em muitos metais, a deformação elástica causa uma variação de área muito pequena que, sendo desprezada, leva a $\sigma_e = \tilde{\sigma}_e$.

II.1.4. Cálculo da tenacidade a partir da relação de Ramberg-Osgood

A tenacidade (U_T) de um material é a energia absorvida por ele até a fratura e é ser representada pela área abaixo da curva em um diagrama $\tilde{\sigma} \times \tilde{\epsilon}$. O cálculo da tenacidade pode ser feito utilizando-se a equação de Ramberg-Osgood, como será mostrado a seguir.

Tomando como base o diagrama $\tilde{\epsilon} \times \tilde{\sigma}$ da figura 7, observa-se que este tem os eixos invertidos em relação ao diagrama $\tilde{\sigma} \times \tilde{\epsilon}$ e, portanto, a tenacidade fica neste caso representada pela área acima da curva.

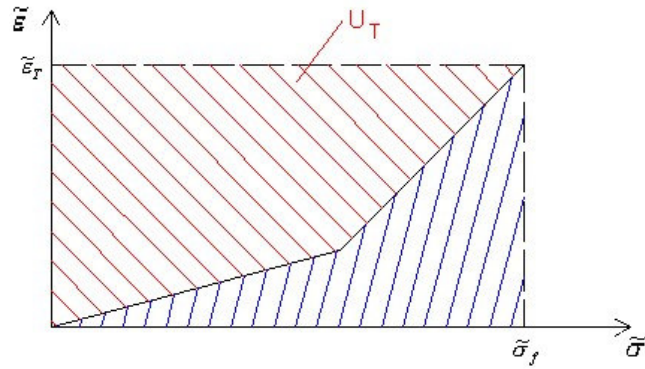


Figura 7: Diagrama $\tilde{\epsilon} \times \tilde{\sigma}$, mostrando a área correspondente à tenacidade.

Além disso, tendo como base a equação de Ramberg-Osgood, a área abaixo da curva pode ser calculada por:

$$A = \int_0^{\tilde{\sigma}_f} \left[\left(\frac{\tilde{\sigma}}{E} \right) + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \right] d\tilde{\sigma}$$

Assim, é possível escrever a tenacidade como:

$$U_T = \tilde{\epsilon}_T \times \tilde{\sigma}_f - \int_0^{\tilde{\sigma}_f} \left[\left(\frac{\tilde{\sigma}}{E} \right) + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \right] d\tilde{\sigma}$$

Sabendo que $\tilde{\epsilon}_T = \tilde{\epsilon}_f^p + \tilde{\epsilon}_f^e$ e que $\tilde{\epsilon}_f^e = \frac{\tilde{\sigma}_f}{E}$, tem-se:

$$U_T = \left(\tilde{\epsilon}_f^p + \frac{\tilde{\sigma}_f}{E} \right) \times \tilde{\sigma}_f - \int_0^{\tilde{\sigma}_f} \left[\left(\frac{\tilde{\sigma}}{E} \right) + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \right] d\tilde{\sigma}$$

$$U_T = \tilde{\sigma}_f \times \tilde{\epsilon}_f^p + \frac{\tilde{\sigma}_f^2}{E} - \int_0^{\tilde{\sigma}_f} \left(\frac{\tilde{\sigma}}{E} \right) d\tilde{\sigma} - \int_0^{\tilde{\sigma}_f} \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} d\tilde{\sigma}$$

Integrando e substituindo $\left(\frac{n+1}{n} \right)$ por M, ter-se-á:



$$U_T = \tilde{\sigma}_f \times \tilde{\epsilon}_f^p + \frac{\tilde{\sigma}_f^2}{2E} - \left[\left(\frac{1}{H} \right)^{M-1} \times \frac{1}{M} \times \tilde{\sigma}_f^M \right] \quad (15)$$



II.2. Carregamento cíclico

II.2.1. Introdução

Quando um metal é carregado ciclicamente, seu comportamento é diferente de quando solicitado monotonicamente. Nesse caso, os valores da tensão limite de resistência e da tensão limite de escoamento não podem mais ser usados como parâmetros nos projetos mecânicos, pois a peça carregada pode falhar sob uma tensão muito mais baixa do que essas, através de um processo conhecido por *fadiga*.

A primeira documentação de falha de um material por carregamento cíclico ocorreu por volta de 1838 (**ASM Handbook, v. 19**). A partir de então, começou a ser estudado o comportamento dos materiais para esse tipo de carregamento.

II.2.2. Processo de falha

O processo de falha por fadiga pode ser dividido em iniciação da trinca, propagação e fratura final.

A iniciação da trinca é resultado de deformação plástica localizada. A cada ciclo de carga, uma parte da energia antes absorvida pelo material não é mais dissipada, sendo então usada no rearranjo de seus átomos na estrutura e conseqüentemente na movimentação de discordâncias. Essa movimentação ocorre em planos específicos (que dependem do material e do tipo de sua estrutura) chamados planos de escorregamento.

Quando esses planos encontram superfícies livres, formam-se desníveis que podem ser intrusões, extrusões ou protusões, como mostra a figura 8. (Meyers, 1999)

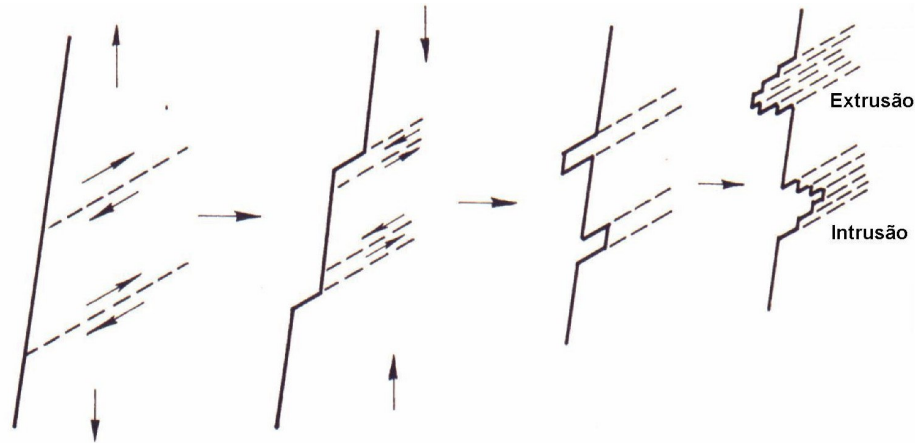


Figura 8: Intrusões e extrusões causadas pela movimentação de discordâncias nos planos de escorregamento. (Meyers, 1999)

Assim, a iniciação da trinca é mais fácil em regiões com concentração de tensões, como riscos, entalhes, inclusões e partículas de segunda fase, sendo mais comum a ocorrência na superfície do material.

A propagação da trinca ocorre inicialmente de forma lenta e em uma direção a aproximadamente 45° da direção da carga aplicada. Este início de propagação é conhecido como *estágio 1* e ocorre durante pouco tempo, em comparação com o restante do processo. A partir daí começa o *estágio 2*, onde a direção de propagação se torna perpendicular à direção de aplicação de carga. A cada ciclo de carga, a trinca cresce, ao mesmo tempo que ocorre cada vez mais deformação plástica em torno da sua ponta, que funciona como concentrador de tensão. Este processo continua até que a trinca atinge um tamanho crítico e, então, a fratura instável ocorre, sendo este o *estágio 3*. (Meyers, 1999)

É comum a existência das chamadas *marcas de praia* e *estrias* nas superfícies que sofreram fratura por fadiga. As primeiras são marcas macroscópicas e mostram a propagação da trinca a cada período de carregamento sem interrupção; já as segundas são microscópicas e mostram o avanço da trinca a cada ciclo de carga. (Callister, 2002-A)

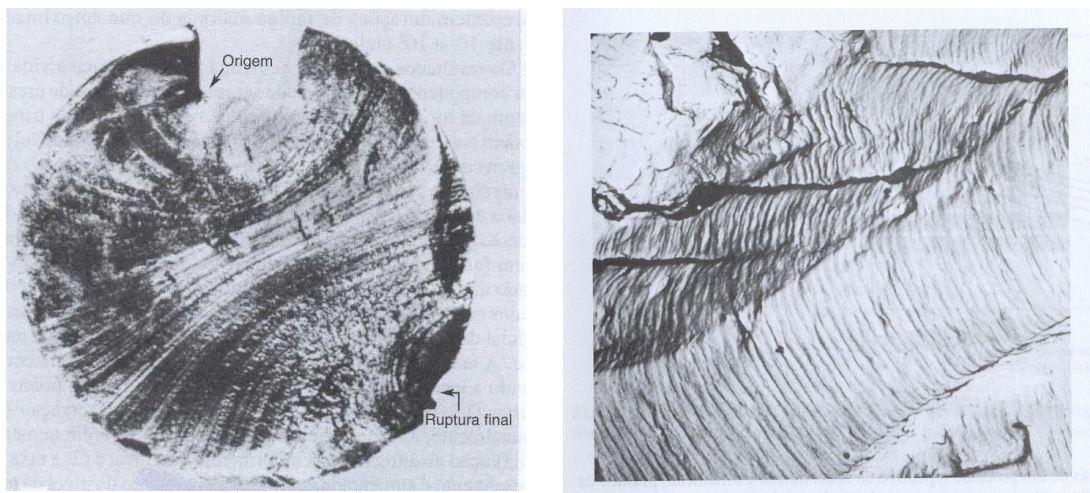


Figura 9: *Marcas de praia (à esquerda) e estrias (à direita) na superfície de fratura. (Callister, 2002-A)*

O número de ciclos total até a fratura final pode ser dado por:

$$N_f = N_i + N_p \quad (16)$$

Onde N_f é a vida em fadiga total em número de ciclos, N_i é o número de ciclos da fase de iniciação e N_p é o número de ciclos da fase de propagação.

A partir da relação acima, podem ser feitos dois comentários importantes: primeiro, a parcela referente à fratura final é insignificante, já que o estágio 3 ou de propagação instável ocorre muito rápido; segundo, a relação entre N_i e N_p varia de acordo com a amplitude de tensões (ou deformações) imposta, sendo que em altos



valores de tensão ocorre a predominância de N_p sobre N_i , enquanto que em menores valores de tensão ocorre o inverso.

II.2.3. Parâmetros para o estudo da fadiga (por tensão)

No caso de carregamentos cíclicos, usualmente as tensões impostas sobre o material estão entre um valor máximo σ_{\max} e um valor mínimo σ_{\min} constantes ao longo dos ciclos. A partir daí, podem ser descritos σ_m (tensão média), σ_a (amplitude de tensão), R (razão de tensões) e A (razão de amplitudes) como: **(Dowling, 1999-B)**

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (17)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (18)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (19)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (20)$$

A figura 10 descreve o processo do carregamento cíclico e fornece uma boa visualização de σ_{\max} , σ_{\min} , σ_m e σ_a .

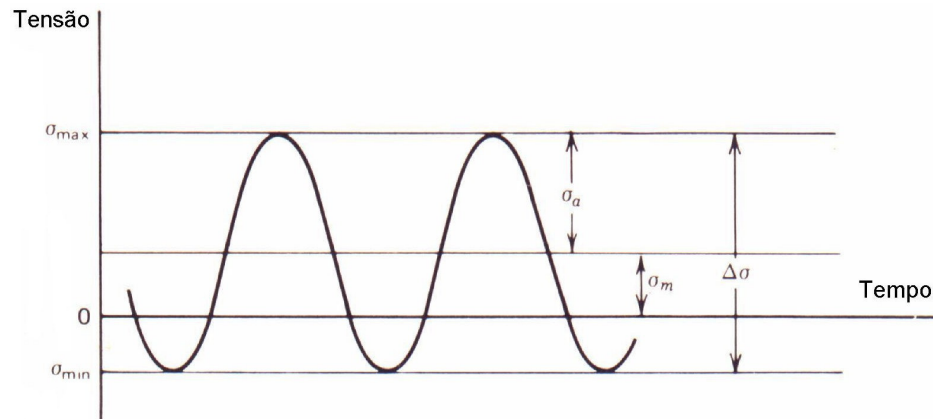


Figura 10: Ciclo de tensões aleatório. (Hertzberg, 1996)

II.2.4. Curvas S-N

Em 1860, Wöhler desenvolveu um trabalho que relacionava a vida do material com o carregamento imposto sobre o mesmo, através da curva S-N (ASM Handbook, v. 19). É possível perceber facilmente que quanto maior o nível de tensão aplicada menor será a vida da estrutura, como mostra a figura 11.

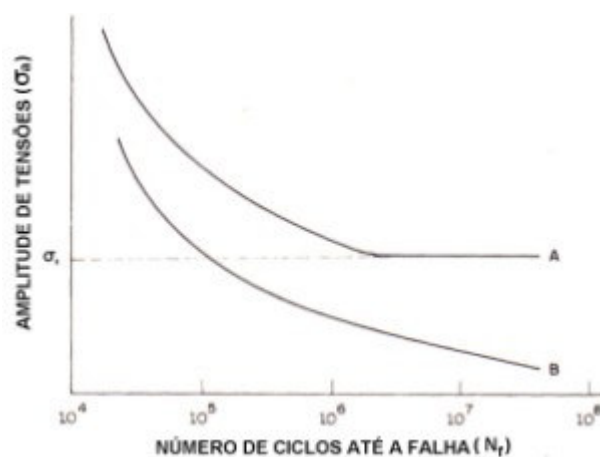


Figura 11: Curvas S-N para metais: (A) Ferrosos e (B) Não Ferrosos. (Meyers, 1999)



Normalmente, a tensão nas curvas S-N é dada por sua amplitude (σ_a), podendo também ser dada por $\Delta\sigma$ e σ_{\max} , sempre em ciclos onde $\sigma_m = 0$. A necessidade do uso de escala logarítmica no eixo N_f está no fato do número de ciclos variar muito para pequenas variações na tensão. Já no eixo σ_a , essa escala pode ou não ser usada.

(Dowling, 1999-B)

No caso de alguns materiais, como metais ferrosos e suas ligas (curva A da figura 11), a curva S-N, após certo número de ciclos, torna-se assintótica à horizontal. O valor de tensão determinado por essa linha é conhecido por *tensão limite de fadiga* (σ_e), abaixo do qual a falha por este mecanismo não ocorre. Já nos gráficos de materiais não ferrosos e suas ligas (curva B na figura 11), a curva S-N não se torna assintótica à horizontal. Assim, para esses materiais é adotado um limite de fadiga relativo à vida de pelo menos 10^7 ciclos. **(Meyers, 1999; Suresh, 1998)**

II.2.5. Relação entre vida em fadiga e carregamento imposto

Com o estudo da relação entre as propriedades dos materiais e o seu comportamento à fadiga, Basquin escreveu, em 1910, a equação:

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (21)$$

onde N_f é o número de ciclos até a fratura (vida), σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga e b o expoente de resistência à fadiga.



A equação (21), que é usada nos ensaios controlados por amplitude de tensões, se refere somente à parcela elástica da deformação. Assim, se esta for dividida pelo módulo de elasticidade E, ter-se-á:

$$\frac{\sigma_a}{E} = \varepsilon_a^e = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (22)$$

onde ε_a^e é a amplitude de deformação elástica.

Coffin e Mason verificaram, em 1954, que a deformação plástica era a responsável pela falha por fadiga térmica, o que foi registrado através da relação:

$$\varepsilon_a^p = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (23)$$

onde ε_a^p é a amplitude de deformação plástica, ε_f' é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga.

Somando-se as equações (22) e (23), é encontrada a equação usada no estudo da fadiga por controle da deformação (para $\sigma_m = 0$):

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (24)$$

onde ε_a é a amplitude total de deformações imposta no ciclo de carregamento.

II.2.6. Comportamento mecânico sob carregamento cíclico

Durante um carregamento cíclico, o material solicitado responde às deformações (ou tensões) aplicadas sobre ele. No início do carregamento, porém, essa resposta varia a cada ciclo, devido ao amolecimento cíclico ou endurecimento cíclico do material. Se o

carregamento for controlado pela amplitude de tensões, o material apresentará um aumento da $\Delta\varepsilon$ no caso de amolecimento e uma diminuição da $\Delta\varepsilon$ no caso de endurecimento. Já no caso de carregamento controlado pela amplitude de deformações, o material apresentará uma diminuição da $\Delta\sigma$ no caso de amolecimento e um aumento do $\Delta\sigma$ no caso de endurecimento, como mostra a figura 12.

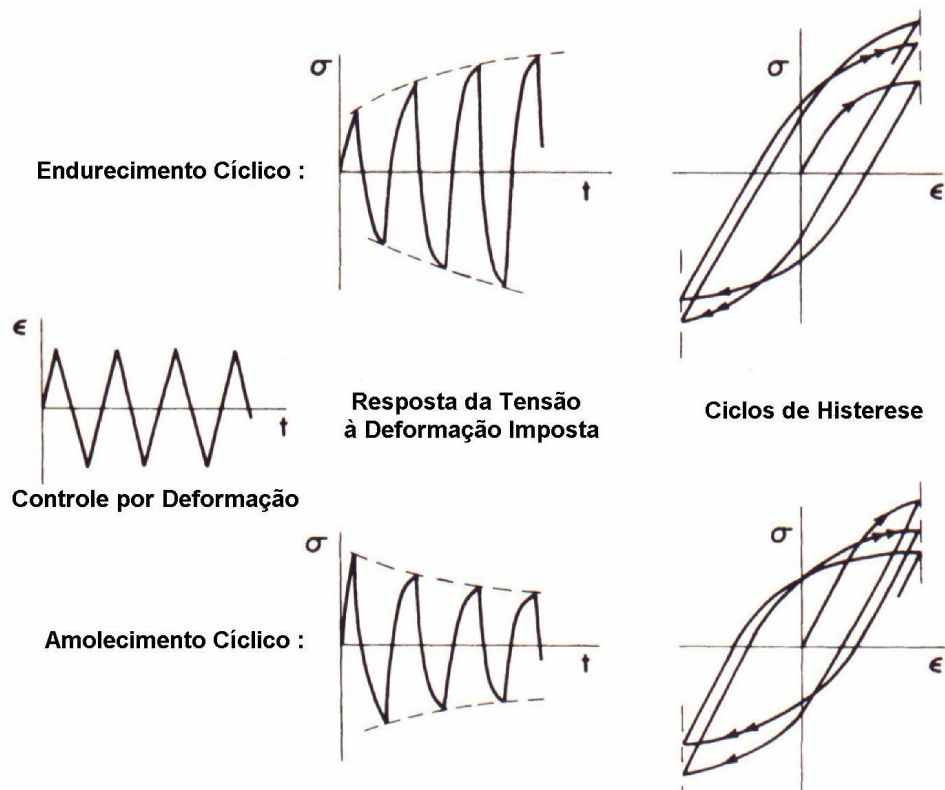


Figura 12: Ciclos de Histerese durante endurecimento e amolecimento cíclico.

(Dowling, 1999-C)

Geralmente, após alguns ciclos ocorre a estabilização do $\Delta\sigma$, no carregamento controlado por deformações. Existem materiais, porém, que não se comportam desta maneira: alguns nunca se estabilizam, enquanto outros são estáveis desde o início

(Dowling, 1999; Stephens, 2001-A). A figura 13 mostra um ciclo de histerese estabilizado.

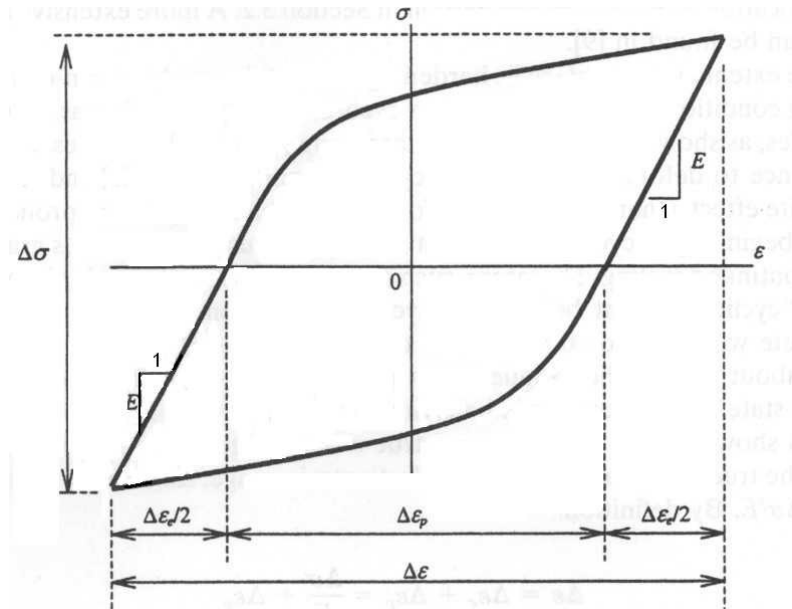


Figura 13: Ciclo de histerese estável. (Stephens, 2001-B)

Assim, a superposição de diversos laços estáveis de histerese $\sigma \times \epsilon$, em diferentes carregamentos, faz com que a equação (14) possa ser escrita, para carregamento cíclico, como:

$$\tilde{\epsilon}_a = \frac{\tilde{\sigma}_a}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (25)$$

sendo H' o coeficiente de encruamento cíclico e n' o expoente de encruamento cíclico do material.

O coeficiente H' apresenta uma relação com σ_f' , ϵ_f' e n' , como apresentada na equação 25:



$$H' = \frac{\sigma_f'}{(\epsilon_f')^{n'}} \quad (26)$$

Também o expoente de encruamento cíclico n' apresenta relações com os expoentes b e c do material: (**ASM Handbook, v. 19**)

$$b = -\frac{n'}{1+5n'} \quad (27)$$

$$c = \frac{1}{1+5n'} \quad (28)$$

sendo que a equação 28 fornece o valor absoluto de c , já que o seu valor real é negativo.

Assim, é possível escrever também:

$$n' = \frac{b}{c} \quad (29)$$

A razão para ocorrer endurecimento ou amolecimento cíclico dos materiais está relacionada à densidade e arranjo das discordâncias. Quando um material é originalmente mole, a aplicação de deformação plástica cíclica sobre ele fará com que a densidade de discordâncias aumente, fazendo sua mobilidade ficar cada vez mais limitada. Conseqüentemente, sua deformação plástica ficará mais difícil. Para materiais que são originalmente duros, a deformação plástica cíclica resultará em um rearranjo das discordâncias, o qual proporcionará ao material uma maior facilidade de deformação. (**Stephens, 2001-A**)

II.2.7. Curvas tensão-deformação cíclicas

Os ciclos de histerese obtidos nos ensaios de carregamento cíclico podem fornecer curvas tensão-deformação cíclicas, através da união de suas extremidades. Existem alguns métodos para a obtenção dessas curvas: o primeiro utiliza vários corpos-de-prova, cada um testado sob uma amplitude de deformação diferente até a falha ocorrer; o segundo, conhecido como “*multiple step test*”, utiliza apenas um corpo-de-prova, ensaiado sob várias amplitudes de deformações, que adapta seu ciclo de histerese para cada amplitude imposta; o terceiro é conhecido como “*incremental step test*” (figura 14) e consiste no aumento da variação de deformação até esta atingir $\pm 1\%$ e depois na sua redução, sendo este processo repetido várias vezes até o material se estabilizar. Nos três casos, os ciclos de histerese estabilizados e as amplitudes de deformação são usados para a determinação da curva tensão-deformação cíclica.

(Meyers, 1999; Stephens, 2001-B)

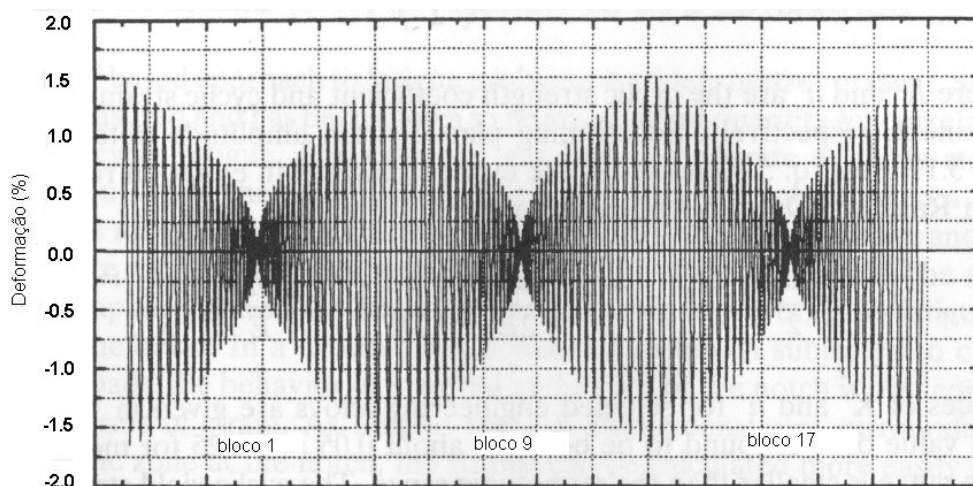


Figura 14: Exemplo dos “blocos” de deformação usados no “*incremental step test*”. (Stephens, 2001-B)



II.2.8. Ensaio por controle de deformação

Levando em consideração algumas afirmações anteriores, como que a deformação plástica localizada é a responsável pela falha por fadiga e que durante o carregamento cíclico pode ocorrer endurecimento ou amolecimento do material, percebe-se que o mais recomendado para o estudo de fadiga é o controle dos ensaios pela amplitude de deformação. Isso, por dois motivos principais: primeiro, a equação que relaciona a amplitude de tensões com o número de ciclos até a falha (Equação de Basquin-Morrow) leva em consideração apenas a deformação elástica no processo, omitindo, assim, a deformação plástica. Mesmo que a tensão nominal aplicada no carregamento cíclico esteja dentro da região elástica, essa equação não retratará todos os aspectos envolvidos no processo, devido à deformação plástica localizada. Segundo, porque no caso de endurecimento ou amolecimento cíclico, se o ensaio estiver sendo controlado por amplitude de tensões, a deformação do corpo-de-prova irá variar a cada ciclo. Porém, se o controle do ensaio for feito por amplitude de deformações, a tensão, após alguns ciclos de variação, poderá se estabilizar, o que irá gerar uma maior confiabilidade dos dados obtidos.

Do mesmo modo que nos ensaios controlados por amplitude de tensões, nos ensaios controlados por amplitude de deformações o carregamento varia entre uma deformação máxima (ϵ_{\max}) e uma mínima (ϵ_{\min}) constantes. Estas são controladas através de um extensômetro colocado no corpo-de-prova. São feitos vários ensaios, cada um com um valor diferente de amplitude de deformações e, de acordo com o número de ciclos (N_f) até a fratura, é traçado um diagrama $\epsilon \times N_f$. **(Dowling, 1999)**

Em um gráfico bi-logarítmico $\epsilon \times N_f$, a equação (22) mostrada anteriormente dá origem a uma reta de inclinação b , enquanto a equação (23) dá origem a uma reta de inclinação c . Assim, a curva da vida em fadiga tende para a primeira reta para pequenas amplitudes de deformação total e para a segunda reta para grandes amplitudes de deformação total, como mostra a figura 15. (Meyers, 1999; Hertzberg, 1996)

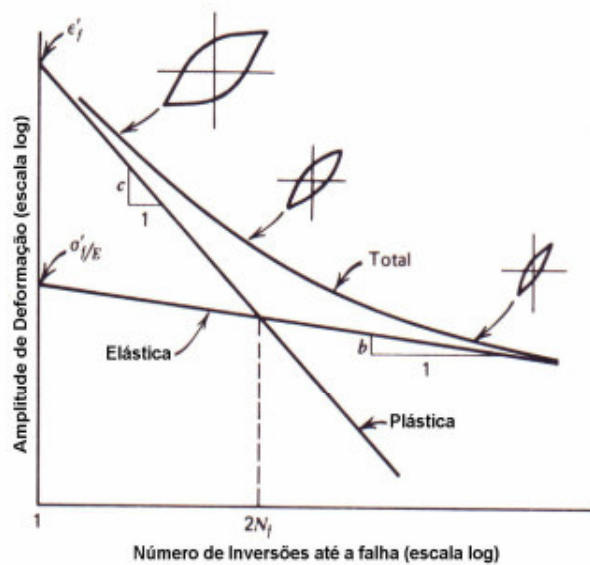


Figura 15: Curvas de deformação elástica e plástica relacionadas à curva de deformação total. (Hertzberg, 1996)

O número de reversões ($2N_t$) no ponto onde as componentes elástica e plástica da deformação se encontram pode ser determinado pela equação:

$$2N_t = \left(\frac{\epsilon_f' \cdot E}{\sigma_f'} \right)^{\frac{1}{b-c}} \quad (30)$$

marcando a transição entre fadiga de baixo ciclo (onde $N_f < N_t$) e fadiga de alto ciclo (onde $N_f > N_t$).



II.3. O alumínio e suas ligas

II.3.1. Introdução

O alumínio é um elemento que admite a adição de diferentes componentes em sua matriz inicial. A essas ligas iniciais podem ser acrescentados outros componentes em pequenas quantidades para que se chegue às propriedades adequadas para a liga de acordo com sua finalidade.

Pode-se dividir as ligas de alumínio em dois grupos principais: o das ligas trabalhadas e o das ligas fundidas, dependendo de quais são os mecanismos utilizados para desenvolver suas propriedades. (**ASM Handbook, v. 2**)

II.3.2. Ligas de alumínio fundidas

Quando uma peça a ser fabricada possui um formato complexo ou com diferentes espessuras, existe uma preferência por produtos fundidos, pois estes são produzidos através do preenchimento de um molde com a liga fundida, o que leva a uma precisão maior no produto final, quando comparada às de outros processos. Por outro lado, os processos de fundição podem causar variações nas microestruturas e defeitos no metal fundido. Tais aspectos influenciam as propriedades mecânicas do material e, portanto, devem ser estudados e controlados. (**Yi, 2003; ASM Handbook, v.2**)

Para a seleção de uma liga destinada a um produto fundido, vários aspectos devem ser levados em conta, como: as propriedades exigidas da liga para o processo, as



características necessárias para o produto final, o processo de fundição que será utilizado e os custos envolvidos (tanto na aquisição da liga quanto no processo).

As ligas de alumínio apresentam muitas características favoráveis para a fundição, entre elas: boa fluidez, baixo ponto de fusão, rápida transferência de calor (o que faz com que o processo de resfriamento no molde seja mais rápido) e solubilidade quase nula para gases, com exceção do hidrogênio (é possível, porém, controlar a solubilidade de hidrogênio de acordo com a necessidade do produto). **(Polmear, 1981)**

Na composição dessas ligas, deve haver elementos que aumentem a resistência do material e também elementos que forneçam a fluidez adequada para a liga, e geralmente para esta última finalidade é utilizado o silício. **(ASM Handbook, v. 2)**

II.3.3. Designação das ligas de alumínio fundidas

A designação das ligas de alumínio fundidas é feita por um sistema de quatro dígitos, sendo o último separado dos demais por um ponto. O primeiro dígito indica o grupo da liga que, na maioria dos casos, é determinado pelo seu elemento principal (Tabela I). Os dois dígitos seguintes servem para identificar o tipo de liga entre as várias existentes, exceto para o grupo 1xx.x, onde esses dígitos indicam a mínima quantidade de alumínio na composição. Para isso, o segundo e o terceiro dígito recebem, respectivamente, os valores da primeira e da segunda casa decimal dos números de 99,00% em diante. O último dígito, separado por ponto, indica a forma do produto: 0 indica produtos fundidos, 1 indica lingotes e 2 indica lingotes com variações estreitas de composição (este último dígito não é usado para o grupo 1xx.x). Modificações da liga



original são indicadas por letras colocadas antes dos quatro dígitos, sendo que as letras I, O e Q não são usadas e X é usado para ligas experimentais. (ASM Handbook, v.2)

Tabela I: Designação das Ligas de Alumínio Fundidas (ASM Handbook, v.2)

Alumínio, $\geq 99,00\%$	<i>1xx.x</i>
Ligas de alumínio agrupadas pelo seu elemento principal:	
Cobre	<i>2xx.x</i>
Silício com adição de cobre e/ou magnésio	<i>3xx.x</i>
Silício	<i>4xx.x</i>
Magnésio	<i>5xx.x</i>
Zinco	<i>7xx.x</i>
Estanho	<i>8xx.x</i>
Outros elementos	<i>9xx.x</i>
Séries não usuais	<i>6xx.x</i>

II.3.4. Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas

Os componentes microestruturais que mais afetam as propriedades mecânicas das ligas de alumínio são: tamanho e forma de grão, espaçamento dos braços de dendrita, tamanho e dispersão de partículas de segunda fase e inclusões. Para todos os casos, quanto mais fina for a distribuição dos microconstituintes citados, melhores serão as propriedades mecânicas do material. Esta distribuição fina pode ser controlada pela

composição química e pela taxa de resfriamento da liga fundida. Quanto maior for a taxa de resfriamento, menos tempo a microestrutura terá para aumentar de tamanho e, portanto, ficará mais fina (**ASM Handbook, v.2**). A figura 16 compara as microestruturas resultantes de três processos de fundição com velocidades de resfriamento diferentes.

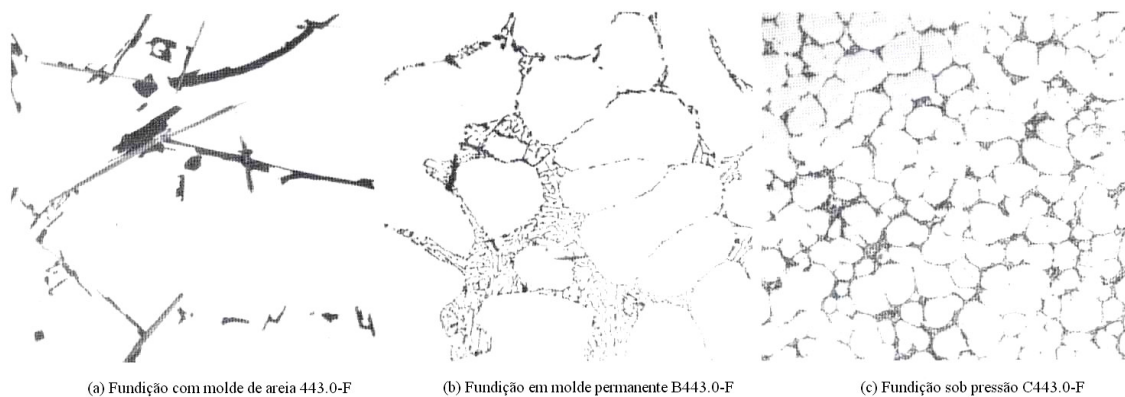


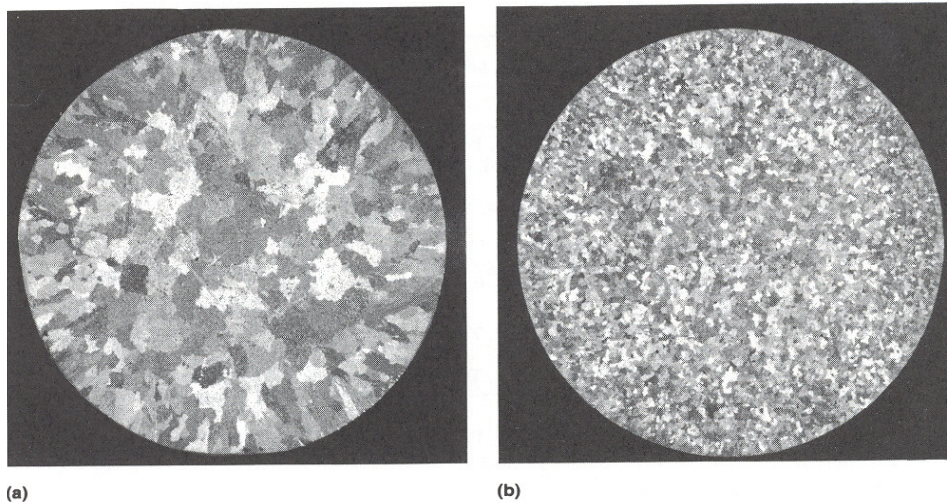
Figura 16: Microestruturas da liga Al-5%Si resultantes de diferentes taxas de solidificação (crescentes da esquerda para a direita), referentes a diferentes processos.

(ASM Handbook, v.2)

Também podem ser aplicados alguns processos nas ligas para melhorar sua qualidade, sendo o principal o refinamento e/ou modificação da liga, através da adição de elementos que alteram a sua microestrutura. A adição destes elementos é vantajosa porque evita a necessidade de tratamento térmico, o que aumentaria o custo da produção. (**García Hinojosa, 2003**)

Os principais refinadores de grãos das ligas de alumínio são os que contêm titânio ou boro. O refinamento dos grãos gera também refinamento e melhor distribuição de partículas intermetálicas e diminuição do tamanho dos poros.

Conseqüentemente, as características de fundição são melhoradas (**ASM Specialty Handbook-E**). A figura 17 mostra a diferença de uma microestrutura Al-Si com e sem refinador.



(a) (b)
Figura 17: Efeito da adição do refinador de grãos 5Ti-1B na liga Al-7Si. (a) antes da adição e (b) depois da adição. (ASM Specialty Handbook-E)

A modificação das ligas de alumínio é feita através da adição de alguns elementos como cálcio, sódio, estrôncio e antimônio. Não se sabe ao certo qual o mecanismo relacionado à melhoria das propriedades, mas acredita-se que os elementos adicionados inibem o crescimento das partículas de silício, deixando a estrutura mais uniforme (**ASM Handbook, v.2**). A figura 18 mostra a variação das propriedades mecânicas de uma liga Al-Si em função da modificação e do tamanho de grão.

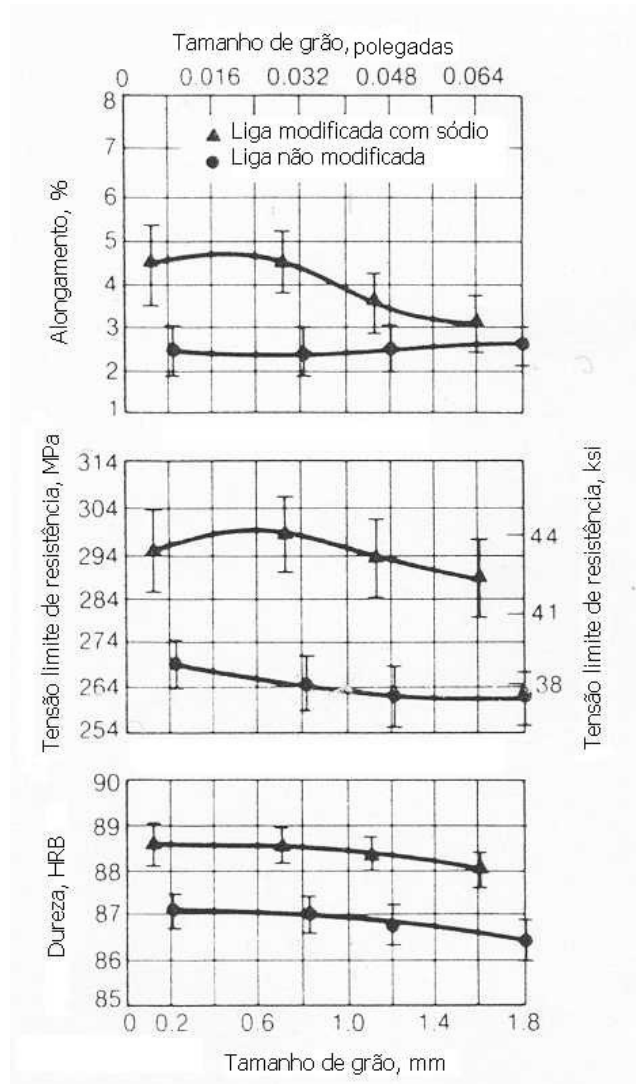


Figura 18: Propriedades mecânicas de corpos-de-prova da liga A356 em função da modificação e do tamanho de grão. (ASM Handbook, v.2)

II.3.5. Ligas Al-Si

A adição de silício em alumínio puro melhora muito as características de fundição do material, como fluidez e resistência à ruptura a quente, além de gerar outras propriedades importantes, como a redução do coeficiente de expansão térmica e o

aumento da resistência mecânica (devido à dureza das partículas de silício espalhadas pela matriz de alumínio), acompanhado da redução do peso específico. Devido a essas características, que melhoram a qualidade do processo, é que se dá a preferência pelas ligas Al-Si quando se trata de peças fundidas. (**ASM Handbook, v. 2; Polmear, 1981; Hatch, 1998**).

Ligas com 12,6 % Si são chamadas *eutéticas*, aquelas com menor quantidade de silício são as *hipoeutéticas* e aquelas com maior quantidade são as *hipereutéticas*, já que as ligas alumínio-silício formam um sistema eutético com baixo limite de solubilidade do silício no alumínio e com solubilidade nula do alumínio no silício. A figura 19 mostra o diagrama de fases entre os dois elementos.

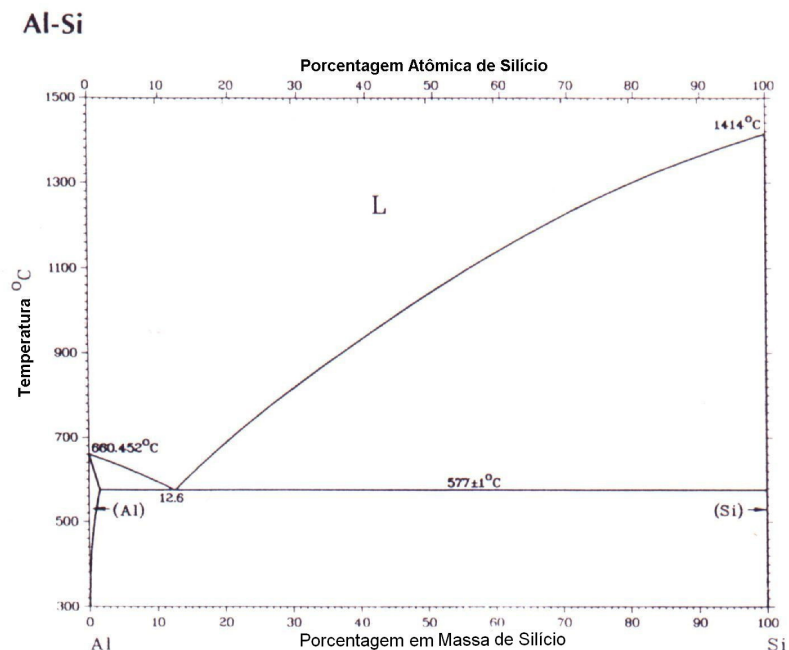


Figura 19: Diagrama de fases do sistema binário Al-Si.(ASM Handbook, v.3)



II.3.6. Tratamento térmico

Genericamente, a expressão “tratamento térmico” se refere a qualquer processo de aquecimento ou resfriamento que resulte na modificação das propriedades mecânicas ou microestruturais do material. Para as ligas de alumínio, especificamente, essa expressão se refere a processos de endurecimento por precipitação que aumentarão sua resistência mecânica e dureza. (**ASM Specialty Handbook-F**)

Para que as ligas de alumínio possam ser tratadas termicamente, é necessário que contenham, como soluto, elementos que tenham solubilidade reduzida com a diminuição da temperatura e que estejam presentes em uma quantidade tal que não haja equilíbrio entre eles e a matriz na temperatura ambiente, porém tais características não são suficientes. (**ASM Specialty Handbook-C**)

Entre as ligas de alumínio fundidas, as que melhor respondem a tratamentos térmicos são as dos grupos 2xx.0, 3xx.0 e 7xx.0. A maioria delas contém magnésio combinado com outros elementos, como cobre, silício e zinco, enquanto outras poucas apresentam somente os últimos. (**ASM Specialty Handbook-F**)

O tratamento térmico de endurecimento por precipitação apresenta três etapas: solubilização, têmpera e envelhecimento.

A solubilização tem como objetivo a maximização da solubilidade dos solutos na matriz, o que é feito com o aumento da temperatura da liga até certo valor, que é mantido por tempo suficiente para que a solubilização ocorra.

Em seguida, é realizada a têmpera, que consiste em um resfriamento brusco da temperatura de solubilização até a temperatura ambiente (ou próxima a ela). O objetivo dessa etapa é manter a solução sólida que se formara anteriormente, apesar de que nessa nova situação ela não estará em equilíbrio, pois estará supersaturada à temperatura ambiente. A necessidade de uma alta taxa de resfriamento nesse processo é justamente para garantir que os solutos não irão precipitar.



A última etapa é o envelhecimento, em que ocorre a precipitação de partículas finas de soluto. O envelhecimento pode ocorrer de maneira natural (a precipitação ocorre à temperatura ambiente) ou artificial (a liga é levada a uma temperatura superior). (**ASM Specialty Handbook-C; ASM Specialty Handbook-F**)

II.3.7. Ligas termicamente tratáveis e não-tratáveis

Ligas consideradas termicamente tratáveis são aquelas que, ao serem submetidas a tratamentos térmicos, como o de solubilização, têmpera e envelhecimento, têm a capacidade de solubilização de suas fases modificada. Isso porque os elementos presentes nessas ligas apresentam solubilidade crescente com o aumento da temperatura. Dessa forma, é possível alterar a sua resistência mecânica através de um ciclo com variações de temperatura. (**ASM Specialty Handbook-A**)

Já as ligas não tratáveis termicamente não permitem esse processo de endurecimento, podendo ter sua resistência aumentada, principalmente com trabalho a frio, mas também através da formação de solução sólida, ou da ocorrência de partículas de segunda fase proporcionada por seus elementos de liga. (**ASM Specialty Handbook-C**)

II.3.8. Designação de têmperas

A designação básica de têmperas é feita através de letras maiúsculas colocadas logo após a designação da liga e separada desta por um traço. Essas têmperas principais podem ter subdivisões, representadas por números colocados logo após a letra. Cada



uma dessas combinações se refere a uma seqüência de processos mecânicos e/ou tratamentos térmicos necessários para a obtenção de uma liga com determinadas propriedades.

Para as ligas não tratáveis termicamente, são usadas as letras F, H e O. Para as ligas endurecíveis por tratamento térmico, são usadas as letras W e T, ambas referentes a tratamentos térmicos de solubilização. A primeira designa uma têmpera instável, aplicada somente em ligas cujo envelhecimento natural ocorre mesmo muito tempo depois do tratamento ter sido feito. A segunda designa uma têmpera estável, ou seja, a resistência da liga não muda com o passar do tempo após a realização do tratamento. A letra T é seguida por um número, de 1 a 10, cada qual designando uma certa seqüência de tratamentos. (**ASM Specialty Handbook-B**)

II.3.9. Ligas AlSiMg

A adição de Mg nas ligas Al-Si, mesmo em pequenas quantidades, aumenta sua resistência e dureza, devido ao aumento da precipitação de partículas durante o tratamento térmico. Nesse caso, a fase endurecedora formada pelo tratamento é Mg_2Si , que precipita durante o processo de envelhecimento.

A liga GK AlSiMg7 (equivalente a A356.0) apresenta ótimas características de fundição. Além disso, os diversos tratamentos térmicos que podem ser aplicados a ela permitem a obtenção de diferentes propriedades mecânicas, o que a torna adequada para muitas aplicações. (**ASM Specialty Handbook-D; ASM Specialty Handbook-F**)



II.3.10. Porosidade nas ligas de alumínio

Um dos defeitos mais importantes originado durante o processo de fundição é a porosidade. Já foram feitos vários estudos que concluíram que a porosidade tem grande influência na iniciação de trincas por fadiga. Pela observação dos poros responsáveis pela iniciação, percebeu-se que estes eram maiores que os outros da liga e que se encontravam na superfície do material ou próximos a ela. (Yi, 2003)

Em ligas de alumínio fundidas, podem ocorrer dois tipos de porosidade: poros interdendríticos ou poros formados por gases. O primeiro tipo de porosidade ocorre devido à contração resultante da solidificação da liga, o que gera cavidades interdendríticas. Quanto mais lento for o processo de solidificação, maiores serão os poros. O segundo tipo pode ocorrer por dois motivos: primeiro, pela oclusão de bolhas de gás que ocorre em fundições sob pressão devido à alta velocidade de injeção do metal fundido; segundo, pela precipitação de hidrogênio durante a solidificação, já que a solubilidade deste gás na liga fundida é bem maior que na liga solidificada. Neste último caso, quando a quantidade de hidrogênio é muito grande, a pressão do gás precipitado é maior que a pressão atmosférica; e quando a quantidade é baixa, ocorre a formação apenas de microcavidades (ASM Handbook, v. 2). A figura 20 mostra a porosidade devido ao hidrogênio em uma liga de alumínio fundida em molde permanente.

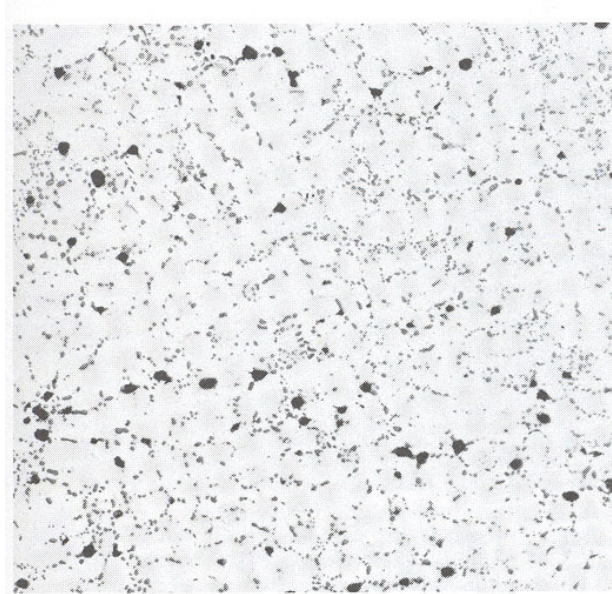


Figura 20: Porosidade por hidrogênio (pontos pretos) em uma liga 356-T6 fundida em molde permanente. (ASM Handbook, v.9)

Apesar do hidrogênio formar poros, geralmente a porosidade mais crítica é aquela devido à contração, pois enquanto a primeira é caracterizada por seu formato arredondado, a segunda pode apresentar diversas formas. Por isso, com a finalidade de mudar a forma e a distribuição de tal porosidade, hidrogênio pode ser acrescentado à liga de forma controlada, apesar de também afetar as suas propriedades mecânicas. (ASM Handbook, v. 2)



II.4. Fundição em molde permanente

A designação “molde permanente” vem do fato de que este molde pode ser utilizado inúmeras vezes, sem comprometimento do mesmo ou da peça produzida. Na grande maioria das vezes, este molde é feito de metal (aço, ferro fundido ou bronze) e é conhecido por *coquilha*, do francês “*coquille*”, concha.

O processo de alimentação do molde com o metal fundido pode ser feito simplesmente por gravidade ou sob pressão, no qual o metal líquido é submetido a uma certa pressão que o força para dentro do molde. **(ABM, 1974)**

A fundição em molde permanente é preferencialmente usada na fabricação de grandes lotes de peças, para que o seu custo seja compensado, especialmente no caso de peças com grande quantidade de detalhes e diferentes espessuras de parede, em que o molde necessário é mais complexo.

Em comparação com a fundição em molde de areia, a fundição em molde permanente gera fundidos com propriedades mecânicas melhores. Isso porque o resfriamento, que nesse caso é forçado, ocorre mais rapidamente, proporcionando o refinamento da microestrutura da liga. Além disso, os produtos apresentam maiores tolerâncias dimensionais e melhor acabamento superficial. Este último varia entre 3,8 e 10 μm e depende do uso ou não de uma suspensão aquosa para faceamento do molde.

Por outro lado, o processo pode apresentar defeitos, que incluem: porosidade, escória, inclusões não metálicas, preenchimento incompleto do molde, distorções e trincamento.



Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

Desde que as ligas utilizadas tenham boa fluidez e resistência à ruptura a quente, os fundidos apresentam boa qualidade, que pode ser ainda melhorada através de tratamentos térmicos. (**Samans, 1949; ASM Handbook, v. 2; ASM Handbook, v. 15**)



II.5. Fundição sob baixa pressão

Em fundições sob baixa pressão, o molde fica situado acima de uma câmara contendo o metal líquido. A injeção do metal é feita pela parte de baixo do molde para evitar turbulências no fluxo do metal e conseqüentes defeitos no processo. A pressão aplicada para forçar o metal em direção ao molde é de no máximo 170 KPa.

Este processo de fundição ocorre com temperaturas de molde mais baixas e em menos tempo que os processos em molde permanente alimentados por gravidade. Assim, a alta taxa de solidificação, aliada à baixa pressão, dá origem a uma microestrutura mais refinada, com tamanhos de grão e espaçamento dos braços de dendrita menores, resultando, assim, em melhores propriedades mecânicas. (**ASM Handbook, v. 2; ASM Handbook, v. 15**)