



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 AISi11 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

15 de junho de 2004



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 tem por objetivo a previsão da vida em fadiga da liga de alumínio GK AlSi11 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 e usinados com 45 mm de comprimento útil e 6 mm de diâmetro útil. 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. Foi feito um estudo da microestrutura do material, através de microscopia óptica, além de análise fractográfica, para um melhor entendimento da relação entre microestrutura e comportamento mecânico.

Palavras-chave:

1. Ensaios mecânicos
2. Fadiga de baixo ciclo
3. Ligas de alumínio fundidas
4. GK AlSi11



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 GKAlSi11, através de ensaios de tração, e de ensaios de fadiga controlados por amplitude de deformação, analisando-se sempre a influência da microestrutura do material no seu comportamento mecânico.

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.

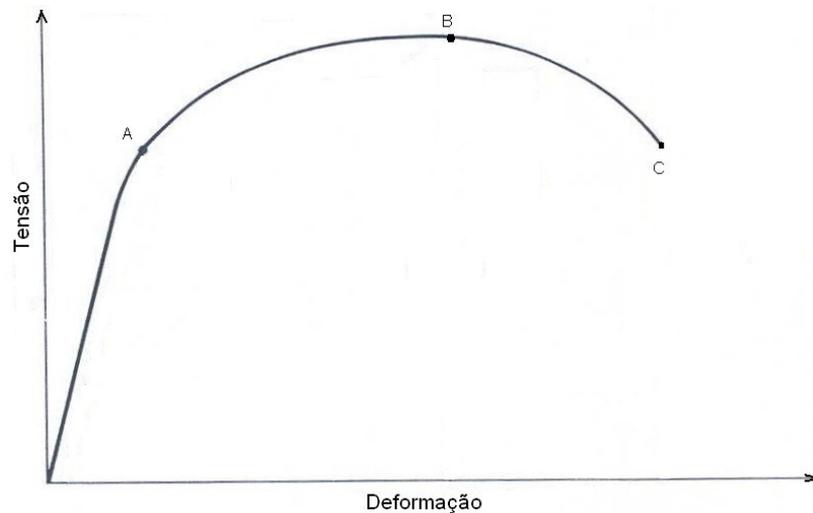


Figura 1: Esboço da curva convencional obtida no ensaio de tração.(ASM

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:

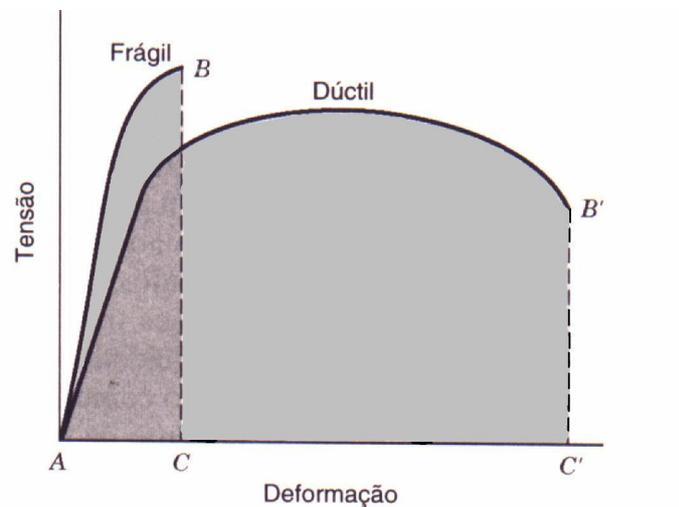


Figura 2: Representações esquemáticas do comportamento tensão-deformação em tração para materiais frágeis e materiais dúcteis até a fratura. (Callister, 2002-A)

II.1.2. Definições

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

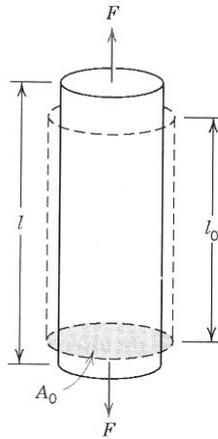


Figura 3: Corpo cilíndrico, de comprimento inicial l_0 e de área de seção transversal inicial A_0 , submetido a uma força de tração F . (Callister, 2002-A)

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

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.

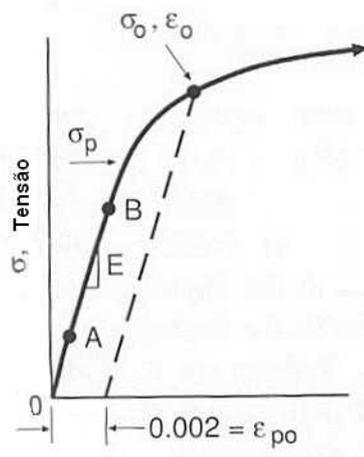


Figura 4: Gráfico mostrando tensão limite de escoamento determinada a partir do ponto de deformação igual a 0,002. (Dowling, 1999-A)

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.

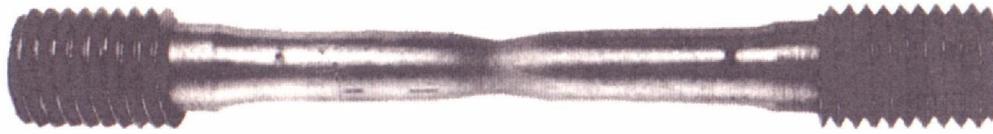


Figura 5: Estricção em corpo-de-prova submetido a ensaio de tração. (Beer e Johnston, 1995)

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:

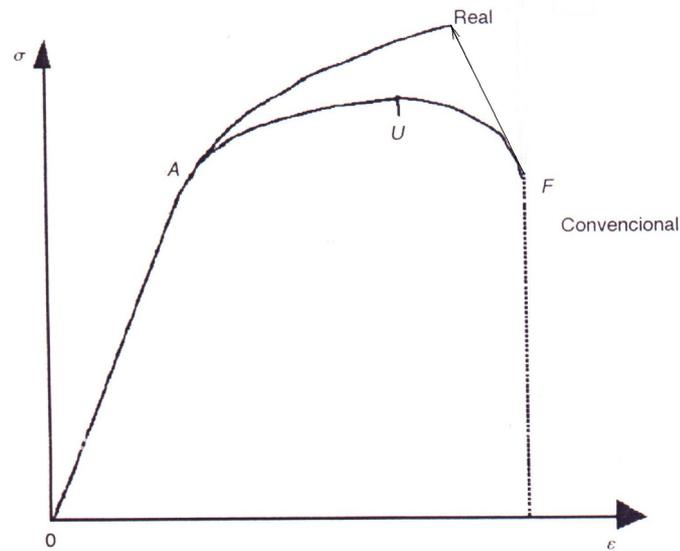


Figura 6: Comparação dos comportamentos tensão-deformação real e convencional. (Garcia, 2000)

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 :

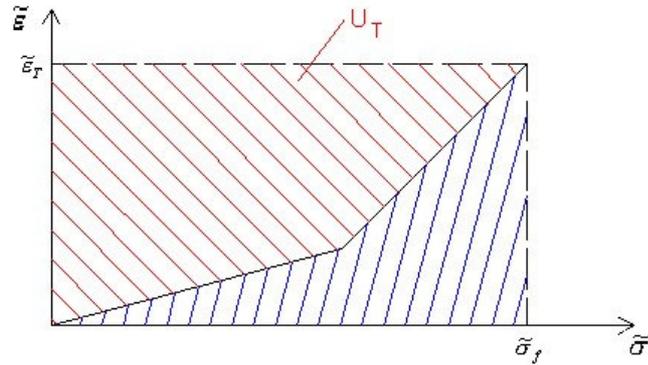


Figura 7: Diagrama $\tilde{\epsilon} \times \tilde{\sigma}$, mostrando a área correspondente à tenacidade.

Observa-se que este diagrama 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. 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)

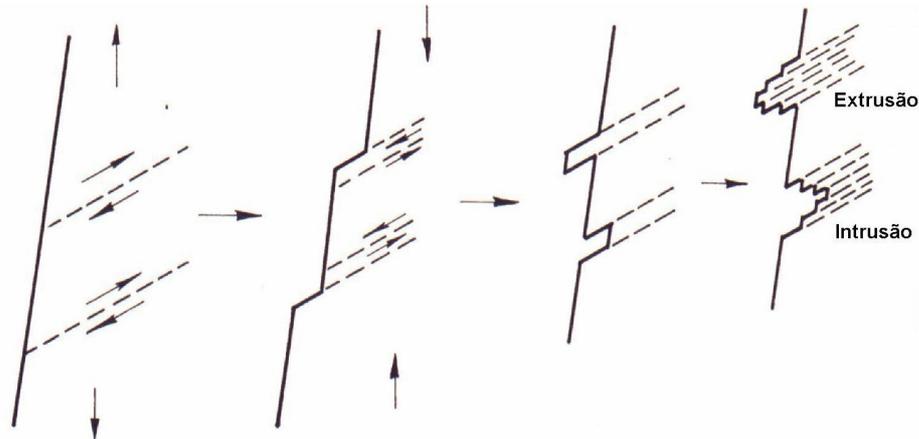


Figura 8: Intrusões e extrusões causadas pela movimentação de discordâncias nos planos de escorregamento. (Meyers, 1999)

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)

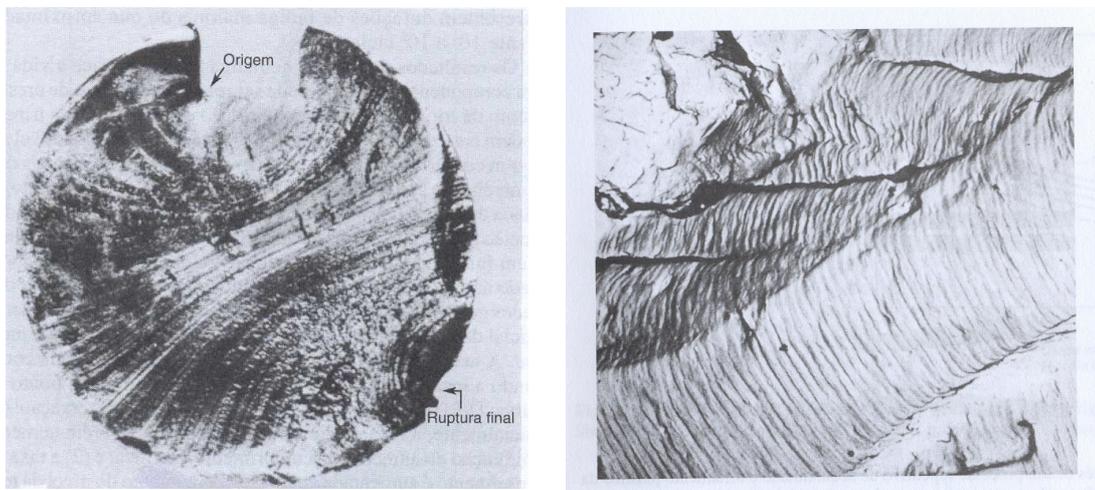


Figura 9: *Marcas de praia e estrias na superfície de fratura.* (Callister, 2002-A)

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 .

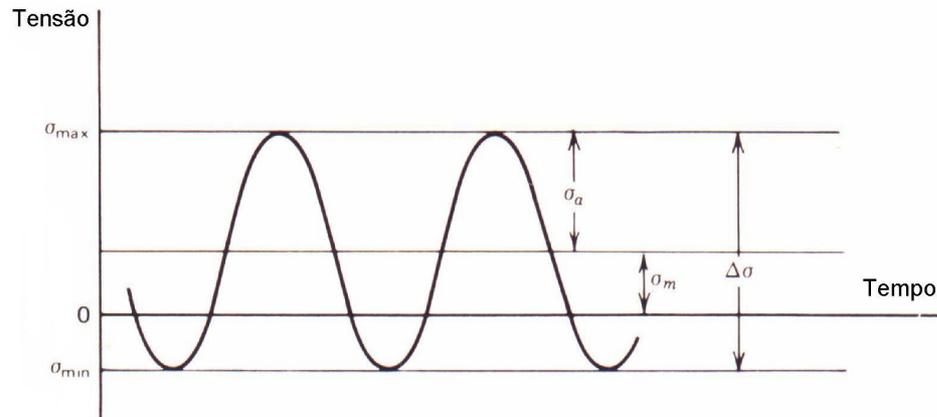


Figura 10: Ciclo de tensões aleatório. (Hertzberg, 1996)

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.

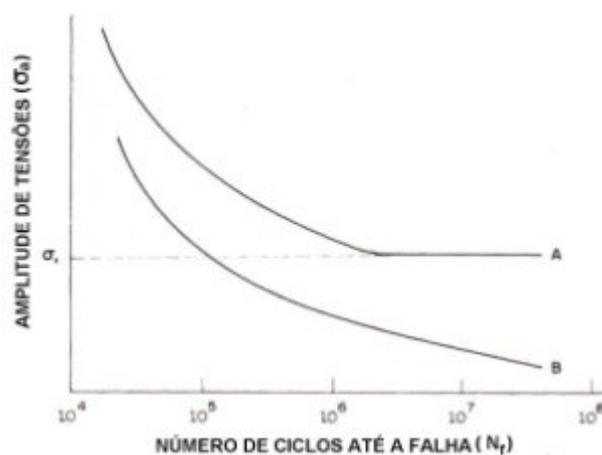


Figura 11: Curvas S-N para metais: (A) Ferrosos e (B) Não Ferrosos. (Meyers, 1999)



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 (20), 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.

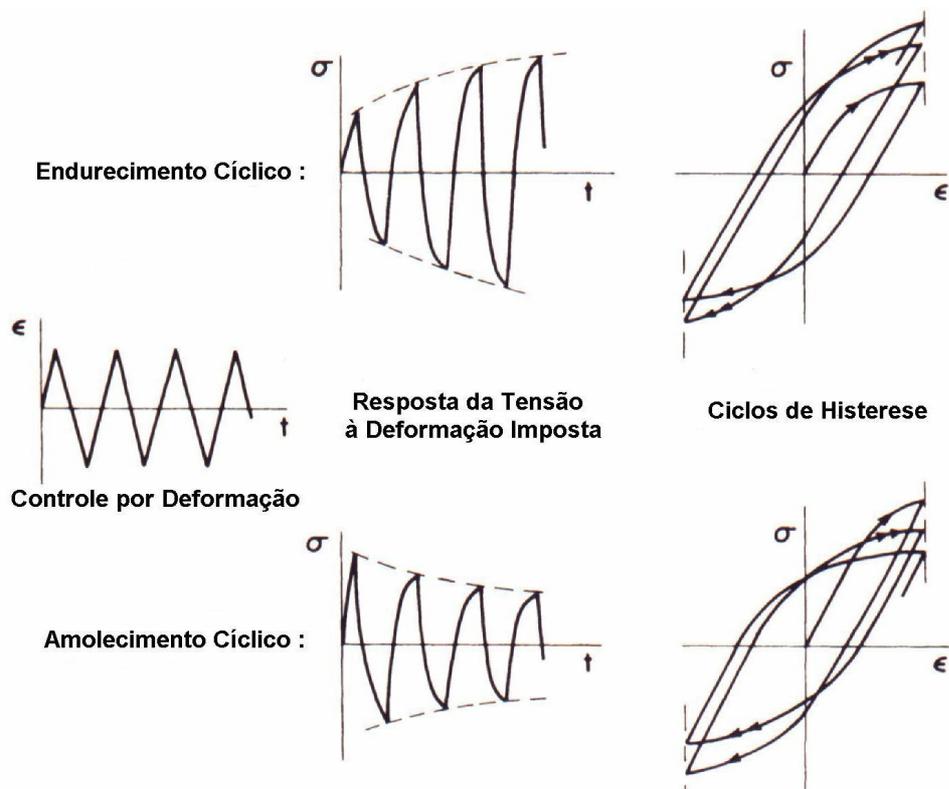


Figura 12: Ciclos de Histerese durante endurecimento e amolecimento cíclico.

(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.

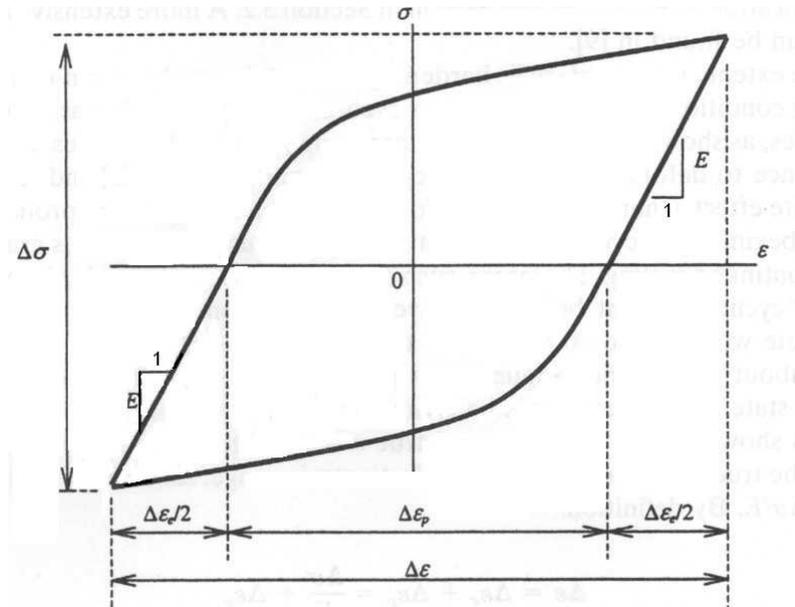


Figura 13: Ciclo de histerese estável. (Stephens, 2001-B)

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:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (25)$$

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)

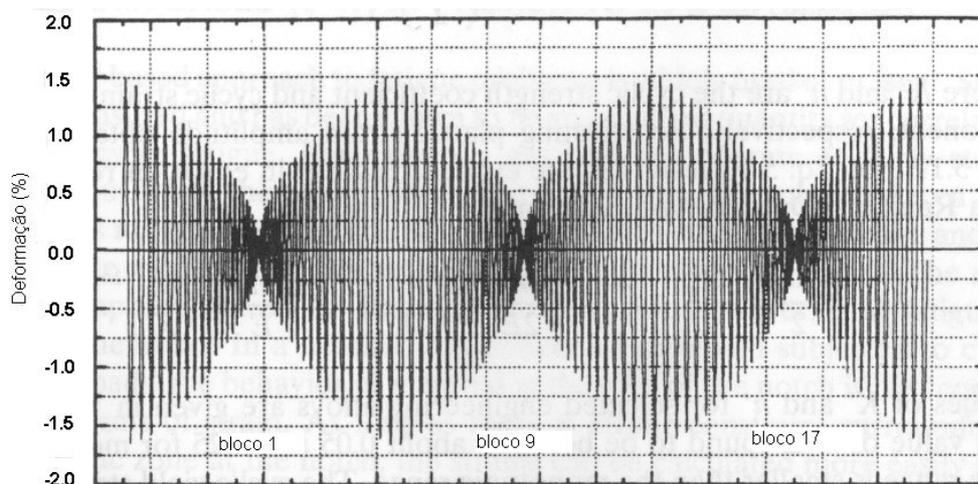


Figura 14: Exemplo dos “blocos” de deformação usados no “*incremental step test*”. (Stephens, 2001-B)



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)

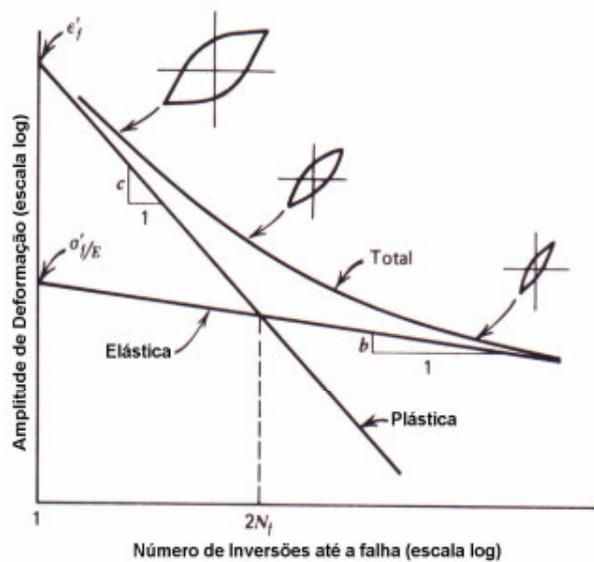


Figura 15: Curvas de deformação elástica e plástica relacionadas à curva de deformação total. (Hertzberg, 1996)

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. 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 16 mostra o diagrama de fases entre os dois elementos.

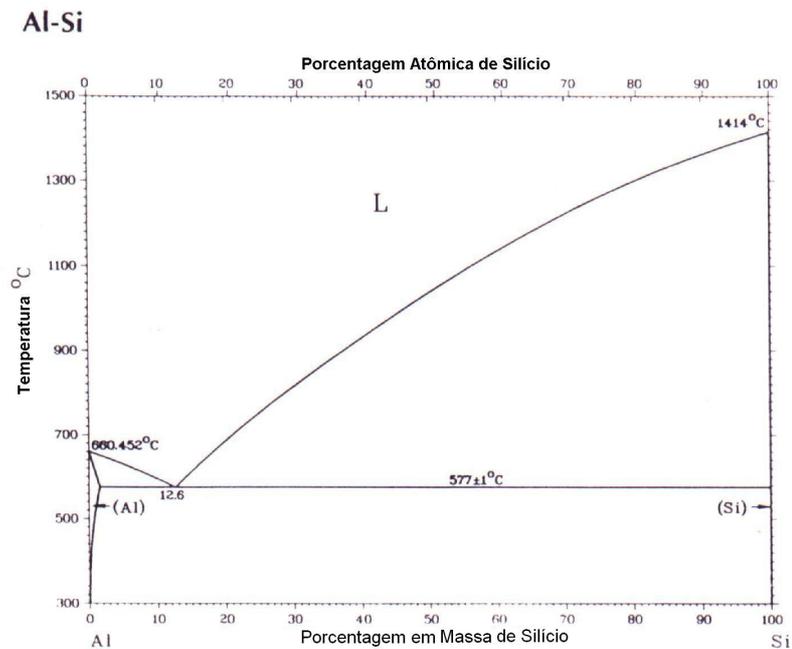


Figura 16: Diagrama de fases do sistema binário Al-Si.(ASM Handbook, v.3)

II.3.5. 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 17 compara as microestruturas resultantes de três processos de fundição com velocidades de resfriamento diferentes.

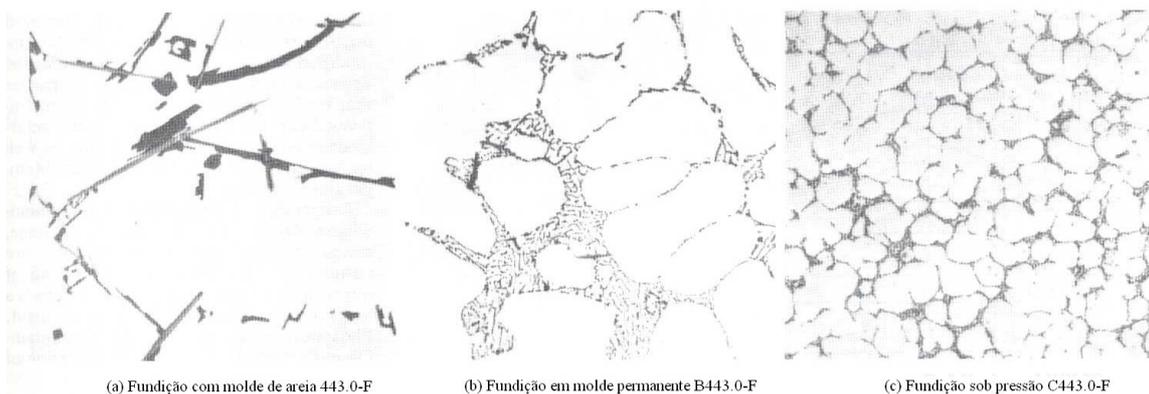
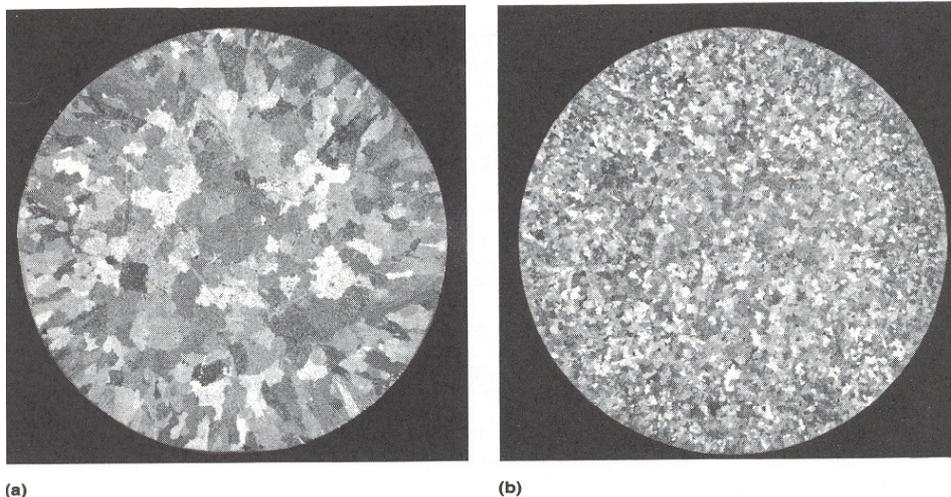


Figura 17: Microestruturas da liga Al-5%Si resultantes de diferentes taxas de solidificação (crescentes da esquerda para a direita), referentes a diferentes processos.

(ASM Handbook, v.2)

Também podem ser aplicados alguns processos nas ligas para melhorar sua qualidade, sendo os principais: 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)**. A figura 18 mostra a diferença de uma microestrutura Al-Si com e sem refinador.



(a) *Figura 18: 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)*

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 19 mostra a variação das propriedades mecânicas de uma liga Al-Si em função da modificação e do tamanho de grão.

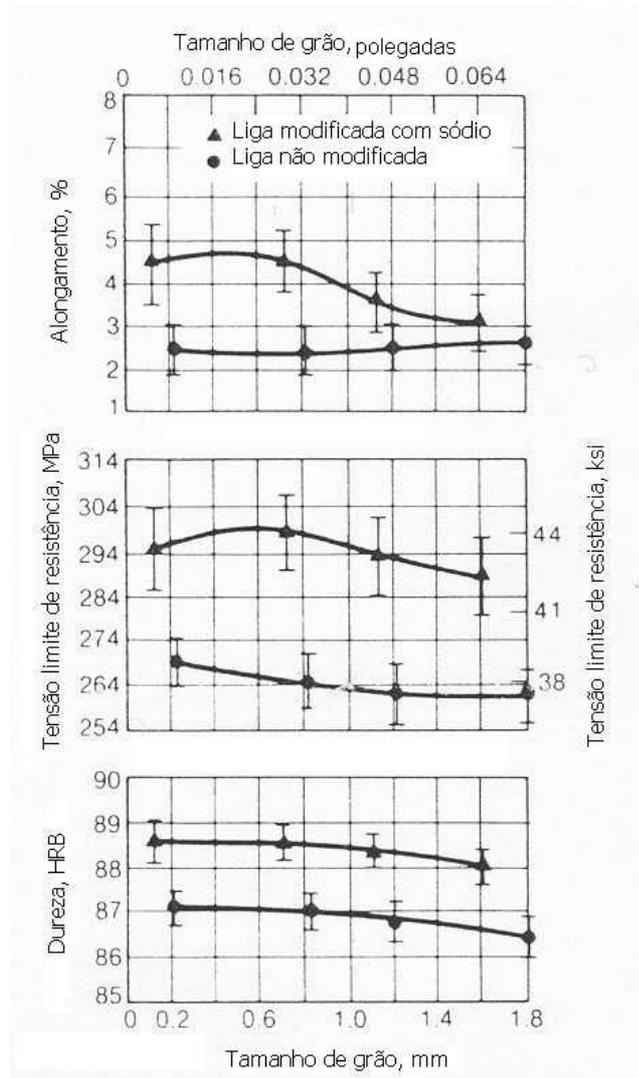


Figura 19: Propriedades mecânicas de corpos-de-prova da liga A356 em função da modificação e do tamanho de grão. (ASM Handbook, v.2)



II.3.6. 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 alongados ou poros arredondados. 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.

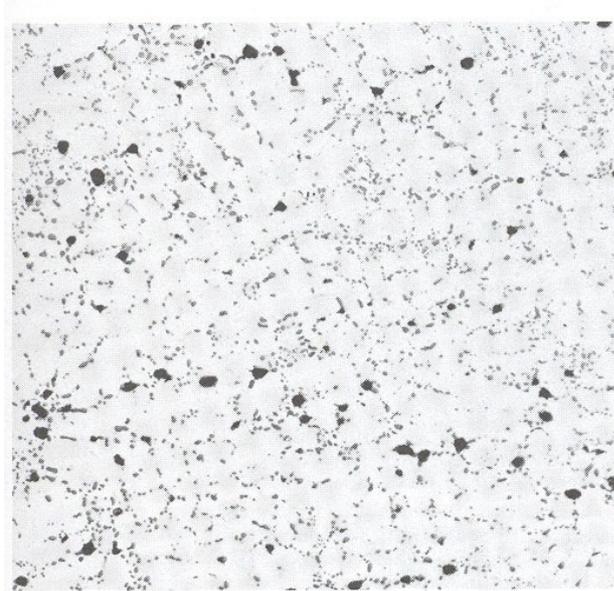


Figura 20: Porosidade por hidrogênio (pontos pretos) em uma liga 356-T6 fundida em molde permanente. (ASM Handbook, v.9)

Apesar do hidrogênio formar poros, geralmente a porosidade mais crítica é aquela devido à contração. 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)



O processo de fundição em molde permanente é feito através da alimentação, pela gravidade, do molde com o metal fundido.

As ligas fundidas em molde permanente se solidificam mais rapidamente do que as fundidas em moldes de areia, o que gera propriedades melhores. Isso porque durante o resfriamento, que nesse caso é forçado, ocorre o refinamento da microestrutura da liga.

O acabamento superficial dos fundidos em molde permanente varia entre 3,8 e 10 μ m e depende do uso ou não de uma suspensão aquosa para faceamento do molde. 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)**

II.5. Fundição sob baixa pressão



Em fundições sob baixa pressão, o molde fica situado acima da câmara com o metal líquido e esta é pressurizada (com pressões de 170 kPa ou menos) para forçar o metal em direção ao molde. A injeção é feita pela parte de baixo do molde para evitar turbulências no fluxo do metal e conseqüentes defeitos no processo.

Este processo de fundição ocorre em menos tempo que os processos convencionais em molde permanente alimentados por gravidade. Assim, a alta taxa de solidificação, aliada à baixa pressão, dá origem a uma microestrutura mais refinada, resultando, assim, em propriedades mecânicas melhores. (**ASM Handbook, v. 2, ASM Handbook, v. 15**)

III. MATERIAIS E MÉTODOS

III.1. Materiais

O material em estudo é a liga GK AlSi11 usada na fabricação de rodas fundidas em moldes permanentes sob baixa pressão pela empresa *Italspeed Automotive Ltda.* A composição química média da liga encontra-se na Tabela II.

Tabela II: Composição química (% massa) da liga em estudo.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Ca	Sr	Al
média	10,94	0,1741	0,0057	0,0019	0,0794	0,0064	0,0062	0,1158	0,0021	0,0271	balanço
desvio	0,13	0,0186	0,0034	0,0003	0,0458	0,0022	0,0005	0,0172	0,0004	0,0033	

Foram fornecidos pela empresa *Italspeed Automotive Ltda* 37 conjuntos com três corpos-de-prova cada, retirados de corridas reais de produção de rodas e usinados com 45 mm de comprimento útil e 6 mm de diâmetro útil. A figura 21 mostra as dimensões do corpo-de-prova.

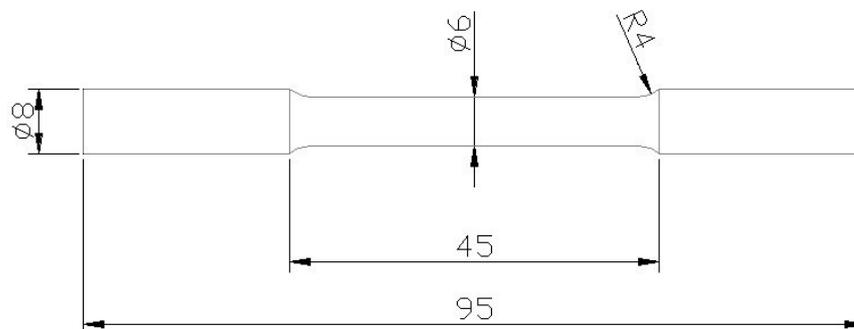


Figura 21: Dimensões do corpo-de-prova (mm).

III.2. Métodos



III.2.1. Caracterização microestrutural

Os corpos-de-prova fornecidos pela empresa foram cortados nos sentidos longitudinal e transversal e embutidos em baquelite. Posteriormente, foi feito o lixamento e o polimento dos mesmos na politriz automática Struers Abramin (figura 22) de acordo como roteiro descrito na Tabela III.

Tabela III: Roteiro de Polimento

Material: AlSi11		OPS: 1:10 em água destilada			Dosagem		Para 6 amostras		
Passo	Suporte	Tamanho Abr.	Lubr.	Força(N)	Lubr	Abr.	Tempo	RPM	A/D
1	Rotal	# 220	água	180	–	–	2'00''	150	A
2	Rotal	# 320	água	180	–	–	3'00''	150	A
3	Rotal	# 500	água	180	–	–	3'00''	150	A
4	DP-MOL	6 µm	álcool	180	3	–	4'00''	150	D
5	DP-MOL	3 µm	álcool	120	3	–	4'00''	150	D
6	DP-NAP	1 µm	álcool	120	3	–	4'00''	150	D
7	DP-NAP	OP-S		120	OP-S		4'00''	150	–



Figura 22: Politriz automática Abramin Struers – LabMat/FEI.

Após o polimento, as peças foram analisadas no microscópio LEICA DMLM (figura 23), acoplado ao software analisador de imagens LEICA Q-500/W, para a análise da microestrutura, sem ataque, com o objetivo de examinar o tamanho e a distribuição dos microconstituintes do material. (**Metals Handbook, v.8**)



Figura 23: Microscópio LEICA-LabMat/FEI



III.2.2. Preparação dos corpos-de-prova

Antes dos ensaios mecânicos, os corpos-de-prova foram lixados com lixas de granulações # 220, # 320, # 400 e # 600 e polidos com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm .

III.2.3. Ensaios de tração

O ensaio de tração é um teste feito através da aplicação de uma carga uniaxial crescente no corpo-de-prova até que ocorra a ruptura. A aplicação da carga é feita através de duas garras que são presas nas extremidades dos corpos-de-prova, sendo que tais extremidades são mais largas que o centro para evitar que a ruptura ocorra na região onde está a garra.

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios MTS (figura 24) e através deles foram obtidas as propriedades mecânicas básicas do material, os parâmetros para o ensaio de fadiga e os valores dos coeficientes H e n da equação de Ramberg-Osgood sob carregamento monotônico (equação 14).

III.2.4. Ensaios de fadiga

O ensaio de fadiga é um teste feito através da aplicação de uma carga (ou deformação) alternada com amplitude constante no corpo-de-prova até que ocorra a

ruptura. Através do ensaio, é medido o número de ciclos que ocorrem até a falha e, a partir daí, pode ser traçada a curva ϵ -N do material.

Os ensaios de fadiga também foram realizados em uma máquina universal de ensaios MTS (figura 24) e tiveram amplitude de deformação variando entre 0,13% e 0,5%. A norma ASTM E606-92 só não foi seguida no quesito “dimensão dos corpos-de-prova” já que estes, por se originarem de rodas, têm tamanho reduzido.



Figura 24: Máquina universal de ensaios MTS-LabMat/FEI.

III.2.5. Análise fractográfica

As superfícies de fratura de todos os corpos-de-prova foram analisadas em lupa estereoscópica com o objetivo de se identificar características comuns nas mesmas.



Três corpos-de-prova, escolhidos com base na análise na lupa estereoscópica, também foram analisados no microscópio LEICA DMLM (figura 23), acoplado ao software analisador de imagens LEICA Q-500/W, sendo que para isso os corpos-de-prova foram cortados na região da fratura, embutidos em baquelite e polidos pelo roteiro mostrado na tabela III.

IV. RESULTADOS

IV.1. Caracterização microestrutural

Foi observado no microscópio que a estrutura da liga GK AlSi11 é formada por dendritas de alumínio envoltas por uma microestrutura eutética (alumínio e silício), como é possível verificar nas figuras 25, 26 e 27. Foi possível observar também que a estrutura é bastante refinada, porém contendo muitos poros, provavelmente devidos à dissolução de hidrogênio no banho fundido, considerando a forma arredondada dos mesmos.

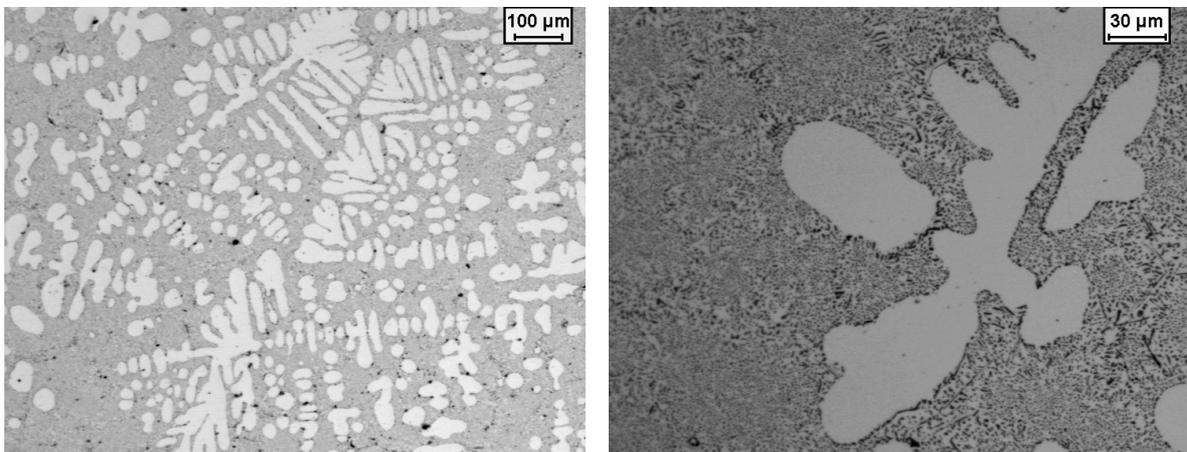


Figura 25: Microestrutura da seção longitudinal do corpo-de-prova após polimento até etapa com sílica coloidal. Dendritas de fase α envoltas por microestrutura eutética.

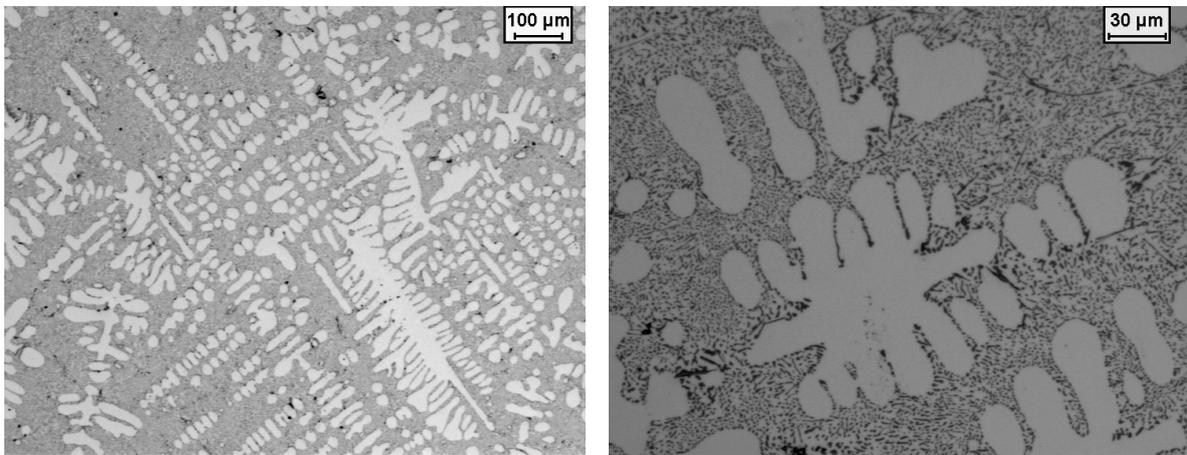


Figura 26: Microestrutura da seção transversal do corpo-de-prova após polimento até etapa com sílica coloidal. Dendritas de fase α envoltas por microestrutura eutética.

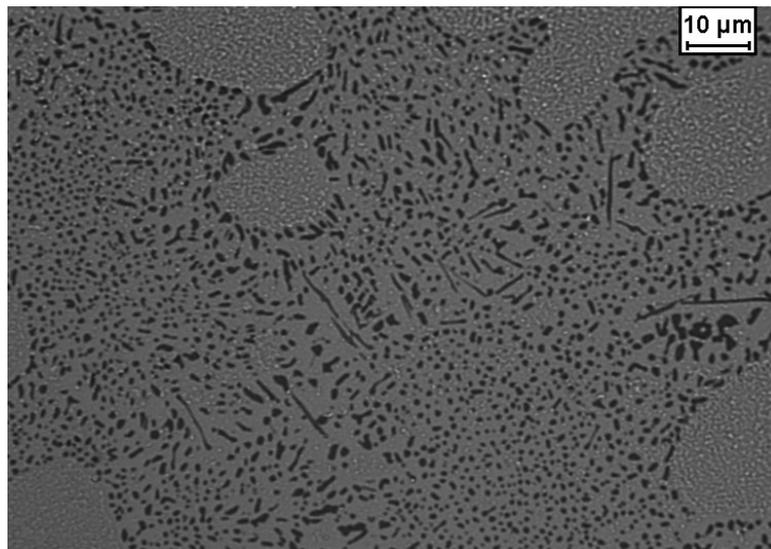


Figura 27: Microestrutura eutética da seção transversal do corpo-de-prova após polimento até etapa com sílica coloidal.

IV.2. Ensaio de tração

Foram realizados 5 ensaios de tração. A figura 28 mostra o comportamento do material em um dos ensaios, através de uma curva tensão-deformação convencional.

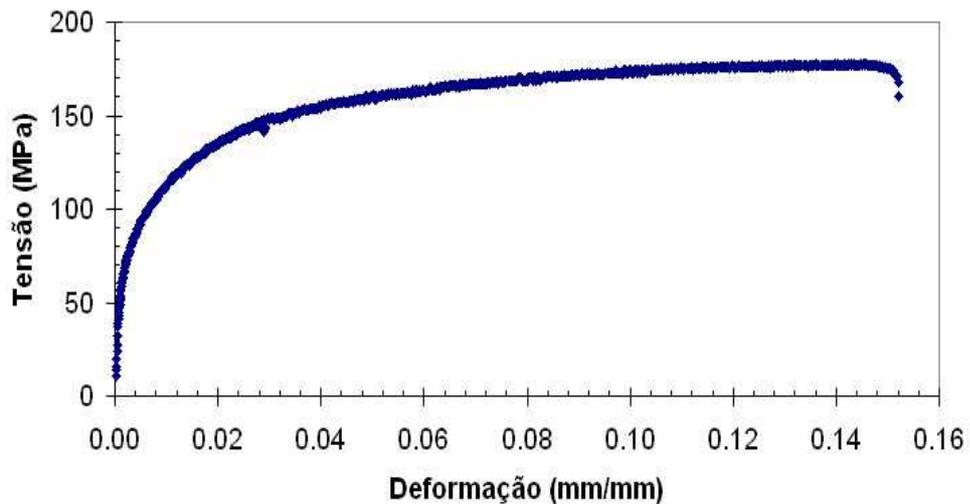


Figura 28: Curva tensão-deformação convencional de um dos ensaios de tração realizados.

A partir das tensões e deformações convencionais foram calculadas as tensões e deformações reais totais, pelas equações 5 e 6 e, assim, traçada a curva real, apresentada na figura 29.

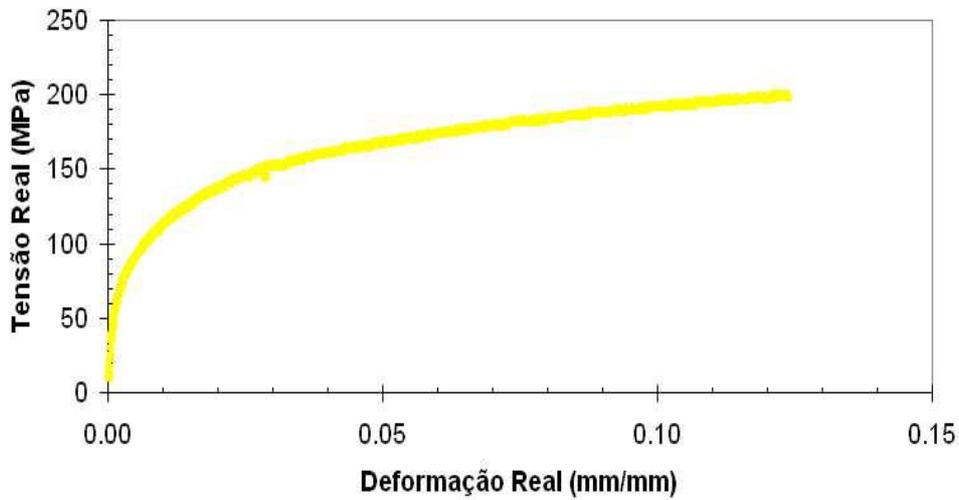


Figura 29: Curva tensão-deformação real.

Posteriormente, foi calculada a deformação elástica real pela equação 12 e pela diferença entre esta e a deformação real total foi encontrada a deformação plástica real. Foi traçada, então a curva tensão-deformação plástica real (figura 30) para o intervalo cujo primeiro ponto tinha tensão real aproximadamente igual a 100 MPa e o último ponto tinha deformação convencional de aproximadamente 2,5%. Esse intervalo foi escolhido para que fosse eliminado o erro devido à troca do extensômetro pelo deslocamento da garra para medir a deformação. A partir da linha de tendência traçada nesse gráfico e de sua equação, foram retirados os valores de H e n.

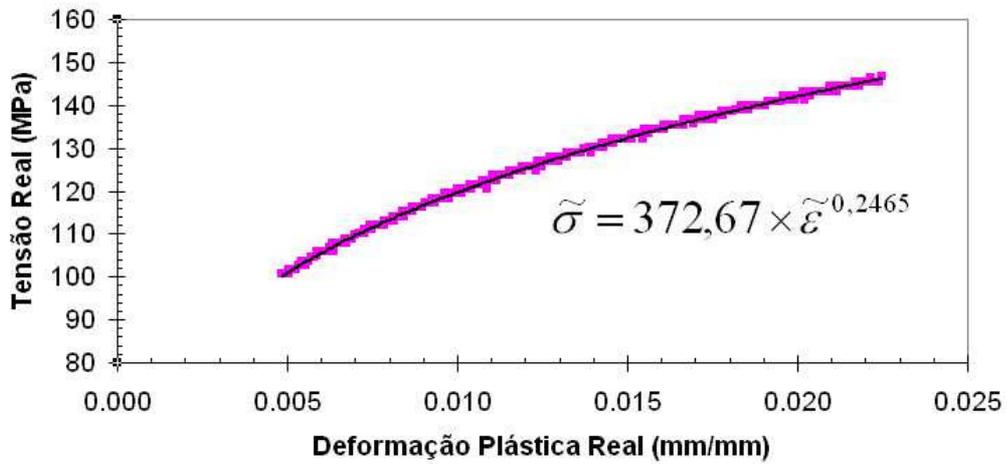


Figura 30: Curva tensão-deformação plástica real.

Esse procedimento foi feito para cada um dos ensaios e, a partir dos valores de H e n obtidos em cada um deles foi calculado o valor médio de ambos, assim como foram calculados os valores médios de outras propriedades do material, obtidas dos ensaios e apresentadas na Tabela IV.

Tabela IV: Propriedades do material obtidas pelo ensaio de tração.

Propriedades	$\bar{x} \pm \sigma$
AT 25 mm (%)	11,82 ± 3,05
Estricção (%)	15,02 ± 5,47
LE (MPa)	73,20 ± 15,90
LR(MPa)	169,40 ± 21,02
LF(MPa)	129,20 ± 35,69
LF _{REAL} (MPa)	178,48 ± 15,84
UT _{REAL} (N.mm/mm ³)	28,79 ± 9,84
E (GPa)	65 ± 1
H (MPa)	372 ± 46
n	0,266 ± 0,017



É importante ressaltar que no cálculo da tensão real de ruptura do material estudado não foi necessária a correção dada pela equação 8, já que nesse caso a estricção é pequena e, portanto, não há formação de pescoço.

IV.3. Ensaio de fadiga

Primeiramente, foram feitos 14 ensaios de fadiga, com frequência de 1 Hz, e amplitudes de deformação variando de 0,2% a 0,5%, sendo que para cada amplitude foram realizados 3 ensaios, exceto para as amplitudes de 0,4% e 0,5%, com as quais foi feito apenas um ensaio.

Após a observação de que nos ensaios com amplitude de deformação igual ou superior a 0,3% os corpos-de-prova flambavam, optou-se pela realização de ensaios com amplitude entre 0,13% e 0,25%, com frequência de 2 Hz. Para esta frequência, foram feitos 15 ensaios, sendo que para as amplitudes 0,15 %, 0,175 %, 0,2 % e 0,25% foram feitos 3 para cada uma, e para as amplitudes 0,13%, 0,16 % e 0,18 % foi feito apenas um ensaio. As figuras 31, 32 e 33 mostram os gráficos tensão-número de ciclos, originados em ensaios com amplitude de deformação igual a 0,15%, 0,20% e 0,25%, respectivamente:

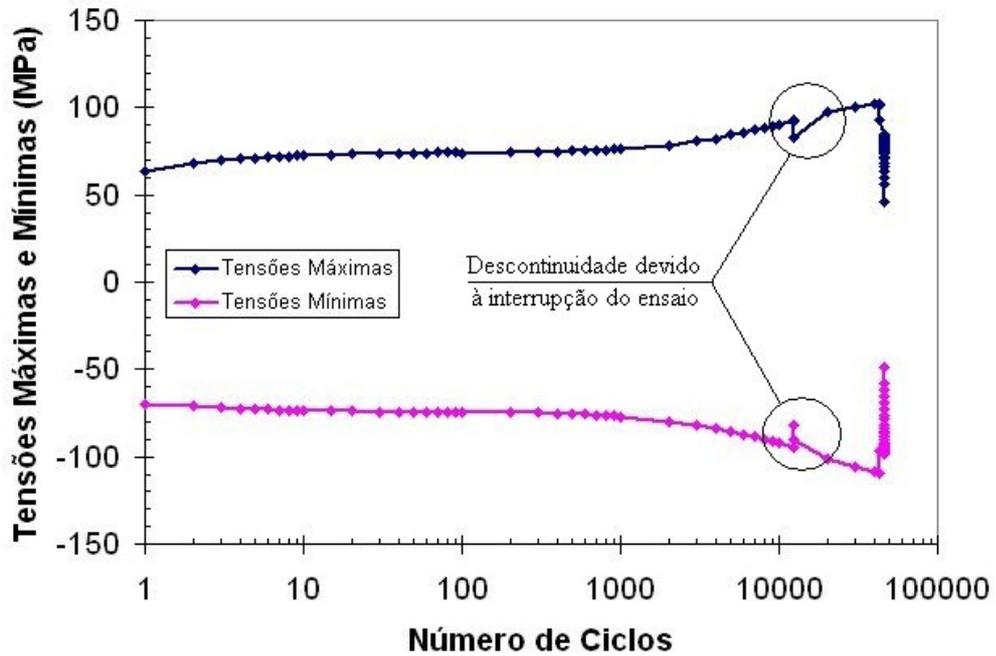


Figura 31: Tensões Máximas e Mínimas x Número de ciclos de um dos ensaios

com $\epsilon_a = 0,15\%$

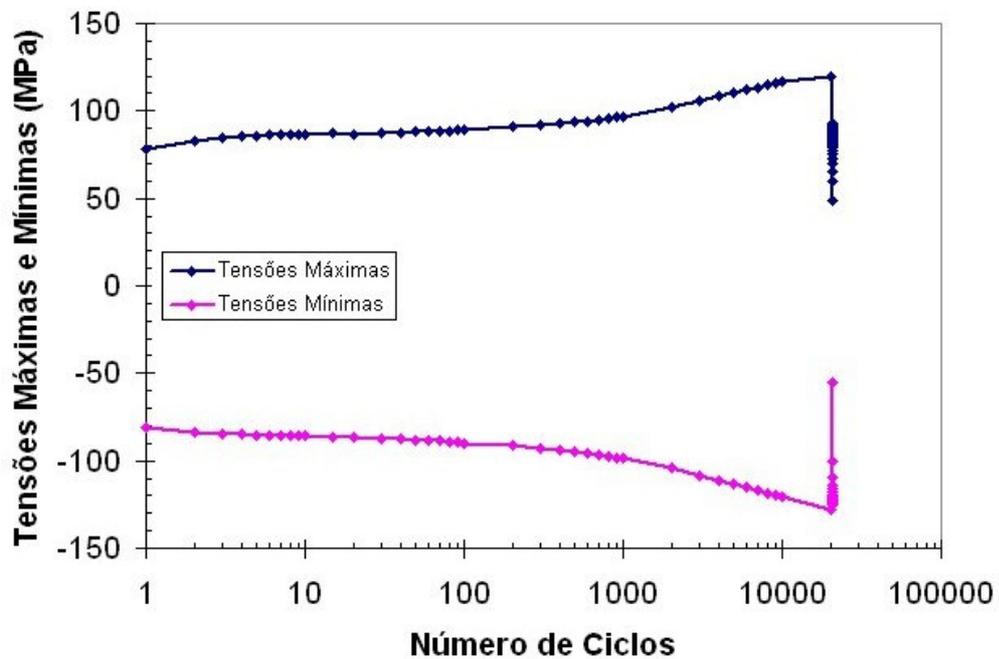


Figura 32: Tensões Máximas e Mínimas x Número de ciclos de um dos ensaios

com $\epsilon_a = 0,20\%$

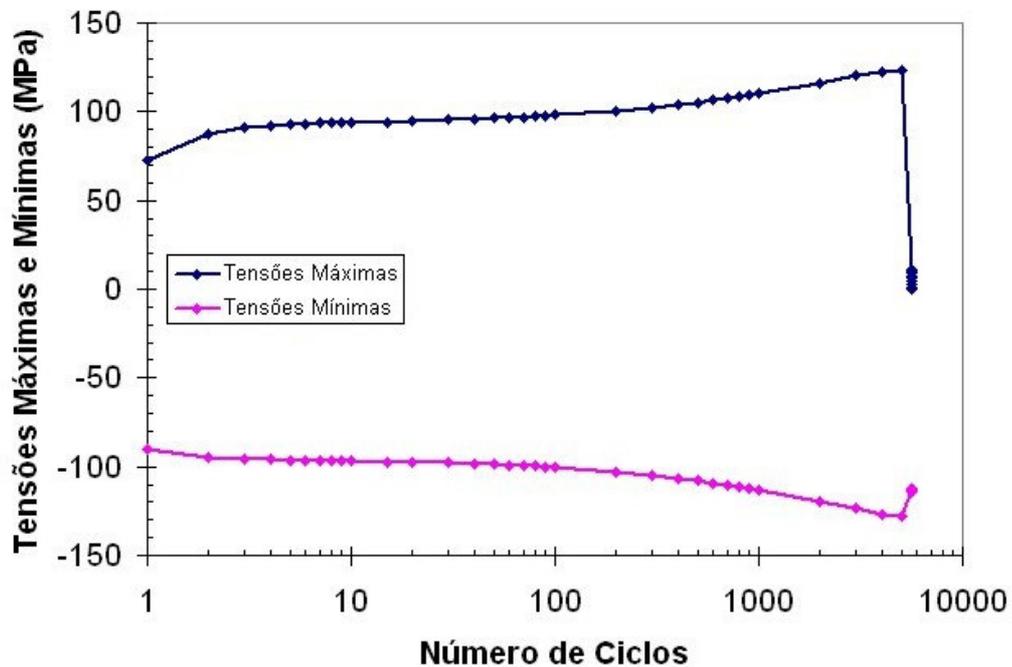


Figura 33: Tensões Máximas e Mínimas x Número de ciclos de um dos ensaios com $\epsilon_a = 0,25\%$

Assim, somando os 6 ensaios bem sucedidos com frequência igual a 1 Hz, ou seja, aqueles realizados com amplitudes menores que 0,3%, e os 15 ensaios realizados com frequência igual a 2 Hz, foi obtido um total de 21 ensaios para o estudo do comportamento mecânico da liga. Para cada ensaio foram calculadas as amplitudes médias de deformação total e de deformação plástica. Pela diferença destes valores foi obtida a amplitude média de deformação elástica. A figura 34 mostra a combinação destes dados com o número de ciclos até a fratura dos respectivos ensaios.

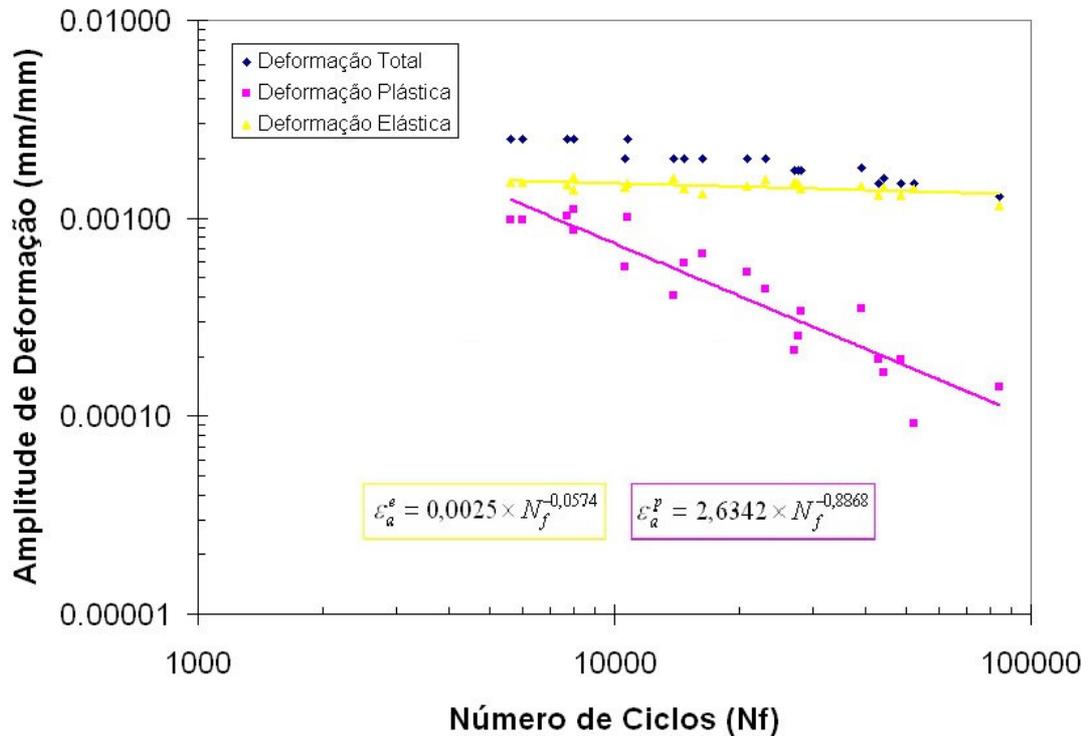


Figura 34: Pontos relacionando as amplitudes de deformação total, elástica e plástica com o número de ciclos em cada ensaio.

As equações das retas de amplitude de deformação elástica e plástica obtidas no gráfico acima tiveram sua forma alterada para que fosse possível compará-las com as equações (22) e (23) apresentadas anteriormente. Assim, foram obtidos os coeficientes e os expoentes de resistência e ductilidade à fadiga, mostrados na Tabela V.

Também foi feito para cada ensaio o cálculo da amplitude média de tensão real e da amplitude média de deformação real. Reunindo os dados de todos os ensaios, foi obtido o gráfico da figura 35.

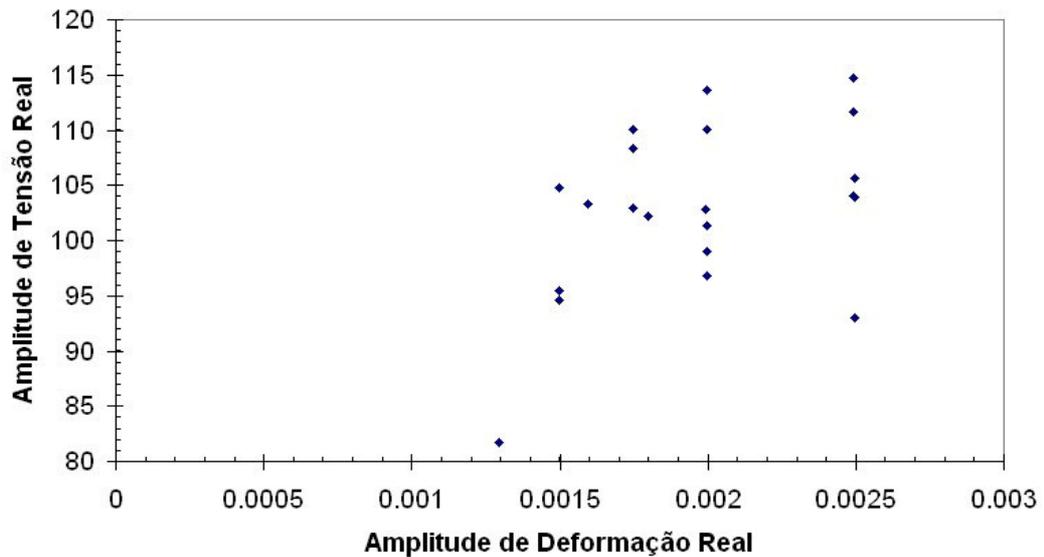


Figura 35: Comparação dos valores de amplitude média de tensão real obtidos nos ensaios com amplitude de deformação constante.

Para a obtenção do coeficiente de encruamento cíclico (H') e do expoente de encruamento cíclico (n') do material, foi feita a conversão dos valores convencionais de amplitude de deformação plástica (média) para os valores reais, em cada ensaio, e depois estes valores foram relacionados com os seus respectivos valores de amplitude de tensão real (média), já calculados anteriormente, originando a curva da figura 36. A equação da curva média dos pontos gera os valores de H' e n' procurados (Tabela V).

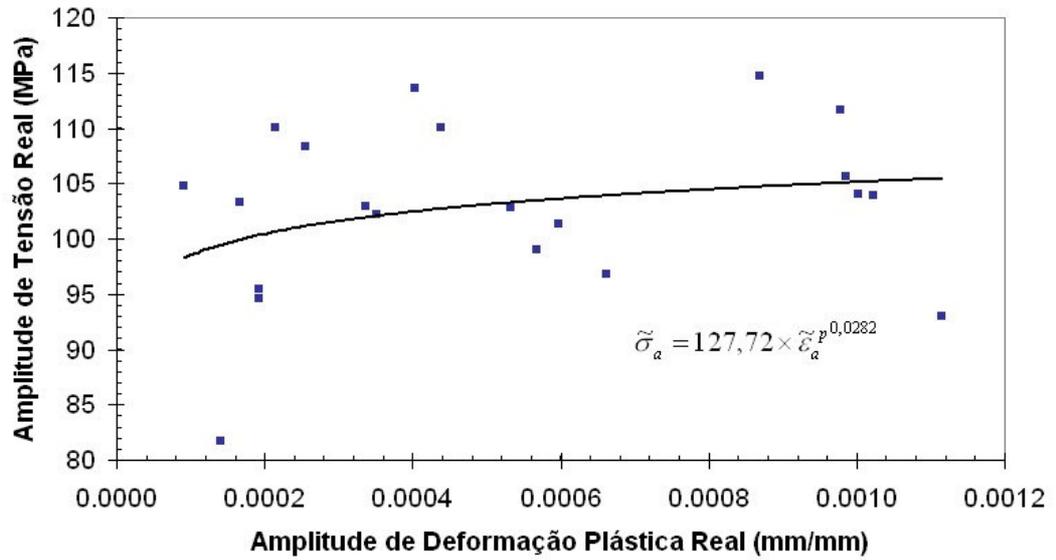


Figura 36: Pontos relacionando os valores de amplitude de tensão real média e de amplitude de deformação plástica real média de cada ensaio.

Tabela V: Propriedades do material obtidas no ensaio de fadiga.

ϵ'_f (mm/mm)	4,87
c	-0,887
σ'_f (MPa)	169
b	-0,057
H' (MPa)	128
n'	0,028

IV.4. Análise fractográfica

As figuras 37, 38 e 39 mostram o aspecto da fratura padrão encontrada na análise com lupa estereoscópica. É possível observar que na superfície de fratura encontram-se poros arredondados, devido à dissolução de hidrogênio no banho fundido (figuras 37-b e 37-c), poros interdendríticos, devido à contração na solidificação (figuras 38-b e 39), e marcas de rio e de praia (figuras 37-a e 38-b).

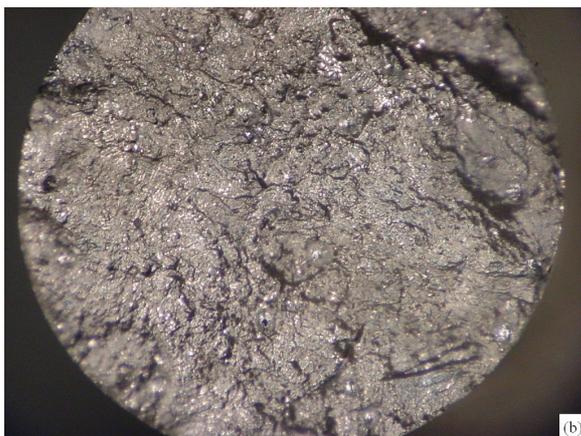


Figura 37: Superfície de fratura de um corpo-de-prova que sofreu carregamento cíclico com amplitude de deformação igual a 0,175 %. Em (c), detalhe das porosidades devido à presença de gás hidrogênio.

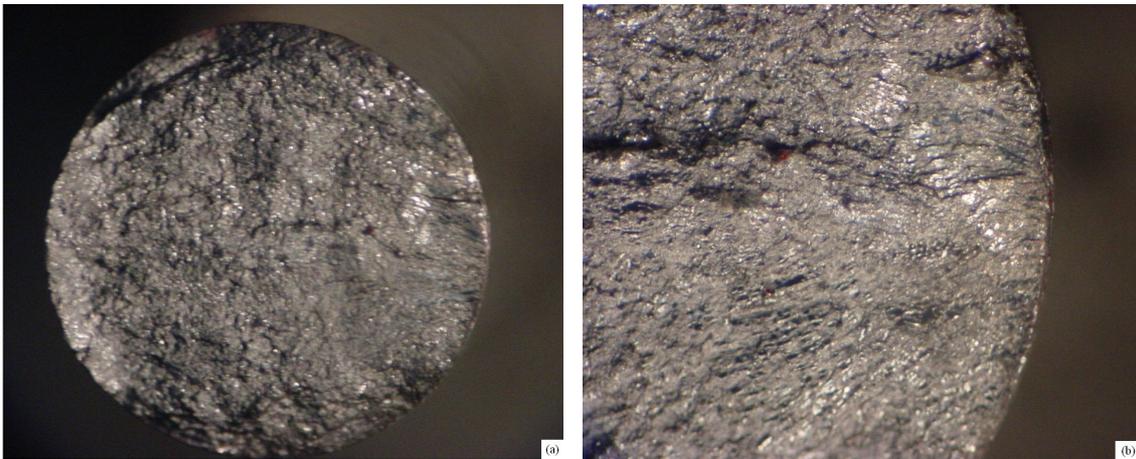


Figura 38: Superfície de fratura de um corpo-de-prova que sofreu carregamento cíclico com amplitude de deformação igual a 0,2 %.



Figura 39: Superfície de fratura de um corpo-de-prova que sofreu carregamento cíclico com amplitude de deformação igual a 0,15 %. A seta indica porosidade interdendrítica.

A observação da microestrutura próxima à fratura no microscópio LEICA DMLM possibilitou uma melhor análise da região da fratura e mais uma vez mostrou poros arredondados, devido à presença de gás hidrogênio. Também foi identificada uma microestrutura mais grosseira próxima à superfície de fratura, o que pode ser visto nas figuras 40 e 41:

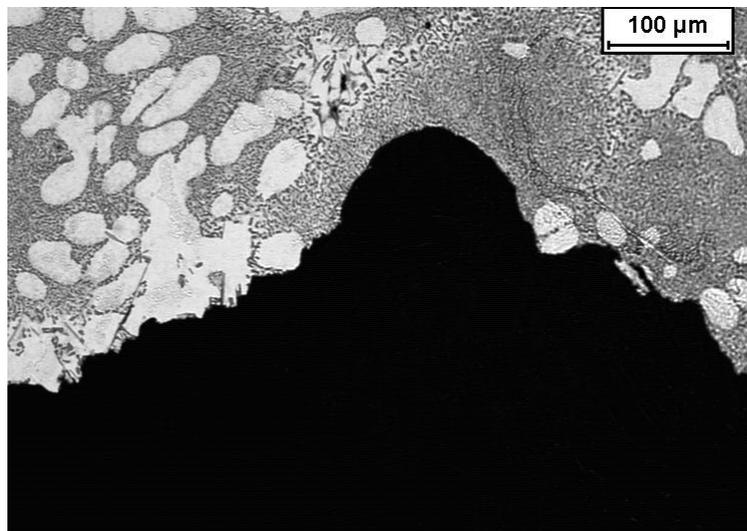


Figura 40: Microestrutura da superfície de fratura de um corpo-de-prova que sofreu carregamento cíclico com amplitude de deformação igual a 0,2 %. Nota-se seção transversal de poro e, acima deste, região de microestrutura eutética mais grosseira.

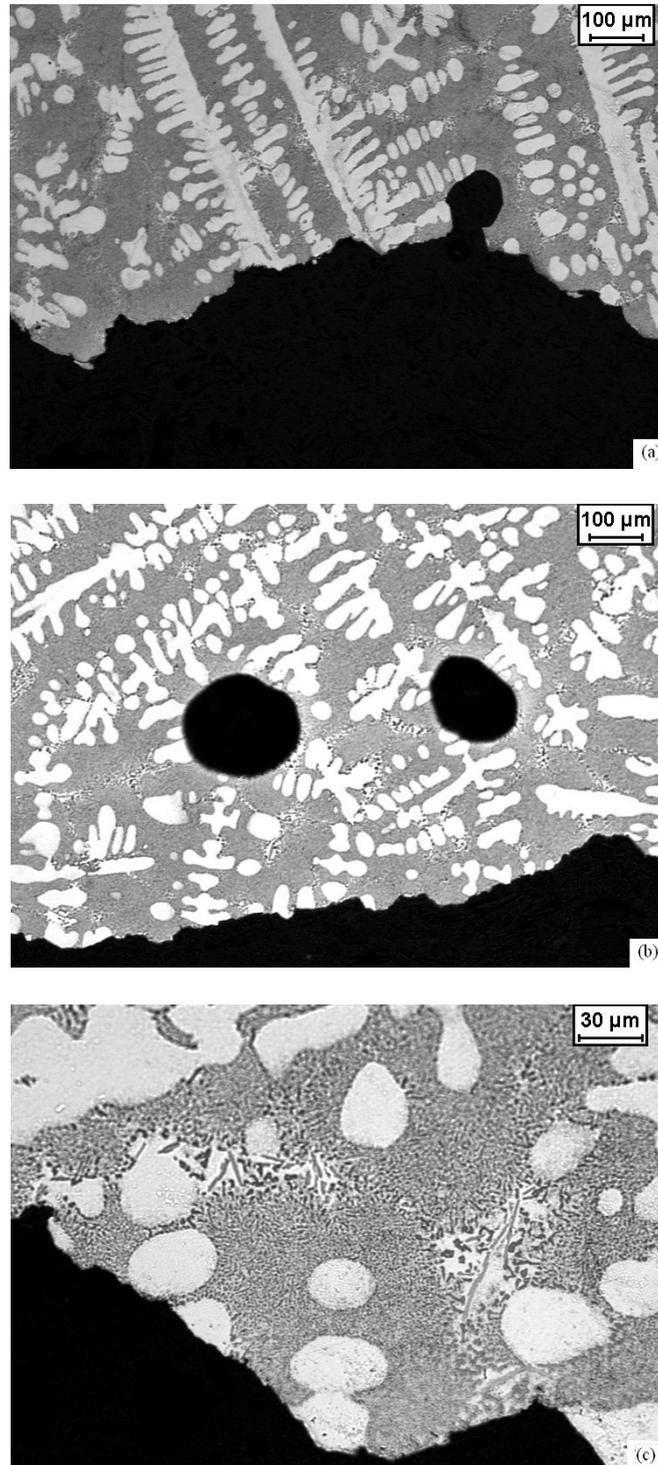


Figura 41: Microestrutura da superfície de fratura de um corpo-de-prova que sofreu carregamento cíclico com amplitude de deformação igual a 0,175 %. Em (a) e (b), poros na região da fratura; em (c) microestrutura eutética mais grosseira.



V. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

V.1. Ensaios de fadiga

Os resultados obtidos mostraram que os ensaios de fadiga realizados foram caracterizados pela fadiga de alto ciclo, o que pode ser observado claramente pelo gráfico da figura 34, onde as retas das componentes elástica e plástica da amplitude de deformação não se cruzam, sendo que todos os pontos correspondentes aos ensaios realizados encontram-se à direita do ponto que seria a intersecção dessas retas se estas fossem prolongadas. Isso ocorreu devido à necessidade de aplicação de amplitudes de deformação muito baixas, já que os corpos-de-prova flambavam para valores superiores.

Nos ensaios com uma mesma amplitude de deformação, o valor da amplitude média de tensão real variou muito (figura 35). Uma das explicações pode ser o fato da liga estudada endurecer ciclicamente até a ruptura, sem que ocorra uma estabilização da tensão, o que foi mostrado nas figuras 31, 32 e 33. Uma outra razão é o pequeno valor das tensões, devido às diminutas dimensões dos corpos-de-prova disponíveis (figura 21). Com isso, o valor de força medido durante os ensaios esteve próximo ao limite de detecção do equipamento usado.

Devido à grande dispersão desses valores, foi calculada uma média dos mesmos para cada valor de amplitude de deformação, dando origem ao gráfico da figura 40.

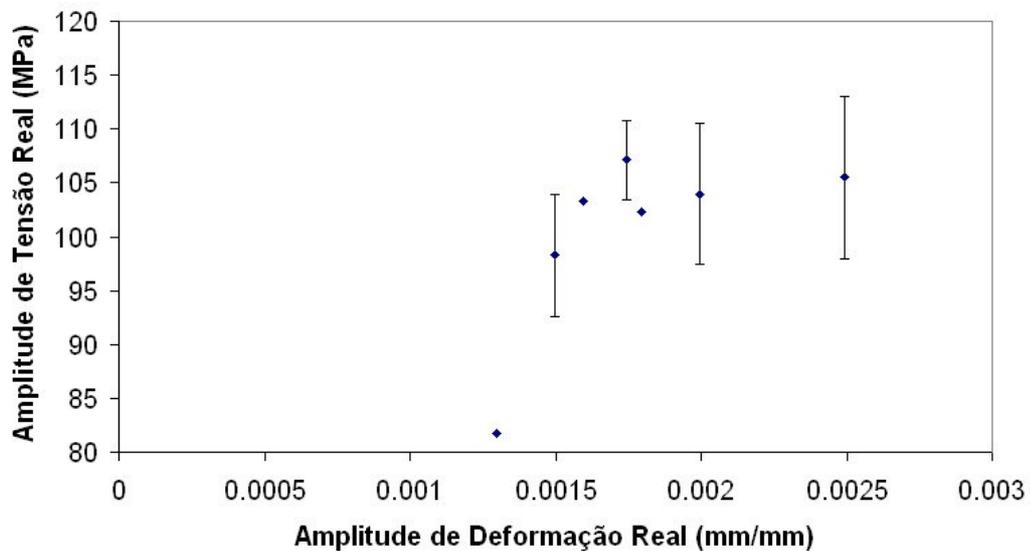


Figura 40: Valores médios das amplitudes de tensões obtidas nos ensaios de cada amplitude de deformação estudada.

Os pontos da figura 40, que retratam o comportamento cíclico do material, foram, então, comparados aos pontos da figura 29, que retratam o comportamento monotônico do material. Todos os pontos do carregamento cíclico apresentaram tensões maiores que as do carregamento monotônico para as mesmas amplitudes de deformação, o que está de acordo com o comportamento de endurecimento cíclico do material, mostrado pelas figuras 31, 32 e 33. A figura 41 mostra a comparação entre os comportamentos cíclico e monotônico do material.

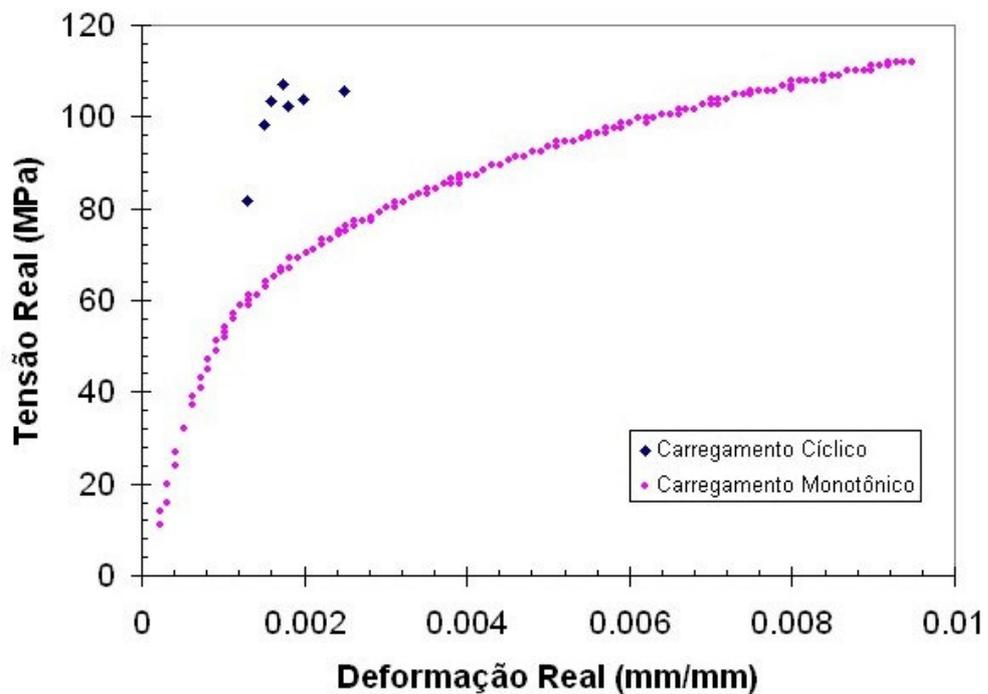


Figura 41: Comparação do comportamento monotônico com o comportamento cíclico do material.

Os valores de H' e n' encontrados a partir da equação da curva média da figura 36 não podem ser considerados confiáveis, devido à dispersão muito grande dos pontos do gráfico. Assim, foi feito o cálculo da amplitude de deformação plástica real e da amplitude de tensão real para os pontos correspondentes a 50% e a 100% da vida total medida em cada ensaio, dando origem às figuras 42 e 43, respectivamente.

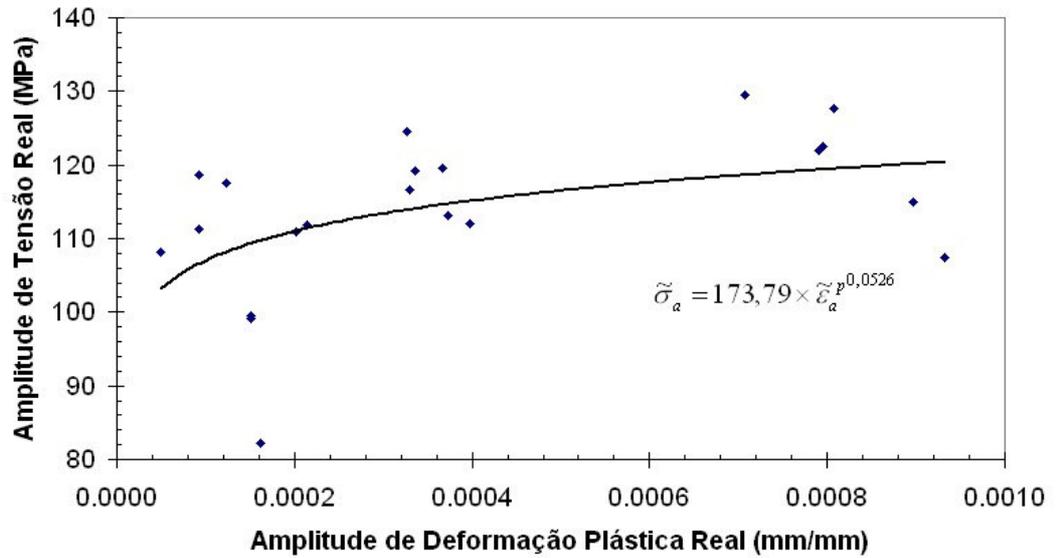


Figura 42: Pontos relacionando os valores de amplitude de tensão real com os valores de amplitude de deformação plástica real em 50% da vida de cada ensaio.

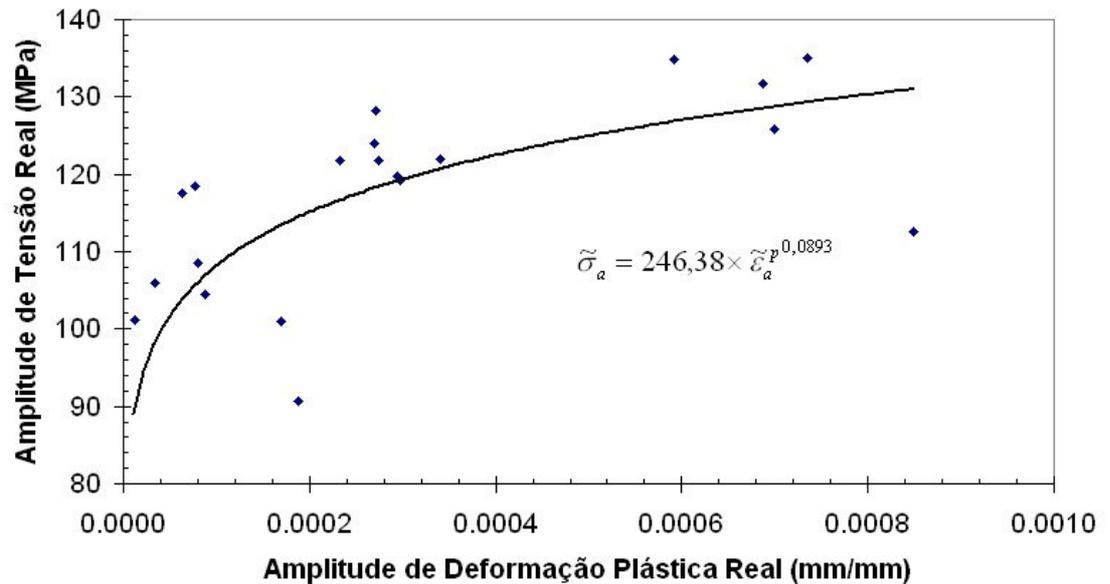


Figura 43 : Pontos relacionando os valores de amplitude de tensão real com os valores de amplitude de deformação plástica real em 100% da vida de cada ensaio.



A dispersão dos pontos nos gráficos das figuras 42 e 43 continua muito grande e, portanto, os valores de H' e n' encontrados continuam não sendo confiáveis. De qualquer forma, abaixo está apresentada a comparação dos valores de H' e n' encontrados nos gráficos com aqueles calculados pelas equações 26 a 29 apresentadas anteriormente.

Fixando os valores de n' encontrados nas figuras 36, 42 e 43, foi montada a Tabela VI, e fixando os valores de b e c da Tabela V, foi montada a Tabela VII:

Tabela VI: Comparação dos valores experimentais e calculados de b e c .

n' experimental	$b_{\text{calculado}}$ (equação 27)	b experimental	$c_{\text{calculado}}$ (equação. 28)	c experimental
0,028	-0,025	-0,057	-0,877	-0,887
0,053	-0,042		-0,790	
0,089	-0,062		-0,692	

Tabela VII: Comparação dos valores experimentais e calculados de n' e H' .

b experimental	c experimental	n' calculado (equação 29)	n' experimental	H' calculado (MPa) (equação 26)	H' experimental (MPa)
-0,057	-0,887	0,064	0,028	153	128
			0,053		174
			0,089		246



Pela comparação das duas tabelas acima, nenhum dos valores coincide, sendo que, considerando os valores de b , c , σ'_f e ε'_f da tabela V (experimentais) corretos, o valor de n' que mais se aproxima do valor calculado pelas equações é o obtido no gráfico da figura 42 (Tabela VII). Por outro lado, o valor de $b_{\text{calculado}}$ que mais se aproxima do valor de b da tabela V (experimental) é aquele obtido quando consideramos o valor de n' da figura 43, enquanto que o valor de $c_{\text{calculado}}$ que mais se aproxima do valor de c da tabela V (experimental) é aquele obtido quando consideramos o valor de n' da figura 36 (Tabela VI).

Assim, não é possível ter certeza sobre os valores de H' e n' , como também não é certo se as equações 26 a 29 podem ser aplicadas ao material estudado.

V.2. Análise fractográfica

Nas figuras 37, 38 e 39 foi possível notar que a principal característica da superfície de fratura é a porosidade, tanto a causada por hidrogênio quanto a interdendrítica. A fratura geralmente se iniciou na superfície do corpo-de-prova, em uma região onde se encontravam estes dois tipos de porosidade, o que foi constatado pela marcas de praia e de rio, situadas ao seu redor.

A microestrutura mais grosseira mostrada nas figuras 40 e 41 mostra que na região onde ocorreu a fratura o resfriamento no processo de fundição foi mais lento do que no restante do material. Uma das conseqüências deste resfriamento mais lento é o aparecimento de vazios interdendríticos na região, devido à contração na solidificação. A outra conseqüência é o aparecimento de uma microestrutura mais grosseira, que afeta



o comportamento mecânico do material de duas maneiras: o maior tamanho das partículas de fase Si favorece a concentração de tensão, enquanto a maior distância existente entre elas e, conseqüentemente, a menor quantidade de contornos de interfase entre fases α e Si gera uma região de menor dureza, preferencial para nucleação de trincas.

A análise por microscopia óptica (figuras 40 e 41) deixa claro que os poros pela dissolução de hidrogênio estão presentes na região da fratura, sendo que estes também ajudam a concentrar tensão, apesar de sua forma arredondada ser menos crítica que a da porosidade interdendrítica.

Deste modo, a fratura por fadiga ocorre preferencialmente em defeitos da microestrutura provenientes do processo de fundição. Provavelmente, a eliminação ou redução da porosidade e uma maior homogeneidade da microestrutura eutética devem aumentar a vida em fadiga em um dado carregamento.



VI. CONCLUSÕES

Do presente trabalho, conclui-se que:

- 1) As dimensões dos corpos-de-prova fornecidos, por estarem fora da norma ASTM E606-92, limitam os ensaios de fadiga a baixas amplitudes de deformação, devido à flambagem que ocorre para amplitudes maiores.
- 2) A liga estudada, sob carregamento cíclico, endurece até a ruptura, não apresentando estabilização da tensão.
- 3) A microestrutura do material estudado é bastante refinada, tornando-se mais grosseira em regiões específicas, onde o resfriamento do processo de fundição foi mais lento, o que resulta em locais preferenciais para a ocorrência de trincas.
- 4) As regiões onde a fratura ocorre apresentam porosidades, tanto as resultantes da dissolução de hidrogênio no banho fundido (poros arredondados) quanto a porosidade interdendrítica, devido à contração na solidificação. Tais porosidades concentram tensões, colaborando, assim, para a falha do material sob carregamento cíclico nestes locais.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASM HANDBOOK, 1998, vol.2 “Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials”, ASM International _ The Materials Information Society, Ohio, USA, 10. ed., pp. 125-151.
2. ASM HANDBOOK, 1992, vol. 3 “Alloy phase diagrams”, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, pp. 2.52.
3. ASM HANDBOOK, 1985, vol. 8 “Mechanical testing”, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 9.ed., pp. 21.
4. ASM HANDBOOK, 1985, vol. 9 “Metallography and microestruturas”, ASM International _ The Materials Information Society, Ohio, USA, 9. ed., pp. 357-360.
5. ASM Handbook, 1998, vol.15, “Casting”, ASM International_The Materials Information Society, USA, 9.ed., pp 276.
6. ASM HANDBOOK, 1996, vol.19 “Fatigue and Fracture”, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2.ed., pp. 227-249.
7. ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994, “Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM International, Materials Park, Ohio,USA, 3.ed., pp. 199-230.
8. BEER, F.P.; JOHNSTON, E.R., 1995, “Resistência dos Materiais”, Makron Books Ltda, São Paulo, Brasil, 3. ed., cap. 2.
9. CALLISTER Jr, W.D., 2002, “Ciência e engenharia de materiais: uma introdução”, LTC, Rio de Janeiro, Brasil, 5. ed., cap.6 . (A)



10. CALLISTER Jr, W.D., 2002, “Ciência e engenharia de materiais: uma introdução”, LTC, Rio de Janeiro, Brasil, 5. ed., pp. 146-156. (B)
11. DIETER, G. E., 1981, “Metalurgia Mecânica”, Guanabara Koogan, S.A., Rio de Janeiro, Brasil, 2. ed., pp.282-292.
12. DOWLING, N.E., 1999, “Mechanical behavior of materials”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2. ed., pp. 112-115. (A)
13. DOWLING, N.E., 1999, “Mechanical behavior of materials”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2. ed., cap. 9. (B)
14. DOWLING, N.E., 1999, “Mechanical behavior of materials”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2. ed., cap. 12. (C)
15. DOWLING, N.E., 1999, “Mechanical behavior of materials”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2. ed., pp. 649-654. (D)
16. GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A. dos, 2000, “Ensaio dos materiais”, LTC, Rio de Janeiro, Brasil, pp.8-30.
17. GARCÍA-HINOJOSA, J.A.; GONZÁLEZ, C.R.; GONZÁLEZ, G.M.; HOUBAERT, Y. “Structure and properties of Al-7Si-Ni and Al-7Si-Cu cast alloys nonmodified and modified with Sr”, Journal of Materials Processing Technology 143-144, 2003.
18. HATCH, J.E., 1998, “Aluminum properties and physical metallurgy”, American Society for Metals, Ohio, USA, 8. ed., pp. 200-211, 338-347.
19. HERTZBERG, R.W., 1996, “Deformation and fracture mechanisms of engineering materials”, John Wiley & Sons, Inc., USA, 4. Ed, cap.12.



20. JOYCE, M.R.; STYLES, C.M.; REED, P.A.S. “Elevated temperature short crack fatigue behaviour in near eutectic Al-Si alloys”, *International Journal of Fatigue* 25, 2003.
21. MATWEB, 2003, <http://www.matweb.com>, consultado em 09 de julho de 2003.
22. METALS HANDBOOK, 1973, vol.8, “Metallography, structures and phase diagrams”, American Society for Metal, Materials Park, Ohio, USA, 8. ed., pp.124-126.
23. MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K., 1999, “Mechanical behavior of materials”, Prentice Hall, New Jersey, USA, cap. 14.
24. POLMEAR, I.J., 1981, “Light Alloys _ Metallurgy and materials science”, Edward Arnold, London, England, 1. ed., pp. 110-123.
25. SAMANS, C.H., 1949, “Engineering metals and their alloys”, The Macmillan Company, New York, USA, 1.ed., pp. 589-591.
26. STEPHENS, R.I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R.R.; FUCHS, H.O., 2001, “Metal fatigue in Engineering”, John Wiley & Sons, Inc, USA, 2.ed., cap. 3.
(A)
27. STEPHENS, R.I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R.R.; FUCHS, H.O., 2001, “Metal fatigue in Engineering”, John Wiley & Sons, Inc, USA, 2.ed., cap. 5.
(B)
28. SURESH, S., 1998, “Fatigue of materials”, Cambridge Press: Boston, United Kingdom, 2. ed, cap. 7 e 8.



29. YI, J.Z.; GAO, Y.X.; LEE, P.D.; FLOWER, H.M.; LINDLEY, T.C. “Scatter fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 aluminum-silicon alloys”, Metallurgical and Materials Transactions, v. 34A, setembro de 2003, pp. 1879-1890.
30. Norma ASTM E606-92 – Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing.

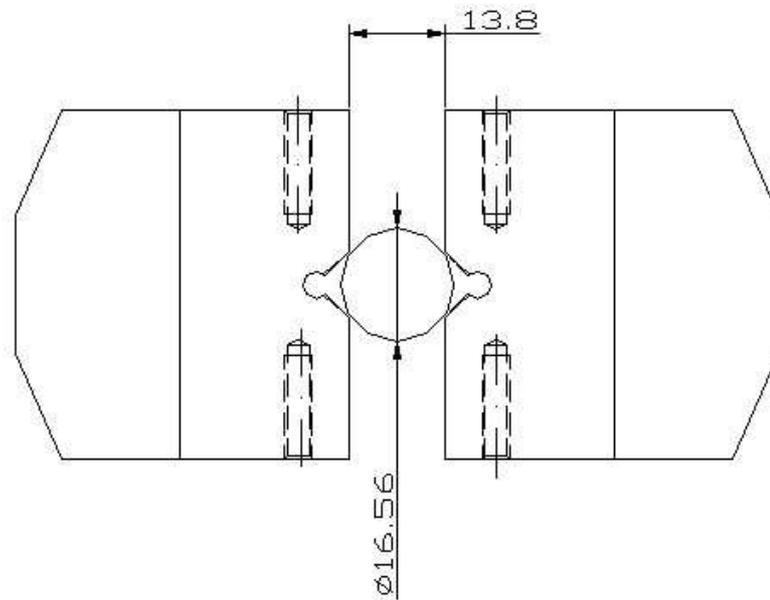


Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

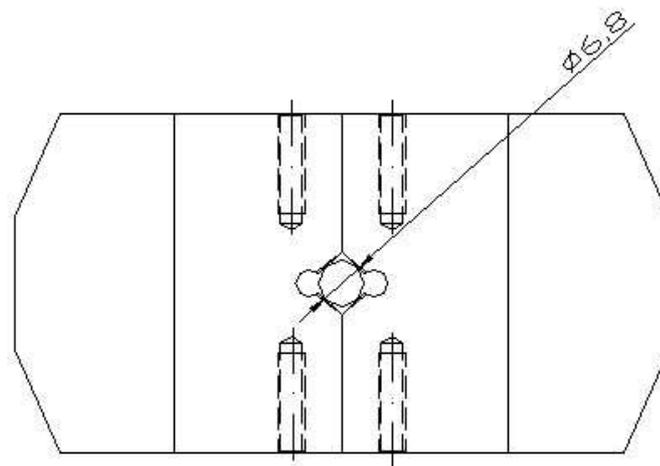
ANEXO

Devido ao tamanho reduzido dos corpos-de-prova disponíveis, foi necessária a fabricação de garras especiais para a máquina de ensaios MTS. Os desenhos referentes às dimensões das garras e aos limites de distância nos quais elas podem ser utilizadas se encontram nas páginas seguintes.

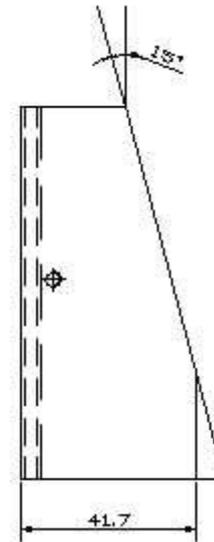
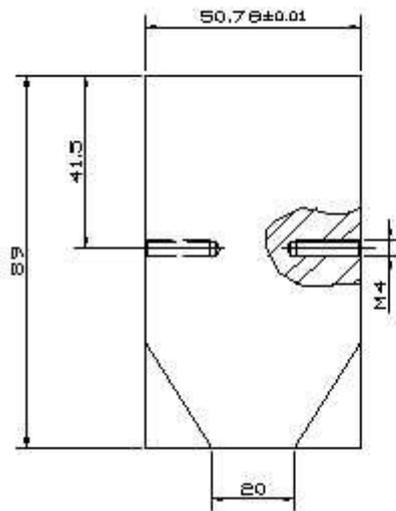
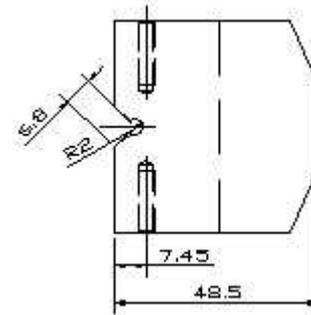
GARRAS COM DISTANCIAMENTO MÁXIMO



GARRAS COM DISTANCIAMENTO MÍNIMO



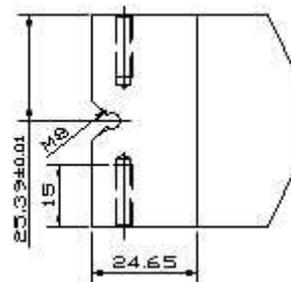
GARRA PARA MÁQUINA DE ENSAIOS MTS



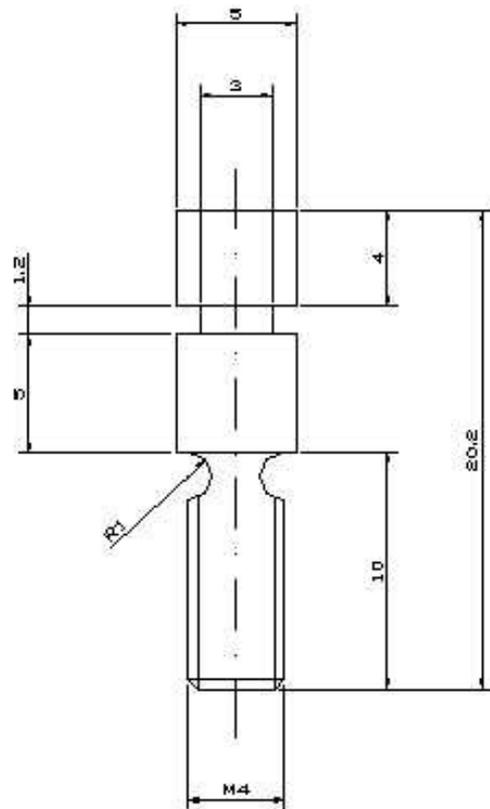
Material:

- Aço ABNT 4140 temperado e revenido para 50-52 HRC.
- Superfície cromada.

4 peças



PINOS PARA GARRA



Material:

- Aço ABNT 4140 temperado e revenido para 50-52 HRC.
- Superfície cromada.

8 peças