

# Fadiga isotérmica em ligas de ferro fundido cinzento para discos de freio automotivos

Mauricio Angeloni

Dissertação apresentada à  
Área Interunidades: Física,  
Química e Ciência e  
Engenharia de Materiais,  
da Universidade de São  
Paulo, para obtenção do  
título de Mestre em Ciência  
e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho 

**USP/IFSC/SBI**

São Carlos – 2005



**8-2-001717**

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

Angeloni, Mauricio

“Fadiga isotérmica em ligas de ferro fundido cinzento para discos de freio automotivos”

Mauricio Angeloni – São Carlos, 2005

Dissertação (Mestrado) – Interunidades, Física, Química e Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, 2005 – páginas: 132

Área: Interunidades: Física, Química e Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Waldek W. Bose filho

1. Discos de freio automotivos; 2. Ferro fundido cinzento.

1. Fadiga isotérmica em ligas de ferro fundido cinzento para discos de freio automotivos.



Universidade de São Paulo

Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 - 13560-970 - São Carlos, SP • Fone (16) 273-9589 • Fax (16) 273-9777



Fone (16) 3373-9589 - Fax (16) 3373-9777

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE MAURÍCIO ANGELONI, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 08/12/2005.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (Orientadora e Presidente)

Prof. Dr. Tomaz Toshimi Ishikawa - UFSCar

Dr. Marcelo Tadeu Milan - EESC / USP



**A minha família, amigos e  
a todos que me ajudaram  
nesta empreitada.**

## **AGRADECIMENTOS**

- Ao Prof. Dr. Waldek W.Bose. Filho, pela incansável e competente orientação e, também, pelo apoio, amizade e confiança, sem o que esse trabalho não teria sido realizado.
- Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli pela confiança e discernimento.
- Aos Eng<sup>os</sup> Omar Maluf e Marcelo Milan pelas informações e discussões que foram de grande valia para o projeto.
- Aos amigos do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, pelo inestimável apoio nos momentos mais difíceis.
- Aos técnicos pelo incentivo na busca do conhecimento.

# SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	ii
LISTA DE TABELAS .....	iv
LISTA DE ABREVIATURAS .....	v
LISTA DE SÍMBOLOS .....	v
RESUMO .....	vii
ABSTRACT .....	viii
1-INTRODUÇÃO .....	9
2-REVISÃO DA LITERATURA .....	14
2.1 LIGAS .....	14
2.1.1 FERRO FUNDIDO CINZENTO .....	17
2.2 DIFUSIVIDADE .....	18
2.3 RESISTÊNCIA A ABRASÃO .....	22
2.4 FADIGA ISOTERMICA .....	25
2.4.1 LIMITE DE FADIGA E VIDA EM FADIGA .....	33
2.4.2 COMPORTAMENTO DOS MATERIAIS EM TEMPERATURAS ELEVADAS .....	39
2.4.3 RESISTÊNCIA À FADIGA EM TEMPERATURAS ELEVADAS .....	40
2.4.4 INTERAÇÃO FADIGA-FLUÊNCIA .....	41
2.4.5 DANO E INÍCIO DE TRINCAS EM TEMPERATURAS ELEVADAS .....	43
2.4.5.1 MICROMEKANISMOS DE DANO .....	43
2.4.5.2 DESLIZAMENTO CÍCLICO .....	43
2.4.5.3 CAVITAÇÃO POR FLUÊNCIA .....	44
2.4.5.4 ESCORREGAMENTO DE CONTORNO DE GRÃO .....	46
2.4.5.5 INCLUSÕES E PRECIPITADOS .....	47
2.4.5.6 OXIDAÇÃO E CORROSÃO .....	48
3-OBJETIVOS .....	50
4-MATERIAIS E MÉTODOS .....	51
4.1- MATERIAIS .....	51
4.2- MÉTODOS EXPERIMENTAIS .....	53
4.2.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO E FADIGA .....	53
4.2.2 ENSAIO DE IMPACTO .....	56
4.2.3 ENSAIO DE DUREZA .....	57
5-RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	58
5.1- COMPOSIÇÃO QUÍMICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	58
5.2- ENSAIO DE DUREZA .....	62
5.3- ENSAIO DE IMPACTO .....	62
5.4- ENSAIO DE TRAÇÃO .....	64
5.5- ENSAIO DE FADIGA ISOTÉRMICA .....	70
5.5.1 EFEITO DA TEMPERATURA .....	71
5.5.2 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	76
5.5.2.1 CARBONO EQUIVALENTE .....	76
5.5.2.2 ELEMENTOS DE LIGA .....	80
6-CONSIDERAÇÕES FINAIS .....	83
7-CONCLUSÃO .....	84
8-ANEXOS .....	86
9-REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	128

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Primeiro automóvel de que se têm notícias. (Brembo 1997).....	9
Figura 2. Resultado do trabalho do capitão D. Galton (1878) usando um simulador de frenagem especial na roda de aço de um trem. (Peter J. Blau 2001).....	11
Figura 3. Comportamento do coeficiente de atrito com a variação na percentagem de Titânio. (Brembo 1997).....	15
Figura 4. Micrografia de um ferro fundido cinzento mostrando trincas se propagando na matriz através dos veios de grafita (Milan et al 2004).....	17
Figura 5. Ferro fundido cinzento com os veios de grafita em matriz perlítica. Ataque: Nital 2%. (Milan et al 2004)	19
Figura 6. Ferro fundido vermicular. Ataque: Nital 2%. (Milan et al 2004).....	19
Figura 7. Ferro fundido nodular em uma matriz perlítica mostrando a estrutura conhecida por “olho de boi”, que consiste em nódulos de grafita circundados por ferrita livre (branca). Ataque: Nital 2%. (Milan et al 2004).....	19
Figura 8. Aumento da difusividade térmica à temperatura ambiente em função do carbono equivalente (CE) (Hecht 1996).....	21
Figura 9. Apresentação esquemática da caracterização da morfologia do veio de grafita através de programas computacionais, onde P é o perímetro, X o eixo maior, Y o eixo menor, L o comprimento real e A a área (Hecht 1996).....	22
Figura 10. Superfície de fratura de um componente fraturado por mecanismo de fadiga (NEMAF).....	27
Figura 11. Relação entre o número de veios de grafita, razão de propagação da trinca e quantidade adicionada de níquel. (Yamabe et al 2002).....	31
Figura 12. Relação entre o comprimento médio da trinca e o número de ciclos no teste simulado. (Yamabe et al 2002).....	32
Figura 13. Relação entre o comprimento médio da trinca e o número de ciclos em teste de frenagem de alta velocidade no componente. (Yamabe et al 2002).....	32
Figura 14. Curvas S-N típicas para ferro, níquel e suas ligas. A1: Fe-10%Ni revenida (estrutura CCC); A2: Fe-3%Ni-0,5%Ti (estrutura CCC); B3: Ni (estrutura CFC); B4: Ni-15%Fe (estrutura CFC) (NEMAF).....	33
Figura 15. Tensão verdadeira em função do número de reversos em escala bilogarítmica (Dieter 1981).....	36
Figura 16. Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica (Dieter 1981).....	37
Figura 17. Amplitude da deformação em função do número de reversos em escala bilogarítmica (Dieter 1981).....	38
Figura 18. (a) Esquema de carregamento em fadiga balanceado, lento-rápido e rápido-lento. (b) Mapa dos mecanismos de vida em fadiga como função da temperatura (para valores fixos de variação não linear de deformação e frequência) para carregamento lento-rápido em fluência-fadiga (RIEDEL, 1987).....	45
Figura 19. Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trincas por fadiga (SURESH, 1998).....	49
Figura 20. Variação da deformação plástica em função da vida para liga AISI A286 em ar e vácuo com variação da frequência e temperatura (COFFIN, 1973).....	49
Figura 21. Bloco “Y” segundo norma ASTM A476/476M.....	52
Figura 22. Visão geral do aparato de ensaios mostrando o forno de indução e a máquina servo-hidráulica MTS 810.....	54
Figura 23. Sistema de garras, pirômetro infravermelho e extensômetro para os ensaios de fadiga isotérmica.....	54
Figura 24. Desenho do corpo de prova para os ensaios de tração.....	55
Figura 25. Desenho do corpo de prova para ensaios de fadiga isotérmica.....	55
Figura 26. Ilustração dos corpos de prova utilizados nos ensaios.....	56
Figura 27. Visão geral da máquina instrumentada para ensaios de impacto.....	56
Figura 28. Desenho do corpo de prova para ensaios de impacto Charpy.....	57
Figura 29. Visão geral da máquina de medições de dureza.....	57
Figura 30. Foto micrografia da liga A sem ataque. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 5, segundo a norma ASTM247-1990.....	59
Figura 31. Foto micrografia da liga D sem ataque. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 4, segundo a norma ASTM247-1990.....	60
Figura 32. Foto micrografia da liga A com ataque nital 2%. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 5, segundo a norma ASTM247-1990.....	60
Figura 33. Foto micrografia da liga D com ataque nital 2%. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 4, segundo a norma ASTM247-1990.....	61
Figura 34. Gráfico comparativo de Impacto das sete ligas de ferro fundido cinzento.....	63
Figura 35. Gráfico Comparativo dos Ensaios de Tração a 25°C.....	64
Figura 36. Gráfico Comparativo dos Ensaios de Tração a 300°C.....	65
Figura 37. Gráfico Comparativo dos Ensaios de Tração a 600°C.....	65
Figura 38. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas A e B.....	67
Figura 39. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas C e D.....	68
Figura 40. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas A e C.....	68
Figura 41. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas E e G.....	69

Figura 42. Gráfico comparativo de $\sigma_E$ versus CE das sete ligas de ferro fundido cinzento para as três temperaturas.	69
Figura 43. Histerese	71
Figura 44. Gráfico Comparativo da Amplitude de Deformação-Vida para temperatura de 25°C	72
Figura 45. Gráfico Comparativo da Amplitude de Deformação-Vida para temperatura de 300°C	73
Figura 46. Gráfico Comparativo da Amplitude de Deformação-Vida para temperatura de 600°C	73
Figura 47. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão-Vida para temperatura de 25°C	75
Figura 48. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão-Vida para temperatura de 300°C	75
Figura 49. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão-Vida para temperatura de 600°C	76
Figura 50. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e F	77
Figura 51. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e G	78
Figura 52. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e D	78
Figura 53. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas D e G	79
Figura 54. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas F e G	79
Figura 55. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e B	81
Figura 56. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas C e D	81
Figura 57. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e C	82
Figura 58. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas E e G	82
Figura 59. Gráfico da Amplitude de Deformação Total -Vida para a Liga A	86
Figura 60. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga B	87
Figura 61. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga C	87
Figura 62. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga D	88
Figura 63. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga E	88
Figura 64. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga F	89
Figura 65. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga G	89
Figura 66. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga A na Temperatura de 25°C	90
Figura 67. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga A na Temperatura de 300°C	91
Figura 68. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga A na Temperatura de 600°C	91
Figura 69. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga B na Temperatura de 25°C	92
Figura 70. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga B na Temperatura de 300°C	92
Figura 71. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga B na Temperatura de 600°C	93
Figura 72. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga C na Temperatura de 25°C	93
Figura 73. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga C na Temperatura de 300°C	94
Figura 74. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga C na Temperatura de 600°C	94
Figura 75. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga D na Temperatura de 25°C	95
Figura 76. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga D na Temperatura de 300°C	95
Figura 77. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga D na Temperatura de 600°C	96
Figura 78. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 25°C	96
Figura 79. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 300°C	97
Figura 80. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 600°C	97
Figura 81. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga F na Temperatura de 25°C	98
Figura 82. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga F na Temperatura de 300°C	98
Figura 83. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 600°C	99
Figura 84. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga G na Temperatura de 25°C	99
Figura 85. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga G na Temperatura de 300°C	100
Figura 86. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga G na Temperatura de 600°C	100
Figura 87. Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga A	101
Figura 88. Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga B	102
Figura 89. Gráfico da Amplitude Tensão-Vida para a Liga C	102
Figura 90. Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga D	103
Figura 91. Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga E	103
Figura 92. Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga F	104
Figura 93. Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga G	104
Figura 94. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga A	105
Figura 95. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga B	106
Figura 96. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga C	106
Figura 97. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga D	107
Figura 98. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga E	107
Figura 99. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga F	108
Figura 100. Gráfico de Tensão-Deformação da Liga G	108
Figura 101. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,2%	109

Figura 102. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,3%.....	110
Figura 103. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,4%.....	110
Figura 104. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,5%.....	111
Figura 105. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,2%.....	111
Figura 106. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,3%.....	112
Figura 107. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,4%.....	112
Figura 108. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,5%.....	113
Figura 109. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,2%.....	113
Figura 110. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,3%.....	114
Figura 111. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,4%.....	114
Figura 112. Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,5%.....	115
Figura 113. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura ambiente.....	116
Figura 114. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura ambiente.....	116
Figura 115. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura ambiente.....	117
Figura 116. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura ambiente.....	117
Figura 117. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura ambiente.....	118
Figura 118. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura ambiente.....	118
Figura 119. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura ambiente.....	119
Figura 120. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 300°C.....	119
Figura 121. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 300°C.....	120
Figura 122. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 300°C.....	120
Figura 123. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 300°C.....	121
Figura 124. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 300°C.....	121
Figura 125. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 300°C.....	122
Figura 126. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 300°C.....	122
Figura 127. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 300°C.....	123
Figura 128. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 300°C.....	123
Figura 129. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 600°C.....	124
Figura 130. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 600°C.....	124
Figura 131. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 600°C.....	125
Figura 132. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 600°C.....	125
Figura 133. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 600°C.....	126
Figura 134. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 600°C.....	126
Figura 135. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 600°C.....	127
Figura 136. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 600°C.....	127

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composições químicas nominais em uso, % em peso (Norma-GME-05002). .....	16
Tabela 2. Efeito endurecedor dos elementos de liga em solução sólida na ferrita (Milan et al 2004). .....	24
Tabela 3. Composição química (% peso) (J Yamabe et al. 2002). .....	29
Tabela 4. Propriedades físicas e mecânicas (J Yamabe et al. 2002). .....	29
Tabela 5. Parâmetros microestruturais (J Yamabe et al. 2002). .....	30
Tabela 6. Composições químicas nominais (% em peso) especificadas. ....	51
Tabela 7. Faixas de dureza especificadas. ....	52
Tabela 8. Resultados das análises químicas .....	58
Tabela 9. Carbonos Equivalentes.....	58
Tabela 10. Classificação das ligas A e D segundo a norma ASTM247-1990.....	61
Tabela 11. Média das medições de dureza.....	62

Tabela 12. Propriedades mecânicas das sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C. ....	70
Tabela 13. Classificação das sete ligas de ferro fundido cinzento. ....	83

## LISTA DE ABREVIATURAS

Amb. = Temperatura Ambiente.  
 ASM = American Society for Metals  
 ASTM = American Society for Testing and Materials.  
 BS = British standart.  
 CCC = Cúbica de corpo centrado.  
 CE = Carbono equivalente.  
 CFC = Cúbica de face centrada.  
 Coef. = Coeficiente.  
 GME = General Motors Européia.  
 Hv = Dureza Vickers  
 MTS = Mechanical Test System.

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\dot{\epsilon}_c$  = Taxa de deformação crítica.  
 $\Delta\epsilon_e / 2$  = Amplitude de deformação elástica.  
 $\Delta\epsilon_p / 2$  = Amplitude de deformação plástica.  
 $\Delta\epsilon_t / 2$  = Amplitude de deformação total.  
 $\sigma_a$  = Amplitude de tensão real cíclica.  
 $\sigma_f$  = coeficiente de resistência à fadiga.  
 $\delta_g$  = Espessura do contorno de grão.  
 $\sigma_y$  = Tensão limite de escoamento do material.  
 $2N_f$  = é o número de reversos.  
 b = Expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin.  
 c = Expoente de ductilidade à fadiga.  
 $Da/dN$  = Taxa de propagação da trinca.  
 $D_b$  = Coeficiente de difusão do contorno de grão.  
 $d_g$  = Tamanho de grão.

$d_p$  = Tamanho médio das partículas.

$E$  = Módulo de elasticidade.

$f_b$  = Fração em volume de partículas nucleadoras de cavidade no contorno de grão.

$k$  = Constante de Boltzman.

$N_f$  = Vida a fadiga.

$T$  = Temperatura absoluta (K).

$\nu_c$  = Frequência.

$\epsilon$  = Deformação.

$\epsilon'_f$  = Coeficiente de ductilidade à fadiga.

$\sigma$  = Tensão.

$\Omega$  = Volume atômico.



## **Fadiga isotérmica em ligas de ferro fundido cinzento para discos de freio automotivos.**

### **RESUMO**

Para caracterizar componentes usados em aplicações de alta responsabilidade não basta apenas conhecer a composição química e os resultados de ensaios de tração, impacto e dureza, pois estes podem não fornecer os subsídios necessários que permitam prever, de maneira confiável, o comportamento dos componentes nas condições reais de trabalho. Exemplo disto são os discos de freio submetidos a tensões térmicas e mecânicas relativamente altas durante seu uso normal e altíssima se for exigido um uso acima do normal (frenagem brusca). Durante a desaceleração por frenagem severa (em frações de segundo) a temperatura pode chegar a valores próximos de 600°C. Esta variação de temperaturas provoca choques térmicos que podem gerar trincas e/ou uma grande quantidade de deformação plástica no rotor do disco. Desconsiderando a presença de choques térmicos, ainda assim, uma pequena quantidade de ciclos de frenagem, com desaceleração brusca, são consideradas como os principais causadores de pequenas trincas no rotor e ao longo do disco de freio. Isso indica que o surgimento de trincas em discos de freio deve ser considerado um problema de fadiga termomecânica de baixo ciclo. Até o presente as montadoras têm especificado os materiais para fabricação de discos de freio baseadas apenas em resultados de ensaios convencionais, que não representam, de fato, a realidade das solicitações a que o componente é submetido. A proposta deste trabalho é determinar as propriedades de fadiga isotérmica através de ensaios de fadiga de baixo ciclo para as sete diferentes ligas de ferro fundido cinzento utilizadas na fabricação de discos de freio automotivos pela indústria nacional. Os ensaios de fadiga isotérmica serão realizados a 300° e 600° C e as curvas de tensão e deformação em função da vida serão obtidas para cada uma das ligas. A análise microestrutural nos corpos de prova, após os ensaios de fadiga, servirá para revelar a influência da morfologia e quantidade de grafita e da matriz (perlítica) sobre as propriedades. Os resultados destes ensaios ajudarão a estabelecer modelos precisos de previsão de vida para os discos de freio, bem como a geração de um banco de dados relativo às ligas mais empregadas na GMB. Este projeto de caráter tecno-científico permitirá o desenvolvimento mais rápido do produto com maior confiabilidade e, além disto, deverá trazer benefícios comerciais importantes porque se buscará reduzir o número de ligas metálicas usadas atualmente.

Palavras Chave: Fadiga isotérmica; Ferro fundido cinzento; Trincas; Caracterização.

## **Isothermal fatigue in cast iron alloys for automotive brake discs**

### **ABSTRACT**

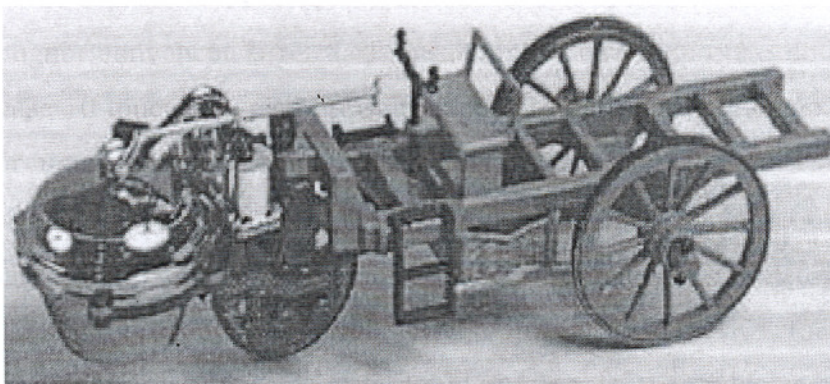
In order to characterize mechanical components used in high responsibility applications, the knowledge of chemical composition and results from regular experiments such as traction, impact and hardness tests is important, but not sufficient. They can not supply the necessary informations that permit anticipating, in a reliable way, the components' behavior in actual working conditions. As an example, there are brake discs submitted to mechanical and thermal tensions that are relatively high during the in service use, and very high in same very demanding condition. During a very sudden deceleration the braking condition (in a fraction of seconds), the temperature may reach 600°C. This temperature variation causes thermal shocks which may generate cracks and/or a wide ranging of plastic deformation in the disk. Even not considering the thermal shock effects, a short number of brake cycles, with a severe deceleration, are considered the main cause of small cracks in the rotor and throughout the brake disc. This indicates that the generation of cracks in brake discs may be considered as low cycle thermomechanical fatigue problem. So far the automotive industries have specified materials for brake discs production based only on conventional results which do not represent, in fact, the reality of the actual loading conditions that the component is submitted. The purpose of this study is determine the isothermal fatigue property (low cycle fatigue) of seven different gray cast iron alloys used for brake discs used mostly by the national automotive industries. Isothermal fatigue experiments will be carried out at room, 300 and 600° C temperatures, and the curves Strain (or stress) versus Life will be obtained for each alloy. The microstructural analysis, from the tested specimens, were used to reveal the morphology and amount of graphite and phases present in the matrix, as well as their influence on the mechanical properties. These results will be used for brake's materials selection and for a database generation at GMB.

**Key Words:** Isothermal Fatigue; Gray molten iron; Cracks; Characterization.

## 1- INTRODUÇÃO

Foi no final do século XIX, com o desenvolvimento dos trens e início da fabricação dos automóveis, que surgiu a necessidade de se desenvolver um mecanismo para a frenagem dos mesmos. O propósito deste aparato (freio) é desacelerar um veículo transformando energia cinética em energia térmica pelo atrito e dissipando o calor para o ambiente.

Quando se fala na história do automóvel, esta teve início em 1700 quando Nicholas Cugnot convenceu o rei da França a financiar seu projeto de um veículo pesando quase 10 toneladas, para arrastar as peças da artilharia de então. O veículo, movido por uma caldeira a vapor, desenvolvia velocidade de 10 Km/h, mas o inventor, na sua viagem inaugural, descobriu que não pensara sobre como parar seu "monstrengo". Assim ocorreu o primeiro acidente automobilístico de que se tem notícia, dado que o pesado carro derrubou um muro. Por esse motivo, foi afastado da corte e morreu na miséria, porém, o mérito de seu trabalho não pode ser desprezado. O veículo de Cugnot, mostrado na Figura 1, está preservado até hoje no Museu do Automóvel de Torino, Itália.



**Figura 1.** Primeiro automóvel de que se têm notícias. (Brebo 1997)

Por volta do ano de 1886, na Alemanha, Gottlieb Daimler e Carl Benz mudariam a história do mundo para sempre, pois desenvolveram, de maneira independente, os primeiros protótipos dos automóveis à combustão interna, que começaram a ser fabricados efetivamente por volta de 1896. Esta invenção

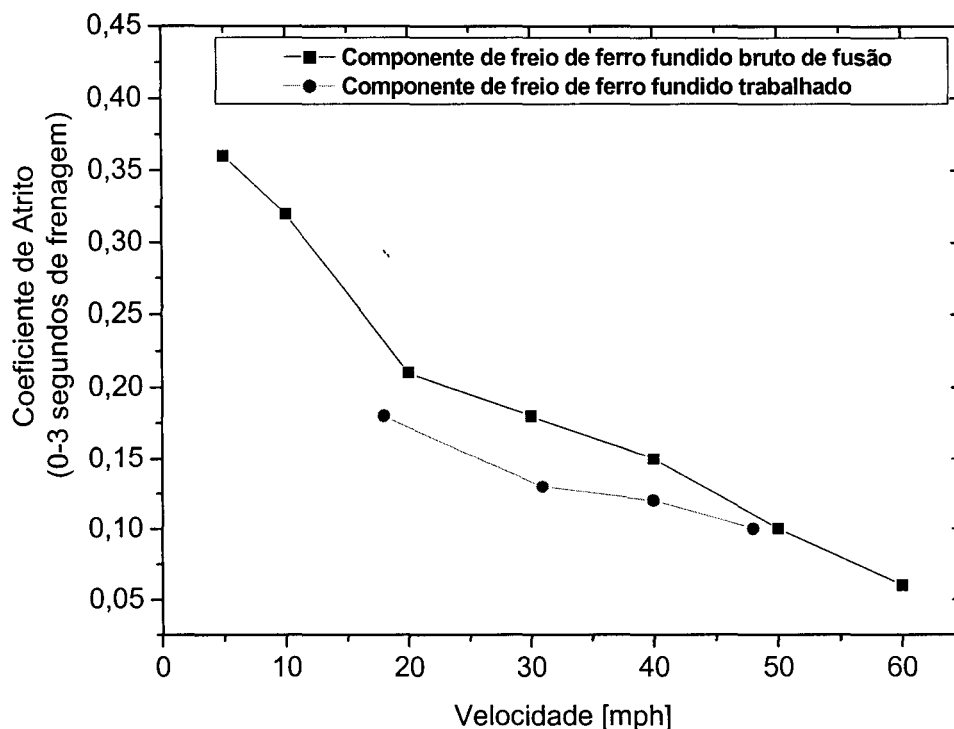
desencadeou a reboque o desenvolvimento dos diversos componentes do automóvel, dentre eles o sistema de freio.

Nos Estados Unidos, em 1890, de acordo com Hugles (1971), o americano Elmer Ambrose Sperry (1860-1930) inventou um freio que se assemelhava com o atual disco eletromagnético (Sperry 1894 e 1896). O disco, conhecido como freio magnético era colocado em contato com um outro disco (disco de freio) para aplicar um torque de frenagem. Ele notou que aquele torque de frenagem era parcialmente devido as correntes de Foucault e parcialmente ao atrito entre os discos.

Segundo Nicholson (1995), o inventor do primeiro material usado no revestimento dos freios foi Herbert Froad em 1897. O material era feito a base de algodão impregnado com uma solução de betume e foi usado tanto em rodas de vagão de trem como nos primeiros automóveis. Sua invenção conduziu a fundação da Ferodo Company, uma empresa que até hoje fabrica materiais para freio.

A história registra o uso de muitos tipos de materiais diferentes para freios (materiais de fricção). Por exemplo, usava-se madeira e couro nos freios dos vagões de trem. Ainda hoje, muitos materiais de freio contêm elementos de base orgânica, tais como polímeros e fibras vegetais.

Com o desenvolvimento do transporte ferroviário, a tecnologia dos materiais de freio para trabalhar com altas cargas e velocidades também se desenvolveu e começaram a ser realizadas as primeiras experiências de frenagem, como por exemplo, com freios de ferro, por volta de 1900 (Figura 2).



**Figura 2.** Resultado do trabalho do capitão D. Galton (1878) usando um simulador de frenagem especial na roda de aço de um trem. (Peter J. Blau 2001)

Um dos primeiros aparatos para frenagem com discos de freio de que se têm notícias é creditado ao engenheiro inglês Frederick Willian Lanchester (1868-1946), que patenteou o produto (Clark 1995 e Harper 1998). Em sua patente (Lanchester 1902), descreve o disco de freio como sendo um disco de metal, em formato de folha, rigidamente conectado a cada uma das rodas traseiras do veículo. Para frear o mesmo tem sua borda pressionada por um par de garras.

Este período também evidenciou o desenvolvimento de novas tecnologias para frenagem. Por exemplo, de acordo com Newcomb e Spurr (1989), as empresas Mercedes e Renault introduziram; em 1903, variantes em seus protótipos do que viriam a ser os atuais freios a tambor.

Abaixo uma seqüência cronológica do aparecimento dos materiais mais comuns usados em freios, segundo Nicholson (1995):

- Ferro fundido sobre aço → usado em blocos e outros componentes do freio de vagões ferroviários → 1870;
- Algodão ou cabelo (correias) → roda de carroça e primeiros automóveis → 1897;
- Tecido de asbesto com bronze e outros fios para aumentar a resistência e desempenho → caminhões e automóveis → 1908;
- Partículas de bronze com carvão betuminoso de baixo teor de cinzas, produzidos com reforço interno de fibras curtas de crisolita, → caminhões e automóveis → 1926;
- Material moldado a partir de uma mistura seca de pós-metálicos para substituir o frágil bloco de freio de ferro fundido nos trens elétricos - metrô de Londres → 1930;
- Resina flexível desenvolvida com elementos aglutinantes de formulação mais complexa → reforço de freios a tambor → 1930;
- Metal ligado com resina → aplicação na indústria de aeronaves → 1950;
- Fibras de vidro, de minerais, metálicas, de carbono e, também sintéticas para dar aos semi-metais desempenho melhor que o dos amiantos (início da discussão sobre a segurança do amianto) → automóveis e caminhões → 1960;
- Compostos sem amianto → freios a tambor e equipamentos para o carro → 1980;
- Sugestão do uso de fibra de carbono → freios automotivos → 1991.

É desnecessário dizer que os projetos dos primeiros freios de Lanchester (1902) e Sperry (1895) foram substancialmente modificados durante o século XX, em particular, quanto aos materiais usados e métodos de atuação que foram sendo melhorados. Até o início da segunda guerra mundial, em 1938, o desenvolvimento dos sistemas de frenagem ocorreu de maneira lenta e gradual. A partir de então, de acordo com Haper (1998) houve um rápido e consistente avanço motivado pela demanda da indústria da aviação. Para as aeronaves, foram desenvolvidos discos de

freio do tipo-embreagem (clutch-type), onde o contato, das pastilhas com o disco, ocorria em uma região anular, que se estendia sobre a maior parte da região angular do disco e este contato é o que gerava o atrito. O conceito é diferente do usado, atualmente, nos discos de freio tipo-ponto (spot-type) de veículos de passeio onde o contato ocorre na região média superior do disco.

Idealmente, os materiais a serem utilizados em sistemas de frenagem devem atender as seguintes exigências: boa condutividade térmica; boa resistência a corrosão; baixo ruído; baixo peso; longa durabilidade; atrito estável; baixa taxa de desgaste e boa relação custo/benefício.

Para atender as propriedades requeridas, muitas vezes é necessário combinar muitos materiais com diversas formas e dimensões. Hoje em dia, existem mais de 2000 tipos de materiais diferentes que são usados em componentes de freio comerciais (Weintraub 1998).

A evolução dos discos de freio do tipo-ponto (spot-type) em automóveis pode ser traçada pelo desenvolvimento da Corporação Dunlop, Girdling, e Lockheed em 1950 (Harper 1998 e Newcomb 1969), cujos discos eram muito similares àqueles usados nos automóveis hoje em dia.

A geometria, a dimensão e a composição química dos freios afetam o fluxo de calor, a durabilidade, as características de ruídos e a facilidade de manutenção afetam o desempenho dos dois tipos principais de sistemas de freios existentes, a tambor e a disco.

Comparados com os sistemas de freios a tambor, os sistemas de freio a disco tem resistência superior ao desgaste e são de manutenção mais fácil, principalmente em função de sua geometria (Halderman e Mitchell 2000). Dentre os vários componentes dos sistemas de freio este estudo deverá ater-se somente ao disco e sua evolução nas últimas décadas. Para o leitor interessado em um conhecimento mais profundo dos sistemas de frenagem automotiva como um todo, recomenda-se o livro de Halderman e Mitchell 2000.

## 2- REVISÃO DA LITERATURA

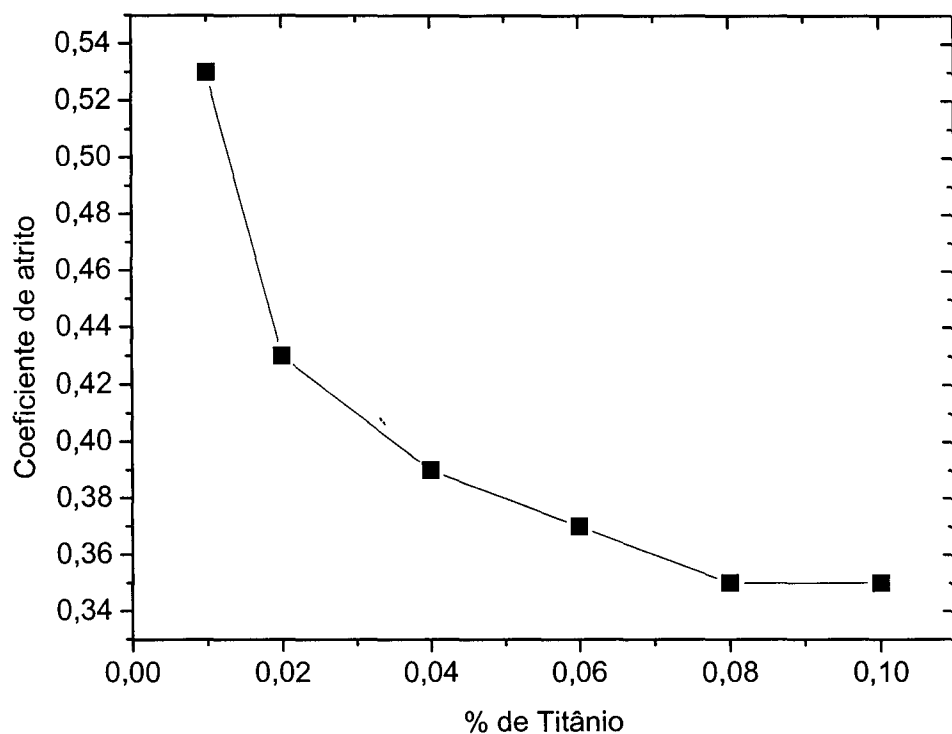
### 2.1 LIGAS

Como já visto, as duas principais funções de um disco de freio são a transmissão de uma considerável força mecânica e a dissipação do calor produzido na operação. Para carros de passeio a temperatura de trabalho, dependendo da severidade e do número de frenagens, pode estar situada entre a temperatura ambiente e, em alguns casos até 700° C. Esta grande faixa acaba por gerar altos gradientes de temperatura no disco, o que ocasiona problemas de fadiga térmica. No entanto, o componente também está sujeito à ação de uma carga mecânica cíclica aplicada pela pastilha durante a frenagem e também devido aos gradientes térmico e as restrições físicas do componente, contribuindo para o desgaste do mesmo. Portanto, em condições reais de trabalho o disco está sujeito a uma solitação de fadiga termomecânica e não apenas térmica (Mackin 2002).

De um ponto de vista teórico, vários materiais seriam capazes de atender a solitação. No entanto, por razões de melhor estabilidade de comportamento, custo da matéria prima e facilidade comparativa de produção, o ferro fundido é um material muito usado (Brembo 1997).

Usam-se outros tipos de materiais para frenagens a partir de altas solitações em que o componente é submetido a altíssimas temperaturas. Por exemplo, materiais compósitos com matriz de carbono são empregados na produção de discos de freio para carros de competição e aeronaves. Apresentam excelente desempenho a quente, mas o custo de fabricação e a forma de utilização os inviabiliza para uso em veículos automotivos comuns. Outro exemplo são os discos de freio de ferro fundido com adição de titânio, elemento que aumenta a resistência do componente, mas diminui o valor do coeficiente de atrito, o que pode ser um grande problema quando se tem uma curta distância de frenagem. A Figura 3 ilustra a queda no coeficiente de atrito com o aumento na porcentagem de titânio no disco (Brembo 1997).





**Figura 3.** Comportamento do coeficiente de atrito com a variação na porcentagem de Titânio.  
(Brembo 1997)

Ligas de alumínio contendo carbeto de silício também podem ser usadas, pois possuem baixa densidade. No entanto, apesar do menor peso, estas ligas não dissipam tão bem o calor como, por exemplo, o ferro fundido cinzento. Para utilizá-las a saída seria aumentar a área superficial do componente o que, no mínimo, reduziria a vantagem de seu menor peso (Mackin 2002).

Portanto, comparativamente, os ferros fundidos são os materiais preferidos na confecção de componentes dos sistemas de frenagem e são classificados, geralmente, da seguinte maneira: cinzentos, nodulares, vermiculares, maleáveis e brancos.

As ligas de ferro fundido cinzento são aquelas que apresentam, atualmente, a melhor relação custo/benefício para uso em discos de freio automotivos principalmente naqueles utilizados nos veículos mais populares.

Para a produção dos diversos tipos de ferro fundido a carga metálica a ser fundida, normalmente, é composta de gusa (minério de ferro reduzido), sucatas

ferrosas e elementos de liga, tais como ferro silício, ferro manganês, ferro cromo, ferro níquel dentre outros.

Todos os elementos de liga tendem a aumentar a resistência mecânica, sendo os mais eficientes, nesse sentido, o vanádio, o molibdênio e o cromo. Por exemplo, as ligas mais usadas para fabricação de discos de freio pela General Motors do Brasil, são ferros fundidos cinzentos, com ou sem adição de elementos químicos, conforme pode ser observado na Tabela 1.

Como resultado, as ligas de ferro fundido cinzento, dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento, apresentam microestruturas com o carbono na forma de veios de grafita sobre matrizes que podem ser ferríticas, ferríticas-perlíticas e perlíticas.

**Tabela 1.** Composições químicas nominais em uso, % em peso (Norma-GME-05002).

Elementos	Ligas Metálicas			
	A	B	C	D
%C	3,20	3,20	3,60	3,70
	3,60	3,60	3,80	3,90
%Si	1,90	1,90	1,80	1,75
	2,40	2,40	2,20	1,95
%Mn	0,60	0,60	0,60	0,50
	0,90	0,90	0,80	0,80
%P	Max	Max	Max	Max
	0,20	0,10	0,10	0,10
%S	Max	Max	Max	Max
	0,12	0,10	0,12	0,13
%Cr	-	0,25	0,10	Max
	-	0,40	0,25	0,20
%Mo	-	0,40	0,30	Max
	-	0,50	0,60	0,10
%Cu	-	-	0,30	Max
	-	-	0,45	0,40

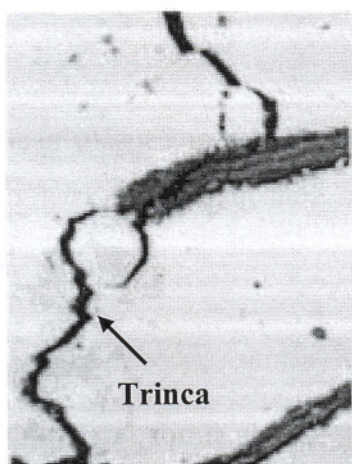
### 2.1.1 FERRO FUNDIDO CINZENTO

O ferro fundido cinzento é o mais antigo e comum dos tipos de ferro. O nome foi assim atribuído, pois sua fratura exhibe um tom acinzentado, devido ao carbono na forma de veios de grafita numa matriz de ferrita, perlita ou uma mistura de ambas. A fluidez do ferro fundido cinzento líquido e sua expansão durante a solidificação, devido à formação da grafita, fazem deste o metal ideal para produção econômica de peças complexas, livres de rechupes pois sua contração durante a solidificação é muito baixa, tomemos como exemplo os blocos de motores de combustão interna.

A grafita na forma de veios, como apresentada na Figura 4, é a controladora do comportamento mecânico deste tipo de material. A forma de veios da grafita funciona como um intensificador de tensão, provocando a nucleação prematura de trincas nas suas extremidades e deformação plástica localizada. Esse comportamento faz com que este tipo de ferro fundido não apresente, quando solicitado em tração, o regime de proporcionalidade entre a tensão e a deformação, ou seja, a lei de Hooke não se aplica.

$$\sigma = E.\varepsilon \quad \text{Eq. (1)}$$

Entretanto, apesar da grafita na forma de veios proporcionar o acúmulo de tensões em suas extremidades, ela proporciona ao material excelente usinabilidade, capacidade de amortecimento de vibrações e auto-lubrificação.



**Figura 4.** Micrografia de um ferro fundido cinzento mostrando trincas se propagando na matriz através dos veios de grafita (Milan et al 2004).

## 2.2 DIFUSIVIDADE

Os ferros fundidos são materiais indicados para a produção de discos de freio porque, além do baixo custo de produção, possuem excelente condutividade térmica, o que facilita a dissipação do calor gerado pela fricção da pastilha de freio contra si durante a frenagem, e capacidade de amortecer vibrações, características primordiais para este tipo de componente.

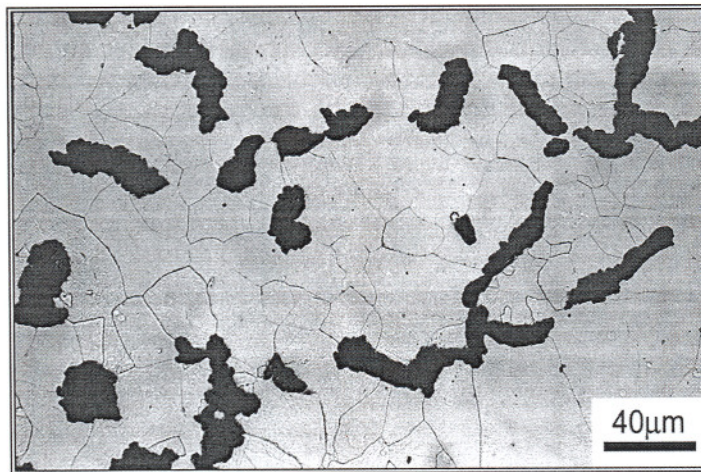
Uma das maneiras de se melhorar a propriedade do material de transferir calor é aumentar sua difusividade térmica. Esta descreve a taxa de propagação do calor durante o processo transiente, e também é um parâmetro fundamental para o projeto de freios. A difusividade térmica pode ser usada para calcular a condutividade térmica que é uma medida intrínseca de quão bem o material transmite calor. Discos de freio com condutividade térmica melhorada apresentam aumento na resistência a trincas térmicas (Jimbo 1990), possibilitando aumento no seu tempo de vida útil, ou seja, se a característica do ferro fundido cinzento de transportar calor puder ser aumentada sem sacrificar outros critérios objetivos, o desempenho do disco pode ser melhorado. Os principais fatores que influenciam a transferência de calor nos ferros fundidos são a distribuição, o tamanho e a morfologia da fase grafita, pois os veios de grafita possuem condutividade térmica muito maior que as matrizes. A condutividade térmica do ferro fundido é tanto maior quanto maior for a razão entre a sua área superficial da grafita e seu respectivo volume. Portanto, ferros fundidos com a grafita na forma de nódulos são piores condutores do que aqueles com a grafita em forma de vermículos, que por sua vez são piores que aqueles com a grafita na forma de veios.

Nas Figuras de 5 a 7 pode-se ver a microestrutura dos três tipos de ferro fundido (Milan et al 2004).

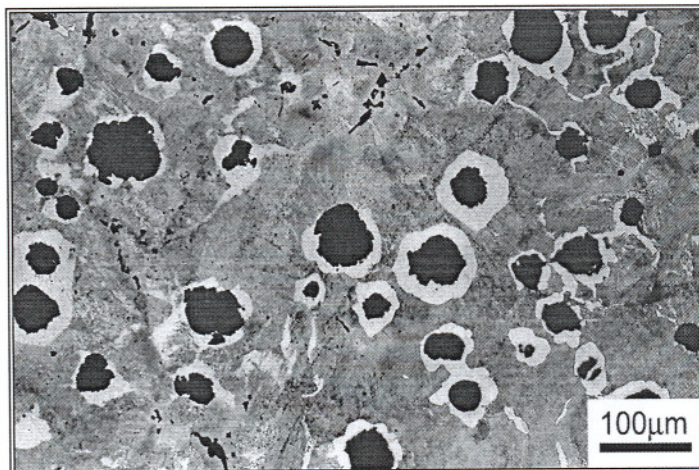




**Figura 5.** Ferro fundido cinzento com os veios de grafita em matriz perlítica. Ataque: Nital 2%. (Milan et al 2004)



**Figura 6.** Ferro fundido vermicular. Ataque: Nital 2%. (Milan et al 2004)



**Figura 7.** Ferro fundido nodular em uma matriz perlítica mostrando a estrutura conhecida por “olho de boi”, que consiste em nódulos de grafita circundados por ferrita livre (branca). Ataque: Nital 2%. (Milan et al 2004)

Em 1983 o trabalho de Okamoto et al. relata que a condutividade térmica do ferro fundido é proporcional à forma dos veios de grafita (ou nódulos de grafita).

Em 1990 Jimbo et al. descrevem o benefício de usar ferro fundido com alta condutividade térmica em discos de freio. No entanto, a mudança nas características de fricção tais como o valor do coeficiente de atrito e a quantidade de partículas geradas pela fricção, avaliadas como uma função da microestrutura do ferro cinzento tem sido pouco discutida na literatura. Em particular, pouca atenção tem sido dada para a correlação entre a quantidade relativa de fases no ferro cinzento e o desempenho sob fricção.

Em 1999 Hecht et al. observaram que a difusividade térmica do ferro fundido cinzento é influenciada por uma sutil mudança na composição química e apresentaram uma relação linear entre difusividade térmica e carbono equivalente (ou comprimento máximo dos veios de grafita), conforme pode ser visto na Figura 8. Notaram, também, que em ferros fundidos cinzentos a difusividade diminui com o aumento da temperatura até 500°C. Acima desta temperatura, diminui a diferença observada na difusividade das ligas que tem valores similares em 500°C. Estes dados sugerem que difusividades altas e benefícios térmicos podem ser alcançados através do controle do processo de fundição de discos de freio em ferro fundido cinzento, com veios de grafita mais longos.

A Figura 8 mostra que tanto para amostras tiradas do componente (disco) como para aquelas obtidas a partir dos blocos padrão fundidos existe um ponto positivo que é a dependência quase linear da difusividade térmica com o aumento do carbono equivalente (CE), onde:

$$CE = \%C + \frac{1}{3}(\%Si + \%P) \quad \text{Eq. (2)}$$

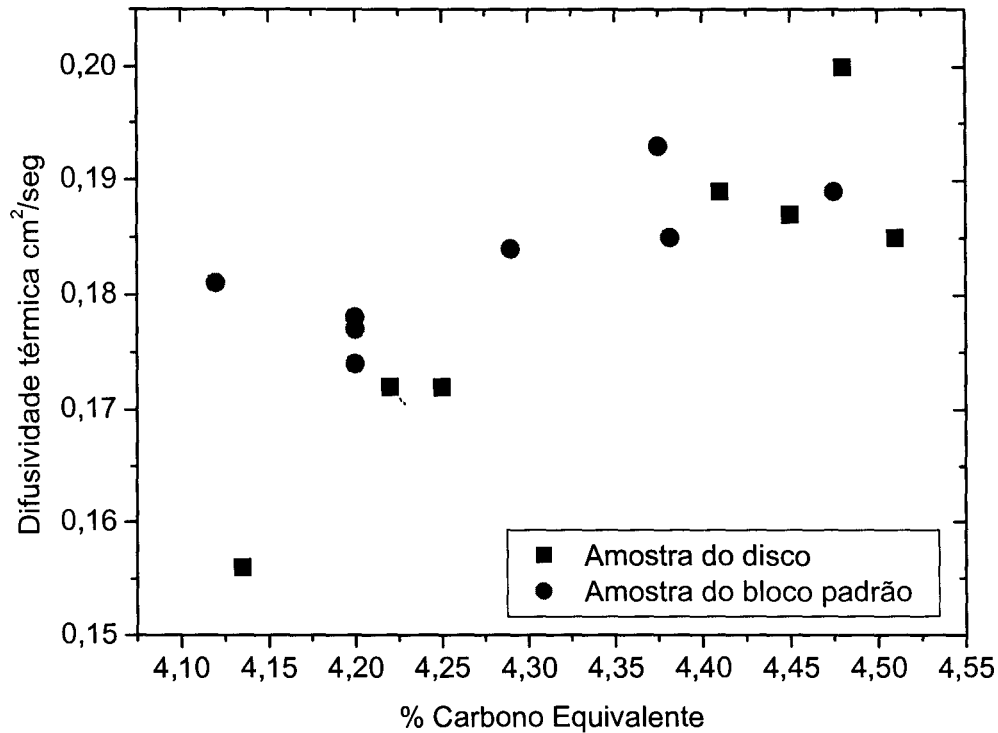


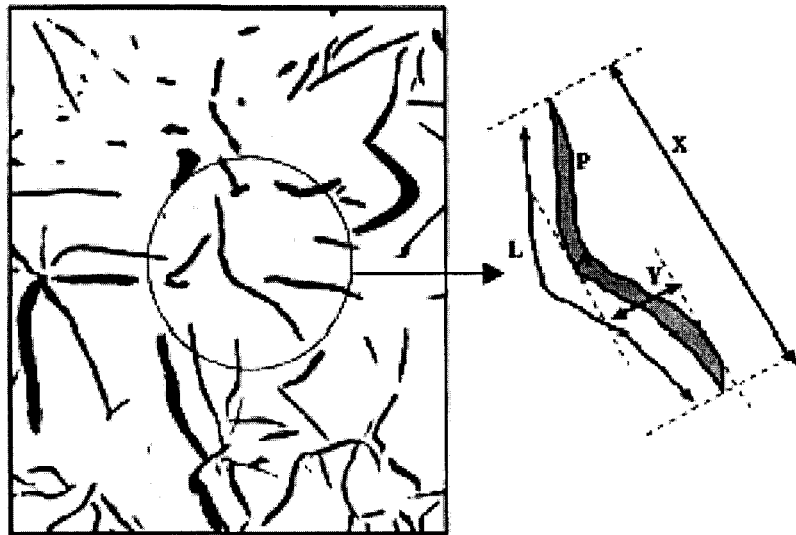
Figura 8. Aumento da difusividade térmica à temperatura ambiente em função do carbono equivalente (CE) (Hecht 1996).

A dependência linear era esperada, pois aumentar o percentual de C ou CE é a maneira mais rápida de melhorar a grafitação no ferro fundido cinzento. Em amostras de disco de freio ocorreu um aumento de 25% na difusividade com um aumento de 0,40% no CE (Jimbo 1990, Okamoto 1983 e Hecht 1996).

A taxa de solidificação influi na morfologia dos veios de grafita, portanto diferentes configurações nos moldes de fundição, tais como número de machos, tipo de areia de moldagem e processo ou novo projeto do componente pode resultar em modificação, ainda que pequena, na morfologia dos veios de grafita.

Sabendo como a morfologia da grafita influi na transferência de calor, pode-se avaliar como uma variação de processo durante a fundição dos discos pode alterar seus desempenhos, pois como já foi visto uma propriedade tridimensional importante para a transferência de calor é a relação área superficial da grafita/volume. Hoje em dia existem programas de computador, que através da análise de imagens

bidimensionais são capazes de medir os parâmetros morfológicos dos veios de grafita, dividindo o perímetro (P) pela área (A) por ele encerrada, como pode ser visto na Figura 9.



**Figura 9.** Apresentação esquemática da caracterização da morfologia do veio de grafita através de programas computacionais, onde P é o perímetro, X o eixo maior, Y o eixo menor, L o comprimento real e A a área (Hecht 1996).

Sabe-se, também, que quanto maior o comprimento dos veios, maior a difusividade e a condutividade (Okamoto 1983 e Yamada 1998). O valor da difusividade da fase ferrita é maior que o da microestrutura perlítica. Desta maneira, com o que já foi visto, se poderia concluir que a melhor liga de ferro fundido para a produção de discos de freio seria uma de cinzento que apresentasse veios de grafita mais longos sobre uma matriz ferrítica. Isto não é verdade pois além do tipo da matriz influenciar pouco a difusividade (Palmer 1960 e Fitzgeorge 1959), o disco tem que apresentar, para a função a que se destina, uma boa resistência mecânica, principalmente à abrasão.

### **2.3 RESISTÊNCIA A ABRASÃO**

A maioria dos discos de freio usados nos chamados carros de passeio é produzida com ferros fundidos cuja microestrutura apresenta veios de grafita sobre matriz perlítica. A perlita por ser composta de lamelas da fase ferrita intercaladas com



lamelas da fase cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), muito dura, é um microconstituente que confere à matriz maior dureza e ao componente, por consequência, maior resistência mecânica (Palmer 1960 e Omerod 1978).


Para evitar que componentes produzidos a partir de ligas de ferro fundido cinzento, com composições químicas idênticas, apresentem propriedades mecânicas diferentes é necessário que a taxa de solidificação seja a mesma, de forma que não se altere a microestrutura. Para tanto os parâmetros de moldagem, fusão e vazamento devem ser rigorosamente controlados a cada nova produção.

Caso as composições químicas venham ser alteradas, através da adição de elementos de liga, modificar-se-ão as propriedades mecânicas. Resumindo, para se alterar as propriedades mecânicas dois fatores são de vital importância: velocidade de resfriamento e composição química.

Apesar de ser possível produzir ferros fundidos de boa qualidade, sem adição de elementos de liga, apenas controlando com rigor o carbono, livre e combinado; os teores de silício e manganês e a técnica de fabricação, é usual a adição de elementos de liga para a obtenção não só de maiores resistências com o carbono equivalente mais elevado, como também porque as microestruturas resultantes são menos susceptíveis à variação da espessura das peças. Praticamente todos os elementos de liga tendem a aumentar a resistência à tração e a dureza, sendo os mais eficientes, nesse sentido, para o ferro fundido cinzento, o manganês, o vanádio, o molibdênio, o cromo e o cobre. O Mn promove a formação de microestrutura perlítica, aumentando a resistência mecânica e a dureza; o V é forte formador de perlita e refinador de grafita; o Mo aumenta a resistência mecânica a quente, à fluência e à corrosão; o Cr aumenta a resistência à abrasão e à corrosão e o Cu é um forte estabilizador da perlita.

O efeito de endurecimento provocado por elementos de liga em solução sólida na ferrita pode ser visto na Tabela 2.

**Tabela 2.** Efeito endurecedor dos elementos de liga em solução sólida na ferrita (Milan et al 2004).

Elemento	Efeito endurecedor
C, N	
P	
Si	
Ti	
Al	
Cu	
Mn	
Mo	
V	
Ni	
Cr	

Observa-se que apesar de todos os elementos aumentarem a dureza da liga, aqueles que formam soluções sólidas intersticiais, têm este efeito mais pronunciado que os substitucionais.

Além da forma direta, através de formação de solução sólida e de precipitados de segunda fase, os elementos de liga podem atuar indiretamente no aumento da resistência através do refino de grão, dessulfurando ou globulizando sulfetos, estabilizando carbonetos, desgaseificando e, ainda, aumentando a temperabilidade do material.

(Rhee et al. 1972) mostrou que a mudança na composição química do disco afeta fortemente as propriedades mecânicas e a taxa de desgaste do revestimento e do disco, sugerindo que o disco foi quimicamente ativado com o revestimento durante a frenagem.

(Libsch e Rhee 1979) relataram os efeitos da variação na composição química sobre o desgaste do disco. Mostraram que pequenas mudanças no nível dos elementos de liga mudaram o nível de desgaste do revestimento e do disco.

(Anderson 1992) relatou que veios de grafita finos reduzem o desgaste do disco e do revestimento.

(Zhang et al. 1993) estudaram as propriedades tribológicas do ferro fundido em termos da concentração de fósforo e morfologia da grafita e observaram que um ferro fundido contendo fósforo e com morfologia da grafita compacta (vermicular), apresentou alto coeficiente de atrito e baixa perda de massa por desgaste.

(Cho et al 2003) investigaram as características do ferro fundido cinzento em relação às quantidades de fase, grafita e ferrita, e do microconstituente perlita, controlando a microestrutura, pela variação na quantidade de carbono (carbono equivalente) e velocidade de resfriamento. Eles notaram que a quantidade de ferrita livre e de perlita no disco de ferro cinzento não afeta o coeficiente de atrito. E mais, observaram um aumento do coeficiente de atrito com o aumento percentual da área de grafita, pois, como esta é mais mole do que a matriz, ela sofre um desgaste maior o que gera pequenos vazios, aumentando assim a rugosidade da superfície e consequentemente o coeficiente de atrito.

## **2.4 FADIGA ISOTERMICA**

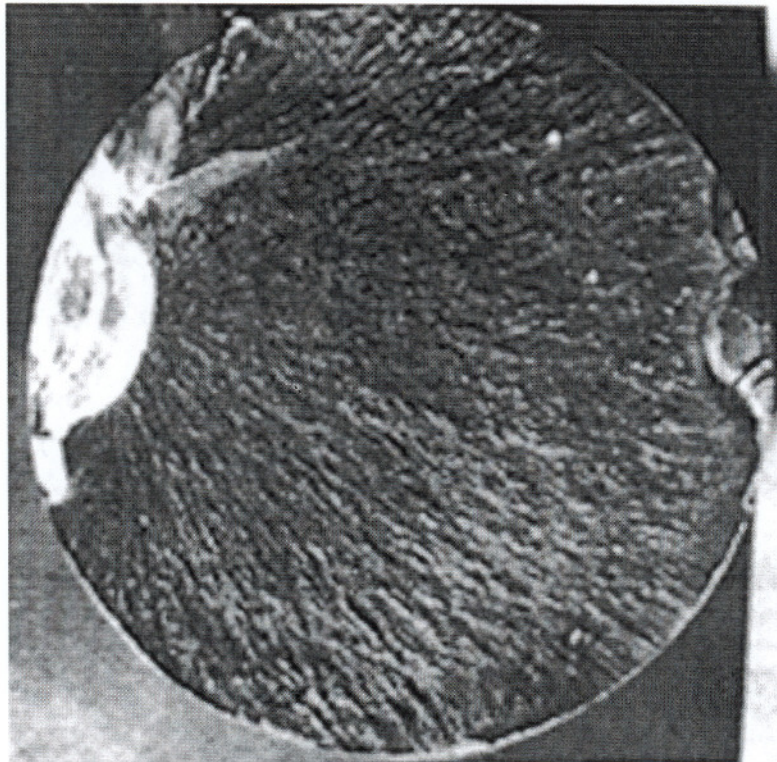
É conhecido que a forma e as propriedades físicas do disco de freio podem afetar a frenagem e causar problemas tais como: vibração; perda de material durante a frenagem; e ruído (Metzler 1990 e Rhee 1972). Isto acontece porque as propriedades físicas do ferro fundido cinzento tais como a condutividade térmica, o amortecimento de vibrações, o coeficiente de expansão térmica e o calor específico, mudam de acordo com as fases presentes no ferro fundido cinzento (Okamoto 1983 e Chapman 1982).

Durante as últimas décadas uma grande atenção tem sido dada no sentido de melhorar o desempenho dos discos de freio no que diz respeito ao seu comportamento quando do atrito com as pastilhas de freio. Este grande esforço levou ao desenvolvimento de materiais tais como: ligas não ferrosas de cobre, compósitos de matriz alumínio e, atualmente, os compósitos de carbono (Rhee 1970 e Wycliffe 1993).

No entanto, o ferro fundido cinzento continua sendo muito usado em discos de freio automotivos pois, conforme já visto, além de apresentar boas propriedades físicas e mecânicas, é de fácil fabricação e baixo custo. Faz-se necessário, no entanto, uma caracterização mais minuciosa destas ligas, principalmente quanto a resistência à fadiga para determinar qual delas é mais adequada para a operação de frenagem dado que, com a melhoria no desempenho dos caminhões e veículos de passeio, há um crescente aumento na demanda por melhoria tecnológica nos discos de freio.

Como, talvez, a parte mais importante de um sistema de freio a disco seja o próprio disco de freio, este é submetido, dentre outros esforços, a três tipos de fadiga: térmica, onde o componente é submetido apenas a variações bruscas de temperatura sem nenhum carregamento; isotérmica, onde a temperatura é constante e o carregamento variável; e termomecânica (em fase ou fora de fase), onde as temperaturas e o carregamento são variáveis. A mais importante por melhor representar a realidade das solicitações a que o disco é submetido durante o processo de frenagem é a fadiga termomecânica.

É sabido, desde 1830, que um metal submetido a carregamentos cíclicos ou flutuantes pode fraturar, mesmo em níveis de tensões menores do que a tensão limite de escoamento, como mostrado na Figura 10.



**Figura 10.** Superfície de fratura de um componente fraturado por mecanismo de fadiga (NEMAF).

Por volta de 1871, o engenheiro alemão A. Wöhler realizou a primeira investigação sistemática do comportamento à fadiga dos eixos ferroviários. Realizou ensaios de fadiga em modelos de tamanho natural e, também, em corpos de prova pequenos submetidos a carregamentos cíclicos de flexão, torção e tração-compressão, utilizando vários tipos de materiais.

Os resultados foram registrados em termos da tensão convencional em função do logaritmo do número de ciclos, o qual se tornou conhecido como curva  $\sigma$ -N ou curva de Wöhler.

A curva  $\sigma$ -N é geralmente determinada utilizando-se determinadas quantidades de corpos de prova segundo recomendações das normas ASTM E466 (1996), ASTM E468 e ASTM E739 (1991). Estas recomendam, dentre outras coisas, uma quantidade mínima de corpos de prova para cada nível de tensão ensaiado. O número de corpos de prova é determinado pelo grau de precisão exigido do ensaio e quanto mais numerosos, maior a precisão, ou seja, depende do tipo de utilização que se vá dar aos resultados.

Outra recomendação que deve ser seguida diz respeito a ocorrência de grandes espalhamentos nos valores dos resultados obtidos em ensaios de fadiga que são causados, normalmente, por um dos três fatores enumerados abaixo:

- (1) confecção dos corpos de prova com não conformidades,
- (2) condições de ensaios inadequadas
- (3) heterogeneidade do material.

Pelo menos os dois primeiros podem ser evitados através de cuidados recomendados por normas e/ou técnicas experimentais adequadas.

Voltando ao assunto dos discos de freio, aqueles sujeitos a elevadas tensões térmicas, como o dos caminhões, requerem materiais que ofereçam maiores resistências à fadiga térmica. Nestes casos, ferros fundidos cinzentos contendo níquel, cromo e molibdênio têm sido usados (Yamabe 2002), como por exemplo os utilizados pela Mitsubishi Motors que tem 12% de níquel, mais cromo e molibdênio (Sakamoto 1993). Todavia a desvantagem do uso destas ligas é, sem dúvida, o alto custo.

(J Yamabe et al. 2002) estudaram a possibilidade de produzir discos de caminhões com uma liga de ferro fundido de menor custo e alta resistência à fadiga térmica. Utilizaram protótipos de diferentes ligas com quantidades variáveis de elementos e em algumas foi inoculado cério. Verificaram a relação entre a resistência à fadiga térmica do material, suas propriedades físicas e mecânicas e a correspondente microestrutura. Notaram que a razão de propagação da trinca é menor quanto maior for a quantidade de grafita distribuída em uma matriz com grãos refinados e que o número de veios de grafita na microestrutura aumenta com a adição de níquel e alguma inoculação de cério. Observaram também que o limite de fadiga térmica de um disco de freio não é muito afetado pelo número de ciclos antes da iniciação da trinca, mas sim depois do seu início. A partir deste estudo foi desenvolvida uma liga para disco de freio de baixo custo (B) equivalente a liga atualmente usada (A).

Nas Tabelas 3, 4 e 5 e nas Figuras 11, 12 e 13, encontram-se os resultados obtidos por (J Yamabe et al. 2002). Nota-se que na Tabela 3, na liga proposta, o teor de níquel é menos da metade daquele encontrado na liga usual, o que faz com que a

liga desenvolvida tenha um custo mais baixo em função do altíssimo preço deste elemento.

**Tabela 3.** Composição química (% peso) (J Yamabe et al. 2002).

	C	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	S	Ce
A	3,35	2,16	1,25	0,32	0,30	0,32	0,023	-
B	3,36	1,92	0,58	0,50	0,37	0,50	0,050	0,023

O efeito do Cério pode ser observado na Tabela 4, onde o valor da resistência à tração da liga desenvolvida é quase 52% maior do que a liga usual, sem prejuízo para os valores de condutividade e expansão térmica.

**Tabela 4.** Propriedades físicas e mecânicas (J Yamabe et al. 2002).

		A	B
Resistência a tração (Mpa)	Amb.	290	440
	500 <sup>o</sup> C	205	320
Condutividade térmica(W/m. <sup>o</sup> C)	Amb.	45,8	43,8
	500 <sup>o</sup> C	37,2	37,2
Coef. Expansão térmica (10 <sup>-5</sup> / <sup>o</sup> C)	100 ~	1,32	1,33
	500 <sup>o</sup> C		

Na Tabela 5, observa-se que o único valor cuja diferença é significativa é o de dureza da matriz, em que o da liga B é bem maior do que o da A, confirmando inclusive a tendência apresentada na resistência à tração.

**Tabela 5.** Parâmetros microestruturais (J Yamabe et al. 2002).

	A	B
Dureza da Matriz (Hv)	301	394
Número de células Eutéticas/cm <sup>2</sup>	318	288
Comprimento médio da trinca (µm)	53	57
% de área de grafita	21,6	19,9
Número de veios de grafita/mm <sup>2</sup>	200	153

Abaixo, na Figura 11 é possível observar que quanto maior o número de veios de grafita menor é taxa de propagação da trinca e que quanto maior a adição de níquel maior o número de veios de grafita tanto para a liga sem inoculação de cério como para aquela inoculada.



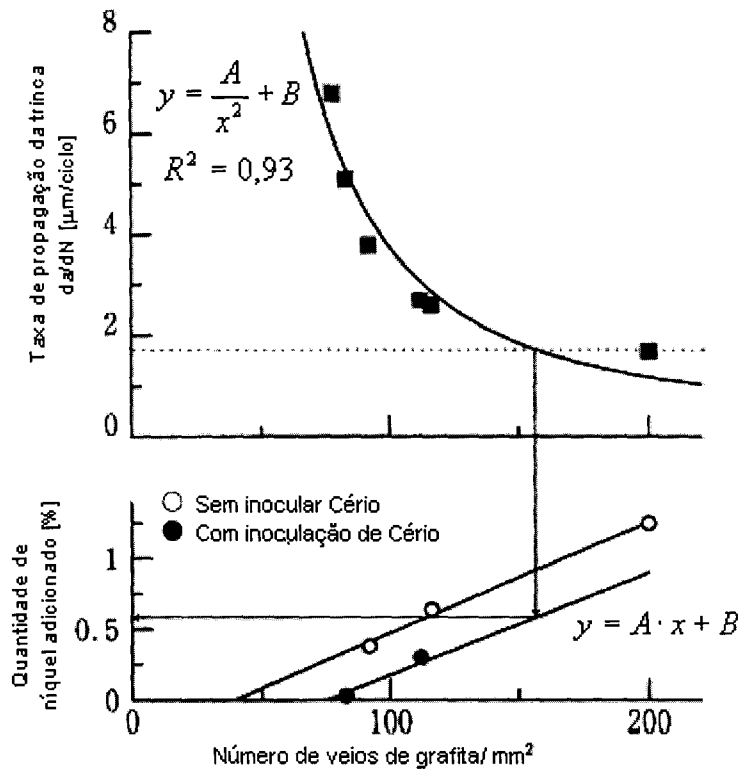


Figura 11. Relação entre o número de veios de grafita, razão de propagação da trinca e quantidade adicionada de níquel. (Yamabe et al 2002)

A taxa de propagação da trinca no material desenvolvido, para um determinado número de ciclos, é praticamente a mesma que para o material usual, como pode ser observado nas Figuras 12 e 13.

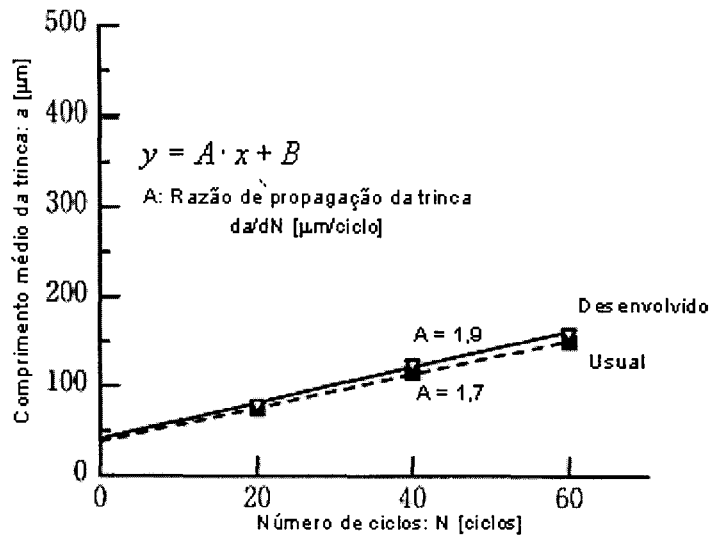


Figura 12. Relação entre o comprimento médio da trinca e o número de ciclos no teste simulado. (Yamabe et al 2002)

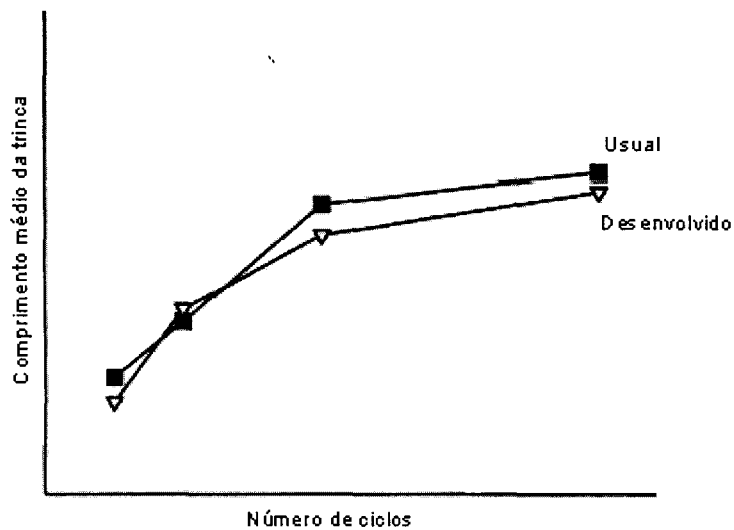


Figura 13. Relação entre o comprimento médio da trinca e o número de ciclos em teste de frenagem de alta velocidade no componente. (Yamabe et al 2002)

Com estes resultados torna-se evidente que quanto maior a quantidade de carbono equivalente distribuído em grãos refinados, menor é a razão de propagação da trinca. Mostra também que a razão de propagação da trinca foi praticamente a mesma para os dois materiais, o que viabiliza o material de mais baixo custo.

## 2.4.1 LIMITE DE FADIGA E VIDA EM FADIGA

O limite de fadiga pode ser definido como a tensão, aplicada de maneira alternada, abaixo da qual o material possui vida infinita. Outro parâmetro importante na caracterização do comportamento de um material submetido à fadiga é a vida à fadiga ( $N_f$ ), que consiste no número de ciclos que causará a ruptura para um determinado nível de tensão (Askeland 1994, Bresciani 1986, Broek 1984, Dieter 1976 e Meguid 1989).

Pode-se observar na Figura 14, que alguns materiais, como por exemplo os aços, apresentam um limite de fadiga bem definido enquanto que outros, como os não ferrosos, não apresentam um limite de fadiga pois a curva do gráfico de amplitude de tensão em função do número de ciclos (vida) não apresenta inflexão, decrescendo de maneira constante.

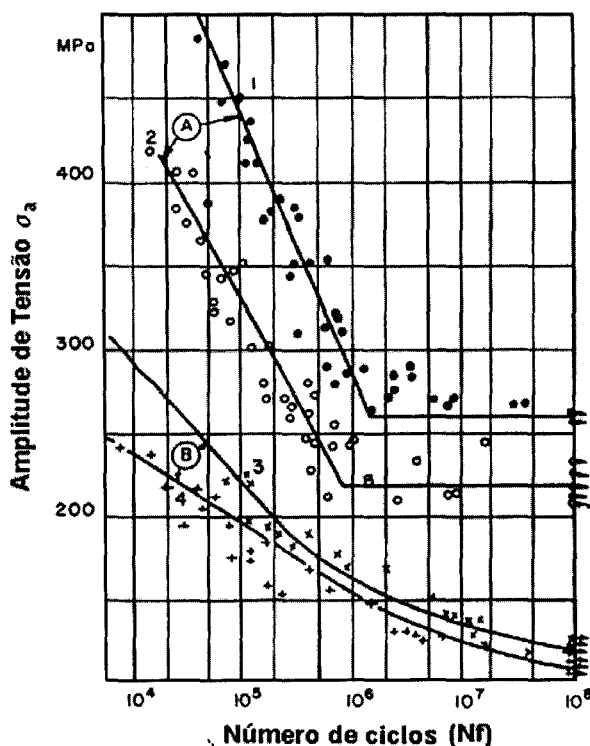


Figura 14. Curvas S-N típicas para ferro, níquel e suas ligas. A1: Fe-10%Ni revenida (estrutura CCC); A2: Fe-3%Ni-0,5%Ti (estrutura CCC); B3: Ni (estrutura CFC); B4: Ni-15%Fe (estrutura CFC) (NEMAF).

Os pontos da curva  $\sigma$ -N correspondentes aos corpos de prova que romperam, são aproximados por uma reta (fit linear) que representa o valor médio dos resultados.

O limite de fadiga é geralmente atribuído ao aprisionamento das discordâncias pelos átomos intersticiais de carbono e nitrogênio, causado pelo envelhecimento por deformação. As discordâncias, que inicialmente produzem deslizamento entre os planos cristalográficos, são subseqüentemente presas pela migração dos átomos de carbono durante o envelhecimento, tendo portanto, seu movimento restrito, impedindo o mecanismo de escorregamento que leva à formação de microtrincas.

A curva  $\sigma$ -N é geralmente utilizada para estudar o comportamento à fadiga de materiais submetidos a carregamento cíclico com níveis de tensão abaixo do limite de escoamento. Nestas condições, a deformação plástica macroscópica é pequena ou não existe, e a vida à fadiga é geralmente longa, maior do que  $10^6$  ciclos.

Recentemente, os estudos de fadiga passaram a enfatizar o efeito da deformação plástica no acúmulo de danos, estabelecendo parâmetros que podem descrever quantitativamente os processos de fadiga. Este tipo de comportamento, onde a deformação plástica cíclica é maior do que a deformação elástica é denominada de fadiga de baixo ciclo e mais recentemente de fadiga controlada por deformação.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo são realizados com controle de deformação e os resultados obtidos são registrados em gráficos como logaritmo de deformação em função do logaritmo do número de reversos ( $2N_f$ ).

Esta metodologia, denominada de deformação-vida ( $\epsilon - 2N_f$ ), é baseada na observação de que em muitos locais de concentração de tensão, tais como entalhes, o comportamento cíclico do material é muito melhor controlado pela deformação do que pela tensão. Em locais concentradores de tensão, a deformação plástica pode ocorrer localizadamente, pois o material ao redor da zona deformada plasticamente permanece deformado elasticamente, restringindo o nível de deformação plástica no entalhe.

Para a utilização da curva  $\epsilon - 2N_f$ , o comportamento  $\sigma - 2N_f$  cíclico nos locais críticos de grande deformação plástica, como entalhes, precisa ser determinado ou por métodos analíticos ou por métodos experimentais.

Procedimentos de análise de tensão, tais como modelagem por elementos finitos ou medidas experimentais da deformação, são geralmente necessários. Este comportamento precisa ainda ser confrontado com o comportamento cíclico. Desta maneira, fenômenos cíclicos, tais como amolecimento ou endurecimento são levados em consideração.

Por volta de 1900, Basquin mostrou que a relação tensão-vida pode ser linearizada usando coordenadas bilogarátmicas como mostrado na Figura 15, e assim, estabeleceu uma lei exponencial da fadiga.

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad \text{Eq. (3)}$$

Onde  $\sigma_a$  é a amplitude de tensão real cíclica,  $\sigma_f'$  é o coeficiente de resistência à fadiga,  $2N_f$  é o número de reversões e  $b$  é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin.

O coeficiente de resistência à fadiga,  $\sigma_f'$ , e o expoente de resistência à fadiga,  $b$ , são propriedades de fadiga dos materiais. O valor de  $b$  varia entre -0.05 e -0.12, e para muitos metais  $\sigma_f'$  é aproximadamente igual à tensão real na fratura, determinada no ensaio de tração.

A equação de Basquin pode ser reescrita em termos da amplitude de deformação elástica:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad \text{Eq. (4)}$$

Onde  $\Delta \varepsilon_e$  é a deformação elástica aplicada e  $E$  é o módulo de elasticidade.

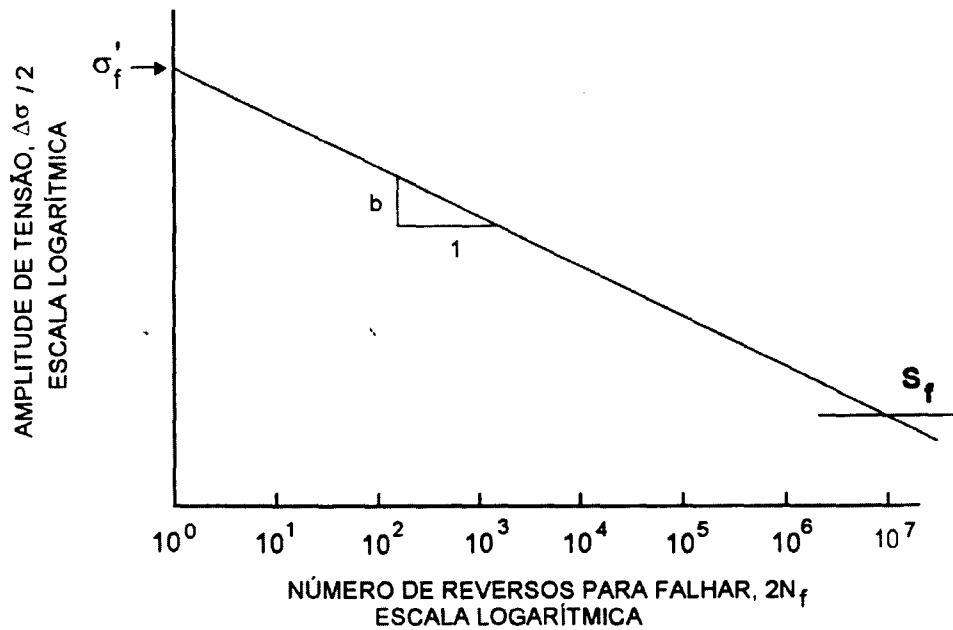


Figura 15. Tensão verdadeira em função do número de reversos em escala bilogarátmica (Dieter 1981).

Por volta de 1950, Coffin e Manson propuseram, de maneira independente, que a amplitude de deformação plástica real pode ser relacionada com o número de reversos, utilizando uma função exponencial do tipo:

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{Eq. (5)}$$

Onde  $\Delta \epsilon_p / 2$  é a amplitude de deformação plástica,  $\epsilon'_f$  é o coeficiente de ductilidade à fadiga e  $c$  é o expoente de ductilidade à fadiga.

Em escala bilogarátmica, a relação acima é uma reta, como mostrado na Figura 16.

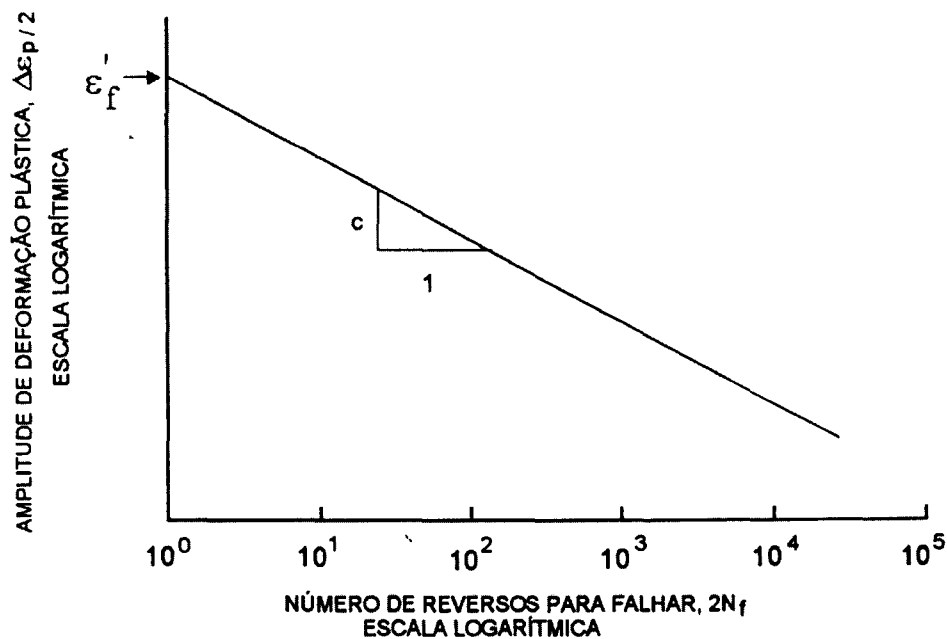


Figura 16. Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica (Dieter 1981).

O coeficiente de ductilidade à fadiga,  $\epsilon'_f$ , e o expoente de ductilidade à fadiga,  $c$ , são também propriedades de fadiga dos materiais. Para muitos metais,  $\epsilon'_f$  é aproximadamente igual à deformação real na fratura, determinada no ensaio de tração. A relação de Coffin-Manson, pode ser aplicada para carregamento totalmente reverso independente se o ensaio for realizado com controle de deformação ou de carga.

Mais recentemente, Morrow mostrou que a amplitude de deformação total, que é a soma das componentes elástica e plástica, pode ser mais bem relacionada à vida do material. A Figura 17 ilustra esquematicamente a natureza da curva amplitude de deformação total em função do número de reversos.

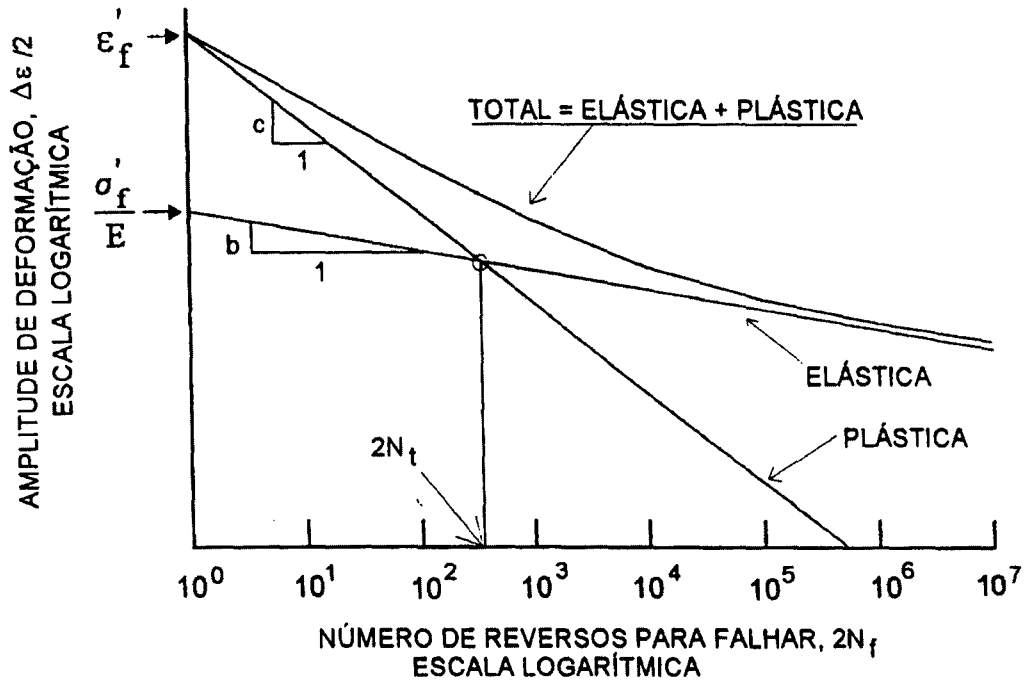


Figura 17. Amplitude da deformação em função do número de reversos em escala bilogárptica (Dieter 1981).

Matematicamente, esta curva pode ser descrita somando as curvas componentes de Basquin e Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = \frac{\Delta \epsilon_e}{2} + \frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{Eq. (6)}$$

A equação acima é denominada relação deformação-vida e é a base dos estudos de fadiga com controle de deformação.

As seguintes observações podem ser feitas a partir da curva deformação-vida mostrada na Figura 17:

- Quando o número de reversos é pequeno, menor do que  $2N_t$ , que corresponde à vida à fadiga de transição onde  $\Delta \epsilon_e/2 = \Delta \epsilon_p/2$ , a deformação plástica é muito maior do que a deformação elástica e a ductilidade do material controla o comportamento à fadiga. Nestas condições, o processo de fadiga é denominado de baixo ciclo.



- Para um número de reversos grande, maior do que  $2N_t$ , a deformação elástica é maior do que a plástica, e a resistência à tração do material controla o comportamento à fadiga. O processo de fadiga é, então, denominado fadiga de alto ciclo. A transição da fadiga de baixo ciclo para a fadiga de alto ciclo ocorre geralmente entre  $10^4$  e  $10^5$  ciclos.

## **2.4.2 COMPORTAMENTO DOS MATERIAIS EM TEMPERATURAS ELEVADAS**

A resistência mecânica dos metais diminui com o aumento da temperatura. A mobilidade dos átomos cresce rapidamente com a temperatura, desse modo, os processos controlados por difusão exercem um efeito muito significativo sobre as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas. Altas temperaturas também resultam numa maior mobilidade das discordâncias devido ao mecanismo de escalagem, que se torna importante devido à maior facilidade de difusão e também porque a concentração de lacunas em equilíbrio aumenta com o aumento da temperatura. Novos mecanismos de deformação podem tornar-se operativos. Em alguns metais, o sistema de deslizamento muda, ou são introduzidos sistemas de deslizamento adicionais. A deformação nos contornos de grãos torna-se uma possibilidade adicional na deformação dos metais em temperaturas elevadas. Outro fator importante a se considerar é o efeito da exposição prolongada de ligas e metais em temperaturas elevadas sobre suas estabilidades metalúrgicas. Os metais trabalhados a frio irão se recristalizar e experimentar crescimento de grãos, enquanto que ligas endurecidas por envelhecimento podem sofrer superenvelhecimento e perder resistência à medida que as partículas de segunda fase crescem. Outra consideração importante é a interação do metal com o meio ambiente, ou seja, a oxidação do metal (Dieter 1981).

Consiste em uma característica importante o fato de que as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas devem sempre ser considerada em relação a alguma escala de tempo. As propriedades mecânicas em temperatura ambiente da maioria dos metais de engenharia são, para fins práticos, independentes do tempo. No

entanto, em temperaturas elevadas a resistência torna-se muito dependente tanto da taxa de deformação como do tempo de exposição. Sob estas condições, vários metais se comportam em muitos aspectos como materiais viscoplásticos. Um metal submetido a uma carga trativa constante, a uma temperatura elevada, irá fluir e experimentar um aumento de comprimento que depende do tempo.

Esta dependência entre propriedades mecânicas com o tempo em temperaturas elevadas varia de material para material e para temperaturas diferentes. O que é considerado alta temperatura para um material pode não o ser para outro. Para compensar este fato, a temperatura é muitas vezes expressa como uma temperatura homóloga, isto é, a razão entre a temperatura do ensaio e a temperatura de fusão do metal em questão, ambas em escala absoluta (Kelvin). Segundo (Dieter 1981), de uma maneira geral, a fluência atinge significância na engenharia para temperatura homóloga superior a 0,5.

### **2.4.3 RESISTÊNCIA À FADIGA EM TEMPERATURAS ELEVADAS**

Em geral a resistência à fadiga dos metais diminui com o aumento da temperatura acima da ambiente. À medida que a temperatura é aumentada bem acima da temperatura ambiente, torna-se importante o fenômeno de fluência e, a altas temperaturas (aproximadamente em temperaturas superiores à metade do ponto de fusão), ele será a causa principal da fratura. A transição da falha por fadiga para falha por fluência com o aumento da temperatura resultará numa mudança do tipo de fratura que passará do tipo transgranular característico da fadiga para a falha intercrystalina por fluência. A oxidação local dos contornos de grão pode contribuir significativamente para o início da trinca. Segundo (Dieter 1981), a quantidade de fluência aumenta com a tensão média para qualquer temperatura. Os materiais ferrosos, que normalmente apresentam um limite de fadiga pronunciado nos ensaios à temperatura ambiente, não mais os apresentarão quando ensaiados a temperaturas acima de aproximadamente 420°C. Os ensaios de fadiga a altas temperaturas dependerão também da frequência de aplicação da tensão. É comum nos referirmos ao tempo total necessário à fratura, da mesma forma que ao número de ciclos.

Em geral, quanto maior a resistência à fluência de um material maior sua resistência à fadiga em altas temperaturas. No entanto, o tratamento metalúrgico que produz as melhores propriedades de fadiga em altas temperaturas não resulta necessariamente nas melhores propriedades de fluência. Isto foi mostrado por Toolin e Mochell segundo (Dieter 1981) em ensaios a altas temperaturas de várias superligas. Em geral, para baixas temperaturas quanto menor for o tamanho de grão melhor será o desempenho em fadiga do metal. À medida que a temperatura de ensaio é aumentada, a diferença no desempenho em fadiga entre um material de granulação fina e grosseira diminui até que para temperaturas bastante elevadas, onde predomina a fluência, o material de tamanho de grão grande apresenta maior resistência. Geralmente, as ligas previamente trabalhadas mecanicamente apresentam resistência à fadiga um pouco superior, enquanto que os materiais fundidos são freqüentemente mais resistentes à fluência. As soluções que obtêm sucesso na redução das falhas por fadiga em temperatura ambiente podem não ser efetiva em temperaturas elevadas. As tensões residuais compressivas, por exemplo, podem ser aliviadas antes que a temperatura de operação seja atingida.

Os equipamentos que trabalham a temperaturas elevadas apresentam freqüentemente condições para a fadiga térmica. O aço inoxidável austenítico é particularmente sensível a este fenômeno, uma vez que possui baixa condutividade térmica e alta expansão térmica. Foram publicados estudos bastante completos de fadiga neste material.

#### **2.4.4 INTERAÇÃO FADIGA-FLUÊNCIA**

A interação fadiga-fluência é importante quando estão presentes amplitude de deformação e temperatura elevada em materiais que sofrem danos microestruturais por fluência. A nucleação de trincas por fadiga é um fenômeno basicamente superficial. Em contraposição o dano por fluência se manifesta tanto na superfície quanto no interior do material. Desta forma, o fenômeno de fluência pode influenciar tanto a iniciação quanto o crescimento da trinca (Saarbanda 1991).

Segundo WAREING (1983), o dano por fluência se manifesta pela nucleação de cavidades nos contornos de grãos devido ao coalescimento de vacâncias, empilhamento de discordâncias e deslizamento de contornos de grãos. O mesmo pode ocorrer junto às partículas de segunda fase. O subsequente crescimento destas cavidades conduz ao trincamento do contorno de grão e fratura intergranular. Sob aplicação de carregamento estático a falha é estabelecida por fratura catastrófica quando se verifica o coalescimento das cavidades. Sob fadiga de baixo ciclo com superposição de períodos de retenção do carregamento em temperaturas elevadas, a fratura ocorre quando as cavidades alcançam uma configuração geométrica crítica. O dano por fluência pode ter origem a partir de uma tensão residual tratativa originada de uma deformação em compressão seguida da reversão desta deformação.

Em ambos os casos a deformação inelástica se dá sob deformação total nula, diferindo, entretanto, no sinal da tensão residual. Outros carregamentos envolvendo deformações inelásticas, encontradas em componentes submetidos à fadiga térmica, são possíveis de serem simulados nos ensaios mecânicos (WAREING, 1983; SKELTON, 1983; HALES, 1983). O tempo de retenção sob determinado nível de tensão ou deformação é outra variável independente, podendo variar desde segundos até horas.

As retenções verificadas em tração são, geralmente, mais danosas do que as retenções em compressão quando aplicadas separadamente. Ao se aplicar um carregamento com retenção em tração e, logo em seguida, um carregamento com retenção em compressão, verifica-se que o dano é menor do que no caso da aplicação isolada do primeiro. Segundo WAREING (1983), Isto é devido a um efeito de “aniquilamento” (healing), no meio-ciclo compressivo, de parte das cavidades formadas durante a retenção no meio-ciclo trativo. O fenômeno é complexo e requer um conhecimento do mecanismo de formação de danos microestruturais por fluência. Entretanto, alguns efeitos secundários devido à transformação de energia elástica em deformação inelástica estão presentes, mesmo na ausência de danos microestruturais. O mais importante efeito é o de causar uma alteração da tensão média devido à deformação inelástica para materiais com elevada resistência à fluência. Para ciclos com reversão total, uma retenção no meio-ciclo trativo conduz a uma tensão média

compressiva e para retenção no meio-ciclo compressivo a tensão média se desloca no sentido trativo. Neste último caso há uma redução da vida para fadiga como consequência de tensões trativas mais elevadas e não propriamente devido à deformação inelástica (ASM, 1985a).

## **2.4.5 DANO E INÍCIO DE TRINCAS EM TEMPERATURAS ELEVADAS**

### **2.4.5.1 MICROMECHANISMOS DE DANO**

Nucleação de trinca por fadiga em ligas em temperatura elevada é influenciada por diferentes processos microscópicos que dependem da temperatura, do nível de tensão e do meio ambiente. Os mecanismos responsáveis pelo início das trincas de fadiga podem ser geralmente agrupados nas seguintes categorias: (i) Trinca induzida por deslizamento cíclico, (ii) cavitação de contorno de grão, (iii) escorregamento de contorno de grão e o desenvolvimento de trincas em cunha, (iv) nucleação e crescimento de vazios a partir de inclusões e precipitados, e (v) oxidação e corrosão.

### **2.4.5.2 DESLIZAMENTO CÍCLICO**

A natureza do deslizamento cíclico é afetada pela temperatura. As observações seguintes fornecem uma ilustração do papel da temperatura no deslizamento cíclico.

1. Em temperaturas superiores à metade da temperatura homóloga, a maioria dos materiais começa a exibir características de deslizamento alternado. Nas ligas de solução sólida, a energia de falha de empilhamento geralmente aumenta com o aumento da temperatura. A ativação térmica também permite o movimento de discordâncias por escalagem e deslizamento cruzado.

2. A irreversibilidade cinemática do deslizamento cíclico é aumentada por oxidação e/ou difusão de gás em temperaturas elevadas.

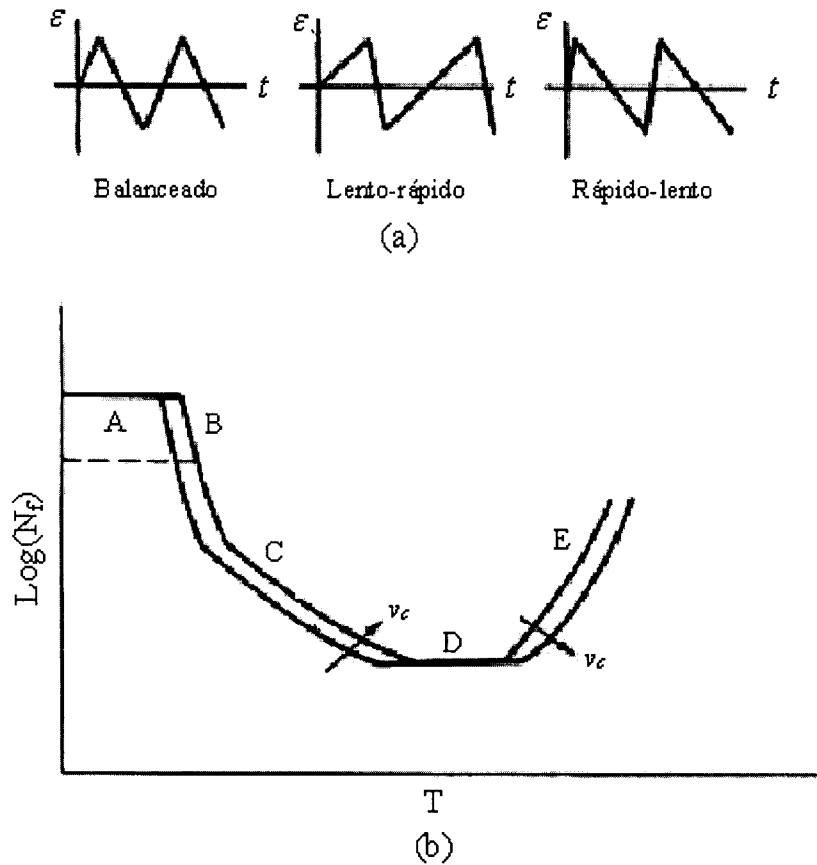
3. A tendência para deslizamento alternado pode ser contraposta, em alguns materiais, pelo envelhecimento por deformação dinâmica que favorece o deslizamento planar.

4. O processo de movimento de discordâncias por escalagem é dependente do tempo o que torna a deformação em temperaturas elevada sensível à taxa de deformação.

5. A estabilidade microestrutural na maioria dos materiais de engenharia é derrubada em temperaturas elevadas. Alterações microestruturais ativadas termicamente podem surgir como resultado de envelhecimento por deformação, recuperação ou precipitação. Essas alterações microestruturais podem ser benéficas ou nocivas à resistência a fadiga; em outro caso elas modificam consideravelmente as características tensão-deformação cíclicas.

#### **2.4.5.3 CAVITAÇÃO POR FLUÊNCIA**

Segundo SURESH (1998), em temperaturas entre  $1/3$  e  $2/3$  do ponto de fusão e baixas tensões impostas, a maioria dos metais, ligas e cerâmicas exibem deformação por fluência através da cavitação nos contornos de grãos. Estas cavidades nucleiam em pontos triplos de contornos de grão, partículas no contorno de grão ou saliências nas facetas intergranulares. Em muitas ligas de engenharia, cavidades de fluência nucleiam bem abaixo da tensão nominal de 100 MPa, e sua nucleação ocorre continuamente sobre fração substancial da vida em fluência. Escorregamento cisalhante das faces de contornos de grão também auxilia a nucleação de cavidades. Um aspecto particularmente interessante da cavitação de fluência sob carregamento cíclico é que o grau de da cavitação é fortemente afetado pela forma de onda da tensão. Taxas de deformação lenta em tração e rápida em compressão, isto é, forma de onda com longos períodos em tensão de tração, exibem uma maior propensão para cavitação que ciclos de carregamento balanceados em que a magnitude da parte de carregamento em tração varia de maneira idêntica à fase de compressão. Figura 18a.



**Figura 18.** (a) Esquema de carregamento em fadiga balanceado, lento-rápido e rápido-lento. (b) Mapa dos mecanismos de vida em fadiga como função da temperatura (para valores fixos de variação não linear de deformação e frequência) para carregamento lento-rápido em fluência-fadiga (RIEDEL, 1987).

RIEDEL (1987) considerou várias teorias diferentes para cavitação de fluência para carregamento lento, e rápido de fadiga e apresentou um mapa de mecanismos para vida em fadiga como função da temperatura, para valores fixos de variação da deformação  $\Delta\epsilon$  e frequência de teste.

Em temperaturas intermediárias representadas pelo regime C, ocorre crescimento de cavidade por difusão, onde as cavidades nucleiam continuamente por todo teste de fluência-fadiga. Para baixos valores de deformação acumulada  $2\Delta\epsilon N_f$ , o efeito da frequência  $v_c$  e temperatura  $T$  no regime C são descritos pela relação  $N_f \propto (v_c T / \delta_g D_b)^{2/5}$ , onde,  $D_b$  é o coeficiente de difusão do contorno de grão. Para maiores valores de  $N_f$ , regime B, a deformação acumulada é tão grande que a densidade de

cavidades satura cedo na vida em fadiga. Para este caso,  $N_f \propto v_c T / d_g D_b$ . Para temperaturas baixas representada pela região A, o crescimento plástico de cavidades é postulado para ser o mecanismo dominante. Este processo é independente da frequência se a formação de cavidades superficiais é completamente irreversível.

Para temperaturas superiores, região D, as cavidades crescem tão rápido que a taxa de deformação imposta (a qual é assumida constante dentro do quadro da Figura 18b) pode não acomodar por muito tempo volume da cavidade. Conseqüentemente, o crescimento da cavidade no modo de carregamento lento-rápido torna-se restringido. Para temperaturas ainda mais elevadas, região E, o crescimento de cavidades restringidas ocorre no segmento de compressão rápido. Uma vez que as taxas de difusão são altas nestas temperaturas, o crescimento de cavidades começa a ser restringida na tração e compressão. Isto resulta em crescimento de cavidade zero, melhorando a vida em fadiga.

#### 2.4.5.4 ESCORREGAMENTO DE CONTORNO DE GRÃO

Muitos estudos experimentais (DRIVER, 1971; MIN & RAJ, 1979) mostraram que o escorregamento de contorno de grão tem um papel importante na nucleação de cavidades intergranular em fadiga-fluência. Este processo é também uma das considerações mecanísticas no particionamento empírico da variação da deformação inelástica no cálculo da vida em fadiga- fluência. Sobre a suposição de que o escorregamento de contorno de grão é o fator limitante (rate-limiting step) na nucleação de trincas na junção tripla e que elas não ocorrem acima de um valor crítico da taxa de deformação imposta  $\dot{\epsilon}_{cr}$ , MIN & RAJ (1979) desenvolveram o seguinte modelo apresentado na eq. 7:

$$\dot{\epsilon}_{cr} = \frac{8\sigma_y \Omega \delta_g D_b}{kT d_g f_b d_p^2} \quad \text{Eq. (7)}$$



onde  $\sigma_y$  é a tensão limite de escoamento do material,  $\Omega$  é o volume atômico,  $k$  é a constante de Boltzman,  $T$  é a temperatura absoluta (K),  $d_g$  é o tamanho de grão,  $f_b$  é a fração em volume de partículas nucleadoras de cavidade no contorno de grão,  $d_p$  é o tamanho médio das partículas e os termos restantes serão definidos na seção seguinte. De acordo com esta teoria, se o formato da onda é tal que as taxas de deformação na tração e compressão estão abaixo de um valor crítico, nenhum dano líquido é produzido desde que o escorregamento de contorno de grão ocorra igualmente na direção de carregamento avançado e reverso. Com o carregamento lento-rápido e taxa de deformação na fase de compressão maior que  $\frac{\sigma_y}{E}$  é produzido dano máximo. Embora esse modelo seja uma simplificação do processo de escorregamento de grão, ele oferece entendimento dos efeitos de forma de onda em fadiga em temperatura elevada em muitas ligas.

A cavitação de contorno de grão pode ser afetada por variações relativas de temperatura e tensão com o tempo. Experimentos de FUJINO & TAIRA (1980), sobre aço inoxidável AISI 304 mostraram que variações cíclicas em-fase em temperatura e deformação produzem maior dano em fadiga que o carregamento termomecânico fora-de-fase. Além disso, o carregamento fora-de-fase produz menor vida em fadiga que fadiga mecânica isotérmica. Esta variação da resistência à fadiga para diferentes condições de carregamento termomecânicas aparenta exibir uma correlação com a quantidade de escorregamento de contorno de grão.

#### **2.4.5.5 INCLUSÕES E PRECIPITADOS**

Nucleação de trincas de fadiga subsuperficiais pode ocorrer em temperaturas elevadas pela decoesão de inclusões e partículas de segunda fase dos arredores da matriz. Em algumas ligas de alumínio a nucleação de vazios ao redor de precipitados no contorno de grão causam cavitação mesmo em temperaturas baixas (VASUDEVAN & DOHERT, 1987). Além disso, o aumento de precipitação durante fadiga em temperatura elevada produz um grande número de sítios de nucleação de vazios.

#### **2.4.5.6 OXIDAÇÃO E CORROSÃO**

A presença de um meio-ambiente oxidante ou agressivo pode influenciar, de muitas maneiras, os mecanismos de nucleação de trincas por fadiga em temperaturas elevadas.

1) A presença de um meio-ambiente pode impedir a sinterização ou fechamento de cavidades em temperaturas elevadas em temperaturas elevadas.

2) Se um contorno de grão perto de uma superfície não está protegido por uma camada de óxido, o gás oxigênio ou outra espécie de fragilizante pode difundir ao longo do contorno de grão e reagir com precipitados. Sob a influência de uma tensão-aplicada, cavidades iniciam ao redor de precipitados de contorno de grão (WELLS, 1979). Além disso, a precipitação de gases residuais pode proporcionar núcleos para cavidades, com pressão interna de gás acelerando o crescimento das cavidades.

3) A combinação de difusão superficial e oxidação em estágios de deslizamento promovem aumento cinemático do deslizamento cíclico, o qual resulta em trincas por fadiga para nuclear na ausência de outros mecanismos (Figura 19). Este processo é comumente conhecido como mecanismo de Fujita (FUJITA, 1963).

4) Oxidação preferencial em certos sítios microestruturais, tais como a intersecção do contorno de grão com a superfície livre, causa concentradores de tensão (entalhes) microscópios. Os microentalhes elevam a tensão local e promovem nucleação de trincas (DUQUETTE, 1979).

5) Cargas repetidas rompem o filme de óxido protetor sobre a superfície do material. A ausência do filme protetor proporciona um caminho ativo para ataque químico. Além disso, o trincamento do filme frágil do óxido, por si mesmo, pode levar a um crescimento de uma falha catastrófica de fadiga (WELLS, 1979).

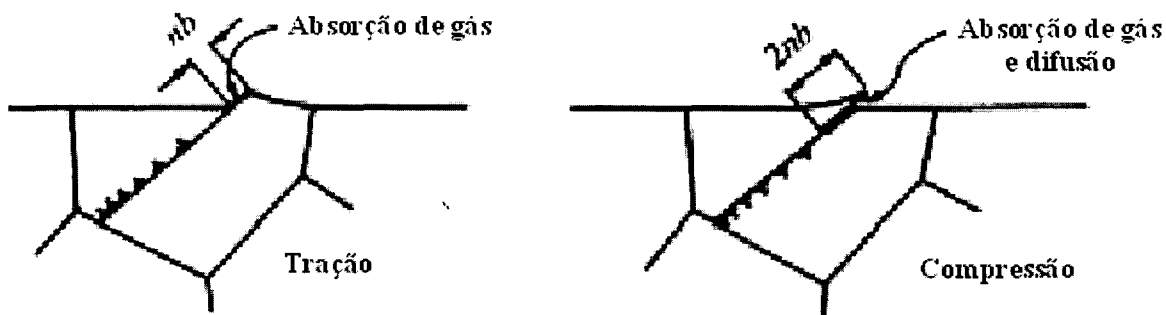


Figura 19. Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trincas por fadiga (SURESH, 1998).

Para muitos materiais, a deterioração da resistência à fadiga em temperaturas elevadas é meramente uma consequência das interações com o meio-ambiente. A base experimental para esta inferência está ilustrada pelos resultados de COFFIN (1973) para a liga ferrosa AISI A286 (Figura 20). Aqui a variação da deformação plástica  $\Delta\epsilon_p$  com o número de ciclos para falhar  $N_f$  não é afetada pela temperatura ou frequência no vácuo. Contudo, abaixando-se a frequência de teste a vida em fadiga de baixo ciclo é reduzida severamente em temperaturas elevadas no ar.

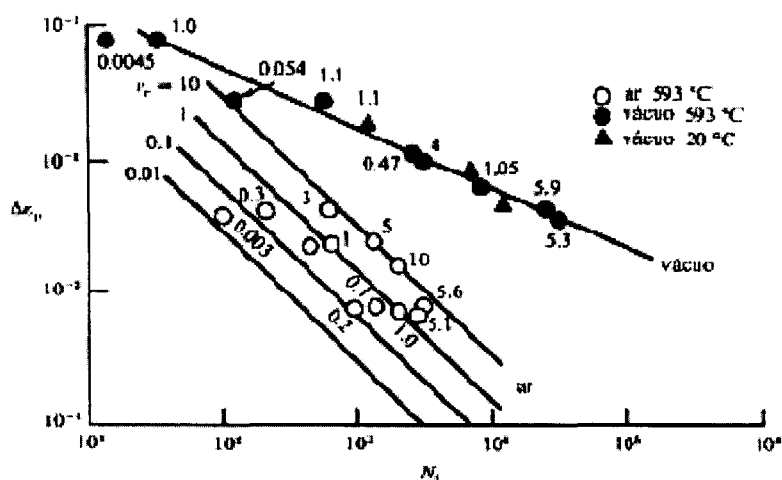


Figura 20. Variação da deformação plástica em função da vida para liga AISI A286 em ar e vácuo com variação da frequência e temperatura (COFFIN, 1973).

### 3- OBJETIVOS

O objetivo deste projeto de pesquisa é o de estudar o comportamento mecânico de fadiga em altas temperaturas de sete ligas de ferro fundido cinzento utilizadas para a fabricação de discos de freio automotivos. Assim as ligas serão submetidas à ensaios de tração, impacto e fadiga isotérmica de baixo ciclo às temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C, com o interesse principal de avaliar a influência da composição química no comportamento mecânico do material nas temperaturas estudadas. Para tanto, as curvas de encruamento cíclico ( $\sigma$  versus  $\epsilon$ ), tensão-vida ( $\sigma$  versus N) e deformação-vida ( $\epsilon$  versus N) foram determinadas por meio de ensaios isotérmicos. Observações microscópicas também foram efetuadas de modo que eventuais modificações microestruturais sejam detectadas e possam explicar o comportamento mecânico observado.

## 4- MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1- MATERIAIS

Os ferros fundidos cinzentos ligados utilizados neste trabalho foram fornecidos pela General Motors do Brasil, através das empresas TRW, Teksid e Luk. As composições químicas nominais e as durezas especificadas pela General Motors Européia (Norma Interna - GME – 05002) para as ligas A,B,C e D, são apresentadas nas Tabelas 6 e 7, respectivamente. Encontram-se nas mesmas tabelas as composições químicas e as durezas de outras três ligas: E, F e G; que não são utilizadas pela GMB, mas estão no mercado nacional, de maneira a englobar todas as ligas utilizadas no mercado.

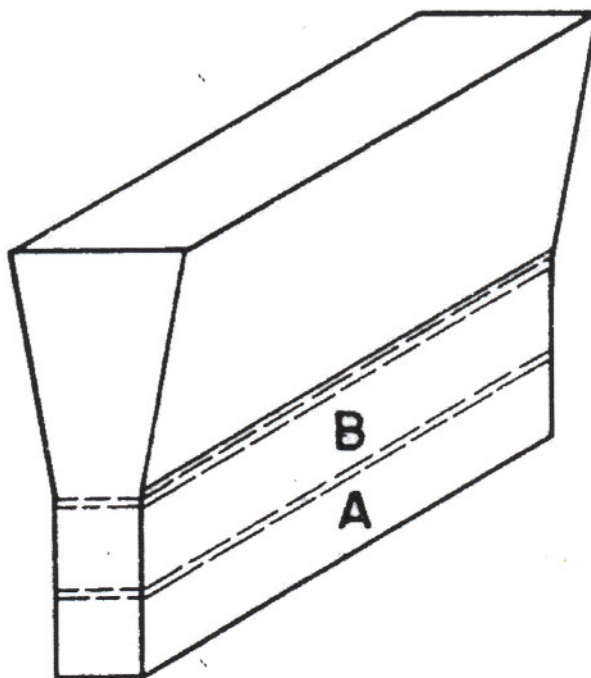
**Tabela 6.** Composições químicas nominais (% em peso) especificadas.

Elementos	Ligas Metálicas						
	A	B	C	D	E	F	G
	Luk	Teksid	Teksid	TRW	TRW	TRW	TRW
%C	3,20	3,20	3,60	3,70	3,20	3,35	3,35
	3,60	3,60	3,80	3,90	3,50	3,42	3,70
%Si	1,90	1,90	1,80	1,75	1,60	1,80	2,20
	2,40	2,40	2,20	1,95	2,10	2,00	2,60
%Mn	0,60	0,60	0,60	0,50	0,50	0,45	0,80
	0,90	0,90	0,80	0,80	1,00	0,65	1,10
%P	Max	Max	Max	Max	Max	0,015	Max
	0,20	0,10	0,10	0,10	0,12	0,080	0,05
%S	Max	Max	Max	Max	Max	0,06	Max
	0,12	0,10	0,12	0,13	0,12	0,12	0,60
%Cr	-	0,25	0,10	Max	0,20	Max	0,05
	-	0,40	0,25	0,20	0,43	0,10	0,25
%Mo	-	0,40	0,30	Max	-	-	Max
	-	0,50	0,60	0,10	-	-	0,15
%Cu	-	-	0,30	Max	0,17	0,50	0,45
	-	-	0,45	0,40	1,00	0,60	0,65

**Tabela 7.** Faixas de dureza especificadas.

Liga	A	B	C	D	E	F	G
Metálica	Luk	Teksid	Teksid	TRW	TRW	TRW	TRW
Dureza (HB)	195	195	180	150	200	170	169
	230	230	230	200	240	240	221

As ligas de ferro fundido cinzento foram vazadas em bloco padrão do tipo “Y”, segundo norma ASTM A476/476M como mostra a Figura 21. Os blocos foram cortados e da parte útil A e B, retirados os corpos de prova utilizados neste projeto, Figura 22.



**Figura 21.** Bloco “Y” segundo norma ASTM A476/476M.

## **4.2- MÉTODOS EXPERIMENTAIS**

Como citado anteriormente, o objetivo principal do presente projeto é o estudo da vida em fadiga através da metodologia  $\epsilon$ -N por meio de ensaios isotérmicos, de modo que o comportamento mecânico das ligas estudadas nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C possa ser descrito em termos de equações constitutivas de previsão de vida do componente. Para tanto o Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos dispõe de laboratórios bem equipados tanto para a realização dos ensaios de: fadiga de baixo ciclo à temperatura ambiente e a temperaturas elevadas, como para os de tração e impacto, a temperatura ambiente, 300° C e 600° C, e dureza.

### **4.2.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO E FADIGA**

Os ensaios de tração e fadiga isotérmica foram realizados em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810 de 250kN, equipada com um controlador MTS MicroConsole 458.20. Os corpos de prova de fadiga foram ensaiados sob controle de deformação, com a utilização de um extensômetro MTS para altas temperaturas modelo 632.54F14, constituído de duas hastes de cerâmica de 2mm de diâmetro, acopladas ao corpo de prova por um sistema de molas. Os ensaios de tração foram realizados sob controle de deslocamento e utilizou-se o mesmo extensômetro. Para os ensaios a temperaturas elevadas, foi utilizado um sistema de garras hidráulicas próprio para altas temperaturas MTS modelo 680.01B. A Figura 23 apresenta uma visão geral do sistema de ensaios.



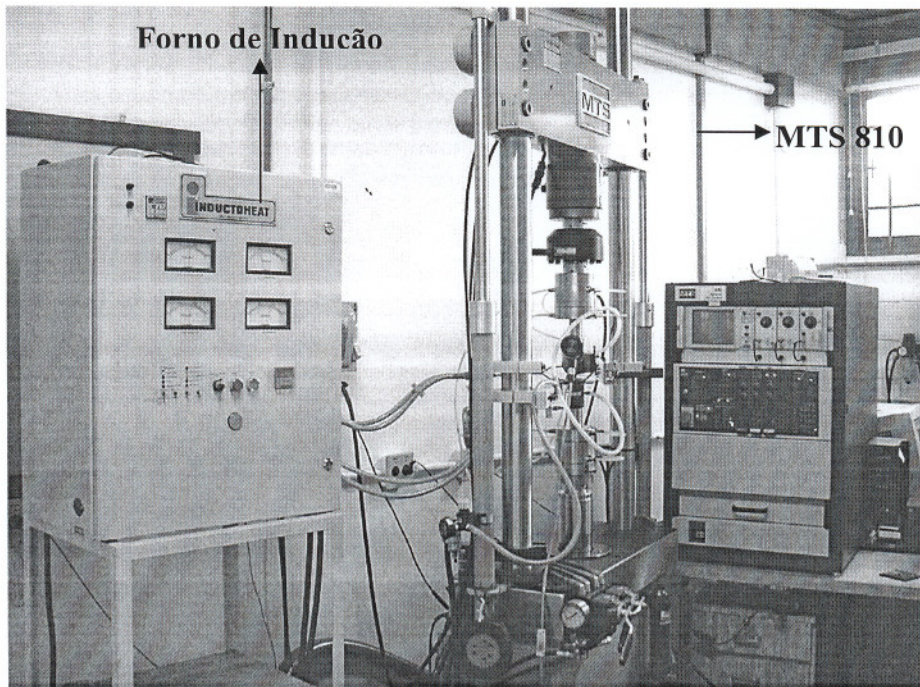


Figura 22. Visão geral do aparato de ensaios mostrando o forno de indução e a máquina servo-hidráulica MTS 810.

A Figura 24 apresenta o aparato de ensaio de tração e fadiga isotérmica composto de garras, pirômetro infravermelho e extensômetro.

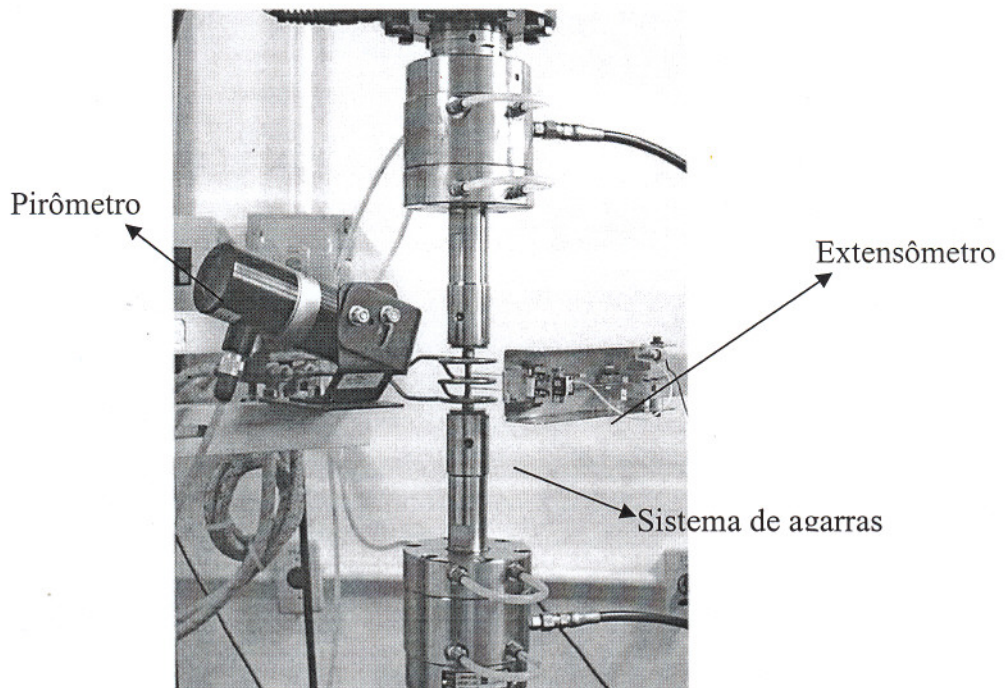


Figura 23. Sistema de garras, pirômetro infravermelho e extensômetro para os ensaios de fadiga isotérmica.



Das partes A e B dos blocos padrões foram retirados 15 corpos de prova para os ensaios de tração (ASTM E8M) e 24 para os de fadiga isotérmica (ASTM E466), com geometria e dimensões conforme desenho das figuras 24 e 25. A figura 26 mostra uma foto dos CPs após a usinagem

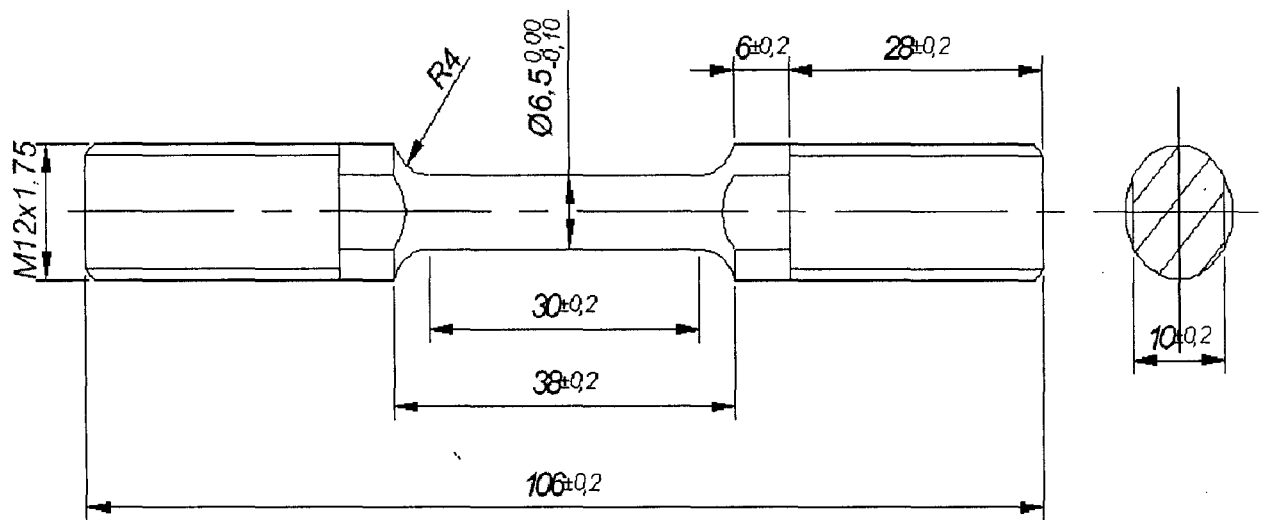


Figura 24. Desenho do corpo de prova para os ensaios de tração.

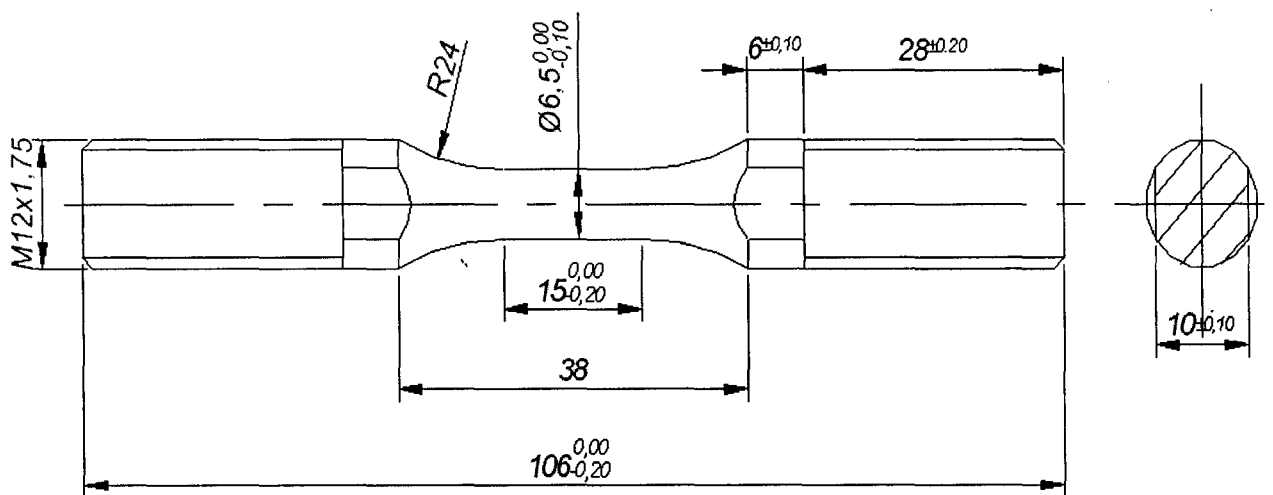


Figura 25. Desenho do corpo de prova para ensaios de fadiga isotérmica.

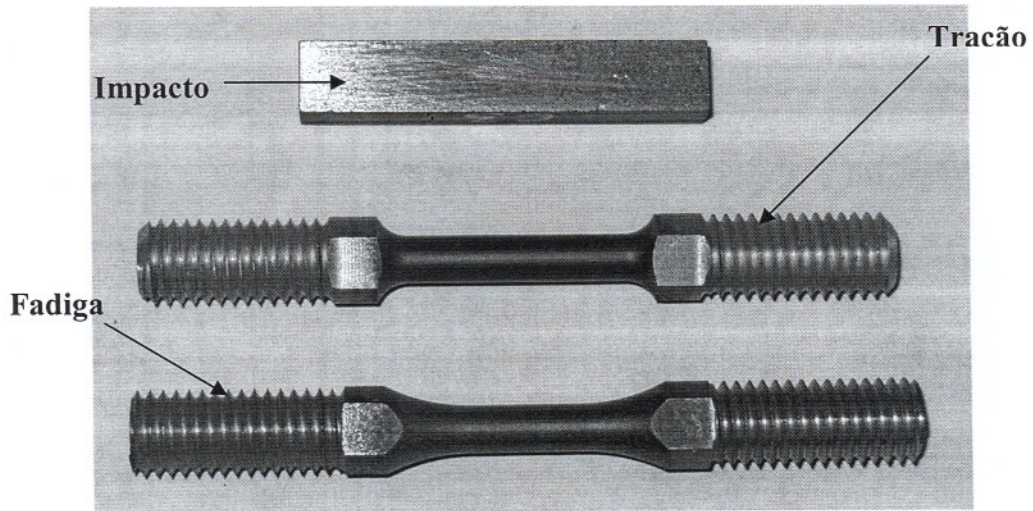


Figura 26. Ilustração dos corpos de prova utilizados nos ensaios.

#### 4.2.2 ENSAIO DE IMPACTO

Os ensaios de impacto foram realizados pelo método Charppy, em corpos de prova sem entalhe (Figura 24), à temperaturas ambiente, 400°C e 600°C, com martelo de 300J. A máquina utilizada é uma INSTRON WOLPERT instrumentada, modelo PW30, que pode ser vista na Figura 27.

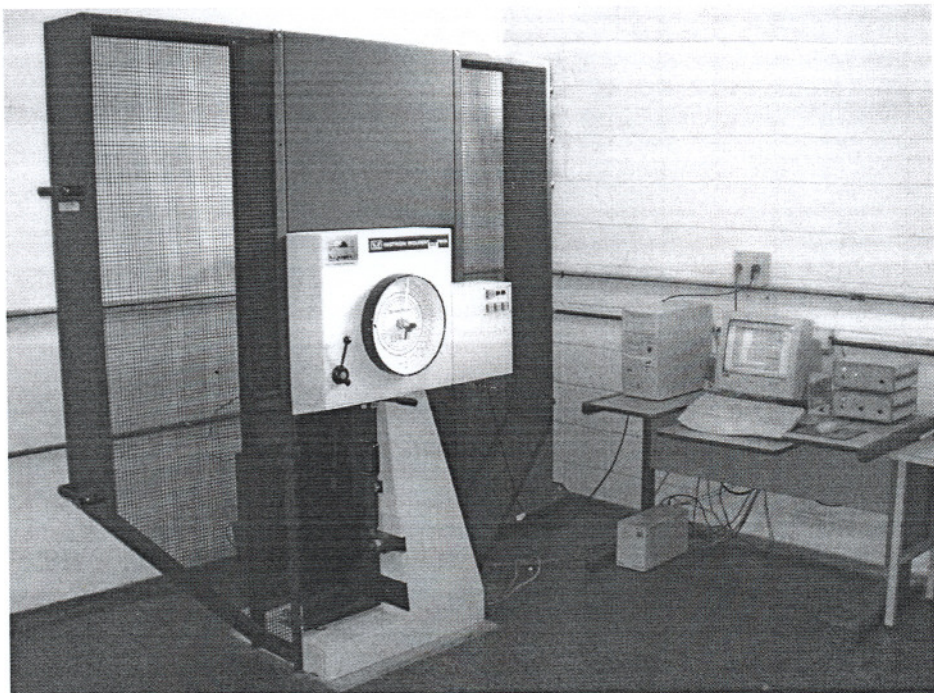
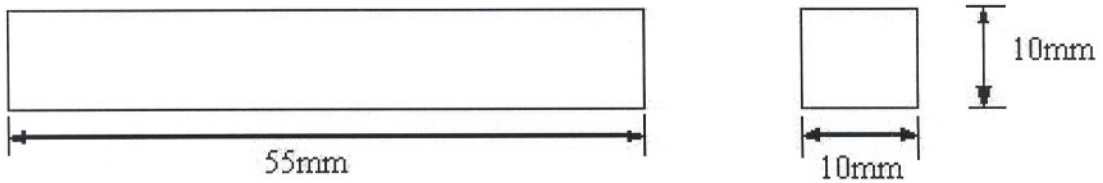


Figura 27. Visão geral da máquina instrumentada para ensaios de impacto.

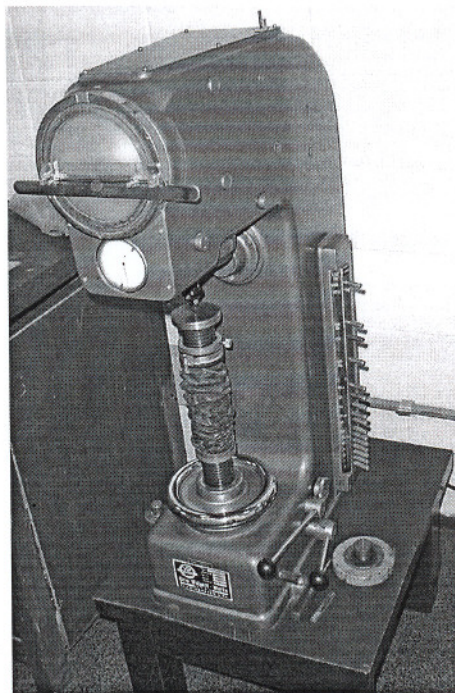
Foi retirado do bloco padrão 21 corpos de prova para os ensaios de impacto (ASTM E23) conforme figura abaixo.



**Figura 28.** Desenho do corpo de prova para ensaios de impacto Charpy.

#### 4.2.3 ENSAIO DE DUREZA

As medições de dureza Brinell das sete ligas de ferro fundido cinzento utilizadas neste projeto foram realizadas em uma máquina manual, como pode ser visto na figura 29, marca Otto Wolpert – Werke, tipo DiaTestor2RC. As medidas foram feitas nos corpos de prova de impacto.



**Figura 29.** Visão geral da máquina de medições de dureza.



## 5- RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1- COMPOSIÇÃO QUÍMICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A Tabela 8 apresenta os resultados das análises químicas. Comparando-se com os valores nominais estabelecidos na Tabela 6 nota-se que estão rigorosamente dentro da faixa de valores especificados. A Tabela 9 apresenta os valores do carbono equivalente calculados a partir da equação 2 e utilizando-se os dados da composição química da Tabela 8.

**Tabela 8. Resultados das análises químicas**

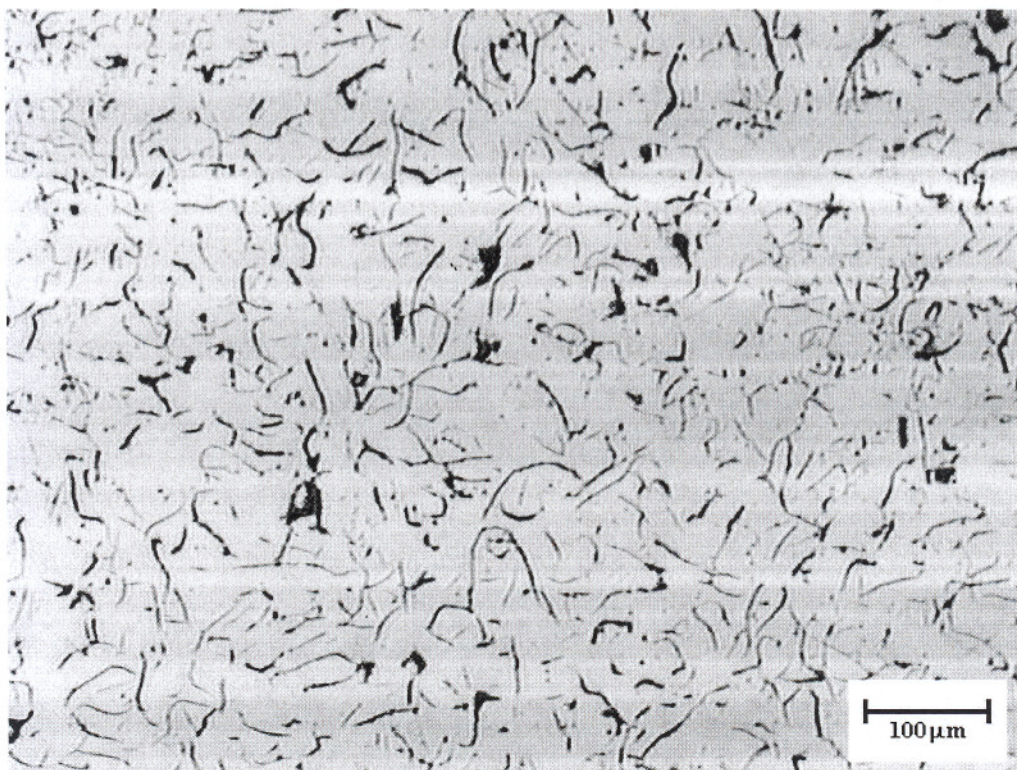
Elementos	Ligas metálicas						
	A Luk	B Teksid	C Teksid	D TRW	E TRW	F TRW	G TRW
%C	3,36	3,45	3,71	3,89	3,49	3,40	3,36
%Si	2,07	2,11	2,0	1,83	1,87	1,97	2,29
%Mn	0,63	0,71	0,69	0,54	0,53	0,53	0,8
%P	0,03	0,068	0,059	0,04	0,03	0,03	0,029
%S	0,06	0,05	0,052	0,12	0,11	0,11	0,063
%Cr	0,16	0,30	0,19	0,09	0,29	0,09	0,13
%Mo	0,06	0,41	0,42	0,01	-	-	0,01
%Cu	0,08	0,10	0,40	0,24	0,52	0,59	0,65

**Tabela 9. Carbonos Equivalentes**

Elementos	Ligas metálicas						
	A Luk	B Teksid	C Teksid	D TRW	E TRW	F TRW	G TRW
%CE	4,05	4,18	4,40	4,51	4,12	4,07	4,13

Observa-se que o valor do carbono equivalente varia de 4,05 para a liga A até 4,51 para a liga D. Posteriormente será analisada a sua influência nas propriedades mecânicas estudadas.

A análise metalográfica foi realizada em todas as ligas. Nas figuras 30,31,32 e 33 encontram-se as análises apenas para as ligas A e D com e sem ataque. O critério utilizado para a escolha destas duas ligas em detrimento das outras 5 é que elas representam os extremos no que se refere ao carbono equivalente e, por conseguinte tamanhos diferentes de veios de grafita. Utilizou-se para tal, um microscópio óptico ao qual se acoplou uma máquina fotográfica digital.



**Figura 30.** Foto micrografia da liga A sem ataque. Pode-se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 5, segundo a norma ASTM247-1990





Figura 31. Foto micrografia da liga D sem ataque. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 4, segundo a norma ASTM247-1990

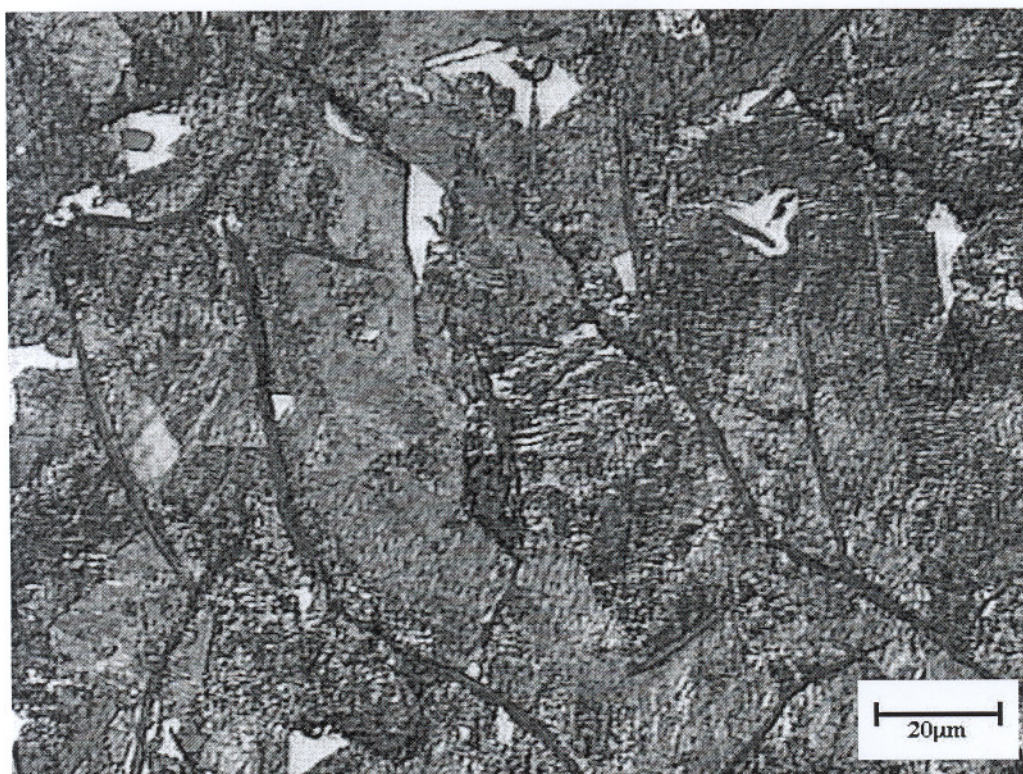
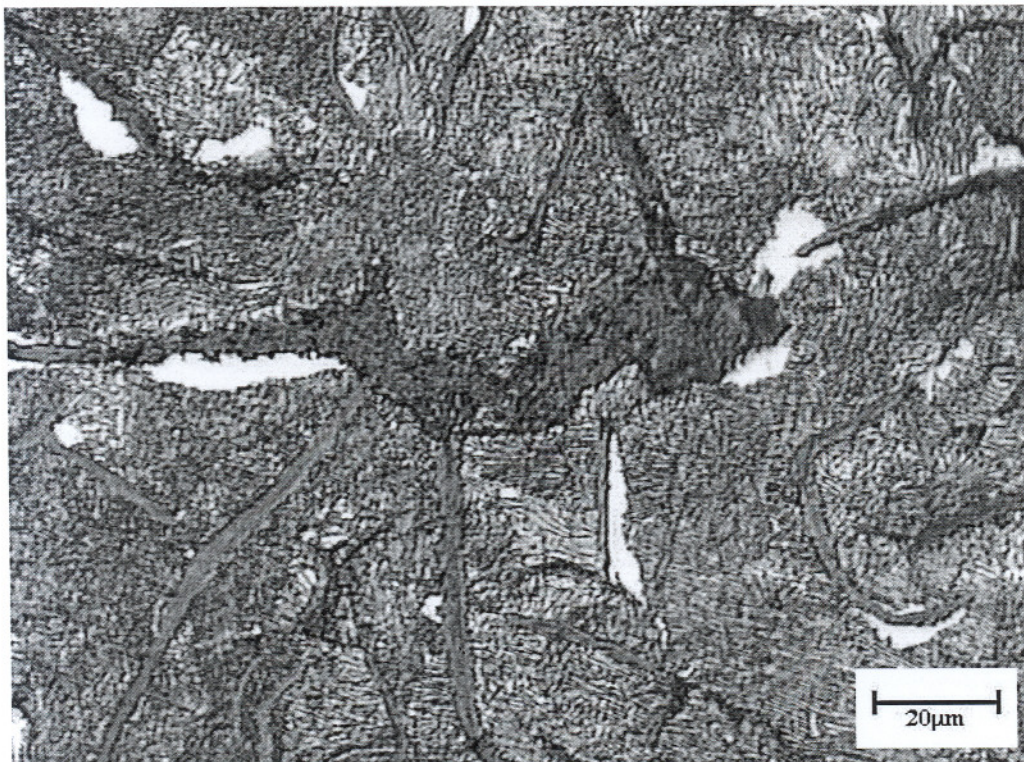


Figura 32. Foto micrografia da liga A com ataque nital 2%. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 5, segundo a norma ASTM247-1990





**Figura 33.** Foto micrografia da liga D com ataque nital 2%. Pode se observar veios de grafita do tipo 7 e tamanho 4, segundo a norma ASTM247-1990

A tabela 10 apresenta um resumo das características dos veios de grafita segundo a norma ASTM247-1990. Pode ser observado que os veios de grafita da liga D são mais compridos e largos do que os da liga A, o que era esperado pois a liga D possui uma maior quantidade de CE. Abaixo se encontra uma tabela de classificação das ligas A e D

**Tabela 10.** Classificação das ligas A e D segundo a norma ASTM247-1990

<b>Liga</b>	<b>Tipo</b>	<b>Disposição</b>	<b>Tamanho</b>
<b>A</b>	7	95%A e 5%C	5
<b>D</b>	7	97%A e 3%C	4

## 5.2- ENSAIO DE DUREZA

Na Tabela 11 são apresentados os valores de dureza médios e o respectivo desvio padrão, obtidos da média aritmética dos valores medidos em cinco pontos distintos dos corpos de prova, após os ensaios de impacto para cada um dos corpos de prova de todas as sete ligas de ferro fundido cinzento estudadas neste projeto.

**Tabela 11.** Média das medições de dureza

Liga Metálica	A Luk	B Teksid	C Teksid	D TRW	E TRW	F TRW	G TRW
Dureza (HB)	203,44	222,36	184,28	137,37	206,0	189,03	197,52
Desvio Padrão	2,49	6,60	5,45	4,63	1,53	3,37	2,88

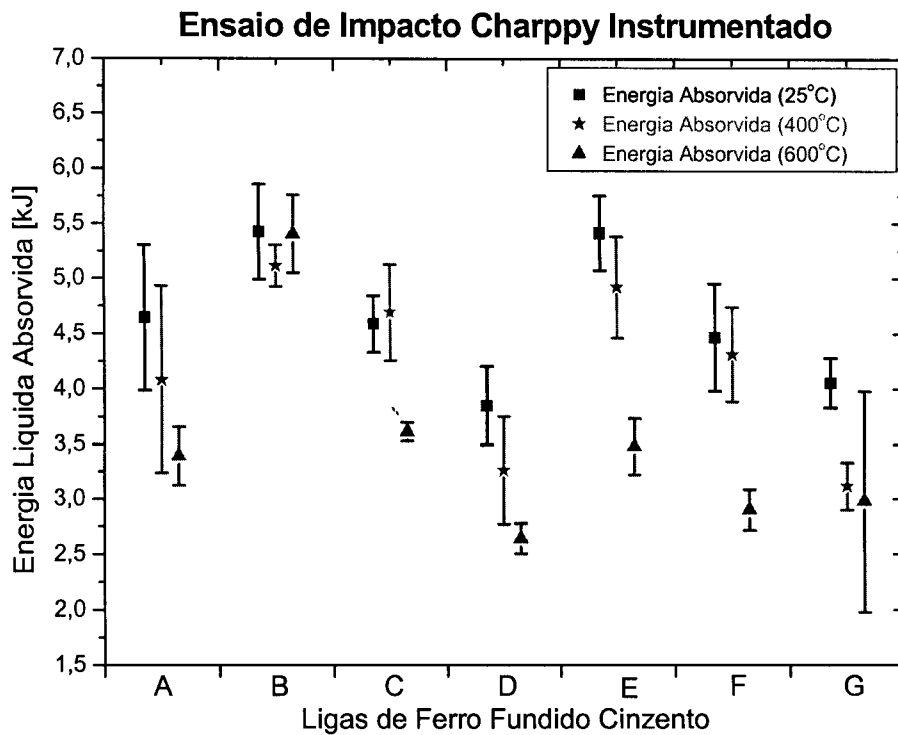
Observa-se na tabela acima que a dureza da liga D que possui o maior carbono equivalente é menor do que a da liga A que possui o menor carbono equivalente, portanto quanto maior o CE menor é a dureza do ferro fundido cinzento, o que está de acordo com a literatura, dado que a grafita é mais mole do que a matriz perlítica.

Por outro lado pode-se observar o efeito de endurecimento por solução sólida e precipitação de carboneto devido principalmente ao elemento Cr que é maior nas liga B e E.

## 5.3- ENSAIO DE IMPACTO

Na Figura 34 estão os dados referentes aos resultados dos ensaios de impacto para as sete ligas nas temperaturas de 25°C, 400°C e 600°C.





**Figura 34.** Gráfico comparativo de Impacto das sete ligas de ferro fundido cinzento

Pode ser observado a partir da Figura 38 que de modo geral:

1. Para uma mesma temperatura de ensaio quanto maior o CE menor a tenacidade ao impacto (liga D). Isto se explica pelo fato ferros fundidos de menor CE apresentam tamanhos de veios menores e como se sabe que os veios se comportam como defeitos que facilitam a propagação das trincas, quanto menores os veios (defeitos) maior a resistência mecânica do material. Em materiais de comportamento totalmente frágil submetidos a ensaios de impacto a maior absorção de energia ocorrerá para os materiais de maior resistência mecânica.
2. Para valores similares de CE observa-se que a presença do Cr melhorou as propriedades de impacto a temperatura ambiente e a 400°C (ligas B e E).

3. A presença do Mo melhora acentuadamente as propriedades de impacto a 600°C, mas quando o CE é elevado seu efeito é reduzido (liga C).

#### 5.4- ENSAIO DE TRAÇÃO

Nas Figuras 35, 36 e 37 são apresentados os gráficos das curvas de tensão-deformação das sete ligas estudadas neste projeto para as temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C. Observa-se que há uma queda na tensão com o aumento de temperatura para todas as ligas. Esta diminuição no valor da tensão é menos acentuada nas ligas B e C, que contém altos teores de molibdênio. No entanto, o comportamento da liga A, que não contém o elemento, é similar, o que pode ser explicado pelo carbono equivalente comparativamente mais baixo.

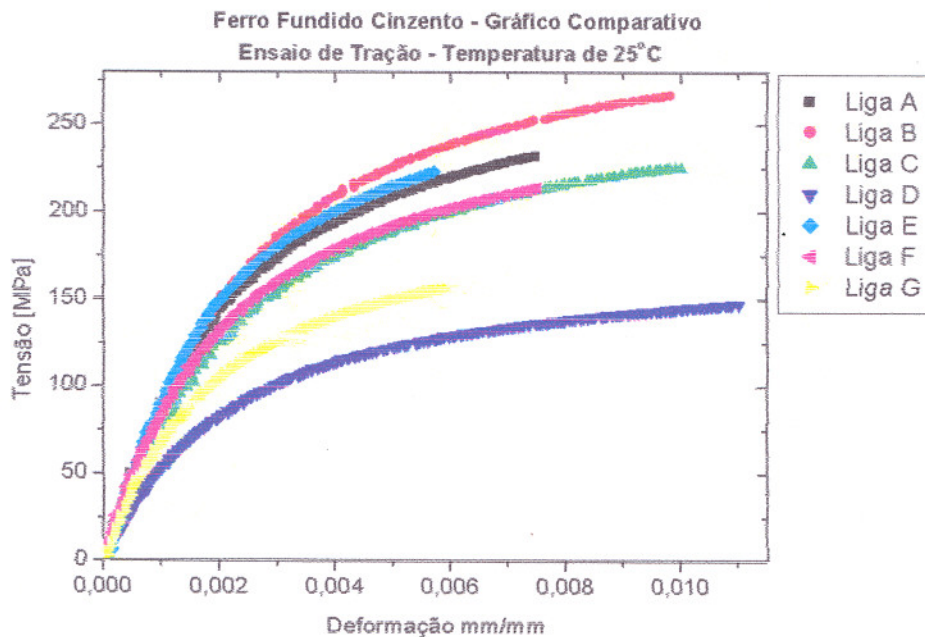


Figura 35. Gráfico Comparativo dos Ensaios de Tração a 25°C

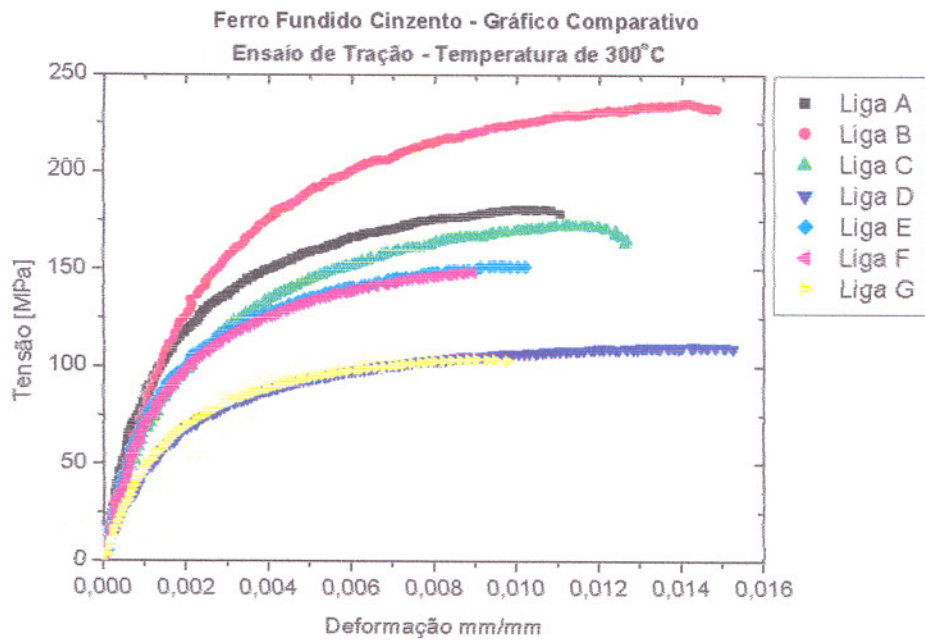


Figura 36. Gráfico Comparativo dos Ensaios de Tração a 300°C

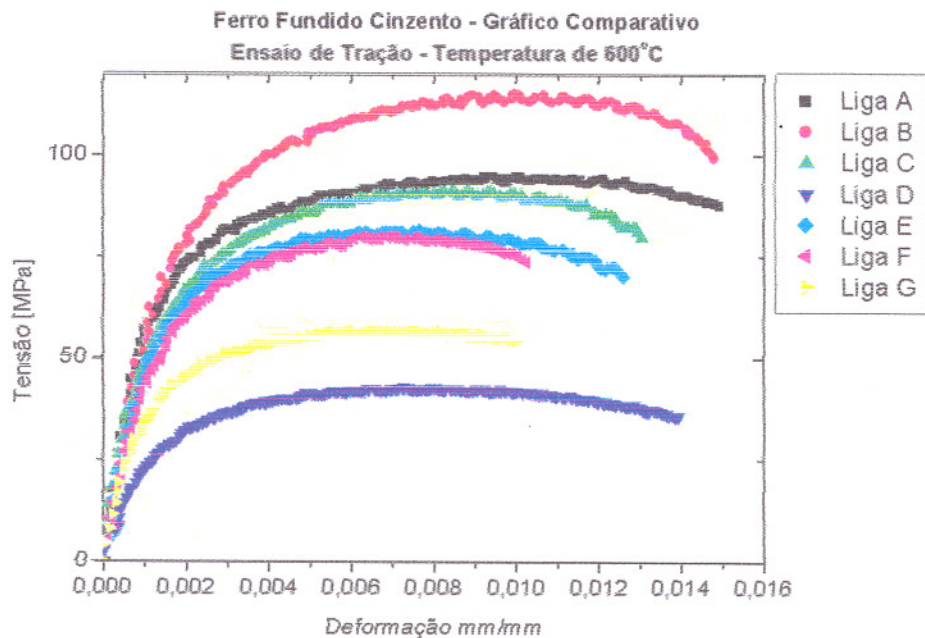


Figura 37. Gráfico Comparativo dos Ensaios de Tração a 600°C

Observa-se que com relação aos ensaios de tração as ligas são formadas basicamente por três grupos, independente da temperatura, ou seja:

O primeiro grupo formado pela liga B (Cr, Mo e baixo CE) apresenta o mais alto nível de resistência.

O segundo grupo formado pelas ligas A, C, E e F apresentam níveis de resistência intermediários. A liga A apesar de possuir somente uma adição moderada de Cr, apresenta o mais baixo CE. A liga C possui adições de Cr, Mo e Cu, mas alto CE o que contrapõe a melhoria por solução sólida. As ligas E e F possuem um baixo CE e alto teor de Cu.

O terceiro grupo formado pelas ligas G e D que possuem apenas Cu e alto CE.

Assim pode-se concluir que a adição de Cr e Mo associada a um baixo CE fornece as melhores propriedades mecânicas, enquanto que alto CE associado a um alto teor de Cu resulta em baixa resistência mecânica.

Na Figura 38 nota-se que, apesar de a liga B possuir o CE um pouco maior, o que deveria torná-la menos resistente à tração se, comparada com a liga A. Os elementos de liga (Mo, Cu, Cr) acabaram atuando na microestrutura de maneira a aumentar a resistência do material e superar os valores apresentados pela liga A.

Na Figura 39 nota-se que, apesar dos carbonos equivalentes das duas ligas apresentarem valores muito próximos, a liga C, por possuir maior quantidade dos elementos de liga Cr, Mo e Cu, apresenta valores de resistência a tração sensivelmente maiores que os da liga D.

Na Figura 40 observa-se que o elemento de liga molibdênio colabora, de maneira sensível, para o aumento dos valores de resistência à tração da liga C, pois do contrário, por ter o carbono equivalente bem maior, apresentaria menores valores de resistência que a liga A. Os elementos de liga atuaram de maneira a minimizar o efeito nocivo que carbonos equivalentes mais altos têm sobre a resistência à tração, resultando que ambas as ligas apresentaram, praticamente, a mesma resistência mecânica.

As ligas E e G, que possuem carbonos equivalentes quase idênticos, diferem apenas na quantidade de Cr que é duas vezes maior na primeira em relação à segunda. Observando a Figura 41 nota-se, claramente, o forte efeito perlitizante do Cromo que

adicionado, mesmo que em pequenas quantidades, aumenta muito a resistência à tração do ferro fundido cinzento. Existem estudos que concluíram que este elemento é um poderoso anti-corrosivo. (Milan 2004)

Pode-se notar na figura 42, o gráfico da variação da tensão de escoamento influenciada pelo CE e pelo aumento da temperatura nas ligas de ferro fundido. Observa-se que com o aumento da temperatura a tensão de escoamento diminui para todas as ligas. Já com o aumento do carbono equivalente nota-se uma diminuição generalizada da  $\sigma_E$ , exclusive para as ligas B, C e E que sob influência dos elementos de liga Mo, Cr e Cu tiveram seus resultados mascarados.

A tabela 12 apresenta um resumo das propriedades mecânicas das sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C, estes dados foram tirados das figuras 94 a 100 em anexo.

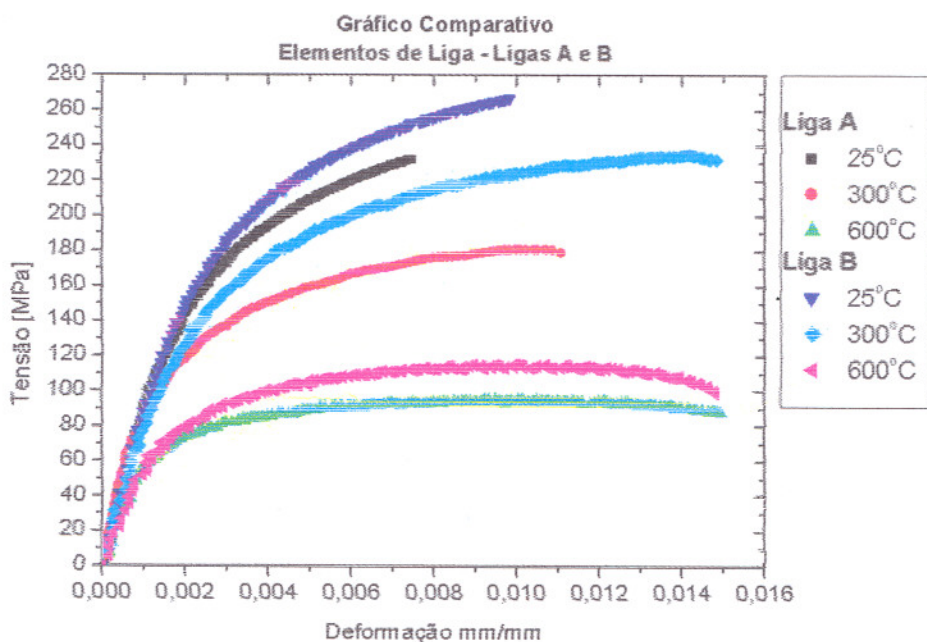


Figura 38. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas A e B

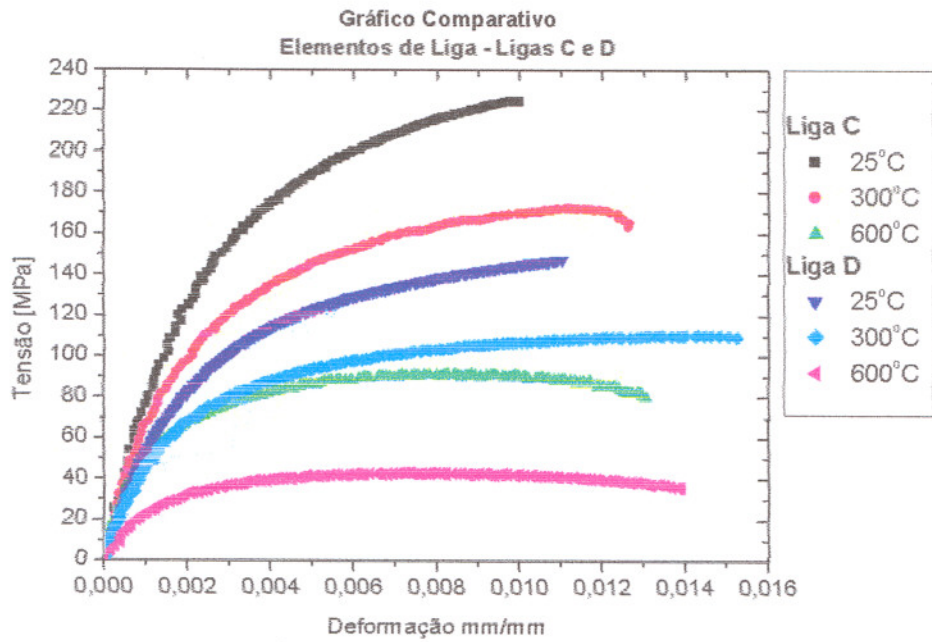


Figura 39. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas C e D

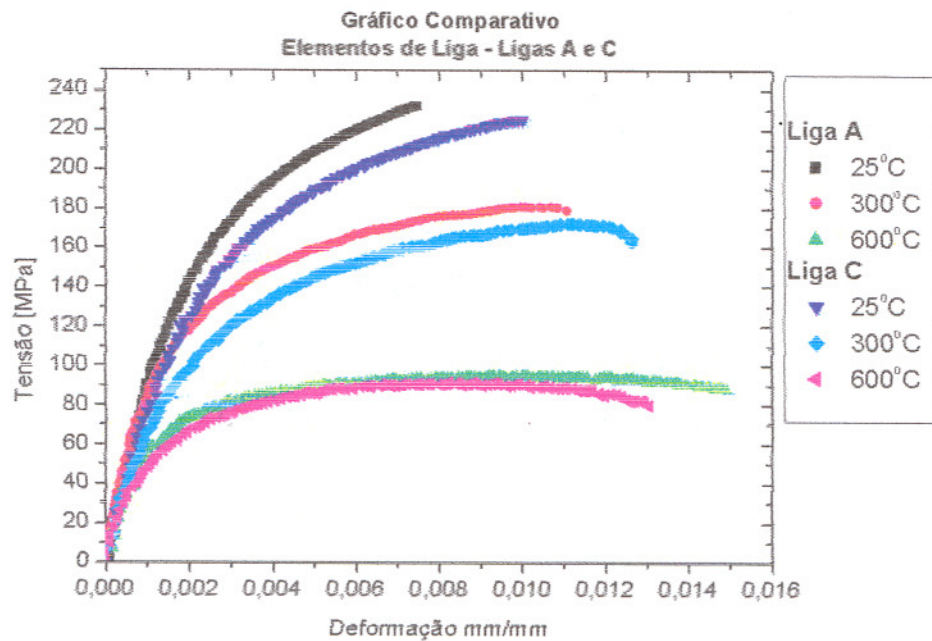


Figura 40. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas A e C



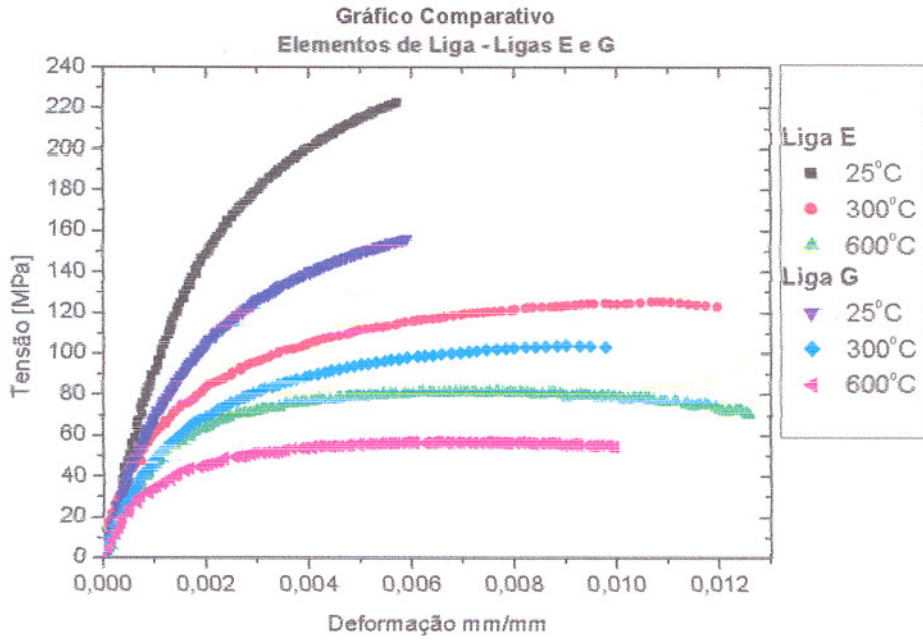


Figura 41. Gráfico Comparativo de Tração das Ligas E e G

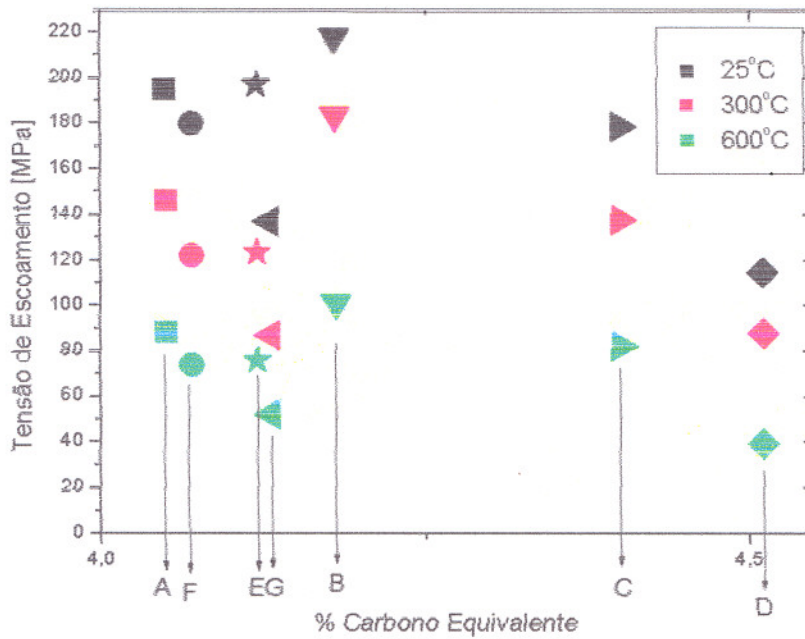


Figura 42. Gráfico comparativo de  $\sigma_E$  versus CE das sete ligas de ferro fundido cinzento para as três temperaturas.

Tabela 12. Propriedades mecânicas das sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C.

Ligas	Temperaturas	E (GPa)	$\sigma_E$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	Deformação Total (mm/mm)
A	25°C	129,20	194,86	232,27	0,0074
	300°C	106,90	106,90	178,78	0,0110
	600°C	65,27	65,27	87,69	0,0149
B	25°C	88,88	217,70	266,83	0,0098
	300°C	72,65	183,04	231,85	0,0148
	600°C	50,26	100,72	99,25	0,0148
C	25°C	73,45	178,41	224,82	0,0100
	300°C	57,50	137,45	163,04	0,0126
	600°C	34,13	81,92	79,86	0,0130
D	25°C	48,76	114,63	147,21	0,0110
	300°C	44,23	87,59	109,47	0,0152
	600°C	23,88	39,10	35,76	0,0139
E	25°C	126,94	196,79	223,07	0,0057
	300°C	96,18	123,02	151,16	0,0102
	600°C	41,8	75,57	70,11	0,0126
F	25°C	82,96	179,67	213,67	0,0075
	300°C	78,59	121,64	148,39	0,0089
	600°C	39,04	73,49	73,73	0,0102
G	25°C	68,82	136,87	155,87	0,0059
	300°C	48,43	86,60	102,94	0,0097
	600°C	31,63	51,96	54,24	0,0099

## 5.5- ENSAIO DE FADIGA ISOTÉRMICA

Os dados obtidos dos ensaios de fadiga isotérmica foram trabalhados segundo a norma BS 7270:1990, através da qual a extensão da histerese de meia vida foi determinada pela tensão média, como pode ser visto na Figura 43 (Kandil 1999). Como o ferro fundido cinzento possui comportamento compressivo muito diferente do trativo, devido aos veios de grafita se comportarem como micro trincas, o método convencional de cálculo das componentes plástica e elástica da deformação não pôde



ser usado, pois forneceria valores incorretos, uma vez que a tangente do descarregamento trativo podia, dependendo da histerese, encontrar valores de deformação plástica negativos.

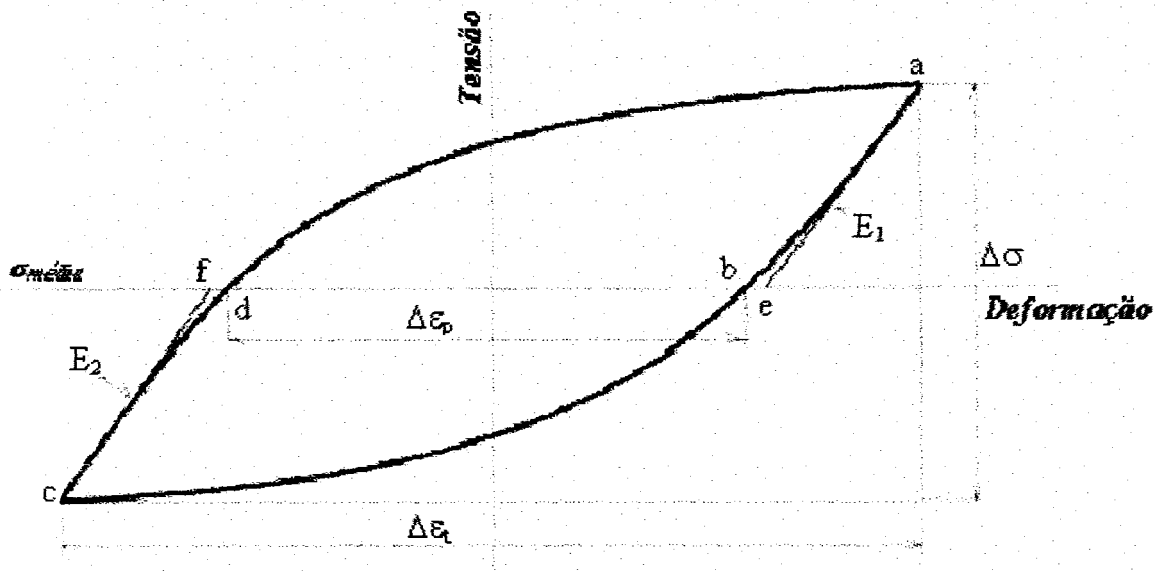


Figura 43. Histerese

Na Figura 43 observa-se que a distancia db corresponde a amplitude de deformação plástica, a distancia ac, na horizontal, a amplitude de deformação total e a distancia ac na vertical corresponde a amplitude de tensão,  $E_1$  é o módulo de elasticidade no descarregamento trativo e  $E_2$  o modulo de elasticidade no descarregamento compressivo.

### 5.5.1 EFEITO DA TEMPERATURA

Os gráficos de Amplitude de Deformação – Vida não apresentaram nenhuma diferença significativa entre as sete ligas estudadas para a temperatura de 25°C e pouca diferença para as temperaturas de 300°C e 600°C, como pode ser observado nas figuras 44, 45 e 46. Dada a baixa ductilidade das ligas estudadas observou-se que para os níveis de deformação estudados 0.2%, 0.3%, 0.4% e 0.5% os gráficos de  $\epsilon \times 2N_f$  não apresentaram diferenças significativas, para uma mesma temperatura de ensaio e para as mesmas deformações empregadas. Observa-se neste caso que o CE

parece não promover correlação com a vida em fadiga. No entanto, pode-se observar que para a temperatura de 600°C há uma ligeira diferença entre as curvas mostrando, por exemplo, que para uma amplitude de deformação de 0,2% a vida da liga B é da ordem de quase 4 vezes maior do que a da F. Esta diferença pode ser explicada pela presença do Molibdênio e Cromo na liga B, que aumenta a resistência mecânica a quente. As ligas F e G com apenas Cu em alta quantidade apresenta o mais baixo desempenho a 600°C.

As equações constitutivas para cada liga nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C encontram-se nas figuras em anexo.

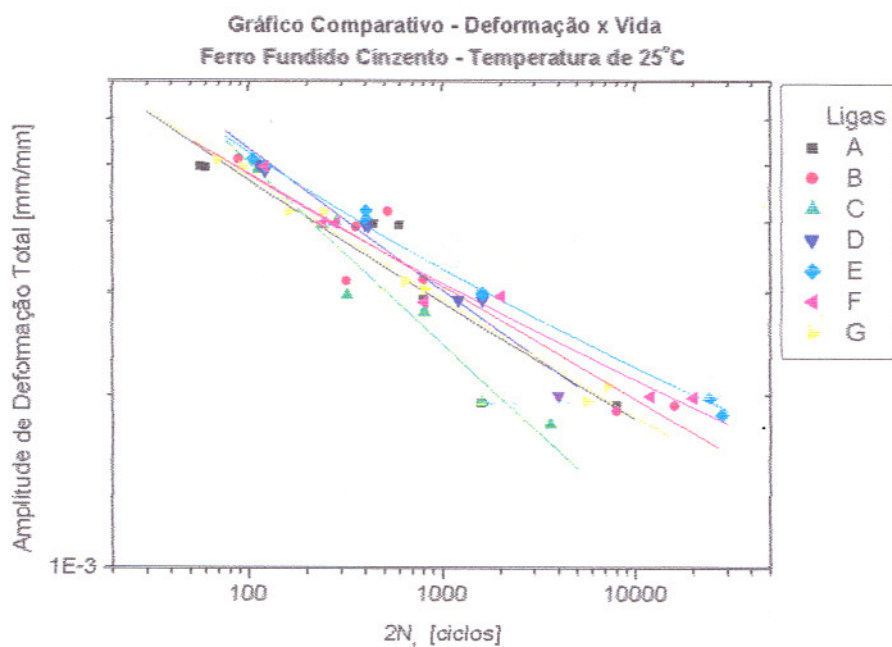


Figura 44. Gráfico Comparativo da Amplitude de Deformação-Vida para temperatura de 25°C

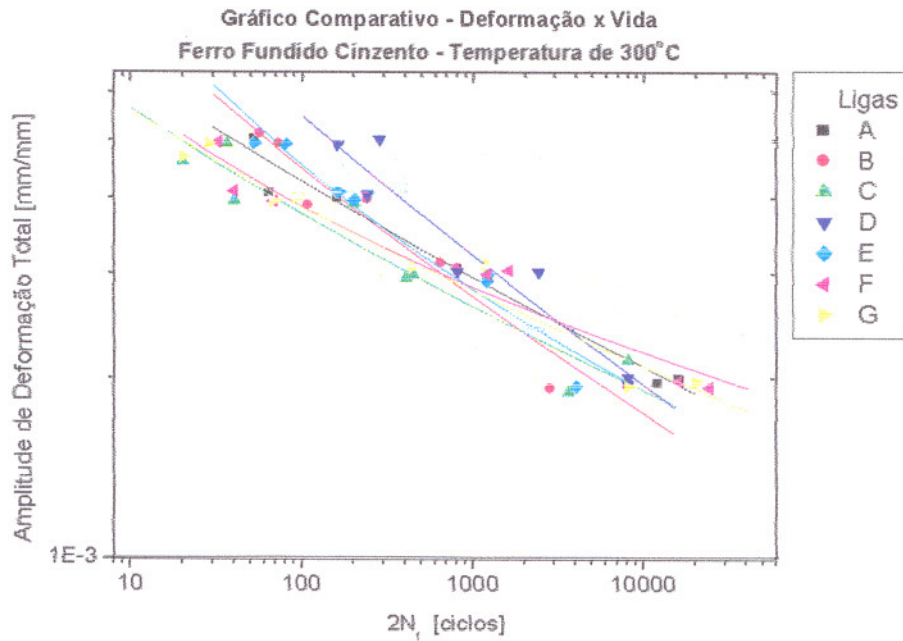


Figura 45. Gráfico Comparativo da Amplitude de Deformação-Vida para temperatura de 300°C

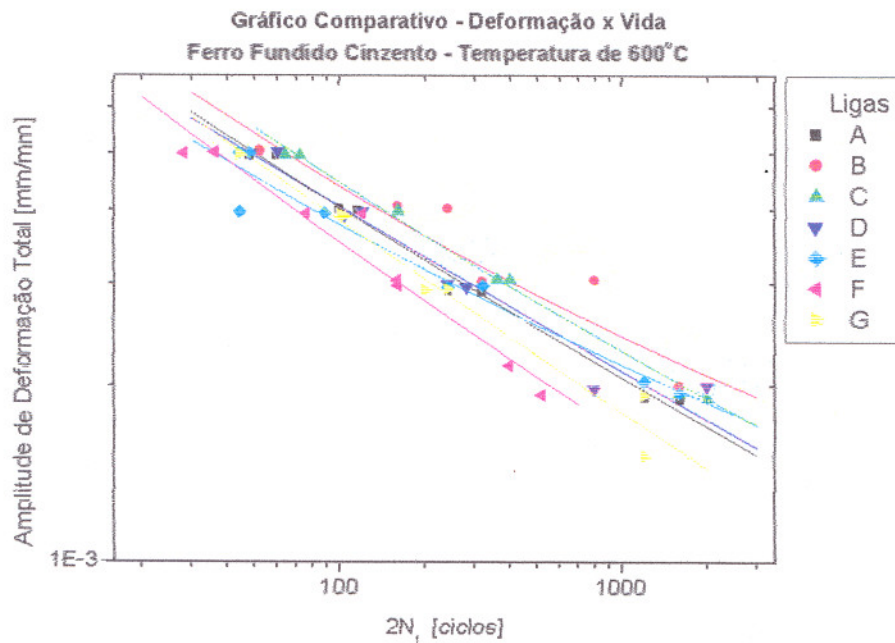


Figura 46. Gráfico Comparativo da Amplitude de Deformação-Vida para temperatura de 500°C

Já nos gráficos de Amplitude de Tensão – Vida pode-se notar que, mesmo a temperatura ambiente, existe uma diferença significativa entre as ligas estudadas. Comparando o comportamento das ligas nas temperaturas de 25°C e 300°C não houve uma diminuição significativa na amplitude de tensão. No entanto, quando a temperatura chega em torno de 600°C, há uma diminuição mais acentuada na amplitude de tensão para as ligas que contém pouco ou nenhum molibdênio.

Assim, as ligas com maior resistência mecânica, necessitam de uma maior tensão para serem deformadas. Baseado nos resultados das figuras 47, 48 e 49, as ligas podem se dividir em grupos. Na temperatura ambiente as ligas A, B E e F apresentam vidas similares, enquanto que as ligas C, D e G apresentam uma menor vida em fadiga.

Observa-se que na temperatura de 300°C as ligas A, B, E e F continuam apresentando as maiores vidas em fadiga enquanto que a liga D apresentou a mais baixa vida em fadiga. As ligas C e G apresentam vidas intermediárias.

À medida que a temperatura foi elevada para 600°C, as ligas mais resistentes a diminuição das propriedades mecânicas com a temperatura apresentam melhores desempenho quanto a vida em fadiga (B, E, A e F).

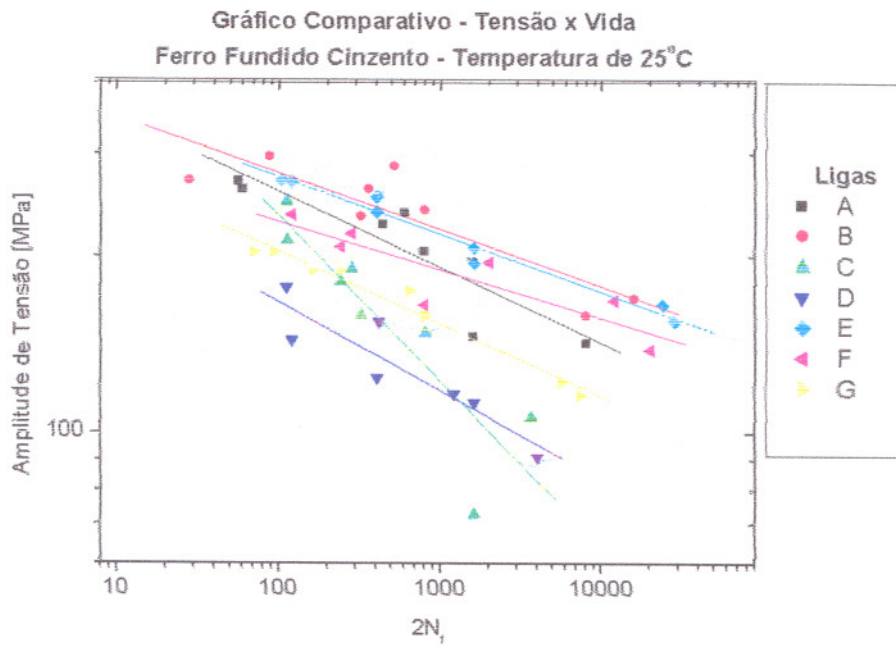


Figura 47. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão-Vida para temperatura de 25°C

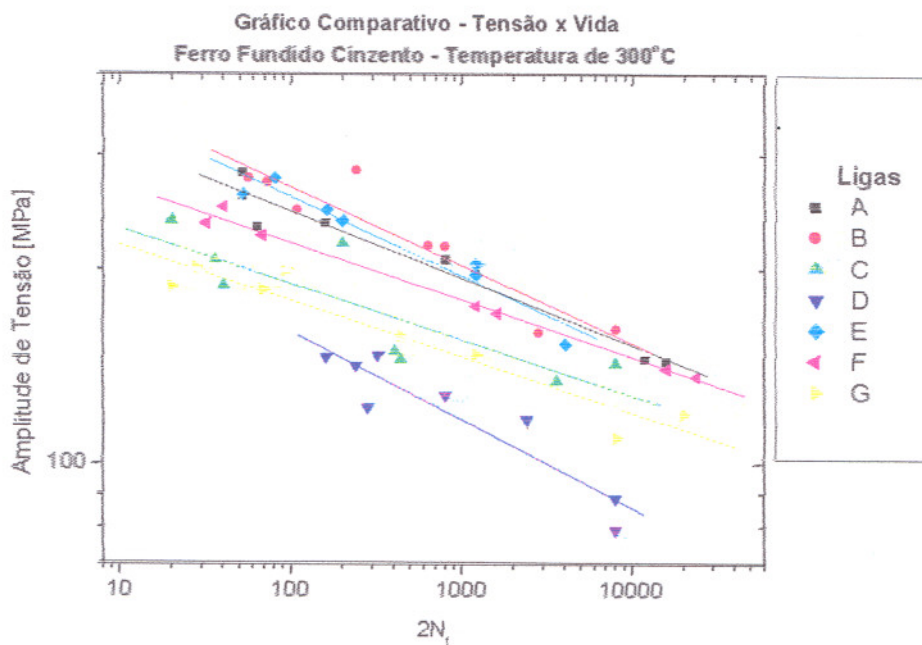


Figura 48. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão-Vida para temperatura de 300°C

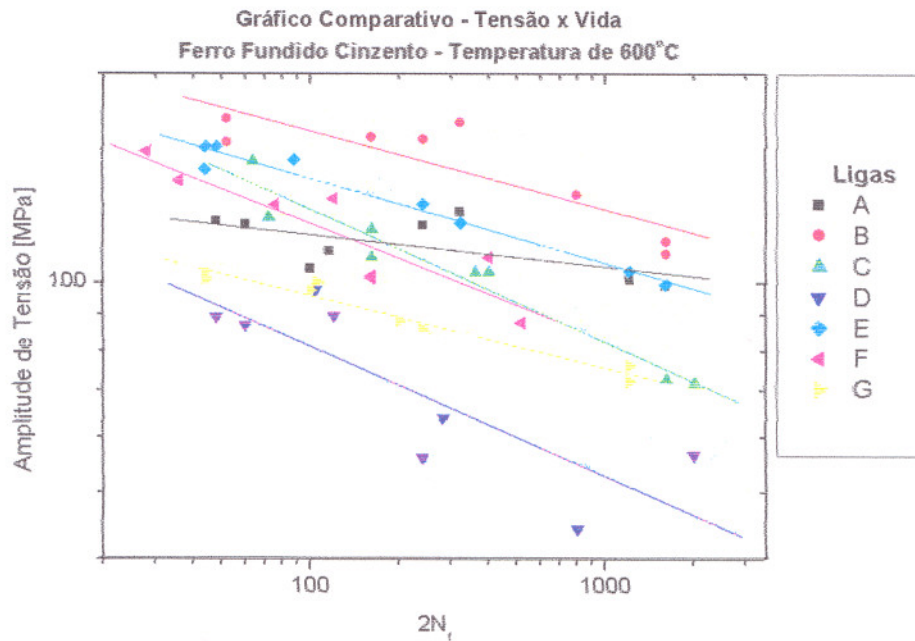


Figura 49. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão-Vida para temperatura de 600°C

## 5.5.2 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

### 5.5.2.1 CARBONO EQUIVALENTE

Nos gráficos comparativos de tensão - vida apresentados a seguir se observa a influência do carbono equivalente na vida das ligas de ferro fundido cinzento estudadas.

Na Figura 50 nota-se que, como ambas as ligas possuem praticamente a mesma quantidade de carbono equivalente ( $CE_F = 0,02 + CE_A$ ), o comportamento delas em fadiga é semelhante. No entanto, para a temperatura de 600°C, a liga A tem uma queda menos acentuada na amplitude de tensão do que a liga F, sugerindo que em altas temperaturas mesmo uma pequena diferença no CE pode ser significativa.

A Figura 51 mostra que quando a diferença no carbono equivalente é maior que no caso anterior ( $CE_G = 0,08 + CE_A$ ), se observa que a queda da amplitude de tensão é maior para a liga G.



Na Figura 52 em que a diferença no carbono equivalente é ainda maior ( $CE_D = 0,46 + CE_A$ ) nota-se que a tendência permanece só que agora de maneira mais acentuada. A liga A na temperatura de 600°C possui praticamente a mesma resistência do que a liga D nas temperaturas de 25°C e 300°C. Comportamento parecido pode ser notado nas Figuras 53 e 54.

Como já visto, quanto maior o carbono equivalente melhor a condutividade térmica do material e pior a resistência mecânica da liga. Para temperaturas de até 300°C pequenas diferenças no CE não afetaram, de maneira significativa, o comportamento em fadiga.

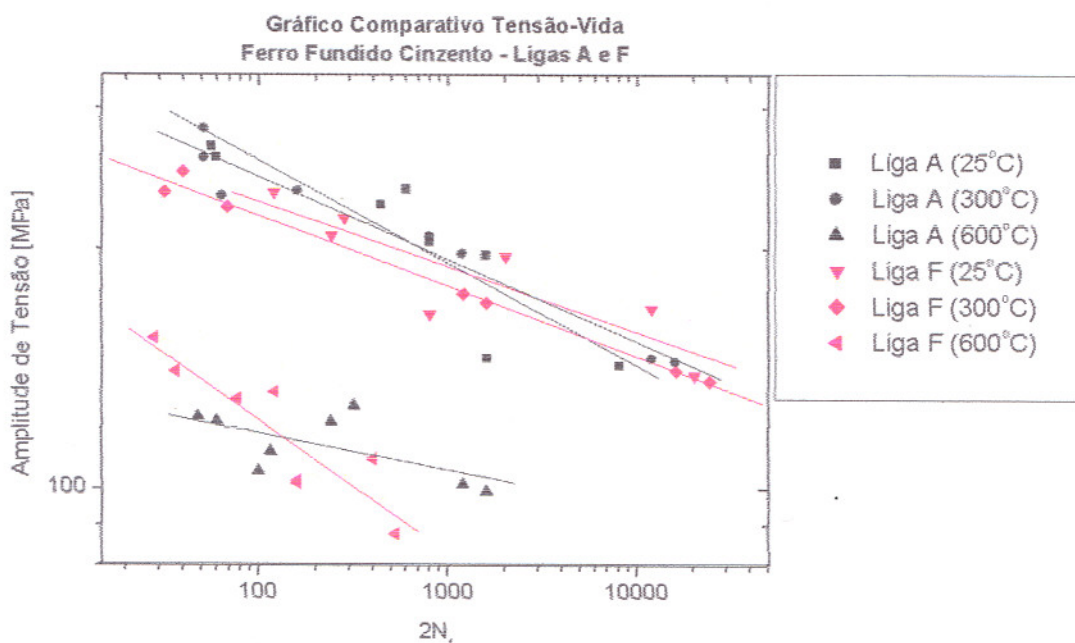


Figura 50. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e F

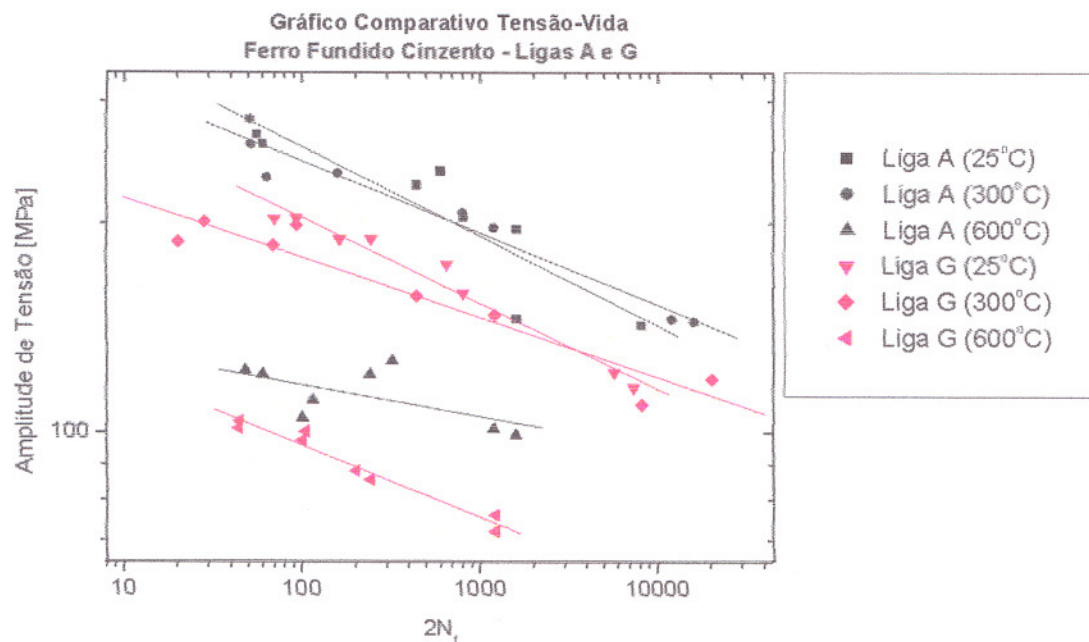


Figura 51. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e G

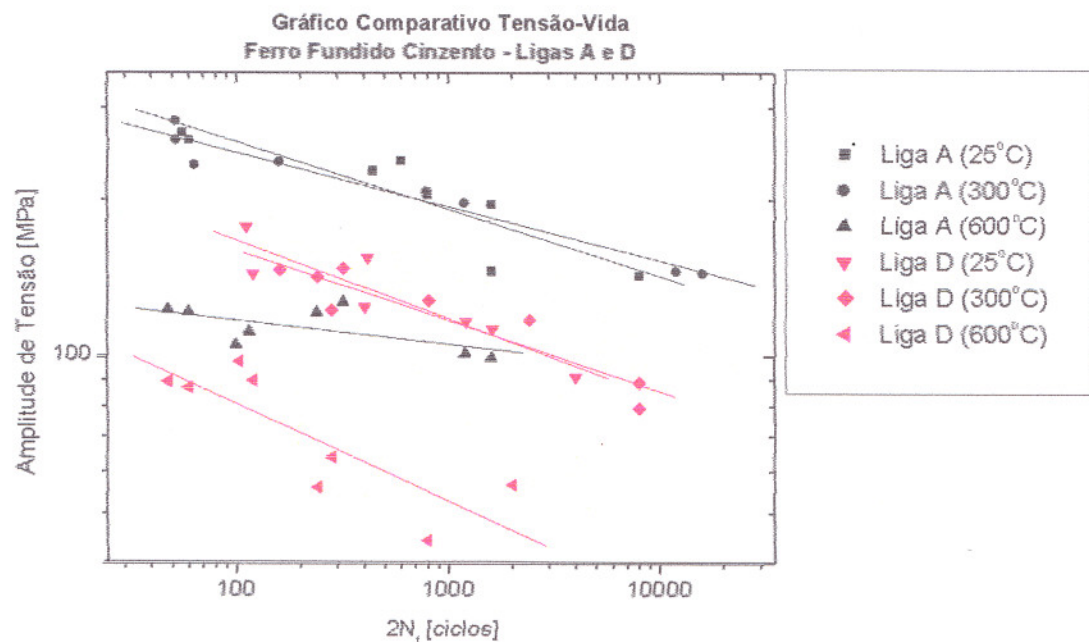


Figura 52. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e D



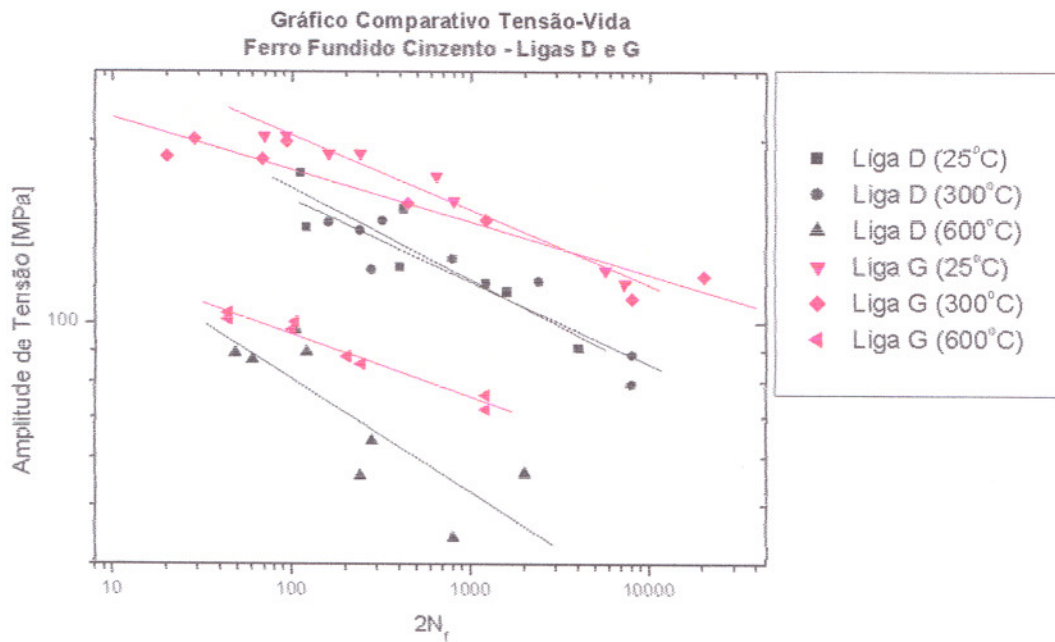


Figura 53. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas D e G

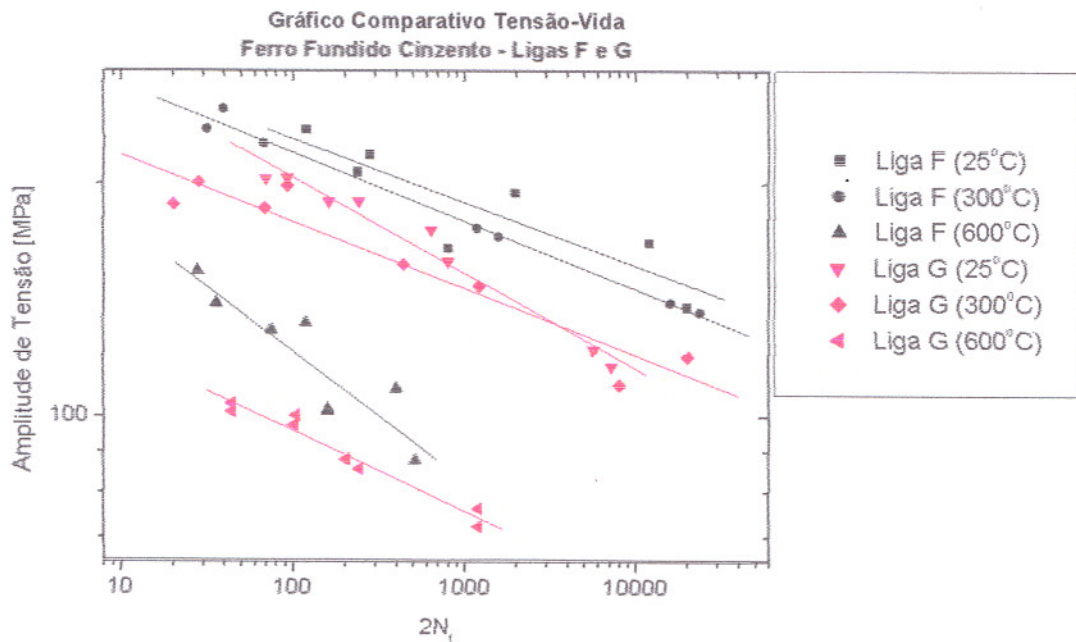


Figura 54. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas F e G

### 5.5.2.2 ELEMENTOS DE LIGA

Para compensar a menor resistência mecânica causada pela maior quantidade de carbono equivalente, é comum, como citado anteriormente, a adição dos elementos de liga Mo, Cr e Cu.

Na Figura 55 nota-se o efeito dos elementos Mo e Cr presentes na liga B que por possuir carbono equivalente maior deveria apresentar valores de resistência mecânica comparativamente menores que os da liga A. No entanto, a presença de Mo e Cr aumenta tanto a resistência a quente da liga B que na temperatura de 600°C ela apresenta limites de resistência melhores que os da liga A, cujo CE é menor.

A Figura 56 mostra que nas temperaturas de 25°C e 300°C o comportamento da liga C é ligeiramente melhor do que o da D, já para a temperatura de 600°C a resistência da liga C é bem maior. Isto pode ser explicado pela presença do Mo em sua composição química, aumentando a resistência mecânica à quente.

Na Figura 57 pode ser observado o efeito do Mo e do Cu presentes na liga C. Pela Tabela 9 nota-se que  $CE_C > CE_A$  e, portanto, esperava-se que a resistência da liga A fosse bem maior, em virtude da grande diferença no carbono equivalente entre elas, no entanto os elementos Mo e Cu tiveram por finalidade melhorar a resistência da liga C. Nas temperaturas de 25°C e 300°C a presença dos elementos de liga não resultou num aumento significativo de resistência da liga C, já na temperatura de 600°C, a atuação deles se deu de maneira mais acentuada, tornando a liga C semelhante à liga A em termos de propriedades mecânicas.

Na Figura 58 nota-se o efeito do Cr presente em maior quantidade na liga E. Conforme observado na Tabela 9, o CE é praticamente o mesmo para ambas as ligas, portanto esperava-se, grosso modo, um comportamento similar em termos resistência mecânica. No entanto, o Cromo atuou de maneira significativa, aumentando a resistência da liga E tanto à temperatura ambiente como a 300°C e a 600°C.

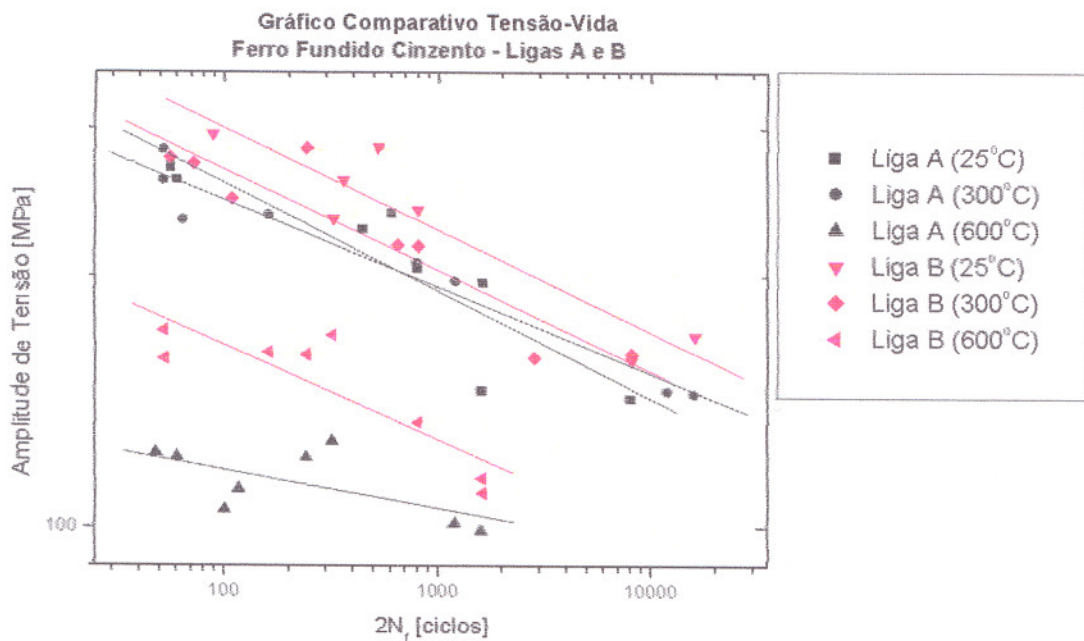


Figura 55. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e B

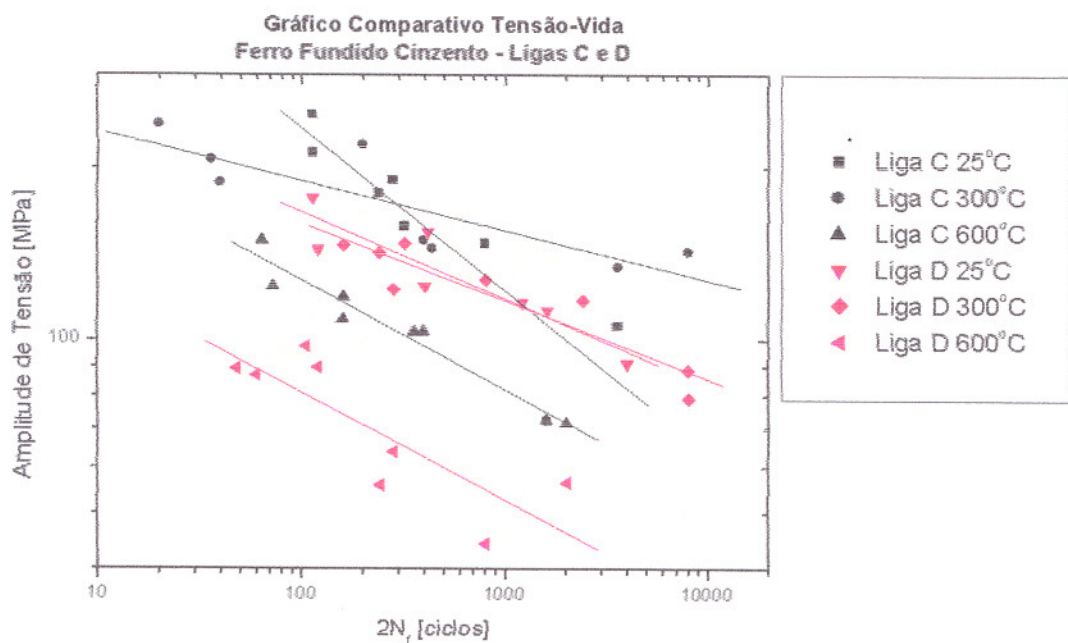


Figura 56. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas C e D

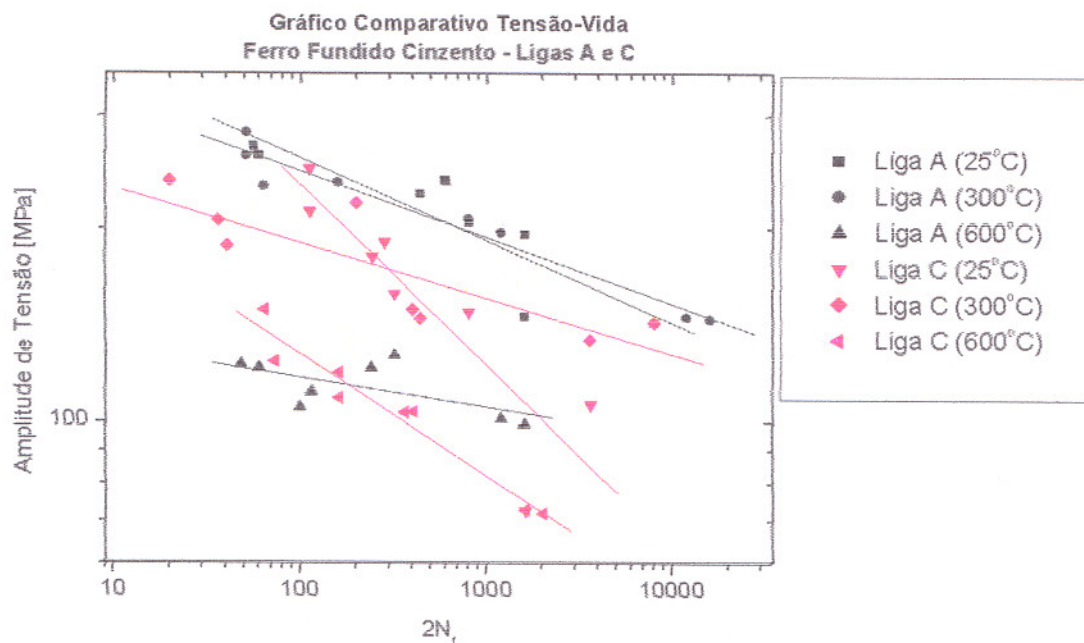


Figura 57. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas A e C

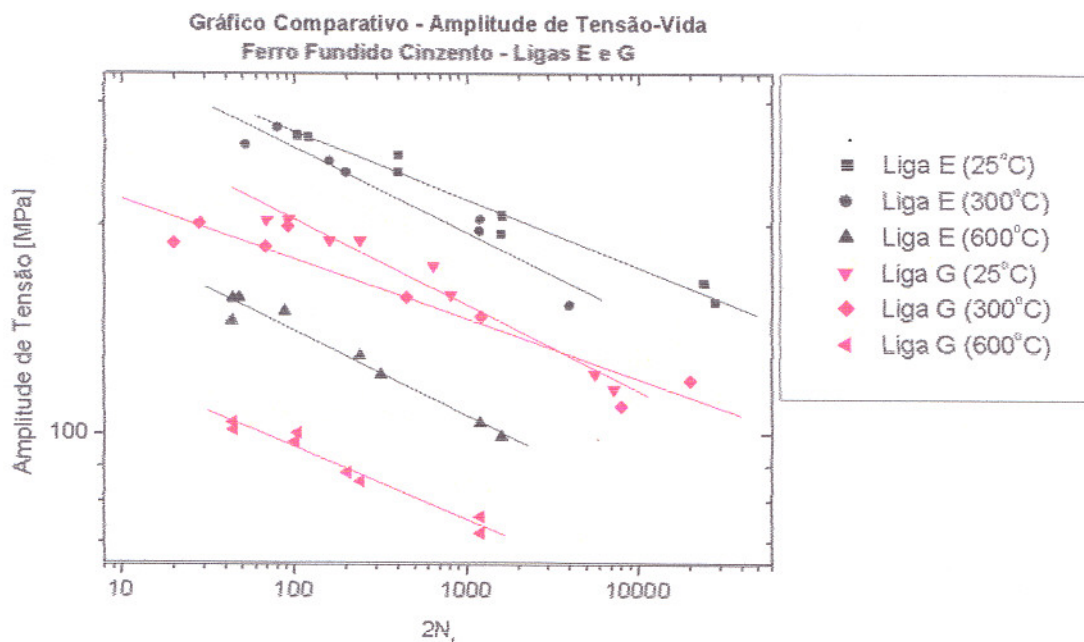


Figura 58. Gráfico Comparativo da Amplitude de Tensão – Vida para as Ligas E e G

## 6- CONSIDERAÇÕES FINAIS

Com base na análise dos resultados dos ensaios de tração, impacto, fadiga isotérmica e das medidas de dureza realizadas nos corpos de prova nas temperaturas ambiente, de 300°C e 600°C, e levando-se também em consideração o custo de fabricação de cada uma das ligas levantado junto as fornecedoras LUK, TRW e Teksid, foi construída uma tabela de classificação do desempenho das sete ligas de ferro fundido estudadas no presente trabalho. Sendo que quanto menor os números melhores as propriedades mecânicas e menor o custo por kilo.

Tabela 13. Classificação das sete ligas de ferro fundido cinzento.

	LIGA	A	B	C	D	E	F	G
TRAÇÃO	25 <sup>o</sup> C	3	1	4	6	2	4	5
	300 <sup>o</sup> C	2	1	3	5	4	4	5
	600 <sup>o</sup> C	2	1	3	6	4	4	5
IMPACTO	25 <sup>o</sup> C	3	1	3	6	2	4	5
	400 <sup>o</sup> C	4	1	3	5	2	4	5
	600 <sup>o</sup> C	3	1	2	5	2	4	4
FADIGA	25 <sup>o</sup> C	2	1	3	6	2	4	5
	300 <sup>o</sup> C	2	1	4	6	2	3	5
	600 <sup>o</sup> C	2	1	2	5	2	3	4
PREÇO*	kg	1	6	7	2	4	3	5
MÉDIA		2,4	1,5	3,2	5,2	2,6	3,7	4,8
POSICÃO		2 <sup>o</sup>	1 <sup>o</sup>	4 <sup>o</sup>	7 <sup>o</sup>	3 <sup>o</sup>	5 <sup>o</sup>	6 <sup>o</sup>

\*preço por quilo de carga metálica.

## 7- CONCLUSÃO

1. Todas as sete ligas de ferro fundido cinzento estudadas apresentaram composição química dentro da faixa esperada
2. As ligas de ferro fundido cinzento apresentam matriz perlítica com veios de grafita do tipo 7. Entretanto o tamanho dos veios variou de acordo com o carbono equivalente, ou seja, quanto maior o CE maior o tamanho dos veios. Este foi um dos fatores principais influentes do comportamento mecânico. Com relação ao carbono equivalente observou-se que este afeta negativamente as propriedades mecânicas, principalmente à temperatura ambiente. Isto acontece, pois a baixas temperaturas as microestruturas de maior CE, que apresentam comprimento dos veios de grafita maiores, tem menor resistência mecânica, pois os veios se comportam como concentradores de tensões (micro trincas). Em altas temperaturas este maior comprimento dos veios, ao invés de prejudicar o desempenho, ajuda melhorando a condutividade térmica e, conseqüentemente, a dissipação de calor, aumentando a vida do componente. A adição de elementos de liga, tais como o cromo e o molibdênio, melhoram significativamente o comportamento mecânico dos ferros fundidos cinzentos, de altos carbonos equivalentes, principalmente em altas temperaturas, permanecendo com seus valores inalterados a baixas temperaturas.
3. Quanto às propriedades de impacto, nota-se que o carbono equivalente e o Cu têm influência negativa na absorção de energia, e que os elementos de liga como o Cr e o Mo melhoram acentuadamente as propriedades de impacto, estas influencias são mais perceptíveis em altas temperaturas.
4. Quanto às propriedades de tração, observa-se que com o aumento da temperatura há uma diminuição nos valores de resistência mecânica, e que esta diminuição é menos acentuada nas ligas B e C devido a presença dos elementos Cr e Mo; há também um aumento de ductilidade.
5. Quanto às propriedades de fadiga, nota-se que nos gráficos de Amplitude de Deformação – Vida não existe diferença significativa entre as sete ligas



estudadas para as temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C, pode-se observar que o CE parece não promover correlação com a vida em fadiga. Já nos gráficos de Amplitude de Tensão – Vida nota-se que, mesmo a temperatura ambiente, existe uma diferença entre as ligas. Com o aumento da temperatura há uma diminuição na amplitude de tensão que é mais acentuada nas ligas que contém pouco ou nenhum Cromo e Molibdênio. Já o Cu afeta negativamente a vida em fadiga (ligas F e G). Assim as ligas com maior resistência mecânica, necessitam de uma maior tensão para serem deformadas.

6. Da Tabela 12 observa-se que a liga que obteve o melhor comportamento foi a liga B seguida da A, E e C. Aqui chamamos a atenção para o fato de que a comparação entre as sete ligas se deu em função dos ensaios de tração, impacto e fadiga isotérmica, das medidas de dureza nos corpos de prova e da relação custo benefício, não levando-se em consideração os efeitos da abrasão, corrosão, fadiga térmica e termomecânica no componente.

## 8- ANEXOS

- Seguem-se os gráficos comparativos de Amplitude de Deformação-Vida para as sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C.

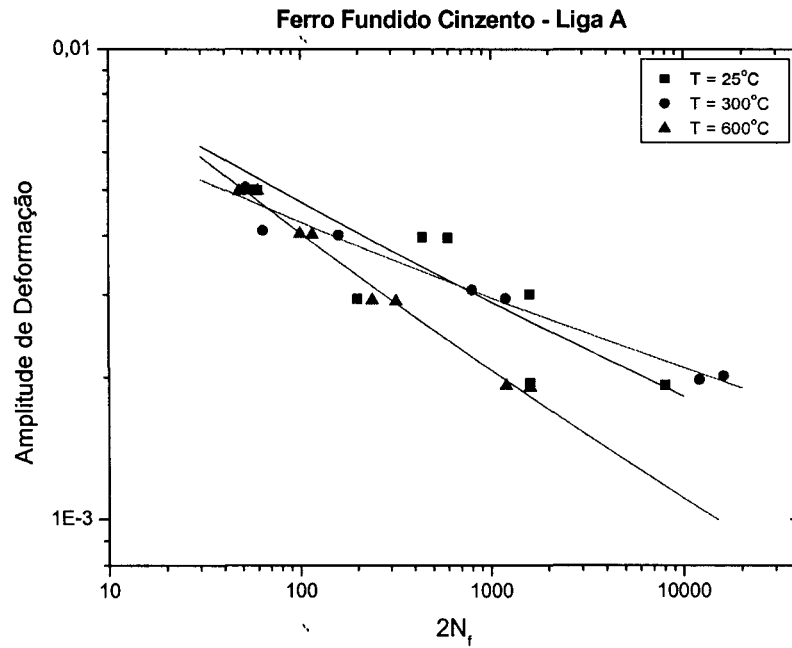
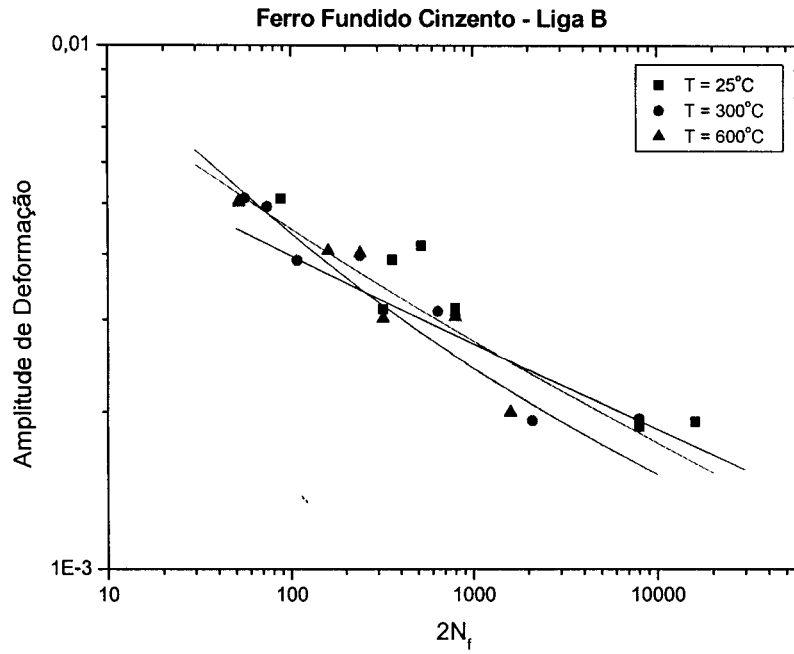
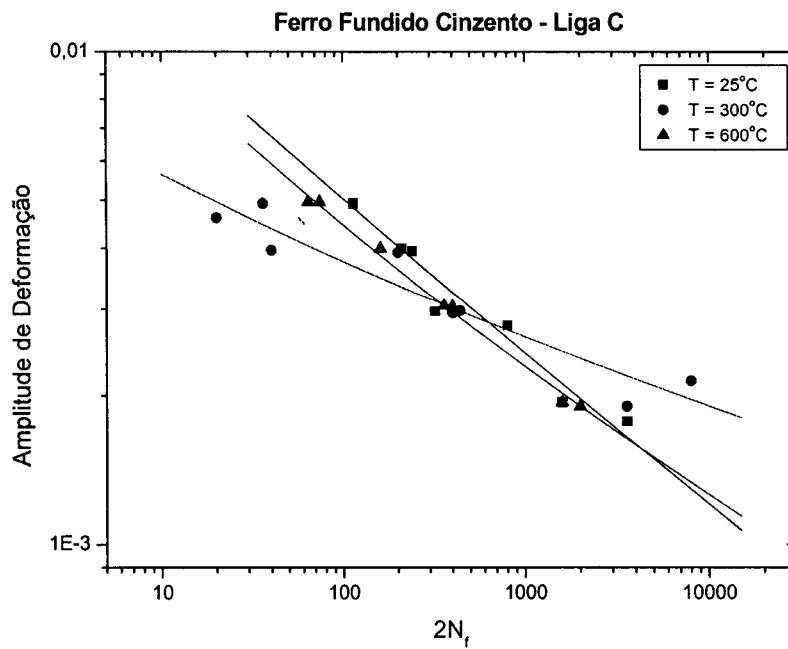


Figura 59. Gráfico da Amplitude de Deformação Total -Vida para a Liga A





**Figura 60.** Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga B



**Figura 61.** Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga C

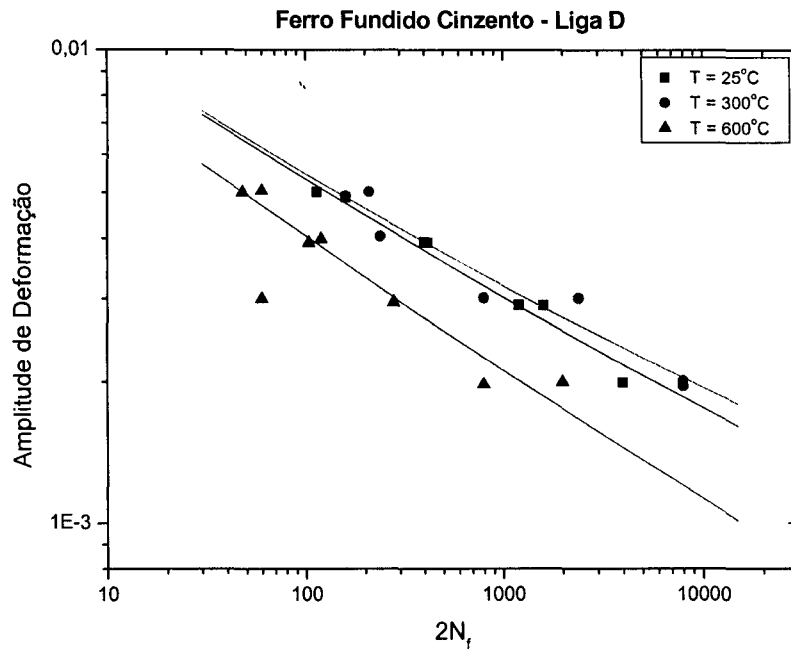


Figura 62. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga D

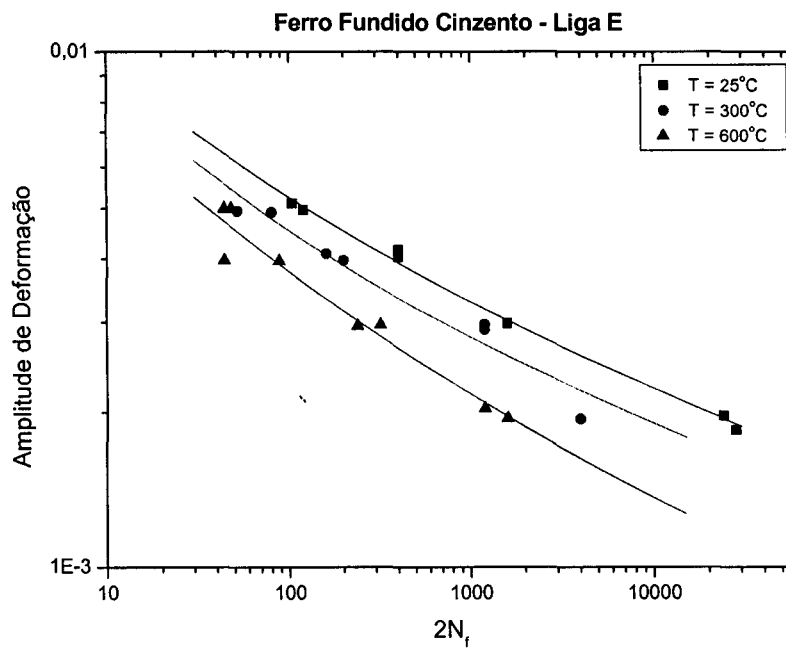


Figura 63. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga E

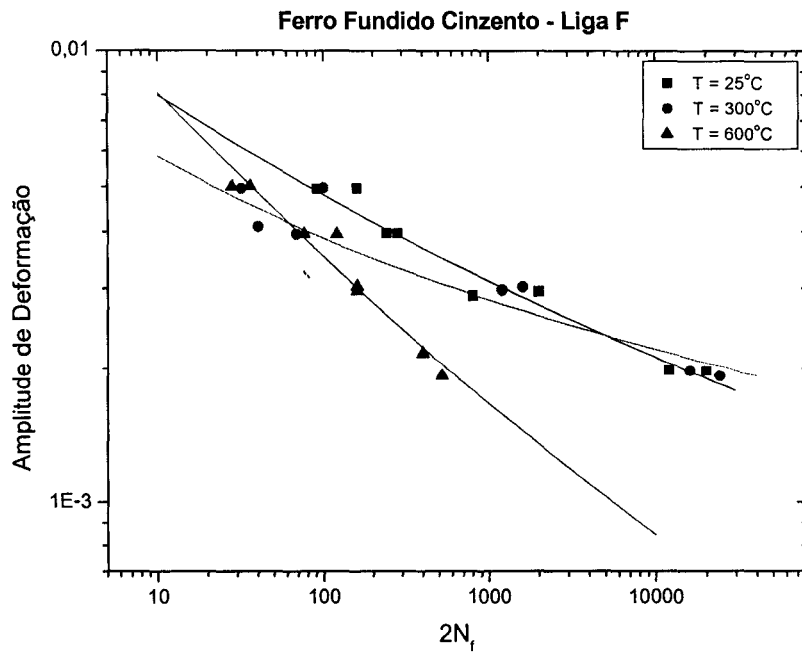


Figura 64. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga F

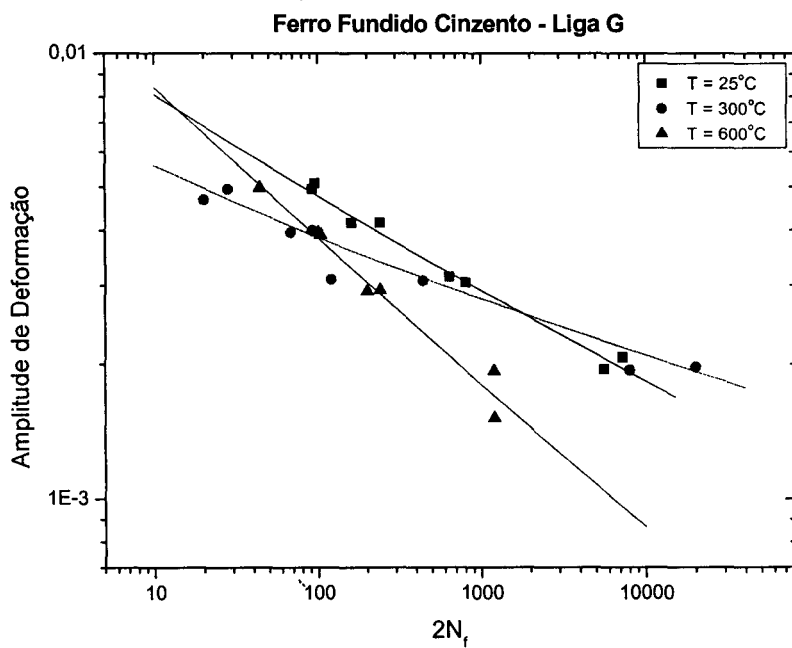
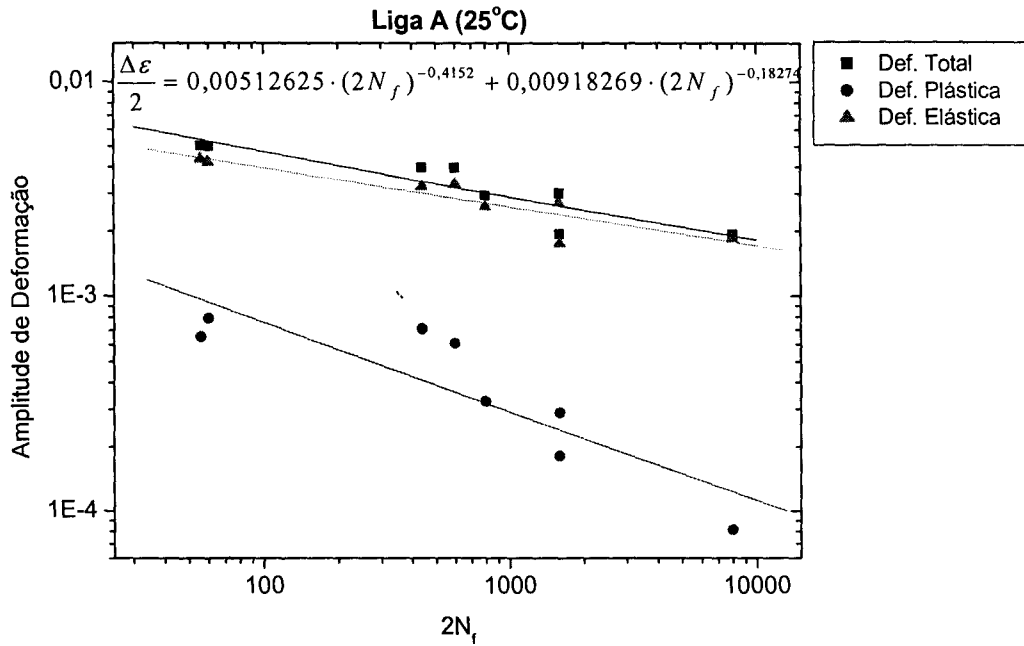


Figura 65. Gráfico da Amplitude de Deformação Total - Vida para a Liga G

- Seguem-se os gráficos de Amplitude de Deformação-Vida para as sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C e suas respectivas relações funcionais.



**Figura 66.** Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga A na Temperatura de 25°C

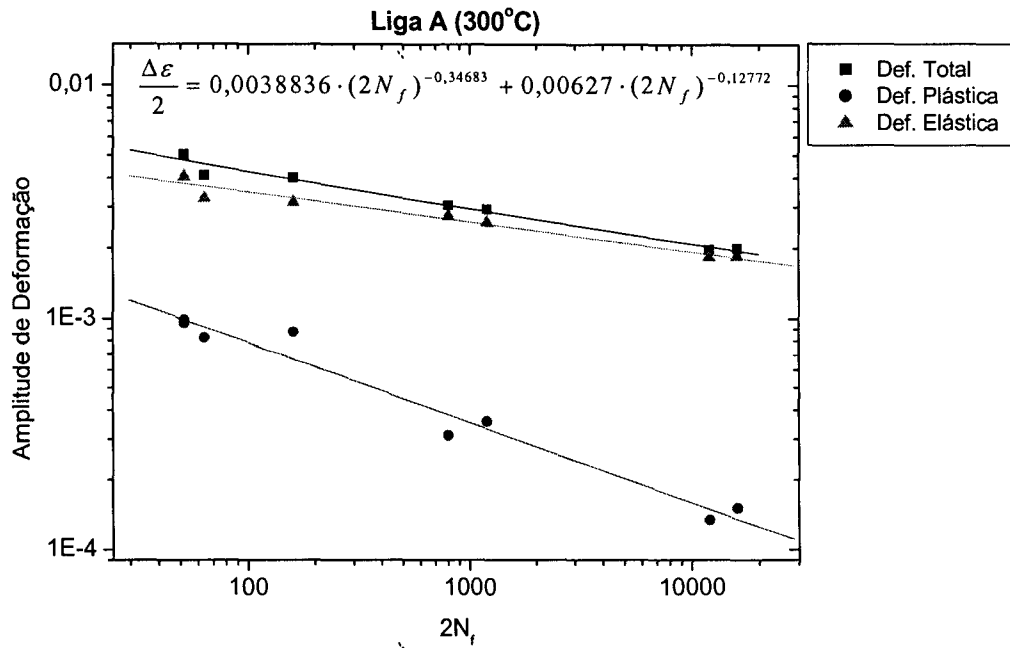


Figura 67. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga A na Temperatura de 300°C

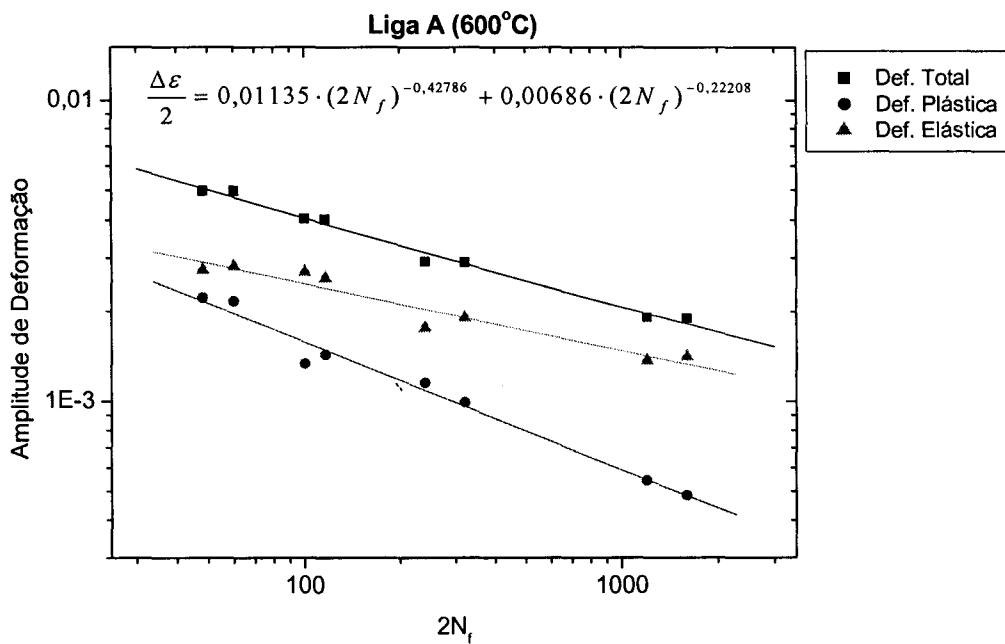


Figura 68. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga A na Temperatura de 600°C

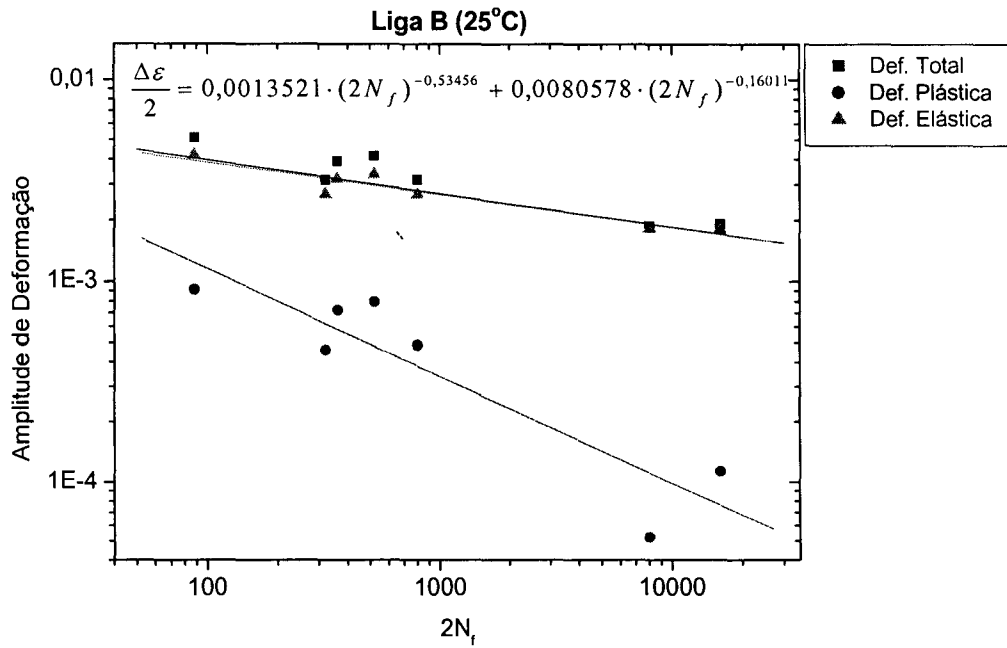


Figura 69. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga B na Temperatura de 25°C

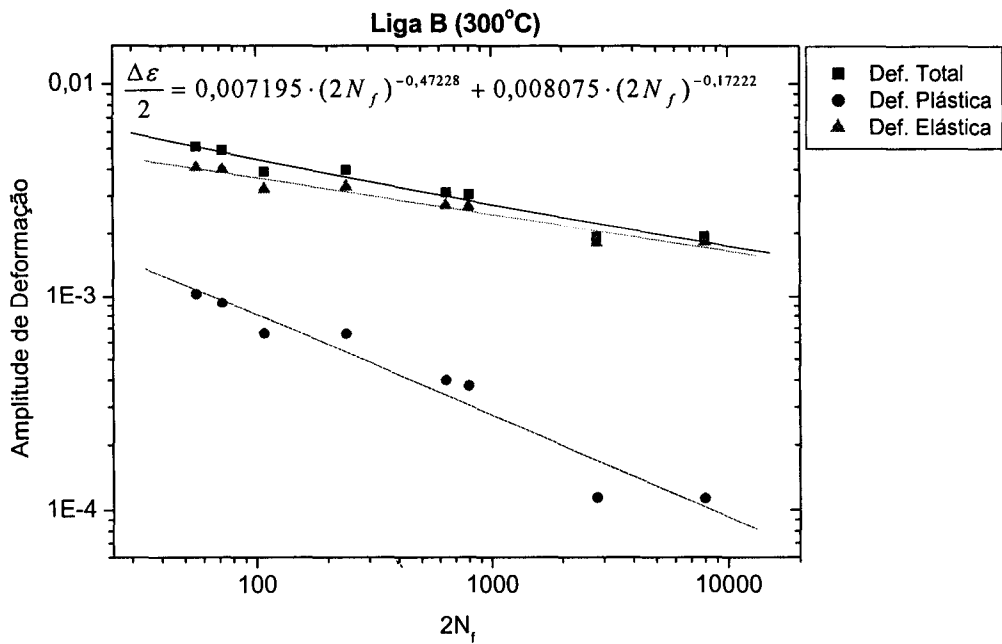


Figura 70. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga B na Temperatura de 300°C

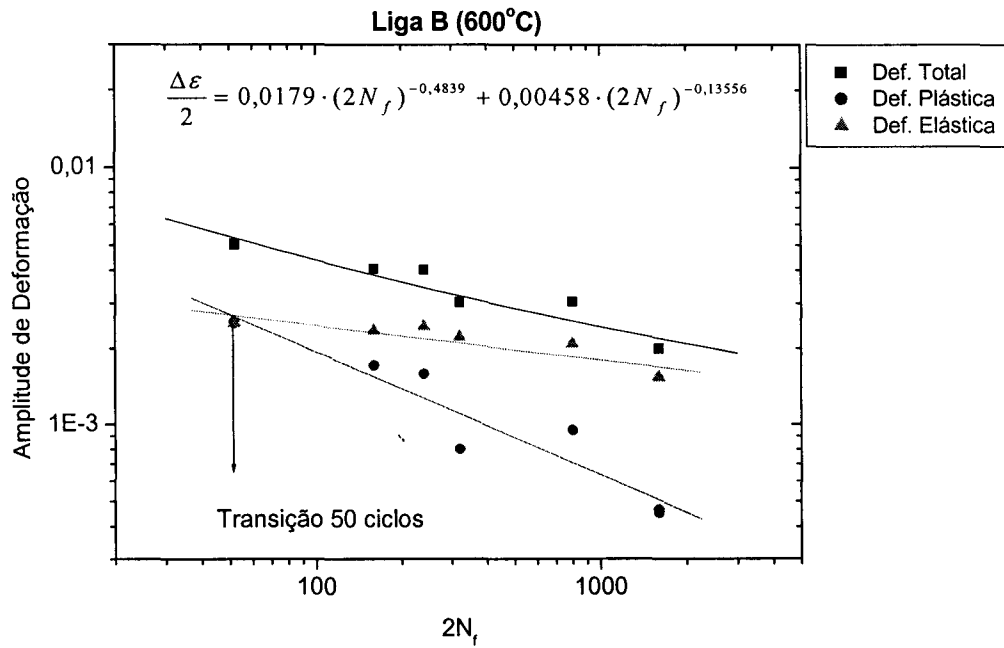


Figura 71. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga B na Temperatura de 600°C

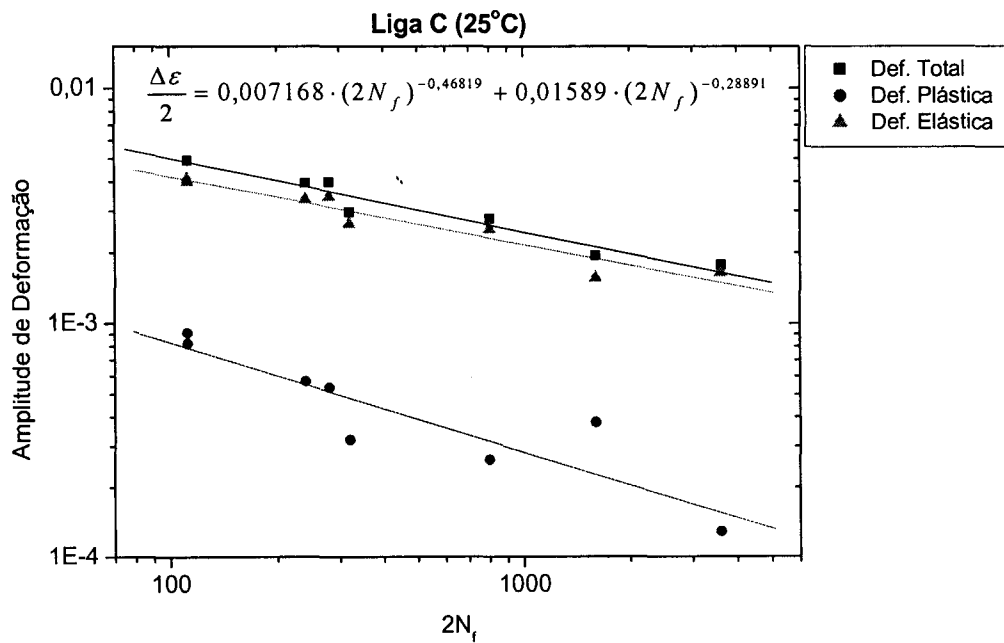


Figura 72. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga C na Temperatura de 25°C



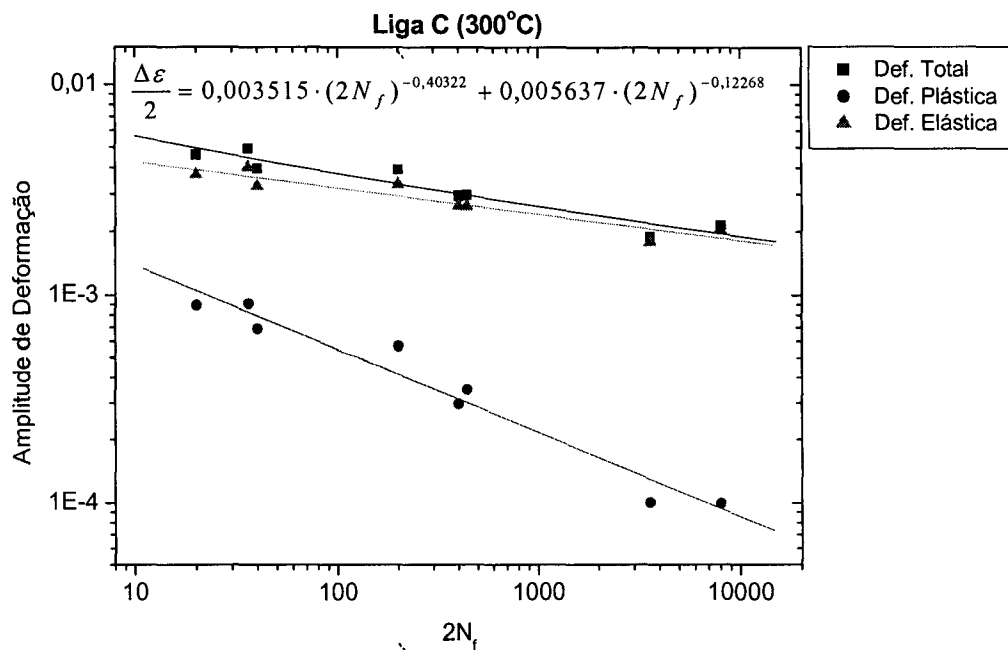


Figura 73. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga C na Temperatura de 300°C

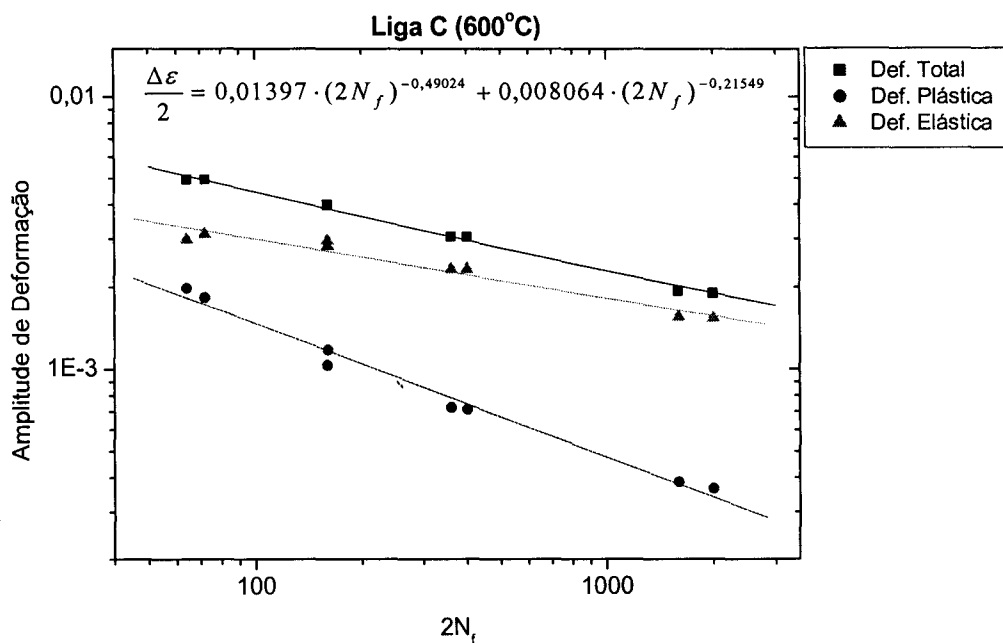


Figura 74. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga C na Temperatura de 600°C

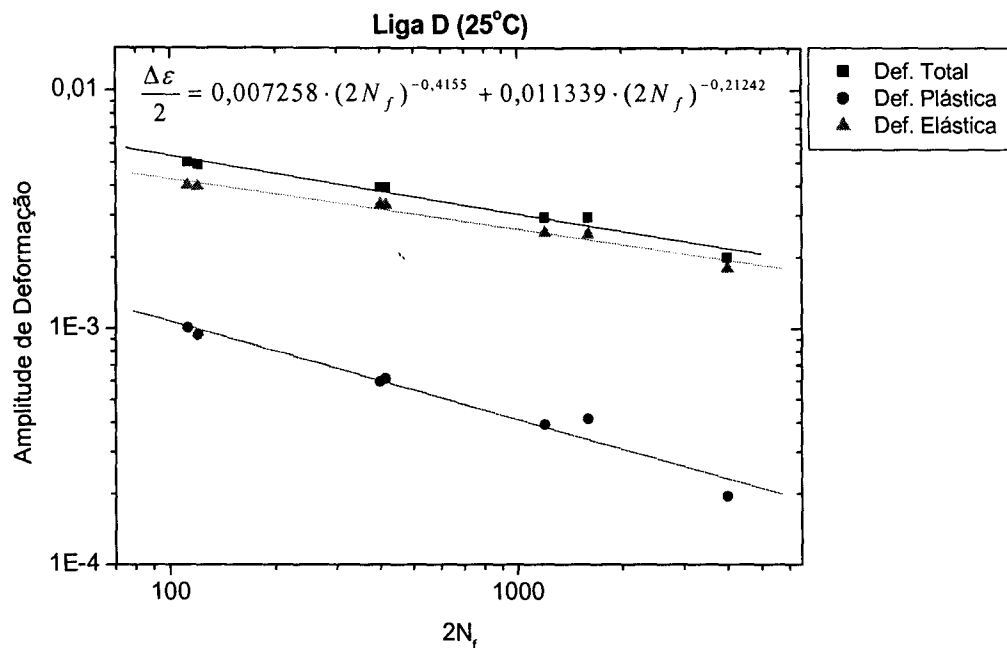


Figura 75. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga D na Temperatura de 25°C

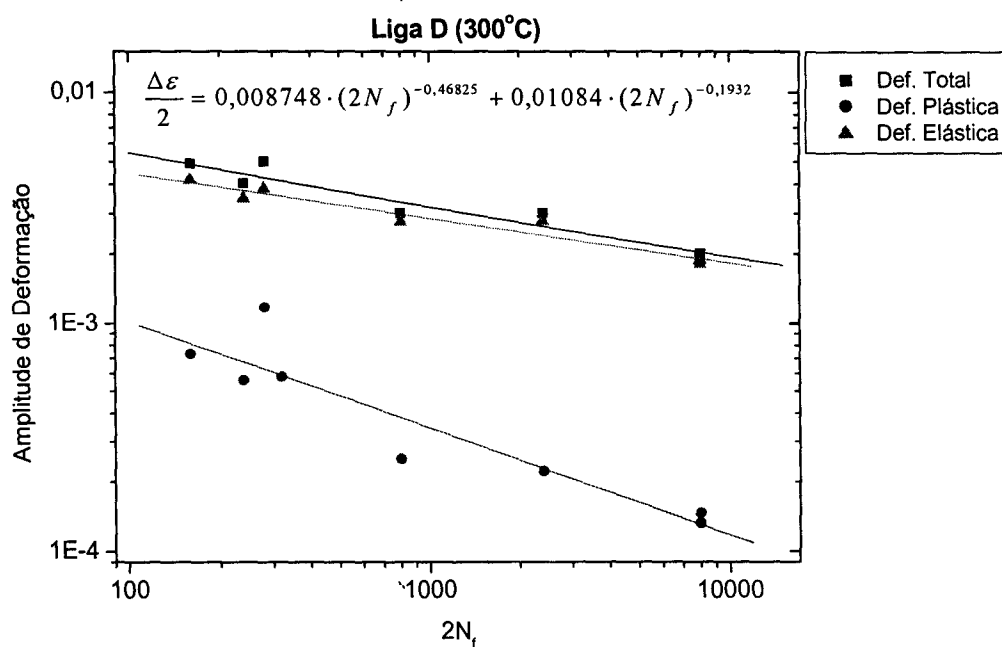


Figura 76. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga D na Temperatura de 300°C

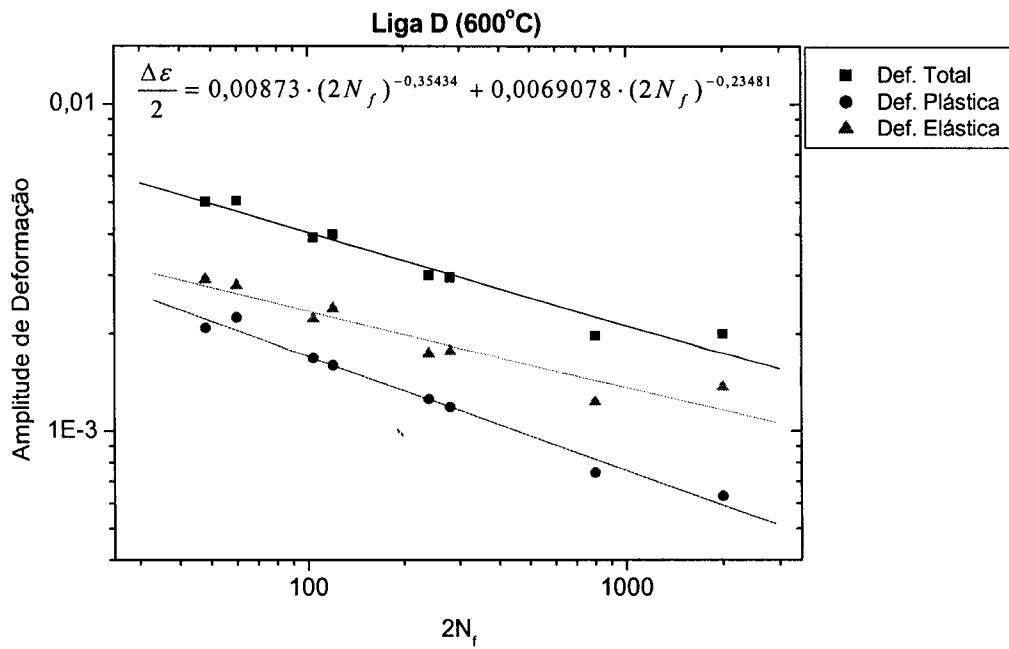


Figura 77. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga D na Temperatura de 600°C

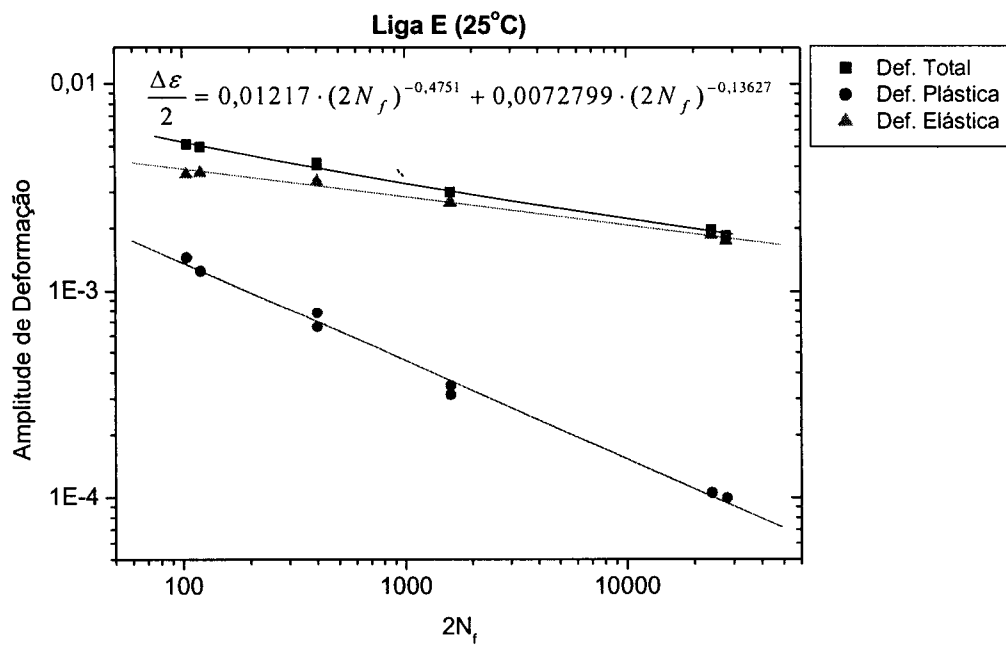


Figura 78. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 25°C

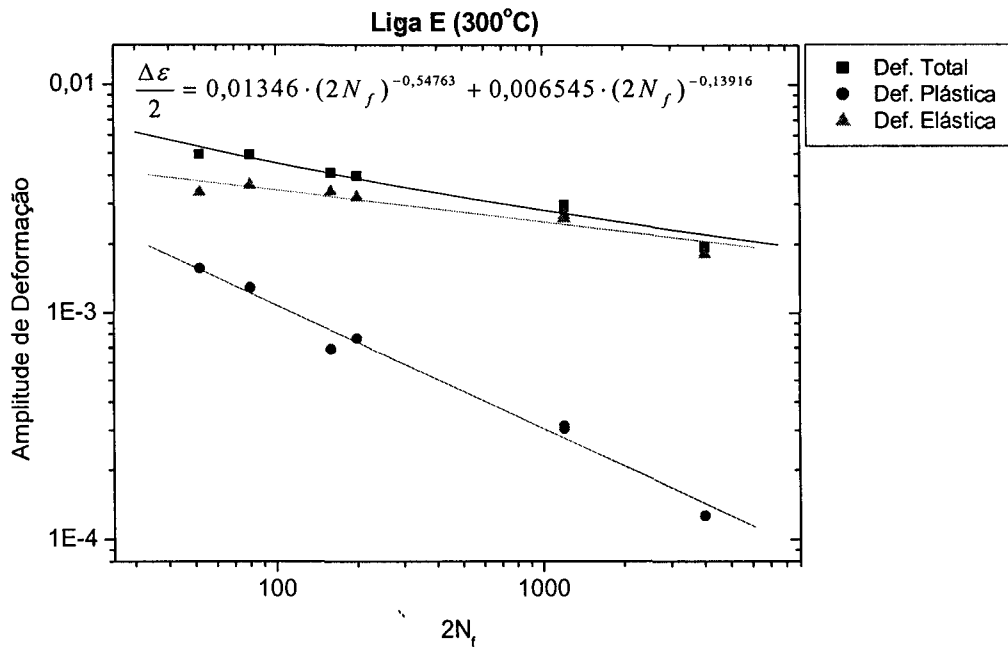


Figura 79. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 300°C

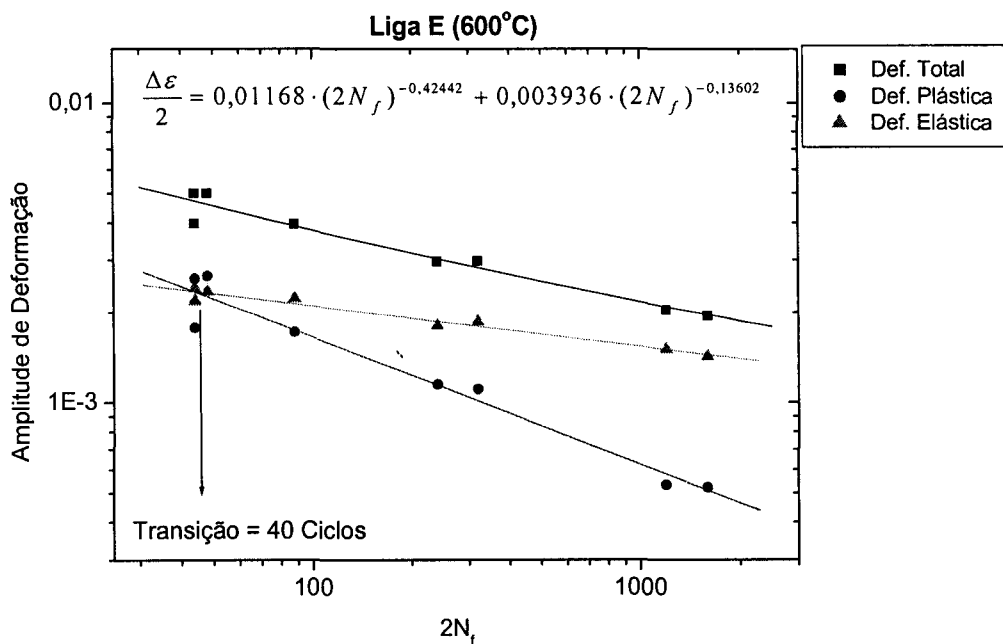


Figura 80. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 600°C

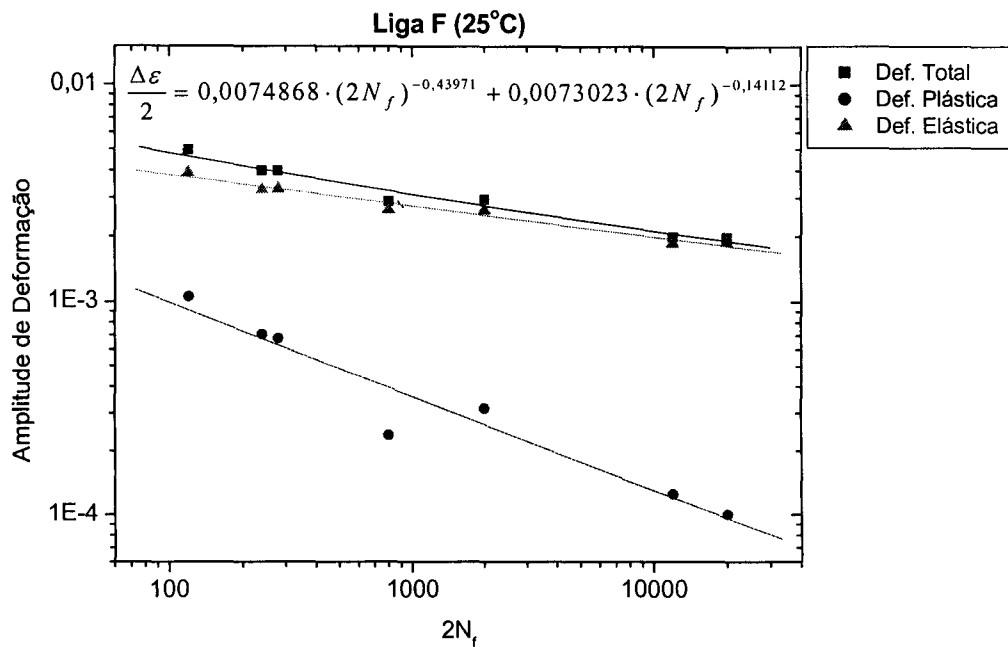


Figura 81. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga F na Temperatura de 25°C

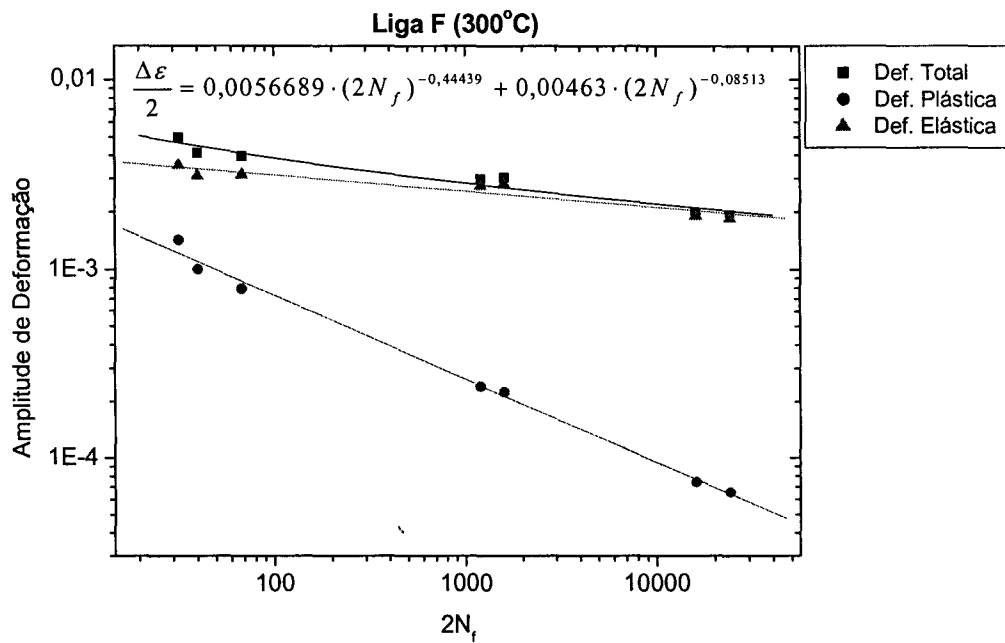


Figura 82. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga F na Temperatura de 300°C

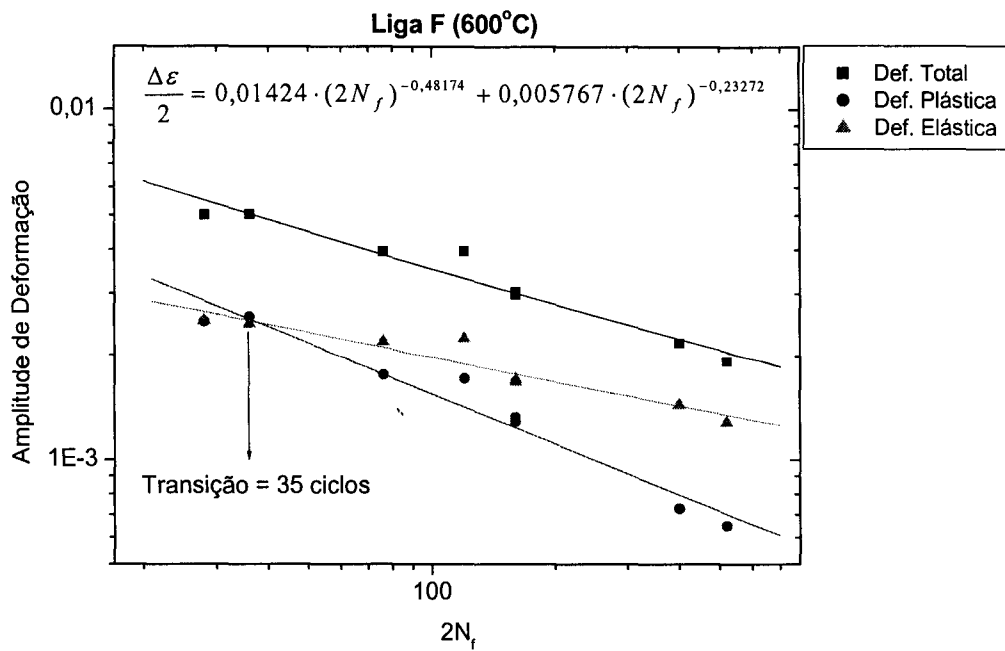


Figura 83. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga E na Temperatura de 600°C

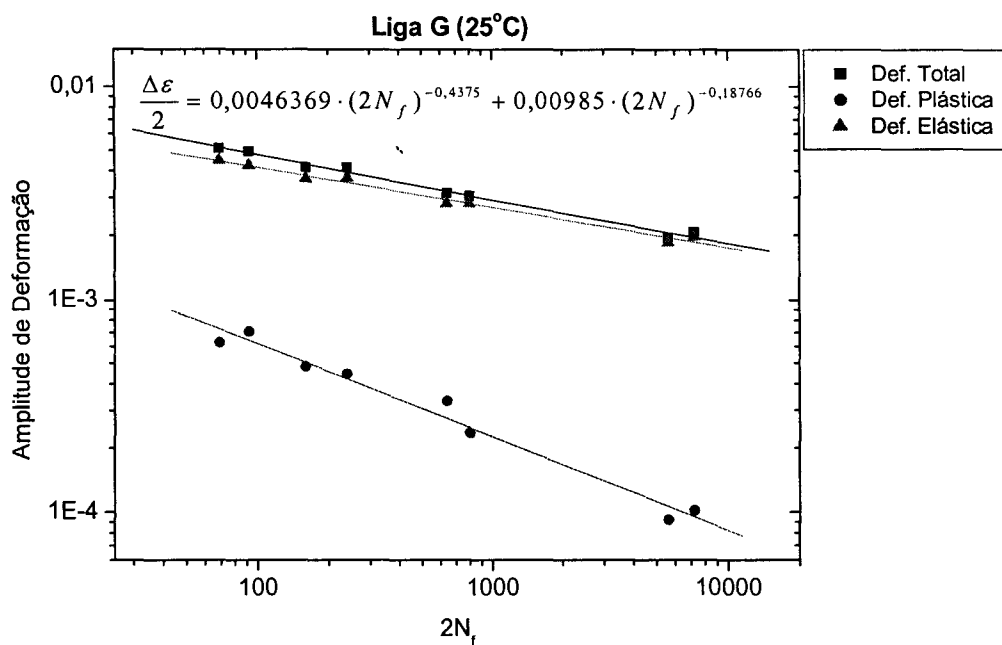


Figura 84. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga G na Temperatura de 25°C

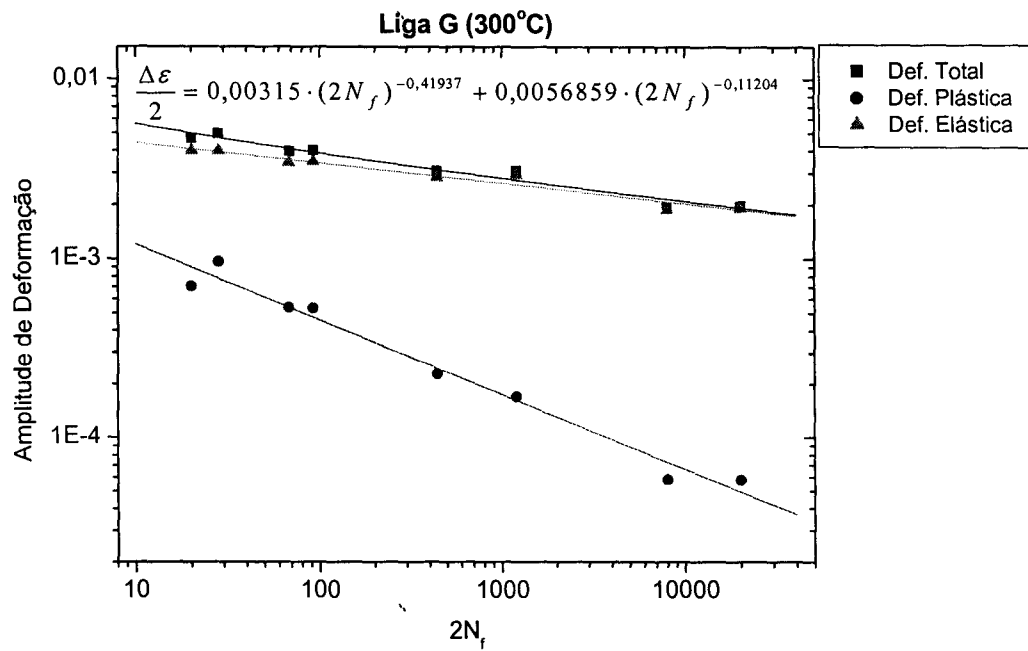


Figura 85. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga G na Temperatura de 300°C

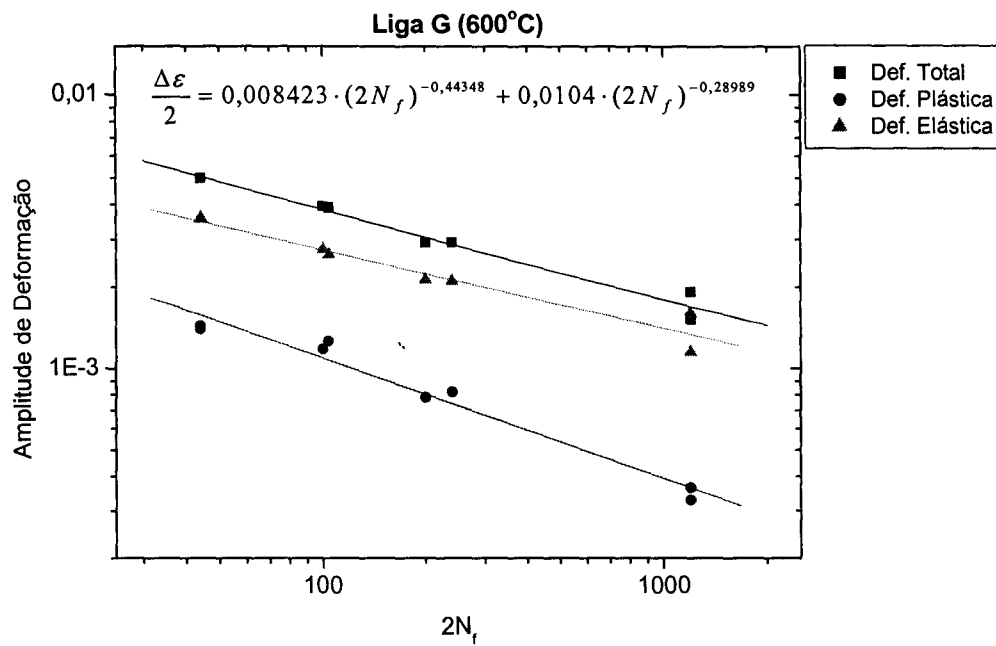
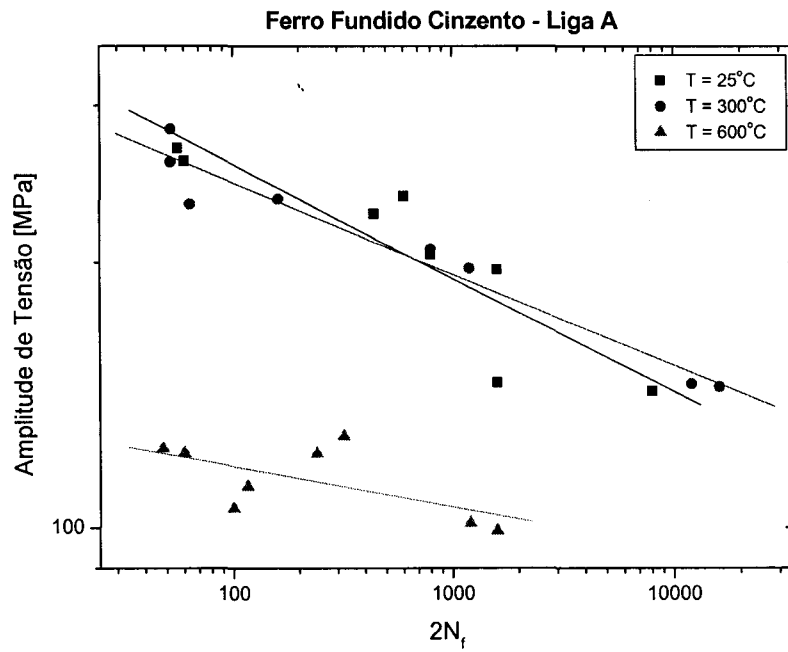


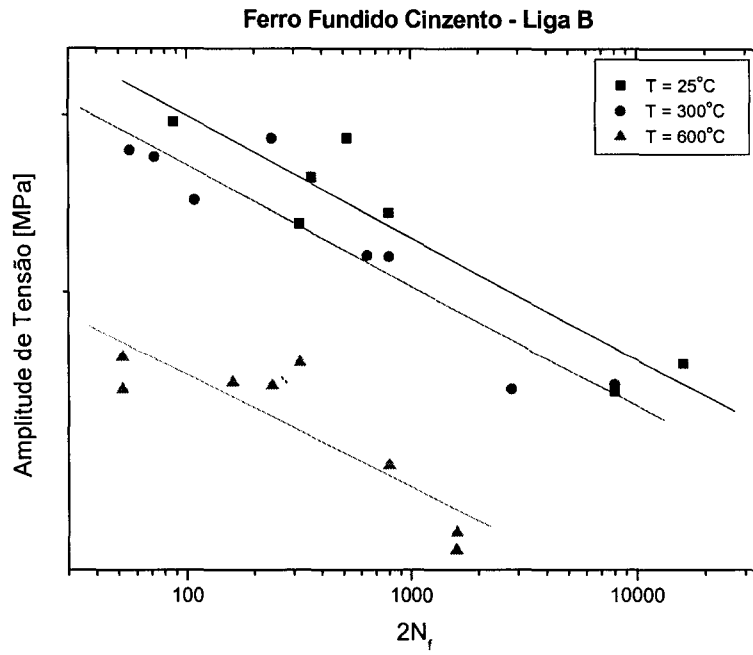
Figura 86. Gráfico da Amplitude de Deformação - Vida para a Liga G na Temperatura de 600°C



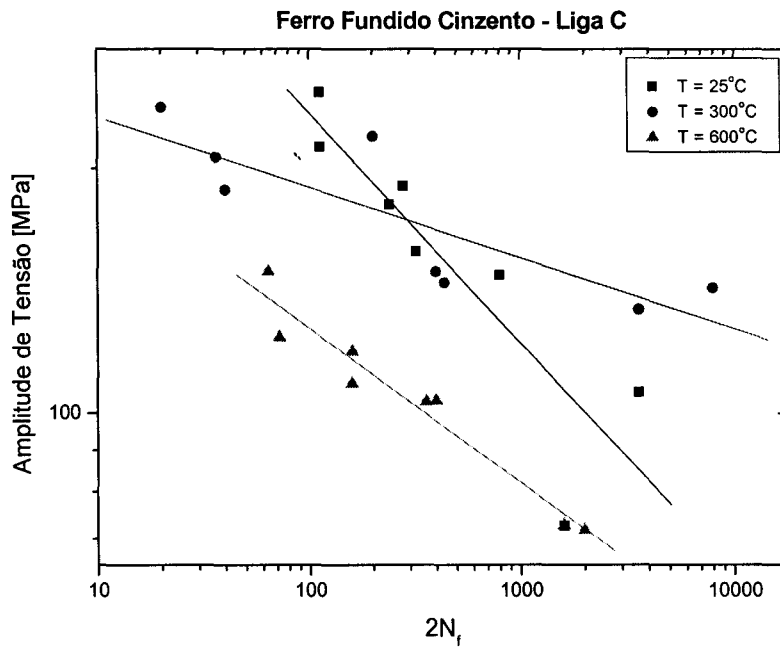
- Seguem-se os gráficos comparativos da Amplitude de Tensão-Vida para as sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C.



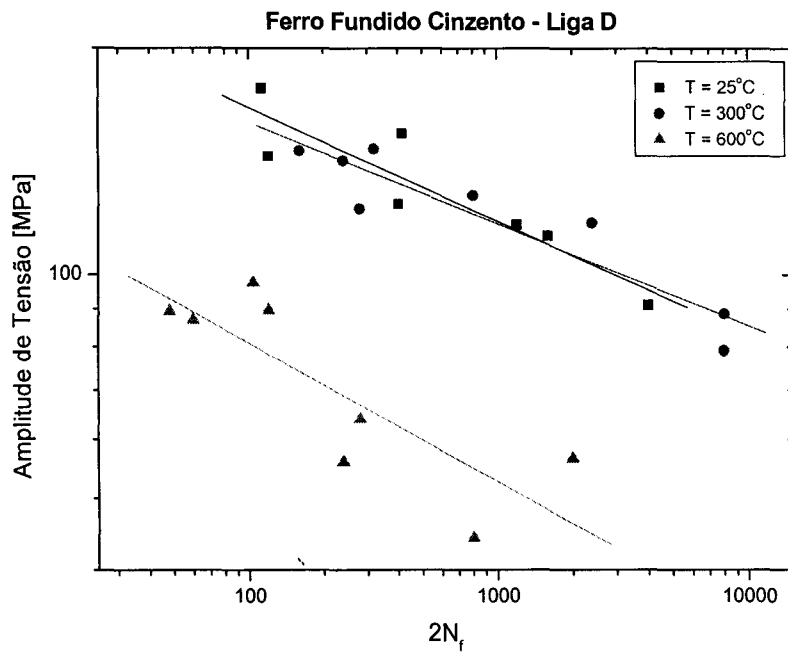
**Figura 87.** Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga A



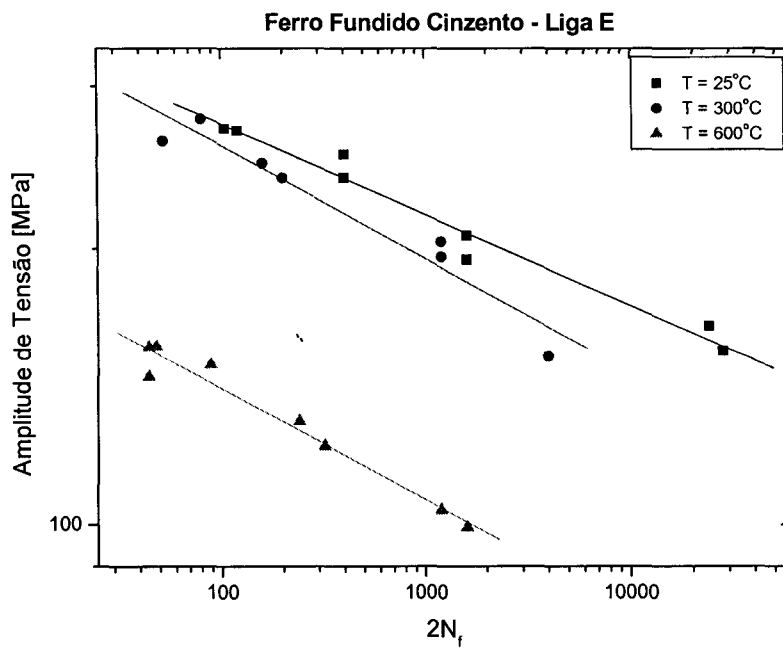
**Figura 88.** Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga B



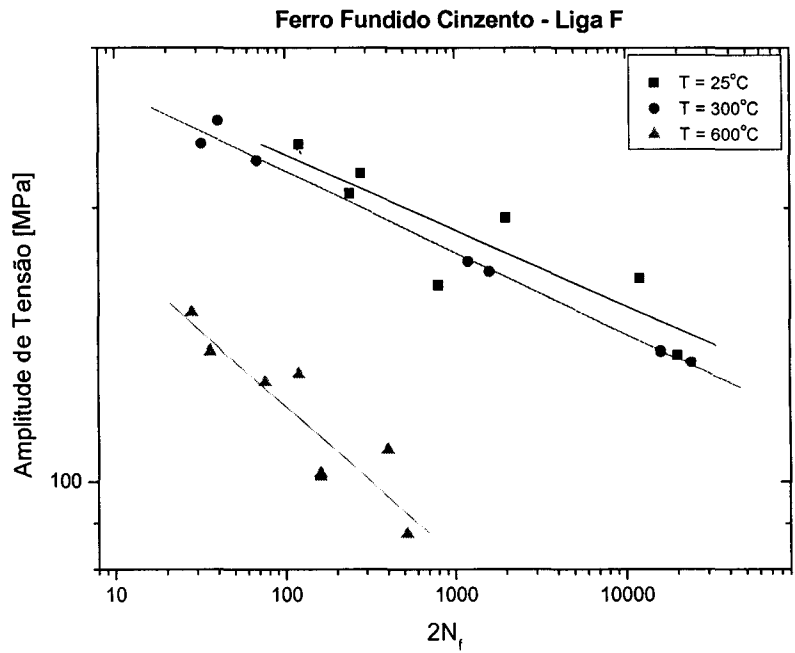
**Figura 89.** Gráfico da Amplitude Tensão-Vida para a Liga C



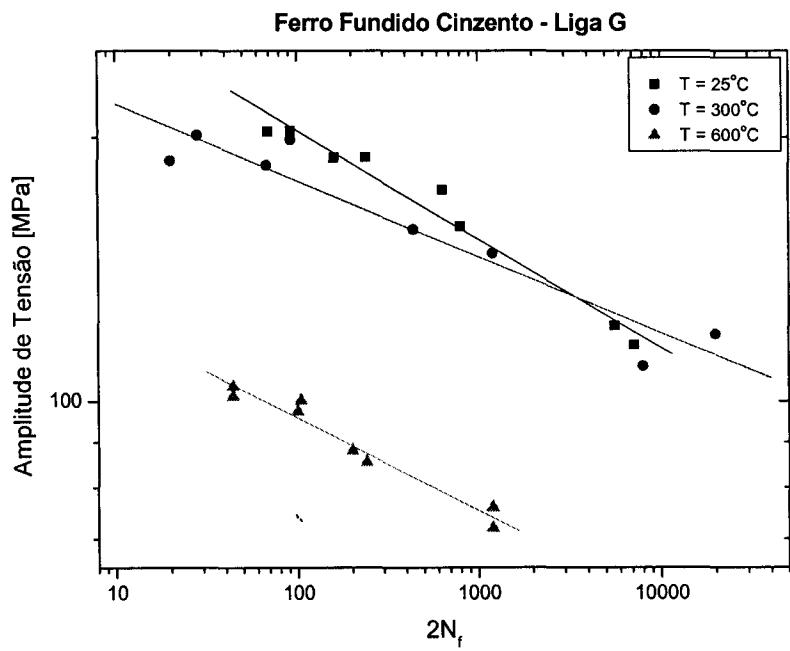
**Figura 90.** Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga D



**Figura 91.** Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga E

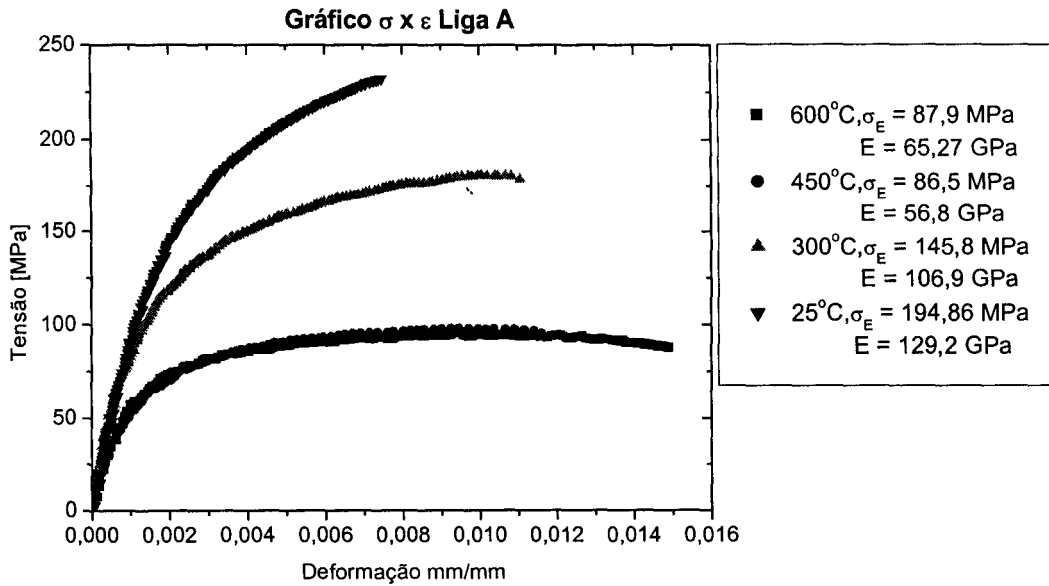


**Figura 92.** Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga F

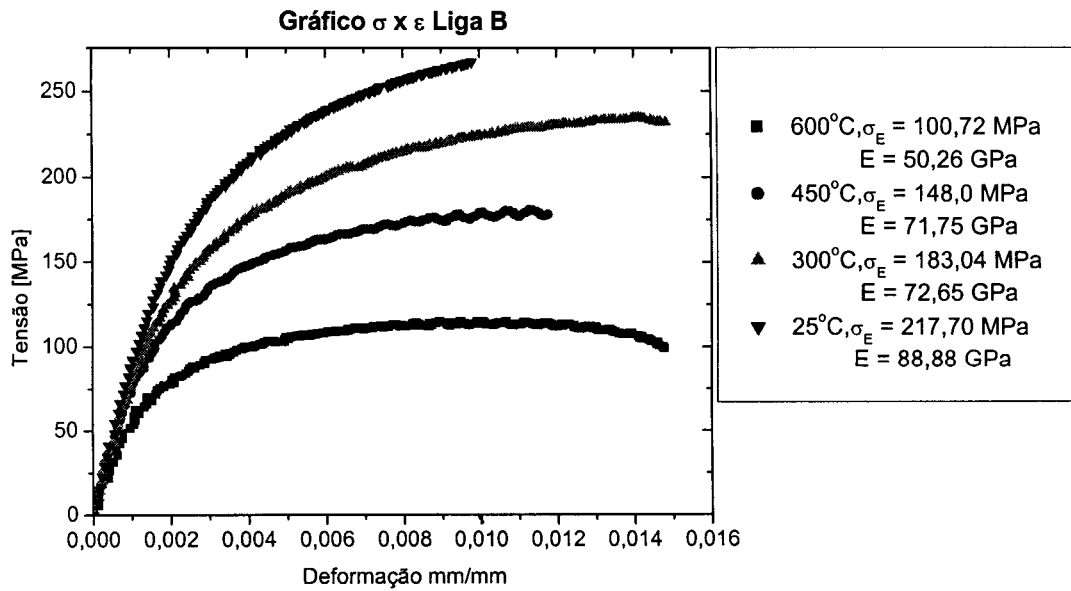


**Figura 93.** Gráfico da Amplitude de Tensão-Vida para a Liga G

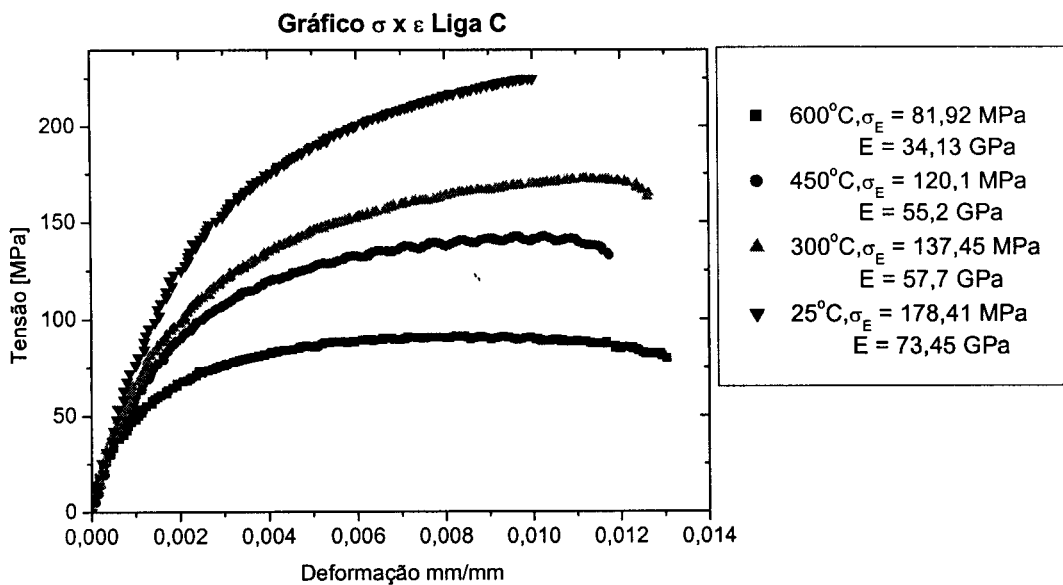
- Seguem-se os gráficos dos ensaios de tração das sete ligas de ferro fundido cinzento para as temperaturas de 25°C, 300°C, 450°C e 600°C.



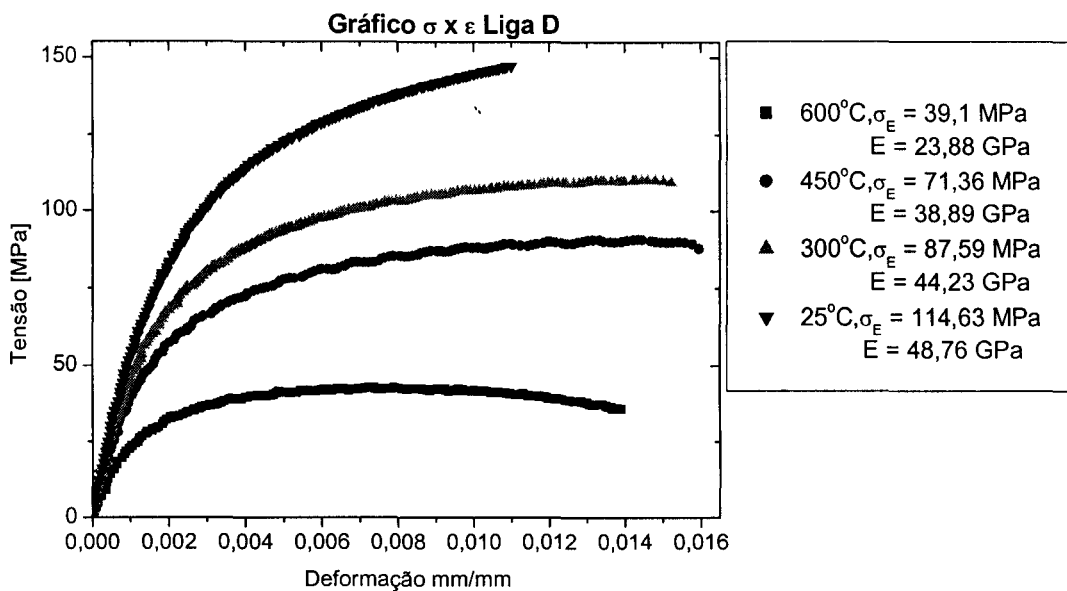
**Figura 94.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga A



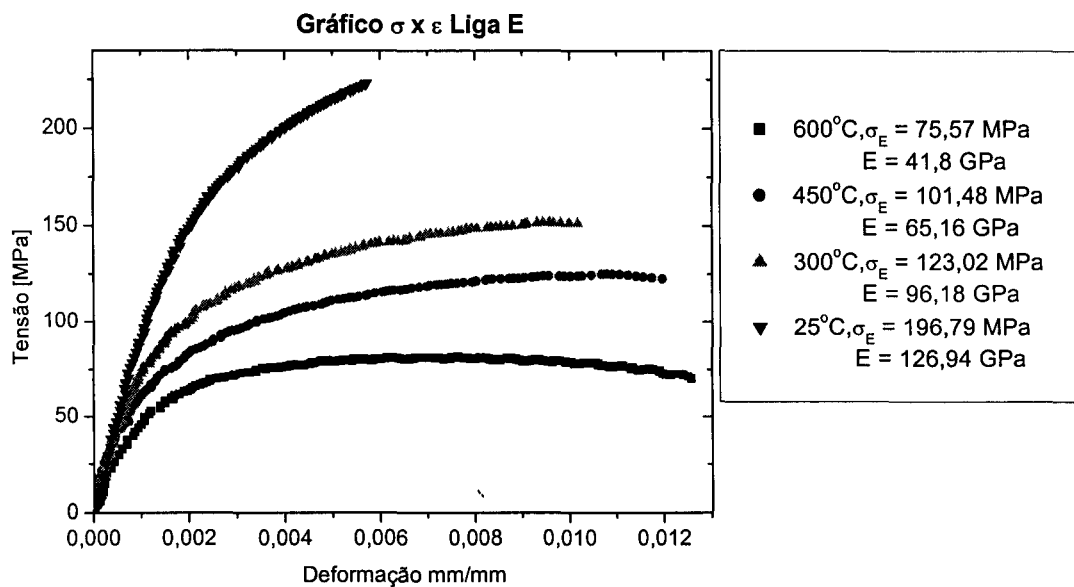
**Figura 95.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga B



**Figura 96.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga C

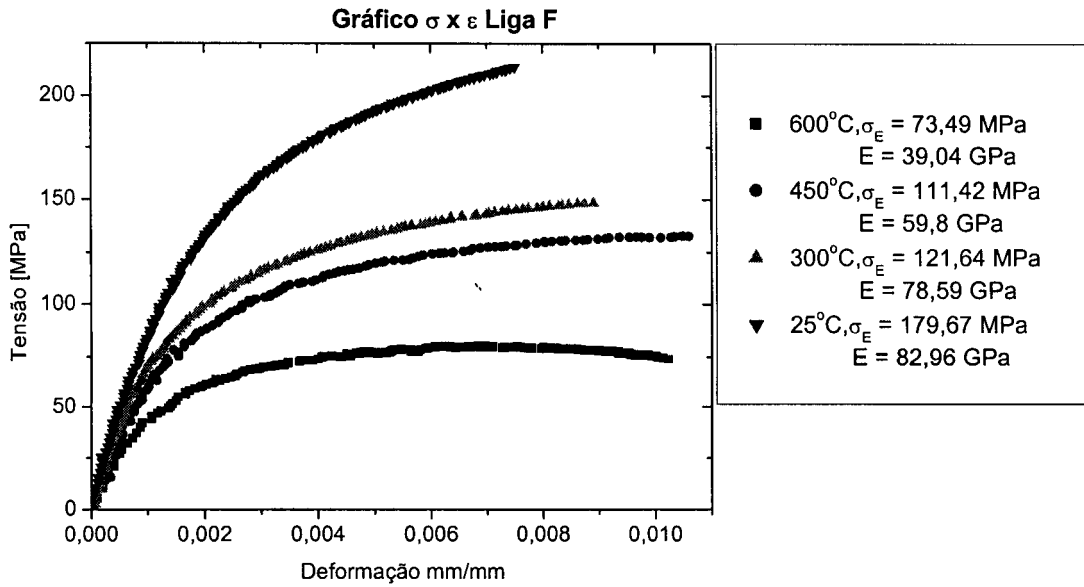


**Figura 97.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga D

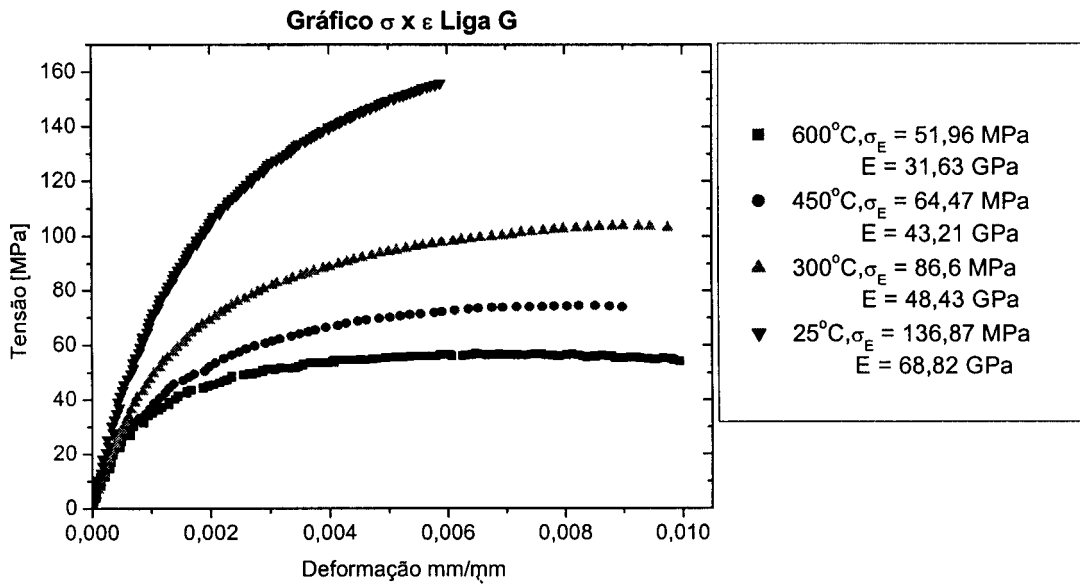


**Figura 98.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga E



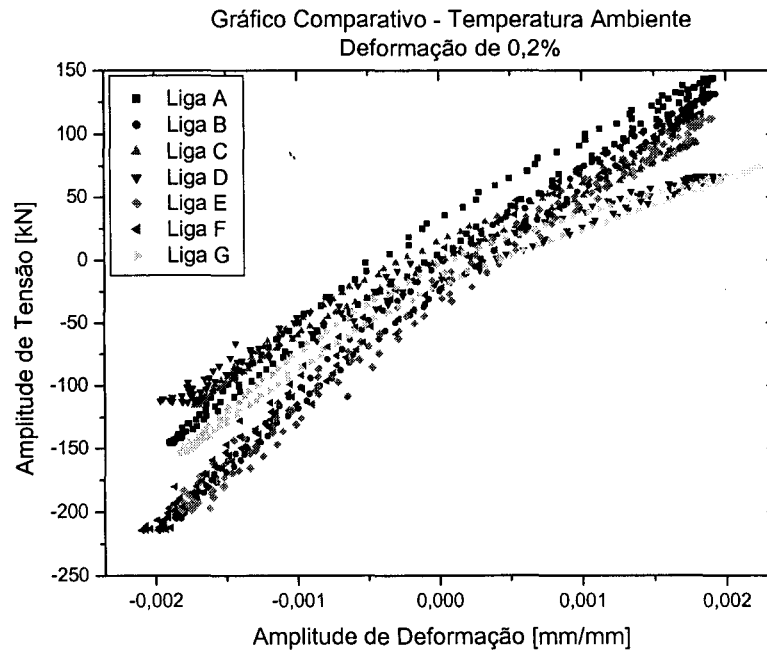


**Figura 99.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga F

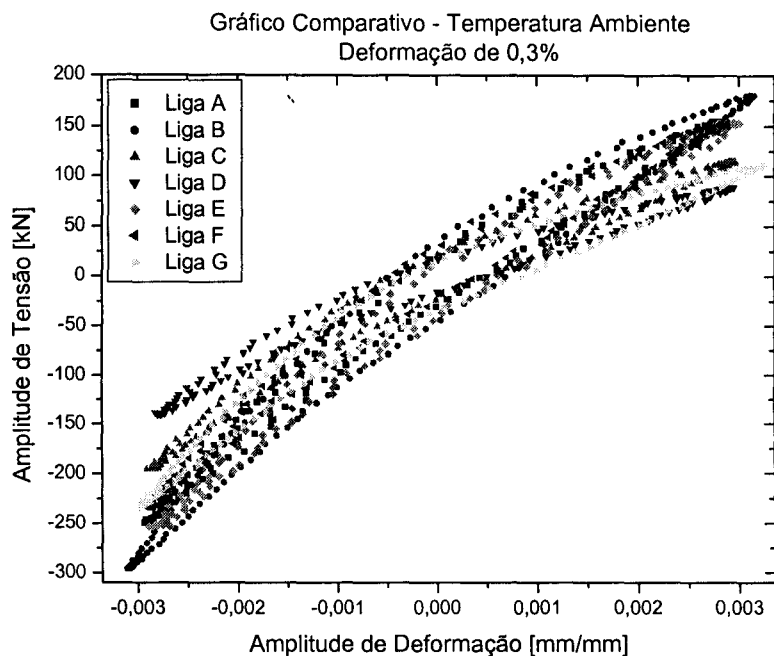


**Figura 100.** Gráfico de Tensão-Deformação da Liga G

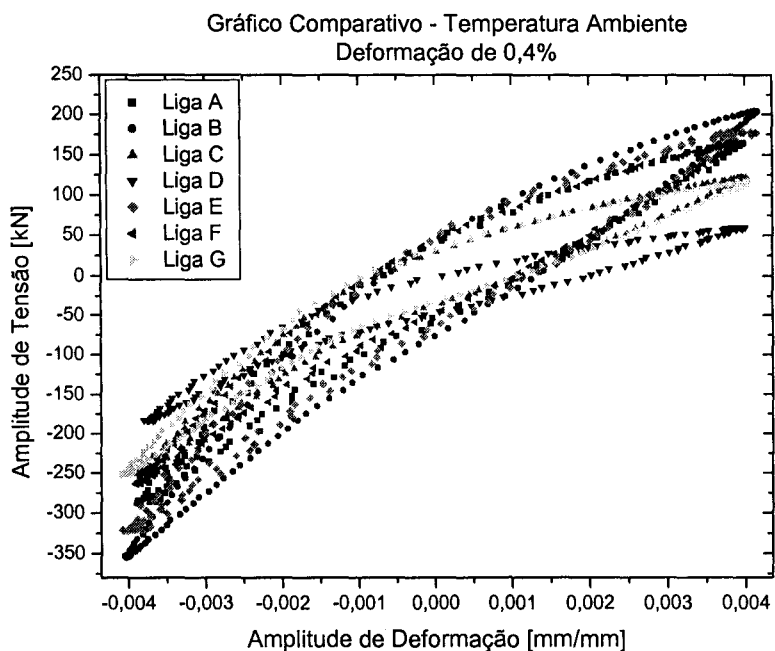
- Seguem-se os gráficos das Histereses para as sete ligas de ferro fundido cinzento nas temperaturas ambiente, 400°C e 600°C e para as quatro taxas de deformação 0.2, 0.3, 0.4, 0.5. A partir destas histereses foram tirados os dados para a construção dos gráficos de Amplitude de Deformação – Vida e Amplitude de Tensão – Vida de acordo com a norma BS 7270:1990.



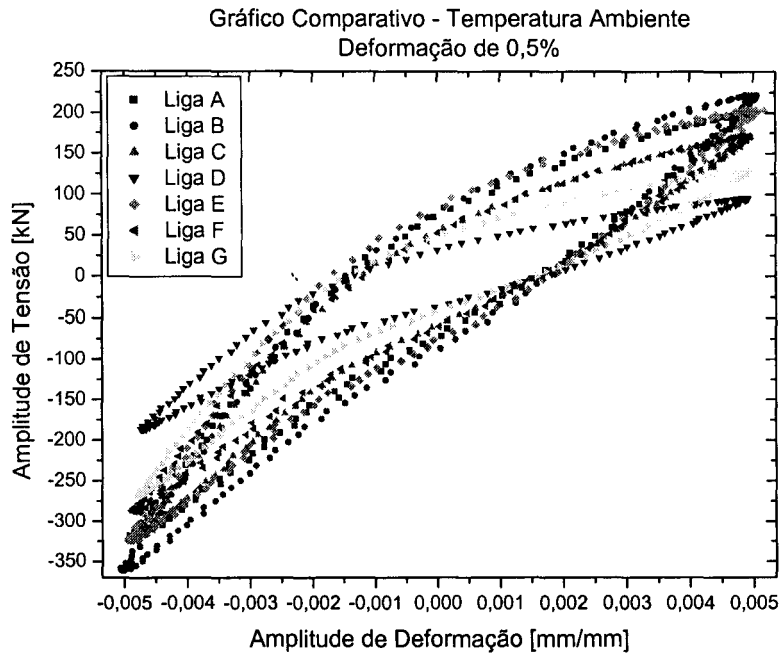
**Figura 101.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,2%.



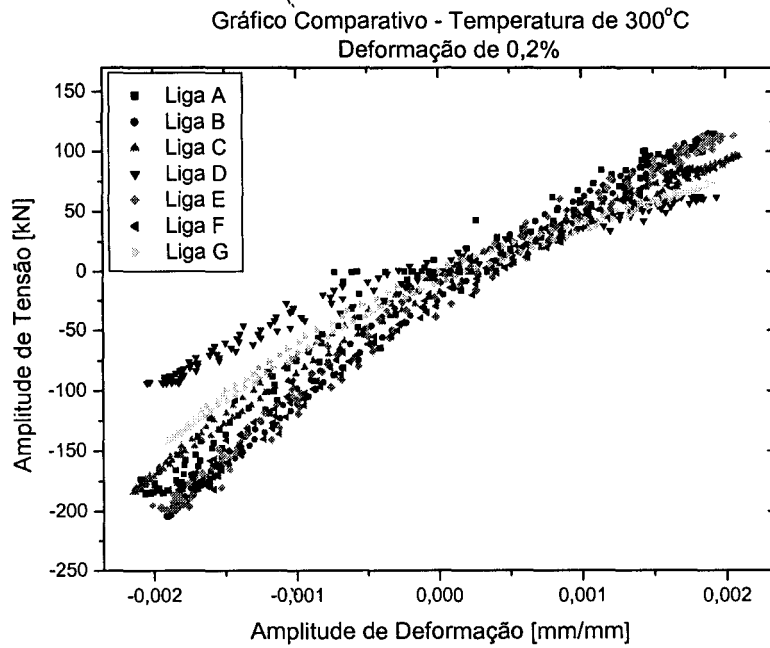
**Figura 102.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,3%.



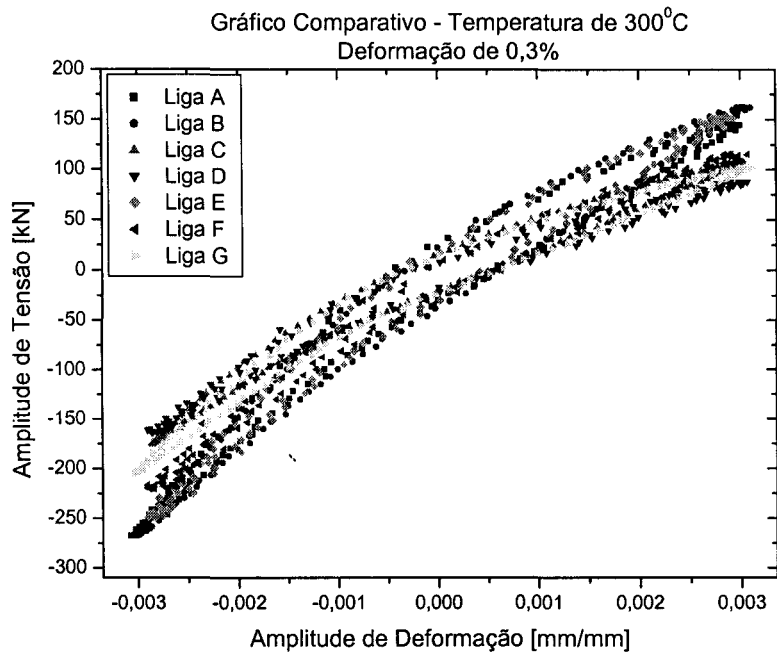
**Figura 103.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,4%.



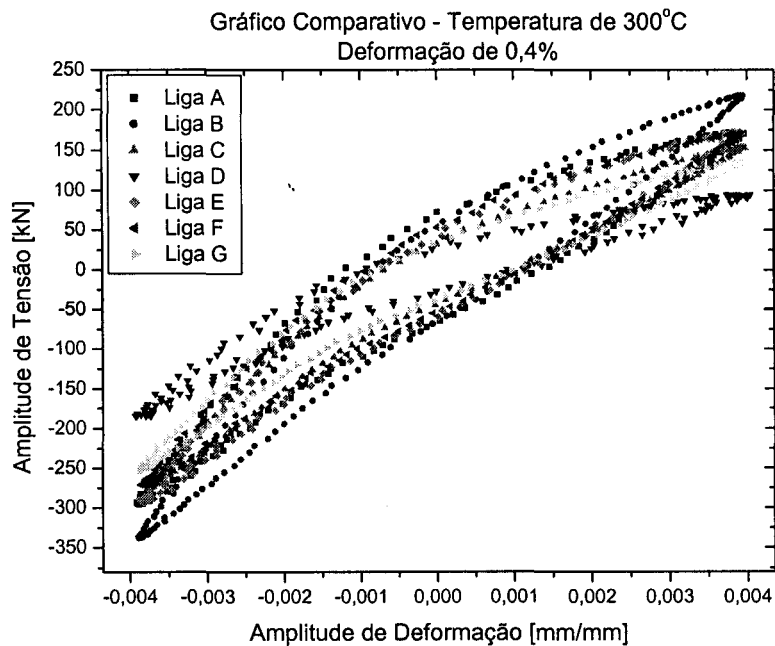
**Figura 104.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura ambiente para uma deformação de 0,5%.



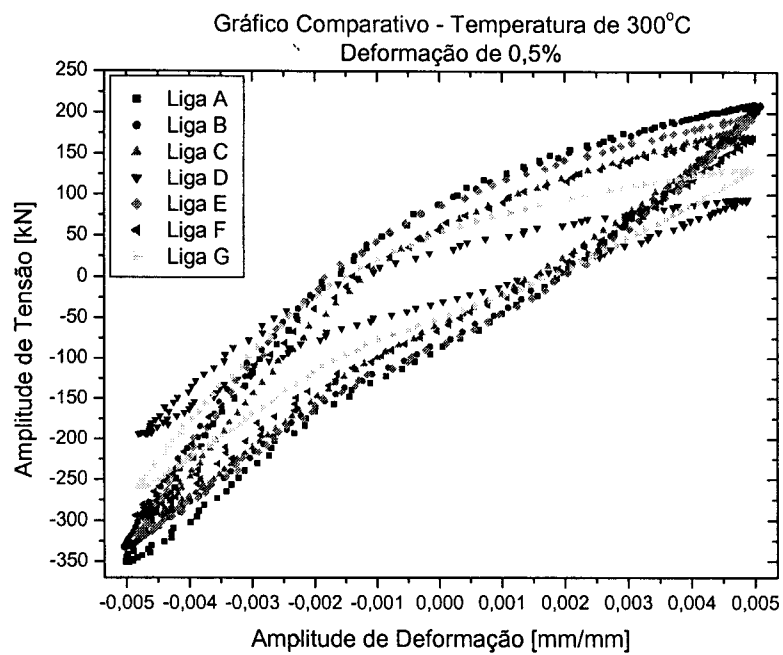
**Figura 105.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,2%.



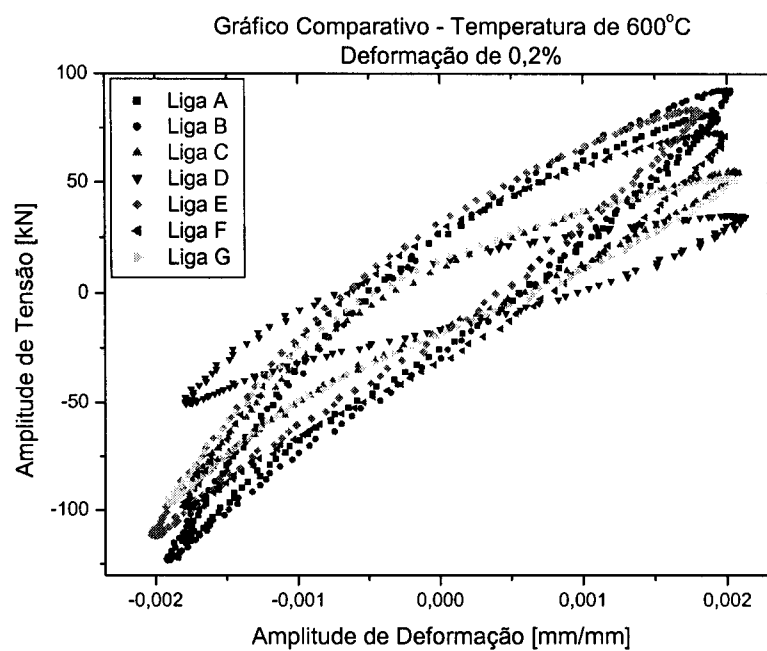
**Figura 106.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,3%.



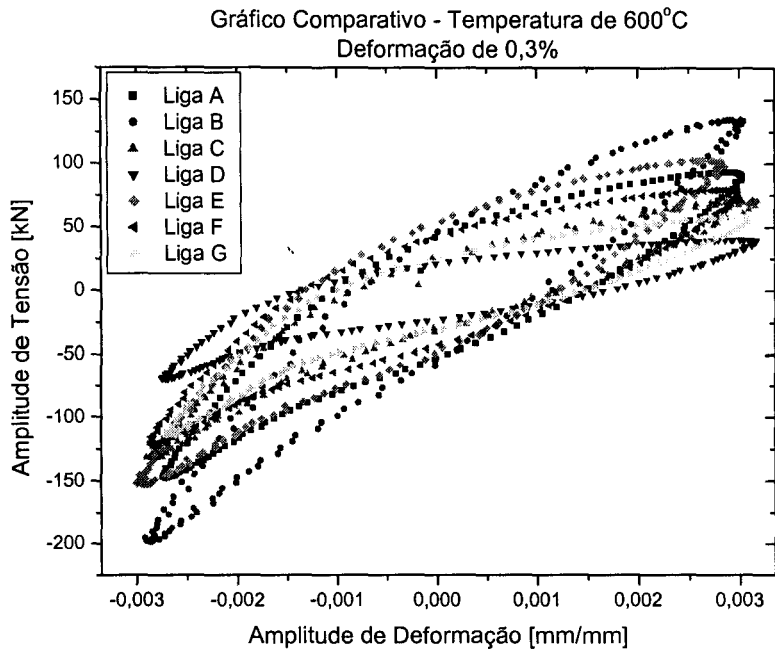
**Figura 107.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,4%.



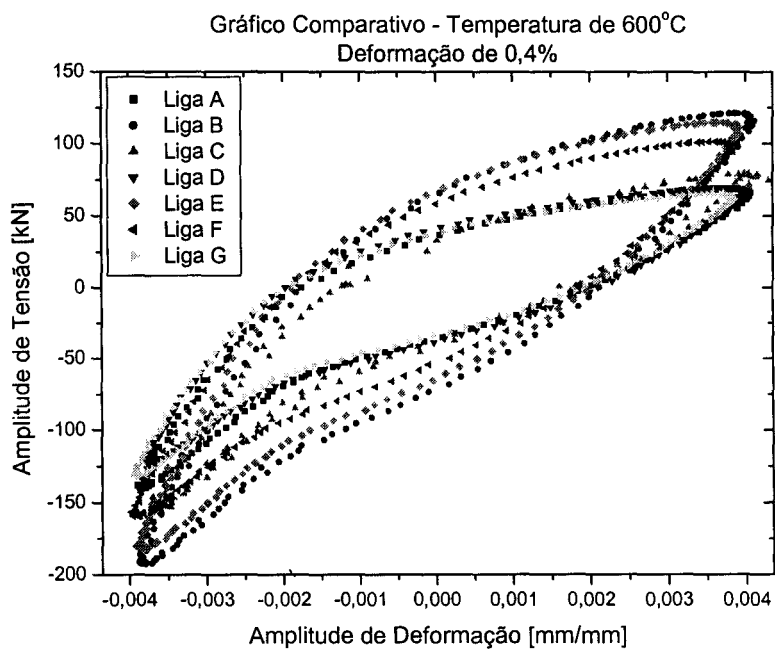
**Figura 108.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 300°C para uma deformação de 0,5%.



**Figura 109.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,2%.

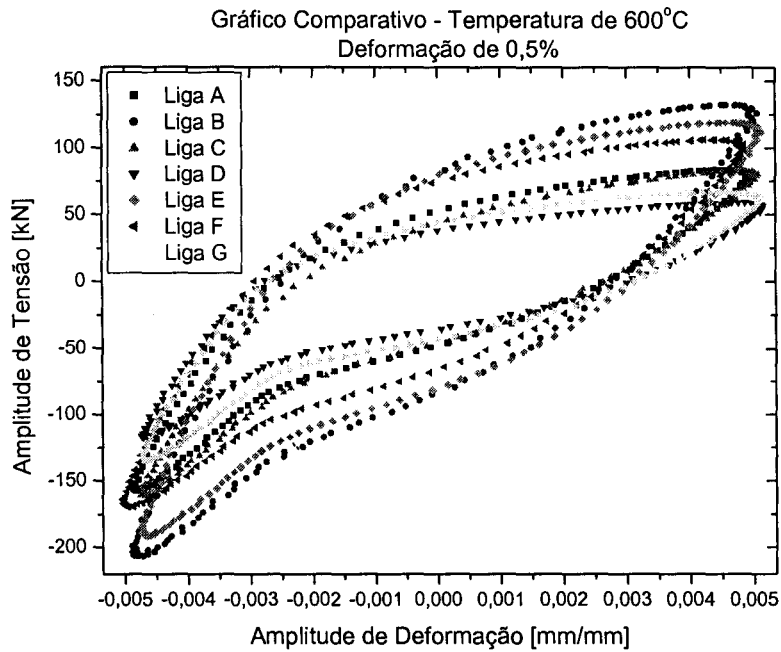


**Figura 110.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,3%.



**Figura 111.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,4%.





**Figura 112.** Histerese das sete ligas de ferro fundido cinzento na temperatura de 600°C para uma deformação de 0,5%.

- Seguem-se os gráficos de tensão versus ciclos apenas para a liga B, para as temperaturas de 25°C, 300°C e 600°C. Nestes gráficos pode-se observar a variação na amplitude de tensão e na tensão média em função do número de ciclos.

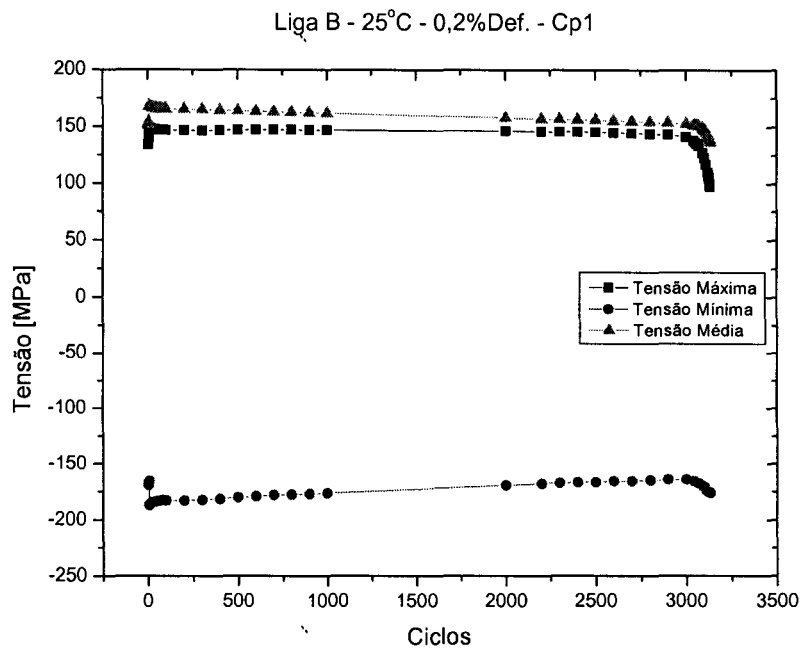


Figura 113. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura ambiente

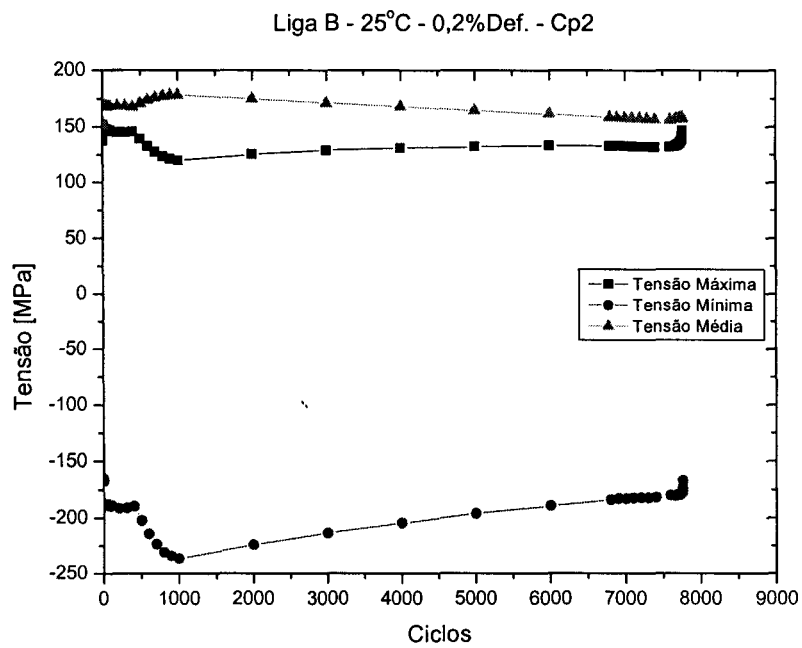


Figura 114. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura ambiente

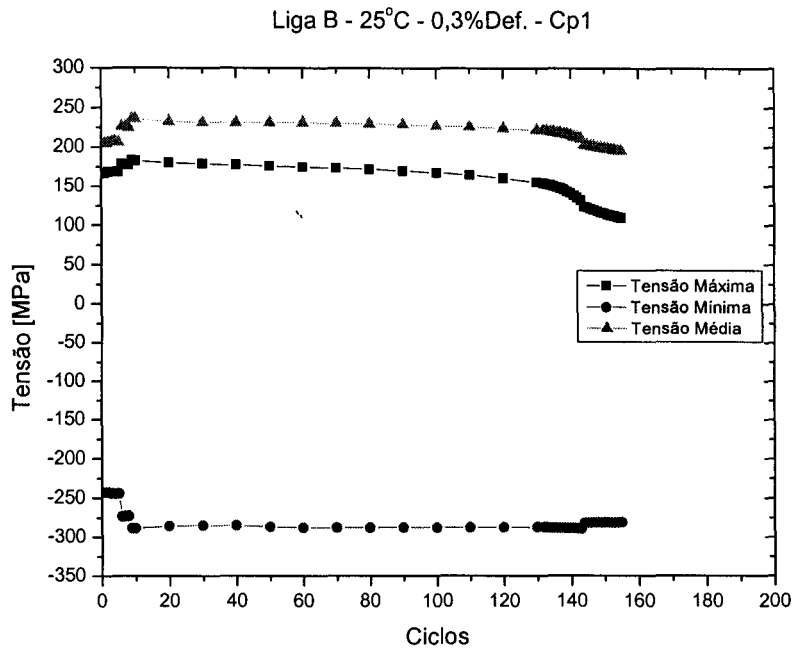


Figura 115. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura ambiente

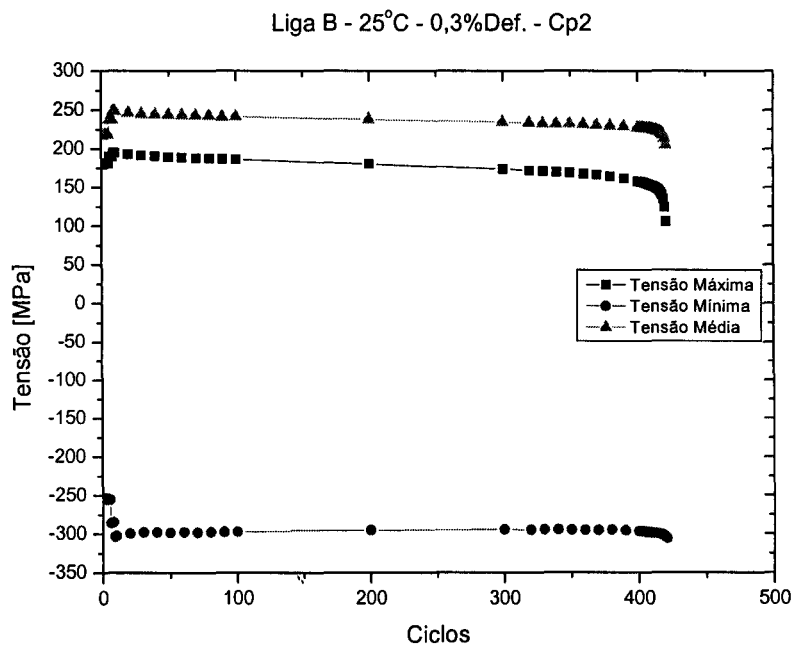


Figura 116. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura ambiente

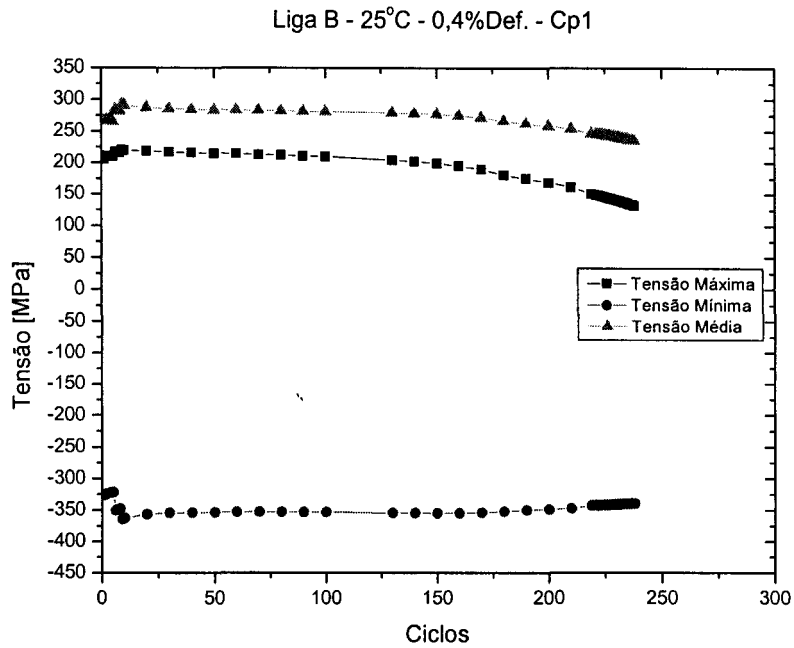


Figura 117. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura ambiente

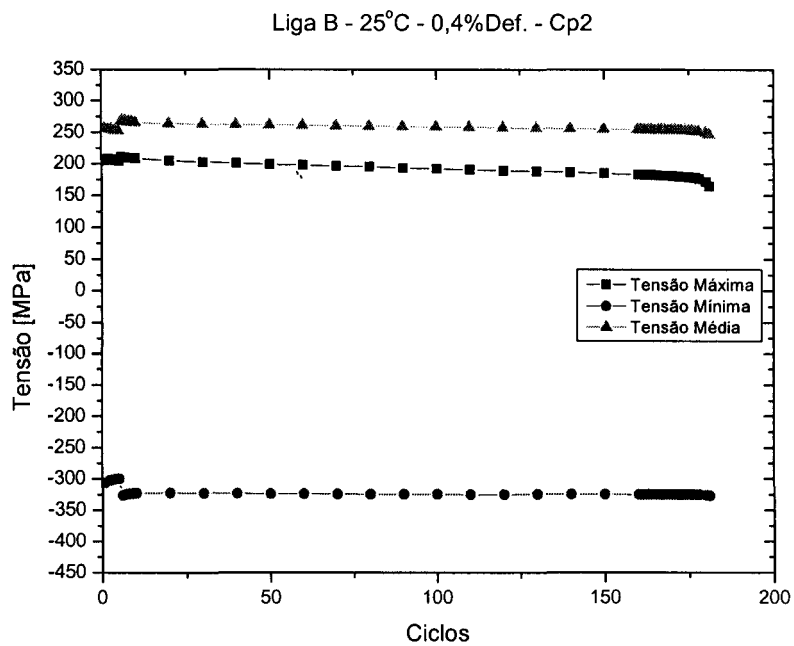


Figura 118. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura ambiente

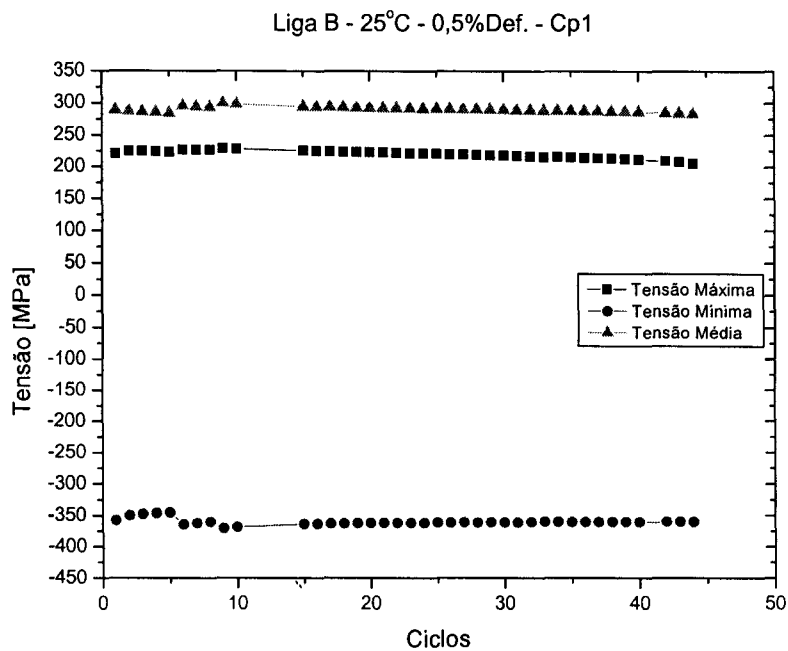


Figura 119. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura ambiente

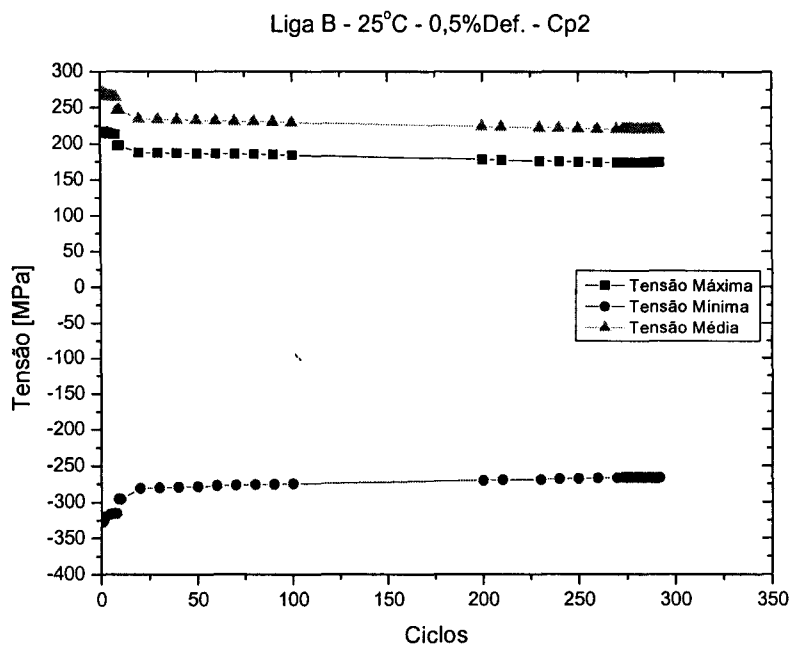


Figura 120. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 300°C

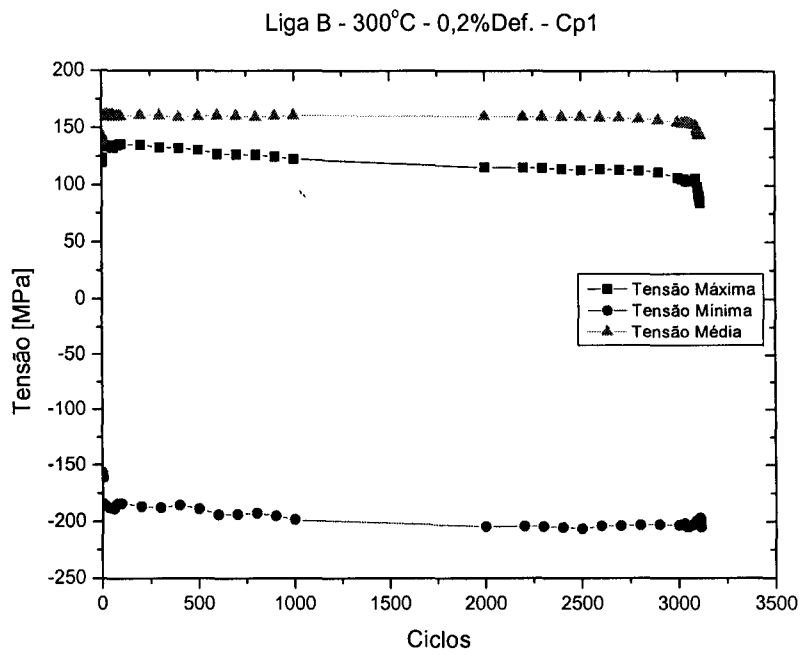


Figura 121. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 300°C

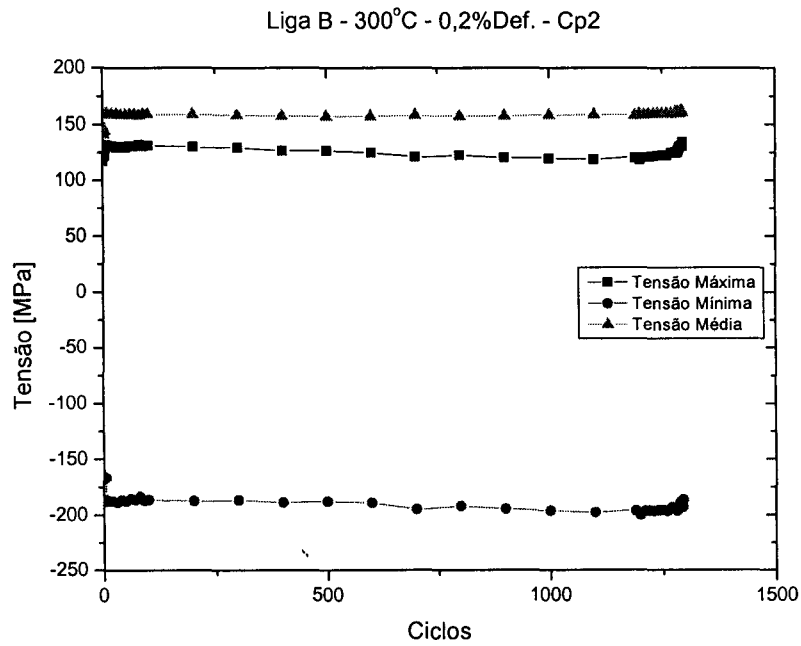


Figura 122. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 300°C

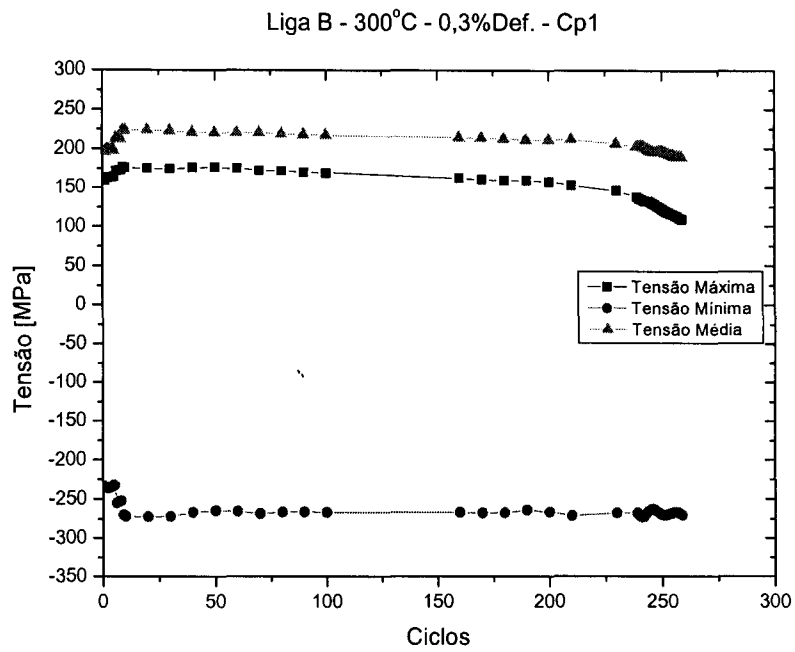


Figura 123. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 300°C

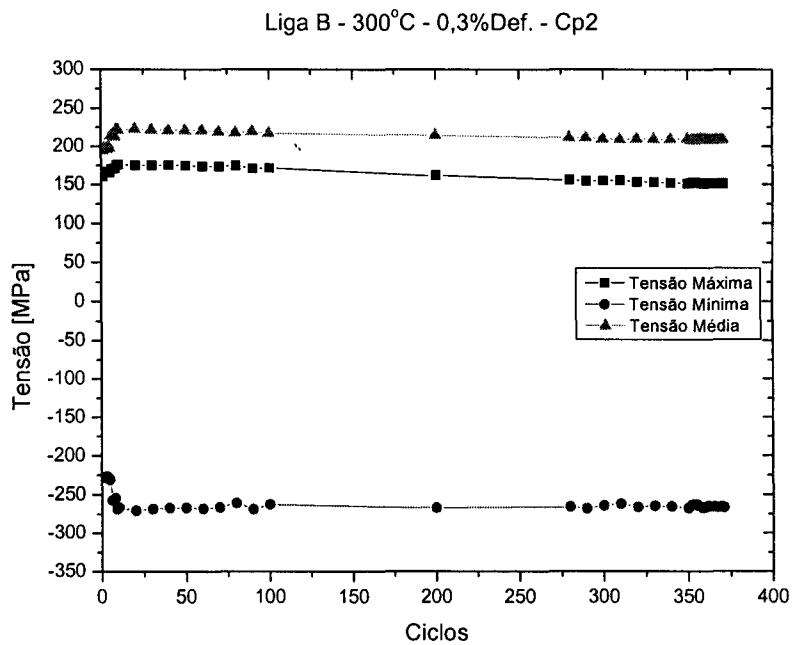


Figura 124. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 300°C

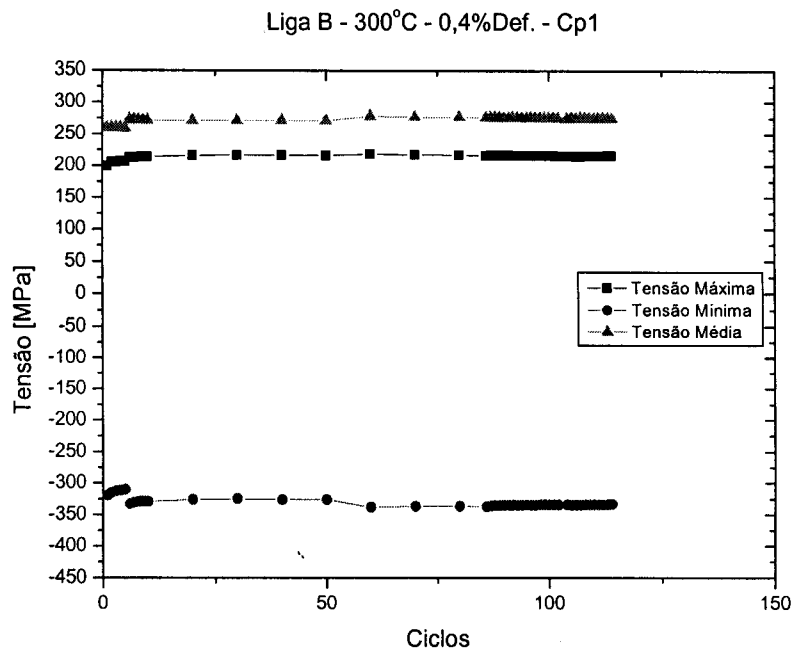


Figura 125. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 300°C

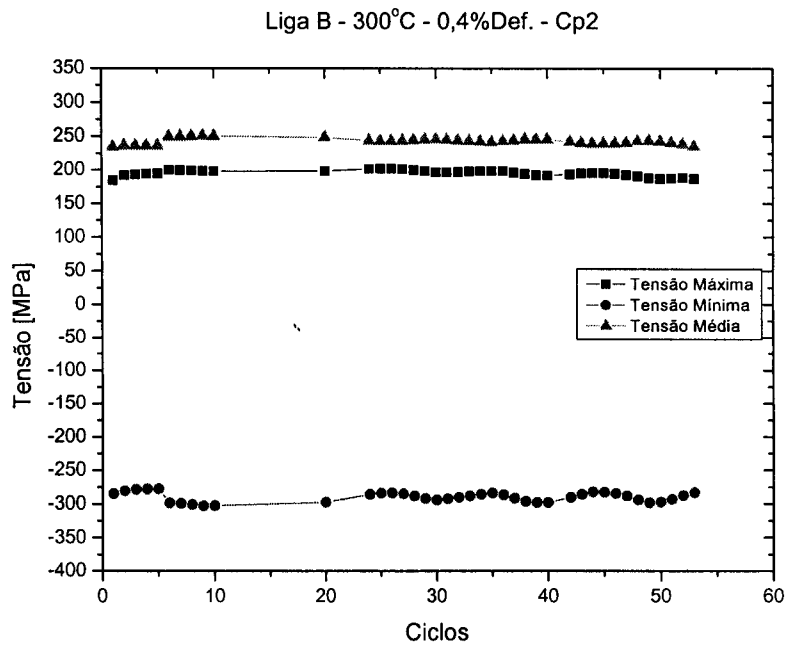


Figura 126. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 300°C



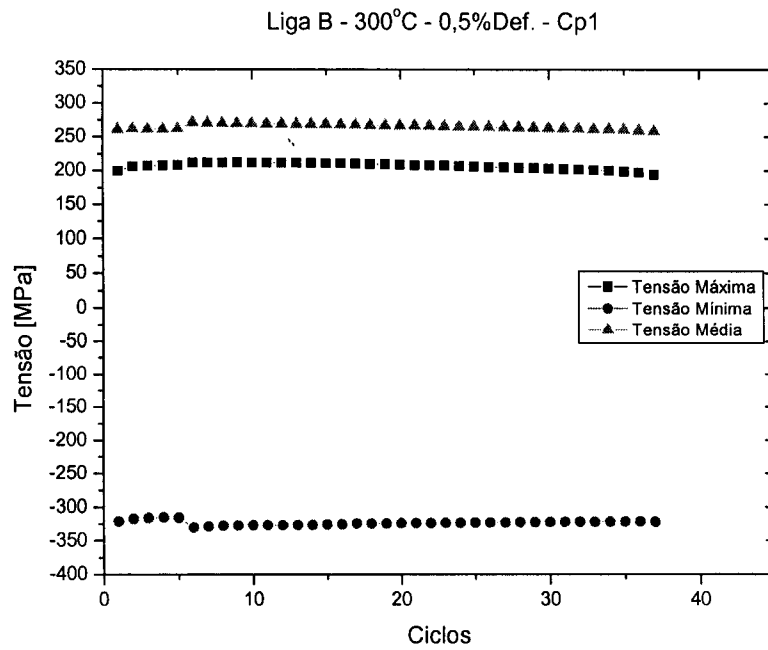


Figura 127. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 300°C

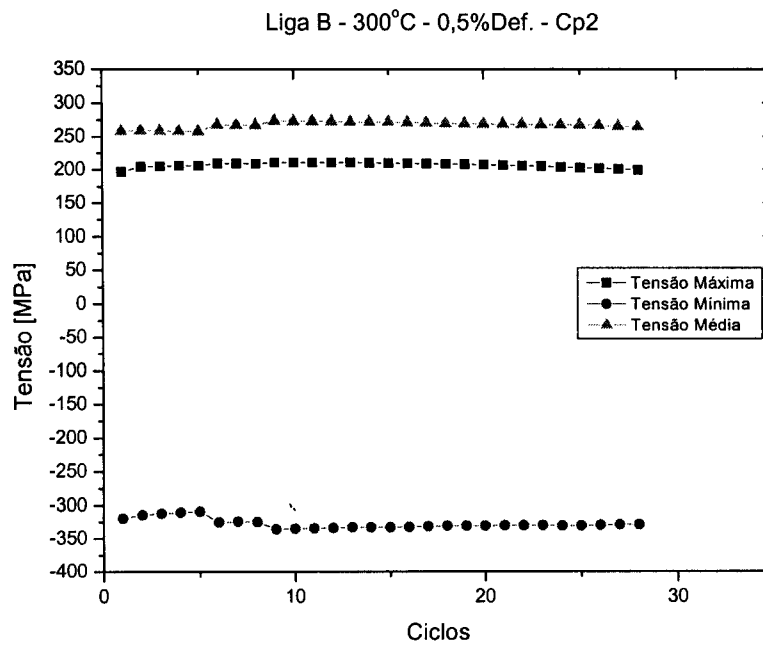


Figura 128. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 300°C

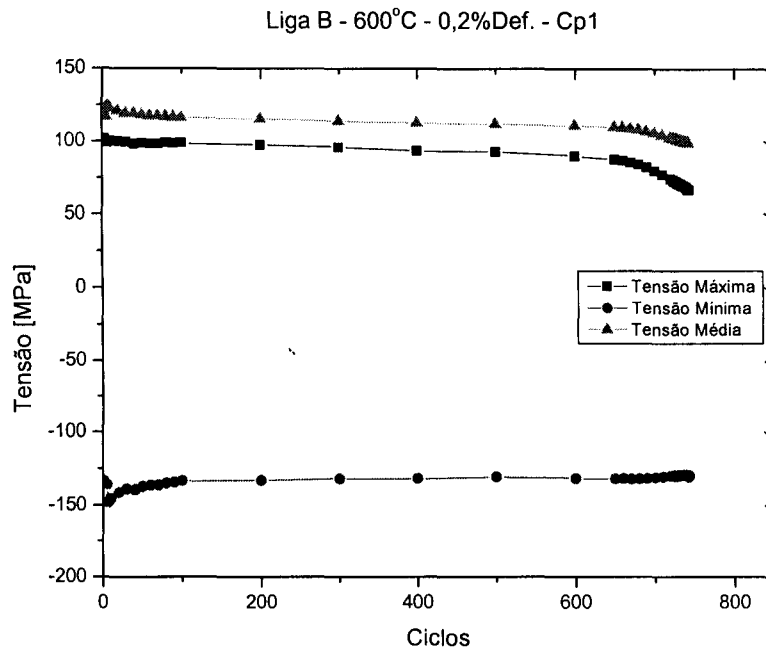


Figura 129. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 600°C

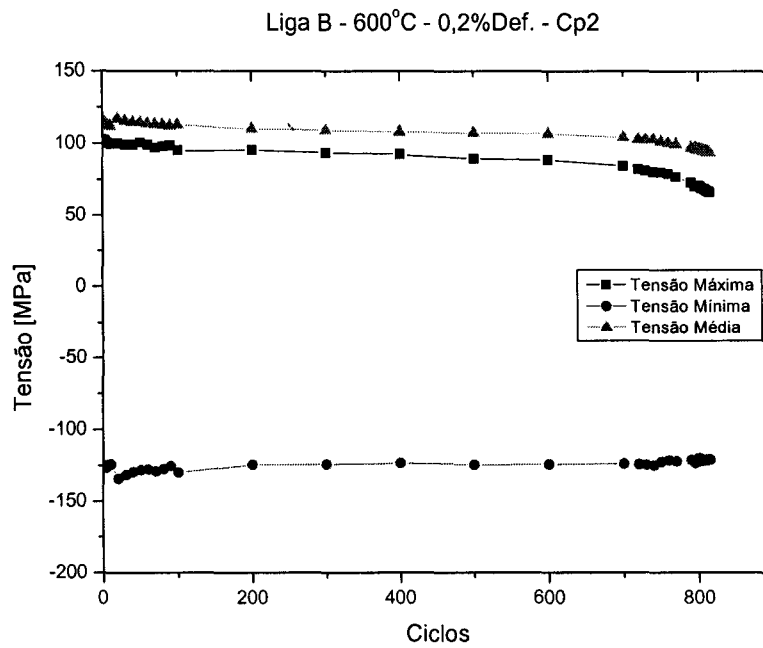


Figura 130. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,2% na temperatura de 600°C

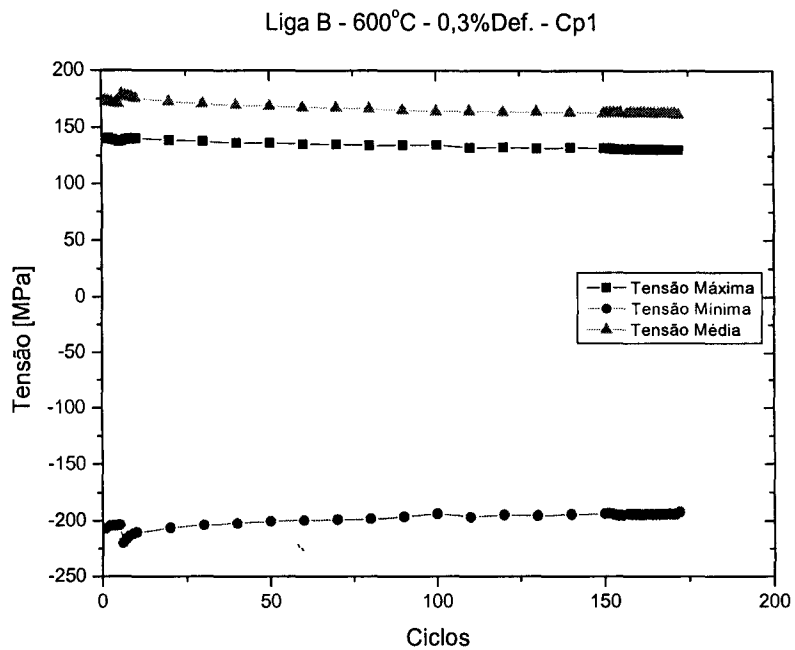


Figura 131. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 600°C

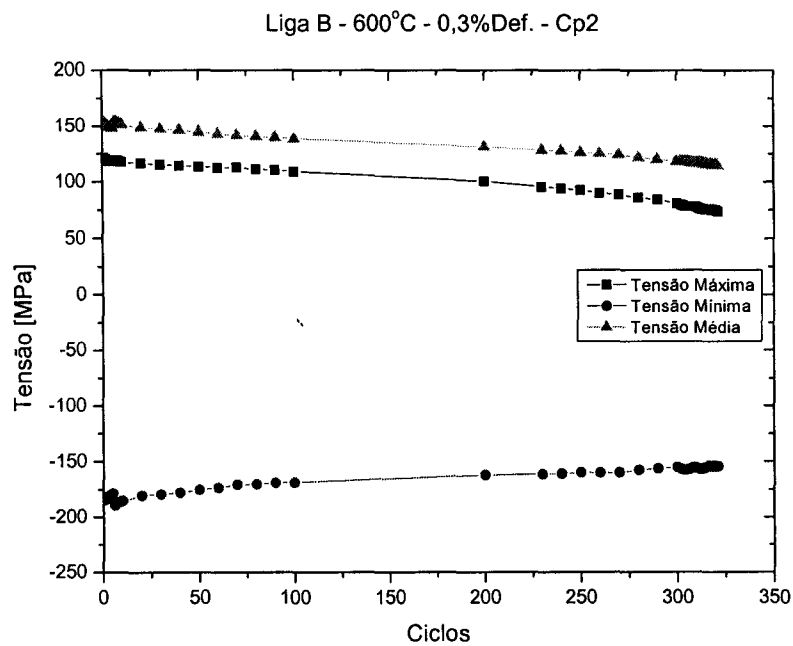


Figura 132. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,3% na temperatura de 600°C

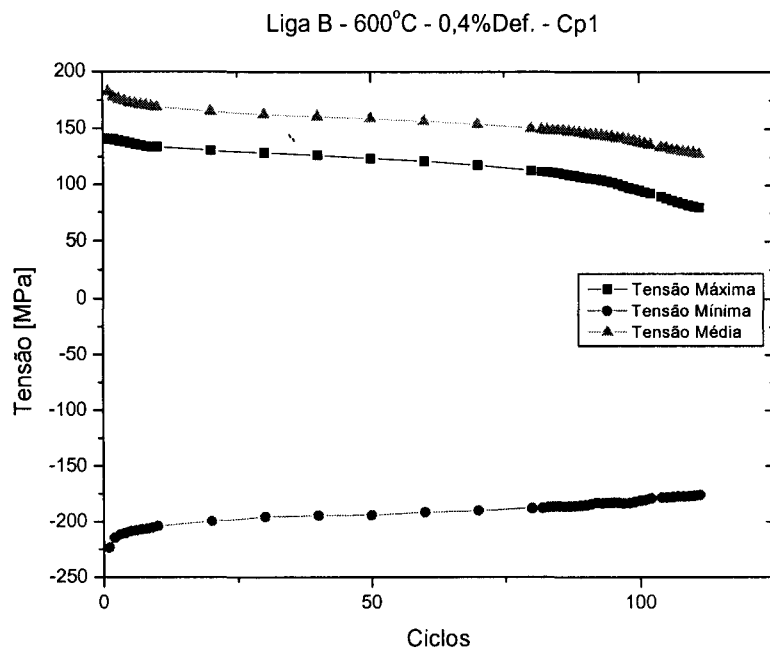


Figura 133. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 600°C

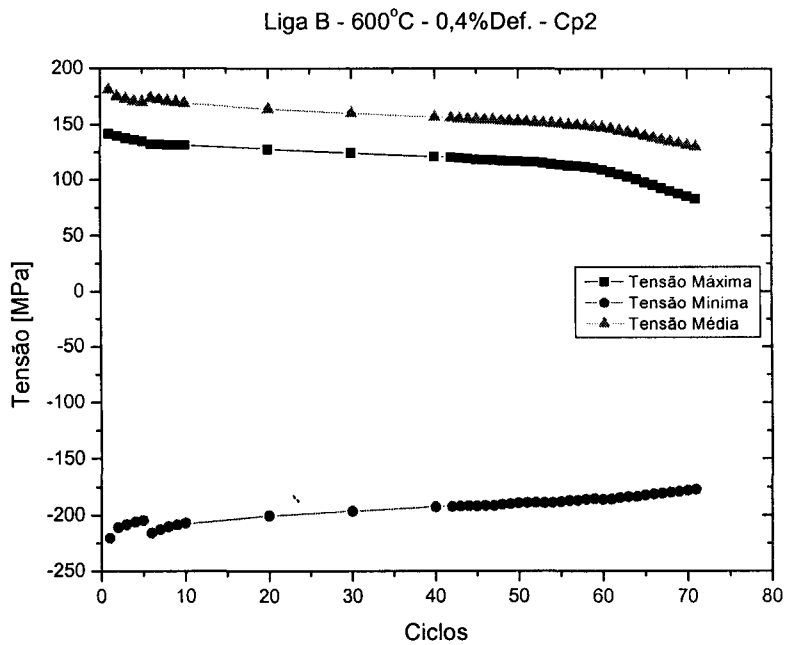


Figura 134. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,4% na temperatura de 600°C

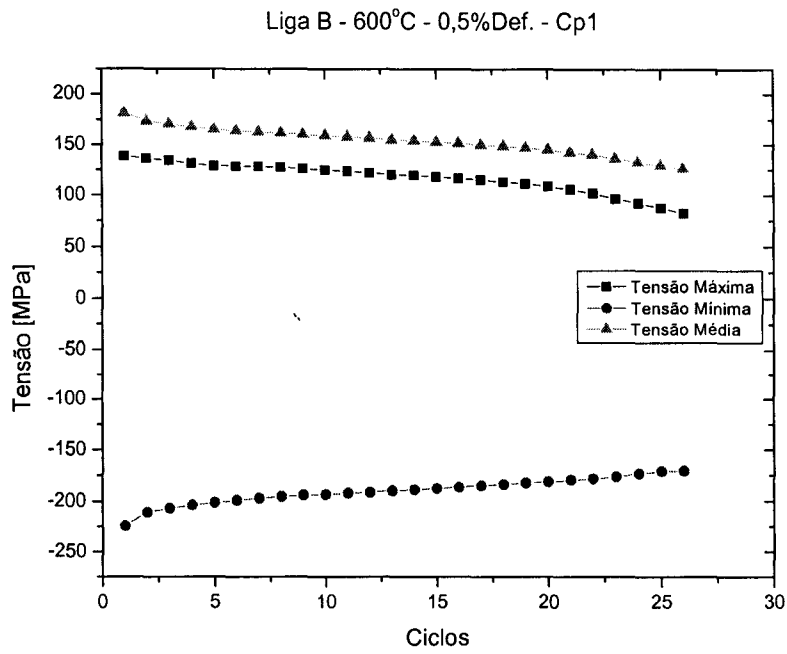


Figura 135. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 600°C

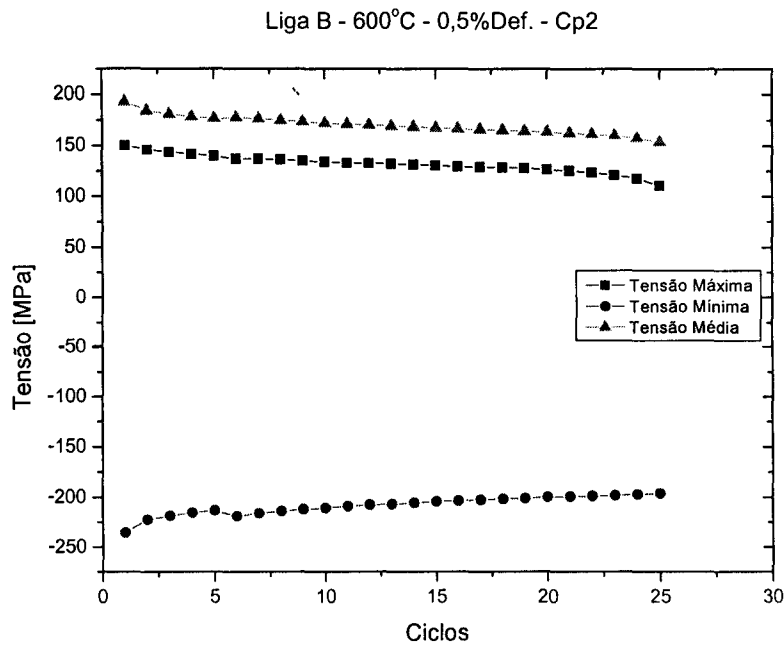


Figura 136. Gráfico de tensão versus ciclos da liga B para uma taxa de def. de 0,5% na temperatura de 600°C

## 9- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

**AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1985a).** Metals Handbook – Mechanical Testing. 9ed. Ohio, v.8.

**ANDERSON, A.E.**, Friction and wear of automotive brakes. Materials Park, OH: ASM Handbook, vol. 18. 1992.

**ASKELAND, D.R.**, The Science and Engineering of Materials, PWS Publishing Company, 3rd edition, 1994.

**BREMBO**, Il Manual del Disco Freno, capitolo 2, 1997.

**BRESCIANI F., E.**, Seleção de Materiais Metálicos, Editora da UNICAMP, Campinas, 1986.

**BROEK, D.**, Elementary Engineering Fracture Mechanics, Martinus Nijhoff Publishers, 3rd revised edition, 1984.

**CHAPMAN, B.J. E MANNION, G.**, Titanium-bearing cast irons for automotive braking applications. Foundry Trade Journal 1982; 23:2–246.

**CHO, M.H., KIM, S.J., BASCH, R.H., FASH, J.W. E JANG, H.**, Tribological study of gray cast iron with automotive brake linings: The effect of rotor microstructure. Tribology International 36 (2003) 537-545.

**CLARK, C.S.**, The Lanchester Legacy, a Trilogy of Lanchester Works, Vol. 1, Butler & Tanner, Frome and London, England, 1995, pp. 1895–1931.

**COFFIN Jr., L.F.**, *A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal*, Transactions of the ASME, nº 53-À76, 1954, p. 931-949.

**COFFIN, L.F. (1973).** Fatigue at high temperatures. In: FATIGUE AT ELEVATED TEMPERATURES, Especial Technical Publication 520, p.5-36. Philadelphia, ASTM.

**DIETER, G.E.**, Metalurgia Mecânica, Guanabara Dois, segunda edição, Rio de Janeiro – RJ, 1981.

**DRIVER, J.H. (1971).** The effect of boundary precipitates on the high temperature fatigue strength of austenitic stainless steels. Metal Science, 5, 47-50.

**DUQUETTE, D.J. (1979).** Environmental effects I - general fatigue resistance and crack nucleation in metals and alloys. In: FATIGUE AND MICROSTRUCURE. Metals Park, ASM, p.335-369.

- FITZGEORGE, D. E POPE, J.A.**, *Transactions of the North East Coast Institution of Engineers and Shipbuilders* 75 (1959) 284.
- FUJINO, S. & TAIRA, S. (1980)**. Effect of thermal cycle on low cycle fatigue of steels and grain boundary characteristics. In: **MECHANICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS**. v.II, p.49-58.
- FUJITA, F.E. (1963)**. Oxidation and dislocation mechanisms in fatigue crack formation. *Fracture of Solids*. New York, Interscience, p.657-670.
- GARCIA, A.**, *Ensaio dos Materiais*, LTC,1999.
- GME-05002**, Engineering Standards Europe, General Specification to Brake Disc., 1999, p.1-7.
- HALDERMAN, J.D., MITCHELL Jr., C.D.**, *Automotive Brake Systems*, 2nd Edition, Prentice-Hall, Upper Saddle River, NJ, 2000.
- HALES, R. S. (1983)**. Fatigue testing methods at elevated temperatures. In: **FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE**. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.
- HARPER, G.A.**, *Brakes and Friction Materials: The History and Development of the Technologies*, Mechanical Engineering Publications Limited, London, England, 1998.
- HECHT, R.L., DINWIDDIE, R.B., PORTER, W. E WANG, H.**, SAE Technical Paper Series 962126 (1996).
- HUGHES, T.P.**, *Elmer Sperry: Inventor and Engineer*, John Hopkins Press, Baltimore, MD, 1971.
- JIMBO, Y., MIBE, T., AKIYAMA, K, MATSUI, H., YOSHIDA, M. E OZAWA, A.**, *SAE International* SAE 900002 (1990) 22.
- KANDIL, F.A.**, Potential ambiguity in the determination of the plastic strain range component in LCF testing, *International Journal of Fatigue*, 21 (1999), 1013-1018.
- LANCHESTER, F.W.**, Improvements in the brake mechanism of power-propelled road vehicles, G.B. Patent No.26407, 1902.
- LIBSCH, T.A. E RHEE, S.K.**, The effects of compositional variations in heavy truck rotors upon rotor and pad wear. *Wear of Materials* 1979;34:3-350.
- MACKIN, T.J.**, Thermal cracking in disc brakes, *Engineering Failure Analysis*, February 2002, vol 9, no. 1, pp. 63-76(14).

**MEGUID, S.A.**, Engineering Fracture Mechanics, Elsevier Applied Science, 1989.

**METZLER, H.**, The brake rotor-friction partner of brake linings, SAE Technical Papers 1990; 900847.

**MILAM, M., MALUF, O., SPINELLI, D. E BOSE FILHO, W.W.**, Metais - Uma visão objetiva, São Carlos, Brasil, 2004.

**MIN, B.K. & RAJ, R. (1979)**. A mechanism for intergranular fracture during high temperature fatigue. In: FATIGUE MECHANISMS, STP 675, p.569-591. Philadelphia. ASTM.

**NEMAF**, Núcleo de estudo de materiais e análise de falha.

**NEWCOMB, T.P., SPURR, R.T.**, A Technical History of the Motor Car, Adam Hilger, New York, 1989.

**NEWCOMB, T.P., SPURR, R.T.**, Automobile Brakes and Braking Systems, R. Bentley Inc., Cambridge, MA, 1969.

**NICHOLSON G.**, Facts About Friction, P&W Price Enterprises, Inc., Croydon, PA, (1995).

**OKAMOTO T., KAGAWA A., KAMEI K. E MATSUMOTO H.**, Effects of graphite shape on thermal conductivity, electrical resistivity, damping capacity and Young's Modulus of cast iron below 500 deg. C. Journal of the Japanese Foundrymen's Society 1983; 55:32-6.

**OMEROD, J., TAYLOR, R.E. E EDWARDS, R.J.**, *Met. Tech.* Abril (1978) 109.

**PALMER, K.B. E BCIRA, J.**, 8 (540) (1960) 266.

**PETER J. BLAU**, Compositions, Functions, and Testing of Friction Brake Materials and Their Additives, Metals and Ceramics Division, August 2001, ORNL/TM-2001/64.

**RHEE, K., TURAK, J.L. E SPURGEON, W.M.**, An inertial dynamometer evaluation of three alloys for automotive brake drums, SAE Technical Papers 1970; 700138.

**RHEE, S.K., DUCHARME, R.T. E SPURGEON, W.M.**, Characterization of cast iron friction surfaces, SAE Technical Papers 1972;720056.

**RHEE. S.K. E THESIER, P.A.**, Effects of surface roughness of brake drum on coefficient of friction and lining wear, SAE Technical Papers 1972;720449.



- RIEDEL HERMANN (1987).** Fracture at high temperatures. Berlin; New York: Springer- Verlag, c1987.
- SAKAMOTO, H., et al.,** Heavy-duty brake disk for high speed trains(in Japanese with English summary), Technical Report of Sumitomo Metal Industries, Ltd., Vol. 45, No. 6, pp. 11–29 (1993).
- SARABANDA, J.V.L. (1991).** Estudo de fadiga sob controle de deformação de duas ligas de alumínio empregadas em pistões de motores diesel. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica – USP, São Paulo.
- SKELTON, R.P. (1983).** Crack initiation and growth in simple metal components during thermal cycling. In: FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.
- SPERRY, E.A.,** Electric brake, US Patent No. 565937, 1896.
- SPERRY, E.A.,** Electric brake, US Patent Nos. 534974, 534977, 1895.
- SPERRY, E.A.,** The electric brake in practice, Transactions AIEE 11 (1894) 682–728.
- SURESH, S (1998).** Fatigue of Materials. Cambridge University Press. Cambridge.
- VASUDEVAN, A.K. & DOHERT, R. (1987).** Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. Acta Metallurgica, 35, p.1193-1219.
- WAREING, J. (1983).** Mechanisms of high temperature fatigue and creep-fatigue failure in engineering materials. In: FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.
- WEINTRAUB, M.,** Brake additives consultant. Private communication, (1998).
- WELLS, C.H. (1979).** High-temperature fatigue. In: Fatigue and microstructure. Metals Park, ASM, p.307-331.
- WYCLIFFE, P.,** Friction and wear of Duralcan reinforced aluminum composites in automotive braking systems, SAE Technical Papers 1993; 930187.
- YAMABE, J., TAKAGI, M., MATSUI, T., KIMURA, T. E SASAKI, M.,** Development for disc brake rotors for trucks with high thermal fatigue strength, JSAE Review 23(2002) 105-112.
- YAMADA, S. E KURIKUMA, T.,** Paper F98T683, Proceedings form 1998 FISITA World Automotive Congress, Paris, September-October 1998.

ZHANG, Y., CHEN, Y., HE, R. E SHEN, B., Investigation of tribological properties of brake shoe materials-phosphorous cast irons with different graphite morphologies. *Wear* 1993; 166:179-86.

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)