UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

INFLUÊNCIA DO ROLETEAMENTO NO COMPORTAMENTO EM
FADIGA DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR PERLÍTICO

OMAR MALUF

Dissertação apresentada à Área Interunidades em
Ciência e Engenharia de Materiais, da EESC,
IFSC e IQSC, Universidade de São Paulo, como
parte dos requisitos para a obtenção do Título de
Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

São Carlos
2002

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 – CEP 13560-970 – São Carlos-SP – Brasil

Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777

e-mail: wladerez@ifsc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE OMAR MALUF, APRESENTADA À ÁREA INTERUNIDADES CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 27-06-2002.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. DIRCEU SPINELLI (Orientador e Presidente)

Prof. Dr. VITOR LUIZ SORDI – UFSCar

Prof. Dr. ROSALVO TIAGO RUFFINO – EESC-USP

***À minha família,
pelo apoio, estímulo
e compreensão.***

***“Tudo velho e tudo novo. A vida se torna uma aventura única,
conscientemente vivida em união com o Criador.”***

Igino Giordani

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Dirceu Spinelli, meu orientador, pela sua amizade, paciência, conhecimento e discernimento .

Ao colega Valdinei F. Silva sem cuja ajuda o caminho percorrido teria sido muito mais longo e espinhoso.

À General Motors do Brasil, de maneira particular ao Eng. José Carlos dos Santos pelo fornecimento do material e apoio no desenvolvimento deste trabalho.

A todos os colegas e demais professores do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos - USP, pelo carinho e apoio.

Ao Prof. Dr. Rosalvo T. Ruffino do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia de São Carlos – USP, pela cooperação no desenvolvimento do projeto.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, de maneira toda especial a Eliezer Dias Francisco por toda a ajuda prestada.

Ao Movimento dos Focolares, nas pessoas de Jaidete Carneiro e Alan Magalhães, principalmente pela Unidade.

Ao amigo Marcos Mucheroni incentivador deste trabalho através do seu exemplo de não escolher a opção mais cômoda.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	I
LISTA DE TABELAS	VII
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	IX
RESUMO	XII
ABSTRACT	XIII
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1 OS FERROS FUNDIDOS	3
2.2 TIPOS DE FERROS FUNDIDOS	3
2.2.1 <i>Ferro Fundido Branco</i>	4
2.2.2 <i>Ferro Fundido Cinzento</i>	4
2.2.3 <i>Ferro Fundido Maleável</i>	6
2.2.4 <i>Ferro Fundido Nodular</i>	6
2.3 EFEITO DE ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DE FERRITA E PERLITA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES	12
2.3.1 <i>Diagrama de equilíbrio</i>	14
2.3.2 <i>Efeito de elementos de liga nas temperaturas A_T e A_1</i>	16
2.3.3 <i>Transformação eutetóide em ferros fundidos</i>	18
2.3.4 <i>Formação e crescimento da ferrita</i>	21
2.3.5 <i>Formação e crescimento da perlita</i>	21
2.3.6 <i>Efeitos de elementos de liga na formação de ferrita e perlita em ferros fundidos nodulares</i>	22
2.4 FADIGA DOS MATERIAIS METÁLICOS	25
2.4.1 <i>Fatores que influenciam a vida em fadiga</i>	26

2.4.2 Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga	27
2.4.3 Aspectos microscópicos da falha por fadiga	28
2.4.3.1 Nucleação de trinca por fadiga	28
2.4.3.2 Propagação de trincas por fadiga	29
2.4.4 Fadiga de alto ciclo	33
2.5 FADIGA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES	37
2.5.1 Limite de Fadiga.....	38
2.5.2 Efeito do Formato e Tamanho do Nódulo	39
2.5.3 Efeito da Presença de Impurezas	42
2.5.4 Efeito da Matriz	44
2.5.5 Efeito do ambiente	45
2.5.6 Efeito das condições da superfície.....	47
2.5.7 Tensões Residuais Compressivas	48
2.5.8 Roleteamento Superficial.....	49
2.5.9 Projeto para Aplicações em Fadiga	58
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	59
3.1 MATERIAL	59
3.2 ANÁLISES QUÍMICAS.....	60
3.3 ANÁLISES METALGRÁFICAS.....	60
3.4 CORPOS DE PROVA.....	61
3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO	64
3.6 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO	65
3.7 ENSAIOS DE MACRO E MICRODUREZA.....	66
3.8 ENSAIOS DE FADIGA ROTATIVA.....	67
3.9 DISPOSITIVO DE ROLETEAMENTO.....	70
3.10 FATORES DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO K_T E K_F	74
3.11 ANÁLISE FRATOGRÁFICA.....	75
4. RESULTADOS	76
4.1 ANÁLISES QUÍMICAS.....	76
4.2 ENSAIOS DE MACRO E MICRODUREZA.....	76
4.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO	78

4.4 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO	78
4.5 ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA.....	80
4.6 FATORES DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO K_T E K_F	88
4.7 ANÁLISES METALGRÁFICAS.....	88
4.8 ANÁLISES FRATOGRÁFICAS.....	92
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.	100
5.1 ANÁLISES QUÍMICAS.....	100
5.2 ENSAIOS DE MACRO E MICRODUREZA	101
5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO	101
5.4 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO	102
5.5 ENSAIOS DE FADIGA ROTATIVA.....	102
5.6 FATORES DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO K_T E K_F	104
5.7 ROLETEAMENTO SUPERFICIAL	104
5.8 ANÁLISES METALGRÁFICAS.....	105
5.9 ANÁLISES DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA.....	106
6. CONCLUSÕES.....	107
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	109
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	110
APÊNDICE	

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Faixas aproximadas de carbono e silício para aços e diversos ferros fundidos ^[1]	4
Figura 2.2	Micrografia de um ferro fundido cinzento mostrando trincas propagando-se na matriz através dos veios de grafita ^[8]	5
Figura 2.3	Micrografia de um ferro fundido nodular mostrando nódulos de grafita atuando como barreiras para a propagação de trincas ^[8] ...	7
Figura 2.4	Microestrutura e resistência à tração de diversos tipos de ferros fundidos nodulares ^[8]	10
Figura 2.5	Seção do diagrama de equilíbrio da liga Fe-C-2%Si. ^[34]	15
Figura 2.6	Representação esquemática dos efeitos de elementos químicos nas temperaturas dos eutetóides estável e metaestável em ferros fundidos ^[21]	18
Figura 2.7	Ilustração da aparência macroscópica da superfície fraturada pelo mecanismo de fadiga. ^[41]	27
Figura 2.8	Mecanismo de formação de bandas de escorregamento (a) deformação monotônica; e (b) deformação cíclica. ^[43]	29
Figura 2.9	Estágios I e II de propagação de trinca por fadiga. ^[43]	31
Figura 2.10	Ilustração do mecanismo de formação de estrias no estágio II de propagação de trinca por fadiga. ^[42]	32
Figura 2.11	Ciclos de tensão: (a) alternada simétrica, (b) alternada e (c) aleatória. ^[42]	34
Figura 2.12	Exemplo de curva S-N. ^[42]	36
Figura 2.13	Relação entre limite de fadiga e limite de resistência à tração em função do limite de resistência à tração de nodulares ferríticos, perlíticos e martensíticos ^[49]	39
Figura 2.14	Influência da nodularidade sobre o limite de fadiga de nodulares perlíticos com e sem entalhe ^[1]	40

Figura 2.15	Efeito da nodularidade sobre o fator de redução de resistência à fadiga de nodulares perlíticos ^[1]	41
Figura 2.16	Efeito do tamanho do nódulo e microdureza da matriz sobre o limite de fadiga por flexão rotativa de nodulares ^[1]	41
Figura 2.17	Efeito da fração de volume de inclusões e microdurezas da matriz sobre o limite de fadiga em ferros fundidos nodulares ^[1]	42
Figura 2.18	Efeito da filtragem sobre o limite de fadiga de nodulares ferríticos com superfície no estado bruto de fusão ^[1]	43
Figura 2.19	Relação entre resistência à fadiga e microdureza equivalente da matriz (MEM). A palavra “engrenagem” indica o desempenho de engrenagens de um ferro fundido nodular perlítico com dentes endurecidos por indução ^[50]	45
Figura 2.20	Efeito de diferentes meios aquosos pulverizados sobre a resistência à fadiga de ferros fundidos nodulares perlíticos ^[1]	46
Figura 2.21	Efeito de superposição das tensões aplicada (s) e residual (s_R): (a) distribuição de tensões em um eixo sob flexão; (b) perfil de distribuição típico das tensões residuais de um jateamento de granalhas; (c) perfil resultante da superposição das tensões aplicada e residual ^[42]	49
Figura 2.22	Diagrama esquemático do ferramental para roleteamento superficial em virabrequim de ferro fundido nodular ^[1]	50
Figura 2.23	Influência do roleteamento superficial sobre a resistência à fadiga dos ferros fundidos nodulares perlíticos e ferríticos ^[1]	51
Figura 2.24	Amplitude de tensão em função do número de ciclos para as condições: entalhe retificado (G), com entalhe roleteado (SR) e entalhe roleteado e pré-tracionado (RT). ^[53]	53
Figura 2.25	Perfil de distribuição das tensões residuais, condições: com entalhe roleteado (SR) e entalhe roleteado e pré-tracionado (RT). ^[53]	53
Figura 2.26	Curva tensão em função do número de ciclos para falhar para os aços trabalhado à quente (TMT) e bifásico (BF). ^[55]	55
Figura 2.27	Comparação das tensões residuais e deformação a frio produzidas por jateamento com granalhas, jateamento por	

	gravidade, jateamento por laser e brunimento de baixa plasticidade (<i>LPB</i>). ^[56]	56
Figura 2.28	Desempenho sob fadiga de alto ciclo dos processos <i>LPB</i> e jateamento com granalhas com duas temperaturas de exposição diferentes. Fadiga por flexão em quatro pontos. $R=0,1$ e 30Hz. Temperatura ambiente. ^[56]	57
Figura 3.1	Bloco “Y” segundo norma ASTM A476/476M ^[63] para ferros fundidos nodulares.....	61
Figura 3.2	Corpo de prova para ensaio de tração.	62
Figura 3.3	Corpo de prova para ensaio de impacto Charpy.	62
Figura 3.4	Corpo de prova para ensaio de fadiga rotativa sem entalhe.	63
Figura 3.5	Corpo de prova para ensaio de fadiga rotativa com entalhe.	63
Figura 3.6	Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, fadiga sem entalhe e com entalhe e impacto.....	64
Figura 3.7	Máquina de fadiga rotativa “Fatigue Dynamics” modelo RFB-200. Vista geral do equipamento.....	68
Figura 3.8	Máquina de fadiga rotativa “Fatigue Dynamics” modelo RFB-200. Detalhe mostrando a fixação do corpo de prova.	69
Figura 3.9	Dispositivo para o roleteamento dos corpos de prova de fadiga com entalhe. Três roletes dispostos em ângulos de 120° em relação ao centro do eixo do corpo de prova.....	71
Figura 3.10	Vista geral dos equipamentos utilizados na operação.	71
Figura 3.11	Detalhe mostrando a operação de roleteamento.....	72
Figura 3.12	Detalhe mostrando o corpo de prova fixado no torno, a base com os roletes de apoio, a célula de carga e o porta-rolete afastado.	72
Figura 3.13	Dispositivo porta-rolete adaptado para operação de roleteamento em ângulo de 90° em relação ao eixo do corpo de prova.....	73
Figura 3.14	Roleta de encruamento. A) No dispositivo porta-rolete fixado por duas guias de bronze. B) Vista lateral.	73

Figura 4.1	Perfil de microdureza Knoop (HK) a partir da raiz dos entalhes dos corpos de prova com e sem roleteamento.....	78
Figura 4.2	Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga rotativa em corpos de prova sem entalhe..	84
Figura 4.3	Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga rotativa em corpos de prova com entalhe.	85
Figura 4.4	Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga em corpos de prova com entalhe roleteado.	86
Figura 4.5	Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga em corpos de prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado.	87
Figura 4.6	Micrografia do ferro fundido nodular perlítico mostrando a distribuição dos nódulos de grafita na matriz. Sem ataque.	89
Figura 4.7	Micrografia do ferro fundido nodular perlítico mostrando um nódulo de grafita envolvido por ferrita (região clara) numa matriz perlítica (lamelas), microestrutura conhecida como “olho de boi”. Ataque com reagente Nital 2%.	89
Figura 4.8	Micrografia da região do entalhe roleteado, mostrando o aspecto geral da microestrutura próxima à superfície. Ataque com reagente Nital 2%.	90
Figura 4.9	Micrografia da região do entalhe roleteado mostrando com maior aumento a microestrutura deformada. As setas mostram locais em que a microestrutura “olho de boi” foi completamente deformada. Ataque Nital 2%.	90
Figura 4.10	Aspecto macrográfico da superfície de fratura do corpo de prova sem entalhe B19. Os pontos escuros são nódulos de grafita e as regiões de nucleação (N), propagação estável (Pe) e falha final (FF) estão indicadas na figura.	94
Figura 4.11	Detalhes com maior aumento da região provável de nucleação e propagação estável da trinca por fadiga no corpo de prova sem entalhe B19. A seta indica a região do possível sítio de nucleação da trinca.	94

- Figura 4.12 Aspecto micrográfico da superfície de fratura, obtido com grande aumento, da região de propagação estável do corpo de prova sem entalhe B19. Pode-se observar em detalhe as estrias dúcteis da propagação em estágio II, com o espaçamento da ordem de 0,3mm, em áreas de ferrita.95
- Figura 4.13 Aspecto micrográfico da superfície de fratura obtida na região final da fratura do corpo de prova sem entalhe B19. Modo de fratura com característica de quase-clivagem, isto é, facetas apresentando clivagem no centro e deformação plástica na sua borda (estrias de rasgamento).95
- Figura 4.14 Aspecto macrográfico da superfície de fratura do corpo de prova entalhado 45A. Os pontos escuros são nódulos de grafita e as regiões de nucleação (N), propagação estável (Pe) e falha final (FF) estão indicadas na figura.96
- Figura 4.15 Detalhes com maior aumento da região provável de nucleação e propagação estável da trinca por fadiga no corpo de prova entalhado 45A. A seta indica a região do possível sítio de nucleação da trinca.96
- Figura 4.16 Aspecto micrográfico da superfície de fratura obtido com grande aumento da região de propagação estável do corpo de prova entalhado 45A. Pode-se observar em detalhe as estrias dúcteis de propagação em estágio II, com espaçamento da ordem de 0,3mm, em áreas de ferrita.97
- Figura 4.17 Aspecto micrográfico da superfície de fratura obtida na região final da fratura do corpo de prova entalhado 45A. Modo de fratura com característica de quase-clivagem, isto é, facetas apresentando clivagem no centro e deformação plástica na sua borda (estrias de rasgamento).97
- Figura 4.18 Aspecto macrográfico da superfície de fratura do corpo de prova entalhado e roleteado B62. Os pontos escuros são nódulos de grafita e as regiões de nucleação (N), propagação estável (Pe) e falha final (FF) estão indicadas na figura.98

- Figura 4.19 Aspecto micrográfico da superfície de fratura do corpo de prova entalhado e roleteado B62. Nota-se que o sítio de nucleação da trinca (N), deslocou-se para uma região sub-superficial devido ao efeito do roleteamento.....98
- Figura 4.20 Aspecto micrográfico da superfície da fratura obtido com grande aumento da região de propagação estável do corpo de prova entalhado e roleteado B62. Pode-se observar as estrias dúcteis de propagação em estágio II, com espaçamento da ordem de 0,3mm, em áreas de ferrita.....99
- Figura 4.21 Aspecto micrográfico da superfície de fratura no corpo de prova entalhado e roleteado B62, obtida na região final da fratura. Modo de fratura com característica de quase-clivagem, isto é, facetas apresentando clivagem no centro e deformação plástica na sua borda (estrias de rasgamento).....99

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Faixas de composição química recomendadas para obtenção de nodulares ferríticos e perlíticos ^[10]	8
Tabela 2.2 Efeito do meio e revestimentos sobre corrosão associada à fadiga de ferros fundidos nodulares perlíticos ^[1]	47
Tabela 2.3 Efeito do roleteamento e tratamento térmico de austêmpera sobre as propriedades de fadiga em flexão reversa em virabrequins ^[1] ...	52
 Tabela 3.1 Composição química nominal do ferro fundido nodular perlítico, segundo especificação GMW10M-IR-C-N600-3 ^[61]	 59
Tabela 3.2 Valores mínimos para a classe de nodular utilizado segundo norma GMW10M-IR-C-N600-3 ^[61]	65
 Tabela 4.1 Média dos resultados das análises químicas das diversas corridas.	 76
Tabela 4.2 Média da microdureza dos microconstituintes - Perlita e Ferrita. ...	77
Tabela 4.3 Microdurezas Knoop (HK) a partir da raiz dos entalhes dos corpos de prova com e sem roleteamento.	77
Tabela 4.4 Resultados dos ensaios de tração.	79
Tabela 4.5 Resultados dos Ensaios de Tenacidade ao Impacto CHARPY.	79
Tabela 4.6 Resultados dos ensaios de fadiga rotativa para corpos de prova sem entalhe.	81
Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de fadiga rotativa para corpos de prova com entalhe.	82
Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de fadiga rotativa para corpos de prova com entalhe roleteado.	83
Tabela 4.9 Resultados da análise de imagem da microestrutura do ferro fundido nodular. Porcentagem de ferrita.	91

Tabela 4.10 Resultados da análise de imagem da microestrutura do ferro fundido nodular. Porcentagem de nódulos de grafita.	91
Tabela 5.1 Comparação dos valores da composição química especificada pela norma GMB com valores médios obtidos do ferro fundido em estudo.	100
Tabela 5.2 Comparação dos valores médios encontrados com a norma GMB [27]	102

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

ε	deformação
δ	densidade
ϕ	diâmetro
(G)	entalhe retificado
γ	austenita
α	ferrita
$\Delta\sigma$	ciclo de tensão
σ	tensão verdadeira
σ_a	tensão alternada
(D1-D8)	resultados de laboratório
ΔK	fator de intensidade de tensão
σ_m	tensão média
μm	micrometro
σ_{max}	tensão máxima
σ_{min}	tensão mínima
σ_R	resistência a tração
(RT)	entalhe roleteado e pré-tracionado
(SR)	entalhe roleteado
A, B e C	ponto do diagrama Fe-C-2%Si
a	parâmetro do material
A_1	temperatura do eutetóide metaestável
AFS	American Foundrymen's Society
Al	Alumínio
ARBL	Aço de alta resistência baixa liga
As	Arsênio
ASTM	American Society for Testing and Materials
A_T	temperatura do eutetóide estável
BCIRA	British Cast Iron Research Association
C	Carbono

Ca	Cálcio
Ce	Cério
Cr	Cromo
Cu	Cobre
d	diâmetro do entalhe
D	diâmetro maior da área útil
BF	Bifásico
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
Eq.	equação
FAC	fadiga de alto ciclo
FBC	fadiga de baixo ciclo
F-C-Si	Ferro-Carbono-Silício
Fe	Ferro
FF	fratura final
f_F	fração em volume de ferrita
f_P	fração em volume de perlita
G	grafita
GMB	General Motors do Brasil
GMW10	norma interna da General Motors
GPa	Giga Pascal (1000 Newton/mm^2)
HB	dureza Brinell
HF	dureza da ferrita
HK	dureza Knoop
HP	dureza da perlita
HRB	dureza Rockwell B
HV	dureza Vickers
Hz	Hertz
IN718	Inconel 718 (super liga à base de níquel)
J	Joule
K_f	fator de concentração de tensão cíclico
kgf	quilograma força
kN	1000 Newton
K_T	fator de concentração de tensão monotônico

LPB	Low Plasticity Burnishing (brunimento de baixa plasticidade)
M	momento
MEM	microdureza equivalente da matriz
MEV	microscopia eletrônica de varredura
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	mega Pascal - Newton por milímetro ao quadrado
N	número de ciclos para falhar, regiões de nucleação
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
°C	graus Celsius
P	Fósforo
Pe	propagação estável
R	razão de tensão
r	raio do entalhe
rpm	rotações por minuto
S	tensão
S	Enxofre
S _{LF}	Limite de Fadiga
SAE	Society of Automotive Engineers
Sb	Antimônio
Si	Silício
Sn	Estanho
S-N	tensão – vida
S _u	limite de resistência à tração
TMT	tratamento termomecânico
TTT	temperatura, tempo e transformação.
USP	Universidade de São Paulo.
V	Vanádio

RESUMO

MALUF, O. *Influência do roleteamento no comportamento em fadiga de um ferro fundido nodular perlítico*. São Carlos, 2002. 116p. Dissertação (Mestrado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

O processo de roleteamento é um tratamento superficial, comumente utilizado em peças fabricadas em aços e ferros fundidos nodulares, em regiões onde há concentradores de tensões, com o intuito de melhorar as propriedades de resistência à fadiga. Este processo endurece e introduz tensões residuais compressivas na camada superficial do material, através de deformação controlada, provocando uma redução das tensões de tração que atuam na superfície da peça submetida a carregamentos cíclicos. Este trabalho teve como principal objetivo o estudo do efeito do roleteamento superficial sobre o comportamento em fadiga de um ferro fundido nodular de matriz perlítica, utilizado na fabricação de virabrequins pela indústria automobilística. Foram realizados ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova lisos e com entalhe. Os corpos de prova com entalhe foram divididos em dois grupos, com e sem roleteamento superficial. Foi utilizado entalhe com geometria semicircular com raio de 1,20mm e profundidade de 0,70mm. Para o processo de roleteamento foi utilizado um rolete com diâmetro de 15,00mm e com raio de curvatura de 1,30mm e aplicada uma força de compressão de 2390N. A introdução de tensões residuais compressivas pelo trabalho a frio, dificultou a nucleação e a propagação de trincas na camada superficial dos entalhes roleteados. Isto ficou evidenciado pelo aumento do valor do limite de fadiga para 483MPa obtido para o material entalhado e roleteado, enquanto que para o material nas condições de sem entalhe e somente entalhado estes valores foram de 300MPa e 168Mpa, respectivamente.

Palavras-chave: roleteamento; fadiga; tensão residual; ferro fundido nodular.

ABSTRACT

MALUF, O. *The effect of surface rolling on fatigue behavior in a pearlitic ductile cast iron.* São Carlos, 2002. 116p. Dissertação (Mestrado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

Surface rolling is a mechanical treatment commonly used in parts fabricated with steel and ductile cast iron, specifically in stress concentration regions, to improve fatigue properties. This process hardens and introduces compressive residual stresses to the surface of the material through the application of controlled strains, thus provoking a reduction of resulting tensile stress at its surface under cyclic loading. This work deals with the effect of surface rolling on high cycle fatigue behavior of a pearlitic ductile cast iron used in crankshaft by automotive industries. Rotating bending fatigue tests were performed in both smooth and notched specimens. The notched specimens were divided into two groups: with and without surface rolling treatment. The specimens notch geometry was semicircular with radius of 1.20mm and depth of 0.70mm. The rolling treatment was carried out using a roller with diameter of 15,00mm, curvature radius of 1.30mm and a compression force of 2390N. The introduction of compressive residual stresses under cold work made difficult the nucleation and propagation of the crack on the rolled surface of the notch. It was confirmed by the increase of the endurance limit of the surface rolled specimens to 483MPa in comparison with the smooth and notched specimens, respectively, 300MPa and 168 MPa.

Key words: surface rolling; fatigue; residual stress; ductile cast iron.

1. INTRODUÇÃO

Ferros fundidos nodulares são ligas ternárias do sistema Fe-C-Si, que, em virtude de uma microestrutura muito particular, apresentam propriedades mecânicas semelhantes às de alguns aços, porém com melhor resistência ao desgaste e ao choque térmico. O nodular pode ser considerado um ferro fundido cinzento base, que, no estado líquido, sofre um tratamento de transformação microestrutural através da adição de uma liga metálica contendo ferro-silício-magnésio, que provoca a transformação da grafita da forma de veios, característica dos ferros fundidos cinzentos, para a forma de nódulos.

Como os nódulos de grafita possuem forma esférica, não atuam como concentradores de tensões, como ocorre com os veios de grafita, o que permite a obtenção de materiais com melhor resistência mecânica e ductilidade ^[1]. Devido ao baixo custo e facilidade de produção, são muito utilizados na confecção de componentes mecânicos como válvulas, corpos de bombas, engrenagens, cilindros de laminação, virabrequins e outros componentes automotivos ^[2-4]. Os níveis dos parâmetros de resistência e ductilidade são determinados pela composição microestrutural da matriz. Dependendo da composição química e/ou do tratamento térmico, a matriz pode ser ferrítica, perlítica, ferrítica-perlítica, bainítica, martensítica ou austenítica. Outro aspecto de grande importância para as características mecânicas é o tamanho e distribuição dos nódulos de grafita na matriz.

No entanto, o desempenho de uma peça fundida não depende somente do aspecto metalúrgico, como, também, das condições da superfície e geometria da peça. Variações dimensionais, rebaixos e entalhes são regiões concentradoras de tensões susceptíveis à nucleação de trincas por fadiga ^[5], que, caso não possam ser evitados no projeto, devem receber

um tratamento especial . Por exemplo: para eliminar o efeito de cantos vivos em mancais e pinos de virabrequins utilizados na fabricação de veículos automotivos, são usinados entalhes com um determinado raio que recebem posteriormente um tratamento mecânico superficial conhecido como roleteamento. Este tratamento tem a finalidade de diminuir a sensibilidade ao entalhe, nessas regiões.

O processo de roleteamento é um tratamento superficial, comumente utilizado para melhorar a resistência à nucleação de trinca por fadiga ^[6] em locais críticos de componentes mecânicos. Esse processo endurece e introduz tensões residuais compressivas na superfície através da aplicação de uma deformação controlada, provocando uma redução das tensões de tração aplicadas na superfície da peça. Assim, quando as peças são solicitadas em carregamento cíclico, ocorre uma diminuição da tensão resultante.

Este trabalho tem como principal objetivo o estudo da influência do roleteamento superficial nas propriedades de fadiga de alto ciclo de um ferro fundido nodular de matriz perlítica, com composição e microestrutura semelhante à especificadas pela indústria automobilística. Foram realizados ensaios de fadiga em flexão rotativa em corpos de prova com e sem entalhe. Os corpos de prova com entalhe foram divididos em dois grupos: com e sem roleteamento superficial. A geometria dos entalhes, bem como a força de roleteamento aplicada são semelhantes às utilizadas no processo de fabricação de virabrequins de motores automotivos.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Os Ferros Fundidos

O termo *ferro fundido* não se refere a um simples material, mas a uma família de materiais na qual o principal constituinte é o ferro, com quantidades importantes de carbono e silício, como mostrado na Figura 2.1. Os ferros fundidos são materiais compostos naturais cujas propriedades mecânicas são determinadas por sua microestrutura, constituída de fases estáveis e metaestáveis, formadas durante a solidificação ou tratamento térmico subsequente. Os principais microconstituintes dos ferros fundidos são: as formas químicas e morfológicas apresentadas pelo carbono e a matriz contínua metálica na qual o carbono e/ou carbonetos estão dispersos. Os componentes microestruturais mais importantes são: grafita (G), carbonetos (cementita ou carbonetos complexos), ferrita (α), perlita, martensita, austenita (γ) e bainita.

2.2 Tipos de Ferros Fundidos

A presença de traços de elementos químicos, a adição de elementos de liga, a modificação da velocidade de solidificação e o tratamento térmico após a solidificação são processos utilizados para alterar a microestrutura dos ferros fundidos e assim obter os diversos tipos e classes, com uma ampla faixa de propriedades mecânicas.

Figura 2.1 Faixas aproximadas de carbono e silício para aço e diversos ferros fundidos ^[1].

2.2.1 Ferro Fundido Branco

O ferro fundido branco possui muitos carbonetos na sua microestrutura final. A presença do carbono na forma de diferentes carbonetos, induzida por elementos de liga e/ou aumento da velocidade de resfriamento durante a solidificação ou tratamento térmico, torna esse tipo de ferro fundido extremamente duro e resistente à abrasão, mas, por outro lado, muito frágil.

2.2.2 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 2.2, é a controladora do comportamento mecânico deste tipo de material. A forma vermicular da grafita funciona como um intensificador de tensão, provocando, sob tensão, a nucleação prematura de trincas nas suas extremidades. Este 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, isto é, a lei de Hooke $\sigma = E \cdot \epsilon$ não se aplica no caso. Entretanto, apesar de a grafita na forma de veios provocar o surgimento da tensão de fratura, ela proporciona excelentes propriedades de usinabilidade, amortecimento de vibrações e capacidade de auto-lubrificação.

Figura 2.2 Micrografia de um ferro fundido cinzento mostrando trincas propagando-se na matriz através dos veios de grafita [8].

2.2.3 Ferro Fundido Maleável

Diferente do ferro fundido cinzento e do ferro fundido nodular, este tipo é fabricado como um ferro fundido branco e um tratamento térmico de recozimento ou “maleabilização” é utilizado para transformar os carbonetos em grafita. Sua microestrutura final consiste em nódulos de grafita de formato irregular, chamada de grafita de recozimento, numa matriz de ferrita e/ou perlita. A presença de grafita em forma compacta ou em formato quase esférico confere ao ferro fundido maleável uma ductilidade e resistência à tração quase igual à do aço de baixo carbono fundido.

A formação de carbonetos durante a solidificação causa uma contração de aproximadamente 2%, que provoca a necessidade de utilização de massalotes (compensadores da contração durante a solidificação), causando redução do rendimento metálico, que é a relação entre o peso da peça já rebarbada com o da mesma ainda com os canais e massalotes. Conseqüentemente, aumenta-se o custo de produção.

2.2.4 Ferro Fundido Nodular

Combinar fundibilidade do ferro fundido cinzento com a tenacidade do aço era, na primeira metade do século XX, um objetivo da engenharia que foi parcialmente atingido com o ferro fundido maleável. Contudo, o alto custo relacionado ao longo tratamento térmico de recozimento requerido e a dificuldade de fundir componentes de ferro fundido branco sem defeitos, limitaram sua utilização. O sonho dos fundidores e engenheiros de projeto tornou-se realidade em 1948 quando H. Morrogh da *British Cast Iron Research Association* (BCIRA) anunciou numa convenção da *American Foundrymen's Society* (AFS) que uma pequena adição de Cério (Ce) em um ferro fundido cinzento hipereutético resultou num fundido contendo partículas de grafita esféricas. No mesmo ano, a *International Nickel Company* revelou

que um ferro fundido de microestrutura similar poderia ser obtido utilizando Magnésio(Mg) como esferoidizante. Assim nasceu o ferro fundido nodular ^[9].

O ferro fundido nodular não é um material único, mas uma família de materiais que oferece uma larga faixa de propriedades obtidas através de controle microestrutural. A característica comum a todos os ferros nodulares é o formato aproximadamente esférico da grafita. Como apresentado na Figura 2.3, estes nódulos agem como inibidores de trincas e fornecem boa ductilidade a este material. Esta característica é essencial à qualidade e consistência deste ferro e, por isso, é medida e controlada de maneira precisa por fundições competentes. Desde que haja uma alta porcentagem de grafita na forma de nódulos (alta nodularidade) presente na microestrutura, as propriedades mecânicas são determinadas pela matriz.

Figura 2.3 Micrografia de um ferro fundido nodular mostrando nódulos de grafita atuando como barreiras para a propagação de trincas ^[8].

Segundo TRUDEL e GAGNÉ ^[10], o ferro fundido nodular, quando comparado ao cinzento, possui alta sensibilidade à composição química. No cinzento os elementos estruturais mais fracos são os veios de grafita, enquanto que nos nodulares são os defeitos (carbonetos eutéticos e intercelulares, steadita, veios de grafita, etc), geralmente causados por

elementos presentes nos materiais da carga metálica, que limitam seu desempenho. Portanto, o cuidado na seleção dos materiais da carga metálica é crítico. A Tabela 2.1 apresenta as faixas de composição química recomendadas para obtenção de nodulares ferríticos e perlíticos.

Tabela 2.1 Faixas de composição química recomendadas para obtenção de nodulares ferríticos e perlíticos ^[10].

Elemento	Ferrítico	Perlítico	Função	Observação
C	3,00-4,00%	3,00-4,00%	Constituinte dos nódulos	Excesso causa grafita localizada
Si	1,80-3,00%	1,80-2,75%	Grafitizante, ferritizante	Controla a perlita “bruto de fusão”
Mg	0,03-0,06%	0,03-0,06%	Esferoidizante	Excesso promove carbonetos
Ce	0,030% máx.	0,30% máx.	Esferoidizante em combinação com Mg	Excesso promove carbonetos
S	0,015% máx.	0,30% máx.	Combina com Mg	Remoção do enxofre é essencial
Mn	0,20% máx.	0,70% máx.*	Formador de perlita	Excesso promove carbonetos
P	0,035% máx.	0,30% máx.	Fragiliza a estrutura	Estabilizador da perlita
Cr	0,40% máx.	0,30% máx.	Potente formador de carbonetos	Retarda recozimento
Cu	0,03% máx.	0,7% máx.	Resistência, dureza	Forte estabilizador da perlita

* Não se recomenda exceder 0,3% Mn em nodular perlítico devido ao efeito sobre a formação de carbonetos.

A Figura 2.4 apresenta uma relação entre microestrutura e resistência à tração de diversos tipos de ferros nodulares com e sem tratamentos térmicos. A importância da matriz no controle das propriedades mecânicas é

tão grande que é enfatizada pelo uso do nome da matriz na designação dos diversos tipos de ferros fundidos nodulares.

Nodular Ferrítico. Nódulos de grafita numa matriz ferrítica caracterizam um ferro fundido com boa ductilidade e resistência ao impacto e com resistência à tração e limite de escoamento equivalentes a um aço baixo carbono. Pode ser produzido na condição “bruto de fusão” mas recomenda-se o tratamento térmico de recozimento para garantir máxima ductilidade e tenacidade em baixas temperaturas.

Nodular Ferrítico–Perlítico. São os mais comuns e normalmente obtidos na condição “brutos de fusão”. Os nódulos de grafita estão distribuídos numa matriz contendo ferrita e perlita. As propriedades são intermediárias entre os tipos totalmente ferríticos ou perlíticos, com boa usinabilidade e baixo custo de produção.

Nodular Perlítico. Nódulos de grafita numa matriz perlítica resultam em um ferro fundido com alta resistência à tração, boa resistência ao desgaste e moderada ductilidade e resistência ao impacto ^[11]. Geralmente apresentam uma pequena porcentagem de ferrita ao redor dos nódulos, microestrutura conhecida como “olho de boi”. Sua usinabilidade é superior à dos aços e propriedades mecânicas semelhantes.

MATRIZ							
Ferrítico Classe 60-40-18	Ferrítico-Perlítico Classe 80-55-06	Perlítico Classe 100-70-03	Martensita (com Austenita Retida)	Martensita Revenida	Austemperado Classe 150-100-70	Austemperado Classe 230-185-	Austenítico
414 MPa	552 MPa	690 MPa	600 MPa	793 MPa	1050 MPa	1600 MPa	310 MPa

Figura 2.4 Microestrutura e resistência à tração de diversos tipos de ferros fundidos nodulares^[8].

Segundo GUESSER e HILÁRIO ^[12], a obtenção de nodulares perlíticos pelo processo “bruto de fusão”, tem sido cada vez mais utilizada devido ao seu baixo custo. Por meio de tratamentos térmicos e/ou adições de elementos de liga, pode ser transformado em outras classes de nodulares, descritos a seguir.

Nodular Martensítico. Este tipo de nodular é obtido com adições representativas de elementos de liga que impedem a formação de perlita e deslocam a curva TTT para a direita ^[13], e/ou através tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. A matriz de martensita revenida resultante possui elevadíssima resistência à tração e ao desgaste, mas baixíssima ductilidade e tenacidade.

Nodular Bainítico. Pode ser produzido através da adição de elementos de liga e/ou tratamentos térmicos. Sua característica é ser um material duro com excelente resistência ao desgaste.

Nodular Austenítico. É obtido através da adição de elementos de liga e aumento da velocidade de resfriamento. Apresentam matriz austenítica à temperatura ambiente e possuem boa resistência à corrosão e à oxidação, boas características magnéticas e boa resistência à tração e estabilidade dimensional a temperaturas elevadas.

Nodular Austemperado. É o tipo mais recente a integrar a família dos ferros fundidos nodulares. Subgrupo dos nodulares produzido através do tratamento térmico de austêmpera aplicado ao ferro fundido nodular convencional, normalmente perlítico. Entre todas as classes de nodulares, os austemperados são os únicos que possuem excelente combinação de alta resistência à tração, tenacidade, resistência à fadiga e resistência ao desgaste ^[14-16]. Suas excelentes propriedades mecânicas estão associadas à presença de uma microestrutura particular chamada ausferrita que consiste em ferrita acicular e austenita retida ^[17-19].

2.3 Efeito de elementos de liga na formação de ferrita e perlita em ferros fundidos nodulares

Segundo Krüger et al. ^[20], as classes de ferros fundidos nodulares, estabelecidas em normas técnicas internacionais, são definidas de acordo com os valores mínimos de propriedades determinadas em ensaios de resistência à tração. Estas propriedades dependem da microestrutura obtida, isto é, da forma, tamanho, distribuição e quantidade de grafita e da composição da matriz metálica. A forma da grafita em ferros fundidos nodulares tem grande efeito nas propriedades mecânicas, sendo de maneira geral, necessário obter, pelo menos 80% de grafita na forma esferoidal, tipos I e II, da norma ASTM A247 ^[21], para atender às exigências das diversas classes ^[22-24].

A obtenção de grafita nodular no estado bruto de fusão em ferros fundidos, sob condições industriais, depende principalmente dos teores residuais de elementos nodulizantes (Mg, Ce e Ca) ^[25,26], mas está também condicionada a outras variáveis de processo. Não se pode esquecer os efeitos da composição química básica, velocidade de resfriamento e grau de nucleação do metal líquido ^[25,26]. Existem ainda outros tipos de nodulares que apresentam matriz com diferentes quantidades de austenita, martensita, martensita revenida ou bainita e até aplicações em que se faz necessária a presença de carbonetos eutéticos.

As propriedades mecânicas especificadas para as diferentes classes podem ser obtidas no estado bruto de fusão ou com a aplicação de tratamento posterior. Para se fabricar peças de qualidade já no estado bruto de fusão são necessários a seleção das matérias primas da carga metálica, o controle da composição química básica, o histórico térmico e o grau de nucleação do metal líquido. Além disto, a definição dos elementos de liga necessários para a obtenção da matriz metálica que possibilitará o

atendimento das especificações dos componentes, a utilização de processos de nodulização e inoculação eficientes, o controle da temperatura de vazamento e as condições de desmoldagem (resfriamento).

A inoculação e a velocidade de resfriamento têm importante efeito na formação da ferrita e perlita na matriz metálica dos ferros fundidos nodulares. A inoculação tem como principal objetivo aumentar o número de núcleos para que a solidificação se verifique de acordo com o sistema estável, com a formação de austenita e grafita. É geralmente efetuada com compostos grafitizantes ricos em silício, e seus efeitos são:

- aumento do número de nódulos de grafita;
- formação de nódulos mais perfeitos;
- diminuição da tendência de formação de carbonetos eutéticos;
- aumento da porcentagem de ferrita na matriz.

A influência da inoculação na transformação eutetóide é decorrente do acréscimo do número de partículas de grafita ^[27,28]. Durante o resfriamento no estado sólido, as distâncias para a difusão do carbono na austenita diminuem com o aumento do número de nódulos, apresentando um menor teor de carbono na austenita nas regiões próximas às partículas de grafita, o que resultará na formação de maiores porcentagens de ferrita na matriz ^[27,29-32].

A velocidade de resfriamento também tem influência, tanto na solidificação quanto na reação eutetóide de ferros fundidos nodulares. O aumento da velocidade de resfriamento causa elevação do super-resfriamento para a solidificação e, conseqüentemente, aumenta o número de nódulos e diminui o diâmetro médio dessas partículas de grafita ^[29,30,33]. No resfriamento no estado sólido, o aumento da velocidade de resfriamento em ferros fundidos nodulares aumenta a quantidade de perlita formada na reação eutetóide.

Quando se deseja aumentar a resistência mecânica em ferros fundidos nodulares, utilizam-se elementos de liga, que produzirão, principalmente, os seguintes efeitos:

- Retardamento da formação de ferrita, promovendo, portanto, o acréscimo da porcentagem de perlita;
- Aumento da temperabilidade, causando o refino da perlita já existente na estrutura;
- Em combinação com outros elementos de liga, acréscimo da temperabilidade e promoção da diminuição do espaçamento interlamelar da perlita.

2.3.1 Diagrama de equilíbrio

O diagrama de equilíbrio Fe-C-Si, mostrado na Figura 2.5, corresponde a uma seção para 2% de Si. Ao se completar a solidificação dos ferros fundidos nodulares, a microestrutura é constituída por grafita esferoidal, austenita e inclusões, desde que não tenha ocorrido a formação de carbonetos eutéticos ou steadita durante a reação. A austenita apresenta um teor relativamente alto de carbono, além da heterogeneidade de composição, em virtude da segregação que se verifica durante a solidificação, tanto dos elementos químicos da composição básica como dos elementos de liga. Carbono, manganês, cromo, molibdênio e fósforo são elementos que se segregam para o líquido, enquanto que o silício, alumínio e níquel segregam para sólido.

Figura 2.5 Seção do diagrama de equilíbrio da liga Fe-C-2%Si. ^[34]

Existem ainda elementos como o estanho, cobre e alumínio que se concentram preferencialmente na interface grafita/austenita e atuam como barreiras para difusão do carbono, da austenita para a grafita. A curva de resfriamento contínuo dos ferros fundidos nodulares desde o estado líquido até a temperatura ambiente apresenta três transformações: a formação das dendritas primárias da austenita, a reação eutética e a transformação de fase no estado sólido.

O teor de carbono da austenita, para condições de equilíbrio correspondente ao eutetóide em ferros fundidos nodulares é da ordem de 0,65 a 0,70%, indicando que o carbono precisa ser rejeitado pela austenita durante o resfriamento, do final da reação eutética até o início da transformação eutetóide e/ou que a austenita esteja supersaturada de carbono.

A diminuição da concentração de carbono corresponde à precipitação desse elemento nas partículas de grafita pré-existentes que ocorre entre os pontos A e B do diagrama da Figura 2.5. Deste modo, a austenita adjacente às partículas de grafita passa a ter menor concentração de carbono ; apresenta, assim, condições mais favoráveis para a formação de ferrita, nessas regiões.

No resfriamento abaixo da temperatura A_T e até A_1 , verifica-se a precipitação adicional de carbono nos nódulos de grafita de acordo com a linha BC. Na temperatura A_1 , sob condições de equilíbrio, toda a austenita se transforma em ferrita e grafita. No resfriamento, a temperatura A_T corresponde ao início da nucleação da ferrita a partir da austenita e a temperatura A_1 , ao início da formação da perlita.

A transformação da austenita em ferrita e grafita verifica-se a temperaturas mais elevadas, enquanto que a perlita ocorre em menores temperaturas de transformação da austenita. Rehder ^[35] efetuou determinações das temperaturas críticas de dois ferros fundidos nodulares para duas diferentes velocidades de resfriamento. Verificou que a diminuição da velocidade de resfriamento reduz o intervalo entre as temperaturas para as quais a austenita começa a se transformar em ferrita (A_T) e em perlita (A_1).

2.3.2 Efeito de elementos de liga nas temperaturas A_T e A_1

A adição de elementos de liga ao sistema Fe-C-Si também influencia as temperaturas críticas e o intervalo entre as temperaturas A_T e A_1 , conforme representado na Figura 2.6.

Carbono. O carbono praticamente não tem influência no intervalo entre as temperaturas A_1 e A_T , isto é, pode-se aumentar os teores de carbono ^[35],

que as temperaturas vão se manter constantes. Isto porque já há excesso de grafita presente nos ferros fundidos comerciais.

Silício. O silício é o elemento que tem a maior influência, pois para teores crescentes, ocorre a elevação das temperaturas A_1 e A_T e o aumento do intervalo entre essas temperaturas.

Fósforo. A exemplo do silício, promove a elevação das temperaturas A_1 e A_T ^[34].

Manganês. O manganês causa diminuição das temperaturas A_1 e A_T apresentando portanto, comportamento diferente dos demais elementos.

Cromo. Diminui a extensão do campo austenítico e eleva as temperaturas A_1 e A_T ^[34].

Alumínio. Em concentrações crescentes, também promove o aumento das temperaturas A_1 e A_T ^[34].

Molibdênio. Não tem efeito prático sobre as temperaturas A_1 e A_T .

Vanádio. Para condições de baixa velocidade de resfriamento, tem pequena influência na temperatura A_T ^[34].

Cobre. Diminui as temperaturas A_1 e A_T .

Níquel. Diminui as temperaturas A_1 e A_T .

Estanho. Praticamente não tem influência sobre A_1 e A_T .

Arsênio. Causa elevação da temperatura dos dois eutetóides, A_1 e A_T .

Figura 2.6 Representação esquemática dos efeitos de elementos químicos nas temperaturas dos eutetóides estável e metaestável em ferros fundidos^[21].

2.3.3 Transformação eutetóide em ferros fundidos

As reações eutetóides estável e metaestável em ferros fundidos nodulares ocorrem em intervalos de temperatura que podem se sobrepor parcialmente, devido à heterogeneidade de composição da austenita decorrente da segregação que se verifica durante a solidificação. Estas duas reações são competitivas entre si e constituem-se em processos controlados por difusão de carbono, destacando-se que as distâncias envolvidas para a formação de ferrita são muito maiores que as correspondentes para a formação da perlita.

A formação de ferrita livre na microestrutura dos ferros fundidos nodulares só se verifica para baixos teores de carbono na austenita. Para condições próximas à de equilíbrio, em materiais produzidos

industrialmente, o teor de carbono da austenita é de cerca de 0,65%, enquanto que o correspondente da ferrita é menor que 0,02% ^[21]. O carbono rejeitado pela austenita, durante o resfriamento, precipita-se nas partículas de grafita pré-existentes, não havendo necessidade de nucleação adicional de grafita.

No resfriamento, a partir do término da solidificação, com a diminuição do teor de carbono dissolvido na austenita, podem resultar regiões com menor concentração deste elemento junto aos nódulos de grafita, que são locais preferenciais para nucleação de ferrita. A ferrita cresce formando um envoltório esférico em torno dos nódulos (olho de boi). Se a transformação da austenita não tiver se completado antes que seja atingida a temperatura A_1 , que corresponde ao eutetóide metaestável, poderá ocorrer, então, o início da formação da perlita, que cresce em detrimento da ferrita. A formação da perlita é favorecida pela presença de elementos de liga que exercem um ou mais dos seguintes efeitos ^[21]:

- aumento da temperatura do eutetóide metaestável;
- diminuição da velocidade de difusão do carbono na austenita;
- aumento da concentração de carbono na austenita, isto é, da supersaturação de carbono nesta fase;
- dificuldade na deposição de carbono nas partículas de grafita.

O número de partículas de grafita em que os átomos de carbono podem se depositar também tem influência na velocidade de formação da ferrita. Desta forma, quanto maior o número de nódulos em ferros fundidos com grafita esferoidal, maior é a tendência de formação de áreas de ferrita adjacentes aos nódulos de grafita. A velocidade de difusão do carbono na austenita diminui com o decréscimo da temperatura e com a presença de elementos de liga na composição dos ferros fundidos. A formação de ferrita ocorre ao redor dos nódulos de grafita, o que funciona como uma espécie de barreira entre a austenita e os nódulos de grafita. Desta maneira, a formação

de mais ferrita fica condicionada à difusão do carbono da austenita para a grafita, através da ferrita já existente.

A velocidade de resfriamento, tanto na solidificação quanto no estado sólido, tem grande importância na formação de ferrita livre em ferros fundidos nodulares, pois afeta a forma, a distribuição, o tamanho e o número de nódulos de grafita, a segregação de elementos de liga na austenita e a cinética de transformação eutetóide. O aumento da velocidade de resfriamento causa aumento do número e melhoria no formato dos nódulos e diminui a intensidade da segregação nas regiões intercelulares, causando uma distribuição mais homogênea dos elementos químicos e de liga na austenita, favorecendo a formação de ferrita livre ^[21,29,33].

Com a diminuição da temperatura após o término da solidificação, diminui a solubilidade do carbono na austenita e os átomos de carbono se depositam nos planos basais da estrutura cristalográfica dos nódulos de grafita presentes. Quanto maior for o teor de carbono na austenita supersaturada, menor será a deposição de átomos de carbono nas partículas pré-existentes de grafita, o que contribui para a formação de perlita na reação eutetóide.

Desta forma, para se obter uma matriz perlítica em ferros fundidos nodulares é necessário que a austenita esteja presente na microestrutura no intervalo entre as temperaturas dos eutetóides, estável (A_T) e metaestável (A_1), isto é, na região onde coexistem austenita, ferrita e grafita. Ou seja, para que haja formação de perlita é necessário que exista austenita entre A_T e A_1 , pois é sob A_1 que a perlita vai se formar.

No entanto, a existência de austenita retida nesta faixa de temperatura depende, principalmente, do teor de carbono dissolvido nesta fase e de condições que dificultem a difusão do carbono, como ocorre em elevadas

velocidades de resfriamento e para partículas de grafita muito distantes entre si, favorecendo a formação da perlita.

2.3.4 Formação e crescimento da ferrita

As microestruturas de ferros fundidos nodulares, muitas vezes, mostram a presença de áreas de ferrita livre ao redor dos nódulos de grafita. A formação de ferrita pode se dar pela transformação direta da austenita ou pela decomposição da perlita. O modelo para o crescimento da ferrita geralmente considera os seguintes aspectos:

- a transformação de austenita em ferrita, que é um problema controlado pela difusão do carbono e ocorre em regime estacionário;
- a formação da ferrita, que acontece diretamente, a partir da decomposição da austenita;
- os grãos de ferrita, que crescem inicialmente na forma de envoltório esférico em torno da grafita nodular, sendo o número de envoltórios igual ao de nódulos;
- o equilíbrio localizado nas interfaces grafita/ferrita e ferrita/austenita;
- a ausência de difusão de carbono da interface ferrita/austenita para a austenita: o coeficiente de difusão do carbono na austenita é dez vezes menor do que o da ferrita.

2.3.5 Formação e crescimento da perlita

A formação da perlita a partir da austenita inicia-se nos contornos de grãos de austenita porque essa é uma região preferencial para que haja a nucleação. As colônias de perlita crescem na forma de hemisférios ou esferas, para frente ou lateralmente na austenita, competindo com a ferrita, até que se tenha completado a transformação total da austenita. A formação da perlita a partir da austenita acontece em temperaturas menores que as correspondentes à formação de ferrita, sendo também afetada pelo tipo e

concentração dos elementos de liga presentes na austenita. Esta formação requer a difusão de carbono, mas em distância muito menor do que a necessária para a formação de ferrita livre. A perlita é formada geralmente nas regiões intercelulares, em virtude dos teores mais elevados dos elementos da liga nesses locais, originados da segregação que ocorre na solidificação. A perlita pode também se nuclear em inclusões e na interface austenita/grafita ^[21].

O efeito da velocidade de resfriamento na transformação de austenita fica evidenciado na observação das curvas de transformação contínua (diagramas TTT). Para velocidades de resfriamento elevadas, não é alcançada a região do diagrama correspondente à ferrita, o que não permite a formação de ferrita livre. Para menores velocidades de resfriamento, a transformação da austenita inicia-se com a formação de ferrita e completa-se com a formação de perlita. A influência da maioria dos elementos de liga perlitizantes é a de deslocar as curvas de resfriamento contínuo para a direita (maiores tempos de transformação) e para baixo (menores temperaturas). Dessa forma, através da adição de elementos de liga perlitizantes, mesmo para baixas velocidades de resfriamento, é possível diminuir ou até evitar a formação de áreas de ferrita livre na microestrutura ^[36].

2.3.6 Efeitos de elementos de liga na formação de ferrita e perlita em ferros fundidos nodulares

A adição de elementos de liga em ferros fundidos nodulares tem efeito tanto na reação eutética como na transformação da austenita, no resfriamento.

Silício. É ferritizante. Na transformação de fase no estado sólido, amplia a faixa de coexistência entre austenita, ferrita e grafita, no diagrama Fe-C-Si ^[28,34,36,37]. Eleva as temperaturas dos eutetóides estável e metaestável ^[34]. O

silício aumenta o coeficiente de difusão do carbono e diminui sua solubilidade na austenita, aumentando assim, a velocidade de crescimento da ferrita livre ^[21,28]. As concentrações de silício em ferros fundidos nodulares ficam na faixa de 2,1 a 2,8%.

Manganês. Em ferros fundidos nodulares, diminui a temperatura dos eutetóides estável e metaestável ^[34], retardando a formação da ferrita e promovendo quantidades crescentes de perlita na microestrutura. Em ferros fundidos nodulares ferríticos usa-se um teor de manganês de no máximo 0,2%. Para nodulares ferríticos-perlíticos e predominantemente perlíticos, usa-se de 0,3 a 1,2% de manganês. O manganês é forte perlitizante pois estabiliza a austenita, diminui o coeficiente de difusão do carbono e aumenta a solubilidade do carbono nesta fase. É mais eficiente que outros perlitizantes (Sn, Sb, As, Cu, Ni e Cr), no que diz respeito ao refino da perlita ^[36].

Cobre. Promove forte ação perlitizante, sendo um dos elementos de liga mais empregados em ferros fundidos nodulares, geralmente em adições de 0,2 a 1,0%. Os efeitos deste elemento são:

- estabilização da austenita, diminuindo as temperaturas dos eutetóides estável e metaestável ^[37];
- aumentar do coeficiente de difusão do carbono na austenita e sua atuação como barreira para a difusão do carbono, concentrando-se na interface austenita/grafita ^[34,36]. O cobre tem pouco efeito sobre o refino de perlita ^[36].

Estanho, antimônio e arsênio. São fortes perlitizantes ^[38] e são usados tipicamente nas seguintes porcentagens:

Sn - 0,02 a 0,06%

Sb - 0,03% máx.

As - 0,03% max.

O antimônio e o arsênio são pouco empregados na fabricação do ferro fundido nodular, pois podem causar degenerescência da grafita esferoidal. Estanho, antimônio e arsênio concentram-se na interface austenita/ grafita e atuam como barreiras para a difusão do carbono ^[32,39], promovendo a formação de perlita na reação eutetóide. São perlitizantes, mas sem qualquer influência no refino da perlita ^[39].

Cromo. Tem forte efeito perlitizante, pois diminui a atividade e o coeficiente de difusão do carbono, aumentando a solubilidade deste elemento na austenita dificultando a nucleação da ferrita ^[39]. O cromo, tanto no ferro fundido cinzento como no nodular, é pouco utilizado, pois provoca a formação de carbonetos eutéticos na solidificação.

Níquel. É mais utilizado em materiais com matriz austenítica para aplicações em que se requer resistência à corrosão e à oxidação a temperaturas elevadas ^[40]. No entanto, é pouco utilizado como elemento de liga para ferros fundidos nodulares. Sua faixa de aplicação fica entre 0,5 a 2,0%. Aumenta a estabilidade da austenita, diminui as temperaturas de formação da ferrita e da perlita na transformação eutetóide ^[34], promovendo a formação do eutetóide metaestável. A influência do níquel no aumento da temperabilidade é mais fecundo quando em combinação com o molibdênio. Apresenta pouca influência no refino da perlita.

Molibdênio. Apresenta pequeno efeito como estabilizador da austenita e, portanto, pouca influência sobre as temperaturas eutetóides estável e metaestável ^[34], mas forte efeito no acréscimo de temperabilidade, promovendo assim o refino da perlita. Este elemento é usado normalmente (de 0,2 a 0,5%) em combinação com o cobre ou manganês.

Vanádio. É um perlitzante de efeito intermediário ^[36] e praticamente não exerce nenhuma influência sobre as temperaturas dos eutetóides estável e metaestável ^[34]. É pouco utilizado, pois é o elemento que mais fortemente promove a formação de carbonetos na solidificação. Por este motivo, é utilizado no máximo em teores de 0,3%, como perlitzante e refinador da perlita.

2.4 Fadiga dos Materiais Metálicos

É extremamente importante conhecer a resistência dos materiais sob condições de carregamentos variáveis, pois elementos de máquinas são componentes freqüentemente submetidos a este tipo de solicitação. Os materiais podem falhar em tensões menores do que a tensão de ruptura monotômica do material quando submetidos a carregamentos cíclicos. O valor das tensões para a falha tende a diminuir quando aumenta o número de ciclos de aplicação destas tensões. O fenômeno de diminuição da resistência do material por tensões repetidas é denominado de fadiga. Com certeza, este fenômeno é responsável por 90% das falhas mecânicas de peças e estruturas. O comportamento de um material metálico em fadiga é analisado sob controle de carga ou de deformação.

Wöhler realizou o primeiro estudo de resistência à fadiga dos metais em ensaios de flexão rotativa. As curvas S-N, onde S é a tensão aplicada e N o número de ciclos para falhar, serviram para apresentar os resultados. Neste método, a tensão aplicada está dentro do regime elástico do material e a vida resultante, ou número de ciclos para falhar, $N > 10^5$ ciclos. O ensaio é realizado sob controle de carga e a curva S-N é denominada de curva tensão - vida. O processo é chamado de fadiga de alto ciclo (FAC). A níveis altos de carregamento, a resposta tensão - deformação cíclica do material ocorre no regime plástico e o comportamento do material é melhor modelado sob condições de controle de deformação. O número de ciclos até a falha será $N < 10^5$ e o processo de fadiga é chamado de baixo ciclo (FBC). Neste

caso, os resultados são apresentados na forma de uma curva deformação, ϵ , contra número de ciclos, N , chamada de curva deformação - vida.

2.4.1 Fatores que influenciam a vida em fadiga

Conforme salientou Reed–Hill ^[41], concentrações macroscópicas de tensões são responsáveis pela maioria das falhas de fadiga. Concentradores de tensões como cantos vivos ou ângulos na superfície de objetos submetidos a tensões repetidas são pontos em que a falha se origina, principalmente se estiverem em regiões do metal submetidas a tensões cíclicas. Isso acontece em rasgos de chaveta em eixos, entalhes em V como os das roscas de parafusos, furos, etc. Ou seja, ocorrem onde houver concentração de tensões.

Processos corrosivos com pequenos pontos de corrosão localizada, denominados pites, são formados na superfície do material e atuam como locais de concentração de tensões que, segundo Dieter ^[42], é outro fator que diminui a resistência à fadiga.

Tensões residuais compressivas na superfície, como aquelas causadas pelo jateamento com granalhas, encruam as camadas superficiais deixando a região em estado de tensão residual de compressão, melhorando o desempenho em fadiga.

O acabamento superficial de corpos de prova usinados afeta o desempenho em fadiga ^[42]. Desta maneira, peças polidas apresentam um desempenho melhor, pois praticamente não possuem pontos concentradores de tensão macroscópicos.

2.4.2 Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga

No caso de solicitação alternada em flexão rotativa, com razão de carga $R < 0$, a superfície de fratura final de um material metálico, apresenta duas regiões distintas. A primeira onde ocorre a nucleação da trinca principal e o regime de propagação estável apresenta uma aparência lisa e opaca gerada pelo atrito entre as fases da trinca, sem sinais aparentes de deformação plástica. Na maioria dos casos, a falha por fadiga ocorre sob tensões inferiores ao limite de escoamento do material. As marcas de praia que podem ocorrer nesta região, são devido as variações na taxa de propagação ou paradas momentâneas da trinca, e, portanto, variações na intensidade de oxidação na ponta da trinca.

A segunda região tem uma aparência irregular e brilhante e corresponde à região de fratura final da peça, que ocorre quando a secção transversal já não é mais capaz de suportar a tensão máxima de tração. A Figura 2.7 ilustra a aparência macroscópica da superfície de fratura por fadiga.

Figura 2.7 Ilustração da aparência macroscópica da superfície fraturada pelo mecanismo de fadiga. ^[41]

2.4.3 Aspectos microscópicos da falha por fadiga

2.4.3.1 Nucleação de trinca por fadiga

Como os grãos superficiais estão menos vinculados que os grãos do interior, normalmente a nucleação de uma trinca acontece na superfície do material.

Quando há interfaces envolvidas, pode ocorrer a formação de trincas no interior do material, como na interface entre uma camada cementada e o metal base ^[42]. De acordo com Fuchs & Stephen ^[43], quando sob carregamento cíclico, a direção da deformação microscópica modifica-se várias vezes, o que produz linhas de escorregamento na superfície do material. As linhas de escorregamento submetidas a carregamento cíclico agrupam-se, formando bandas de deslizamento. Desta maneira, Cottrell & Hull¹ e Wood² propuseram um mecanismo para a formação das chamadas intrusões e extrusões, que são deformações microscópicas e localizadas, geradas pelos movimentos irreversíveis de ir e vir das discordâncias nos planos de escorregamento submetidos à altas tensões de cisalhamento, gerando entalhes e ressaltos. Estas movimentações acontecem tanto para carregamentos cíclicos, como monotônicos. A Figura 2.8 ilustra a nucleação de trincas, pois as intrusões da banda de deslizamento são excelentes concentradoras de tensões. A consequência é, à medida que o número de ciclos aumenta, os sulcos superficiais se aprofundam e as depressões ou intrusões tomam a forma de uma trinca.

Devido à quebra das ligações atômicas mais fracas e à deformação plástica excessiva, a nucleação das trincas pode ocorrer também nos contornos de grão. Porém, segundo Reed-Hill ^[41], a nucleação em bandas

¹ COTTRELL, A. H.; HULL, D. (1957). Proceedings of Royal Society of London, v.242 A, p.211-217 apud DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica, 2 ed., Guanabara Dois. 1981.

² WOOD, W. A. (1955). Bull. Inst. Met., vol.3, p.5-6, Sep. apud DIETER. Metalurgia Mecânica, 2ed., Guanabara Dois. 1981.

de escorregamento, parece ser de maior importância no processo de nucleação de trincas por fadiga.

Também pode ocorrer nucleação de trincas por fadiga em contornos de maclas, apesar do fato de possuírem menor energia que os contornos de grãos. Contornos das maclas são regiões mais importantes para a nucleação de trincas em metais com estrutura cúbica de face centrada, principalmente em fadiga de alto ciclo, de acordo com Heinz & Neumann^[44]. Em fadiga de baixo ciclo, as tensões são suficientemente altas para poder iniciar a trinca em outros locais.

Figura 2.8 Mecanismo de formação de bandas de escorregamento (a) deformação monotônica; e (b) deformação cíclica.^[43]

2.4.3.2 Propagação de trincas por fadiga

Em geral, é na superfície do material que se inicia o crescimento de trinca por fadiga, que pode ser através do grão (transgranular) ou ao longo

dos contornos de grão (intergranular). O primeiro tipo de crescimento é o mais comum, sendo que o segundo atinge menores extensões ^[43]. O processo de propagação das trincas por fadiga ocorre em três estágios :

Estágio I

Neste estágio o crescimento inicial da trinca é controlado pela tensão de cisalhamento nos planos cristalográficos, onde esta tensão é máxima. O crescimento ocorre ao longo dos planos dispostos a aproximadamente 45° em relação à tensão de carregamento. Este estágio de propagação é extremamente dependente da microestrutura e os mecanismos de crescimento de trincas presentes continuam sendo pouco conhecidos. A superfície de fratura deste estágio se apresenta com aparência plana, própria do processo de escorregamento em planos cristalográficos. O aprofundamento dos estudos de trincas curtas tem mostrado que este estágio pode ser subdividido em nucleação e propagação de microtrincas.

Estágio II

Neste estágio o crescimento da trinca é perpendicular à direção de carregamento, com o crescimento da trinca no estado de deformação plana. Do estágio de transição I para o estágio II, o ângulo da microtrinca superficial aumenta para 90° em relação à direção de carregamento, devido à redução na relação da tensão de cisalhamento e aumento da tensão de tração na ponta da trinca. Desta maneira, o estágio I é governado pela máxima tensão de cisalhamento e o estágio II pela máxima tensão de tração. A Figura 2.9 ilustra esquematicamente o aspecto microscópico dos estágios I e II de propagação de trinca por fadiga.

Figura 2.9 Estágios I e II de propagação de trinca por fadiga. ^[43]

O estágio I exibe um perfil mais polido da superfície de fratura, enquanto que no estágio II ocorre a formação de estrias de fadiga ou ondulações nas superfícies fraturadas. Informações significativas a respeito do processo de fadiga podem ser obtidas a partir da análise da superfície de fratura. Segundo Dieter, o mecanismo mais aceito para a formação das estrias de fadiga, foi proposto por Laird & Smith³, e consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos da ponta da trinca. Esta proposta explica o mecanismo de formação de estrias na superfície da fratura, conforme ilustrado na Figura 2.10.

³ LAIRD, C. ASTM Spec. Tech. Publ. 415, 1967, p.163 apud Dieter, G. E. (1981). Metalurgia mecânica. Trad Antonio Sergio de Souza e Silva. 2.ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, p.344-84.

Figura 2.10 Ilustração do mecanismo de formação de estrias no estágio II de propagação de trinca por fadiga. ^[42]

Os planos a, b, c, d, e, f mostrados na Figura 2.10, sob carregamento cíclico, são descritos abaixo.

- (a) Sob carga nula a trinca está fechada.
- (b) Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido a indução da tensão de cisalhamento na direção de $\pm 45^\circ$.
- (c) Ao se atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento completo da ponta da trinca.
- (d) Com o decréscimo do carregamento ocorrerá a inversão do escorregamento e o fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente afiada e com dois entalhes remanescentes.
- (e) Na carga mínima do ciclo ocorre o fechamento total da trinca com a formação de uma estria.
- (f) O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird, o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica localizada na frente da trinca, preenchendo assim as

principais condições da mecânica da fratura elástica linear. Permitindo assim o tratamento do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, tomando por base a variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

Estágio III

Neste estágio ocorre a fratura total do material, pois o tamanho da trinca é tal, que a secção transversal remanescente não suporta mais a carga aplicada. A trinca cresce de maneira rápida e envolve o rompimento das ligações entre as microcavidades ou microtrincas formadas durante o processo de fratura. É a região de propagação de trinca menos estudada, pois diz respeito a uma faixa de carregamento que resulta numa condição instável de propagação.

2.4.4 Fadiga de alto ciclo

Neste tipo de solicitação, as deformações plásticas resultantes são pequenas ou inexistentes, as tensões cíclicas aplicadas são, em geral, menores que o limite de escoamento do material, e as falhas ocorrem após aplicação de um alto número de ciclos, N ($N > 10^5$ ciclos). A tensão total aplicada está dentro do regime elástico e o material deforma-se plasticamente de maneira extremamente localizada.

As curvas de Wöhler, também chamadas de curvas tensão-deformação S-N, deram origem ao método mais utilizado de apresentação dos dados de fadiga de alto ciclo (FAC). Na Figura 2.11, estão apresentados os tipos de carregamentos de tensões cíclicas que podem causar fadiga nos materiais.

Figura 2.11 Ciclos de tensão: (a) alternada simétrica, (b) alternada e (c) aleatória. [42]

Geralmente os ensaios são realizados mantendo-se o ciclo de tensão constante. Estas tensões podem ser divididas em duas componentes :

Tensão média s_m é a média algébrica da tensão máxima e mínima em um ciclo:

$$s_m = \frac{s_{máx} + s_{mín}}{2} \quad \text{eq. 2.1}$$

Tensão alternada ou amplitude de tensão s_a é a metade do intervalo total de tensão:

$$s_a = \frac{s_{máx} - s_{mín}}{2} \quad \text{eq. 2.2}$$

A tensão média é geralmente quantificada pela razão de tensão R .

$$R = \frac{s_{min}}{s_{max}} \quad \text{eq. 2.3}$$

Com relação a Figura 2.11, tem-se:

(a) Pode representar um eixo em rotação constante sem nenhuma sobrecarga. Aparece uma tensão repetida ou flutuante, onde as tensões máximas (s_{max}) e mínimas (s_{min}) são iguais e de sinais opostos, trativas e compressivas, respectivamente.

(b) As tensões máximas e mínimas são diferentes. O carregamento onde a tensão mínima é igual a zero é denominado de pulsante. Chama-se flutuante o carregamento em que a tensão mínima é diferente de zero. A solicitação que sofre um parafuso da biela de um motor a explosão serve como exemplo.

(c) Carregamento complexo que ocorre quando as tensões máximas e mínimas são aleatórias. Um exemplo deste tipo de carregamento é o imposto a uma asa de avião submetida a sobrecargas periódicas e imprevisíveis causadas, em parte, pelas correntes de vento.

As normas ASTM E466 ^[45], ASTM E468 ^[46] e ASTM E739 ^[47] são geralmente utilizadas para a obtenção das curvas S-N. Por meio destas curvas, pode-se observar que o número de ciclos de tensão, suportado por um metal antes de se romper, aumenta com o decréscimo da tensão, como mostrado na Figura 2.12. As curvas que apresentam os dados dos ensaios de fadiga são normalmente construídas relacionando a amplitude de tensão s_a ou a tensão máxima s_{max} , em função do logaritmo do número de ciclos N .

Figura 2.12 Exemplo de curva S-N. ^[42]

Os metais ferrosos geralmente apresentam uma tensão limite abaixo da qual a falha por fadiga não ocorre. Já para os metais não ferrosos, como o alumínio, manganês e ligas de cobre, as curvas S-N não apresentam este limite e decrescem continuamente. Esta tensão limite é chamada de limite de fadiga. Nos aços, o limite de fadiga ocorre devido à presença de elementos de liga intersticiais como o carbono e o nitrogênio, que interferem nos movimentos das discordâncias, ocasionando o fenômeno de envelhecimento por deformação. O acabamento superficial, o tipo de carregamento, a temperatura do ensaio, a tensão média, os concentradores de tensões e as tensões residuais, são condições que exercem grande influência no limite de fadiga.

2.5 Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares

Uma falha por fadiga ocorre em um componente metálico através da iniciação e propagação de uma trinca sob condições de carregamento cíclico. Falhas por fadiga têm um papel significativo no projeto de máquinas e na seleção de materiais pelas seguintes razões:

- fadiga é provavelmente a causa primária de 90 % das falhas em serviço ocorridas em componentes de máquinas ;
- falhas por fadiga podem ocorrer em amplitudes de tensões consideravelmente abaixo do limite de escoamento do material;
- concentradores de tensões, tais como defeitos do material ou mudanças abruptas na seção do componente, são muito mais prejudiciais ao desempenho sob condições de fadiga do que sob carregamento monotônico;
- trincas por fadiga podem crescer lentamente e sem mudança detectável na dimensão ou no desempenho do componente. Quando alcançam um tamanho crítico de propagação, tornam-se instáveis, levando a uma falha catastrófica;
- tensões de projeto baseadas no critério de fadiga serão menores que as determinadas usando valores monotônicos e ainda serão reduzidas por concentradores de tensões causados por falhas no material ou no projeto do componente.

O comportamento de um material sob fadiga é definido por sua vida em fadiga – o número de ciclos em uma determinada amplitude de tensão ou deformação, na qual a falha ocorre. Os dados de fadiga de alto ciclo de um material são normalmente apresentados em um gráfico semi-logarítmico de amplitude de tensão em função do logaritmo do número de ciclos para falhar. A curva S-N resultante define a relação entre amplitude de tensão (S) e o número de ciclos para falhar (N) quando a tensão média é zero. Dados

de fadiga são descritos, também, por “Diagramas de Goodman” para definir o comportamento à fadiga para tensões médias diferentes de zero ^[1].

2.5.1 Limite de Fadiga.

A resistência à fadiga de um material é normalmente definida pela determinação do limite de fadiga. Este limite é um valor da tensão cíclica na qual a vida em fadiga supera um número de ciclos especificado, geralmente, 10^6 ou 10^7 . A resistência à fadiga de um material pode estar relacionada a sua resistência à tração pela razão entre o limite de fadiga e o limite de resistência à tração. O efeito de concentradores de tensões sobre o limite de fadiga é definido pela razão da sensibilidade ao entalhe, também denominada fator de redução de resistência à fadiga, que é a razão do limite de fadiga de um corpo de prova sem entalhe pelo limite de fadiga de um corpo de prova com entalhe ^[48].

O limite de fadiga de um componente de ferro fundido nodular é influenciado pelos seguintes fatores: resistência à tração; tamanho, forma e distribuição dos nódulos de grafita; fração volumétrica de inclusões; carbonetos e escória; quantidade e distribuição de porosidades; presença de concentradores de tensões; e condição de acabamento superficial do componente.

A Figura 2.13 apresenta a influência da resistência à tração e microestrutura sobre a razão entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração (*endurance ratio*), para ferros fundidos nodulares ferríticos, perlíticos e martensíticos. Independente da microestrutura, esta razão diminui com o aumento do limite de resistência à tração. Portanto, a especificação de ferro fundido nodular com alta resistência mecânica pode não ser muito significativo em componentes propensos a falhas por fadiga.

Figura 2.13 Relação entre limite de fadiga e limite de resistência à tração em função do limite de resistência à tração de nodulares ferríticos, perlíticos e martensíticos [49].

2.5.2 Efeito do Formato e Tamanho do Nódulo

A Figura 2.14 mostra a influência da nodularidade (% da grafita na forma de nódulos) sobre o limite de fadiga de corpos de prova de ferros fundidos nodulares com e sem entalhe. O limite de fadiga dos corpos com entalhe aumenta pouco com o aumento da nodularidade, enquanto que nos sem entalhe o limite de fadiga aumenta rapidamente com o aumento da nodularidade. Estes resultados indicam que grafitas não esféricas iniciam as falhas por fadiga em nodulares sem entalhe, enquanto que em corpos de prova com entalhe em “v”, a trinca inicia-se prematuramente no entalhe, sobrepondo qualquer efeito de nodularidade. Desta maneira, os diferentes efeitos da nodularidade sobre corpos de prova com e sem entalhe são a variação do fator de redução da resistência à fadiga (razão de sensibilidade ao entalhe) com a nodularidade mostrado na Figura 2.15, na qual a sensibilidade ao entalhe aumenta com o aumento da nodularidade.

Figura 2.14 Influência da nodularidade sobre o limite de fadiga de nodulares perlíticos com e sem entalhe^[1].

A Figura 2.16 apresenta o efeito do tamanho do nódulo sobre o limite de fadiga de nodulares com matrizes de diferentes durezas. Para todos os níveis de dureza, a resistência à fadiga aumenta com a diminuição do tamanho do nódulo, mas esse efeito é mais acentuado para durezas mais elevadas, pelo menos até atingir aproximadamente 500 HV.

Figura 2.15 Efeito da nodularidade sobre o fator de redução de resistência à fadiga de nodulares perlíticos ^[1].

Figura 2.16 Efeito do tamanho do nódulo e microdureza da matriz sobre o limite de fadiga por flexão rotativa de nodulares ^[1].

2.5.3 Efeito da Presença de Impurezas

Sob condições de fadiga por flexão e torsão, em que tensões cíclicas alcançam um valor máximo na superfície do componente, a resistência à fadiga é reduzida pela presença de inclusões, escória e outros defeitos superficiais, que agem como locais de nucleação de trincas. A Figura 2.17 mostra que, com o aumento da fração em volume de inclusões não metálicas, a resistência à fadiga diminui significativamente. A influência da presença destas inclusões sobre a resistência à fadiga aumenta com o aumento da dureza da matriz. O aumento da utilização de componentes fabricados com ferro fundido nodular com a superfície no estado bruto de fusão levou a uma crescente preocupação na eliminação de defeitos superficiais em aplicações que requerem ótima resistência à fadiga.

Figura 2.17 Efeito da fração de volume de inclusões e microdurezas da matriz sobre o limite de fadiga em ferros fundidos nodulares ^[1].

A redução de defeitos superficiais relacionados com a escória, através da utilização de filtros no sistema de enchimento e alimentação do molde, pode resultar em até 25% de aumento na vida em fadiga, como mostrado na Figura 2.18. A utilização de práticas adequadas de fundição, incluindo a minimização do teor do Mg residual, cuidado na retirada de escória das panelas, boas práticas de alimentação e vazamento, uso de filtros no sistema de canais de alimentação, redução dos efeitos de elementos formadores de grafita na forma de veios e a boa escolha do material do molde, podem resultar em uma resistência à fadiga para componentes com superfícies de bruto de fusão próximas da obtida em componentes com a superfície usinada.

Figura 2.18 Efeito da filtragem sobre o limite de fadiga de nodulares ferríticos com superfície no estado bruto de fusão ^[1].

2.5.4 Efeito da Matriz

As Figuras 2.13, 2.16 e 2.17 indicam que o tipo de matriz e propriedades mecânicas relacionadas, especialmente resistência à tração e dureza, exercem influência considerável sobre a resistência à fadiga. Contudo, a diminuição na razão do limite de fadiga e resistência à tração, com o aumento da resistência à tração apresentado na Figura 2.13, indica que o aumento na resistência à tração em nodulares não provoca um aumento proporcional na resistência à fadiga. A Figura 2.16 mostra que para um tamanho de nódulo constante, a resistência à fadiga aumenta com o aumento da microdureza Vickers, alcançando um máximo para a dureza de 500 HV. A Figura 2.17 revela a influência significativa da microdureza da matriz sobre a resistência à fadiga para níveis baixos de inclusões. A resistência à fadiga diminui com o aumento da fração em volume de inclusões.

A Figura 2.19, reproduzida do trabalho de Janowak et. al. ^[50], indica que existe uma boa correlação entre resistência à fadiga e micro dureza equivalente da matriz (MEM) que é definida como sendo:

$$MEM = [(HF \times \% f_F) + (HP \times \% f_P)] / 100 \quad \text{eq. 2.4}$$

Onde, HF e $\% f_F$, e HP e $\% f_P$, são respectivamente, dureza e fração em volume de ferrita e perlita. A Figura 2.19 também inclui dados do trabalho de Sofue et. al.⁴ apud Janowak et al. ^[50], e a região marcada como “engrenagem” refere-se aos dados relatados por Sofue et al. sobre o bem sucedido desempenho das engrenagens de ferro fundido nodular com dentes endurecidos por indução. É interessante notar que o desempenho em fadiga dos nodulares comerciais mostrados na Figura 2.19 é superior, para durezas iguais, aos produzidos em laboratório por Sofue et. al. (D_1 – D_8).

⁴ Sofue et al. High-quality ductile iron with improved fatigue strength. Transactions of AFS, v.86, p.173-182, 1978. apud Janowak

Janowak et al. atribuíram o desempenho inferior dos nodulares de laboratório ao baixo teor de elementos de liga e de elementos residuais, e aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento utilizados por Sofue et al., para produzir níveis diferentes de dureza na matriz. Além disso, a Figura 2.19 confirma que o desempenho em fadiga do nodular pode ser previsto utilizando a microdureza equivalente da matriz.

Figura 2.19 Relação entre resistência à fadiga e microdureza equivalente da matriz (MEM). A palavra “engrenagem” indica o desempenho de engrenagens de um ferro fundido nodular perlitico com dentes endurecidos por indução^[50].

2.5.5 Efeito do ambiente

Como as falhas por fadiga geralmente ocorrem depois de decorrido um período de tempo significativo, o comportamento em fadiga pode ser prejudicado pela ação do meio, que pode acelerar a nucleação e propagação de uma trinca. A Figura 2.20 ilustra a redução na resistência à fadiga devido à exposição em meio com água ou soluções aquosas de bórax, carbonato de sódio, e óleo solúvel pulverizados. No meio mais

agressivo, o bórax, a resistência à fadiga sofreu redução de 28%. Como a corrosão associada à fadiga possui uma natureza dependente do tempo, o efeito de meios corrosivos diminui com a diminuição da vida em fadiga. Apenas o cromato de potássio, um inibidor, impede qualquer perda significativa na resistência à fadiga devido à exposição em um meio aquoso. Como soluções de cromato são consideradas tóxicas, uma combinação de 0,5% de nitrato de sódio e 1% de silicato de sódio mostrou ser igualmente efetiva. A Tabela 2.2 indica que amostras revestidas com aspersão de zinco e de alumínio proporcionam excelente proteção contra corrosão associada à fadiga de nodulares em meios de água e salmoura pulverizados, enquanto que amostras sem revestimentos apresentaram reduções de 1,2 e 5,8 vezes na resistência à fadiga, respectivamente.

Figura 2.20 Efeito de diferentes meios aquosos pulverizados sobre a resistência à fadiga de ferros fundidos nodulares perlíticos [1].

Tabela 2.2 Efeito do meio e revestimentos sobre corrosão associada à fadiga de ferros fundidos nodulares perlíticos ^[1].

Tratamento Superficial	Usinado		Aspersão de Zinco		Aspersão de Alumínio	
	Resistência à Fadiga (MPa)	Fator de Redução de Resistência à Fadiga	Resistência à Fadiga (MPa)	Fator de Redução de Resistência à Fadiga	Resistência à Fadiga (MPa)	Fator de Redução de Resistência à Fadiga
Ar	270	-	286	0,96	293	0,92
Água	224	1,21	270	1	278	0,97
NaCl 3%	46	5,83	278	0,97	270	1

2.5.6 Efeito das condições da superfície

Praticamente todas as falhas por fadiga iniciam-se através da nucleação de trincas na superfície do componente. Para tipos comuns de carregamento, como flexão e torção, as tensões cíclicas atingem valores máximos na superfície, local onde pode ocorrer a nucleação de trincas por fadiga. O comportamento sob fadiga nessas condições é fortemente dependente da geometria da superfície, das condições das tensões residuais e propriedades mecânicas do material na camada superficial do componente. Mesmo sob carregamentos axiais a superfície do componente é o local preferencial para a nucleação de trincas por fadiga.

Uma vez que a falha por fadiga é tão dependente das condições superficiais, qualquer processo que mude a resistência à fadiga da superfície do material irá alterar muito as suas propriedades de fadiga. O uso adequado de raios para eliminação de cantos vivos, jateamento com granalhas, roleteamento superficial, têmpera por chama ou indução ou nitretação podem aumentar significativamente o limite de fadiga em componentes de ferro fundido nodular. Estes tratamentos aumentam a resistência à fadiga de 20 a 100%, com o aumento da resistência à tração

e/ou produção de tensões residuais compressivas na camada superficial do componente. O jateamento com granalhas além de melhorar as condições das tensões superficiais, é recomendado para reduzir o efeito concentrador de tensões da rugosidade superficial.

2.5.7 Tensões Residuais Compressivas

A introdução de campos de tensões residuais compressivas cuidadosamente controladas é um meio potencial de aumentar a resistência à fadiga ^[43]. Essas tensões podem ser induzidas utilizando processos tais como jateamento com granalhas, roleteamento superficial, deformação a frio em furos de prendedores e tratamento térmico superficial ^[51]. As tensões residuais compressivas, presentes na superfície da peça exercem um importante papel no aumento da resistência à nucleação de trinca por fadiga em diversos tipos de solicitações cíclicas. Elas atuam diminuindo as tensões residuais de tração, que ocorrem na superfície da peça. A presença de tensões residuais compressivas pode também afetar os mecanismos de propagação de trincas por fadiga que podem ser freadas, diminuindo sua taxa de propagação, ou mesmo ter seu crescimento totalmente inibido.

A Figura 2.21 ilustra o efeito resultante da superposição das tensões aplicada e residual ^[42]. A Figura 2.21a mostra a distribuição de tensões em um eixo sob flexão. A Figura 2.21b apresenta o perfil de distribuição típica das tensões residuais de um jateamento com granalhas. A Figura 2.21c apresenta o perfil resultante da superposição das tensões aplicada e residual. A tensão residual trativa máxima na superfície é reduzida e seu pico de tensão deslocado para o interior da peça.

Figura 2.21 Efeito de superposição das tensões aplicada (σ_s) e residual (σ_R): (a) distribuição de tensões em um eixo sob flexão; (b) perfil de distribuição típico das tensões residuais de um jateamento de granalhas; (c) perfil resultante da superposição das tensões aplicada e residual ^[42].

2.5.8 Roleteamento Superficial

O roleteamento superficial é um tratamento de endurecimento superficial comumente utilizado em ferros fundidos nodulares para melhorar as propriedades de fadiga. Como o jateamento de granalhas, o roleteamento superficial endurece a superfície do fundido pela introdução de uma deformação controlada, tal como a exemplificada pelo processo de roleteamento de canais em virabrequins de motores a combustão interna, ilustrado na Figura 2.22. O roleteamento superficial produz um aumento significativo na resistência à fadiga de componentes de ferro fundido nodular convencional ou austemperado, especialmente aqueles que possuem concentradores de tensão. Da mesma forma que o jateamento com

granalhas ^[52], além de aumentar a dureza superficial do fundido, este processo gera tensões residuais compressivas na camada superficial, que provocam um aumento considerável na resistência à fadiga.

Figura 2.22 Diagrama esquemático do ferramental para roleteamento superficial em virabrequim de ferro fundido nodular ^[1].

A Figura 2.23 apresenta os efeitos do roleteamento superficial sobre as propriedades de fadiga em flexão de ferros fundidos nodulares de classes ferrítica e perlítica. Esta figura mostra que amostras com entalhe em “V”, endurecidas por roleteamento superficial, utilizando um rolete com o perfil geométrico do entalhe, possui resistência à fadiga de 58 e 73% maior que amostras sem entalhe das classes perlítica e ferrítica, respectivamente. A Tabela 2.3 compara as propriedades de fadiga em flexão reversa de diferentes ferros fundidos nodulares utilizados em virabrequins, confirmando o efeito significativo no aumento da resistência à fadiga com o roleteamento dos canais. Um aumento de 223% (207 para 669 MPa) sobre o nodular perlítico bruto de fusão e um aumento de 138% (414 para 986MPa) sobre o nodular austemperado sem tratamento superficial.

Figura 2.23 Influência do roleteamento superficial sobre a resistência à fadiga dos ferros fundidos nodulares perlíticos e ferríticos^[1].

Tabela 2.3 Efeito do roleteamento e tratamento térmico de austêmpera sobre as propriedades de fadiga em flexão reversa em virabrequins^[1].

Material	Processamento	Limite de Fadiga, MPa
F.F. Nodular Crank Tipo 202	Bruto de Fusão	207
F.F. Nodular Crank Tipo 202	Bruto de Fusão, Roleteado	669
F.F. Nodular Crank Tipo 202	Austemperado	414
F.F. Nodular Crank Tipo 202	Austemperado, Roleteado	986

Kewei Xu et al. ^[53] estudaram o efeito das tensões residuais induzidas por roleteamento superficial sobre o limite de fadiga e a propagação de trincas curtas em corpos de prova de aço SAE 5140 com entalhe semicircular lateral de 1mm de raio ($K_t=2,85$). Os corpos de prova foram retirados de barras laminadas a quente, forjados, normalizados e após usinagem, temperados e revenidos à 600 °C por 3h. Os ensaios de fadiga axial foram realizados em copos de provas com três condições diferentes: entalhe retificado (G), entalhe roleteado com carga de 3 kN (SR) e entalhe roleteado e pré-tracionado com 700MPa (RT). A Figura 2.24 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga para as três condições. As amostras roleteadas apresentaram um aumento no limite de fadiga em relação à condição G de 12,7%(SR) e de 32,3% para a condição RT. Segundo os autores, o melhor desempenho das amostras pré-tracionadas (condição RT) pode ser atribuído à redistribuição do perfil de tensões residuais apresentado na Figura 2.25 que diminuem a taxa de propagação das trincas por fadiga no segundo estágio de crescimento.

Figura 2.24 Amplitude de tensão em função do número de ciclos para as condições: entalhe retificado (G), com entalhe roleteado (SR) e entalhe roleteado e pré-tracionado (RT).^[53]

Figura 2.25 Perfil de distribuição das tensões residuais, condições: com entalhe roleteado (SR) e entalhe roleteado e pré-tracionado (RT).^[53]

Sonsino et al. ^[54] efetuaram estudo comparando a vida sob fadiga em dois tipos de aços sinterizados Fe - 1,5%Cu ($\delta = 7,15 \text{ g cm}^{-3}$) e Fe - 8,0%Ni - 1,0%Mo - 0,5%C ($\delta = 7,35 \text{ g cm}^{-3}$), utilizando corpos de prova cilíndricos com três diferentes fatores de entalhe, nas condições de bruto de sinterização e com roleteamento superficial, sob amplitude de carregamento constante ($K_t = 1,0$ e $K_t = 1,8$) e variável ($K_t = 2,2$). Para os corpos de prova sem entalhe ($K_t = 1,0$) obteve-se um acréscimo de 30 a 60% no limite de fadiga para os dois aços. Em corpos de prova com entalhe ($K_t = 1,8$) o aumento no limite de fadiga chegou a 120% para ambos os aços. Corpos de prova entalhados com $K_t = 2,2$, submetidos à fadiga com amplitude variável, obtiveram um aumento de 90% no limite de fadiga. As variações no aumento foram atribuídas ao fator geométrico (K_t), composição química, microestrutura e perfil de tensões residuais.

Rebinsky e Vitocec ^[55] estudaram o efeito da taxa de encruamento durante o roleteamento superficial e sua influência sobre a resistência à fadiga axial em um aço ARBL (0,10%C, 1,55%Mn, 0,014P, 0,006%S, 0,27%Si, 0,040%Nb, 0,035%V e 0,034%Al) em duas condições: trabalhado a quente (TMT) e bifásicos (BF) com 75% de ferrita e 25% de martensita. Foram utilizados corpos de prova de 8mm de diâmetro que foram roleteados ao longo de sua área útil (30mm) por um rolete de 28,6mm de diâmetro com raio de contorno de 3,2mm, utilizando uma força de 178N. O roleteamento superficial aumentou a resistência à fadiga em 13% para o aço trabalhado a quente e 6% para o aço dupla fase como mostrado na Figura 2.26. Apesar do primeiro material ter uma baixa taxa de encruamento, uma baixa penetração do roleteamento superficial e uma relaxação da tensão residual mais rápida que o último, seu limite de escoamento superior, segundo os autores, foi o fator determinante que resultou numa maior resistência à fadiga sob roleteamento superficial.

Figura 2.26 Curva tensão em função do número de ciclos para falhar para os aços trabalhado à quente (TMT) e bifásico (BF). [55]

A NASA Glenn [56], desenvolveu um estudo para estabelecer um método mais eficiente de produção de tensões residuais compressivas com um mínimo de deformação plástica em camadas superficiais de peças, que, mesmo trabalhando em temperaturas elevadas, não sofram relaxamento suficiente para prejudicar o efeito benéfico da deformação plástica. Foram realizados estudos de relaxação térmica, ensaios de fadiga de alto ciclo e de crescimento de trinca por fadiga em corpos de prova da liga IN718, submetidas aos seguintes tratamentos superficiais: jateamento com granalhas, jateamento por gravidade, jateamento por laser e ao novo processo chamado brunimento de baixa plasticidade (*LPB - Low Plasticity Burnishing*). Os resultados demonstram que a camada compressiva profunda produzida pelo *LPB* foi a que proporcionou a melhor resistência ao crescimento de trincas superficiais com a menor deformação plástica, conforme mostrado nas Figuras 2.27 e 2.28.

Figura 2.27 Comparação das tensões residuais e deformação a frio produzidas por jateamento com granalhas, jateamento por gravidade, jateamento por laser e brunimento de baixa plasticidade (LPB).^[56]

Figura 2.28 Desempenho sob fadiga de alto ciclo dos processos *LPB* e jateamento com granalhas com duas temperaturas de exposição diferentes. Fadiga por flexão em quatro pontos. $R=0,1$ e 30Hz. Temperatura ambiente.^[56]

O trabalho de W. Seiler et al.^[57] enfatiza a determinação do perfil de tensões residuais em canais roleteados de virabrequins. Em outro trabalho, Kewei Xu^[58] estuda a previsão do limite de fadiga em campos de tensões compressivas de corpos de prova entalhados obtidos por tratamento de jateamento com granalhas e roleteamento superficial. O trabalho de Yano et al.^[59] apresenta um método de roleteamento aplicado em dentes de engrenagens. Existem dispositivos para a operação de roleteamento em virabrequins de grande dimensões, que podem roletear mancais de até 260mm de diâmetro com forças aplicadas de até 200 kN^[60].

2.5.9 Projeto para Aplicações em Fadiga

A resistência à fadiga do ferro fundido nodular pode ser otimizada através da combinação de práticas de projeto e produção que resultem no seguinte:

- máximo teor de perlita ;
- microdureza equivalente da matriz (MEM) adequada;
- alta nodularidade e quantidade de nódulos, principalmente para componentes não entalhados ou com entalhes roleteados;
- alto grau de pureza do metal . Utilizam-se filtros cerâmicos nos sistemas de alimentação e enchimento dos moldes, com o objetivo de eliminar escórias ;
- mínima contração e porosidade em áreas críticas ;
- teor mínimo de carbonetos;
- superfície bruta de fusão livre de grafita degenerada e escória;
- tratamentos superficiais para aumento da resistência à nucleação de trinca;
- parâmetros de resistência à tração bem projetados.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material

Este trabalho foi desenvolvido num ferro fundido nodular, especificado pela General Motors do Brasil Ltda (GMB), como um nodular perlítico-ferrítico, segundo a norma interna GMW10M-IR-C-N600-3^[61], sem qualquer tratamento térmico, ou seja, na condição “bruto de fusão”. Este material, nas mesmas condições, é utilizado pela GMB na confecção de virabrequins de motores automotivos. O ferro fundido nodular perlítico-ferrítico apresenta como principais características: alta resistência à tração, elevada dureza, mas baixa ductilidade. A Tabela 3.1 apresenta as faixas de composições químicas nominais que englobam várias classes de ferro fundido nodular, de acordo com a norma da GMB.

Tabela 3.1 Composição química nominal do ferro fundido nodular perlítico, segundo especificação GMW10M-IR-C-N600-3^[61].

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Mg
% em peso	3,30 - 3,90	1,80 - 2,70	0,20 - 1,00	0,05 máx.	0,02 máx.	0,03 - 0,05

Para se obter o nodular perlítico-ferrítico, bruto de fusão, as cargas metálicas (gusa + sucata de aço + ligas metálicas) usadas foram fundidas em forno elétrico de indução com revestimento refratário silicoso. A transformação do ferro fundido cinzento em nodular foi obtida adicionando-se uma liga de ferro-silício-magnésio ao metal líquido. O metal já transformado, e na temperatura certa, foi vazado em moldes para corpos de prova, confeccionados com areia recoberta com resina fenólica-uretânica e dotados de filtros cerâmicos, marca Foseco do Brasil, tipo Sedex, de 10

poros por polegada, dentro do tempo exigido para se evitar a perda do efeito da liga transformadora.

3.2 Análises Químicas

As análises químicas foram realizadas em espectrômetro de emissão óptica marca SPECTRO SUL AMERICANA, modelo SPECTROLAB. Antes das análises das amostras (moedas coquilhadas) de cada uma das corridas, o equipamento foi aferido e calibrado com padrões produzidos por empresas de credibilidade internacional.

3.3 Análises Metalográficas

As amostras para análises metalográficas foram retiradas no sentido perpendicular a superfície de fratura em corpos de prova de tração e fadiga fraturados nos ensaios. As amostras foram preparadas conforme norma ASTM E 3 ^[62], embutidas em baquelite, lixadas utilizando lixas de grana 220, 320, 400, 600 e 1000, e depois polidas na seguinte sequência: óxido de cromo 10 μ m, diamante 6 μ m, diamante 3 μ m, diamante 1 μ m e diamante 0.25 μ m. Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reagente Nital 2% (Ácido Nítrico 2% + Etanol 98%).

Todas as análises metalográficas e quantitativas foram feitas utilizando-se um sistema de aquisição de imagens composto por um microscópio óptico ZEISS AXIOTECH equipado com uma câmera SONY DXC-151A, acoplado a um micro-computador MACINTOSH. Em amostras sem ataque químico foram determinados o tamanho, distribuição e forma dos nódulos de grafita. Em amostras com ataque químico Nital 2% foram observadas as microestruturas das matrizes. As análises de porcentagem de microconstituintes, distribuição e tamanho de nódulos foram realizadas utilizando o programa GRAFFITEK de análises de imagens

3.4 Corpos de Prova

Os corpos de prova foram retirados da parte útil de blocos “Y” fundidos na fundição da GMB em São José dos Campos, segundo norma ASTM A476/476M ^[63], conforme ilustrado na Figura 3.1. Foram confeccionados 10 corpos de prova para ensaio de tração, conforme norma ASTM E 8M ^[64]; 10 corpos de prova para ensaio de impacto Charpy segundo norma ASTM E 23 ^[65]; 75 corpos de prova para ensaios de fadiga rotativa segundo norma ASTM E 466 ^[45], sendo, 25 sem entalhe, 25 com entalhe sem roleteamento e 25 com entalhe e roleteado. As Figuras de 3.2 a 3.5 apresentam os desenhos com as dimensões dos corpos de provas utilizados nos ensaios mecânicos. A Figura 3.6 apresenta uma fotografia mostrando os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, fadiga sem entalhe e com entalhe e impacto Charpy.

Figura 3.1 Bloco “Y” segundo norma ASTM A476/476M ^[63] para ferros fundidos nodulares.

Figura 3.2 Corpo de prova para ensaio de tração.

Figura 3.3 Corpo de prova para ensaio de impacto Charpy.

Figura 3.4 Corpo de prova para ensaio de fadiga rotativa sem entalhe.

Figura 3.5 Corpo de prova para ensaio de fadiga rotativa com entalhe .

Figura 3.6 Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, fadiga sem entalhe e com entalhe e impacto.

3.5 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, segundo a norma ASTM E8M ^[64], em uma máquina INSTRON, modelo TTDM/L de 100kN de capacidade. Foram determinados os valores do limite de resistência, limite de escoamento e alongamento total. Os valores mínimos que os corpos de prova devem apresentar, segundo a norma interna GMB ^[61], para esta classe de nodular estão apresentados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Valores mínimos para a classe de nodular utilizado segundo norma GMW10M-IR-C-N600-3 ^[61].

Propriedades	Valores Mínimos
Limite de Resistência	600 MPa
Limite de Escoamento	380 MPa
Alongamento	3%

3.6 Ensaio de resistência ao impacto

Os ensaios de impacto foram realizados pelo método CHARPY, em corpos de prova do tipo I com entalhe em V, à temperatura ambiente, com martelo de 300J. A máquina utilizada foi uma INSTRON WOLPERT, instrumentada, modelo PW30 e os ensaios realizados conforme norma ASTM E 23 ^[65]. A máquina estava acoplada a um sistema de microcomputador com programa marca INSTRON e NATIONAL, para leitura e tratamento de dados que podem fornecer curvas, como por exemplo Carga x Deslocamento e Energia Absorvida x Tempo. O valor máximo de energia absorvida indicado pela norma da GM para este tipo de ensaio, realizado à temperatura ambiente, é de 5J.

3.7 Ensaaios de Macro e Microdureza

As amostras usadas para as medições de macro dureza foram retiradas de corpos de prova de tração, impacto e fadiga, já ensaiados. Utilizou-se uma máquina marca LECO, modelo RT-240. Os resultados foram obtidos em Rockwell B (HRB), conforme norma ASTM E18 ^[66] e transformados em Brinell (HB), através de tabelas de conversão ^[67]. A faixa de dureza estabelecida pela norma da GMB ^[61] para este nodular perlítico-ferrítico é de 207 a 269 HB.

As microdurezas Vickers (HV) dos microconstituintes foram obtidas conforme norma ASTM E384 ^[68] utilizando-se um microdurometro marca BÜEHLER, modelo MICROMET – Série 2100 e carga de 25gf. Foram efetuadas dez medidas de microdureza na ferrita e na perlita , para cada amostra e em seguida o valor médio foi obtido.

O perfil de microdureza Knoop (HK), na raiz dos entalhes dos corpos de prova com e sem roleteamento, não ensaiados, foi realizado em um microdurômetro marca LEICA modelo VMHTMOT com carga de 100gf conforme norma ASTM E384 ^[68]. As medidas foram realizadas a cada 0,025mm a partir da raiz dos entalhes até 0,200mm e espaçadas progressivamente até o centro do corpo de prova.

3.8 Ensaios de Fadiga Rotativa

Os ensaios de fadiga rotativa foram realizados de acordo com a norma ASTM E 466 ^[45], em uma máquina da marca Fatigue Dynamics, modelo RFB-200, apresentada nas Figuras 3.7 e 3.8. A tensão na área útil de menor diâmetro do corpo de prova é introduzida por meio de um momento fletor rotativo aplicado na extremidade livre do mandril de fixação do corpo de prova. A variação deste momento foi resultante do deslocamento de um peso sobre uma régua graduada localizada na parte inferior da máquina. O cálculo do momento é feito utilizando-se a equação 3.1.

$$M = \frac{P}{32} S f^3 \quad \text{eq. 3.1}$$

Onde: M - momento em N.mm
 S - tensão em MPa
 f - diâmetro menor da área útil do corpo de prova, em mm

Para o levantamento das curvas S-N nos ensaios de fadiga de flexão rotativa foram utilizados 5 níveis de tensão para cada condição de ensaio, e 5 corpos de prova para cada nível de tensão. A frequência utilizada foi de 92Hz e foram considerados corpos de prova sem falha (*run out*) os que atingiram uma vida de 10^7 ciclos. A norma GMW10M-IR-C-N600-3 ^[61] estabelece o valor da faixa do limite de fadiga segundo a equação 3.2:

$$\text{Limite de Fadiga} = (0,192 \text{ a } 0,430) s_R \quad \text{eq. 3.2}$$

Onde: s_R = limite de resistência.

Para este trabalho, foi estabelecido que o limite de fadiga seria definido para uma vida à fadiga de 2×10^6 ciclos (N). O número de corpos de prova ensaiados e de faixas de tensão foram determinados de acordo com a norma ASTM E 739 ^[47] de tal maneira a se atingir a faixa máxima de repetitividade (*replication*) que é de 75 a 88% mínimo, caracterizando os dados mais confiáveis (*reliability data*). Esse cálculo é realizado utilizando a equação 3.3:

$$\%R = 100 \{1 - (n^{\circ} \text{ de faixas de tensão} / n^{\circ} \text{ corpos de prova ensaiados})\} \text{ eq. 3.3}$$

R = repetitividade

A apresentação dos resultados dos ensaios de fadiga foram feitas de acordo com as normas ASTM E468 ^[46] e E739 ^[47].

Figura 3.7 Máquina de fadiga rotativa “Fatigue Dynamics” modelo RFB-200. Vista geral do equipamento.

Figura 3.8 Máquina de fadiga rotativa “Fatigue Dynamics” modelo RFB-200. Detalhe mostrando a fixação do corpo de prova.

3.9 Dispositivo de Roleteamento

O dispositivo para o roleteamento dos corpos de prova de fadiga com entalhe é composto basicamente por três roletes dispostos em ângulos de 120° em relação ao centro do eixo do corpo de prova, como ilustrado na Figura 3.9. A carga de roleteamento é aplicada através do rolete de encruamento que possui diâmetro de 15mm e um raio de curvatura da borda de 1,3mm. Os outros dois roletes são rolamentos de esferas de diâmetro de 26mm que atuam somente como apoio ao corpo de prova.

O rolete de encruamento está fixado em um porta-rolete de uma máquina de roleteamento de virabrequins marca HEGENSCHIEDT, que foi adaptado para este ensaio, em que a carga aplicada é perpendicular ao eixo do corpo de prova. Este dispositivo era originalmente composto de dois roletes em ângulos de 35° para o roleteamento de dois cantos, simultaneamente.

O porta-rolete foi fixado no porta-ferramentas de um torno marca ROMI modelo ID20 e a aplicação da carga foi feita através da movimentação do carrinho do torno na direção perpendicular ao eixo do corpo de prova que estava fixado entre pontos, com uma das extremidades presa na placa e a outra presa em um contra-ponto com rolamento. A base com os roletes de apoio foi acoplada a uma célula de carga de capacidade 10kN marca MSI modelo DT 1000 e todo o conjunto estava fixado na base do carrinho do torno. A leitura da carga aplicada foi feita por um aparelho digital marca TRANSDUTEC modelo TMDE, devidamente aferido e zerado antes de cada operação. As Figuras 3.10 a 3.14 apresentam imagens do dispositivo de roleteamento dos corpos de prova de fadiga rotativa. As operações de roleteamento nos corpos de prova entalhados foram realizadas utilizando uma força aplicada de 2390N, rotação de 50rpm e 250 voltas por operação.

Figura 3.9 Dispositivo para o roleteamento dos corpos de prova de fadiga com entalhe. Três roletes dispostos em ângulos de 120° em relação ao centro do eixo do corpo de prova.

Figura 3.10 Vista geral dos equipamentos utilizados na operação.

Figura 3.11 Detalhe mostrando a operação de roleteamento.

Figura 3.12 Detalhe mostrando o corpo de prova fixado no torno, a base com os roletes de apoio, a célula de carga e o porta-rolete afastado.

Figura 3.13 Dispositivo porta-rolete adaptado para operação de roleteamento em ângulo de 90° em relação ao eixo do corpo de prova.

A)

B)

Figura 3.14 Rolete de encruamento. A) No dispositivo porta-rolete fixado por duas guias de bronze. B) Vista lateral.

3.10 Fatores de Concentração de Tensão K_t e K_f

Determina-se o valor do fator de concentração de tensão monotônica K_t , para a região do entalhe dos corpos de prova, utilizando-se as curvas de concentração de tensões do livro *Stress Concentration Factors* de R.E. Peterson ^[69]. Os dados para a determinação de K_t foram obtidos utilizando-se as dimensões do corpo de prova:

D = diâmetro maior da área útil

d = diâmetro do entalhe

r = raio do entalhe

O valor de K_t (fator de concentração de tensão monotônica) é obtido a partir do ábaco apresentado na página 69 do livro de Peterson ^[69].

O valor de K_f é calculado utilizando-se as equações 3.4 e 3.5, extraídas do livro do Peterson ^[69]:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{\left(1 + \frac{a}{r}\right)} \quad \text{eq. 3.4}$$

$$a = \left[\frac{300}{S_u} \right]^{1.8} \times 10^{-3} \quad \text{eq. 3.5}$$

Onde: a = parâmetro do material (em polegadas)
 S_u = limite de resistência à tração do material (em ksi)

3.11 Análise Fratográfica

As análises fratógráficas foram realizadas nas superfícies de fratura de três corpos de prova de ferro fundido nodular perlítico fraturados em fadiga por flexão rotativa: sem entalhe (B19), onde $S=325\text{MPa}$ e $N=1.164.400$ ciclos, com entalhe (45 A), onde $S=200\text{Mpa}$ e $N=1.050.500$ ciclos e com entalhe roleteado (B62) onde $S=500\text{Mpa}$ e $N=2.319.900$ ciclos. O critério de escolha foi baseado nos critérios de vida em fadiga próximos a 2×10^6 ciclos. Antes das análises, as superfícies de fratura foram limpas por ultra som em álcool isopropílico.

Para a análise das superfícies de fratura pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura marca ZEISS, modelo DSM960 com a finalidade de se observar as morfologias das superfícies de fratura nas regiões de nucleação, propagação em estágio II e fratura final.

4. Resultados

4.1 Análises Químicas

As médias dos resultados das análises químicas, realizadas pela GMB nas várias corridas de onde foram extraídos os corpos de prova de ferro fundido nodular utilizados neste trabalho, estão apresentadas na Tabela 4.1, abaixo.

Tabela 4.1 Média dos resultados das análises químicas das diversas corridas.

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Cu	P	S	Mg
% peso (média)	3,56	2,36	0,45	0,016	0,46	0,046	0,010	0,050
Desvio padrão	0,0578	0,0918	0,0153	0,0032	0,0316	0,0040	0,0022	0,0065

4.2 Ensaios de macro e microdureza

As médias dos resultados das microdurezas Vickers (HV) dos microconstituintes perlita e ferrita são mostradas na Tabela 4.2.

Os resultados das microdurezas Knoop (HK) a partir da raiz dos entalhes dos corpos de prova com e sem roleteamento, não ensaiados, estão apresentados na Tabela 4.3 e na Figura 4.1, que mostra o perfil de microdureza.

Os valores médios das durezas Brinell obtidas em cada um dos corpos de prova ensaiados estão apresentados nas Tabelas 4.4 a 4.8, para os corpos de prova de tração, impacto Charpy e fadiga.

Tabela 4.2 Média da microdureza dos microconstituintes - Perlita e Ferrita.

Microconstituente	Perlita	Ferrita
Dureza média (HV)	329,0	167,0
Desvio padrão	33,5	34,1

Tabela 4.3 Microdurezas Knoop (HK) a partir da raiz dos entalhes dos corpos de prova com e sem roleteamento.

Corpo de prova 65B Entalhado		Corpo de prova 9 Entalhado e Roleteado	
Profundidade (mm)	Microdureza Knoop (HK)	Profundidade (mm)	Microdureza Knoop (HK)
0,025	368	0,025	452
0,050	359	0,050	427
0,075	343	0,075	418
0,100	343	0,100	408
0,125	343	0,125	403
0,150	332	0,150	416
0,175	327	0,175	392
0,200	285	0,200	387
0,250	345	0,250	373
0,350	296	0,350	333
0,450	291	0,450	321
0,550	295	0,550	310
0,650	303	0,680	321
0,750	273	0,750	285
0,850	295	0,850	291
0,950	287	0,950	270
1,000	295	1,000	258
1,200	273	1,200	275
1,400	281	1,400	286
1,600	277	1,600	291
2,000	279	2,000	268
2,400	258	2,400	268
2,800	269	2,800	271
3,000	274	3,000	271

Figura 4.1 Perfil de microdureza Knoop (HK) a partir da raiz dos entalhes dos corpos de prova com e sem roleteamento (não ensaiados).

4.3 Ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração realizados à temperatura ambiente em 10 corpos de prova de ferro fundido nodular estão apresentados na Tabela 4.4.

4.4 Ensaio de Resistência ao Impacto

Os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto do tipo Charpy realizados à temperatura ambiente, estão apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.4 Resultados dos ensaios de tração.

C.P.	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)
15	765	456	5	235
16	810	482	5	244
17A	798	499	4	235
18	735	463	4	229
19A	782	446	4	244
20	736	443	5	229
21	664	437	2	232
24	835	483	4	242
32B	834	510	4	262
36	660	427	3	238
Média	762	465	4	239
Desvio Pad.	59,95	26,36	0,89	9,32

Tabela 4.5 Resultados dos Ensaio de Tenacidade ao Impacto CHARPY.

Corpo de Prova	Absorção de Energia (J)	Dureza Brinell (HB)
14	2,16	255
14A	1,92	261
14B	2,28	259
15	2,11	258
15A	2,29	259
15C	2,08	253
17	2,14	251
17A	2,08	251
17B	1,94	249
17C	2,37	259
Média	2,14	255
Desvio Padrão	0,14	4,03

4.5 Ensaio de Fadiga por Flexão Rotativa

Os resultados dos ensaios de fadiga rotativa para os corpos de prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado estão apresentados respectivamente nas Tabelas 4.6 a 4.8 e os gráficos da amplitude de tensão em função do número de ciclos para falhar, para as mesmas condições, são apresentados nas Figuras 4.2 a 4.4. A Figura 4.5 mostra, de maneira comparativa os gráficos da amplitude de tensão em função do número de ciclos para os ensaios de fadiga dos corpos de prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado. Os valores obtidos dos limites de fadiga para os corpos de prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado foram 300MPa, 168MPa e 483MPa, respectivamente.

O resultado do cálculo da repetitividade R de acordo com a norma ASTM E739 (eq. 3.3) foi de 80%.

Tabela 4.6 Resultados dos ensaios de fadiga rotativa para corpos de prova sem entalhe.

NÚMERO DO CORPO DE PROVA	AMPLITUDE DA TENSÃO MPa	DIÂMETRO mm	DATA	MOMENTO N.mm	NÚMERO DE CICLOS	Dureza Brinell Média
4	400	6,47	19/11/01	10639	128 300	234
11	400	6,48	19/11/01	10688	74 700	229
40	400	6,24	19/11/01	9544	79 900	229
4A	400	6,22	19/11/01	9452	190 000	244
10A	400	6,40	20/11/01	10297	113 000	224
28A	375	6,23	06/12/01	8904	293 100	220
32A	375	6,45	06/12/01	9881	460 600	262
23A	375	6,41	06/12/01	9699	279 800	223
3	375	6,36	06/12/01	9474	185 100	232
32	375	6,46	06/12/01	9928	106 700	262
9B	350	6,46	21/11/01	9266	204 100	230
17	350	6,45	21/11/01	9223	619 000	224
9A	350	6,41	21/11/01	9052	923 200	228
38	350	6,44	21/11/01	9180	699 900	229
34A	350	6,16	22/11/01	8034	871 300	238
22	325	6,23	29/11/01	7717	3256 800	218
8	325	6,58	30/11/01	9092	525 000	245
19	325	6,50	30/11/01	8765	1 164 400	245
23	325	6,59	01/12/01	9134	1 789 100	229
39	325	6,40	02/12/01	8366	24 989 400*	235
12	300	5,60	31/10/01	5198	1 075 500	229
9	300	6,20	01/11/01	7006	556 500	223
26	300	6,30	05/11/01	7345	3 698 000	235
10	300	6,34	09/11/01	7458	1 782 300	222
28	300	6,50	14/11/01	8090	24 329 600*	217

* Ensaio interrompido (vida maior que 10^7 ciclos)

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de fadiga rotativa para corpos de prova com entalhe.

NÚMERO DO CORPO DE PROVA	AMPLITUDE DA TENSÃO MPa	DIÂMETRO mm	DATA	MOMENTO N.mm	NÚMERO DE CICLOS	Dureza Brinell Média
45	300	6,33	18/12/01	7472	170 500	223
50	300	6,38	21/12/01	7651	78 700	242
42	300	6,60	01/01/02	8470	42 500	218
60	300	6,57	01/01/02	8355	48 400	230
49	300	6,52	01/01/02	8165	52 000	241
52/B	250	6,34	29/12/01	6256	142 900	229
53/A	250	6,29	30/12/01	6109	150 200	234
42/A	250	6,29	30/12/01	6109	118 200	229
57/A	250	6,29	31/12/01	6109	235 600	230
44/A	250	6,57	31/12/01	6962	116 200	228
60/A	225	6,43	01/01/02	5874	206 600	228
49/A	225	6,55	02/01/02	6209	661 400	242
48/B	225	6,50	02/01/02	6068	520 900	244
44	225	6,41	03/01/02	5819	233 000	223
57/B	225	6,46	03/01/02	5957	268 600	232
55	200	6,42	21/12/01	5197	1 670 800	230
48	200	6,22	22/12/01	4726	428 300	235
45/A	200	6,39	22/12/01	5124	1 050 500	230
50/A	200	6,52	23/12/01	5444	1 072 300	244
57	200	6,59	24/12/01	5621	1 165 000	229
52	175	6,35	24/12/01	4400	*16 903 200	226
48/A	175	6,37	26/12/01	4442	3 108 500	243
45/B	175	6,38	27/12/01	4463	4 189 800	224
53	175	6,55	27/12/01	4829	830 400	238
55/A	175	6,48	29/12/01	4676	1 381 500	229

* Ensaio interrompido (vida maior que 10^7 ciclos)

Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de fadiga rotativa para corpos de prova com entalhe roleteado.

CP	AMPLITUDE DA TENSÃO (MPa)	DIÂMETRO do ENTALHE (mm)		Variação do Raio (mm)	DATA	MOMENTO (N.mm)	NÚMERO DE CICLOS	Dureza Brinell Média
		Antes	Depois					
61B	450	6,29	5,57	0,36	14/03/02	7571	1 422 800	217
62	450	6,50	5,82	0,34	15/03/02	8701	10 724 200*	217
43	450	6,38	5,75	0,32	16/03/02	8362	12 587 600*	222
64B	450	6,20	5,59	0,31	18/03/02	7684	10 107 000*	217
65A	450	6,60	6,05	0,28	19/03/02	9831	15 425 200*	223
43A	475	6,58	6,00	0,29	21/03/02	10057	10 465 900*	217
22A	475	6,34	5,80	0,27	27/03/02	9040	902 800	217
47B	475	6,39	5,84	0,28	28/03/02	9266	4 892 000	225
64	475	6,50	6,00	0,25	29/03/02	10057	1 499 900	215
5	475	6,50	6,00	0,25	30/03/02	10057	4 234 300	225
62B	500	6,68	6,20	0,24	23/03/02	11639	2 319 900	215
61A	500	6,44	5,90	0,27	23/03/02	10057	1 350 000	223
63B	500	6,30	5,80	0,25	23/03/02	9605	2 607 300	229
47A	500	6,32	5,75	0,29	22/03/02	9379	1 290 100	217
63	500	6,12	5,55	0,29	24/03/02	8362	695 300	220
63A	525	6,16	5,60	0,28	24/03/02	9040	222 700	220
43B	525	6,30	5,65	0,33	25/03/02	9266	249 500	223
62A	525	6,39	5,78	0,31	24/03/02	9944	312 900	210
2	525	6,45	5,95	0,25	26/03/02	10848	367 400	217
64A	525	6,43	5,90	0,27	24/03/02	10622	1143 900	223
7	550	6,37	5,79	0,29	27/03/02	10509	117 900	248
19A	550	6,62	6,04	0,29	27/03/02	11865	148 000	229
4B	550	6,50	6,00	0,25	27/03/02	11639	260 700	248
20	550	6,58	6,00	0,29	26/03/02	11639	264 300	217
8A	550	6,46	5,86	0,30	27/03/02	10848	272 100	244

* Ensaio interrompido (vida maior que 10^7 ciclos)

Figura 4.2 Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga rotativa em corpos de prova sem entalhe.

Figura 4.3 Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga rotativa em corpos de prova com entalhe.

Figura 4.4 Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga em corpos de prova com entalhe roleteado.

Figura 4.5 Gráfico da tensão em função do número de ciclos para falhar para os ensaios de fadiga em corpos de prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado.

4.6 Fatores de Concentração de Tensão K_t e K_f

A partir das medidas geométricas do corpo de prova entalhado e do valor médio do limite de resistência à tração do ferro fundido nodular perlítico (GMB), foram obtidos os valores dos fatores de concentração de tensão monotônico e em fadiga, respectivamente, **$K_t = 1,63$** e **$K_f = 1,53$** .

4.7 Análises Metalográficas

As micrografias do ferro fundido nodular estão apresentadas nas Figuras 4.6 e 4.7, mostrando respectivamente, a distribuição dos nódulos de grafita na matriz sem ataque e um nódulo de grafita envolvido por ferrita (região clara) numa matriz perlítica (lamelas), microestrutura conhecida como “olho de boi”, com ataque do reagente Nital 2%. As Tabelas 4.9 e 4.10 apresentam os resultados de porcentagem de Ferrita e Nódulos de Grafita, respectivamente, obtidos através da técnica de análise de imagens da microestrutura do ferro fundido nodular.

A microestrutura apresentou mais de 80% de nódulos de grafita na forma dos tipos I e II, estando portanto de acordo com a norma ASTM A247.

Com os dados de % de Ferrita (Tabela 4.9), % de Perlita (% perlita + % de ferrita é igual a 100%) e microdurezas da Ferrita e Perlita (Tabela 4.2) o valor de microdureza equivalente da matriz - MEM é igual a 304 HV. Com este valor e o auxílio do gráfico da Figura 2.19, pode-se estimar o valor do limite de fadiga do ferro fundido nodular perlítico como sendo 310 MPa.

As Figuras 4.8 e 4.9 apresentam as micrografias da seção longitudinal da região entalhada de um corpo de prova submetido ao processo de roleteamento superficial mostrando o encruamento da microestrutura causado pelo tratamento mecânico.

Figura 4.6 Micrografia do ferro fundido nodular perlítico mostrando a distribuição dos nódulos de grafita na matriz. Sem ataque.

Figura 4.7 Micrografia do ferro fundido nodular perlítico mostrando um nódulo de grafita envolvido por ferrita (região clara) numa matriz perlítica (lamelas), microestrutura conhecida como “olho de boi”. Ataque com reagente Nital 2%.

Figura 4.8 Micrografia da região do entalhe roleteado, mostrando o aspecto geral da microestrutura próxima à superfície. Ataque com reagente Nital 2 %.

Figura 4.9 Micrografia da região do entalhe roleteado mostrando com maior aumento a microestrutura deformada. As setas mostram locais em que a microestrutura “olho de boi” foi completamente deformada. Ataque Nital 2%.

Tabela 4.9 Resultados da análise de imagem da microestrutura do ferro fundido nodular. Porcentagem de ferrita.

Amostra	Área mínima (μm^2)	Área máxima (μm^2)	Área média (μm^2)	Desvio padrão	Área medida (μm^2)	Área total (μm^2)	Porcentagem (%)
B10	1,57613	2436,576	226,7051	466,1469	9248,335	97863,62	9,46
B10A	59,40934	3368,109	631,8882	814,2101	13477,46	98031,38	13,79
50	75,33899	1933,91	513,6084	492,0533	11742,91	111967,4	10,37
50A	78,68828	2464,633	569,4646	636,4369	9277,103	101965,1	9,29
52	41,88572	2040,733	519,1102	553,3121	8585,415	97625,94	8,79
53A	96,1833	1799,822	530,8186	521,4454	6959,125	98091,6	7,09
57B	72,46255	1637,243	459,5436	424,2858	7381,289	98388,63	7,50
B23	38,37847	3702,718	705,6871	782,237	25279,17	98828,06	25,58
B23A	73,0931	5974,879	1156,419	1415,455	25660,08	98843,8	25,96
B28	74,39334	5581,156	1026,423	1338,11	27788,38	98843,8	28,11
B38	69,07377	2510,381	642,3673	678,6566	9388,263	97920,6	9,59
B39	102,1332	2281,763	604,5985	549,8228	11338,21	98208	11,50
B48A	88,49967	10882,82	1678,726	2825,921	30631,68	98843,8	30,99
Média	67,00891	3585,749	712,72	884,4687	15135,19	99647,83	15,23

Tabela 4.10 Resultados da análise de imagem da microestrutura do ferro fundido nodular. Porcentagem de nódulos de grafita.

Amostra	Área mínima (μm^2)	Área máxima (μm^2)	Área média (μm^2)	Desvio padrão	Área medida (μm^2)	Área total (μm^2)	Porcentagem (%)
B10	29,6	4,13E+03	935	892	164000	1,58E+06	10,40
B10A	25,2181	2,95E+03	534,5259	600,4471	163035,5	1,58E+06	10,31
50	37,19666	4,09E+03	835,4381	781,4803	197524,9	1,58E+06	12,49
50A	32,8	6,11E+03	1020	1210	173000	1,58E+06	10,90
52	41,6	3,54E+03	1040	840	172000	1,58E+06	10,90
53A	39,1	6,67E+03	1280	1280	173000	1,58E+06	10,90
57B	35,93575	8,04E+03	1604,923	1655,937	239672,6	1,58E+06	15,15
B23	23,09629	1,85E+03	339,012	326,7742	144752,1	1,45E+06	10,08
B23A	30,2617	2,09E+03	490,0525	399,2004	161418,3	1,58E+06	10,21
B28	27,7399	1,75E+03	407,2606	344,7097	147610,8	1,58E+06	9,33
B38	29,0008	4,85E+03	640,5453	852,8072	177200	1,58E+06	11,20
B39	37,19666	3,79E+03	814,0835	749,2009	199592,2	1,58E+06	12,62
B48A	37,19665	4,09E+03	750,5763	713,7639	187417,7	1,58E+06	11,85
Média	32,76481	4150,174	822,4167	818,9477	176940,3	1570803	11,26

4.8 Análises Fratográficas

As morfologias das superfícies de fratura dos corpos de prova sem entalhe (B19) fraturado sob tensão $S=325\text{MPa}$ a $N=1.164.400$ ciclos, com entalhe (45A) fraturado sob tensão $S=200\text{MPa}$ a $N=1.050.500$ ciclos e com entalhe roleteado (B62) fraturado sob tensão $S=500\text{MPa}$ a $N=2.319.900$ ciclos, estão apresentadas nas Figuras 4.10 a 4.13, 4.14 a 4.17 e 4.18 a 4.21, respectivamente.

As Figuras 4.10, 4.14 e 4.18 mostram os aspectos macrográficos das superfícies de fratura obtidas pela técnica de elétrons retro-espalhados. Nestas figuras estão indicadas as regiões de nucleação da trinca (N), de propagação estável (Pe) e de propagação instável ou falha final (FF). Em todas as superfícies de fratura examinadas, pode-se observar uma grande quantidade de pontos escuros que são os nódulos de grafita.

As regiões prováveis de início da nucleação e propagação estável da trinca por fadiga estão apresentadas com maior detalhe nas fratógrafias mostradas nas Figuras 4.11, 4.15 e 4.19. Pode-se notar, na Figura 4.19, que no corpo de prova que sofreu roleteamento a nucleação parece ter ocorrido numa posição mais interna em relação à superfície do entalhe.

Os aspectos microscópicos das superfícies de fratura na região de propagação estável da trinca, para os três corpos de prova examinados, estão mostrados nas Figuras 4.12, 4.16 e 4.20. Pode-se notar a existência de estrias dúcteis de propagação de trincas por fadiga em estágio II, com espaçamento entre estrias de aproximadamente $0,3\mu\text{m}$.

As Figuras 4.13, 4.17 e 4.21 apresentam as aparências fratógráficas da falha final dos corpos de prova sem entalhe (B19), com entalhe (45A) e com entalhe roleteado (B62), respectivamente. O modo de fratura pode ser classificado como quase-clivagem, isto é, uma mistura de facetas de clivagem com estrias de rasgamento nas bordas das facetas.

Figura 4.10 Aspecto macrográfico da superfície de fratura do corpo de prova sem entalhe B19. Os pontos escuros são nódulos de grafita e as regiões de nucleação (N), propagação estável (Pe) e falha final (FF) estão indicadas na figura.

Figura 4.11 Detalhes com maior aumento da região provável de nucleação e propagação estável da trinca por fadiga no corpo de prova sem entalhe B19. A seta indica a região do possível sítio de nucleação da trinca.

Figura 4.12 Aspecto micrográfico da superfície de fratura, obtido com grande aumento, da região de propagação estável do corpo de prova sem entalhe B19. Pode-se observar em detalhe as estrias dúcteis da propagação em estágio II, com o espaçamento da ordem de 0,3 μm , em áreas de ferrita.

Figura 4.13 Aspecto micrográfico da superfície de fratura obtida na região final da fratura do corpo de prova sem entalhe B19. Modo de fratura com característica de quase-clivagem, isto é, facetas apresentando clivagem no centro e deformação plástica na sua borda (estrias de rasgamento).

Figura 4.14 Aspecto macrográfico da superfície de fratura do corpo de prova entalhado 45A. Os pontos escuros são nódulos de grafita e as regiões de nucleação (N), propagação estável (Pe) e falha final (FF) estão indicadas na figura.

Figura 4.15 Detalhes com maior aumento da região provável de nucleação e propagação estável da trinca por fadiga no corpo de prova entalhado 45A. A seta indica a região do possível sítio de nucleação da trinca.

Figura 4.16 Aspecto micrográfico da superfície de fratura obtido com grande aumento da região de propagação estável do corpo de prova entalhado 45A. Pode-se observar em detalhe as estrias dúcteis de propagação em estágio II, com espaçamento da ordem de 0,3 mm, em áreas de ferrita.

Figura 4.17 Aspecto micrográfico da superfície de fratura obtida na região final da fratura do corpo de prova entalhado 45A. Modo de fratura com característica de quase-clivagem, isto é, facetas apresentando clivagem no centro e deformação plástica na sua borda (estrias de rasgamento).

Figura 4.18 Aspecto macrográfico da superfície de fratura do corpo de prova entalhado e roleteado B62. Os pontos escuros são nódulos de grafita e as regiões de nucleação (N), propagação estável (Pe) e falha final (FF) estão indicadas na figura.

Figura 4.19 Aspecto micrográfico da superfície de fratura do corpo de prova entalhado e roleteado B62. Nota-se que o sítio de nucleação da trinca (N), deslocou-se para uma região sub-superficial devido ao efeito do roleteamento.

Figura 4. 20 Aspecto micrográfico da superfície da fratura obtido com grande aumento da região de propagação estável do corpo de prova entalhado e roleteado B62. Pode-se observar as estrias dúcteis de propagação em estágio II, com espaçamento da ordem de 0,3 μm , em áreas de ferrita.

Figura 4.21 Aspecto micrográfico da superfície de fratura no corpo de prova entalhado e roleteado B62, obtida na região final da fratura. Modo de fratura com característica de quase-clivagem, isto é, facetas apresentando clivagem no centro e deformação plástica na sua borda (estrias de rasgamento).

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.

5.1 Análises Químicas

Conforme pode-se observar, as médias das porcentagens dos elementos presentes no ferro fundido, mostradas na Tabela 4.1 estão dentro dos valores nominais estabelecidos pela norma GMW10 ^[27] (Tabela 5.1), pois as análises químicas foram realizadas em espectrômetro de emissão óptica antes do vazamento de cada corrida. São composições químicas recomendadas pela prática, para a obtenção de ferros fundidos nodulares de matriz perlítico-ferrítica, já no estado bruto de fusão. As porcentagens de elementos químicos são determinadas de acordo com a classe de nodular que se quer obter. Neste caso, para torná-lo mais perlítico, aumentou-se a quantidade de elementos estabilizadores de perlita (Mn e Cu), que é uma das maneiras de se modificar a matriz.

Tabela 5.1 Comparação dos valores da composição química especificada pela norma GMB com valores médios obtidos do ferro fundido em estudo.

Elemento	% em peso		
	Especificado		Medidos
	Min.	Max.	(valor médio)
C	3,30	3,90	3,61
Si	1,80	2,70	2,39
Mn	0,20	1,00	0,46
Cr	-	0,10	0,016
Cu	-	0,70	0,46
P	-	0,05	0,047
S	-	0,02	0,01
Mg	0,03	0,05	0,05

5.2 Ensaio de Macro e Microdureza.

Os resultados médios dos valores de microdurezas Vickers (HV) dos microconstituintes perlita e ferrita, apresentados na Tabela 4.2, foram subsídios importantes para o cálculo da microdureza equivalente da matriz.

Todos os valores de dureza Brinell (HB), médios ou não, obtidos em cada um dos corpos de prova (Tabelas 4.3 a 4.7), estão rigorosamente dentro do recomendado pela norma GMB, para a classe 60, ou seja de 207 a 269HB.

O perfil de microdureza Knoop (HK), apresentado na Figura 4.1, comparando a dureza do entalhe roleteado com não roleteado, demonstrou claramente o sensível efeito que o processo de roleteamento exerceu sobre esta propriedade, nas regiões próximas ao tratamento de roleteamento. Pode-se notar que a operação de usinagem acarretou aumento da dureza na região superficial do entalhe.

5.3 Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova fornecidos pela General Motors do Brasil, como sendo de ferro fundido nodular perlítico, segundo sua norma interna GMW -10, classe N600-3, apresentaram valores que superaram, em muito, o especificado por esta norma. Pelos resultados, este material atende, também, à classe N700 -2 da mesma norma, conforme pode ser visto na Tabela 5.2. Apesar do valor do limite de resistência à tração estar, em todos os ensaios, muito acima do exigido pela norma, o alongamento manteve-se acima do valor exigido, indicando que não houve perda de ductilidade.

Tabela 5.2 Comparação dos valores médios encontrados com a norma GMB^[27].

Propriedades Mecânicas	Especificação da Norma GMW-10M-IR-C		Valores Médios Encontrados
	Classe N600-3 Min.	Classe N700-2 Min.	Material Estudado
Limite de Resistência (MPa)	600	700	762
Limite de Escoamento (MPa)	380	420	465
Alongamento Total (%)	3	2	4

5.4 Ensaio de Resistência ao Impacto

A norma GMW10^[27] informa que o valor máximo de absorção de energia, à temperatura ambiente, no ensaio de tenacidade ao impacto tipo Charpy, para corpos de prova de nodular perlítico com entalhe de 45° (Figura 3.3) é de 5,0J. O resultado da média dos valores encontrados nos corpos de prova da Tabela 4.4 foi de 2,14J, o que atende, na totalidade, ao recomendado.

5.5 Ensaio de Fadiga Rotativa

Os resultados dos ensaios de fadiga de alto ciclo em corpos de prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado, são apresentados nas Tabelas de 4.5 a 4.7, respectivamente. Estas tabelas juntamente com os gráficos das curvas SN mostrados nas Figuras de 4.2 a 4.5, permitem estabelecer e visualizar os limites de fadiga deste ferro fundido nodular

perlítico, para cada tipo de corpo de prova. Os resultados dos limites de fadiga obtidos,

- 300 MPa – Corpos de prova sem entalhe (lisos),
- 168 MPa – Corpos de prova entalhados,
- 483 MPa – Corpos de prova com entalhe roleteado,

demonstram claramente o quão nocivo é o efeito entalhe sobre o limite de fadiga, quando comparado com o do corpo de prova sem entalhe. A redução foi de 44%.

A situação foi totalmente modificada quando os corpos de prova com geometria idêntica tiveram seu entalhe roleteado. O efeito entalhe foi praticamente eliminado e o aumento do limite de fadiga, quando comparado com o corpo de prova sem entalhe, foi de 61%. Esta mudança de desempenho ocorreu em virtude da introdução de tensões residuais compressivas que se contrapuseram às tensões trativas aplicadas, fazendo com que o pico de tensões residuais trativas fosse deslocado da superfície para o interior, dificultando assim a nucleação e a propagação da trinca por fadiga na raiz do entalhe.

A valor calculado da repetitividade R foi de 80%, caracterizando estatisticamente os dados do trabalho dentro da faixa máxima de confiabilidade, segundo a ASTM E739 que vai de 75 a 88%.

5.6 Fatores de concentração de tensão K_t e K_f

$K_t = 1,63$ é o fator de concentração de tensões determinado por meio de ábacos já existentes, apenas usando as medidas do corpo de prova entalhado. Ou seja, é um fator que depende tão somente das dimensões geométricas do corpo de prova e da forma do entalhe.

$K_f = 1,56$ é o fator de concentração de tensão em fadiga. Foi obtido por meio do valor de K_t do corpo de prova entalhado e do valor médio do limite de resistência à tração do ferro fundido nodular perlítico objeto deste estudo, bem como do valor do parâmetro a que é função do limite de resistência do material, segundo Peterson ^[69]. Significa que o corpo de prova da Figura 3.5, submetido a carregamento cíclico, terá seu limite de fadiga reduzido em, aproximadamente, 56% se comparado ao corpo de prova sem entalhe. Esta redução, obtida no trabalho (experimental), foi de 44%.

5.7 Roleteamento Superficial

O roleteamento superficial aplicado aos corpos de prova entalhados foi realizado com sucesso, conduzindo o trabalho a resultados precisos e conclusivos, confirmando dados encontrados na literatura referentes ao assunto. O dispositivo especialmente desenvolvido para este trabalho mostrou-se eficaz, o que tornou a operação relativamente simples e com excelente controle das principais variáveis, como força de roleteamento, rotação e número de revoluções.

5.8 Análises Metalográficas

A análise metalográfica revelou um ferro fundido nodular perlítico, bruto de fusão, de ótima qualidade em termos microestruturais:

- as condições de tamanho, distribuição média e a forma dos nódulos de grafita (Tabela 4.9) são muito boas;
- a ferrita livre, cuja porcentagem média (Tabela 4.2) foi de 15%, concentra-se apenas ao redor dos nódulos de grafita, formando uma microestrutura característica chamada de olho de boi (Figura 4.7) ;
- a perlita, microconstituente predominante da matriz, apresenta-se em lamelas finas e bem definidas (Figura 4.7) ;
- Não foi detectada a presença de carbonetos e fosfeto de ferro (steadita)

A combinação de nódulos de pequeno tamanho, bem formados e bem distribuídos, envoltos por ferrita livre numa matriz perlítica, sem carbonetos livres, proporciona ao ferro fundido nodular ótimas propriedades mecânicas. Esta mesma microestrutura pode ser observada nas Figuras 4.8 e 4.9, que apresentam o perfil do entalhe roleteado de um corpo de prova. A microestrutura próxima à superfície fica deformada e a região adquire maior resistência à nucleação e à propagação de trincas por fadiga.

A microdureza equivalente da matriz, obtida de dados microestruturais de microdureza e porcentagem de fases presentes, permitiu que se chegasse a um valor estimado de limite de fadiga (310MPa) muito próximo àquele obtido experimentalmente (300MPa). Isto confirma a ótima aplicabilidade deste método para a previsão de limite de fadiga de ferros fundidos nodulares comerciais.

5.9 Análises das superfícies de fratura

A técnica de microscopia eletrônica de varredura foi importante na análise, visualização e entendimento da nucleação da trinca, estágios de propagação e fratura final de corpos de prova submetidos a ensaio de fadiga por flexão rotativa. Esta técnica permitiu identificar os sítios de nucleação, os mecanismos de propagação estável da trinca, caracterizado pelas estrias dúcteis no estágio II e a aparência de quase-clivagem na região da fratura final, na qual a propagação é catastrófica. Uma importante indicação fornecida por esta técnica foi o efeito do roleteamento no início da nucleação da trinca por fadiga, como mostrado na Figura 4.19. Nesta frutografia pode-se notar que a nucleação da trinca por fadiga ocorreu mais internamente, em virtude do deslocamento do pico das tensões máximas de tração da superfície para o interior do material. Isto ocorre devido ao efeito das tensões residuais compressivas introduzidas pela operação de trabalho a frio, o que provoca o aparecimento de uma resultante trativa menor na superfície do entalhe.

6. CONCLUSÕES

1) Com base nas propriedades mecânicas de tração, dureza e impacto, e na análise microestrutural (formato e distribuição dos nódulos de grafita e % de ferrita e perlita) obtidas neste trabalho, pode-se classificar o material, pela norma GMW-10, como um ferro fundido nodular perlítico pertencente à classe N700-2, e não da classe N600-3, conforme declara a empresa fornecedora.

2) A microscopia eletrônica de varredura, particularmente na Figura 4.19, que apresenta a amostra entalhada e roleteada B62, ensaiada com amplitude de tensão de 500MPa e que atingiu a vida de 2.319.900 ciclos, mostra que a origem da trinca deixou de ocorrer na superfície, em virtude da deformação localizada e de tensões residuais compressivas nesta região, que deslocam o pico de tensões trativas, responsável pela nucleação, da superfície para o interior do corpo de prova.

3) O efeito nocivo do entalhe sobre o limite de fadiga ficou evidente, pois o reduziu em 44%, em comparação com os limites de fadiga dos corpos de prova sem entalhe.

4) O limite de fadiga dos corpos de prova com entalhe roleteado foi aumentado em 61% comparado com o limite dos corpos de prova sem entalhe e 188% em relação aos apenas entalhados.

5) O roleteamento superficial aplicado aos corpos de prova entalhados foi realizado com sucesso, confirmando dados encontrados na literatura referentes ao assunto.

6) O dispositivo de roleteamento e metodologia desenvolvidas neste trabalho mostraram ser eficazes e relativamente simples, além de proporcionarem excelente controle dos parâmetros de roleteamento, tais como força de roleteamento, rotação e número de revoluções.

7) O valor estimado do limite de fadiga através da microdureza equivalente da matriz (310MPa) conduziu a um resultado muito próximo ao do experimental (300MPa).

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Utilizando o dispositivo de roleteamento desenvolvido nesse trabalho, alterar os parâmetros de roleteamento (força, número de revoluções, rpm, etc), além da geometria do entalhe, do raio de contato do rolete de encruamento e da microestrutura do ferro fundido nodular e verificar como influenciam o comportamento em fadiga. Poderia-se verificar, também, o efeito das solicitações cíclicas e da temperatura de trabalho do virabrequim sobre o relaxamento das tensões residuais compressivas. Esses dados permitiriam o desenvolvimento de modelos de previsão de vida de componentes entalhados e roleteados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. QIT-Fer et Titane Inc. *Ductile Iron Data for Engineers*. Montreal, 1990.
2. HEMANTH, J. Fracture toughness of austempered chilled ductile iron. *Materials and Design*. v.19, p.269-277, 1998.
3. KINAP, P.E.B. Tratamentos térmicos para a obtenção de cementita esferoidizada em ferro fundido nodular. *Dissertação de Mestrado*, IFSC/IQSC/EESC, São Carlos, 2001.
4. BERETTA, S.; BLARASIN, A.; ENDO, M.; GIUNTI, T.; MURAKAMI, Y. Defect tolerant design of automotive components. *International Journal of Fatigue*, v.19, n.4, p.319-333, 1997.
5. WANG, G.; TAYLOR, D.; BOUQUIM, B.; DEVLUKIA, J.; CIEPALOWICZ, A. Prediction of fatigue failure in a camshaft using the crack modeling method. *Engineering Failure Analysis*, n.7, p.189-197, 2000.
6. MALUF, O.; SPINELLI, D. Influência do roleteamento nas propriedades de fadiga de um ferro fundido nodular perlítico. In: III Simpósio em Ciência e Engenharia de Materiais, 26 e 27 de novembro de 2001. *Anais*, IFSC/IQSC/EESC, São Carlos, 2001.
7. HSU, C.H.; LEE, S.C.; SHY, Y.H.; CHIOU, W.T. Relationship between dynamic and static toughness of flake and compacted graphite cast irons. *Materials Science and Engineering A* v. A282, p.115-122. 2000.
8. QIT-Fer et Titane Inc. *A Design Engineer's Digest of Ductile Iron*. Montreal, 1990.
9. LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. Ductile iron: fifty years of continuous development. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.37, n.5, p.343-378, 1998.

10. TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.36, n.5, p.289-298, 1997.
11. BJORKEGREN, L.E.; HAMBERG, K.; JOHANNESSON, B. Propriedades mecânicas e usinabilidade de fofos nodulares ferríticos endurecidos com silício. *Fundição e Serviços*, n.95, p.16-27, novembro, 2000.
12. GUESSER, W.L.; HILÁRIO, D.G. A produção dos ferros fundidos nodulares perlíticos. *Fundição e Serviços*, n.95, p.46-55, novembro, 2000.
13. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook - Heat Treating*. 9.ed. Ohio, v.4, 1988.
14. GRENO, G.L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R.E. Mechanisms of fatigue crack growth in austempered ductile iron. *International Journal of Fatigue*, v.21, p.35-43, 2001.
15. HEMANTH, J. Wear characteristics of austempered chilled ductile iron. *Materials & Design*, v.21, p.139-148, 2000.
16. LIN, C.K.; PAI, Y.L. Low-cycle fatigue of austempered ductile irons at various strain ratios. *International Journal of Fatigue*, v.21, p.45-54, 1999.
17. LIN, C.K.; PAI, Y.L.; SHIH, T.S. Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons – I. High-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.5, p.297-307, 1996.
18. LIN, C.K.; HUNG, T.P. Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons – II. Low-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.5, p.309-320, 1996.
19. HASSE, S.; RÖHRIG, K. Como obter ferros fundidos nodulares de alta resistência. *Fundição e Serviços*, n.92, p.22-49, agosto, 2000.
20. KRÜGER, M.; LUCKOW, I.C.; BERGMANN, S.J.; SOUZA SANTOS, A.B. Efeitos de elementos de liga na formação de ferrita e perlita em ferros fundidos nodulares. 53º Congresso Anual da Associação

- Brasileira de Metalurgia e Materiais. ABM, 13 a 17 de setembro de 1998, Belo Horizonte. 1998, p.286-307.
21. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM A247-98. Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. West Conshohocken, ASTM, 2001.
 22. ALBERTIN, E.; SOUZA SANTOS, A.B.; COSTA, P.H.C. Efeitos do teor de magnésio em ferros fundidos grafiticos. *Metalurgia ABM*, v.34, n.253, dez. 1978, p.843-8.
 23. SOUZA SANTOS, A.B.; ALBERTIN, E. Defeitos :de origem metalúrgica em peças de seção espessa de ferro fundido nodular. *Fundição e Matérias-Primas*, v.1, n.7, mai. 1979, p.25-30.
 24. ALBERTIN, E.; GUEDES, L.; COSTA, P.H.C.; SOUZA SANTOS, A.B. Efeito da forma da grafita nas propriedades mecânicas de ferros nodulares ferríticos e perlíticos. *Metalurgia ABM*, v.35, n.264, nov. 1979, p.745-51.
 25. SOUZA SANTOS, A. B. Um processo de nodulização de ferros fundidos. Tese de Doutorado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1984, 275p.
 26. SOUZA SANTOS, A.B.; PIESKE, A. Alguns aspectos relativos à adição de magnésio em ferros fundidos nodulares. *Mineração e Metalurgia*, v.49, n.470, nov. 1985, p.32-40.
 27. MOHLA, P.P.; JONES, K. An innovative technique for the treatment and inoculation of ductile iron. *AFS Transactions*, v.102, 1994, p.63-8.
 28. BJÖRKEGREN, L.E.; HAMBERG, K.; JOHANNESSON, B. Mechanical properties and machinability of Si solution hardened ferritic ductile iron. *AFS Transactions*, v.104, 1996, p.139-45.
 29. SINÁTORA, A.; SOUZA SANTOS, A.B. Efeito da porcentagem de Fe-Si utilizado como inoculante na estrutura e propriedades de ferro nodular. *Metalurgia ABM*, v.32, n.221, abr. 1976, p. 255-63.

30. KRAUSE, W. et. Al. Alternativas de inoculação para evitar a formação de carbonetos eutéticos em ferros fundidos nodulares. *Metalurgia ABM*, v.37, n.286, set. 1981, p.507-515.
31. KOMATSU, S. et. al. Effects of several main factors on ductile - brittle transition behaviors of fracture toughness in SG cast iron. *AFS Transactions*, v.102, 1994, p.121-5.
32. HEINE, R.W. Major aspects of processing cast iron. *AFS Transactions*, v.102, 1994, p.985-1002.
33. SOUZA SANTOS, A.B. et. al. Efeito de algumas variáveis de processo na estrutura e propriedades de ferro fundido nodular. *Metalurgia ABM*, v.30, n.201, ago. 1974, p.567-577.
34. GUNDLACH, R.H.; WHELAN, E.P. Critical temperatures in ferritic ductile irons. *AFS Transactions*, v.100, 1992, p.713-8.
35. REHDER, J.E. The critical temperature range in cast irons . *AFS Transactions*, v.73, 1965, p.473-87.
36. JANOWAK, J.F.; GUNDLACH, R.B. A modern approach to alloying gray iron. *AFS Transactions*, v.90, 1982, p.847 - 63.
37. PAN, E.N.; LOU, M.S.; LOPER JR., C.R. Effects of copper, tin, and manganese on the eutectoid transformation of graphitic cast irons . *AFS Transactions*, v.95, 1987, p.819-40, in ref. 28.
38. NIKOLAI, M.F.; JAVAID, A.; ARVEDSON, M.P.; VAIDYANATHAN, C.; LOPER JR, C.R. Effects of tinned steel scrap in ductile cast iron. *AFS Transactions*, v.102, 1994, p.781-7.
39. JANOWAK, J.F.; GUNDLACH, R.B. Improved machinability of high strength gray iron. *AFS Transactions*, v. 93, 1985, p.961-4.
40. IRON CASTINGS SOCIETY *Iron Castings Handbook*. 1981, 831p.
41. REED-HILL, R.E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2ª ed. 1982.
42. DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*. Guanabara Koogan, Rio de Janeiro, 1981.
43. FUCHS, H.O.; STEPHENS, R.I. *Metal Fatigue in Engineering*. New York, John Wiley & Sons, 1980

44. HEINZ, A.; NEUMANN, P. Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel. *Acta Metalurgica et Materialia*, v.38, n. 10, p.1933-40. 1990.
45. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E466-96 Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. West Conshohocken, ASTM, 2000.
46. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E468-98 Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Tests Results for Metallic Materials. West Conshohocken, ASTM, 2000.
47. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E739-98 Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data. Philadelphia, ASTM, 2000.
48. TAYLOR, D.; HUGHES, M.; ALLEN D. Notch fatigue behaviour in cast irons explained using a fracture mechanics approach. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.7, p.439-445, 1996.
49. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook* - Properties and Selection: Irons and Steels. 9.ed. Ohio, v.1, 1985.
50. JANOWAK, J.F.; ALARGASAMY, A.; VENUGOPALAN, D. Fatigue strength of commercial ductile irons. *Transactions of American Foundrymen's Society*, v.98, p.90-123, 1990.
51. DANIEWCZ, S.R.; MORRE, D.H. Increasing the bending fatigue resistance of spur gear teeth using a presetting process. *International Journal of Fatigue*, v.20, n.7, p.537-542, 1998.
52. OCHI, Y.; MASAKI, K.; MATSUMURA, T.; SEKINO, T. *Effect of shot-peening treatment on high cycle fatigue property of ductile cast iron. International Journal of Fatigue*, v.23, p.441-448, 2001.
53. KEWEI XU; JAWEN HE; HUJIU ZHOU. Effect of residual stress on fatigue behaviour of notches. *Fatigue*, v.16, Jul. p.337-343, 1994.

54. SONSINO, C.M.; MÜLLER, F.; MUELLER, R. The improvement of fatigue behaviour of sintered steels by surface rolling. *International Journal of Fatigue*, v.14, n.1, p.3-13, 1992.
55. REBINSKY, D.A.; VITIVEC, F.H. Effect on surface rolling on fatigue strength as influenced by the strain hardening rate. *Scripta Metallurgica et Materialia*. v.30, p.417-422, 1994.
56. GABB, T.P.; TELESMA, J.; KANTZOS, P.; PREVÉY, P.S. Surface enhancement of metallic materials. *Advanced Materials & Processes*. January, p.69-72, 2002.
57. SEILER, W.; REILHAN, F.; GOUNET-LESPINASSE, C.; LEBRUN, J.L. Détermination du profil de contraintes résiduelles dans les gorges galetées de vilebrequin. *Journal of Physics IV*. v.8, France, 1998.
58. KEWEI XU; NAISAI HU; HUJIU ZHOU. Prediction of notch fatigue limits in a compressive residual stress field. *Engineering Fracture Mechanics*. v.54, n.2, p.171-176, 1996.
59. YANO, K.; OZAKI, T.; TAKEMASU, T. Finish gear rolling by screw-shaped tool (trial construction of apparatus and rolling experiment of tooth surface). *JSME International Journal*. Series III, v.35, n.3, 1992.
60. SKODA WORKS. Fillet rolling on large crankshafts. *Machinery and Production Engineering*. 11, August, 1971.
61. GENERAL MOTORS DO BRASIL Ltda. Norma interna GMW10M-IR-C-N600-3, Comunicação Privativa GMB.
62. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 3-95. Standard Practice for Preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, ASTM, 2000.
63. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM A476/476M-00. Standard Specification for Ductile Iron Castings for Paper Mill Dryer Rolls. West Conshohocken, ASTM, 2001.
64. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E8M-00. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, ASTM, 2000.

65. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E23-98 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, ASTM, 2000.
66. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E18-98. Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials. West Conshohocken, ASTM, 2000.
67. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E140-97. Hardness Conversion Tables for Metals. West Conshohocken, ASTM, 2000.
68. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E384-99. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken, ASTM, 2000.
69. PETERSON, R.E. *Stress Concentration Factors*. 1.ed, Wiley, New York, 1974.

APÊNDICE

MODELO ESTATÍSTICO PARA O ESTUDO DA FADIGA.

A- PARTE TEÓRICA.

1. A curva S-N.

A forma mais usual para apresentar os resultados de fadiga é a curva tensão-número de ciclos, ou simplesmente curva S-N, onde S é a tensão aplicada e N o número de ciclos para o corpo de prova falhar. Nessa curva, $\log(N)$ é colocado no eixo das ordenadas e no eixo das abscissas é colocado o nível de tensão máxima S (ASTM E739/80), que também pode ser dado na escala logarítmica, Figura 1. No entanto, por N ser a variável dependente, deveria ser representada no eixo das ordenadas, de acordo com o procedimento estatístico usual (MARTÍNEZ, 2001).

Figura 1 - Gráfico de $\log(S)$ contra $\log(N)$.

A escala logarítmica facilita a comparação dos dados, pois fornece curvas de diversos materiais com formas similares, que podem ser expressas como:

$$\log(N) = b_0 - b_1 \log(S) \quad (1)$$

onde b_0 e b_1 são constantes. Na prática, a estimativa dos parâmetros da eq. (1) é um problema estatístico.

2. Modelo estatístico.

Um modelo estatístico é um modelo matemático que contém um erro aleatório, com alguma distribuição de probabilidade específica. Geralmente este modelo é utilizado para estimar os valores de uma das variáveis quando os valores das outras são conhecidos, sob determinadas condições (MARTINEZ, 2001).

2.1. Definição do modelo.

A equação matemática que “melhor” descreve a relação entre a tensão (S) e o número de ciclos até a falha (N) é a de regressão linear (curva de regressão), dada pela eq. (1), ou por:

$$Y_i = b_0 + b_1 x_i \quad (2)$$

onde Y_i é o logaritmo de N e x_i é o logaritmo da tensão. A escala de x_i depende do material e das condições de ensaio. Na eq. (2), x é a variável independente, Y é a variável resposta, b_0 é o intercepto da linha de regressão com o eixo y , e b_1 é o coeficiente de inclinação da reta, ou coeficiente que mede o número de unidades em y que muda para cada unidade da variável independente x (MARTÍNEZ, 1993).

Na análise de duas variáveis, um modelo particular de interesse pode ser a reta de regressão da população (modelo linear da população), que pode não ser conhecida e portanto, deve ser estimada com base nos dados amostrais, obtendo-se, desta maneira, uma reta de regressão estimada. Para dar validade às conclusões da reta mencionada, há que estabelecer certas suposições. Entre as de maior relevância estão as seguintes:

- 1) os valores de x_i são prefixados com antecedência, e sem erros;
- 2) a variável Y é considerada de natureza aleatória, e seu valor é somente uma resposta das tantas que podem corresponder a um mesmo valor de x_i ;
- 3) supõe-se que exista uma verdadeira relação linear entre Y e x_i (modelo estatístico, denominado modelo log-linear), que pode ser escrita como:

$$Y_i = b_0 + b_1 x_i + e_i \quad (3)$$

para $i = 1, 2, \dots, n$, onde n indica o número de observações.

Na eq. (3), b_0 e b_1 são parâmetros do modelo de regressão, isto é, são valores populacionais, e e_i é um valor aleatório, denominado de erro aleatório ou resíduos. O valor de e_i , para qualquer observação, dependerá de um possível erro de medição e dos valores de outras variáveis distintas a x_i , que poderiam influir sob a variável Y .

Os valores de e_i são variáveis aleatórias com as seguintes suposições (CHATTERJEE; PRICE, 1977):

- 1) a média dos valores de e_i é zero e sua variância σ^2 é desconhecida e constante, para $1 \leq i \leq n$;
- 2) os valores de e_i são não correlacionados;
- 3) a distribuição dos e_i é normal, para $1 \leq i \leq n$.

Observação: a segunda e terceira suposições, sobre os resíduos, implicam que os valores de e_i são independentes.

Na prática, a distribuição de probabilidade da vida em fadiga, em qualquer ensaio, é desconhecida e em certas situações, complexa (ASTM E739/80). Porém, para simplificar a análise e considerando que, em geral, uma transformação logarítmica da vida em fadiga estabiliza a variância dos valores de e_i e os leva a uma distribuição de probabilidade normal, será assumido que os valores de e_i do modelo da equação (3) são normalmente distribuídos e que a variância do logaritmo da vida é constante (ASTM E739/80 e CHATTERJEE; PRICE, 1977).

Como a reta da eq. (3), não pode ser conhecida, deve então ser estimada dos dados amostrais. Isto é, deve-se encontrar uma reta de regressão estimada que apresente bom ajuste aos dados amostrais considerados.

No caso particular, em que a regressão de Y em relação a x_i é linear, o problema é o de determinar a equação da reta que proporciona o “melhor” ajuste, isto é, utilizar os dados observados como uma estimativa dos parâmetros b_0 e b_1 da linha de regressão da população.

Desta maneira, Y pode ser estimado por meio da seguinte equação:

$$\hat{Y}_i = \hat{b}_0 + \hat{b}_1 x_i \quad (4)$$

para $i = 1, 2, \dots, n$, onde $\hat{b}_0$ e $\hat{b}_1$ devem ser determinados, e $\hat{Y}_i$ são os valores estimados de Y_i , pela equação (4).

Portanto, a idéia principal é a de determinar $\hat{b}_0$ e $\hat{b}_1$ por um método no qual as diferenças entre os resíduos sejam as menores possíveis e que se calculam pela seguinte expressão:

$$\hat{e}_i = Y_i - \hat{Y}_i \quad (5)$$

Como não se pode minimizar cada um dos $\hat{e}_i$, por separado, sugere-se que se poderia fazer a soma $\sum_{i=1}^n \hat{e}_i$ tão próxima de zero quanto possível.

No entanto, dado que a soma pode ser igual a zero, para muitas eleições de linhas totalmente inadequadas, uma vez que os erros positivos e negativos se cancelam, será minimizada a soma dos quadrados dos $\hat{e}_i$, por dois motivos principais:

- a) destacam-se os erros grandes;
- b) cancelam-se o efeito dos valores positivos e negativos.

Como se está procurando uma reta estimada que minimize a soma dos quadrados dos resíduos, este método pode ser chamado de método de mínimos quadrados.

2.2. Método de mínimos quadrados.

É um método que consiste na determinação de $\hat{\mathbf{b}}_0$ e $\hat{\mathbf{b}}_1$, de tal maneira que a soma de quadrados dos desvios entre os valores observados (Y_i) e os valores ajustados ($\hat{Y}_i$) pela reta da eq. (4), seja mínima. Isto é, deve-se obter $\hat{\mathbf{b}}_0$ e $\hat{\mathbf{b}}_1$, tal que o valor:

$$Q(\hat{\mathbf{b}}_0, \mathbf{b}_1) = \sum_{i=1}^n [Y_i - \hat{Y}]^2 = \sum_{i=1}^n [Y_i - (\hat{\mathbf{b}}_0 + \hat{\mathbf{b}}_1 x_i)]^2 \quad (6)$$

seja mínimo.

Portanto, derivando a eq. (6) em relação a cada parâmetro e igualando a zero, obtêm-se as seguintes equações:

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^n Y_i = n\hat{\mathbf{b}}_0 + \hat{\mathbf{b}}_1 x_i \\ \sum_{i=1}^n x_i Y_i = \hat{\mathbf{b}}_0 \sum_{i=1}^n x_i + \hat{\mathbf{b}}_1 \sum_{i=1}^n x_i^2 \end{cases} \quad (7)$$

que são denominadas equações normais. Estas equações podem ser resolvidas facilmente de várias maneiras e suas soluções fornecem os seguintes resultados:

$$\hat{\mathbf{b}}_0 = \bar{y} - \hat{\mathbf{b}}_1 \bar{x} \quad (8)$$

e

$$\hat{\mathbf{b}}_1 = \frac{n \sum_{i=1}^n x_i Y_i - \sum_{i=1}^n x_i \sum_{i=1}^n Y_i}{n \sum_{i=1}^n x_i^2 - (\sum_{i=1}^n x_i)^2} \quad (9)$$

onde,

$$\bar{y} = \frac{\sum_{i=1}^n Y_i}{n} \quad e \quad \bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i}{n} \quad (10)$$

Assim, obtém-se a equação ajustada, ou reta estimada, isto é,

$$\hat{Y}_i = \hat{\mathbf{b}}_0 + \hat{\mathbf{b}}_1 x_i \quad (11)$$

2.3. Verificação da adequabilidade do modelo.

Uma das ferramentas mais significativas para a verificação da adequabilidade de um modelo de regressão é a análise dos resíduos, e os valores obtidos com a eq. (11).

Com esta análise, é possível verificar se as suposições sobre os resíduos ($\tilde{\epsilon}^e$) do modelo dado pela eq. (3) são satisfeitos, isto é, verificar se as suposições de igualdade de variância, de normalidade e de independência são cumpridas. As validades destas suposições podem ser verificadas por meio de gráficos (MARTINEZ, 2001).

Um dos problemas que tais gráficos revelam ocasionalmente é o de variância não constante, onde o gráfico dos resíduos contra os valores estimados apresenta uma forma de funil, como ilustra a figura 2. Para a estabilização da variância, geralmente é aplicada uma transformação dos dados originais. Para comprovar a suposição de normalidade, são construídos histogramas, ou um gráfico de probabilidade normal (NSCORES) com os resíduos.

Figura 2- Gráfico dos resíduos contra valores estimados, com variância não constante.

Outra forma muito usual de verificar a adequabilidade de um modelo de regressão é por meio do coeficiente de determinação (R^2). No entanto, a análise dos resíduos deve ser efetuada, pois esta técnica é superior à de R^2 (CHATTERJEE; PRICE, 1977).

O valor de R^2 pode ser determinado de diversas formas, uma delas é dada pela seguinte equação:

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\hat{Y}_i - \bar{y})^2}{\sum (Y_i - \bar{y})^2} \quad (12)$$

O valor de R^2 varia entre 0 e 1. Quando o modelo é adequado, os valores obtidos de R^2 são próximos de 1. Se o modelo não é adequado, são obtidos valores pequenos ($R^2 \approx 0$). Apesar disto, um valor alto de R^2 não necessariamente implica que os dados estejam bem ajustados pelo modelo (CHATTERJEE, 1977). Portanto, sempre se deve construir o gráfico dos resíduos para se confirmar a adequação do modelo

2.4. Variância estimada.

O método dos mínimos quadrados fornece uma equação que ajusta os dados amostrais, com a mínima quantidade de variação. Porém, em qualquer medição,

sempre há erros e assim, faz-se necessário um estimador da variância populacional (j^2). A expressão recomendada para esta estimativa é:

$$\hat{j}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (Y_i - \hat{Y}_i)^2}{n-2} \quad (13)$$

Que é um estimador não viciado de j^2 (ASTM E 739/80).

2.5. Inferência sobre os parâmetros do modelo (b_0 e b_1).

Logo depois de verificada a adequação do modelo dado pela eq. (3), é possível se fazer inferências sobre os parâmetros, tais como testes de hipóteses, e construir intervalos de confiança. No caso de ensaios de fadiga, em que geralmente a variabilidade dos dados é grande, são comumente utilizados os intervalos de confiança, com um nível de confiança (grau de probabilidade de se conter o valor específico de interesse) (MARTÍNEZ, 2001).

Ao dizer que a variável dependente y não tem relação linear com x_1 , afirma-se o seguinte teste de hipóteses:

$$\begin{cases} H_0 : a_1 = 0 \\ H_1 : a_1 \neq 0 \end{cases} \quad (14)$$

Como $\hat{a}_1$ é um estimador não-viciado, isto é, $E(\hat{a}_1) = a_1$, com variância dada por $V(\hat{a}_1) = \sigma^2 / S_{xx}$, é possível construir um teste estatístico. Assim, substituindo-se σ por $\hat{\sigma}$, que em geral é desconhecida, obtém-se o seguinte teste estatístico:

$$t_{cal} = \frac{\hat{a}_1 - a_1}{\hat{\sigma} / \sqrt{S_{xx}}} \quad (15)$$

que apresenta uma distribuição t com $(n-1)$ g.l., e rejeita-se H_0 se $|t_{cal}| > t_{\alpha/2, n-2}$, onde α é o nível de significância.

Os dois tipos de intervalos mais comumente utilizados são:

- i) os intervalos de confiança para os parâmetros b_0 e b_1 .
- ii) o intervalo de confiança para a previsão da resposta de um valor especificado x_i^p .

Um intervalo de confiança $100(1-\alpha)\%$ para b_1 é dado por:

$$\hat{b}_1 \pm t_{(a/2)} \frac{\sqrt{f}}{\sqrt{n \sum_{i=1}^n x_i^2 - (\sum_{i=1}^n x_i)^2}} \quad (16)$$

onde a é o nível de significância, $t_{(a/2)}$ é determinado a partir de uma distribuição t de Student, com $n - 2$ graus de liberdade, e f é $\sqrt{f^2}$.

Um intervalo de confiança $100(1-a)\%$ para b_0 é dado por:

$$\hat{b}_0 \pm t_{(a/2)} \sqrt{\frac{1}{n} + \frac{\bar{x}^2}{n \sum_{i=1}^n x_i^2 - (\sum_{i=1}^n x_i)^2}} \quad (17)$$

onde a é o nível de significância, $t_{(a/2)}$ é determinado a partir de uma distribuição t de Student, com $n - 2$ graus de liberdade, $\bar{x}$ é dado pela eq. (10) e f é $\sqrt{f^2}$.

Um intervalo de confiança $100(1-a)\%$ para a previsão da resposta média $b_0 + b_1 x_i^p$ é dado por:

$$\hat{b}_0 + b_1 x_i^p \pm t_{(a/2)} \sqrt{\frac{1}{n} + \frac{(x_i^p - \bar{x})^2}{n \sum_{i=1}^n x_i^2 - (\sum_{i=1}^n x_i)^2}} \quad (18)$$

onde a é o nível de significância, $t_{(a/2)}$ é determinado a partir de uma distribuição t de Student, com $n - 2$ graus de liberdade, $\bar{x}$ é dado pela eq. (10) e f é $\sqrt{f^2}$.

Observação: É necessário muito cuidado nas previsões para valores da variável muito adiante da situação experimental. É possível ter boa aproximação por uma reta somente dentro da região experimental.

B- PARTE PRÁTICA

1. Resultados.

Nesta seção, são apresentados os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos-de-prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado, que foram utilizados na estimativa do limite da fadiga, por meio do modelo estatístico dado pela eq. (3). Observar que são utilizados apenas os dados dos ensaios de corpos de prova rompidos.

Tabela 1- Valores de S e N (dados sem entalhe).

S	N
400	128300
400	74700
400	79900
400	190000
400	113000
375	293100
375	460600
375	279800
375	185100
375	106700
350	204100
350	619000
350	923200
350	699900
350	871300
325	3256800
325	525000
325	1164400
325	1789100
300	1075500
300	556500
300	3698000
300	1782300

Tabela 2- Valores de S e N (dados com entalhe).

S	N
300	170500
300	78700
300	42500
300	48400
300	52000
250	142900
250	150200
250	118200
250	235600
250	116200
225	206600
225	661400
225	520900
225	233000
225	268600
200	1670800
200	428300
200	1050500
200	1072300
200	1165000
175	3108500
175	4189800
175	830400
175	1381500

Tabela 3- Valores de S e N (dados com entalhe roleteado).

S	N
550	117900
550	148000
550	260700
550	264300
550	272100
525	222700
525	249500
525	312900
525	367400
525	1143900
500	2319900
500	1350000
500	2607300
500	1290100
500	695300
475	902800
475	4892000
475	1499900
475	4234300

2. Análise Estatística.

2.1. Verificação da adequação do modelo dado pela eq. (3).

A análise dos dados, para os números de ciclos correspondentes às vidas de fadiga dos ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos-de-prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado, inicia-se com a verificação da adequação do modelo, realizando-se uma análise dos resíduos. Notar que os resíduos são obtidos pela eq. (5), e os valores estimados pela eq. (4).

Portanto, para se verificar a igualdade de variância, foram usados gráficos de resíduos contra os valores estimados. As Figuras 1, 3 e 5 mosram-nos estes gráficos, que apresentam a forma de funil, indicando um aumento da variância, e portanto, deve ser feita uma transformação dos dados, para estabilizá-los.

Para verificar a distribuição normal, são utilizados gráficos dos escores normais. As Figuras 2, 4 e 6 apresentam estes gráficos, e pode ser observado que os pontos não estão localizados ao longo de uma reta, o que indica que os resíduos do modelo não seguem uma distribuição normal.

Figura 1– Gráfico dos resíduos contra os valores estimados, para os dados sem entalhe.

Figura 2 – Gráfico dos resíduos contra os escores normais, para os dados sem entalhe.

Figura 3– Gráfico dos resíduos contra os valores estimados, para os dados com entalhe.

Figura 4 – Gráfico dos resíduos contra os escores normais, para os dados com entalhe.

Figura 5– Gráfico dos resíduos contra os valores estimados, para os dados com entalhe roteado.

Figura 6 – Gráfico dos resíduos contra os escores normais, para os dados com entalhe roteado.

A seguir, realiza-se uma transformação logarítmica dos dados de N ($\log(N)$) e S ($\log(S)$), e constroem-se os gráficos dos resíduos contra os valores estimados e os gráficos dos resíduos contra os escores normais, tal como se apresenta nas Figuras 7 a 12. Das Figuras 7, 9 e 11, pode-se concluir que a variância é constante.

Nas Figuras 8, 10 e 12, observa-se um comportamento aproximadamente linear, o que indica que os resíduos seguem uma distribuição normal aproximada.

Figura 7 – Gráfico dos resíduos contra os valores estimados, para os dados sem entalhe (transformados).

Figura 8 – Gráfico dos resíduos contra os escores normais para os dados sem entalhe (transformados).

Figura 9 – Gráfico dos resíduos contra os valores estimados, para os dados com entalhe (transformados).

Figura 10 – Gráfico dos resíduos contra os escores normais para os dados com entalhe (transformados).

Figura 11 – Gráfico dos resíduos contra os valores estimados para os dados com entalhe roleteado (transformados).

Figura 12 – Gráfico dos resíduos contra os escores normais para os dados com entalhe roleteado (transformados).

Portanto, da análise dos resíduos, pode-se concluir que é necessário fazer uma transformação logarítmica nos valores da variável resposta (N) e da variável independente (S). Por conseguinte, para a análise dos dados deste trabalho, será considerada a transformação $\log(N)$ e $\log(S)$.

Assim, considerando-se as análises dos gráficos dos resíduos e os testes realizados, há evidência para a utilização do modelo dado pela eq. (3), dos dados sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado.

2.2. Modelo Estatístico para os dados transformados.

Para se determinar o efeito da tensão, será utilizado o modelo dado pela eq. (3), com os dados de N e de S transformados. Esta utilização é feita pelos modelos dados pelas eqs. (19) a (21). A seguir, na eq. (19), apresenta-se este modelo, para os dados sem entalhe (Tabela 1), e o gráfico S-N com o intervalo de previsão 95%, figura 13, apresentado de acordo com a norma (ASTM 739/80).

$$\hat{y} = 30,0 - 9,56x \quad (19)$$

Figura 13- Gráfico do $\ln(N)$ contra $\ln(S)$.

Este modelo apresenta um desvio padrão amostral de 0,2761 e um coeficiente de determinação de 71,2% ($R^2 = 71,2\%$). Além destes valores, a Tabela 4 apresenta os coeficientes das variáveis independentes, com seus respectivos desvios padrões (DP), valor da razão t_o e número de observações (n).

Tabela 4- Coeficientes de regressão das variáveis independentes, DP, t_o , n , R^2 e s , para os dados do modelo da eq. (19).

Variável.	Coeficiente.	DP.	t_o	P
Constante	29,997	3,379	8,88	0,000
x	-9,561	1,327	-7,20	0,000
$n = 23 \quad R^2 = 0,712 \quad s = 0,2761$				

Na Tabela 5, apresenta-se a soma de quadrados (SQ) e de graus de liberdade (g.l.), para os dados do modelo da eq. (19).

Tabela 5- Soma de Quadrados (SQ) e graus de liberdade (g.l.) das variáveis independentes, para os dados do modelo da eq. (19).

Variável.	g.l.	SQ.
Regressão	1	3,9574
Resíduo	21	1,6010

Do mesmo modo, utilizando a eq. (3), o modelo para os dados com entalhe (Tabela 2), é dado pela eq. (20) e pelo gráfico S-N com o intervalo de previsão 95%, figura 14, apresentado de acordo com a norma (ASTM 739/80).

$$\hat{y} = 21,0 - 6,56x \quad (20)$$

Este modelo tem um desvio padrão amostral de 0,2274 e um coeficiente de determinação de 84,9%. Além destes valores, nas Tabelas 6 e 7 são apresentados os coeficientes das variáveis independentes, com seus respectivos desvios padrões (DP), valor da razão t_o , número de observações (n), a soma dos quadrados (SQ) e graus de liberdade (g.l.), para os dados do modelo da eq. (20), respectivamente.

Figura 14- Gráfico do $\log(S)$ contra $\log(N)$.

Tabela 6- Coeficientes de regressão das variáveis independentes, DP, t_o , n , R^2 e s , para os dados do modelo da eq. (20).

Variável.	Coeficiente.	DP.	t_o	P
Constante	21.005	1,394	15,07	0,000
x	-6,559	0,5906	-11,11	0,000
$n = 24 \quad R^2 = 0,849 \quad s = 0,2274$				

Tabela 7- Soma de Quadrados (SQ) e graus de liberdade (g.l.) das variáveis independentes, para os dados do modelo da eq. (20).

Variável.	g.l.	SQ.
Regressão	1	6,3744
Resíduo	22	1,1371

Utilizando a eq. (3), o modelo para os dados com entalhe roleteado (Tabela 3) é dado na eq. (21) e no gráfico S-N com o intervalo de previsão 95%, na figura 15, apresentado de acordo com a norma (ASTM 739/80).

$$\hat{y} = 54,6 - 18,0x, \quad (21)$$

Figura 15- Gráfico do $\ln(N)$ contra $\ln(S)$.

Este modelo tem um desvio padrão amostral de 0,2632 e um coeficiente de determinação de 73,6% ($R^2 = 73,6\%$). Na Tabela 8, são apresentados os coeficientes das variáveis independentes, com seus respectivos DP, valor da razão t_o , e número de observações (n), para os dados do modelo da eq. (21).

Tabela 8- Coeficientes de regressão das variáveis independentes, DP, t_o , n , R^2 e s , para os dados do modelo da eq. (21).

Variável.	Coeficiente.	DP.	t_o	P
Constante	54,599	7,079	7,71	0,000
x	-17.992	2.611	-6,89	0,000
$n = 19 \quad R^2 = 0,736 \quad s = 0,2632$				

Na Tabela 9 se apresenta a soma de quadrados (SQ) e graus de liberdade (g.l.), para os dados do modelo da eq. (21).

Tabela 9- Soma de Quadrados (SQ) e graus de liberdade (g.l.) das variáveis independentes, para os dados do modelo da eq. (21).

Variável.	g.l.	SQ.
Regressão	1	3,2892
Resíduo	17	1,1778

Da análise das Tabelas 4, 6 e 8, observa-se que o efeito linear do logaritmo da tensão ($\log(S)$), no logaritmo do número total de ciclos para falhar, ($\log(N)$), é altamente significativo.

Os modelos dados pelas eqs. (19), (20) e (21) são adequados, como pode ser observado nos gráficos dos resíduos e pelos valores dos coeficientes de determinação. Portanto, estes modelos permitem estimar o número de ciclos em função da tensão para os dados obtidos, ou para extrapolar valores não determinados. Nas Tabelas 10, 11 e 12 são apresentadas estas extrapolações ($\hat{y}_0$) obtidas com a eq. (3), com seus respectivos desvios padrões de $\hat{y}_0$ ($DP(\hat{y}_0)$) e intervalos de previsão a 95% para $\hat{y}_0$ ($IP(95\%)$), estimados pela eq. (18), e considerando tensões de 275, 170 e 450 MPa.

Tabela 10- Extrapolação ($\hat{y}_0 = \log(\hat{N})$) utilizando o modelo dado pela eq. (19), com S de 275, $DP(\hat{y}_0)$ e $IP(95\%)$.

S	$\hat{y}_0$	$DP(\hat{y}_0)$	$IP(95\%)$
275	6,6754	0,1527	(6,0190 ; 7,3317)

Tabela 11- Extrapolação ($\hat{y}_0 = \log(\hat{N})$) utilizando o modelo dado pela eq. (20), com S de 275, $DP(\hat{y}_0)$ e $IP(95\%)$.

S	$\hat{y}_0$	$DP(\hat{y}_0)$	$IP(95\%)$
170	6,3759	0,0890	(5,8695 ; 6,8823)

Tabela 12- Extrapolação ($\hat{y}_0 = \log(\hat{N})$) utilizando o modelo dado pela eq. (21), com S de 450, $DP(\hat{y}_0)$ e $IP(95\%)$.

S	$\hat{y}_0$	$DP(\hat{y}_0)$	$IP(95\%)$
450	6,8613	0,1620	(6,2091 ; 7,5135)

Das projeções feitas com o modelo da eq. (3), dadas pelas eqs. (19) a (21) para as tensões consideradas, pode-se estimar o limite de fadiga para os ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos-de-prova sem entalhe, com entalhe e com entalhe roleteado. Estes valores são apresentados por $\hat{N}_0$ na Tabela 13, com seus respectivos intervalos de previsão de 95%.

Tabela 13- Limite da fadiga estimado ($\hat{N}_0$) pela eqs. (19) a (21) e $IP(95\%)$.

Corpo de prova	S (MPa).	$\hat{N}_0$ (Ciclos/segundo).	$IP(95\%)$
Sem entalhe.	275	4735870	(1044699 ; 21465586)
Com entalhe	170	2376292	(740458 ; 7626055)
Com entalhe roleteado.	450	7266077	(1618452 ; 32621222)

Bibliografia.

- ASTM: E739/80 – Statistical Analysis of Fatigue Data. American Society for Testing and Materials, 1981, p129-137.
- CHATTERJEE, S.; PRICE, B. *Regression Analysis by example*. John Wiley and Sons, Inc. New York, 1977.
- MARTÍNEZ, E. M. *Uso de métodos Bayesianos nas inferências para a distribuição de Birbaum-Saunders*. Brasil, Teses de mestrado – Estatística – ICMSC – USP, março 1993.
- MARTÍNEZ, E. M. *Desenvolvimento de um Modelo Estatístico para Aplicação no Estudo da Fadiga em Emendas Dentadas de Madeira*. São Carlos –SP- Brasil. Tese de Doutorado – Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais– EESC/IFSC/IQSC – USP, novembro, 2001.