

**UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**“RESISTÊNCIA À PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA
EM FERROS FUNDIDOS
NODULARES AUSTEMPERADOS”**

JOSÉ DO NASCIMENTO BARBOZA

CAMPINA GRANDE

Outubro, 1999

**“RESISTÊNCIA À PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA
EM FERROS FUNDIDOS
NODULARES AUSTEMPERADOS”**

Dissertação Apresentada ao Curso
de Mestrado em Engenharia Mecânica
da Universidade Federal da Paraíba em
Cumprimento às Exigências
para Obtenção do Grau de Mestre

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação
Linha de Pesquisa: Propriedades Mecânicas e Metalurgia Física
Ênfase em: Mecânica da Fratura
Orientador: Prof. Marco Antonio dos Santos (D. Sc.)

Campina Grande
Outubro, 1999



B239r Barboza, José do Nascimento.
"Resistência à propagação de trinca de fadiga em ferros fundidos nodulares austemperados" / José do Nascimento Barboza. - Campina Grande, 1999.
140 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, 1999.
"Orientação : Prof. Dr. Marco Antônio dos Santos".
Referências.

1. Ferro Fundido. 2. Ferros Fundidos Nodulares Austemperados. 3. Ferro Fundido - Trinca e Fadiga. 4. Dissertação - Engenharia Mecânica. I. Santos, Marco Antônio dos. II. Universidade Federal da Paraíba - Campina Grande (PB). III. Título

CDU 669-14(043)

“RESISTÊNCIA À PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA
EM FERROS FUNDIDOS
NODULARES AUSTEMPERADOS”

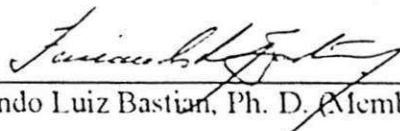
JOSÉ DO NASCIMENTO BARBOZA

Dissertação Aprovada com distinção em 13 10 99.

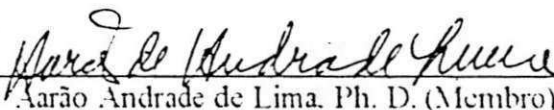
Banca Examinadora



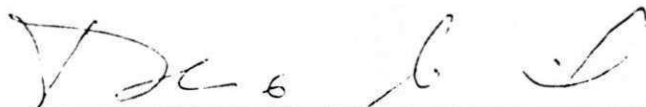
Prof. Marco Antônio dos Santos, D. Sc. (Orientador)



Fernando Luiz Bastian, Ph. D. (Membro)



Aarão Andrade de Lima, Ph. D. (Membro)



Theóphilo Moura Maciel, D. Sc. (Membro)

Campina Grande - Pb
Outubro - 1999

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à DEUS porque Ele sempre está comigo em todos os momentos da minha vida. Ele foi, é, e sempre será o meu melhor orientador porque Ele é o Doutor de todos os doutores. Sem Ele nada eu teria realizado.

Ao meu orientador D. Sc. Marco Antônio dos Santos, pela atenção, pelo apoio, pelo respeito, pela confiança, pela solidariedade, pela paciência, etc. que teve comigo durante esse tempo, sempre incansavelmente lutando em busca do objetivo perseguido. Que a sua dedicação aos trabalhos da ciência e da pesquisa seja estimulada pelo reconhecimento dos colegas e de seus orientados.

À Coordenação de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nas pessoas dos professores Antônio Pralon Ferreira Leite e Theophilo Moura Maciel e da secretária Márcia Quirino.

À Sociedade Educacional de Santa Catarina – SOCIESC – Centro de Tecnologia em Materiais – CTMa – nas pessoas dos professores André R. Froehlich, Guido Warmling e Eliane Ramos Miranda, pelo acolhimento e a atenção que tiveram comigo durante a preparação dos corpos de prova, na fundição da Escola Técnica Tupy.

Aos professores da Área de Materiais e Processos de Fabricação – AMPF – da UFPB, pelos ensinamentos em sala de aula e orientações para a melhoria do curso e do conhecimento à ciência e à pesquisa.

Ao Professor Hamilton Ferreira Gomes de Abril da Universidade Federal do Ceará pelo apoio e a atenção que teve para conosco (Albéria e eu) na realização das análises micrográfica e fractográfica de nossas amostras.

Ao Professor Marconi Andrade Farias, pelo empréstimo e orientações de programas adequados para obtenção em gráficos dos resultados deste trabalho. Ações de bondade e solidariedade somente engrandecem o espírito.

Aos Professores João Batista da Costa Agra Melo e Manassés da Costa Agra pelas orientações sempre presentes quando no uso, manuseio e conservação dos equipamentos do laboratório de materiais.

À CAPES pela manutenção do programa de bolsas para alunos de mestrado e de iniciação científica da Universidade Federal da Paraíba – UFPB - , promovendo o incentivo a ciência e a pesquisa.

Ao bolsista de Iniciação Científica Vinícios de Souza Melo pela sua contribuição nos trabalhos de fratura dos corpos de prova.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica, principalmente aos da oficina mecânica e de soldagem.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

Os ferros fundidos austemperados têm despertado um grande interesse. A possibilidade de uma excelente combinação de dureza e resistência à fadiga torna este material muito atrativo. Neste trabalho determinou-se a resistência à propagação da trinca de fadiga de dois ferros fundidos austemperados: um ferro nodular ligado ao molibdênio (0,2% Mo) e outro não ligado. Ambos os ferros fundidos austemperados foram inoculados com 0,5; 0,7 e 0,9% de FeSi75A. Os ensaios de fadiga foram realizados à temperatura ambiente e em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810, sob controle de carga. A razão de carga, R, foi mantida constante e igual a 0,10. Os resultados obtidos mostraram que o ferro fundido não ligado austemperado, em geral e independente do teor de FeSi75A, apresentou sempre maior resistência ao crescimento de trinca de fadiga. Este comportamento foi explicado com base no efeito do silício, presente no inoculante, sobre as características da microestrutura da matriz ausferrítica.

As superfícies de fratura apresentaram um mecanismo de fratura misto, com facetas planas de fratura, semelhante a clivagem, dentro das quais foram observadas linhas paralelas e regulares.

ABSTRACT

Austempered ductile cast irons have waked to a great interest. The possibility of an excellent combination of toughness and fatigue strength makes this material very attractive. In this work the fatigue crack growth resistance of two austempered ductile cast irons was determined: molybdenum alloyed nodular cast iron (0.2% Mo) and another unalloyed iron. Both austempered ductile cast irons were inoculate with 0.5, 0.7 and 0.9% FeSi75A. The fatigue tests were carried in room temperature, ambient atmosphere and in a servohydraulic Material Test System (MTS 810) test machine under load control mode. The load ratio, R , was kept constant at 0.10. The results obtained showed that the unalloyed austempered ductile cast iron, for all situations and independent of FeSi75A content, always presented the most fatigue crack growth resistance. This behavior was explained with basis in the silicon effect, present within inoculante, on the microstructure characteristics to the ausferritic matrix.

The fracture surfaces presented a mixed mechanism fracture with a flat fracture, cleavage-like regions within which regular parallel arrest lines were observed.

ADRIÃO ALVES BARBOZA

HOMENAGEM

À MINHA FAMÍLIA

À MINHA FAMÍLIA

Sobretudo
às memórias de meus pais,
Adrião Alves Barboza e Maria da Conceição
que com amor deram tudo de si
para a minha formação
profissional.

N ^o	DESCRIÇÃO	Pág.
1	INTRODUÇÃO.....	- 1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	- 8
2.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS.....	- 8
2.2	PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA.....	- 16
2.2.1	Região I de Propagação.....	- 16
2.2.2	Região II de Propagação.....	- 18
2.2.3	Região III de Propagação.....	- 21
2.3	FERRO FUNDIDO NODULAR.....	- 22
2.3.1	Aplicações e Obtenção.....	- 22
2.3.2	Processos de Inoculação e Ligas Inoculantes.....	- 24
2.3.2.1	Fatores que Influenciam a Inoculação.....	- 26
2.3.3	Processos de Nodulização e Ligas Nodulizantes.....	- 29
2.3.3.1	Simple Transferência.....	- 32
2.3.3.2	Sanduiche.....	- 33
2.3.3.3	Imersão por Sino.....	- 34
2.3.3.4	Plug-Poroso.....	- 35
2.3.3.5	Tampa Intermediária.....	- 36
2.3.3.6	Adição de Liga em Pó ao Jato de Metal.....	- 37
2.3.3.7	Proteção com Escória.....	- 38
2.3.3.8	Panela Rotativa.....	- 38
2.3.3.9	Coque Impregnado.....	- 39
2.3.3.10	Panela com Tampa e Orifício Afunilado (Tundish Cover).....	- 39
2.3.4	Influência de Algumas Variáveis sobre o Ferro Fundido Nodular.....	- 40
2.3.4.1	Composição Química.....	- 40

2.3.4.2 Tratamento do Banho.....	- 45
2.3.4.3 Austêmpera e Característica do Ferro Fundido Nodular Austemperado.....	- 46
3 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	- 52
3.1 MATERIAIS.....	- 52
3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	- 59
3.2.1 Processo de Fusão, Nodulização e Inoculação.....	- 59
3.2.2 Confeção dos Corpos de Prova.....	- 63
3.2.3 Tratamento Térmico dos Corpos de Prova.....	- 66
3.2.4 Pré-Trincamento dos Corpos de Prova	- 68
3.2.5 Monitoramento da Trinca de Fadiga.....	- 70
3.2.6 Curva $da/dN \times \Delta K$ e Condições de Carregamento.....	- 71
3.2.7 Caracterização Microestrutural e Fractográfica dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados.....	- 73
3.2.7.1 Análise da Microestrutura.....	- 73
3.2.7.2 Análise Fractográfica.....	- 74
3.2.7.3 Análise Morfológica da Grafita.....	- 75
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	- 77
4.1 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS.....	- 77
4.1.1 Nodularidade e Grau de Nodularidade dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados.....	- 77
4.1.2 Microestrutura dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados.....	- 82
4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS CONVENCIONAIS E RESISTÊNCIA À FADIGA.....	- 86
4.2.1 Influência do Teor de FeSi75A nas Propriedades Mecânicas de Tração e Dureza dos Ferros Fundidos Nodulares	

Austemperados Ligados e Não Ligados.....	- 86
4.2.2 Influência do Teor de FeSi75A na Resistência à Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Não Ligados.....	- 87
4.2.3 Influência do Teor de FeSi75A na Resistência à Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Ligados ao Molibdênio.....	- 99
4.2.4 Influência do Elemento de Liga Molibdênio na Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados.....	- 108
4.3 ASPECTOS FRACTOGRÁFICOS DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS.....	- 115
5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES.....	- 125
5.1 CONCLUSÕES.....	- 125
5.2 SUGESTÕES.....	- 127
6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	- 129

ANEXO I – CURVA DA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA (a x N).

ANEXO II – METALOGRAFIA QUANTITATIVA DOS NÓDULOS DE GRAFITA.

ANEXO III – FIGURAS.

RELAÇÃO DE FIGURAS

N ^o	DESCRIÇÃO (CAPÍTULO 2)	Pág.
2.1 -	Os três modos diferentes de carregamento e abertura de uma trinca.....	- 10
2.2 -	Sistema de coordenadas e tensões numa trinca de comprimento a	- 11
2.3 -	Estado de tensão (EPT e EPD) e tenacidade à fratura em função da espessura.....	- 12
2.4 -	Representação esquemática da curva da/dN x ΔK mostrando as três regiões de propagação da trinca de fadiga.....	- 15
2.5 -	Propagação de trincas e região de deformação plástica no regime I.....	- 18
2.6 -	Influência da história de carga na propagação da trinca.....	- 19
2.7 -	Representação esquemática de propagação da trinca de fadiga em um ciclo de carregamento na região II.....	- 20
2.8 -	Avaliação entre as técnicas de simples (S) e pós-inoculação (D) em termos de número de nódulos de grafita por milímetro quadrado em função da porcentagem do inoculante FeSi75.....	- 25
2.9(a)	Processo de nodulização Vaporizador de Magnésio.....	- 30
2.9(b)	Processo de nodulização Coque impregnado de Magnésio.....	- 30
2.9(c)	Processo de nodulização panela de pressão.....	- 30
2.9(d)	Processo de nodulização câmara de pressão.....	- 31
2.9(e)	Processo de nodulização conversor.....	- 31
2.10 -	Fluxograma dos materiais usados para produção do ferro fundido nodular...	- 31
2.11 -	Processo de nodulização por simples transferência.....	- 33
2.12 -	Processo de nodulização sandwich de ligas de magnésio.....	- 34
2.13 -	Processo de nodulização do tipo imersão por sino para ligas de magnésio....	- 35
2.14 -	Processo de nodulização do tipo plug-poroso para ligas de magnésio.....	- 36
2.15 -	Processo de nodulização usando liga de magnésio em pó ao jato de metal....	- 37
2.16 -	Processo de nodulização do tipo proteção com escória.....	- 38
2.17 -	Processo de nodulização do tipo panela rotativa.....	- 39

RELAÇÃO DE FIGURAS

N ^o	DESCRIÇÃO (CAPÍTULO 3)	Pág.
3.1 -	Bloco “Y” de onde foram retirados os corpos de prova de fadiga Tração Compacta – “Compact Tension”.....	- 53
3.2 -	Forma da retirada dos corpos de prova do bloco “Y”.....	- 53
3.3 -	Representação da formação nodular dos dois materiais estudados, ligado ao Mo e sem liga.....	- 57
3.4 -	Microestrutura dos ferros fundidos nodulares austemperados.....	- 57
3.5 -	Forno elétrico utilizado na fusão da carga.....	- 61
3.6 -	Vazamento do metal líquido para a panela de transferência.....	- 61
3.7 -	Processo de nodulização na transferência do metal líquido para a panela intermediária.....	- 62
3.8 -	Processo de inoculação despejo na bica.....	- 62
3.9 -	Forma do corpod e prova de Tração Compacta.....	- 65
3.10 -	Dimensões do corpod e prova de fadiga.....	- 65
3.11 -	Forno elétrico para tratamento térmico de austêmpera.....	- 67
3.12 -	Forno elétrico para tratamento isotérmico de austêmpera.....	- 67
3.13 -	Máquina de ensaios mecânicos – MTS-810.....	- 69
3.14 -	Acompanhamento visual do crescimento da trinca de fadiga.....	- 70
3.15 -	Curva de limitação de carga para os corpos de prova de fadiga.....	- 72
3.16 -	Microscópio Eletrônico de Varredura utilizado nas análise microestrutural e de superfície de fratura.....	- 74
3.17 -	Microscópio óptico ECRAN usado na análise morfológica dos nódulos de grafita dos corpos de prova de fadiga.....	- 76

RELAÇÃO DE FIGURAS

N ^o	DESCRIÇÃO (CAPÍTULO 4)	Pág.
4.1 -	Distribuição de nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado não ligado ao molibdênio com 0,5% de FeSi75A.....	- 80
4.2 -	Distribuição de nódulos do ferro fundido nodular não ligado com 0,7% de FeSi75A.....	- 80
4.3 -	Distribuição de nódulos do ferro fundido nodular não ligado com 0,9% de FeSi75A.....	- 80
4.4 -	Distribuição de nódulos do ferro fundido nodular ligado ao Mo com 0,5% de FeSi75A.....	- 81
4.5 -	Distribuição de nódulos do ferro fundido nodular ligado ao Mo com 0,7% de FeSi75A.....	- 81
4.6 -	Distribuição de nódulos do ferro fundido nodular ligado ao Mo com 0,9% de FeSi75A.....	- 81
4.7 -	Microestrutura do ferro fundido nodular não ligado com 0,5% de FeSi75A..	- 82
4.8 -	Microestrutura do ferro fundido nodular sem liga com 0,7% de FeSi75A.....	- 82
4.9 -	Microestrutura do ferro fundido nodular ligado ao Mo com 0,7% de FeSi75A.....	- 83
4.10-	Microestrutura do ferro fundido nodular ligado ao Mo.....	- 83
4.11	Microestrutura do ferro fundido nodular ligado ao Mo com 0,9% de FeSi75A.....	- 84
4.12	Microestrutura do ferro fundido nodular ligado ao Mo.....	- 84
4.13	Espectografia de raios-X de amostra do ferro fundido ligado.....	- 85
4.14	Espectografia de raios-X de amostra do ferro não ligado.....	- 85
4.15	Curva da/dN x ΔK do ferro não ligado com 0,5% de FeSi75A.....	- 92
4.16	Curva da/dN x ΔK do ferro não ligado com 0,7% de FeSi75A.....	- 93
4.17	Curva da/dN x ΔK do ferro não ligado com 0,9% de FeSi75A.....	- 94

4.18	Curva da/dN x ΔK do ferro não ligado com variação do FeSi75A.....	- 95
4.19	Fractografia de superfície de fratura do ferro não ligado com 0,5% de FeSi75A.....	- 96
4.20	Fractografia de superfície de fratura do ferro não ligado com 0,7% de FeSi75A.....	- 97
4.21	Fractografia de superfície de fratura do ferro não ligado com 0,9% de FeSi75A.....	- 98
4.22	Curva da/dN x ΔK do ferro ligado com 0,5% de FeSi75A.....	- 101
4.23	Curva da/dN x ΔK do ferro ligado com 0,7% de FeSi75A.....	- 102
4.24	Curva da/dN x ΔK do ferro ligado com 0,9% de FeSi75A.....	- 103
4.25	Curva da/dN x ΔK dos ferros ligados com variação do FeSi75A.....	- 104
4.26	Fractografia da superfície de fratura do ferro ligado com 0,5% de FeSi75A.....	- 105
4.27	Fractografia da superfície de fratura do ferro ligado com 0,7% de FeSi75A.....	- 106
4.28	Fractografia da superfície de fratura do ferro ligado com 0,9% de FeSi75A.....	- 107
4.29	Curva da/dN x ΔK dos ferros fundidos estudados com variação de FeSi75A.....	- 109
4.30	Curva da/dN x ΔK dos ferros fundidos estudados ligados com variação de FeSi75A e não ligados com variação de FeSi75A.....	- 111
4.31	Curva da/dN x ΔK dos ferros fundidos não ligados e ligados com variações de FeSi75A.....	- 112
4.32	Curva da/dN x ΔK para todos os ferros fundidos estudados.....	- 114
4.33	Superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares com 0,5% de FeSi75A.....	- 117
4.33 -	Idem (Continuação).....	- 118
4.34	Superfície de fratura dos ferros fundidos com 0,7% de FeSi75.....	- 119
4.34 -	Idem (Continuação).....	- 120
4.35	Superfície de fratura dos ferros fundidos com 0,9% de FeSi75A.....	- 121
4.35 -	Idem (Continuação).....	- 122

- 4.36 - Detalhe ampliado da superfície de fratura do ferro fundido nodular com
0,5% de FeSi75A..... - 123
- 4.37 - Superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado..... - 124
- 4.38 - Superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado..... - 124

Nº	DESCRIÇÃO	Pág.
3.1	Análise Química realizada nos ferros fundidos nodulares.....	- 55
3.2	Composição da carga.....	- 56
3.3	Propriedades mecânicas de tração dos corpos de prova no estado bruto de fusão ligado ao molibdênio (Mo) e sem esse elemento de liga.....	- 58
3.4	Dimensões dos corpos de prova de fadiga.....	- 64
3.5	Nodularidade e grau de nodularidade das ligas.....	- 78
4.2	Propriedades mecânicas de tração e dureza das ligas estudadas.....	- 86
4.3	Parâmetros da Equação de Paris.....	- 88

SIMBOLOGIA

- K⇒ Fator de Intensidade de Tensão.
 MFLE. ⇒ Mecânica da Fratura Linear Elástica.
 σ⇒ Tensão.
 $\sigma_{\text{máx}}$⇒ Tensão Máxima.
 $\sigma_{\text{mín}}$⇒ Tensão Mínima.
 σ_{yy}⇒ Tensão na Direção do Eixo Y.
 σ_{xx}⇒ Tensão na Direção do Eixo X.
 θ⇒ Ângulo das Coordenadas de Tensões na Ponta da Trinca.
 σ_y⇒ Tensão de Escoamento.
 σ_R⇒ Tensão de Ruptura.
 K_C⇒ Tenacidade à Fratura no Estado Plano de Tensão.
 K_{IC}⇒ Tenacidade à Fratura no Estado Plano de Deformação.
 EPT.....⇒ Estado Plano de Tensão.
 EPD.....⇒ Estado Plano de Deformação.
 ASTM....⇒ American Society for Testing and Materials.
 τ⇒ Tensão de Cisalhamento.
 G⇒ Taxa de Liberação de Energia Elástica.
 σ_{ced}⇒ Tensão de Cedência.
 a⇒ Comprimento da Trinca.
 a_n⇒ Comprimento entre o Furo do Corpo de Prova à Ponta do Entalhe.
 L⇒ Altura do Corpo de Prova.
 d_0b_1⇒ Distância da Extremidade do Furo à Extremidade Maior do CP.
 d_0b_2⇒ Distância da Extremidade do Furo à Extremidade Menor do CP.
 A⇒ Diâmetro do Furo do Corpo de Prova.
 m e C⇒ Parâmetros da Equação de Paris.
 Y⇒ Parâmetro Adimensional, Função da Geometria do Corpo de Prova.
 ΔP⇒ Amplitude de Carregamento.
 $P_{\text{máx}}$⇒ Carga Máxima.

- P_{\min}⇒ Carga Mínima.
- $P_{\text{méd}}$⇒ Carga Média.
- $\Delta\sigma$⇒ Amplitude Mínima de Tensão em que a Trinca se Propaga.
- ΔK⇒ Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão.
- ΔK_{th}⇒ Limiar da Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão (não há crescimento de trinca).
- ΔK_o⇒ Valor da Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão Aparente, Superior Próximo a ΔK_{th} .
- $K_{\text{máx}}$⇒ Valor Máximo do Fator de Intensidade de Tensão.
- $K_{\text{mín}}$⇒ Valor Mínimo do Fator de Intensidade de Tensão.
- $K_{\text{máxL}}$⇒ Valor Máximo do Fator de Intensidade de Tensão Linear.
- R⇒ Razão de Tensão.
- B⇒ Espessura do Corpo de Prova.
- N⇒ N^o de Ciclos.
- K⇒ Kelvin.
- °C.....⇒ Graus Centígrados.
- W⇒ Comprimento do Corpo de Prova.
- α⇒ Razão de Dimensionamento dos Corpos de Prova.
- CE⇒ Carbono Equivalente.
- Kg⇒ Kilograma.
- Kgf⇒ Kilograma Força.
- mm⇒ Milímetro.
- D_o⇒ Diâmetro Inicial do Corpo de Prova de Tração.
- A_o⇒ Área Inicial do Corpo de Prova de Tração.
- L_o⇒ Comprimento Inicial do Corpo de Prova de Tração.
- L_f⇒ Comprimento final do Corpo de Prova de Tração.
- F_s⇒ Força Aplicada no Escoamento do Corpo de Prova.
- $F_{\text{máx}}$⇒ Força Máxima na Ruptura do Corpo de Prova de Tração.
- δ⇒ Elongação do Corpo de Prova de Tração.
- $DesPad$⇒ Desvio Padrão.
- $DPBor$⇒ Desvio Padrão da Contagem de Nódulos de Grafita nas Bordas da Amostra.
- $DPCen$⇒ Desvio Padrão da Contagem de Nódulos de Grafita no Centro da Amostra.
- $DPMé$⇒ Desvio Padrão Médio da Contagem de Nódulos de Grafita das Amostras.
- CT⇒ Compact Tension.
- CP⇒ Corpo de Prova.

ABSTRACT

Austempered ductile cast irons have waked to a great interest. The possibility of an excellent combination of toughness and fatigue strength makes this material very attractive. In this work the fatigue crack growth resistance of two austempered ductile cast irons was determined: molybdenum alloyed nodular cast iron (0.2% Mo) and another unalloyed iron. Both austempered ductile cast irons were inoculate with 0.5, 0.7 and 0.9% FeSi75A. The fatigue tests were carried in room temperature, ambient atmosphere and in a servohydraulic Material Test System (MTS 810) test machine under load control mode. The load ratio, R , was kept constant at 0.10. The results obtained showed that the unalloyed austempered ductile cast iron, for all situations and independent of FeSi75A content, always presented the most fatigue crack growth resistance. This behavior was explained with basis in the silicon effect, present within inoculante, on the microstructure characteristics to the ausferritic matrix.

The fracture surfaces presented a mixed mechanism fracture with a flat fracture, cleavage-like regions within which regular parallel arrest lines were observed.

CAPÍTULO 1

1 INTRODUÇÃO

Em épocas passadas, projetos de engenharia que envolvessem estruturas ou componentes de máquinas, eram dimensionados pela carga que suportariam com segurança uma seção tomada. Para isso eram estudadas e calculadas as tensões que deveriam atuar nessa seção com valores abaixo da tensão de escoamento do material.

Entretanto, com a evolução tecnológica os engenheiros projetistas passaram a elaborar projetos com mais complexidade, evidentemente para atender as exigências do mercado competitivo que buscava a modernização do produto. O setor de engenharia então sentiu-se na obrigação de conhecer melhor o comportamento dos materiais que eram submetidos a carregamentos diversos.

A descoberta de que concentradores de tensões em materiais metálicos causam a iniciação de trincas e que podem oferecer condições favoráveis de propagação e de fratura, já foi um avanço significativo nos estudos, tanto que, logo depois deu-se início ao estudo da Mecânica da Fratura Linear Elástica.

Após alguns anos de pesquisas, verificou-se que cargas aplicadas à estruturas ou a componentes de máquinas com variações de intensidade e de forma repetida, levavam à fratura das peças, mesmo sendo essas cargas inferiores as que eram suportadas pelo material em carregamento estático. A esse fenômeno de fratura progressiva do material, chamou-se de *Fadiga dos Materiais*.

A fadiga de um material é definida como um fenômeno de enfraquecimento progressivo desse material quando este está submetido a cargas dinâmicas ou repetidas. Sabe-se que é a causa de 80 a 90% de todas as ruínas de peças ou estruturas submetidas a esforços mecânicos e que trabalham à temperatura ambiente, Branco et al. [1].

Somados a alguns conhecimentos da Mecânica da Fratura Linear Elástica, essas fraturas por fadiga dos materiais, nortearam os estudos da mecânica da fratura para o aprofundamento sistemático da *Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga*.

As primeiras rupturas por fadiga que tiveram certa importância econômica começaram a ser estudadas em meados do século passado pelo engenheiro alemão Wohler, Branco et al. [1] e Branco [2]. É evidente que antes dessa época muitas outras rupturas por fadiga já tinham sido verificadas.

Apesar desse avanço, ainda não se evidenciavam as falhas preexistentes no material, geradoras de concentrações de tensões em suas vizinhanças e causadoras da iniciação de trinca por fadiga.

São vários os fatores que combinados influenciam no comportamento à propagação da trinca por fadiga dos materiais, exigindo portanto, investigações específicas para cada material.

Hoje, à luz do conhecimento da causa e efeito da trinca, o emprego da Mecânica da Fratura Linear Elástica no estudo da fadiga assegura confiabilidade e segurança na utilização de diversos materiais, quando submetidos a projetos de esforços diversos.

O nosso trabalho tem como objetivo geral investigar o comportamento do ferro fundido nodular austemperado quanto a propagação de trinca por fadiga, cujos elementos principais de variação são o molibdênio (Mo) e o teor do inoculante FeSi75A. Como objetivos específicos apresentamos os seguintes:

1º – Investigar a resistência à propagação de trincas por fadiga de dois ferros fundidos nodulares austemperados: um ligado ao molibdênio (Mo) e o outro não ligado, para diferentes valores percentuais do inoculante FeSi75A;

2º – Identificar os micromecanismos atuantes na propagação de trincas por fadiga para as ligas citadas e,

3º – Investigar a relação entre a distribuição e homogeneidade de grafita esferoidal nos dois ferros fundidos nodulares austemperados com a resistência à fadiga.

O ferro fundido nodular austemperado é um novo material em desenvolvimento na Engenharia Metalúrgica e de Materiais, tendo despertado grande interesse principalmente na substituição de peças de aço fundido ou forjado, com redução do custo final em várias aplicações. Este material apresenta excelente combinação de propriedades como sendo: tenacidade, resistência à tração, ao desgaste, ao impacto e, especialmente à fadiga. Essas propriedades são resultados de um tratamento térmico especial (austêmpera) aplicado ao ferro nodular bruto de fusão, Bao e Steinbrech [3] e Allen [4].

Em razão disso, esse material tem uma grande aplicação, principalmente no setor automotivo, na fabricação de componentes sujeitos a carregamento cíclicos como engrenagens, coroas, pinhões, molas, eixos de transmissão, eixos traseiro para pequenos

veículos e para diversos tipos de caminhões, Venugopalan e Alagarsamy [5], Bartosiewicz [10], John [17], Fuoco e Ortiz [19].

As principais vantagens constatadas deste material em relação às de aço forjado são: excelente usinabilidade, com evidências acentuadas antes do tratamento térmico de austêmpera; melhor qualidade de acabamento; excelente resistência ao desgaste; bom amortecedor de vibrações; resistência ao impacto e operacionalidade como menores níveis de ruído. Apresenta um limite de resistência à tração entre 1200 a 1500MPa, Venugopalan e Alagarsamy [5] e Santos e Branco [20].

O ferro fundido nodular austemperado quando sujeito à tensões cíclicas sofre ruptura por fadiga, apresentando um limite de resistência que depende da formação microestrutural e da morfologia da grafita, Santos e Branco [20].

Essa resistência à fadiga está relacionada ao tipo e à intensidade da carga como também ao número de ciclos aplicado, Santos e Branco [20]. No entanto, deve-se ressaltar que partes da peça que atuam como pontos de concentração de tensões, como entalhes e furos, por exemplo, diminuem significativamente essa propriedade. Outros defeitos microestruturais gerados durante o processo de fusão e solidificação ou por influência de elementos de segregação, também podem atuar como concentradores de tensões, provocando a iniciação de microtrincas o que leva a redução da resistência à fadiga, Branco et al. [1] e Santos e Branco [20].

Os nódulos de grafita que compõem a microestrutura do ferro fundido nodular austemperado tem efeito mecânico de inibir a propagação da trinca de fadiga. A sua morfologia exerce grande influência na propriedade de resistência à fadiga do ferro nodular, Nanstad et al. [6-7] e Santos e Branco [20].

A grafita esferoidal tende minimizar ou até eliminar o efeito da concentração de tensões na ponta da trinca onde se localiza a zona plástica cíclica, reduzindo localmente a taxa de crescimento, Santos e Branco [20].

Para a obtenção deste ferro fundido nodular austemperado introduz-se ao banho metálico um elemento de nodulização. Esse elemento nodulizante que se usa desde o desenvolvimento do ferro fundido nodular até hoje, tem sido o magnésio (Mg) como o principal, tanto por razões econômicas como pela consistência dos resultados obtidos, apesar de apresentar um baixo rendimento por decorrência da violenta reação que ele produz com o metal líquido. Outros também são usados, como os metais de terras-raras, que são constituídos de uma combinação de elementos, cuja composição varia de acordo com a origem mineral e o processo de extração e de refino. Os principais nodulizantes comumente empregados são: NiMg, CuMg, FeSiMg, NiFeMg e FeSiCaMg, Santos e Branco [20], Machado [35], Baumer e Guedes [37].

Além do que, para se obter a grafita na forma mais esferoidal possível é necessário que se adicione o magnésio ao metal líquido sob condições técnicas apropriadas de nodulização.

Por outro lado, a quantidade de nódulos formados, não depende somente do teor do nodulizante, mas também da aplicação correta de um processo de nodulização associado a uma inoculação de bons elementos grafitizantes.

Essa inoculação consiste na adição ao banho metálico de compostos grafitizantes, geralmente ricos em silício, momento antes do vazamento. Assim, este processo tem o efeito de aumentar o poder nucleante do metal líquido, minimizando a tendência à formação de ferro fundido branco.

Um grande número de inoculante de função grafitizante é utilizado na elaboração dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, porém o mais utilizado é ainda o FeSi75A.

Como não é possível obter uma uniformidade da morfologia e uma homogênea distribuição da grafita no ferro fundido nodular, mesmo que se adote todos os critérios técnicos no processo de obtenção, a grafita foi classificada segundo Seabra et al. [48] quanto a forma, tamanho e distribuição. Foram assim codificadas: a forma por números romanos (de I a VI), a distribuição por letras maiúsculas do nosso alfabeto (de A a E) e o tamanho por algarismos árabes (de 1 a 8). Destas decorrem as várias propriedades mecânicas do ferro fundido nodular.

Mediante essa classificação, conceituou-se de *nodularidade* a quantidade de grafita esferoidal ou nodular das formas V e VI por unidade de área ou por unidade de volume e de *grau de nodularidade* a proporção existente entre o número de partículas de grafita das formas V e VI e o número total de partículas de grafita no ferro fundido nodular, Seabra et al. [48].

A possibilidade de não formação e distribuição homogênea da grafita durante a solidificação do metal líquido pode ser influenciada pelos elementos de liga. Estes causam efeito nas características de formação da matriz, produzindo a formação de diferentes microestruturas, principalmente ao redor das células eutéticas onde alguns desses elementos segregam em forma de carbonetos. A distribuição destes elementos de segregação na matriz depende da quantidade de nódulos formados, Stefanescu et al. [49].

A formação da microestrutura bainítica ou ausferrítica no ferro fundido nodular austemperado, é resultante da ação do elemento de liga molibdênio (Mo), que provoca o efeito de separar as áreas das reações perlítica e bainítica.

Geralmente a matriz do ferro fundido austemperado consiste de bainita fina ou ausferrita, austenita retida e carbonetos finamente distribuídos. Grande volume de ausferrita ou de ferrita acicular associada a uma certa quantidade de austenita retida na matriz, promovem uma elevação acentuada da resistência à fadiga do ferro fundido nodular, Bahmani e Varahram [50] e Putatunda [51]. Além destes elementos constituintes da microestrutura, o ferro fundido nodular austemperado com resistência máxima à fadiga, não deveria ter carbonetos intercelulares nem defeitos microestruturais que são formadores de micro trincas de fadiga.

Além desses microconstituintes da matriz a grafita é um dos elementos dos ferros fundidos nodulares austemperados que efetivamente promove influência nas propriedades mecânicas, sendo a morfologia uma variável superior à quantidade, Bartosiewicz et al. [52].

CAPÍTULO 2

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

A necessidade de se utilizar na engenharia estruturas e componentes sujeitos a esforços mecânicos diversos, motivou o estudo da Mecânica da Fratura, cuja evolução tem prosseguido até os nossos dias.

Enquanto nos tradicionais critérios de dimensionamento era usado o valor da tensão de escoamento dividido por um coeficiente de segurança para limitar a tensão máxima a ser aplicada em seções críticas de componentes ou estruturas, nos projetos de maior sofisticação, como também em razão de economia, criou-se a necessidade de melhorar a

compreensão do comportamento dos materiais nas mais diversas condições de serviço e, em particular, em casos de fratura por fadiga.

Sabe-se que desde meados do século passado que fraturas podem ocorrer em situações de baixa tensão nominal, em componentes sujeitos à cargas que variam ciclicamente e que essas fraturas ocorrem, comumente, numa mudança de seção ou na vizinhança de um entalhe. Este fenômeno recebeu a denominação de fadiga de materiais, Allen [4].

Em verdade, na prática encontra-se uma enorme diversidade de situações caracterizadas por cargas aplicadas bruscamente ou lentamente, cíclicas ou estaticamente, em ambientes corrosivos ou não sob diferentes temperaturas de serviço, constantes ou variáveis, que podem alterar as propriedades dos materiais.

O processo de fabricação utilizado na obtenção do material também é um fator importante na determinação das propriedades deste material.

A mecânica dos materiais procura obter relações entre forças internas, deformações e esforços externos aplicados ao corpo, utilizando-se do princípio básico de equilíbrio. Este princípio considera somente os materiais contínuos, homogêneos e isotrópicos, os quais constituem a grande maioria dos materiais utilizados na indústria.

A fratura de materiais utilizados em engenharia e em particular a dos materiais metálicos, vem sendo estudada intensamente por muitos pesquisadores da área do comportamento mecânico dos materiais, especialmente em aplicações cujo risco de fratura pode ser particularmente grave, como é o caso das indústrias aeronáutica, aeroespacial, militar e de plataformas marítimas, Allen et al. [4] e Venugopalan e Alagarsamy [5].

A fratura de um material submetido a solicitações estáticas ou monotônicas pode ser frágil ou dúctil. Com relação a morfologia da fratura, a peça fraturada de forma dúctil

apresenta um aspecto fibroso, enquanto que a fratura frágil revela uma superfície brilhante e regular.

Pode-se assegurar que a fratura frágil de materiais metálicos ocorre comumente em estados triaxiais de tensões de tração, em taxas de aplicação de cargas elevadas e é favorecida por baixas temperaturas de trabalho, Branco [2] e Allen et al. [4].

O Fator de Intensidade de Tensão “ K ”, da Mecânica da Fratura Linear Elástica – MFLE, constitui-se num elemento essencial para a definição do campo de tensões numa região próxima à frente de um defeito, como por exemplo, na ponta de uma trinca, cujo valor dependerá do modo e do tipo de carregamento aplicado ao componente e da geometria deste. É utilizado universalmente na solução de problemas de fadiga de alto ciclo, Branco [2], Allen et al. [4] e Venugopalan e Alagarsamy [5].

Geralmente define-se três modos diferentes para abertura de uma trinca, em função do carregamento aplicado, conforme pode ser visto na Figura 2.1.

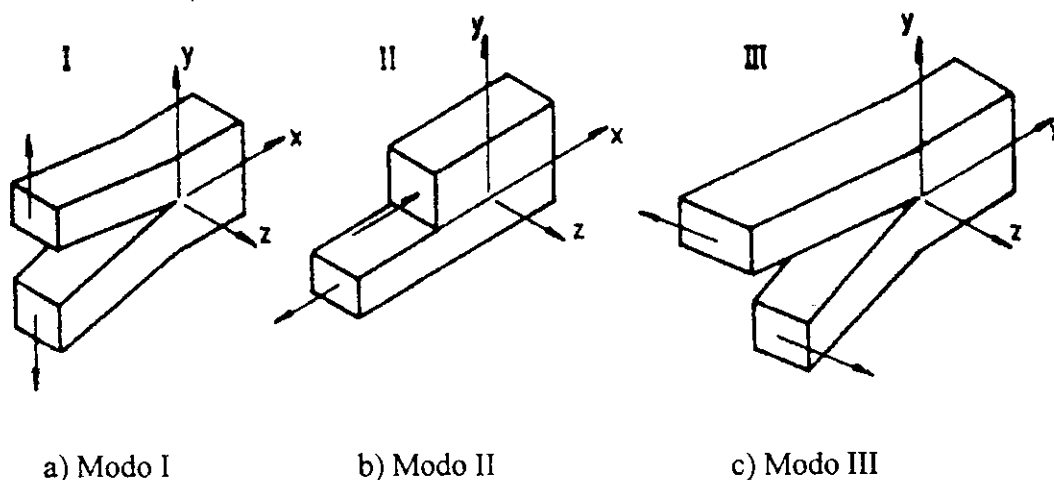


Figura 2.1 – Os três modos diferentes de carregamento e abertura de uma trinca, [2].

No **Modo I**, exemplificado na Figura 2.1(a), a trinca abre-se provocada por uma força de tração perpendicular ao plano no qual a trinca está assentada. Representa um carregamento em tração na direção “Y”, fazendo com que as superfícies da trinca assim solicitadas, afastem-se uma da outra numa direção perpendicular ao plano e em sentidos opostos.

No **Modo II**, que é visto na Figura 2.1(b), as superfícies da trinca sofrem deslizamento uma sobre a outra mediante uma força de cisalhamento puro, em sentidos opostos, porém em direção perpendicular à frente da trinca.

No **Modo III**, representado pela Figura 2.1(c), a força cisalhante atua no plano da trinca provocando o deslizamento das superfícies uma sobre a outra em uma direção paralela à frente da trinca.

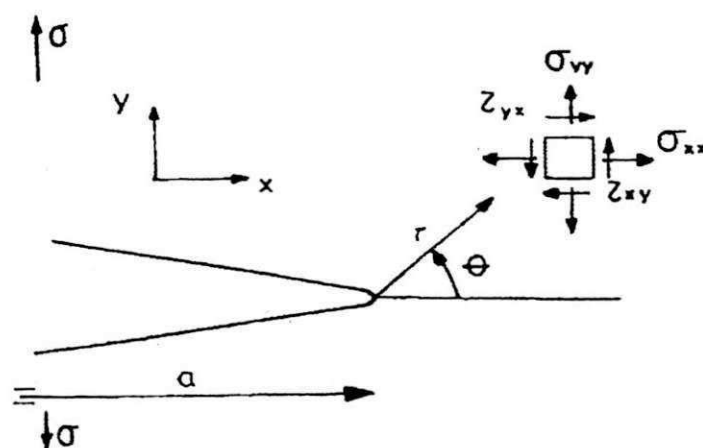


Figura 2.2 – Sistema de coordenadas e tensões numa trinca de comprimento a , [2].

A Figura 2.2 representa uma trinca localizada num sólido linear elástico, solicitada no modo I por uma tensão de tração “ σ ”. Através da teoria da elasticidade pode-se calcular

as tensões próximas à extremidade da trinca, levando-se em consideração as coordenadas polares θ e r .

O fator de intensidade de tensão controla a intensidade do campo de tensão na extremidade da trinca, não dependendo das coordenadas θ e r .

O modo I de carregamento é o de maior importância prática dentre os demais. Por isso, recorre-se sempre a ele para resolver problemas relacionados à distribuição de tensões na vizinhança da extremidade da trinca. Observa-se valores diferentes do Fator de Intensidade de Tensão - "K" em função da espessura da peça testada. Este fato garante duas situações diferentes, no que diz respeito às tensões: O Estado Plano de Tensão - EPT, que se verifica geralmente em peças de pequenas espessuras, caracterizado por uma inclinação do plano de propagação da trinca em 45° com relação ao eixo de aplicação da carga, e o Estado Plano de Deformação - EPD, que é visto em peças de espessuras maiores, nas quais a trinca propaga-se com mais velocidade e num plano normal à tensão aplicada. O Estado Plano de Deformação caracteriza-se por tensões nas três direções - x , y e z - e deformações em duas direções - x e y .

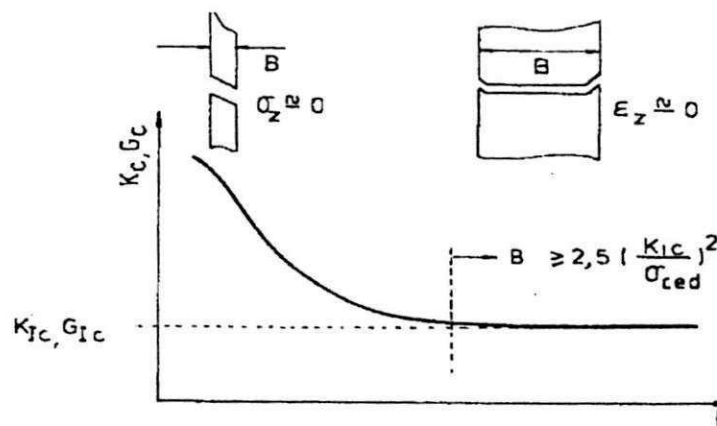


Figura 2.3 – Estados de tensão (EPT e EPD) e tenacidade à fratura em função da espessura, [1].

A Figura 2.3 ilustra as situações do EPT e EPD influenciadas pelo efeito da espessura, no valor da tenacidade à fratura " K_c ".

Portanto, no caso geral para o **Modo I** tem-se:

$$K = Y\sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

onde:

Y = função adimensional da geometria, do tamanho da trinca e da distribuição de carga;

σ = tensão nominal perpendicular ao plano da trinca e

a = comprimento da trinca.

O conhecimento do parâmetro K_{Ic} ou K_c é de importância fundamental para uma seleção adequada de materiais em termos de resistência à trinca, Nanstad et al. [6-7].

Portanto, na elaboração de projetos que exijam a utilização de peças ou estruturas de responsabilidade, deve-se levar em consideração a possibilidade da existência de defeitos, pois estes constituem pontos de concentração de tensões que, certamente, alteram de forma significativa as condições de serviço.

O valor de K_c em condições de deformação plana é normalmente designado por K_{Ic} e é uma característica intrínseca do material, independente da geometria.

Os primeiros estudos sobre a fadiga dos materiais se deram em meados do século passado pelo engenheiro alemão Wohler, ao saber que a causa maior das ruínas de peças e estruturas, eram oriundas das solicitações dinâmicas. A ênfase de suas pesquisas, especialmente no período da revolução industrial quando surgiram as primeiras máquinas, buscava a descoberta dos mecanismos que causavam ou que propiciavam a nucleação de trincas.

Em estudos realizados em peças sem defeitos (sem concentradores de tensões) observou-se que o tempo gasto para iniciar a trinca é aproximadamente 90% do tempo total

que a peça levaria para se romper por fadiga. Esse tempo corresponde também a um valor igual em número de ciclos, Nanstad et al. [7].

Por outro lado, em diversas peças fraturadas observou-se a presença de defeitos mecânicos como, entalhes, furos, filetes de rosca, etc., tidos como elementos concentradores de tensões na literatura da Mecânica da Fratura, os quais propiciavam uma rápida nucleação e propagação de trincas por fadiga.

Assim sendo, passou-se a aceitar que o processo de fadiga inicia em pequenas áreas, em vez de ser em toda a peça ou estrutura. Nestas áreas, localizadas e analisadas praticamente em todas as peças, ficou comprovado a existência de defeitos de origem geométrica ou estrutural (concentradores de tensões). A ruptura por fadiga é provocada pela nucleação ou iniciação da trinca que se propaga de forma mais ou menos lenta em peças submetidas a tensões cíclicas.

O estudo da propagação da trinca por fadiga foi inicialmente estudado por Paris. Paris determinou a relação existente entre a taxa de crescimento de trinca (da/dN) e a amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK), Cortie e Garret [8]. Ao plotar-se a relação $da/dN \times \Delta K$ em escala log-log, Figura 2.4, observa-se três diferentes regiões de propagação de trinca: I, II e III.

A região II é matematicamente descrita pela equação de Paris, Equação (2.2).

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (2.2)$$

onde:

$m \rightarrow$ é a inclinação da curva na região II (linear) e

$C \rightarrow$ é uma constante, cujo valor é obtido através do prolongamento da linha de regressão linear até $\Delta K = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

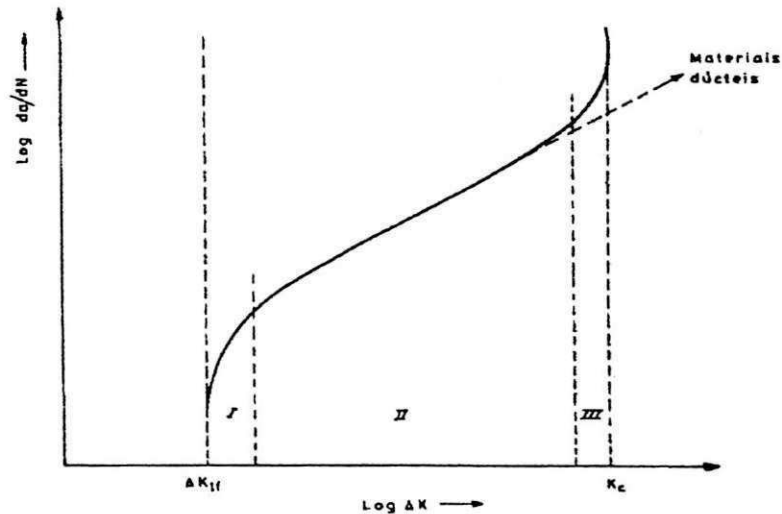


Figura 2.4 – Representação esquemática da curva $da/dN \times \Delta K$ mostrando as três regiões de propagação da trinca de fadiga, [2].

Estas três regiões serão analisadas no Sub-Capítulo seguinte.

No gráfico da Figura 2.4, pode-se identificar três regiões distintas de propagação da trinca:

Região I – Nesta região, a velocidade de crescimento da trinca depende apenas do valor de ΔK_{th} . Não haverá crescimento de trinca para $\Delta K < \Delta K_{th}$ e, para ΔK sensivelmente maior que ΔK_{th} , o crescimento dar-se-á à velocidade muito pequena, ou seja, à taxas inferiores a 10^{-7} mm/ciclo, Jen et al. [9].

Região II – Nesta região, descreve-se o comportamento linear da relação $da/dN \propto \Delta K$ regido pela lei de Paris (Equação 2.2). Esta região é tida como a principal da curva para efeito de análise de propagação de trinca por fadiga dos materiais.

Região III – Nesta região, a taxa de propagação da trinca por fadiga é bastante acentuada, o que contribui para abreviar o colapso do corpo de prova. É uma fase na qual o valor de ΔK é máximo e se aproxima de ΔK_{Ic} ou ΔK_c . No entanto, é uma região da curva que não se dá muita importância quando se deseja analisar o comportamento da trinca por fadiga. Somente importa conhecer em que comprimento da trinca se inicia este processo para poder evitá-lo.

De acordo com a mecânica da fratura, a taxa de crescimento da trinca é mais rápida para trincas maiores, Jen et al. [9].

2.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA

2.2.1 Região I de Propagação

Nesta região, a velocidade de propagação da trinca depende efetivamente de um valor limite da Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão ΔK , abaixo do qual ou não há crescimento ou este crescimento se dá à taxas inferiores a 10^{-7} mm/ciclo. Esse valor de ΔK é denominado de limiar de propagação da trinca, ΔK_{th} , cujo valor pode ser determinado utilizando-se de várias técnicas experimentais, Bartosiewicz et al. [10] e ASTM E 647-91, [11].

O valor de ΔK igual ou pouco superior ao ΔK_{th} , propicia o crescimento da trinca ainda à taxas muito baixas. O ΔK_{th} é um parâmetro cujo valor depende das propriedades de cada material, pois está intrinsecamente ligado a microestrutura, Allen et al. [4], Nanstad et al. [6], ASTM E 647-91 [11] e Maddox et al. [12].

O ΔK_{th} é uma propriedade do material que geralmente considera-se independente do comprimento da trinca para qual foi determinado.

Para as condições de propagação, a equação que define o ΔK_{th} é escrita:

$$\Delta\sigma_p = \Delta K_{th} / Y\sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$

onde, $\Delta\sigma_p$ é a amplitude mínima da tensão capaz de fazer propagar a trinca com comprimento inicial a . Esta equação só é válida se o material for homogêneo e contínuo e se a propagação da trinca se der num campo de tensões elásticas.

Ainda nesta região, a propagação de trinca é geralmente transgranular e descontínua, rompendo os próprios grãos numa zona plástica de dimensões muito reduzidas, inferior ao tamanho de grão, conforme pode ser visto na Figura 2.5. O mecanismo de propagação dependerá das propriedades elásticas dos constituintes do grão e o crescimento na ponta da trinca passa a ser localizado.

A caracterização das condições limiars (ΔK_{th}) de propagação de uma trinca na zona plástica de um entalhe, tem merecido a melhor atenção de muitos investigadores. Em trabalho recente, verificou-se que a velocidade de crescimento da trinca nesta região pode sofrer influência das tensões de compressão induzida por deformação elástica do resto do material não deformado plasticamente na ponta da trinca. Deste modo, a propagação torna-

se mais lenta à medida que a trinca vai avançando no interior da zona plástica porque as tensões de compressão aumentam também. Então, para a trinca se propagar é necessário uma tensão mais elevada ou que o valor de ΔK exceda ΔK_{th} .

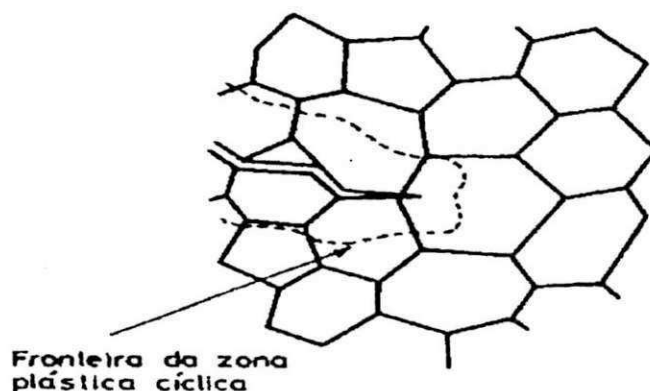


Figura 2.5 – Propagação de trinca e região de deformação plástica no regime I, [1].

O acabamento superficial influencia grandemente a resistência à fadiga. Peças produzidas com polimento adequado e baixa rugosidade apresentam uma elevada resistência à fadiga, Branco et al. [1], Branco [2], Allen et al. [4] e Maddox et al. [12].

A taxa de crescimento da trinca não é afetada significativamente pela frequência de carga e pelo carregamento (forma de onda) no regime I, o limiar de propagação ΔK_{th} , Allen et al. [4].

2.2.2 Região II de Propagação

Nesta região, a taxa de velocidade de propagação da trinca é em geral constante com a Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão, enquanto que na região III, ocorre

uma aceleração significativa quando o $K_{m\acute{a}x}$ se aproxima de K_{Ic} ou K_c , Bartosiewicz [10] e Maddox et al. [12].

A velocidade de propagação da trinca é alterada com o histórico do carregamento. Quando se discute o efeito da história de carga na propagação de trinca de fadiga, consideram-se dois tipos de comportamentos conforme pode ser visto na Figura 2.6.

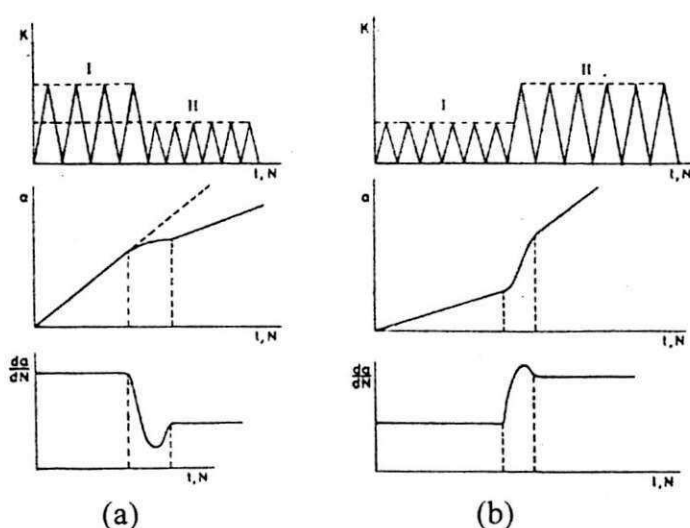


Figura 2.6 – Influência da história de carga na propagação da trinca, [1].

Na Figura 2.6(a), observa-se uma queda no ciclo de cargas que provoca uma redução no fator de intensidade de tensão e um decréscimo na velocidade de propagação da trinca. Na Figura 2.6(b), inverte-se a ordem de aplicação dos blocos de valores da carga, havendo agora uma aceleração no crescimento da trinca de fadiga. Portanto, em qualquer um dos casos verificam-se alterações na curva de propagação da trinca.

Ainda na região II, a trinca desenvolve seu crescimento numa faixa relativamente grande de valores de ΔK que varia entre um pouco acima do ΔK_{th} até as proximidades de ΔK_c .

Quando o $K_{m\acute{a}x}$ aplicado alcança o K_c ou K_{Ic} , o crescimento da trinca está a uma taxa extremamente elevada e o corpo de prova entra em instabilidade.

Esta região II, é considerada pelo estudo da fratura por fadiga como a mais importante, pois envolve taxas de crescimento de trinca entre 10^{-8} e 10^{-6} m/ciclo. Muitos pesquisadores procuram aprofundar suas pesquisas nessa região, pois ela representa uma parcela significativa da vida útil de peças e estruturas em processo de cargas cíclicas. O estudo e análise do comportamento dos materiais nesta faixa de crescimento da trinca são muito valiosos.

A propagação da trinca na região II dá-se perpendicularmente à tensão principal máxima aplicada que provoca um encurvamento plástico na ponta da trinca. Esta situação caracteriza o início do ciclo de carregamento, ou seja, o instante em que a tensão de tração é máxima, conforme pode ser visto na Figura 2.7.

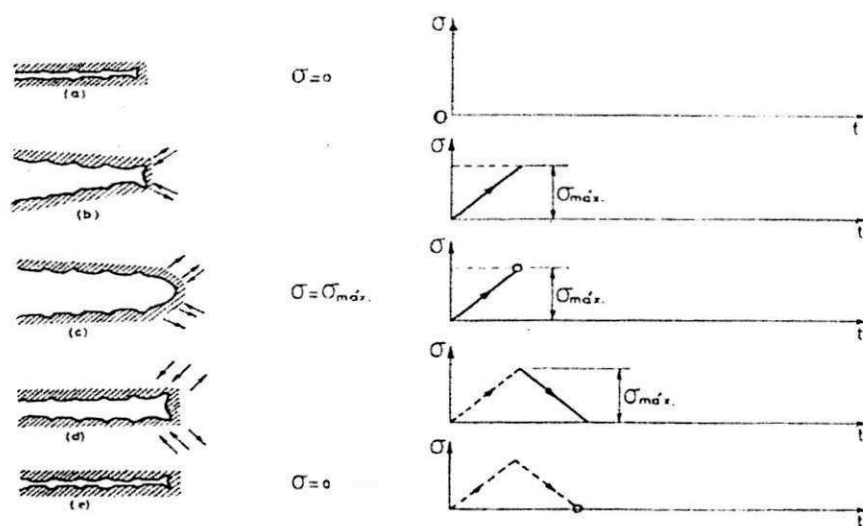


Figura 2.7 – Representação esquemática de propagação da trinca de fadiga em um ciclo de carregamento na região II, [1].

A figura acima descreve que, quando é aplicada uma carga de tração, ocorre escorregamento de planos, formando ângulos de 45° com a superfície da trinca, dos quais decorre o avanço da referida trinca por deformação plástica, resultando finalmente numa conformação arredondada da ponta da trinca. Quando a tensão é aliviada, o sentido do escorregamento de planos é invertido e, por conseguinte, as faces da trinca “encostam-se” voltando à posição inicial, reiniciando o processo. Como é visto na Figura 2.7 acima, o processo de crescimento da trinca pode ser comparado com o trabalho de um fole, ao encher, cresce, Herrera et al. [13].

A superfície de fratura apresenta características de formação de rugas ou estrias, os quais descrevem fisicamente o processo de abertura e fechamento da trinca. Cada estria representa a posição sucessiva da frente da trinca de fadiga e o espaçamento entre elas pode ser igual ao crescimento da trinca em cada ciclo. No entanto, não necessariamente cada ciclo de carregamento produz uma estria.

2.2.3 Região III de Propagação

Na região III, se dá a instabilidade do material quanto ao crescimento da trinca. É uma região em que estudiosos e pesquisadores não têm ainda demonstrado interesses pelo mecanismo de propagação da trinca e suas particularidades. A fratura é rápida, a taxa de crescimento da trinca é elevada e é onde ocorre a ruptura do material.

Nesta região os valores de ΔK são elevados e o $K_{m\acute{a}x}$ tende para o K_c ou K_{Ic} do material.

O modo característico de ruptura nesta região é misto (fadiga mais ruptura elástica), havendo clivagem ou fratura dúctil (coalescimento de microcavidades) além de avanço da

trinca por estriação, Branco et al. [1] e Herrera et al. [13].

Esta região sofre influência da frequência de carga, alterando os resultados da propagação de trinca, embora a variação seja pequena porque K_c é pouco sensível à velocidade de deformação. É também grandemente influenciada pela tensão média, ou seja, aumentando a tensão média ocorre uma elevação da velocidade de propagação da trinca, promovendo a antecipação dessa região. Com isso, o $K_{máx}$ aproxima-se dos valores do Fator de Intensidade de Tensão crítico (K_c , K_{Ic}) do material, Branco et al. [1] e Herrera et al. [13].

2.3 FERRO FUNDIDO NODULAR

2.3.1 Aplicações e Obtenção

O ferro fundido nodular tem como principal característica a grafita que se apresenta em sua estrutura nas formas mostradas na Figura 1 do Anexo III, classificadas segundo a Norma Internacional ISO 945, especificação VDG-P 441 ou DIN EN-20945. Suas propriedades mecânicas melhoram à medida que os nódulos aproximam-se da forma esférica. Apresenta boas combinações de propriedades mecânicas, como de resistência à tração, ao desgaste, ao impacto e, principalmente à fadiga, embora apresente uma baixa ductilidade, Fatahalla e Hussein [14] e, Dorazil e Holzmann [15]. Estas características colocam-no numa posição intermediária entre o aço e o ferro fundido maleável, quanto ao limite de resistência à tração. O ponto de fusão é um dos mais baixo, uma melhor resistência à corrosão e ao desgaste e uma maior fluidez em relação ao aço. O processo de fundição é mais econômico, pois produz peças mais facilmente e com melhor acabamento.

Com relação ao ferro fundido maleável, o nodular leva uma vantagem expressiva quanto ao tratamento térmico, pois quando necessário é realizado em até duas horas, enquanto que o maleável gasta no mínimo vinte horas.

O grande interesse no desenvolvimento do ferro fundido nodular austemperado é substituir o aço fundido ou forjado, proporcionando a redução do custo final dos componentes em várias aplicações.

Essas vantagens apresentadas, credencia esse ferro como material adequado à fabricação de vários componentes, tais como: suportes de molas para veículos de cargas, carcaça de articulação, sapatas de freio de rodas para locomotivas, polias, porta-lâminas, implementos agrícolas, equipamentos de terraplanagem e escavação, rodas de locomotivas, rodas para correntes, peças para esteiras de tratores, virabrequins, braços-grua, coroas, pinhões, braço de direção, engrenagens, dentro outros, Guedes et al. [16] e John [17].

Nota-se o interesse também de países como a França, Alemanha Ocidental, Finlândia, Itália e China em pesquisar o ferro fundido nodular austemperado para uso em engrenagem.

Controlando-se a temperatura e a composição química, pode-se obter o ferro fundido nodular austemperado bainítico e ausferrítico em fornos elétricos e cubilôs com propriedades mecânicas elevadas.

A bainita e ausferrita são produtos de transformação da austenita entre as temperaturas de 503K a 773K (230 e 500°C), durante o processo de esfriamento contínuo ou no tratamento isotérmico de austêmpera, o que tem apresentado maior interesse industrial em razão de uma maior reprodutibilidade de resultados. Pode ser obtido também bruto de fusão com adição de elementos de liga combinados ou isolados, Guedes et al. [16] e John [17].

Além da grafita presente no ferro fundido nodular, a matriz pode ser ferrítica, perlítica, ferrítica-perlítica, martensítica, bainítica e ausferrítica. Todas estas matrizes podem ser obtidas através de tratamentos térmicos específicos como recozimento, normalização, têmpera e revenido e austêmpera. Também podem ser obtidas, embora de rara utilização, através do controle das seguintes variáveis: composição química, velocidade de resfriamento e tratamento do banho metálico, Chermant e Coster [18].

2.3.2 Processos de Inoculação e Ligas Inoculantes

Existem vários processos de se adicionar os inoculantes ao banho metálico, os quais dependem muito do processo industrial de fabricação, da composição química, do tipo e do tamanho da peça a ser fundida.

O processo para obtenção do ferro fundido nodular caracteriza-se em adicionar o inoculante somente na transferência do metal líquido para a panela de vazamento, objetivando reduzir o tempo entre a inoculação e a solidificação o que promove a redução do "fading", (tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação do metal líquido), Fuoco e Ortiz [19] e Santos e Branco [20]. É sempre feito após a nodulização. O processo mais comum é o de simples inoculação, que consiste na adição do inoculante durante a transferência do metal líquido para a panela de tratamento, Branco [2], Santos e Branco [20] e Harding et al. [21].

O processo de pós-inoculação constitui-se da realização de duas inoculações em duas panelas. É considerado pelos autores acima citados como mais eficiente que o processo de simples inoculação, dando bons resultados tais como, o aumento do grau de nucleação da ferrita e, portanto, elevando significativamente o número de nódulos, além de

melhorar a morfologia da grafita, conforme está representado no gráfico da Figura 2.8.

Pode ser interessante também efetuar a adição do inoculante na passagem da panela de vazamento para o molde ou no próprio molde. Isto deve ser feito com muito cuidado pois, caso contrário, pode-se obter péssimos resultados, em razão da dissolução incompleta e da distribuição não uniforme do inoculante, o que pode causar a formação de defeitos nas peças fundidas. Esta técnica é mais usada para a obtenção de peças finas, Fuoco e Ortiz [19], Santos e Branco [20] e Harding et al. [21].

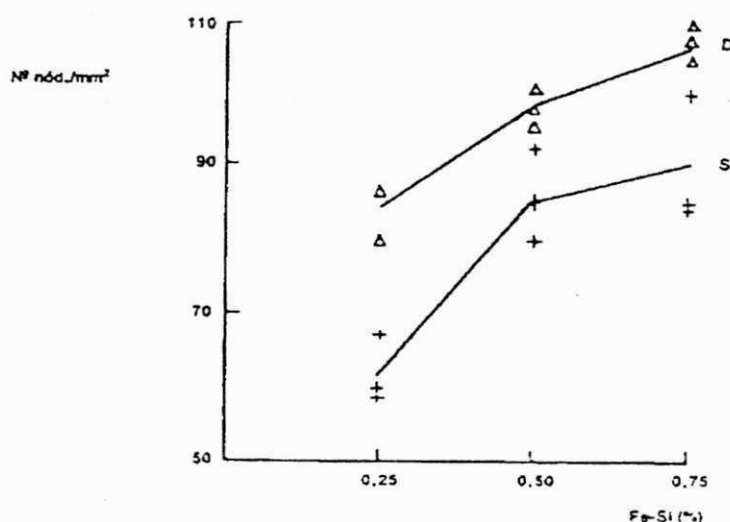


Figura 2.8 – Avaliação entre as técnicas de simples (S) e pós-inoculação (D) em termos de número de nódulos de grafita por milímetro quadrado em função da porcentagem do inoculante FeSi75, [20].

O rendimento na inoculação varia com a granulometria, temperatura de adição e densidade do inoculante.

Para a obtenção de uma melhor eficiência no processo de inoculação, com relação ao número de nódulos de grafita, recomenda-se a utilização de ligas nodulizantes à base de terra-raras “*mischmetal*”. A presença de bismuto também provoca um sensível aumento no

número de nódulos de grafita, reduzindo inclusive a quantidade de carbonetos. Em peças de pequena espessura a eficiência é aumentada quando se coloca no molde esse elemento associado ao inoculante.

Outros elementos são importantes, como o magnésio puro ou ligado, sendo que os mais importantes são: NiMg; FeNiSiMg; FeSiMgCe; NiMg e FeSiMgCe. Caso o teor a ser adicionado ao banho seja excessivo, pode ocorrer a formação de carbonetos.

Todavia, nem só da inoculação de compostos grafitizantes depende o número de nódulos de grafita, mas também do carbono equivalente (CE). Quanto mais alto o carbono equivalente, certamente maior deverá ser o número de nódulos.

2.3.2.1 Fatores que Influenciam a Inoculação

A eficiência da inoculação em ferros fundidos nodulares pode ser alterada por diversos fatores. Os mais importantes são: O carbono equivalente, os teores residuais de impurezas, temperatura de inoculação, quantidade de inoculante, estado da superfície do banho metálico, tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação, granulometria do inoculante, tipo de inoculante e técnica de inoculação.

- *Carbono Equivalente:*

O controle do carbono equivalente ($\%C + 1/3.\%Si$) em ferros fundidos tem sido discutido, considerando o parâmetro dimensional da peça, na obtenção de grafitas na forma esferoidal. Quanto maior o carbono equivalente, maior será a tendência da ação grafitizante no banho metálico, Santos e Branco [20] e Fang e Loper [22]. O teor deve ser mantido na

faixa de 4,35 e 4,40% , ou se preferir entre 4,45 a 4,55% , evitando-se a formação de carbonetos.

Para ligas hipoeutéticas é necessário usar o inoculante em quantidades bem maiores do que para ligas hipereutéticas. Na composição hipereutética ($CE > 4,3\%$) com teores de Si acima de 2,4% ($\%Si > 2,4$), a tendência grafitizante do banho aumenta, o que pode levar a um aumento também do número de nódulos de grafita.

- Teores de Impureza:

O oxigênio é considerado um dos elementos mais presentes no banho metálico. Parte desse elemento pode combinar-se com os inoculantes que são excelentes desoxidantes, não contribuindo para o aumento da nucleação.

- Temperatura de Inoculação:

A temperatura de inoculação não deve ser tão elevada para não ocorrer a destruição dos centros efetivos para a nucleação da grafita e nem muito baixa para que não venha a ocorrer a não dissolução das partículas inoculante maiores. A temperatura de inoculação recomendada está entre 1773K e 1793K (1500 e 1520°C).

- Quantidade de Inoculante:

Foi verificado o aumento da eficiência de nucleação da grafita com o acréscimo da quantidade de composto grafitizante ao banho metálico, até um certo limite, acima do qual o efeito passa a ser insignificante.

Com relação ao FeSi75 nos ferros fundidos nodulares, observa-se o acréscimo do número de nódulos com o aumento da quantidade do inoculante, especialmente para

corpos de prova com espessuras de 25mm, sendo porém menos pronunciado para espessuras menores, em razão do aumento do grau de nucleação causado pela maior velocidade de esfriamento.

- Tempo de Inoculação:

A eficiência do inoculante é diminuída com o tempo, "*fading*", o que causa o aumento do super-resfriamento e, por conseguinte, uma diminuição do número de células eutéticas na estrutura.

- Granulometria do Inoculante:

As partículas do inoculante devem ser suficientemente pequenas, entretanto, de tal forma que não se dissolvam rapidamente e grandes o bastante para não oxidarem. O inoculante FeSi75, para ligas ligeiramente hipereutéticas, deve ter o tamanho entre 0,7 e 2,8mm para a inoculação em panelas de 50Kg, Santos et al. [23].

O número de nódulos de grafita pode aumentar em função do tamanho das partículas do inoculante, notadamente para corpos de prova de ferro fundido nodular de 20mm de diâmetro.

- Técnicas de Inoculação:

Como forma de evitar o "*fading*" do inoculante tem-se empregado a técnica de pós-inoculação. Para se obter um sensível aumento do número de nódulos pode-se empregar a inoculação no molde com partículas de FeSi75 de tamanho inferior a 70 "*mesh*", ou adicionar pequenas quantidades de bismuto, 0,01 a 0,02% , em banhos tratados com "*mischmetal*".

O método muito comum empregado é o de simples inoculação, em que a adição do inoculante é feita na própria panela de nodulização, apresentando resultados satisfatórios para a fabricação de peças de espessura superior a 20mm.

- Estado da Superfície do Banho:

Os óxidos presentes nas escórias que sobrenadam a superfície do banho metálico podem reduzir a quantidade de inoculante, por oxidação do mesmo, causando por conseguinte um decréscimo no número de células eutéticas.

Antes de se processar a inoculação, é necessário efetuar-se a retirada da escória.

2.3.3 Processos de Nodulização e Ligas Nodulizantes

Em quase todos os processos, a adição de elementos nodulizantes como o Mg, Ca, Na, K, Li e Ce, com exceção das terras-raras que são aplicados sob a forma pura ou através de ligas complexas ou de escória, é feita sob pressão, Figura 2.9(a - e). O objetivo é evitar a vaporização desses elementos, principalmente o Mg, cujo ponto de ebulição encontra-se abaixo da temperatura de tratamento do metal líquido (temperatura de vaporização do Mg é 1376 K (1103°C)), Neto et al. [24].

O magnésio, sob a forma pura ou de ligas, é o elemento mais utilizado na fabricação do ferro fundido nodular, apesar de ser muito leve (densidade de 1,74 g/cm³), daí a dificuldade de introduzi-lo em um banho de metal líquido que tem densidade de 6,8 g/cm³. O magnésio tem também elevada pressão de vapor, alta reatividade, elevada formação de fumos de MgO, forte luminescência e é formador de drosses e escória, Neto et

al. [24-25]. A adição de magnésio se torna mais simples quando se utilizam ligas de alto peso específico, tais como o NiMg , NiSiMg e CuMg.

Finalmente, pode-se também utilizar sais de magnésio e óxidos de magnésio e cálcio. A Figura 2.10 apresenta algumas das possibilidades de que se dispõe para incorporação de elementos nodulizantes ao banho metálico, na produção de ferro fundido com grafita nodular, Santos e Branco [20].

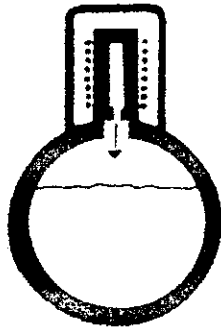


Figura 2.9(a) Vaporizador de Magnésio.

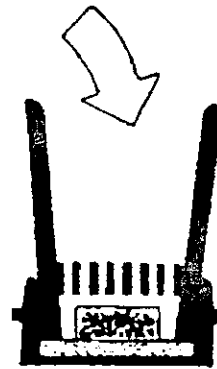


Figura2.9(b) Coque impregnado de Magnésio.

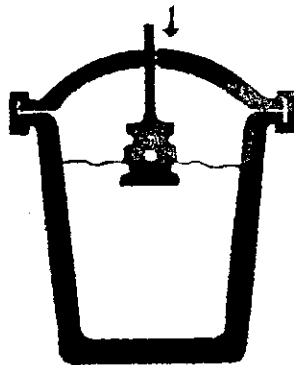


Figura 2.9(c) Panela de pressão.

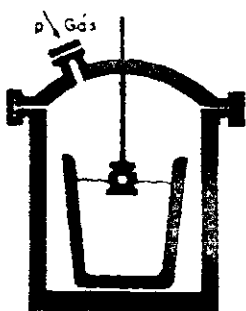


Figura 2.9(d) Câmara de pressão.

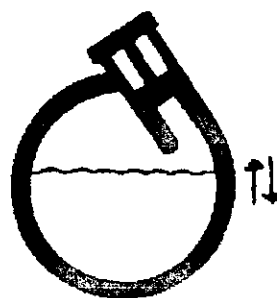


Figura 2.9(e) Conversor.

Figura 2.9 – Processos de nodulização para obtenção do ferro fundido nodular, [20].

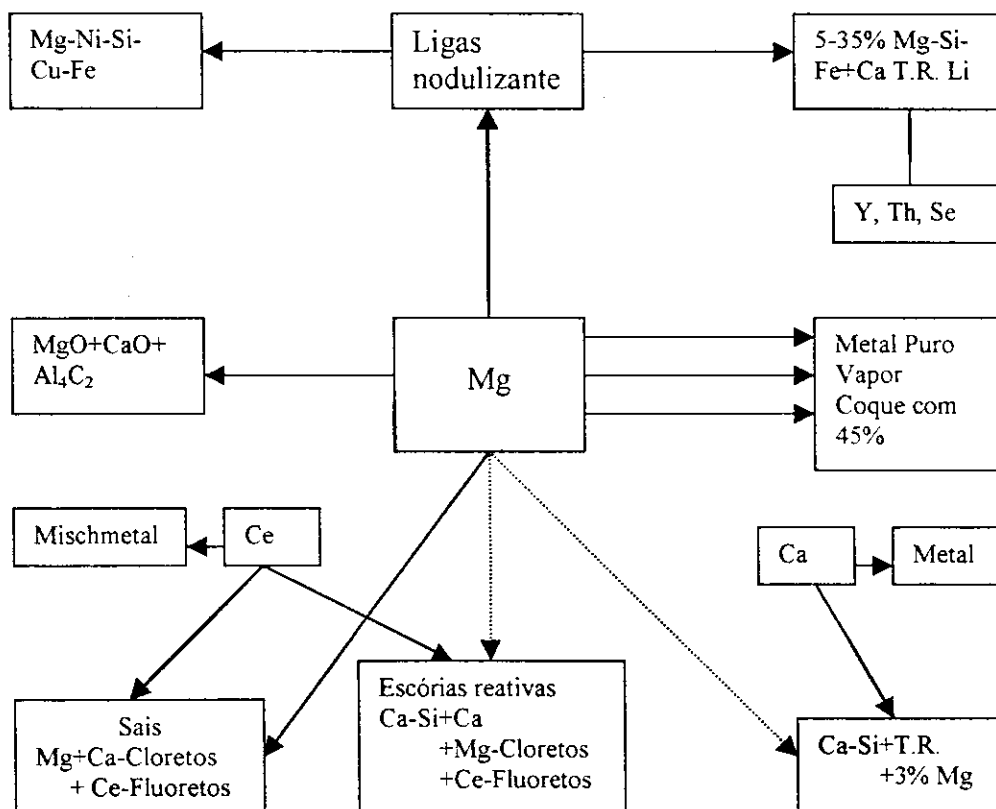


Figura 2.10 – Fluxograma dos materiais usados para produção do ferro fundido nodular, [20].

A quantidade de magnésio a ser introduzido depende do teor de enxofre, da temperatura do banho e do intervalo de tempo que separa o tratamento de inoculação para nodulização do momento de vazamento do metal líquido. A quantidade recomendada é em torno de três quartos de magnésio para um de enxofre e, se necessário, corrigindo-se em função da temperatura, Fuoco e Ortiz [19], Neto et al. [24-25].

As ligas FeSiMg são os agentes nodulizantes mais empregados na produção industrial, pois são mais econômicos, contêm geralmente teores controlados de cério e outras terras-raras e diminuem a tendência à formação de carbonetos livres no ferro, Santos e Branco [20], Neto et al. [24-25] e Finard [26]. Estas ligas por conterem baixo peso específico podem ser adicionadas por vários processos, os quais são descritos a seguir:

2.3.3.1 Simples Transferência

A simples transferência, ilustrado na Figura 2.11, é uma técnica utilizada em que a liga FeSiMg é colocada de um lado da panela e coberta com fina sucata de ferro fundido ou chapas de aço, cuja função é retardar a reação direta da liga com o metal líquido quando este for vazado na panela. O despejo é feito no menor tempo possível, no lado oposto da panela, onde não se encontra a liga que é banhada com uma quantidade suficiente do metal líquido, de forma a processar a reação sem haver perda do nodulizante através de projeção do metal líquido para fora da panela. Esta técnica é normalmente aplicada às ligas de média e alta densidades para garantir que o elemento nodulizante permaneça submerso ao líquido, Santos e Branco [20], Santos et al. [23], Neto et al. [24-25] e Finard [26].

Este processo apresenta algumas vantagens, tais como: baixo custo de investimento, flexibilidade operacional, operação simples e segura, boa reprodutividade e aplicabilidade.



Figura 2.11 – Processo de nodulização por simples transferência, [20].

Entre as ligas FeSiMg usadas, sobressaem as com 5 a 7%Mg, 8 a 10%Mg e as mais recentes com 2,5 a 3,5%Mg, todas podendo ser empregadas neste processo, Santos et al. [23].

2.3.3.2 Sanduíche

É também uma das técnicas mais empregadas (Fig.2.12). A liga nodulizante é colocada no interior da panela de tratamento, parte mais inferior (degrau), denominada de câmara de reação e coberta com sucata fina de ferro fundido ou chapa de sucata de aço para aumentar o rendimento da reação. O despejo do metal líquido é feito no lado oposto ao que se encontra a liga, Santos e Branco [20], Neto et al. [24-25] e Finard [26].

Atualmente este processo é o mais aplicado industrialmente em todo o mundo e usado para ligas de alta e baixa densidade, com variações do Mg entre 5 a 7% ou 8 a 10% , tendo rendimento em torno de 40 a 50%, variando em função das características do equipamento. Apresenta algumas vantagens como: tempo curto de tratamento,

simplicidade e flexibilidade quanto à quantidade de material a ser tratado, maior rendimento que o simples transferência e menor volume de escória e fumos, Santos et al. [23] e Neto et al. [24-25].

A única diferença do processo simples transferência está na câmara de reação (degrau), que promove principalmente um melhor rendimento em função da reação que só se dá a um nível mais inferior da superfície do metal líquido.



Figura 2.12 – Processo de nodulização *sandwich* de ligas de magnésio, [20].

2.3.3.3 Imersão por Sino

Na Figura 2.13 pode ser visto este processo que é mais empregado para ligas FeSiMg com teores entre 15 a 20% de magnésio ou com coque impregnado de magnésio em teores entre 43 e 45% , Santos et al. [23].

A tampa da panela (Figura 2.13) de ferro fundido é utilizada para evitar a projeção do metal líquido para fora em razão da alta reatividade e da elevada pressão de vapor.

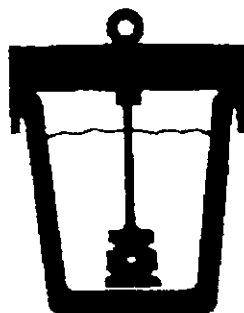


Figura 2.13 - Processo de nodulização do tipo imersão por sino para ligas de magnésio, [20].

2.3.3.4 Plug-poroso

No presente processo, também conhecido como Gasal, o banho metálico é colocado em contacto com a liga nodulizante e agitado numa panela especial dotada na parte inferior de um plug-poroso, conforme visto na Figura 2.14. Neste caso, a agitação do metal líquido é feita por nitrogênio através do plug e tem como finalidade provocar a dessulfuração do enxofre presente no metal líquido. Para um tempo de 5 minutos de agitação o teor de enxofre é reduzido para cerca de 0,01% , à temperatura de 1673K (1400°C). Pode ser empregado também para a agitação mecânica o carbeto de cálcio como agente dessulfurante. Este processo oferece a vantagem de tratar desde 250Kg até algumas toneladas de metal líquido, Santos e Branco [20] e, Santos et al. [23].

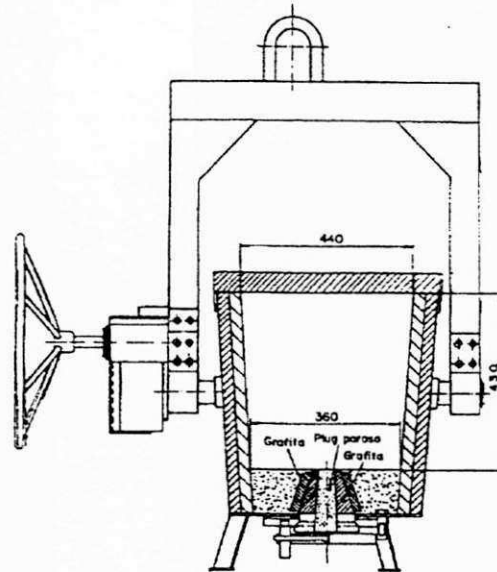


Figura 2.14 - Processo de nodulização do tipo plug-poroso para ligas de magnésio, [20].

2.3.3.5 Tampa Intermediária

Este processo foi desenvolvido a partir do processo sanduíche. Consiste no uso de uma tampa intermediária móvel em panela similar a do método sanduíche, dotada de um orifício através do qual o metal é vazado para o interior da panela onde será tratado. O orifício da tampa móvel situa-se no lado oposto ao local onde está a liga nodulizante. Neste processo é utilizado o FeSiMg.

Quanto ao orifício da tampa o rendimento é melhorado de 50 para 70% quando se reduz o diâmetro de 60mm para 20mm, Neto et al. [24-25].

A utilização da tampa móvel oferece a vantagem de fácil acesso ao interior da panela para a limpeza do metal líquido e retirada de escória, evidentemente, dentro do tempo limitado.

O processo fundamenta-se em limitar o volume de ar em contacto com o banho metálico no interior da panela, o que possibilita eliminar ou reduzir a luminescência e os respingos do metal, melhorando o rendimento do FeSiMg utilizado de 45 para até 60%. Apresenta algumas vantagens como, elevado rendimento, menor perda do líquido por respingo e de temperatura durante o processo, baixo investimento, grande flexibilidade, simplicidade de processo e menor evolução de fumos, Santos et al. [23] e Neto et al. [24-25].

A relação altura/diâmetro (H/D) da panela afeta o rendimento, melhorando de 34% para 58%, ao se aumentar a relação H/D de 1:1 para 2,5:1, Neto et al. [25].

2.3.3.6 Adição de Liga em Pó ao Jato de Metal

Usam-se introduzir ligas de baixo peso específico e de granulometria fina, junto ao jato de metal líquido, conforme pode ser visto na Figura 2.15.

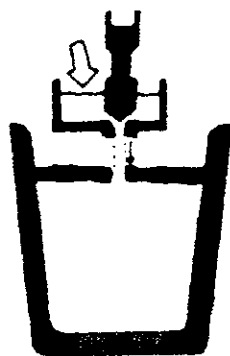


Figura 2.15- Processo de nodulização usando liga de magnésio em pó ao jato de metal, [20].

2.3.3.7 Proteção com Escória

É empregado uma camada de carvão de cálcio protegendo a liga nodulizante, como mostra a Figura 2.16. O carvão de cálcio forma uma escória que impede inicialmente o contato direto do banho metálico com a liga nodulizante. Somente algum tempo depois ocorre a reação do Mg com o metal líquido, promovendo um alto rendimento de magnésio. Assemelha-se ao processo “sandwich”.



Figura 2.16 - Processo de nodulização do tipo proteção com escória, [20].

2.3.3.8 Panela Rotativa

O nodulizante é introduzida no interior da panela através de coque impregnado de magnésio ou a liga é despejada com o metal líquido. A panela realiza o processo giratório ou vibratório de forma a diluir o nodulizante, distribuindo-o homogeneamente no metal líquido, conforme pode ser visto na Figura 2.17. Apesar dessa técnica apresentar baixo

rendimento, é empregada quando se deseja tratar grandes quantidades de metal líquido, Santos e Branco [20] e Santos et al. [23].

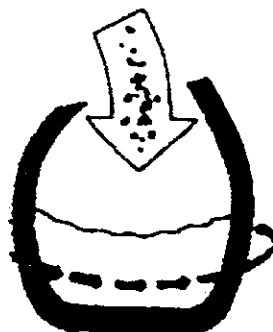


Figura 2.17 - Processo de nodulização do tipo panela rotativa, [20].

2.3.3.9 Coque Impregnado de Mg

O coque impregnado de magnésio é colocado no fundo da panela, Figura 2.9(b). Ao entrar em contacto com o banho, libera o magnésio na forma de vapor, realizando a nodulização do metal.

2.3.3.10 Panela com Tampa e Orifício Afunilado (Tundish Cover)

É uma das técnicas que atualmente apresenta tendências de utilização crescente em função do melhor rendimento de magnésio, em torno de 50%, constituindo o processo uma opção muito interessante. No entanto, há que se examinar os aspectos referentes ao tempo médio de operação, retirada de escória e custos de manutenção. Este consiste de uma panela com bico de chaleira através do qual é introduzido o metal líquido e com tampa fortemente fechada, dotada de um funil para depositar a liga nodulizante no interior da panela. A liga é localizada do lado oposto do canal que compõe o bico de chaleira e é

protegida por um anteparo metálico da primeira massa líquida introduzida na panela. A reação do nodulizante somente ocorre depois de uma certa quantidade de líquido no interior da panela, Santos et al. [23].

2.3.4 Influência de Algumas Variáveis sobre o Ferro Fundido Nodular

Na solidificação do ferro fundido nodular existem três variáveis principais que poderão influenciar no processo de nucleação e crescimento da célula eutética, a saber: Composição química, velocidade de resfriamento e tratamento do banho.

2.3.4.1 Composição Química

Basicamente os principais elementos químicos que sempre estão presentes nos ferros fundidos nodulares são: Carbono, silício, enxofre, fósforo, manganês e magnésio ou cério.

O carbono e o silício são elementos químicos que influenciam decisivamente nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares, uma vez que causam efeitos na quantidade de grafita e de austenita pró-eutética presentes na microestrutura, além de exercerem influência no poder grafitizante do banho metálico. A tendência à formação de carbonetos eutéticos diminui com o aumento dos teores desses elementos, Moore et al. [27].

A alta concentração de carbono na austenita aumenta a possibilidade de formação de carbonetos, cuja quantidade e localização na estrutura depende das variáveis do tratamento de austêmpera, Hecht [28] e Sidjanin [29].

Quando o carbono equivalente, resultante dos teores de carbono e silício, sofre acréscimo, a dureza e o limite de resistência à tração diminuem. O aumento da relação Si/C provoca acréscimo das propriedades mecânicas de resistência. Todavia a alteração desta relação é geralmente feita em função da velocidade de resfriamento, não sendo via de regra processada para modificar as propriedades mecânicas, Santos e Branco [20].

O enxofre é um dos elementos mais importantes no banho metálico, pois age como dessulfurizante. Seu teor percentual não deve ser superior a 0,02%.

Os teores de enxofre normalmente encontrados em ferros fundidos nodulares são inferiores a 0,03%. Não se observa assim, o efeito deletério deste elemento nas propriedades mecânicas.

O enxofre presente ao banho em baixos teores (0,04 a 0,12%) diminui a velocidade de crescimento das células eutéticas, tendendo a aumentar excessivamente o super-resfriamento. No entanto, ocorre um aumento do número de células eutéticas (o efeito nucleante do enxofre) provocado pela concentração de enxofre junto à interface sólido/líquido, devido a queda da energia interfacial. Em altas percentagens, acima de 0,2%, a redução da velocidade de crescimento das células eutéticas tem um efeito menor sobre o super-resfriamento necessário para o processo de solidificação. Acima deste teor (0,2 até 0,5%) o enxofre pode causar o aparecimento de grafita degenerada, "*mesh graphite*".

Uma grande concentração de enxofre em torno das células eutéticas pode provocar um "envenenamento" da interface, diminuindo ainda mais a velocidade de crescimento das

células eutéticas e, portanto, aumentando o super-resfriamento, levando à formação de ferro fundido branco.

A adição de elementos de liga – molibdênio, níquel, cromo, vanádio, manganês e cobre – aos ferros fundidos nodulares, pode alterar as regiões de formação dos produtos de transformação da austenita como também pode modificar as temperaturas em que ocorrem, Guedes et al. [16], além de influenciar tanto a velocidade de nucleação como a de crescimento. A velocidade de crescimento pode ser alterada pela composição química, Santos e Branco [20].

O silício que sempre está presente nas ligas, pode provocar a alteração estrutural, favorecendo à ductilidade do ferro bruto de fusão. Reduz a solubilidade do carbono na austenita, age como veículo de outros elementos introduzidos no banho e proporciona a grafitização antes da solidificação, diminuindo o efeito de “*fading*” e atrasa a formação do carboneto bainítico que é necessário para o desenvolvimento da estrutura ausferrítica do ferro fundido nodular austemperado, Guedes et al. [16], Fuoco e Ortiz [19], Kovacs [30] e Restrepo e Tschiptschin [31].

Durante o processo de solidificação o silício concentra-se em maior quantidade nas células eutéticas, próximas aos nódulos de grafita junto a interface grafita/austenita, onde a quantidade de carbono é menor, favorecendo a nucleação da ferrita durante o tratamento térmico de austêmpera. Em teores crescente, o silício diminui a tendência à formação de carbonetos durante a transformação isotérmica, além de retardar o início da reação bainítica, Venugopalan et al. [5], Guedes et al. [16] e, Restrepo e Tschiptschin [31].

O silício como elemento de liga, pode atuar como grafitizante, assim como o alumínio, o níquel e o cobre; segrega ao redor dos nódulos, eleva a temperatura de austêmpera e a difusibilidade do carbono, promove a reação de austêmpera, propiciando a

nucleação e o crescimento da ferrita acicular e, onde a concentração é maior, torna a ferrita mais resistente, Kovacs [30], Defoirdt [32] e Richards [33].

O níquel é o elemento mais usado no ferro fundido nodular, principalmente porque apresenta superioridade sobre outros elementos em termos de efeitos na microestrutura, pois limita a formação de carbeto bainítico. O alto teor de níquel pode causar uma baixa uniformidade da bainita nas regiões da célula eutética, contribuindo desta forma para a morfologia da matriz. Com baixos teores pode-se obter estruturas com variações de bainita superior e bainita inferior, Guedes et al. [16] e Krishnaraj e Seshan [34].

O níquel devem ser adicionado em teores ainda mais elevados que os de cobre para a obtenção de matriz bainítica e evitar a formação de perlita, Krishnaraj e Seshan [34].

O níquel atua como grafitizante médio na solidificação, aumentando o intervalo entre as temperaturas do eutético estável e o metaestável.

O cério é um elemento neutralizante dos efeitos deletérios de alguns elementos de liga. Sua ação pode ser mais pronunciada quando adicionado ao banho em teores de pouco centésimos para seções com espessuras iguais ou menores que uma polegada. Em teores elevados pode apresentar um efeito contrário. Contribui também para aumentar o número de nódulos e melhorar as propriedades mecânicas, Fuoco e Ortiz [19] e Machado [35].

O carbono, enxofre e o níquel pertencem ao grupo do silício a quem assemelham-se em suas características de fusão e tratamento térmico.

O molibdênio apresenta a importante influência de separar as áreas de reações perlítica e bainítica em ferro fundido nodular, possibilitando a formação da segunda e evitando a formação da primeira para seções espessas.

O molibdênio segrega nos contornos das células e geralmente forma finos carbonetos. Esses carbonetos causam significativo dano à ductilidade do ferro fundido

nodular austemperado. A formação desses carbonetos é pronunciada quando o molibdênio é adicionado à fundição em quantidades superior a 0,5%. Recomenda-se um percentual máximo de 0,35% para evitar que isto aconteça, Guedes et al. [16], Santos e Branco [20], Kovacs [30] e Defoirdt [32].

O cobre é um elemento grafitizante de ação semelhante ao níquel. Apresenta uma influência duas vezes menor que o molibdênio e não evita a obtenção de estruturas isentas de perlita para seções mais espessas, Santos e Branco [20].

O manganês influencia no processo de solidificação provocando a formação do sulfeto de manganês MnS , reduzindo o teor de enxofre dissolvido no metal líquido, causando um efeito totalmente contrário ao do enxofre. Pode apresentar também forte tendência à segregação na solidificação, causando a formação de carbonetos eutéticos de efeito deletério nas propriedades mecânicas, caso o teor exceda os 0,5%, Guedes et al. [16], Santos e Branco [20] e Grech e Young [36].

O manganês tanto nos ferros fundidos cinzentos como nodulares, promove a formação de sulfeto de manganês ao invés de sulfeto de ferro. Em ferros fundidos com grafita esferoidal, teores desse elemento inferiores à 0,2%, favorecem a formação de ferrita, enquanto acima de 0,4% promovem a obtenção de perlita. Assim, em corpos de prova de 25mm de espessura, o manganês quando adicionado em percentagens de 0,6 à 0,8%, permite a obtenção de ferros fundidos nodulares totalmente perlíticos, em ligas de composição eutética.

O fósforo é encontrado e mantido em percentagens inferiores a 0,1% em ferros fundidos nodulares para que se evite a formação de steadita que provoca a diminuição da tenacidade. Além disso, esse elemento pode engrossar a perlita.

O tungstênio, o molibdênio, o vanádio e o cromo podem promover a formação de carbonetos eutéticos.

Os elementos de liga formadores de carbonetos eutéticos são adicionados em pequenas quantidades para se evitar o aparecimento dessa fase. Recomenda-se teores de até 0,30% de cromo, 0,50% de molibdênio, 0,20% de vanádio e 0,5% de tungstênio. Os formadores de carbonetos são: Mn, Mo, Ti e V.

A segregação dos elementos de liga provoca uma solubilidade não homogênea do carbono na austenita que leva a uma reação de austêmpera não uniforme, resultando em um material com composições diferente, uma porque a reação de austêmpera se completou e outra porque não se completou, Hecht [28], Defoirdt [32] e Grech e Young [36].

O magnésio durante o processo de austêmpera segrega para a célula eutética, estabilizando a austenita residual que pode transformar-se em martensita, resultando em perda de ductilidade do material, Defoirdt [32] e Grech e Young [36].

2.3.4.2 Tratamento do Banho

A variação do número de células eutéticas nucleadas durante o processo de solidificação pode também ser modificada pela variação das condições de nucleação do banho metálico, como:

- a) O superaquecimento que é a técnica de manter por certo tempo o banho metálico em alta temperatura, destrói ou diminui o tamanho de muitos núcleos instáveis. Esse tratamento é feito com o objetivo de homogeneizar o banho, porém se constitui num fator modificador da nucleação dos ferros fundidos.

Geralmente, para o ferro fundido nodular não se faz esse tratamento, uma vez que já se atinge temperaturas muito altas durante o processo de fabricação;

- b) A inoculação que consiste na adição ao banho metálico de compostos grafitizantes, geralmente rico em silício, um pouco antes do vazamento, é um tratamento que promove um aumento do número de células eutéticas, uma diminuição do super-resfriamento e da velocidade de crescimento.

Um grande número de inoculantes de função grafitizante é utilizado na elaboração dos ferros fundidos nodulares, Santos e Branco [20] e Grech e Young [36]. O mais utilizado é ainda o FeSi, principalmente para os hipoeutéticos, caindo sua eficiência para os ferros fundidos hipereutéticos. Os inoculantes considerados mais eficientes são os que contém zircônio, bário, estrôncio ou terras-raras, notadamente o cério, Santos e Branco [20] e Grech e Young [36]. Geralmente são adicionados em quantidades menores que o FeSi(75%Si), variando entre 0,1 e 0,25%.

Para a inoculação de ferros fundidos nodulares utilizam-se geralmente 0,5 a 1,0% de FeSi(75%Si) ou 0,3 a 0,6% de inoculantes mais eficientes, dependendo das condições das variáveis: composição química, velocidade de esfriamento e grau de nodulização do banho.

Deve-se lembrar que maiores quantidades de inoculantes pode causar o aparecimento de porosidade “*drosses*” e inclusões, provocando a formação de defeitos, Santos e Branco [20], Grech e Young [36] e Bauner e Guedes [37].

2.3.4.3 Austêmpera e Características do Ferro Fundido Nodular Austemperado

As propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado dependem da temperatura de austêmpera, do tempo e da composição química da liga.

A redução do tempo de permanência na temperatura de tratamento isotérmico resulta em um material com baixa tenacidade e, portanto, frágil. O tempo adequado é aquele em que se obtém uma matriz com boa ductilidade e elevada tenacidade, o que é possível quando se tem durante a transformação isotérmica de austenita uma grande quantidade de ferrita, Grech e Young [36] e Bauner e Guedes [37].

Deve-se a essas características, à formação microestrutural do material que é resultado da cinética do carbono na transformação da austenita durante o tratamento isotérmico, Grech e Young [36] e Bauner e Guedes [37]. A primeira formação microestrutural da transformação da austenita é a ferrita acicular ou em forma de agulhas que tende a crescer em função da difusão do carbono, à medida que o tratamento é continuado. A ferrita atinge a fase da bainita inferior enquanto que a austenita tende a se estabilizar em carbono, Grech e Young [36] e Bauner e Guedes [37].

A austêmpera à baixas temperaturas e em tempos curtos, dá origem a uma matriz contendo não só a bainita como também a martensita e carbonetos, o que certamente provocará a fragilidade do material. Obtêm-se um acréscimo na ductilidade quando se eleva a temperatura de tratamento de 513K (240°C) para 648K (375°C). Isto acontece pelo aumento da quantidade de austenita retida, Grech e Young [36] e Bauner e Guedes [37].

A resistência à fadiga aumenta quando se eleva a temperatura de tratamento isotérmico de 573K (300°C) para 648K (375°C).

Entre 573K (300°C) e 598K (325°C) obtêm-se a bainita inferior com frações altas de ferrita acicular, enquanto que entre 623K (350°C) e 673K (400°C) obtêm-se a bainita superior, Grech e Young [36].

A formação de ferrita e carbonetos é o resultado da decomposição da austenita rica em carbono. Ao se prolongar o tempo de tratamento ocorrerá a redução da quantidade de austenita retida na matriz microestrutural e, a presença de carbonetos tenderá a diminuir a ductilidade, portanto, reduzindo a tenacidade.

A austêmpera à temperaturas mais altas, regiões em que se forma a bainita superior, pode dar origem a formação de microestruturas contendo ferrita acicular e austenita retida, o que garante uma elevada ductilidade e tenacidade. Isso ocorre em função da difusão do carbono na austenita ser mais rápida para a formação da ferrita, Grech e Young [36] e Baumer e Guedes [37].

Em temperaturas mais baixa de austêmpera, entre 513K (240°C) e 553K (280°C), a microestrutura obtida é a ferrita acicular e martensita, Bahmani e Varahram [38].

A quantidade de ferrita bainítica e de austenita estabilizada no tratamento de austêmpera, depende do tempo e da temperatura do tratamento isotérmico, sendo essa quantidade tanto maior quanto mais elevada for essa temperatura.

Para temperaturas altas e tempos de austêmpera mais curtos, pode-se obter microestruturas formadas predominantemente por agulhas de ferrita e martensita, Guedes et al. [16], Baumer e Guedes [37], Bahmani e Varahram [38] e Panasiewics et al. [39].

A segregação dos elementos de liga no ferro fundido nodular austemperado traz fortes influências na reação de austêmpera e, por conseguinte, nas propriedades mecânicas. A grande variação da solubilidade do carbono na austenita provoca a não uniformidade da reação de austêmpera em vários microlocais da célula eutética que, com isso, leva a heterogeneidade das propriedades mecânicas.

A distribuição heterogênea dos elementos de segregação na célula eutética pode causar variações de tratamento em microlocais da célula, podendo resultar em diferentes

microestruturas. Assim, em algumas microregiões, a reação de austêmpera é iniciada e em outras não, Liu e Elliot [40], Bayati e Elliot [41]. Os elementos de liga que segregam estão divididos em dois grupos: os formadores de carbonetos que são o manganês, o tungstênio, cromo e o molibdênio e os grafitizantes que são o carbono, o silício, o níquel, o alumínio, o estanho e o cobre.

Os elementos não formadores de carbonetos segregam muito próximo aos nódulos da grafita, formando uma barreira que naturalmente dificulta a difusão do carbono na interface grafita/metal líquido. Quanto maior a quantidade de nódulos de grafita menor será o nível de segregação.

O Mn segrega severamente ao redor da célula eutética e varia a temperatura de austêmpera, faz crescer a solubilidade do carbono na austenita, aumenta a temperabilidade, estabiliza a austenita, atrasa a nucleação da ferrita e o início da reação de austêmpera, eleva a dureza, reduz a tenacidade, a resistência à fadiga, à ductilidade, à resistência ao impacto e ao desgaste, atrasa a reação de austêmpera e, por conseguinte, a reação bainítica, Liu e Elliot [40] e Bayati e Elliot [41].

O Mo é um elemento formador de carbonetos que aumenta a temperabilidade, segrega nos contornos da célula eutética, forma finos carbonetos eutéticos, eleva a temperatura de austenitização, atrasa a reação de austêmpera, reduz a solubilidade do carbono, e dificulta o processo de usinagem. Quando o teor é superior a 0,50%, a formação de carbonetos é pronunciada.

O Cr é um formador de carbonetos que segrega nos contornos das células, baixa a ductilidade e a resistência à fadiga. Em geral, seu efeito sobre as propriedades mecânicas é mínimo.

Recomenda-se teores de até 0,30% de cromo para evitar a formação de carbonetos.

Outros formadores de carbonetos são V, Ti, Ca e Mg. Estes segregam nos contornos das células eutéticas e podem afetar as propriedades mecânicas de forma significativa, porém não influenciam no processo de austêmpera, Liu e Elliot [40] e Bayati e Elliot [41].

O Si é um dos elementos mais importante, ele tem muita influência na cinética do carbono. É grafitizante, segrega próximo à superfície dos nódulos, reduz a solubilidade do carbono, acelera a difusão do carbono na austenita, propicia o crescimento da ferrita acicular, abrevia a reação de austêmpera e facilita a transferência de carbono entre a matriz e os nódulos de grafita. É o único elemento que não forma barreira para impedir a difusão do carbono. Recomenda-se que para a fundição de peças com espessura superior a 50 mm a concentração de Si deva ser limitado ao máximo de 0,3%.

O Ni é muito importante para a temperabilidade, segrega próximo a superfície dos nódulos, reduz moderadamente a difusão de carbono na transferência entre a matriz e os nódulos de grafita, não tem um efeito significativo sobre a solubilidade do carbono na austenita e não parece afetar o início da nucleação da ferrita, mas atrasa a formação de carbetos.

O Cu no ferro fundido nodular bruto de fusão reduz a ductilidade e a dureza, promove a reação perlítica, segrega na interface grafita/metal, criando uma barreira na difusão do carbono, mas não altera o início da reação de austêmpera. No ferro fundido nodular austemperado o cobre favorece a formação de austenita retida, melhorando a tenacidade e a resistência à fadiga, Grech e Young [36] e Bayati e Elliot [41].

Os elementos que criam barreira para a difusão do carbono são: Sb, Sn, Cu e Ni. O estanho (Sn) forma uma fina camada de alta concentração, enquanto que o Ni forma uma grossa camada, Kobayash et. al. [42], Dorazil et al. [43].

O tungstênio (W) e o estanho (Sn) são os dois elementos que mais alteram a cinética do carbono. Segregam na interface grafita/metal, formando uma casca fina que atua como uma barreira efetiva na difusão do carbono. O estanho (Sn) é um potente estabilizador da perlita, Fuoco e Ortiz [19], Machado [35] e Dorazil et al. [43].

Venugopalan e Alagarsamy [5] e Takahashi et al. [44] observaram que a redução do tamanho da grafita nodular pode melhorar as propriedades mecânicas do ferro fundido austemperado.

No que se refere a influência da quantidade de nódulos sobre a resistência à fadiga, a literatura técnica não é conclusiva, entretanto, Venugopalan e Alagarsamy [5] e Dorazil et al. [43] verificaram que a redução da nodularidade (nódulos/mm²) decresce a resistência à fadiga. Já, Richards [33] e Bulloch [45] observaram que a nodularidade não tem uma grande influência sobre a resistência à fadiga de corpos de prova entalhados, enquanto que para corpos de prova lisos o efeito é no sentido de elevar a resistência à fadiga.

A quantidade de nódulos de grafita e a decoesão na interface matriz/nódulo é evidente no processo de fadiga. Os nódulos de grafita retardam localmente a taxa de crescimento da trinca de fadiga. Bartosiewicz et al. [10] e Bulloch [45] provaram que os nódulos de grafita podem bloquear os movimentos de discordâncias, impedindo o mecanismo de propagação de trinca ao atuarem como barreiras à frente da trinca.

Lui e Chen [40] e Lee e Chang [47] reportaram sobre a influência da grafita nodular nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. Segundo estes pesquisadores, a grafita nodular atua no sentido de minimizar ou até eliminar o efeito das tensões na ponta de trinca.

CAPÍTULO 3

3 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.1 MATERIAIS

Foram utilizados neste estudo dois tipos de ferros fundidos nodulares: um contendo como elemento de liga o molibdênio (Mo) e o outro sem a presença desse elemento.

Todos os corpos de prova foram retirados de blocos “Y”, cujas dimensões são as seguintes: 270mm de largura, 250mm de altura e 25mm de espessura, excluindo o massalote, conforme a Figura 3.1. A forma de retirada dos corpos de prova está representada na Figura 3.2, ou seja, do interior do bloco “Y” e no sentido longitudinal da peça, levando-se em consideração o modo de enchimento do molde pelo metal líquido.



Figura 3.1 – Bloco “Y” (*centro*) de onde foram retirados os corpos de prova de fadiga Tração Compacta – “Compact Tension”.

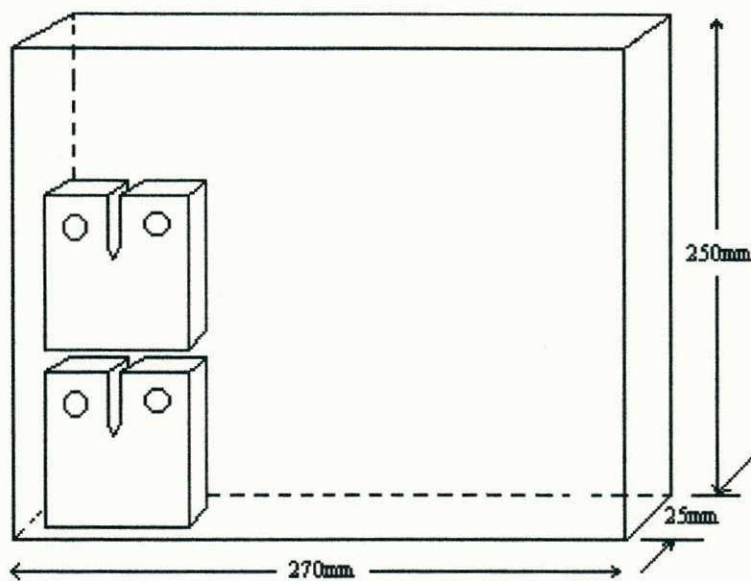


Figura 3.2 – Forma da retirada dos corpos de prova “Compact Tension” do bloco “Y”.

Os blocos “Y” foram fundidos na fundição da Escola Técnica Tupy de Santa Catarina, num total de 12 blocos, 2 por cada corrida, sendo 6 ligados ao Mo e 6 sem este elemento de liga. Foi realizada a análise química dos materiais através de moedas solidificadas de cada fusão, cuja composição pode ser vista na Tabela 3.1.

A composição da carga para a fusão e a obtenção do ferro fundido nodular foi constituída dos valores % dos elementos químicos observados na Tabela 3.2.

A areia utilizada na confecção dos moldes segue a especificação MF56.61AF5. A mesma foi também usada em torno de 20% na composição do material de preenchimento das caixas metálicas, cuja umidade para compactação girava em torno de 30%.

Para confeccionar os moldes foi adicionado a areia seca, silicato de sódio (40% em peso) e misturado durante 10 minutos em um misturador eletro-mecânico de tamanho pequeno (capacidade para 65kg). Foi aplicado ao molde pré-confeccionado gás carbônico (CO_2) que por reação química com o silicato de sódio produziu o endurecimento dos moldes.

Tabela 3.1 – Análise Química realizada nas moedas retiradas do metal líquido durante o processo de vazamento.

Elementos	Ferro Fundido sem liga (% peso)			Ferro Fundido ligado ao <i>Mo</i> (%peso)		
	S1	S2	S3	L1	L2	L3
C	3,4800	3,4900	3,5000	3,6700	3,4200	3,5100
Si	2,5800	2,5800	2,4100	2,3400	2,6700	2,4500
Mn	0,1880	0,2000	0,2300	0,1730	0,1850	0,2240
P	0,0580	0,0606	0,0600	0,0560	0,0588	0,0556
Cr	0,0101	0,0065	0,0110	0,0070	0,0060	0,0093
S	0,0088	0,0106	0,0050	0,0084	0,0120	0,0072
Mo	0,0020	0,0020	0,0020	0,2140	0,2170	0,2170
Cu	0,0050	0,0050	0,0050	0,0050	0,0050	0,0050
Ti	0,0122	0,0126	0,0114	0,0115	0,0115	0,0118
Al	0,0041	0,0045	0,0038	0,0059	0,005	0,0064
Ni	0,0061	0,0030	0,0073	0,0071	0,0039	0,0071
Mg	0,0430	0,0471	0,0472	0,0429	0,0432	0,0450
Sn	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010
As	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020
Pb	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010
Bi	0,0015	0,0015	0,0015	0,0015	0,0015	0,0015
Ca	0,0066	0,0066	0,0066	0,0066	0,0066	0,0066
Ce	0,0075	0,0071	0,0081	0,0078	0,0067	0,0077
Sb	0,0022	0,0049	0,0037	0,0026	0,0064	0,0027
Te	0,0030	0,0030	0,0030	0,0030	0,0030	0,0030
Fe	93,580	93,760	93,760	93,440	93,350	93,440
CE	4,36000	4,17000	4,32000	4,47000	4,33000	4,34000

Tabela 3.2 - Composição da carga utilizada no processo de fusão que serviu para cálculo do Carbono Equivalente (CE) esperado, (% em peso).

Material	%	Kg	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Mo
Ferro Gusa	76,659	42,162	3,5416	0,2760	0,0307	0,0414	0,0107	
Sucata de aço	23,341	12,838	0,0584	0,0584	0,1634	0,0002	0,0002	
Total	100	55	3,6000	0,3343	0,1941	0,0416	0,0110	
Carburante	0,25	0,139	0,2160					
FeSi75	0,50	0,275		0,356				
	0,70	0,385		0,499				
	0,90	0,495		0,641				
FeSi45	2,22	1,224		0,971				
	1,90	1,044		0,829				
	1,57	0,865		0,686				
FeMn	- 0,13	- 0,072			- 0,0843			
FeSiMg	2,00	1,100		0,855				
FeMo	0,437	0,240						0,250
Perda			6%	5%	5%			
Desejado			3,600	2,500	0,100	0,020	0,020	0,250
C.Equivalente			4,440					

Na Figura 3.3 pode-se observar a nodulização, a morfologia e a distribuição dos nódulos de grafita.

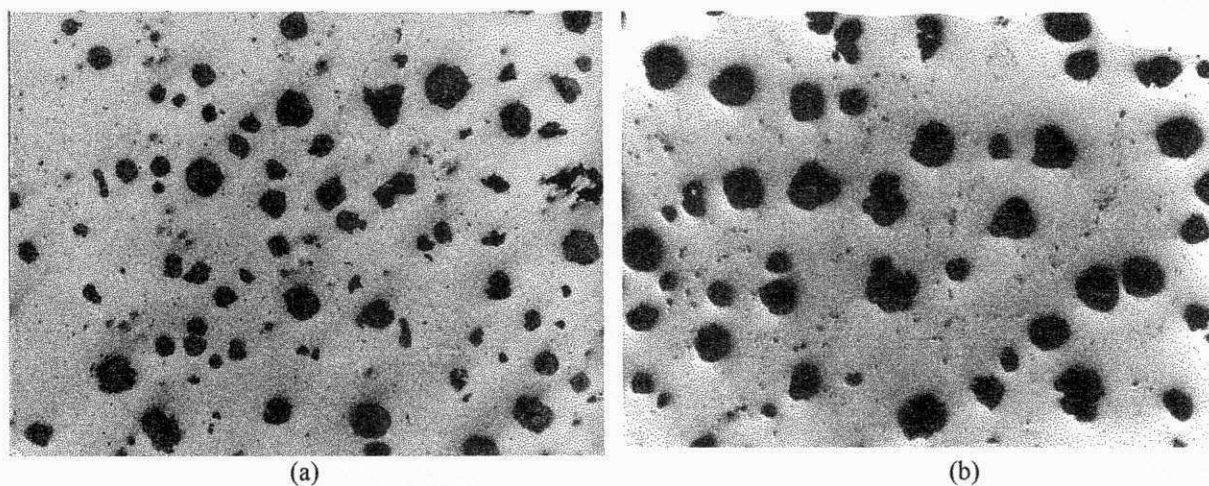


Figura 3.3 – Representação da formação nodular dos dois materiais estudados: (a) ligado ao Mo e (b) sem liga. Foto em microscópio ótico com aumento de 93x.

Na Figura 3.4 Observa-se a microestrutura ausferrítica, característica dos ferros fundidos nodulares austemperados.

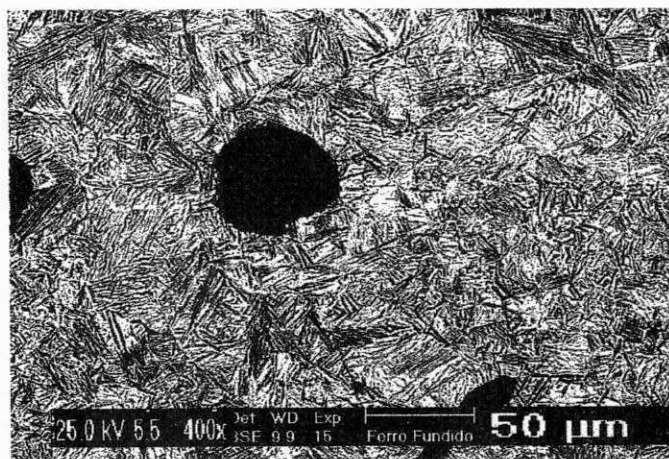


Figura 3.4 – Microestrutura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

Algumas propriedades mecânicas do ferro fundido bruto de fusão ligado (*L*) ao Molibdênio e sem esse elemento de liga (*S*) podem ser vistas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas de tração dos corpos de prova no estado bruto de fusão, ligados ao molibdênio (Mo) e sem esse elemento de liga.

CORPO DE PROVA			TENSÃO LIMITE DE ESCOAMENTO		TENSÃO LIMITE DE RESISTÊNCIA		ALONGAMENTO		
ADI	D _o (mm)	A _o (mm ²)	F _s (N)	σ _e (MPa)	F _{máx} (N)	σ _R (MPa)	L _o (mm)	L _F (mm)	δ%
L1 ₁	10,00	78,539	28000	356,51	38200	486,38	50	55,48	10,96
L1 ₂	9,66	73,289	24666	336,56	35000	477,56	50	58,30	16,60
L2 ₁	9,98	78,226	28666	336,31	38800	496,00	50	58,10	16,20
L2 ₂	9,94	77,600	26666	343,64	38600	497,42	50	58,34	16,68
L3 ₁	9,82	75,738	26666	352,09	37200	491,16	50	59,06	18,12
L3 ₂	9,76	74,815	24666	329,70	37200	497,23	50	55,06	10,12
S1 ₁	10,14	80,754	27333	338,48	38400	475,52	50	61,20	22,40
S1 ₂	-	-	-	-	-	-	-	-	-
S2 ₁	10,04	79,169	25333	320,00	39200	495,14	50	58,34	16,68
S2 ₂	9,92	77,289	28000	362,28	36700	474,85	50	59,92	19,84
S3 ₁	9,80	75,430	23333	309,34	36400	482,57	50	57,10	14,20
S3 ₂	9,10	65,038	18666	287,01	33600	516,62	50	56,67	13,32
DesPad	0,27	4,214	1809	21,88	1721	13,03	0	1,81	3,63

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.2.1 *Processo de Fusão, Nodulização e Inoculação*

Foi utilizado para fusão da carga, cuja composição pode ser vista na Tabela 3.2, um forno elétrico em corrente alternada (CA) de 200A, tensão de 60V, e potência de 80kW, com capacidade para 60kg de carga, conforme pode ser visto nas Figuras 3.5 e 3.6. O refratário usado no forno era sílico-aluminoso, com teores variando aproximadamente entre 70 a 90%. O tempo médio de corrida foi de mais ou menos 130 minutos e a temperatura máxima do forno foi de 1818K (1545°C).

Foi colocado pó metálico antitérmico na superfície do metal vazado em contato com o ar, logo após o vazamento do metal líquido, com a finalidade de diminuir o processo de rechupe e promover o equilíbrio de solidificação do bloco “Y”.

Na nodulização empregou-se o método de imersão por tampa intermediária, como pode ser visto na Figura 3.7, em que é utilizada uma panela estreita e alta (Figura 5 do Anexo III), geralmente com relação altura/diâmetro de 2:1 e uma tampa revestida de refratário sílico-aluminoso, a qual tem um orifício de aproximadamente 60mm de diâmetro, angular com a superfície horizontal, através do qual passa o metal líquido em despejo do forno. No fundo da panela é colocada a liga nodulizante FeSiMg, antes do vazamento. A temperatura média inicial do processo foi de 1783K (1510°C). Este processo foi empregado por causa da reação do magnésio, sendo que a tampa intermediária é utilizada para evitar a projeção do metal líquido para fora da panela. Essa tampa é retirada instantes antes da inoculação. A escória formada durante a nodulização é recolhida, o

metal é rapidamente agitado e transferido para a panela de inoculação. O tempo médio gasto neste processo foi de 90 segundos.

Na inoculação, ver Figura 3.8, foi empregado o método “*despejo na bica*”, cujo rendimento do Si na liga FeSi75A, que foi usada com variações em peso de 0,5; 0,7 e 0,9%, teve como resultados de cálculo os teores de 0,356; 0,499 e 0,641% em peso, conforme é visto na Tabela 3.2. A granulometria média da liga ficou entre 1 a 3mm.

O processo de inoculação foi feito da seguinte forma: O inoculante FeSi75A é despejado lentamente na bica do metal líquido, conforme é visto na Figura 3.8, quando este é transferido da panela grande, onde é feita a nodulização, para a panela pequena com capacidade para 60kg. Nesta panela o metal líquido é agitado rapidamente e logo depois vazado ao molde.

O tempo médio de realização deste trabalho foi de 30 segundos. O tempo médio transcorrido entre o vazamento do metal líquido do forno até o vazamento ao molde foi de aproximadamente 120 segundos. A temperatura média medida no instante do vazamento foi de aproximadamente 1637K (1364°C).



Figura 3.5 - Forno elétrico de média frequência utilizado na fusão da carga.

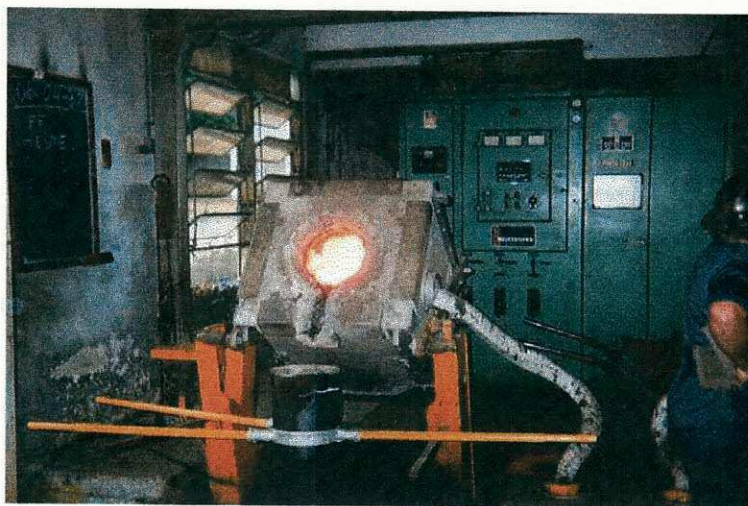


Figura 3.6 – Momento do vazamento do metal líquido (do forno) para a panela de transferência.



Fig.3.7 – Processo de nodulização na transferência do metal líquido da panela de transferência para a panela intermediária (panela de nodulização).



Fig. 3.8 – Processo de inoculação (despejo na bica) do FeSi75A na transferência do metal líquido da panela de nodulização para a panela de despejo.

3.2.2 Confeção dos Corpos de Prova

Os corpos de prova do tipo Tração Compacta - “Compact Tension” - CT, mostrados na Figura 3.9, foram usinados a partir do bloco “Y” conforme Figura 3.2, de acordo com as Normas ASTM E 647-91[11] e dimensionados de acordo com a Norma ASTM E 647-91 [11], conforme pode ser visto na Figura 3.10 e Figura 4 do Anexo III.

A Tabela 3.4 discrimina as dimensões de todos os corpos de prova que foram submetidos ao ensaios de fadiga.

Tabela 3.4 – Dimensões dos corpos de prova segundo as recomendações da Norma ASTM E 647-91 [11], medidas em milímetro ($\text{mm} = 10^{-3}\text{m}$). Ver Figura 3.10.

CP	W	Bmédio	A(diâm)	a_n	a	a_o	L	$D_o b_1$	$D_o b_2$
01	60,06	15,02	14,92	12,10	14,00	27,10	72,04	7,54	52,60
02	60,09	15,03	14,98	11,95	13,85	27,10	72,06	7,66	52,60
03	60,04	15,02	14,96	11,97	13,99	26,98	72,00	7,53	52,56
04	60,03	15,02	14,96	11,82	13,94	26,88	72,12	7,58	52,55
05	59,97	15,02	14,98	11,63	13,85	26,78	72,07	7,66	52,48
06	60,01	15,02	14,99	11,80	13,88	26,92	72,02	7,63	52,51
07	60,23	15,04	14,95	11,73	13,75	26,98	72,32	7,78	52,75
08	60,14	15,04	14,94	12,28	13,96	27,32	72,16	7,57	52,67
09	60,13	15,03	14,98	11,86	13,94	26,92	72,06	7,57	52,64
10	60,14	15,07	14,95	11,87	13,85	27,02	72,06	7,68	52,66
11	60,04	15,00	14,93	11,93	13,93	27,00	72,16	7,61	52,57
12	60,20	15,03	14,97	12,03	13,97	27,06	72,10	7,55	52,71
13	60,10	15,02	14,96	12,10	13,98	27,12	72,06	7,54	52,62
14	60,19	15,04	14,91	12,15	13,95	27,20	72,12	7,60	52,73
15	60,15	15,04	14,95	12,04	13,86	27,18	72,14	7,67	52,65
16	60,13	15,03	14,97	12,06	13,96	27,10	72,12	7,56	52,64
17	60,13	15,02	15,00	12,00	13,86	27,14	72,10	7,64	52,63
18	60,02	15,01	14,96	11,89	13,88	27,01	72,08	7,64	52,54
Médias	60,01	15,03	14,96	11,96	13,91	27,04	72,09	7,62	52,60

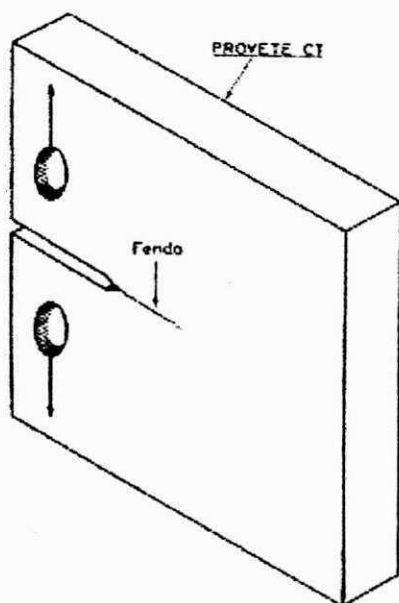


Figura 3.9 – Forma do corpo de prova Tração Compacta, conforme ASTM E 647-91, [11], usado nos ensaios de fadiga.

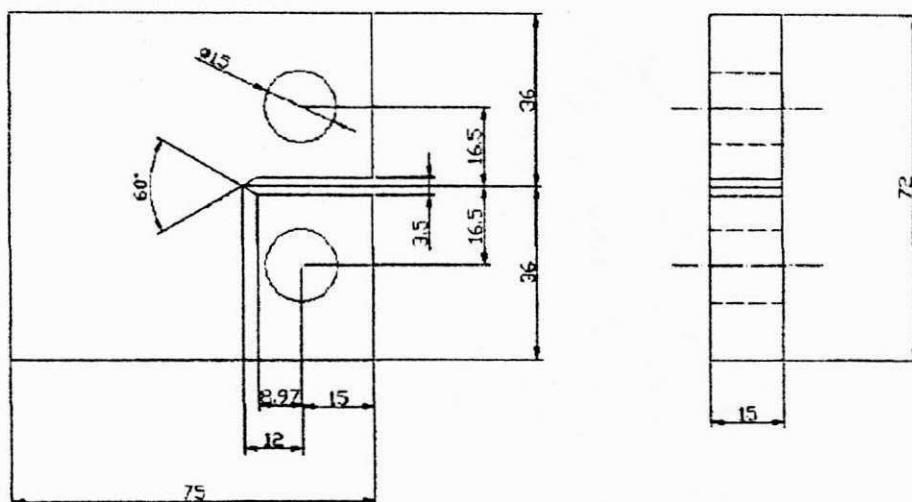


Figura 3.10 – Dimensões do corpo de prova de fadiga de acordo com a norma ASTM E 647-91, [11].

Os entalhes dos corpos de prova também foram feitos por usinagem, sendo que para o aguçamento da ponta da fenda utilizou-se uma fresa de alta precisão para assegurar dimensões mais exatas de acordo com a norma ASTM E 647-91, [11].

3.2.3 *Tratamento Térmico dos Corpos de Prova*

Foi aplicado aos corpos de prova um pré-aquecimento de 723K (450°C), durante 1:00h em uma câmara de acoplamento. O tratamento de austenitização foi realizado em um forno elétrico TOOC com câmara VKN1-GS540 K3R, conforme pode ser visto na Figura 3.11, com a temperatura variando entre 1153 e 1161K (880 e 888°C), durante 01:18hs. O tratamento de austêmpera foi realizado em um forno elétrico GS750+R2, Figura 3.12, com proteção à base de grafita AKB, com a temperatura variando entre 584 e 596K (311 e 323°C), durante 01:06h. O resfriamento se deu ao ar calmo e à temperatura ambiente interna de aproximadamente 300K (27°C).

Os corpos de prova após o resfriamento foram limpos em uma solução ácida fraca, água fria corrente e óleo.

O tempo médio de transferência dos corpos de prova do forno onde estava sendo processado o tratamento de austenitização para o forno de austêmpera, variou entre 3 a 4 segundos.



Figura 3.11 - Forno elétrico usado no tratamento térmico de austenitização dos corpos de prova de fadiga.



Figura 3.12 - Forno elétrico usado no tratamento isotérmico de austêmpera dos corpos de prova de fadiga.

3.2.4 Pré-trincamento dos Corpos de Prova

Foram aplicadas aos corpos de prova as seguintes cargas iniciais para a abertura da pré-trinca de fadiga:

$$P_{\text{máx.}} = 1.241,84 \text{ Kgf} = 12.418,40\text{N} \Rightarrow \text{carga máxima};$$

$$P_{\text{mín.}} = 124,18\text{Kgf} = 1.241,80\text{N} \Rightarrow \text{carga mínima};$$

$$P_{\text{méd.}} = 683,01\text{Kgf} = 6.830,10\text{N} \Rightarrow \text{carga média.}$$

Esses valores correspondem a um ΔK (Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão) de $13\text{MPa m}^{1/2}$ que foi usado para calcular as cargas acima descritas, através da Equação 3.1, ASTM E 647-91 para um comprimento médio do entalhe de 12mm ($a_n = 0,20 W \Rightarrow a_n = 12\text{mm}$), conforme a Norma acima citada.

O tamanho médio da pré-trinca de fadiga admitida para todos os corpos de prova foi de 3mm , o que está dentro do limite que determina a norma ASTM E 647-91, [11].

Os ensaios de fadiga foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810, conforme pode ser visto na Figura 3.13 e Figura 2 do Anexo III, (parte mecânica).

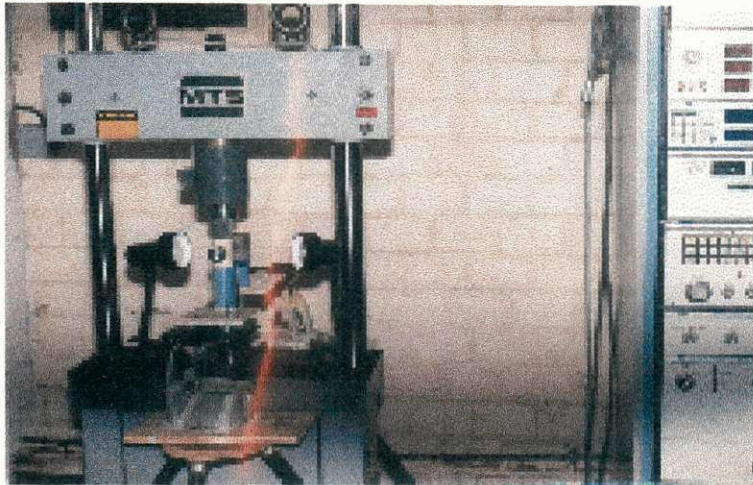


Figura 3.13 – Máquina de ensaios mecânicos - MTS-810 utilizada nos ensaios de fadiga dos corpos de prova. Alguns acessórios como microscópio, tripé e “*spot-light*” auxiliaram na visualização da propagação de trinca.

A faixa de cargas aplicadas aos corpos de prova durante o processo de fadiga foi mantida constante, ou seja, manteve-se a MTS sob controle de carga.

O tipo de onda aplicada foi a senoidal com frequência de 40Hz e a razão de tensão ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$) adotada foi de 0,1 para todos os corpos de prova ensaiados.

Foi utilizado um sistema ótico monocular dotado de movimento longitudinal e transversal - “*Travel Microscope*”-, conforme descreve-se na Figura 3.14, adaptado em um tripé fixo ao chão por parafusos e madeira, a fim de propiciar melhor estabilidade e condições de leitura durante o processo de crescimento da trinca.

Para proporcionar melhor visibilidade e otimização do processo de monitoramento da trinca por fadiga e, sobretudo, reduzir a margem de erro na leitura ótica, foi adicionada à luz natural uma iluminação direcionada aos corpos de prova, através de “*spote-light*” móveis com lâmpadas encandeecestes de 100W, conforme pode ser visto na Figura 3.14. O sistema monocular permitiu um aumento de 100x nas medidas e uma precisão de aproximadamente 0,1mm.



Figura 3.14 – Acompanhamento visual do crescimento da trinca de fadiga através do “*Travel Microscope*” auxiliado pela iluminação direcionada do “*spot-light*”.

3.2.5 *Monitoramento da trinca de fadiga*

Para acompanhar o crescimento da trinca em todos os corpos de prova de fadiga foi utilizado o sistema visual monocular acima descrito. Através desses instrumentos adaptados ao sistema, o tamanho da trinca foi registrado durante todo o ensaio.

A fim de determinar o tamanho efetivo da trinca de fadiga considerou-se as medidas das duas faces do corpo de prova. A média aritmética das duas medições define a variação do seu crescimento durante o processo de fratura.

Os valores médios obtidos do crescimento da trinca em cada medição foram usados para levantar as curvas $a \times N$ (em Anexo I) e $da/dN \times \Delta K$.

3.2.6 Curva $da/dN \times \Delta K$. e Condições de Carregamento

O gráfico $da/dN \times \Delta K$ foi levantado à partir dos dados obtidos com a curva $a \times N$, de acordo com a norma ASTM E 647-91 [11]. Os valores das cargas aplicadas aos corpos de prova para obtenção desses dados foram adotadas abaixo do limite superior determinado pelo gráfico da norma ASTM E 647-91 [11], Figura 3.15, curva “CT SPECIMEN”, variável em função do valor da razão a/W .

A carga máxima aplicada durante os ensaios foi determinada pelas Equações 3.1 e 3.2.

$$\Delta K = (\Delta P/B\sqrt{W})(2 + \alpha)/(1-\alpha).X \quad (3.1)$$

onde:

$$2 < \alpha \leq 0,9 \quad e$$

$$X = 0,886 + 4,64 \alpha - 13,32 \alpha^2 + 14,72 \alpha^3 - 5,60 \alpha^4 \quad (3.2)$$

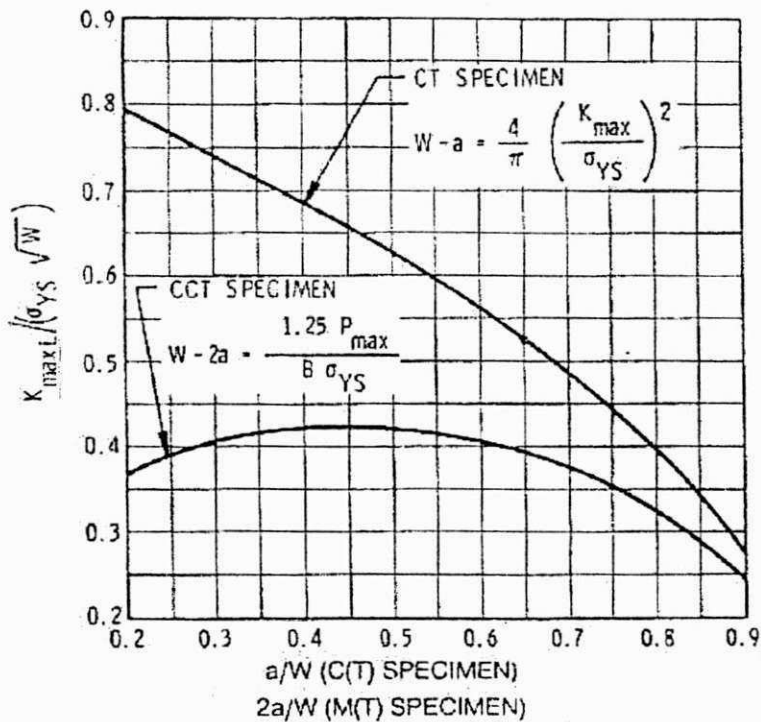


Figura 3.15 – Curva de limitação de carga para os corpos de prova de fadiga padronizados pela norma ASTM 647-91, [11].

Foi utilizado o método da secante ou ponto a ponto, de acordo com a norma ASTM E 647-91 [11], para computar a taxa de crescimento da trinca de fadiga (da/dN) durante a fratura dos corpos de prova. Essa variação é calculada entre dois pontos de inclinação da curva $a \times N$, obtendo-se desta forma os valores de da/dN , conforme está expresso na Equação 3.3.

$$(da/dN)_a = (a_{i+1} - a_i) / (N_{i+1} - N_i) \quad (3.3)$$

onde \bar{a} é o comprimento médio da trinca.

O comprimento médio da trinca expresso na Equação 3.4 foi usado para calcular a razão $a(a/W)$ e, por conseguinte, a amplitude do fator de intensidade de tensão ΔK que varia em função do crescimento da trinca, conforme expressa a Equação 3.1. Para cada da/dN corresponde um valor de ΔK calculado de acordo com a norma ASTM E 647-91.

$$a_{méd} = a_{i+1} + a_i / 2 \quad (3.4)$$

Desta forma, são obtidos os pares ordenados ($da/dN \times \Delta K$) que são representados graficamente em escalas logarítmicas.

Para a determinação dos pares de coordenadas e o traçado do gráfico $da/dN \times \Delta K$ com mais precisão matemática e, sobretudo, para evitar possíveis erros, foram usados os programas Excel e Origin.

A partir do gráfico $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$ ($\log da/dN \times \log \Delta K$), os parâmetros da Equação de Paris “m” e “C” conforme é visto na Equação 3.5 (Região II de Paris), foram determinados através da regressão linear (usou-se o programa Origin).

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (3.5)$$

3.2.7 Caracterização Microestrutural e Fractográfica dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados

3.2.7.1 Análise da Microestrutura

Foi retirada uma pequena amostra de cada corpo de prova, o mais próximo possível da superfície de fratura para análise microestrutural.

A análise da microestrutura dos dois tipos de ferro fundido austemperado, o ligado e o não ligado ao molibdênio, foi realizada em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) XL30, marca PHILIPS, conforme pode ser visto na Figura 3.16 e microscópio óptico, Figura 3 do Anexo III.



Fig. 3.16 – Microscópio Eletrônico de Varredura utilizado nas análises microestrutural e de superfície de fratura dos corpos de prova de fadiga.

3.2.7.2 Análise Fractográfica

Foi retirada de cada corpo de prova fraturado a superfície de fratura, para análise do micromecanismo de fratura. O processo utilizado para a retirada da amostra foi o de eletroerosão, pois procurou-se proteger a fratura de algum dano que viesse prejudicar os

trabalhos da análise e os seus resultados, o que certamente aconteceria se fosse usado uma outra forma mecânica mais agressiva ao material.

A análise fractográfica foi realizada em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), acima especificado e mostrado na Figura 3.16. Foram tomadas especificamente três regiões diferentes da superfície fraturada de cada amostra para serem cuidadosamente analisadas: uma região na iniciação da trinca, logo após a pré-trinca de fadiga; uma outra região próxima a instabilidade do corpo de prova e, finalmente, uma intermediária, correspondendo a Região II de Paris.

3.2.7.3 Análise Morfológica da Grafita

Foi retirada de cada corpo de prova uma pequena amostra próxima da superfície de fratura dos corpos de prova de fadiga para análise morfológica e quantitativa dos nódulos de grafita. A classificação quanto ao tamanho foi feita baseada na “*International Proposal for Cast Iron Graphite Classification*”, quanto à forma foi feita de acordo com a ISO 945, especificações VDG-P 441 ou DIN EN-20945 e quanto a metalografia quantitativa seguiu-se a orientação do LNEC (Laboratório Nacional de Engenharia Civil) de Lisboa (Memória nº 564), Seabra et al. [48]. Quanto ao método experimental para a quantificação da grafita foi usado o da análise do número de configurações por unidade de área de ensaio. Neste método é selecionado um campo de observação e a área de ensaio é delimitada aleatoriamente. São contadas as partículas que se encontram inteiramente dentro desta área e metade das que são cortadas pela linha que limita a área, Seabra et al. [48].

$$N_A = (N_C + \frac{1}{2} N_i) / A \quad (3.6)$$

onde,

A = área (mm^2),

N_A = número de grafita por unidade de área (nodularidade),

N_C = número de grafita dentro da área e

N_i = número de grafita cortada pela linha.

O grau de confiança dos resultados deste método está em torno de 95%, estatisticamente comprovado, Seabra et al. [48].

Na determinação quantitativa da grafita permitiu-se obter a nodularidade e o grau de nodularidade. Nodularidade (N_A), definido com base na ASTM A 644-74, é a quantidade de grafita esferoidal ou nodular tipos VI e V, Seabra et al. [48], por milímetro quadrado (mm^2). Grau de nodularidade (G_N) é a proporção existente entre o número de grafita tipos VI e V e o número total de grafita N_{gt} (soma de grafita do tipo III, IV, V e VI), numa dada área (ver classificação da grafita na Figura 1, Anexo III).

Foi usado o microscópio óptico ECRAM Figura 3.17, para a realização desse trabalho de investigação, cujo resultado encontra-se no Anexo II.



Figura 3.17 - Microscópio óptico ECRAN usado na análise morfológica dos nódulos de grafita dos corpos de prova de fadiga.

CAPÍTULO 4

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS

4.1.1 *Nodularidade e Grau de Nodularidade dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados*

Na Tabela 4.1 observa-se a nodularidade (N_A), número de nódulos do tipo V e VI por unidade de área (mm^2), e o grau de nodularidade (G_N), razão entre a nodularidade e o número total de nódulos de grafita (III, IV, V e VI) em valores percentuais (%).

Tabela 4.1 – Nodularidade e grau de nodularidade das ligas estudadas.

		TIPOS GRAFITA			Nod/ mm ²	%	TAMANHOS N ^o ASTM			PERCENTAGENS DE GRAFITA					
ADI	CP	V	VI	(IIIeIV)	N _A	G _N	5	6e7	8	%5	%(6e7)	%8	%V	%VI	%(IIIeIV)
S1	06	36	4	26	40	60	10	15	41	15	23	62	54	7	39
S1	13	44	17	20	61	75	16	24	41	21	29	50	53	22	25
S2	05	42	13	14	55	80	13	27	29	21	38	41	61	19	20
S2	16	37	12	11	49	81	17	23	20	28	39	33	61	20	19
S3	09	39	12	14	51	79	14	20	31	21	31	48	60	19	21
S3	10	46	11	23	57	71	8	31	41	11	38	51	57	14	29
L1	08	53	12	21	65	75	12	32	42	13	38	49	62	13	25
L1	12	45	17	15	62	81	12	33	32	16	43	41	58	22	20
L2	02	39	11	16	50	76	9	26	31	14	39	47	60	16	24
L2	04	41	12	6	53	90	16	28	15	26	48	26	69	21	10
L3	14	50	7	27	57	68	12	25	47	15	28	57	59	9	32
L3	15	47	6	20	53	72	7	20	46	9	28	63	64	8	28

Na Tabela 4.1 observa-se que tanto a nodularidade como o grau de nodularidade, em geral não atingiram os valores esperados. A literatura técnica, Fang [22], tem apresentado valores de nodularidade e grau de nodularidade em torno de $N_A \cong 90$ nod./mm² e $G_N \cong 98\%$, respectivamente. Com relação a nodularidade acredita-se que os baixos valores encontrados podem está relacionados com o tipo de inoculante usado, FeSi75A. A literatura técnica especializada tem alertado para o fato de que este tipo de inoculante não é tão eficiente como se pensa, Fuoco e Ortiz [19], Santos e Branco [20] e Machado [35].

Com relação ao tamanho de nódulos de grafita, em geral os valores da soma % dos nódulos de tamanho ASTM 6, 7 e 8 foi semelhante para todos as ligas estudadas.

Entretanto, as ligas S₂ (sem elemento de liga e inoculado com 0,7% de FeSi75A) e L₂ (com 0,2% de molibdênio) apresentaram o menor número de nódulos de tamanho ASTM 8.

Nas Figuras 4.1 a 4.6 observa-se a distribuição de nódulos dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados.

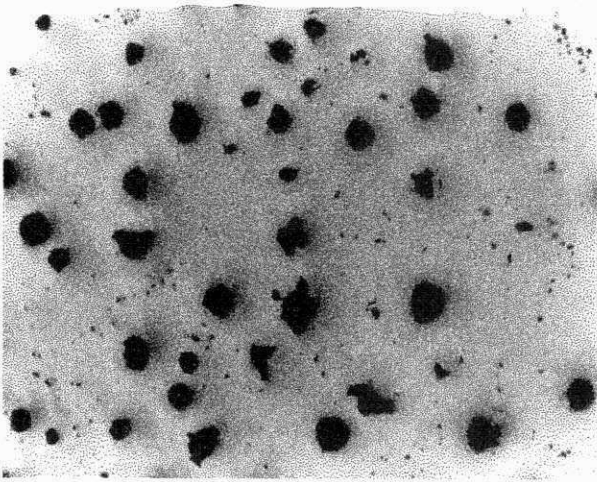


Figura 4.1 – Distribuição de nódulos. Ferro fundido nodular austemperado não ligado S₁ (inoculado com 0,5% de FeSi75A).
Aumento: 93x - CP 06.

Figura 4.2 – Distribuição de nódulos. Ferro fundido nodular austemperado não ligado S₂ (inoculado com 0,7% de FeSi75A).
Aumento: 93x - CP 05.

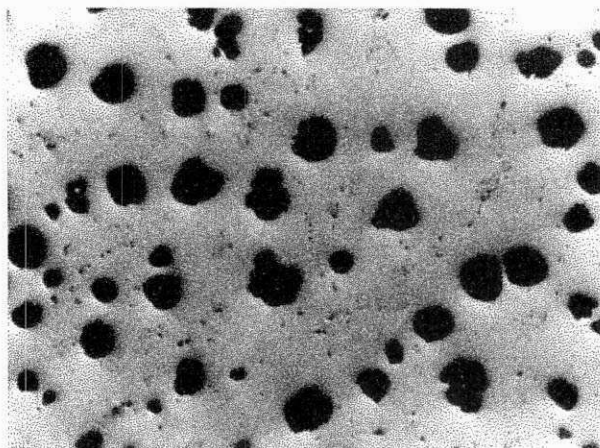
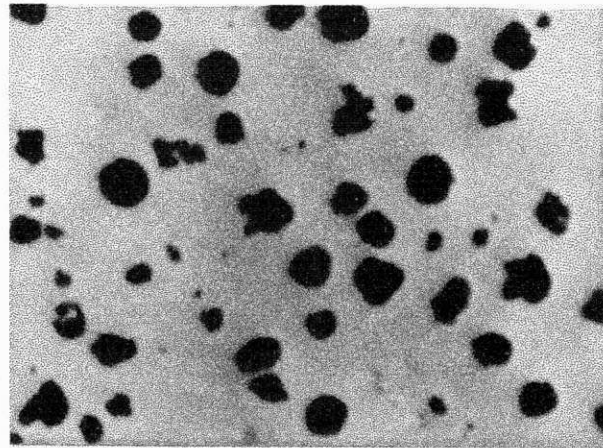


Figura 4.3 – Distribuição de nódulos. Ferro fundido nodular austemperado não ligado S₃ (inoculado com 0,9% de FeSi75A).
Aumento: 93x - CP 10.

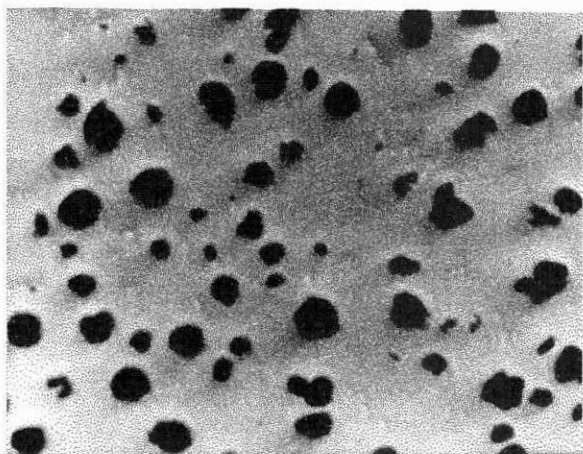


Figura 4.4 – Distribuição de nódulos.
Ferro fundido nodular austemperado
ligado ao molibdênio (0,2% Mo) L₁
(inoculado com 0,5% de FeSi75A).
Aumento: 93x - CP 12.

Figura 4.5 – Distribuição de nódulos.
Ferro fundido nodular austemperado
ligado ao molibdênio (0,2% Mo) L₂
(inoculado com 0,7% de FeSi75A).
Aumento: 93x - CP 04.

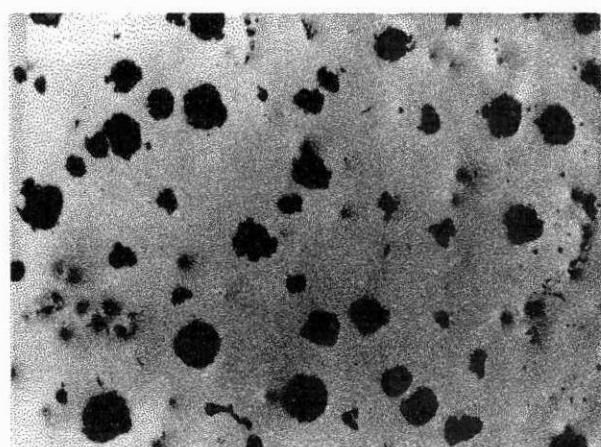
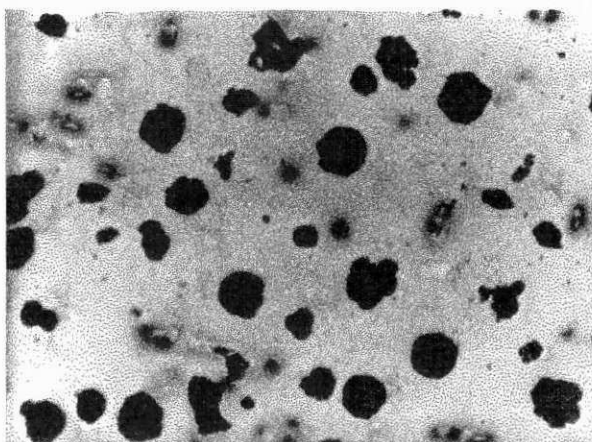


Figura 4.6 – Distribuição de nódulos.
Ferro fundido austemperado ligado ao
molibdênio (0,2% Mo) L₃ (inoculado
com 0,9% de FeSi75A).
Aumento: 93x - CP 15.

4.1.2 *Microestrutura dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados*

Nas Figuras 4.7 e 4.8 observa-se a microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado não ligado, inoculado com 0,5 e 0,7% de FeSi75A, respectivamente. Este tipo de matriz austemperada é denominado de ausferrita, Kovacs (a e b) [30 e 53]. É constituída de austenita estável de elevado carbono e ferrita acicular isenta e/ou com muito pouco precipitado de carbonetos. As vezes é chamada impropriamente de ferrita bainítica.

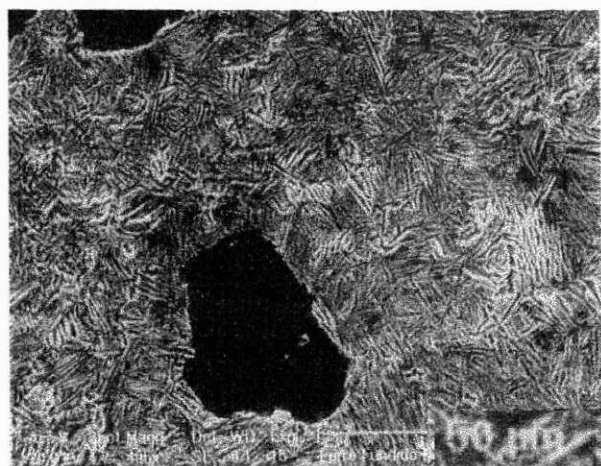
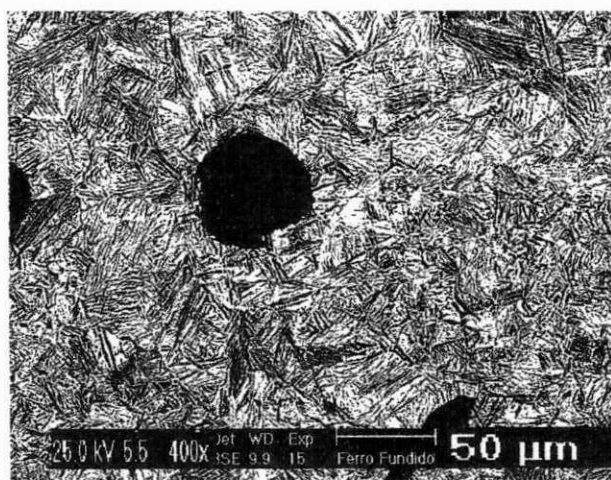


Figura 4.7 – Microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado sem elemento de liga S_1 (inoculado com 0,5% de FeSi75A). Matriz austemperada com nódulos de grafita. CP 06.

Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

Figura 4.8 – Microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado sem elementos de liga S_2 (inoculado com 0,7% de FeSi75A). CP 05.

Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.



A microestrutura dos ferros fundidos nodulares austemperados ligados ao molibdênio foi semelhante as verificadas para o ferro não ligado, Figuras 4.9 a 4.12. Nota-se, entretanto, em alguns pontos carbonetos intercelulares de molibdênio. Dorazil e Holzmann [15] e Richards [33] verificaram este tipo de matriz associada a carbonetos intercelulares. Nas Figuras 4.10 e 4.12 observa-se com maior ampliação os detalhes assinalados nas Figuras 4.9 e 4.11.

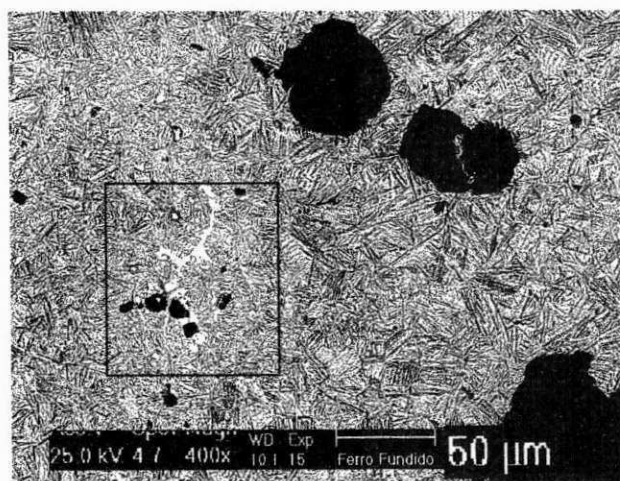
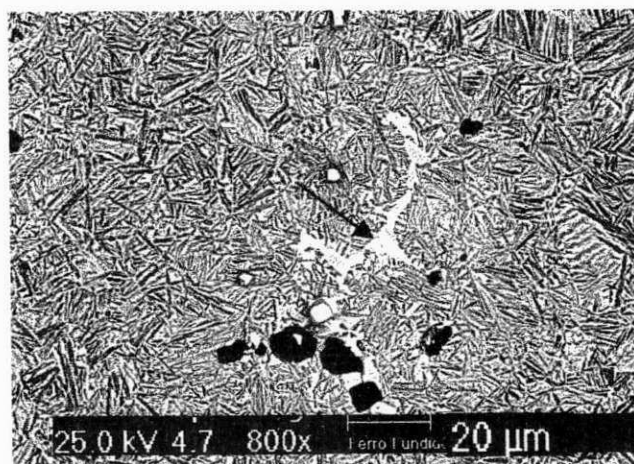


Figura 4.9 – Microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio (0,2% Mo) L₂ (inoculado com 0,7% de FeSi75A). Na zona assinalada observa-se o carboneto intercelular de molibdênio, CP 02.

Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

Figura 4.10 – Microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio L₂ (0,2% Mo). Detalhe da região assinalada na figura anterior. CP 02.

Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.



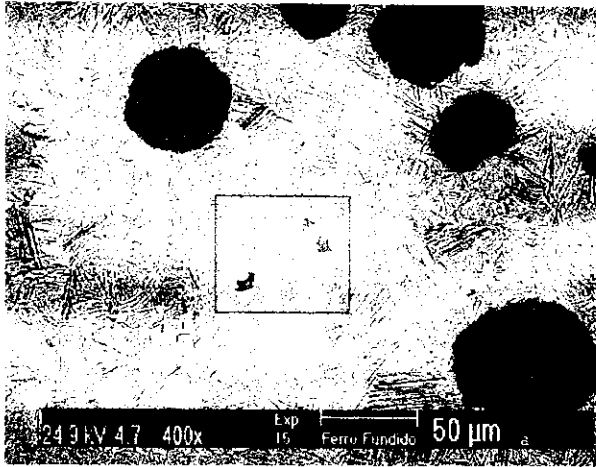


Figura 4.11 – Microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio (0,2% Mo) L₃ (inoculado com 0,9% de FeSi75A). Matriz ausferrítica com pequenos precipitados de carbonetos intercelulares de molibdênio (região assinalada). CP 14.

Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

Figura 4.12 – Microestrutura característica do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio L₃ (0,2% Mo). Detalhe da região assinalada na figura anterior, CP 14.

Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.



Nas Figuras 4.13 e 14 observa-se as curvas de análise por espectrografia de raios-X dos ferros fundidos nodulares estudados. Observa-se na Figura 4.13 o pico de molibdênio, indicando a presença deste elemento no ferro fundido ligado.

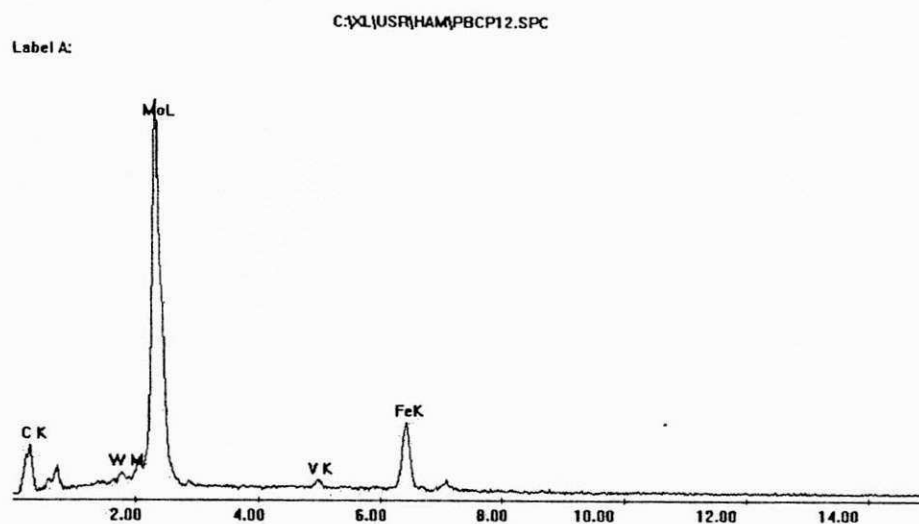


Figura 4.13 – Espectrografia de raios-X realizada em uma amostra de ferro fundido austemperado ligado ao molibdênio (0,2% Mo). O pico maior indica a presença de molibdênio.

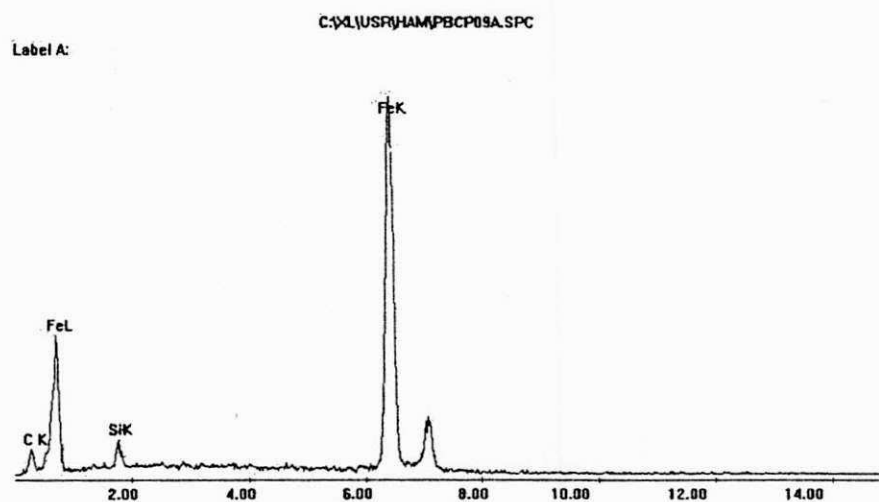


Figura 4.14 – Espectrografia de raios-X realizada em uma amostra de ferro fundido austemperado não ligado. Não se observa a presença do pico indicativo de molibdênio.

4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS CONVENCIONAIS E RESISTÊNCIA À FADIGA

4.2.1 *Influência do Teor de FeSi75A nas Propriedades Mecânicas de Tração e Dureza dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Ligados e Não Ligados*

Na tabela 4.2 observa-se as propriedades mecânicas de tração e dureza das ligas estudadas.

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas de tração e dureza das ligas estudadas. Dureza Brinell com carga de 250Kgf e esfera de 5,0mm de diâmetro (*).

Amostra (%FeSi75A)	σ_{TS} (MPa)	σ_Y (MPa)	ϵ (%)	HB (Kgf/mm ²)
S ₁ (0,5)	1370	1170	3,3	285
S ₂ (0,7)	1350	1140	3,2	285
S ₃ (0,9)	1410	1190	2,5	285
L ₁ (0,5)	1370	1130	2,3	315
L ₂ (0,7)	1320	1140	3,8	315
L ₃ (0,9)	1380	1170	3,1	315

(*) Não foi possível realizar teste de significância nos valores da Tabela acima, pois o número de amostras não é suficiente para o que exige a análise estatística.

Na tabela 4.2 nota-se uma leve tendência para o aumento da tensão de escoamento e da resistência mecânica com o acréscimo do teor de inoculante FeSi75A.

A pequena influência da variação do teor de inoculante sobre as propriedades mecânicas de tração é um reflexo dos resultados de nodularidade e de grau de nodularidade, (Tabela 4.1). Por outro lado, uma vez que a nodularidade e o grau de

nodularidade foram semelhantes nas ligas estudadas e não se verificou uma variação significativa na matriz ausferrítica, as propriedades mecânicas de tração foram pouco afetadas pela variação do teor de FeSi75A e/ou pelo elemento de liga usado (0,2% Mo).

Na Tabela 4.2 nota-se um pequeno acréscimo na dureza Brinell para as ligas contendo molibdênio. Provavelmente este pequeno acréscimo esteja principalmente relacionado com a presença de carbonetos bainíticos na matriz ausferrítica, Figuras 4.9 e 4.12.

4.2.2 Influência do Teor de FeSi75A na Resistência à Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Não Ligados

Na Tabela 4.3 observa-se os valores da constante “C” e do expoente “m” da Equação de Paris, para os ferros fundidos nodulares austemperados estudados.

Nas Figuras 4.15 a 4.18 observa-se as curvas da/dN versus ΔK para os ferros fundidos nodulares austemperados sem o elemento de liga molibdênio. Em cada figura tem-se os dados de dois corpos de prova, sendo que: por exemplo, Figura 15(a), pares de da/dN versus ΔK plotados sem a regressão linear com o objetivo de se identificar o valor ΔK_o , valor limite aparente de ΔK_{th} , acima do qual se tem o início de propagação da trinca por fadiga; Figura 4.15(b), pares de $da/dN \times \Delta K$ com suas respectivas curvas de regressão linear, com o objetivo principal de se verificar algum possível desvio maior entre os dois corpos de prova ensaiados sob as mesmas condições; e Figura 4.15(c), regressão linear

sobre o conjunto de pares de valores de da/dN versus ΔK dos dois corpos de prova, resultado que será usado para comparar o efeito da variação do teor de inoculante na curva da/dN versus ΔK para cada liga estudada, como também do elemento de liga molibdênio (0,2% Mo) na resistência à propagação da trinca por fadiga. Esta descrição repete-se para todas as curvas da/dN versus ΔK levantadas desta forma.

Tabela 4.3 – Parâmetros da Equação de Paris.

ADI	Mo (%)	FeSi75 (%)	CP	PARÂMETROS		Equação Principal (*)	
				C	m	C	m
L1	0,2	0,5	08	$6,82 \times 10^{-14}$	4,51	$7,69 \times 10^{-14}$	4,49
			12	$8,56 \times 10^{-14}$	4,47		
L2	0,2	0,7	02	$1,26 \times 10^{-13}$	4,25	$9,00 \times 10^{-14}$	4,43
			04	$5,40 \times 10^{-14}$	4,61		
L3	0,2	0,9	14	$5,95 \times 10^{-14}$	4,37	$2,28 \times 10^{-13}$	4,17
			15	$3,97 \times 10^{-13}$	3,97		
S1	0,0	0,5	06	$7,23 \times 10^{-14}$	4,50	$6,98 \times 10^{-14}$	4,53
			13	$6,73 \times 10^{-14}$	4,56		
S2	0,0	0,7	05	$1,48 \times 10^{-12}$	3,42	$2,42 \times 10^{-12}$	3,28
			16	$3,40 \times 10^{-12}$	3,15		
S3	0,0	0,9	09	$4,70 \times 10^{-14}$	4,71	$2,12 \times 10^{-13}$	4,30
			10	$3,77 \times 10^{-13}$	3,89		

(*) Unidade (m/ciclo).

Na Figura 4.18 observa-se as regressões lineares na região II de Paris para os ferros fundidos nodulares austemperados não ligados, inoculados com 0,5 – 0,9% de FeSi75A.

Observa-se na Figura 4.18 que o ΔK_0 limite foi maior na liga inoculada com 0,9% de FeSi75A. A deformação plástica cíclica atrás da trinca em propagação pode produzir

tensões compressivas residuais ao longo dos flancos da trinca, que podem provocar o fechamento parcial da ponta da trinca, W.Elber [54]. Esta deformação plástica cíclica mantém uma relação com o tamanho da zona plástica cíclica, que por sua vez é inversamente proporcional ao quadrado da tensão de escoamento do material. Portanto, uma tensão de escoamento maior produz um tamanho de zona plástica cíclica menor e, conseqüentemente, menor fechamento de trinca que por sua vez levará a um valor de ΔK_o limite menor. Esse, entretanto, não é o resultado que se observa na Figura 4.18. O valor de ΔK_o limite para liga inoculada com 0,9% de FeSi75A é maior do que o verificado para a liga inoculada com 0,5% de FeSi75A, embora a tensão de escoamento da liga com 0,5% de FeSi75A seja menor, Tabela 4.2.

Putatunda [51], Irving e McCartney [55] e Throop e Miller [56], estudaram o efeito da tensão de escoamento na velocidade de propagação da trinca por fadiga próximo ao ΔK_{th} , em diferentes materiais e propuseram diferentes modelos para explicar este comportamento. Os modelos indicavam que a velocidade de propagação da trinca por fadiga seria proporcional a σ_y^{-1} ou σ_y^{-2} ou σ_y^{-4} , ou seja, a velocidade de crescimento da trinca de fadiga deveria decrescer com o acréscimo da tensão de escoamento (σ_y). Estudos de Yu e Topper [57] e Ritchie [58] indicaram que a velocidade de propagação da trinca de fadiga permanece constante ou decresce com o aumento da tensão de escoamento. e Beevers [59] e Bartosiewicz et al. (b) [61] observaram por outro lado que a velocidade de crescimento da trinca aumenta com o crescimento da tensão de escoamento do material. A análise dos resultados destes trabalhos permite algumas observações: quando a propagação da trinca de fadiga é controlada pelo mecanismo de estrias, Lee e Chang [47], um acréscimo da tensão de escoamento resulta em decréscimo ou em um insignificante

acréscimo na velocidade de propagação da trinca de fadiga. Entretanto, quando outros mecanismos de propagação de trinca por fadiga atuam em conjunto com o mecanismo de estrias, a velocidade de propagação da trinca de fadiga tende a crescer com a tensão de escoamento.

Na Figura 4.18, observa-se que o ferro fundido nodular austemperado inoculado com 0,7% de FeSi75A apresenta a menor taxa de acréscimo da velocidade de propagação da trinca de fadiga. Portanto este resultado tende a confirmar o que foi verificado por Beevers [59] e Bartosiewicz et al. (b) [61]. A liga inoculada com 0,7% de FeSi75A apresenta a menor tensão de escoamento, Tabela 4.2.

Na Figura 4.17.b observa-se que para valores maiores de ΔK o CP 10 tem uma resistência à propagação de trinca maior. Provavelmente, o comportamento apresentado pelo CP 10 esteja ligado ao maior número de nódulos formados de tamanho ASTM do tipo 6, 7 e 8 na matriz ausferrítica. Venugopalan e Alagarsamy [5] observaram que a resistência à fadiga do ferro fundido nodular austemperado (ADI) aumenta com o decréscimo do tamanho do nódulo de grafita.

Nas Figuras 4.19 a 4.21 observa-se as superfícies de fratura dos corpos de prova das ligas S_1 , S_2 e S_3 próximas a Região I de propagação de trinca de fadiga. Nota-se claramente o aspecto mais frágil das superfícies de fratura das ligas S_1 e S_3 , que está de acordo com o comportamento apresentado na Figura 4.18.

Nas superfícies de fratura observa-se facetas de clivagem isoladas e em grande quantidade facetas planas semelhante a clivagem, entretanto, contendo dentro uma série de estrias e ou linhas de plasticidade. Este tipo de fratura também foi observado por Bulloch [45]. Este tipo de relevo estriado, foi explicado por Vasilev [60] como sendo o resultado de um mecanismo de fratura em que uma trinca de clivagem em crescimento sofre

periodicamente uma relaxação. Este tipo de clivagem por relaxação periódica no crescimento da trinca foi denominado de mecanismo de Fridel-Orlov, Golman et al. [62] e Orlov [63]. Basicamente, este mecanismo envolve a interrupção periódica da propagação da trinca de clivagem devido a relaxação, ou seja, a relaxação plástica retarda o movimento da trinca de clivagem quando a velocidade da trinca cai abaixo de um determinado valor crítico. A ponta da trinca torna-se arredondada (marcas “*arrest*” de paradas são formadas) e a trinca só voltará a crescer quando a tensão ultrapassar um determinado nível, suficiente para reiniciar a fratura por clivagem. Este processo de crescimento produz as estriações na superfície de clivagem.

Bulloch [45] verificou que os espaçamentos destas estrias variam ao longo de todo o range de ΔK e não estão relacionadas com a velocidade de propagação da trinca de fadiga. Entretanto, as superfícies de fratura nas Figuras 4.19 a 4.21, permite observar-se que as facetas tendem a ser mais planas e estendidas e, portanto, um caracter aparentemente mais frágil que pode levar a diferenças na velocidade de propagação da trinca de fadiga, Figura 4.18.

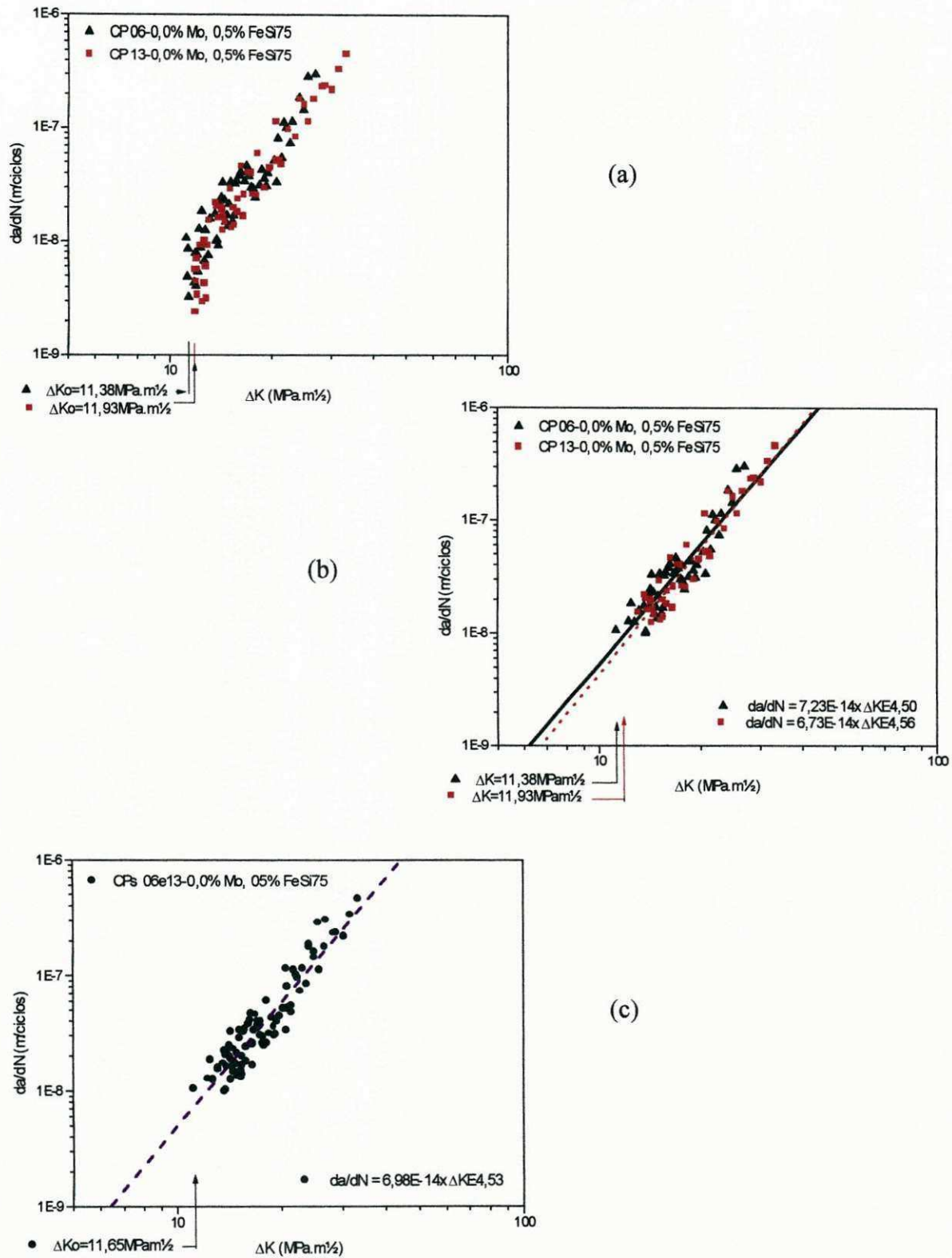


Figura 4.15 – (a) Curva da/dN x ΔK de dois corpos de prova tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado com 0,5% de FeSi75A, não ligado; (b) inclusão da linha de regressão linear de cada CP e (c) inclusão da linha de regressão linear dos dois CPs e valor médio de ΔK_0 .

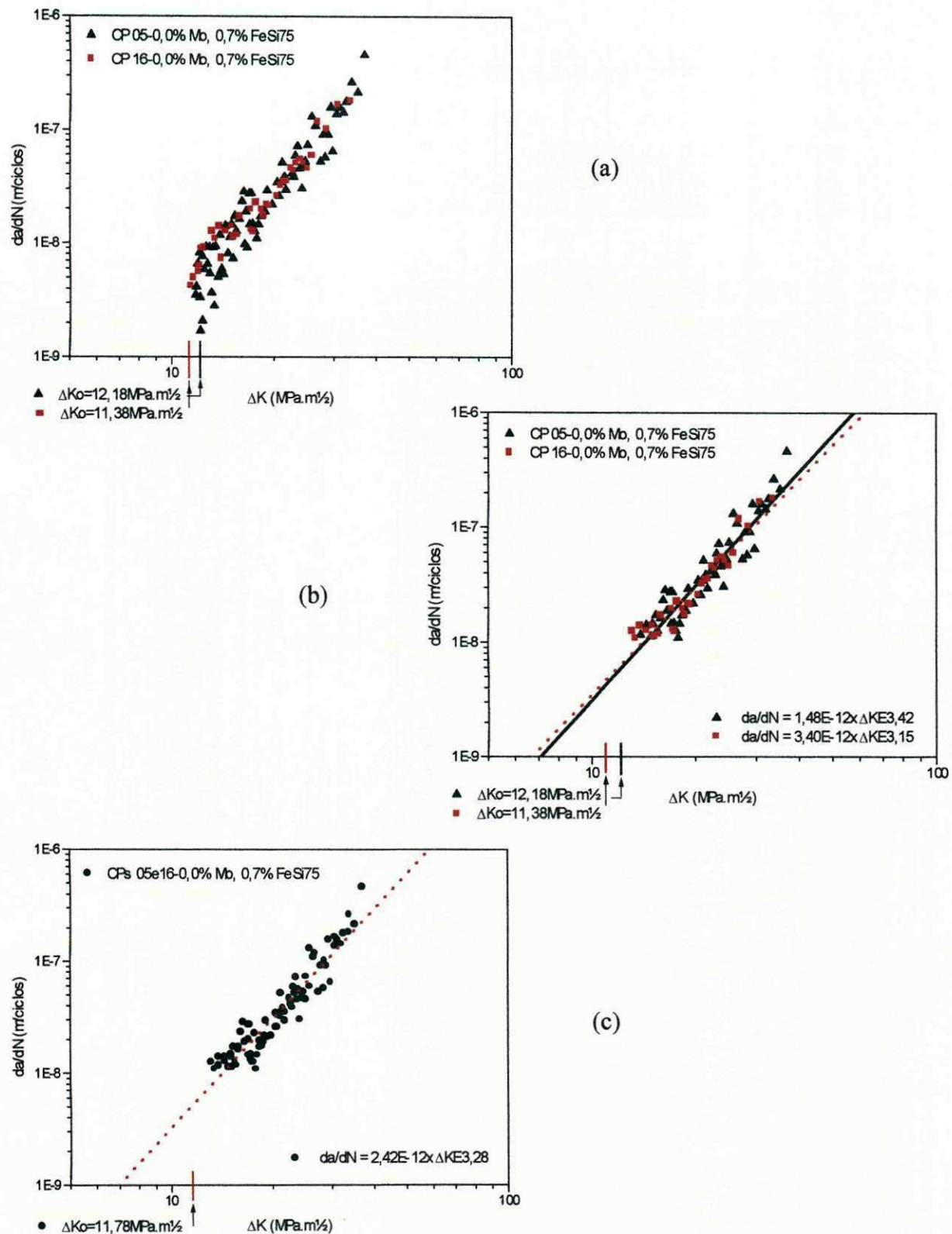


Figura 4.16 – (a) Curva $da/dN \times \Delta K$ de dois corpos de prova tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado com 0,7% de FeSi75A, não ligado; (b) inclusão da linha de regressão linear de cada CP e (c) inclusão da linha de regressão linear dos dois CPs e valor médio de ΔK_0 .

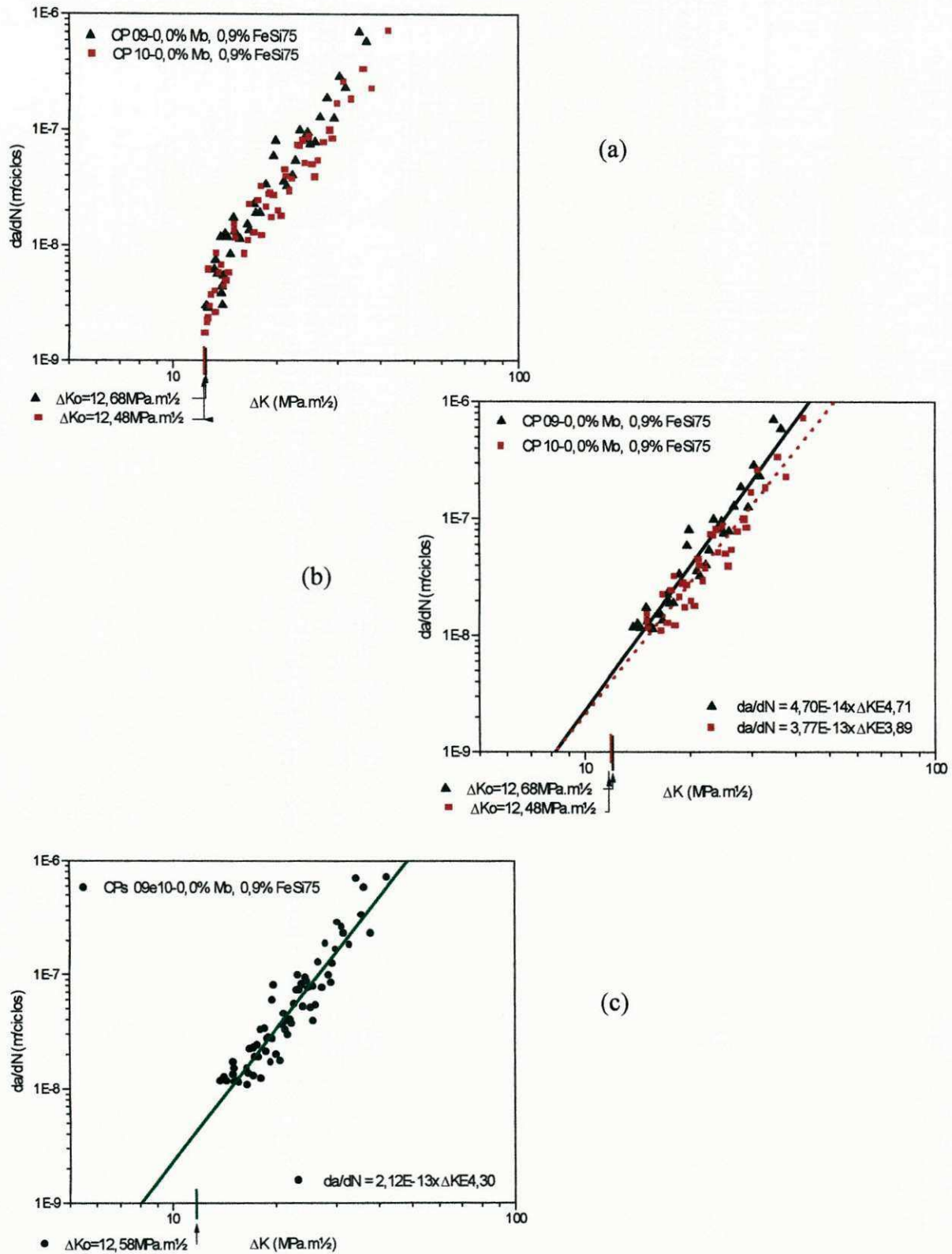


Figura 4.17 – (a) Curva $da/dN \times \Delta K$ de dois corpos de prova tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado com 0,9% de FeSi75A; não ligado; (b) inclusão da linha de regressão linear de cada CP e (c) inclusão da linha de regressão linear dos dois CPs e valor médio de ΔK_o .

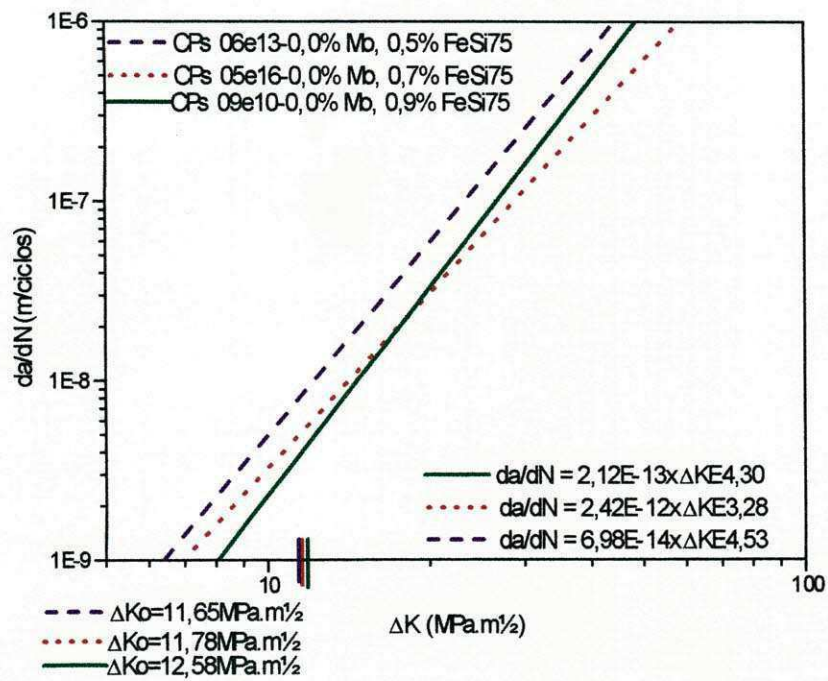


Figura 4.18 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ de corpos de prova do tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado não ligado, inoculado com 0,5; 0,7 e 0,9% de FeSi75A.

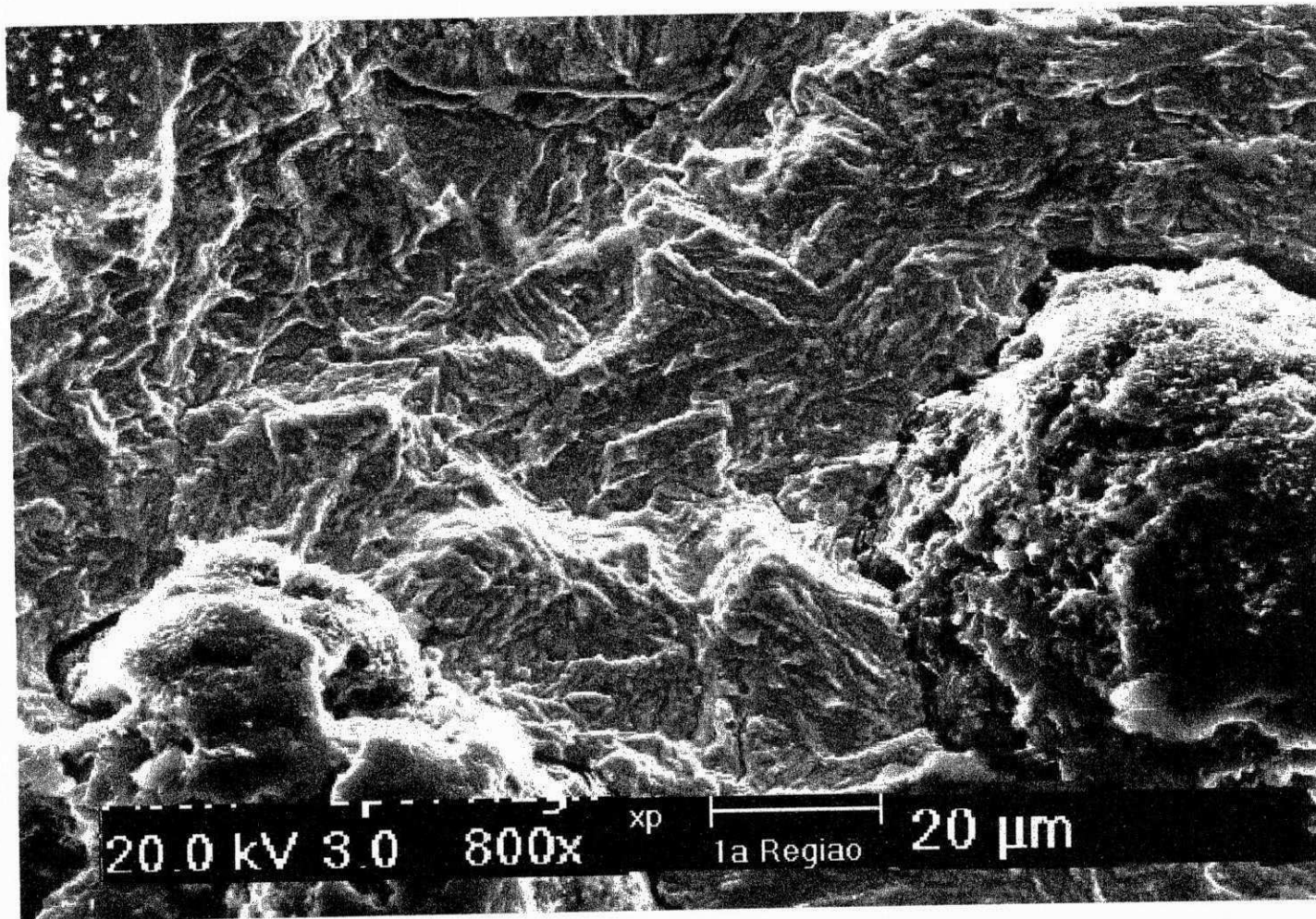


Figura 4.19 – Fractografia da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado não ligado (CP 06) e inoculado com 0,5% de FeSi75A. Observa-se facetas de clivagem, facetas planas semelhantes a clivagem contendo estrias e descolamento do nódulo de grafita da matriz. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

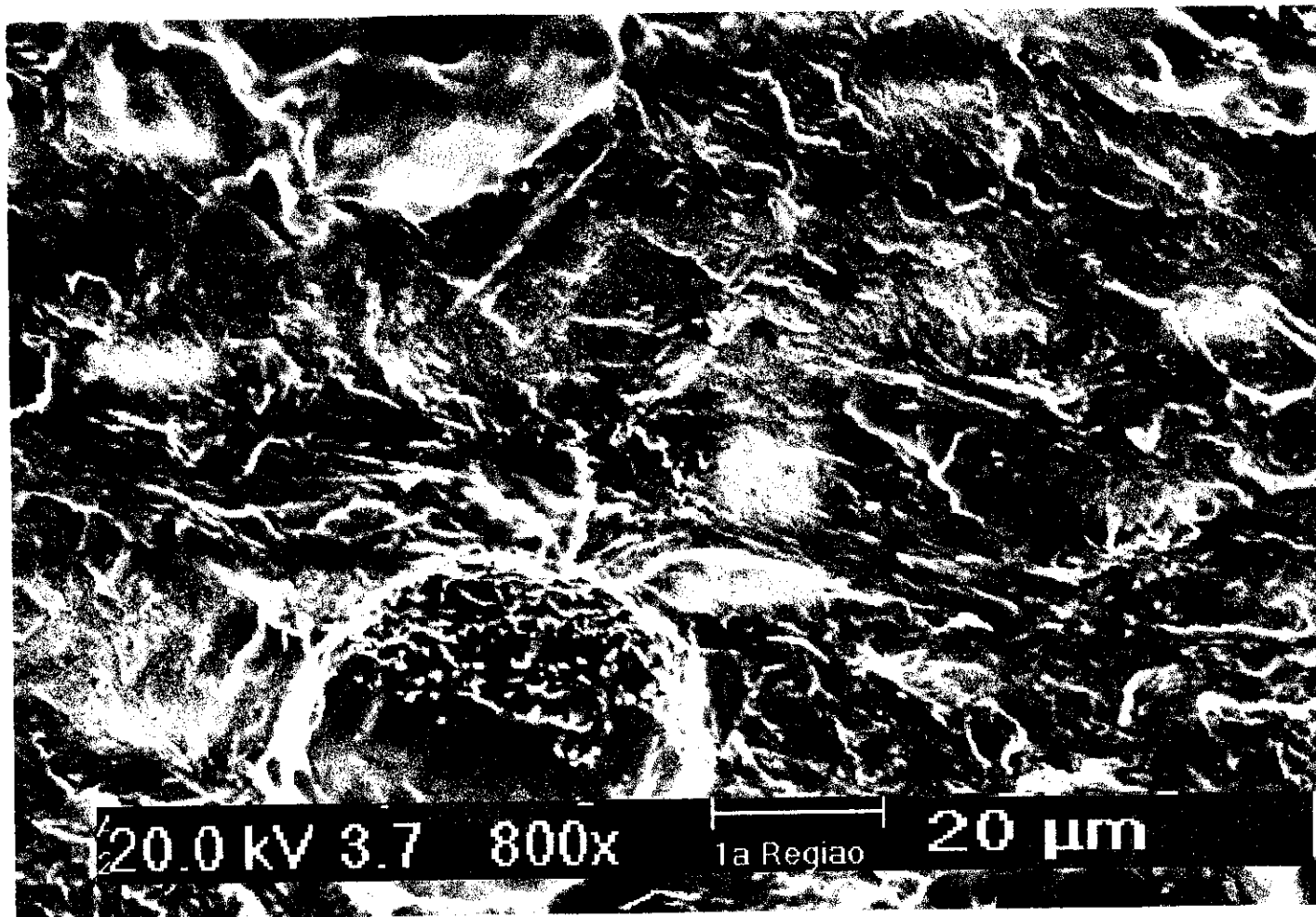


Figura 4.20 - Fractografia da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado não ligado (CP 16) e inoculado com 0,7% de FeSi75A. Observa-se algumas facetas de clivagem, facetas planas semelhantes a clivagem contendo estrias. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

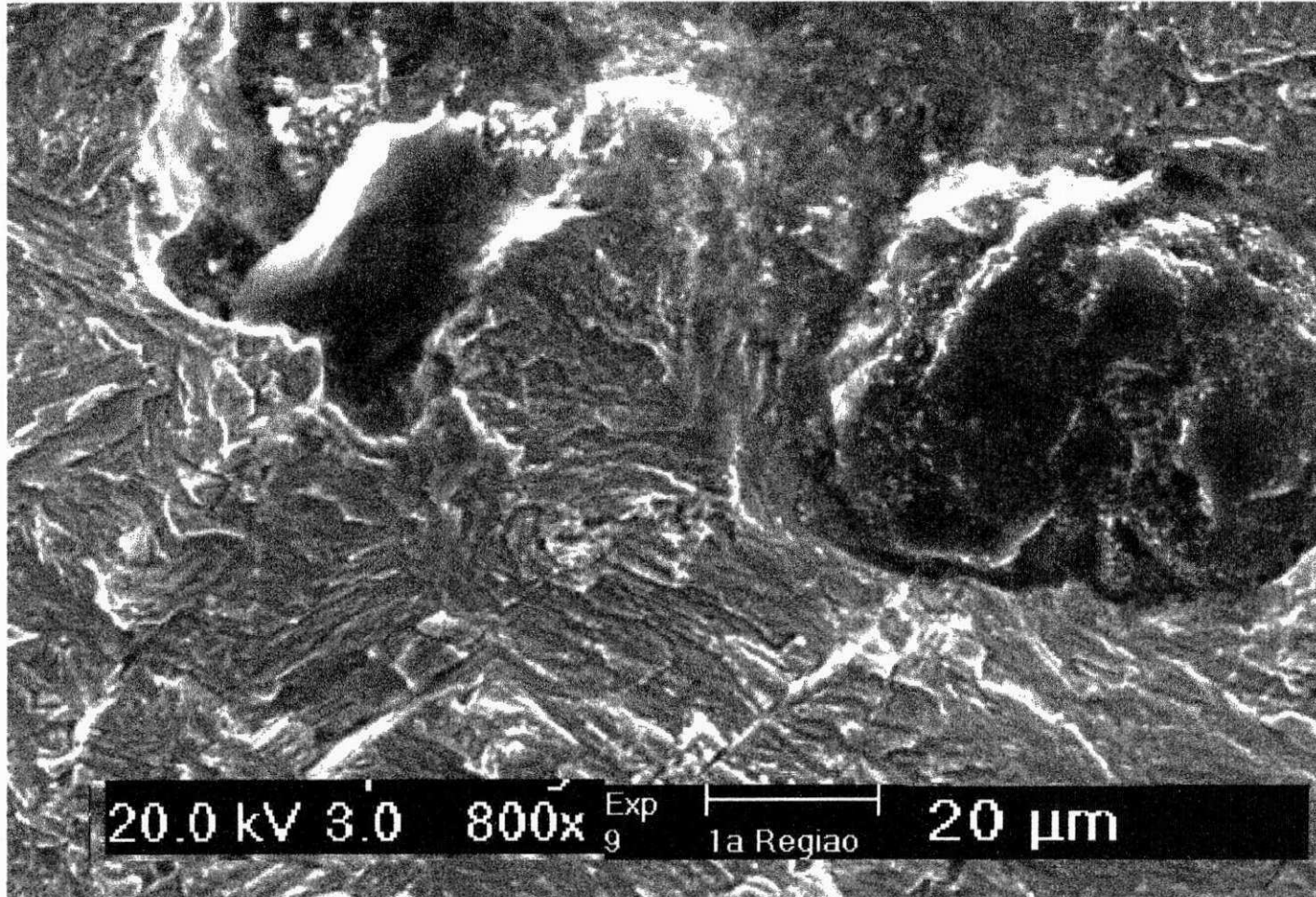


Figura 4.21 - Fractografia da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado não ligado (CP 09) e inoculado com 0,9% de FeSi75A. Observa-se algumas facetas de clivagem, facetas planas semelhantes a clivagem com grande quantidade de estrias e descolamento do nódulo de grafita da matriz. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

4.2.3 *Influência do Teor de FeSi75A na Resistência a Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Ligados ao Molibdênio*

Nas Figuras 4.22 a 4.25 observa-se as curvas da/dN versus ΔK para os ferros fundidos nodulares austemperados contendo o elemento de liga molibdênio. Os dados nas figuras foram plotados de forma semelhante aos das Figuras 4.15 a 4.18, conforme descrição anterior.

Na Figura 4.25 observa-se as regressões lineares na Região II de Paris para os ferros fundidos nodulares austemperados com o elemento de liga molibdênio (0,2% Mo), inoculados com 0,5 a 0,9% de FeSi75A.

Os valores de ΔK_0 limite, neste caso, foram bastante semelhantes e a pequena diferença verificada não se pode atribuir as propriedades dos materiais estudados.

Nota-se na Figura 4.25 uma certa tendência para uma maior velocidade de propagação da trinca de fadiga, próxima a Região I de Paris, para as ligas inoculadas com 0,7 e 0,9% de FeSi75A. A diferença da tensão de escoamento provavelmente seja a explicação para este comportamento, Tabela 4.2. Beeves [59] e Bartosiewicz et al. [61], observaram que a velocidade de crescimento da trinca de fadiga aumenta com o aumento da tensão de escoamento. Este comportamento deve ser incrementado quando o micromecanismo de fratura for misto, ou seja, estrias dúcteis de fadiga associadas a micromecanismo do tipo microcavidades “*dimples*”, fratura intergranular, clivagem e ou quase-clivagem.

Nas Figuras 4.26 a 4.28 observa-se as superfícies de fratura dos corpos de prova dos ferros fundidos nodulares austemperados ligados (L_1 , L_2 e L_3), próximas a Região I de propagação de trinca de fadiga. As superfícies de fratura neste caso, apresentam um

4.2.3 *Influência do Teor de FeSi75A na Resistência a Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Ligados ao Molibdênio*

Nas Figuras 4.22 a 4.25 observa-se as curvas da/dN versus ΔK para os ferros fundidos nodulares austemperados contendo o elemento de liga molibdênio. Os dados nas figuras foram plotados de forma semelhante aos das Figuras 4.15 a 4.18, conforme descrição anterior.

Na Figura 4.25 observa-se as regressões lineares na Região II de Paris para os ferros fundidos nodulares austemperados com o elemento de liga molibdênio (0,2% Mo), inoculados com 0,5 a 0,9% de FeSi75A.

Os valores de ΔK_0 limite, neste caso, foram bastante semelhantes e a pequena diferença verificada não se pode atribuir as propriedades dos materiais estudados.

Nota-se na Figura 4.25 uma certa tendência para uma maior velocidade de propagação da trinca de fadiga, próxima a Região I de Paris, para as ligas inoculadas com 0,7 e 0,9% de FeSi75A. A diferença da tensão de escoamento provavelmente seja a explicação para este comportamento, Tabela 4.2. Beeves [59] e Bartosiewicz et al. [61], observaram que a velocidade de crescimento da trinca de fadiga aumenta com o aumento da tensão de escoamento. Este comportamento deve ser incrementado quando o micromecanismo de fratura for misto, ou seja, estrias dúcteis de fadiga associadas a micromecanismo do tipo microcavidades “*dimples*”, fratura intergranular, clivagem e ou quase-clivagem.

Nas Figuras 4.26 a 4.28 observa-se as superfícies de fratura dos corpos de prova dos ferros fundidos nodulares austemperados ligados (L_1 , L_2 e L_3), próximas a Região I de propagação de trinca de fadiga. As superfícies de fratura neste caso, apresentam um

aspecto mais frágil, entretanto, são bastante semelhantes entre si e estão em concordância com as curvas da/dN versus ΔK apresentadas pelos ferros fundidos nodulares austemperados ligados ao molibdênio, Figura 4.25.

O micromecanismo de fratura, já discutido anteriormente, repete-se para o ferro fundido ligado. Facetas planas semelhantes a clivagem contendo estrias e/ou linhas de plasticidade.

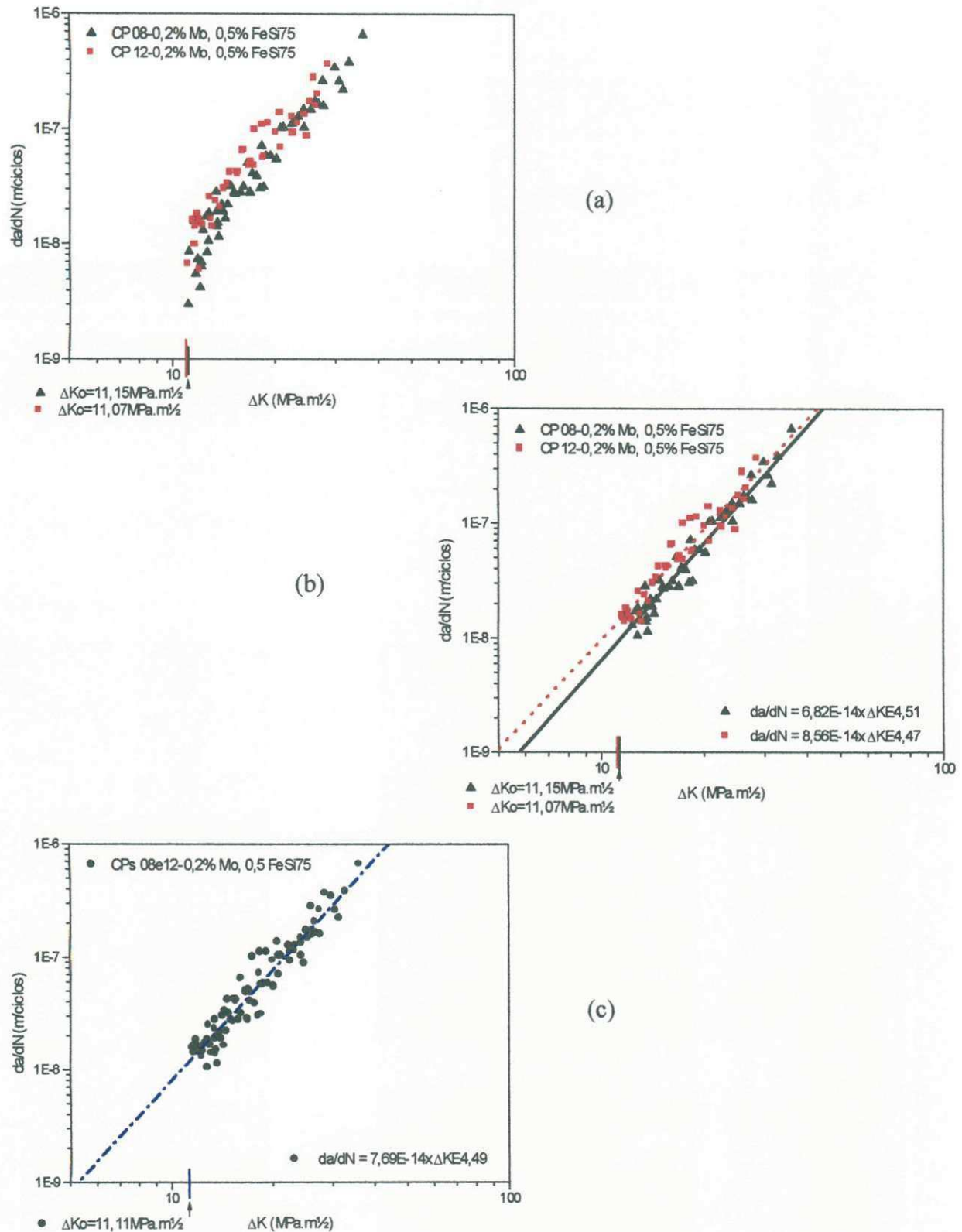


Figura 4.22 – (a) Curva $da/dN \times \Delta K$ de dois corpos de prova tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado ligado ao Mo com 0,5% de FeSi75A; (b) inclusão da linha de regressão linear de cada CP; (c) inclusão da linha de regressão linear dos dois CPs juntos e o valor médio de ΔK_0 .

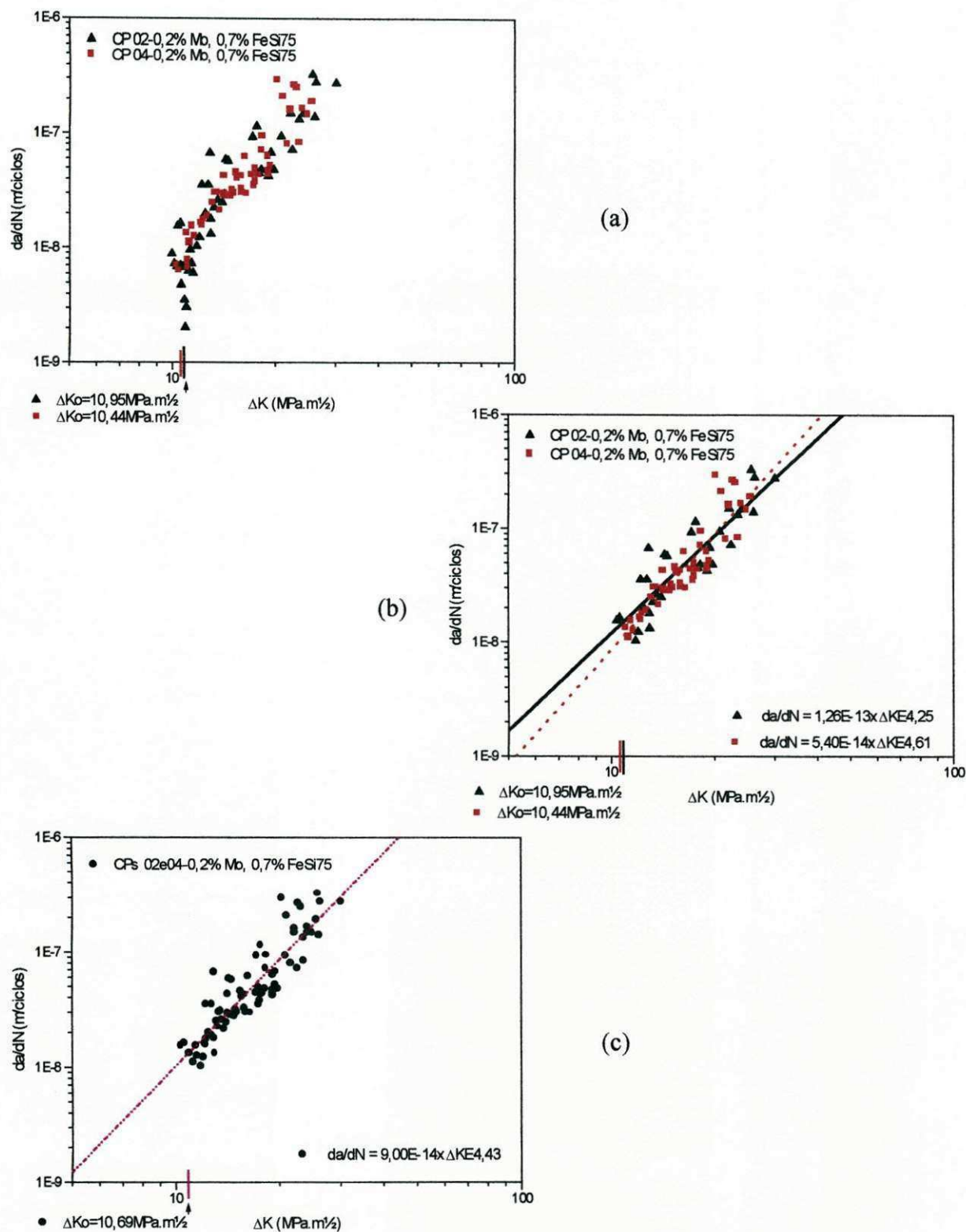


Figura 4.23 – (a) Curva $da/dN \times \Delta K$ de dois corpos de prova tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio em 0,2% com 0,7% de FeSi75A; (b) inclusão da linha de regressão linear de cada CP, (c) inclusão da linha de regressão linear dos dois CPs juntos e o valor médio do ΔK_0 .

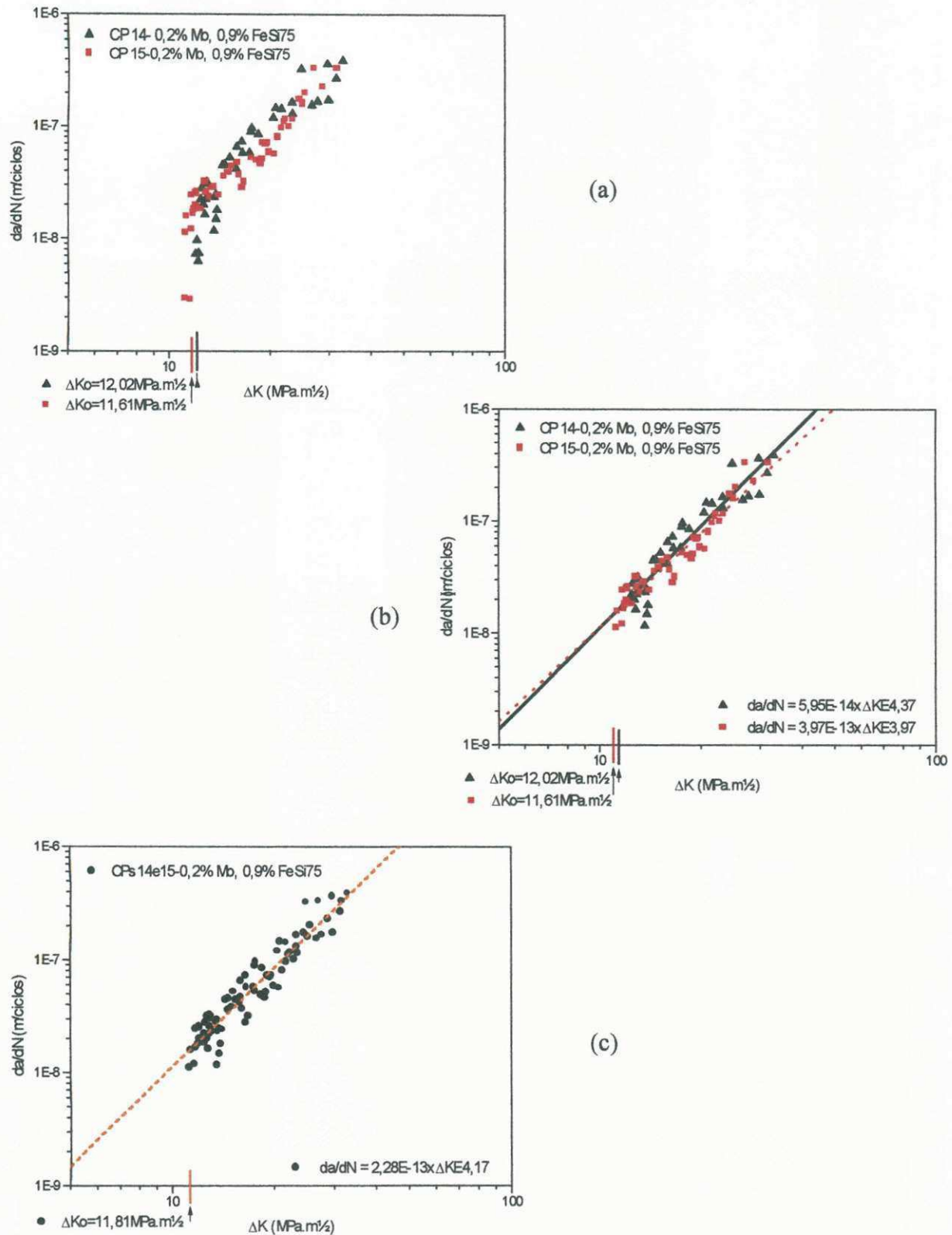


Figura 4.24 – (a) Curva $da/dN \times \Delta K$ de dois corpos de prova tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio em 0,2% com 0,9% de FeSi75A; (b) inclusão da linha de regressão linear de cada CP; (c) inclusão da linha de regressão linear dos dois CPs juntos e o valor médio de ΔK_o .

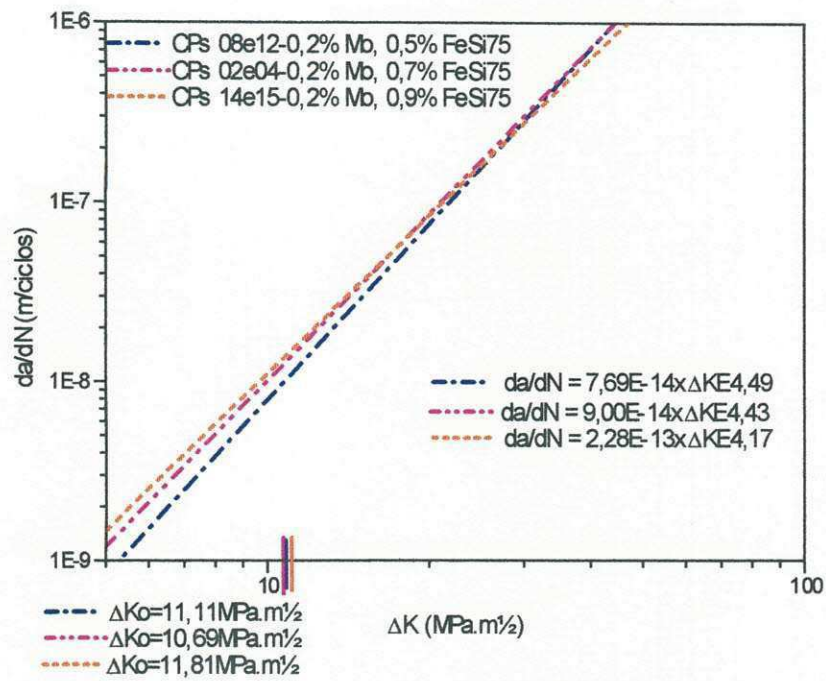


Figura 4.25 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ de corpos de prova do tipo “CT” de ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio (0,2% Mo) e inoculado com 0,5; 0,7 e 0,9% de FeSi75A.

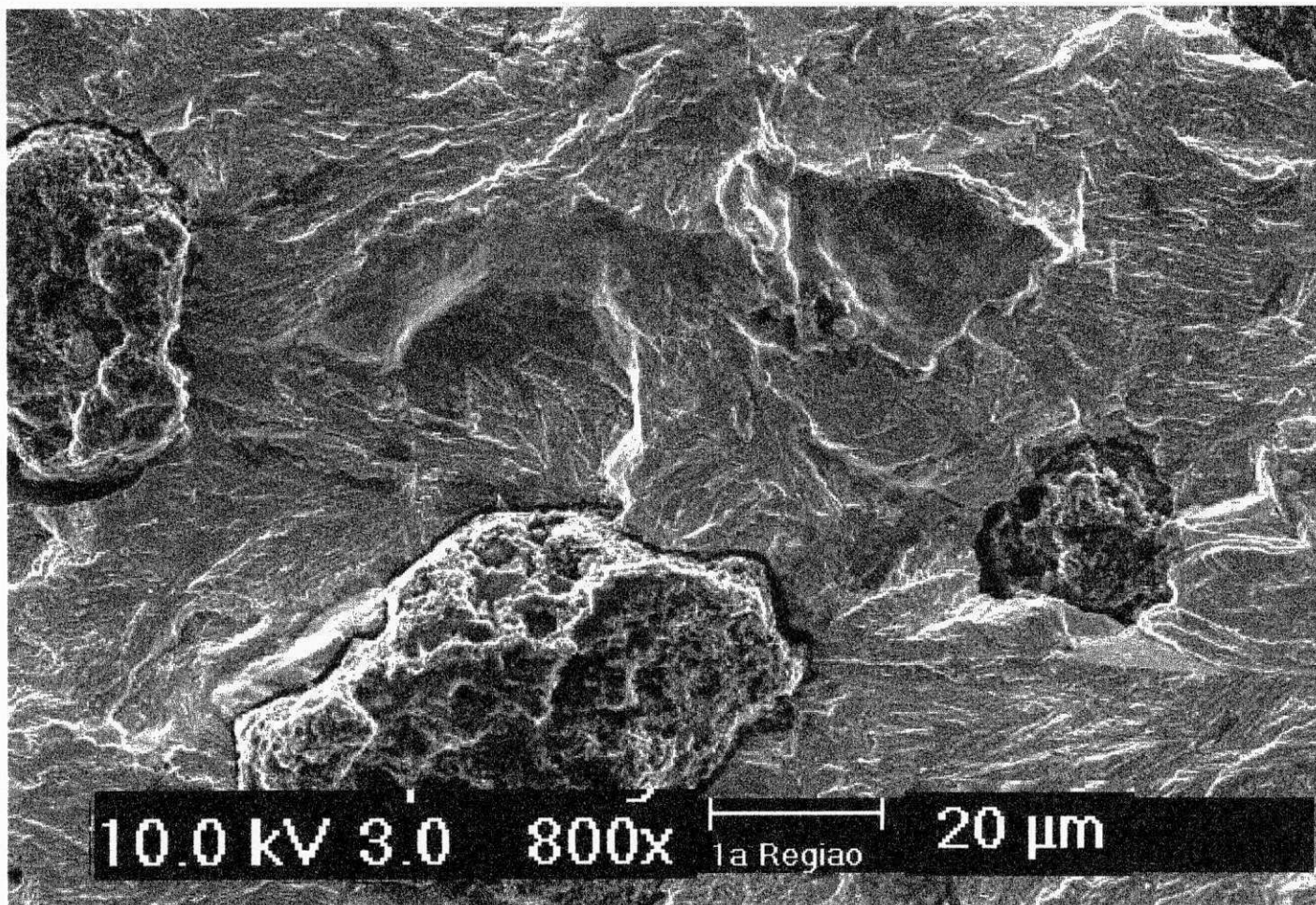


Figura 4.26 - Fractografia da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado ligado (CP 08) e inoculado com 0,5% de FeSi75A. Observa-se algumas facetas de clivagem e grande quantidade de facetas planas semelhantes a clivagem contendo estrias e descolamento do nódulo de grafita da matriz. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

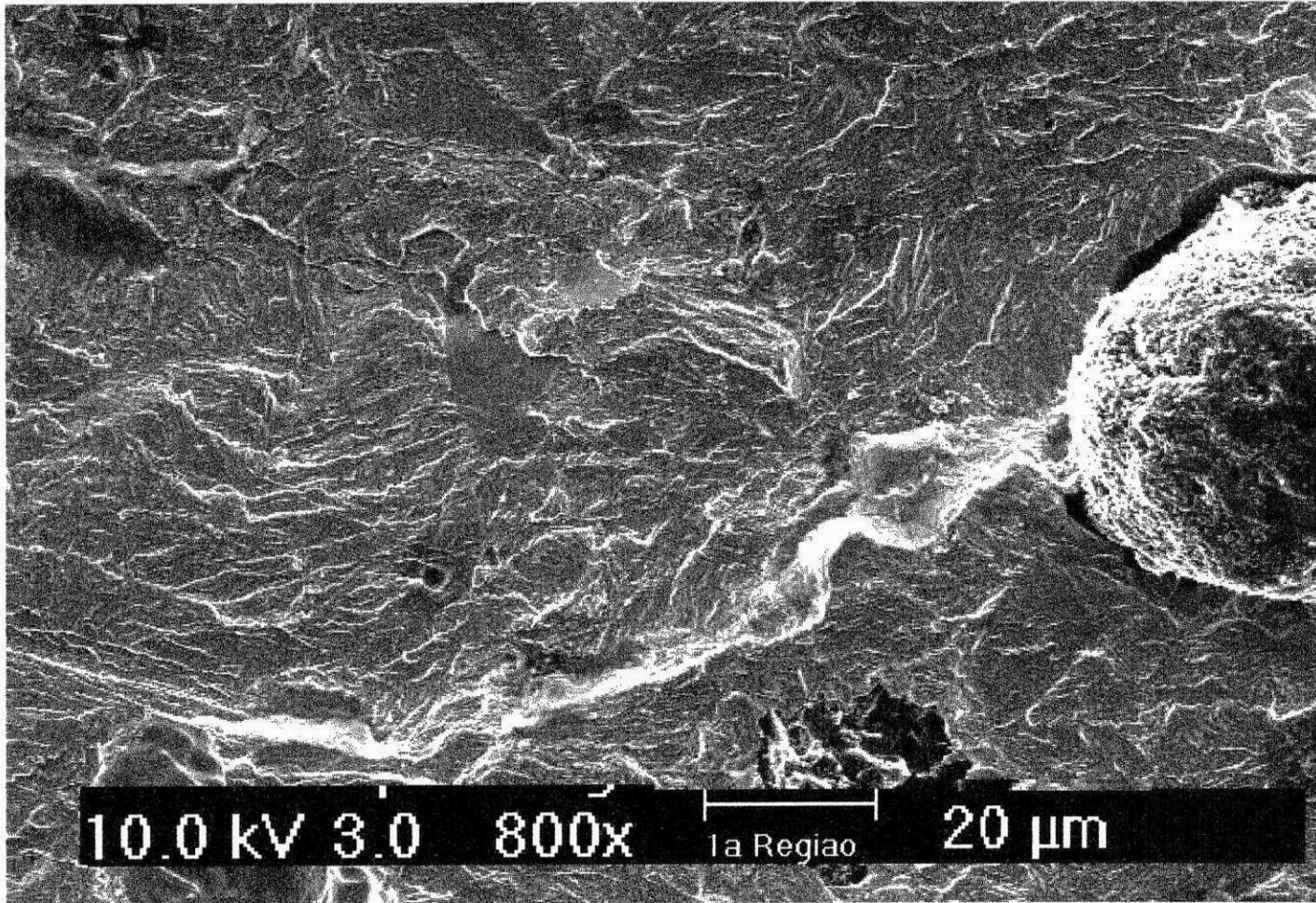


Figura 4.27 - Fractografia da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado ligado (CP 02) e inoculado com 0,7% de FeSi75A. Mostra algumas facetas de clivagem e grande quantidade de facetas planas semelhantes a clivagem contendo estrias. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

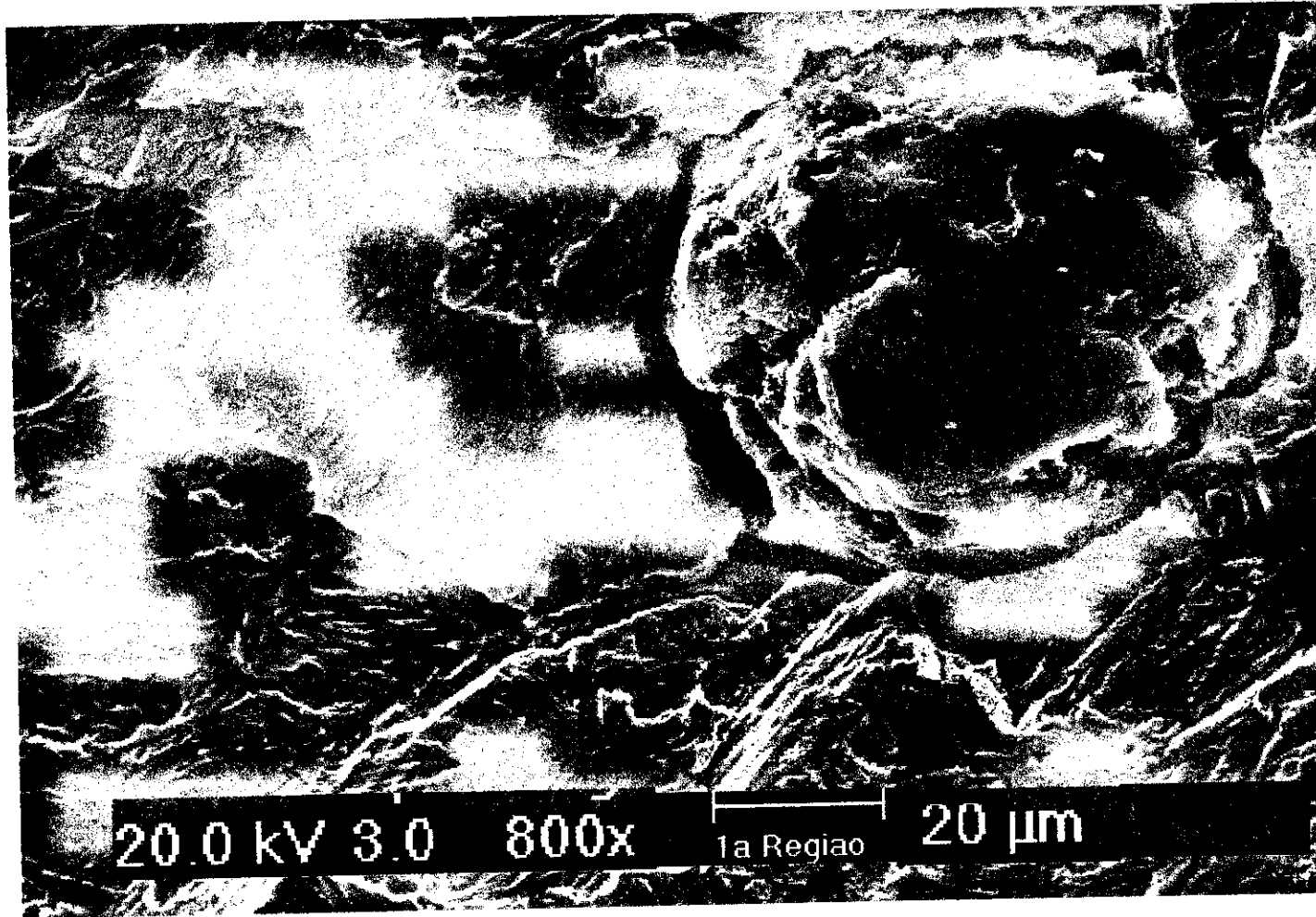


Figura 4.28 - Fractografia da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado ligado (CP 14) e inoculado com 0,9% de FeSi75A. Mostra planos facetados semelhantes a clivagem, contendo estrias em grande quantidade; algumas facetas de clivagem e descolamento de nódulo de grafita. Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV.

4.2.4 *Influência do Elemento de Liga Molibdênio na Propagação de Trincas por Fadiga em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados*

Nas Figuras 4.29 a 4.31 observa-se as curvas da/dN versus ΔK para os ferros fundidos nodulares austemperados estudados. Nas figuras, compara-se o comportamento do elemento de liga molibdênio associado ao teor de inoculante, na resistência à propagação de trinca de fadiga.

Na Figura 4.29 observa-se que mantendo-se o mesmo teor de inoculante FeSi75A, a resistência à propagação da trinca de fadiga é menor no ferro fundido nodular austemperado ligado. Esta diferença é maior quando o teor de inoculante aumenta de 0,5 para 0,7 e 0,9%. Nas Figuras 4.19 a 4.21 e 4.26 a 4.28, o aspecto fractográfico das superfícies de fratura deixa claro que a fratura do ferro fundido ligado tem um caráter mais frágil.

Uma vez que a nodularidade e o grau de nodularidade foi semelhante nas ligas estudadas, pode-se afirmar que a diferença de comportamento apresentado está relacionada com o efeito de elemento de liga molibdênio na matriz ausferrítica.

Hecht [28] verificou que a distribuição heterogênea de elementos de liga e do carbono na ausferrita pode resultar em um ferro fundido com composição química diferente na célula eutética e nos contornos desta célula, além da possibilidade da formação de carbonetos intercelulares, principalmente de molibdênio. Observou-se, embora em pequena quantidade, carbonetos intercelulares de molibdênio no ferro fundido nodular austemperado ligado, objeto deste estudo, Figura 4.9 a 4.13.

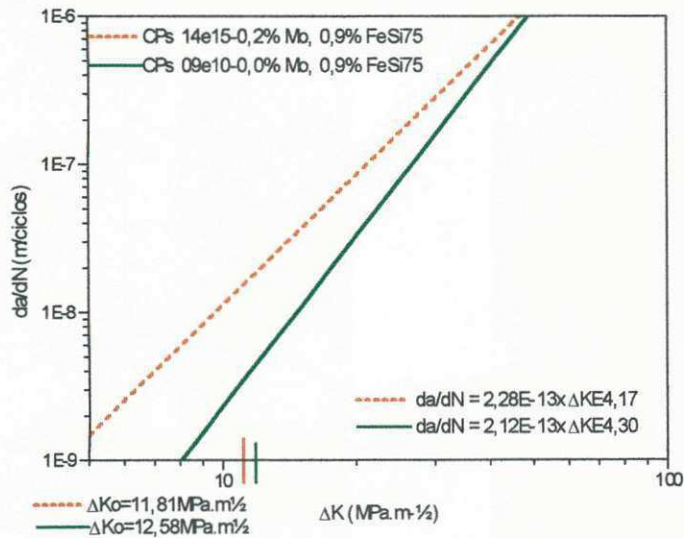
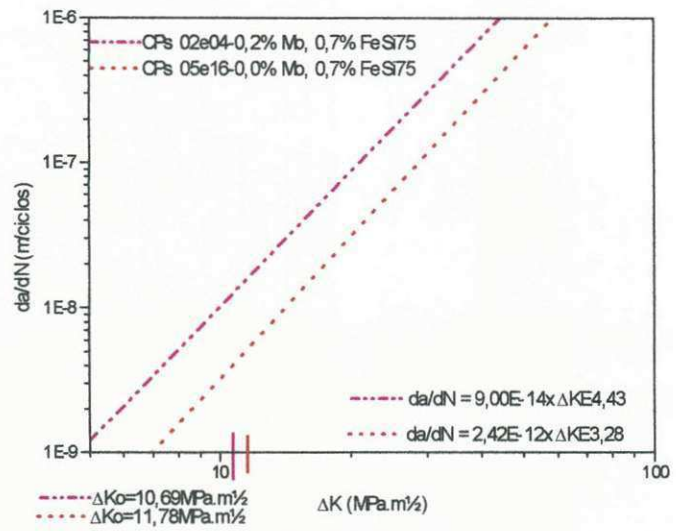
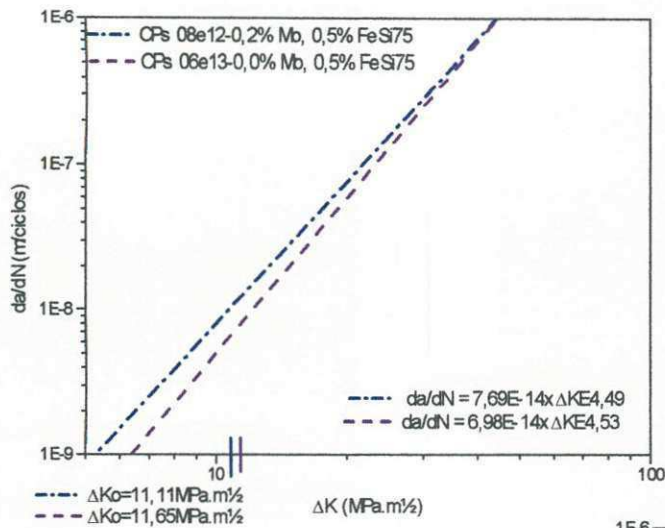


Figura 4.29 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparativas dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados. (a) teor de inoculante, 0,5% FeSi75A; (b) teor de inoculante, 0,7% FeSi75A e (c) teor de inoculante 0,9% de FeSi75A.

A precipitação de finos carbonetos intercelulares de molibdênio na matriz ausferrítica provoca a diminuição da resistência à propagação da trinca de fadiga, Dorazil et al. [15]. Este fato foi comprovado por Kovacs (a) [30] e Defoirdt [32], quando verificou o efeito deletério do carboneto intercelular de molibdênio na ductilidade do ferro fundido austemperado.

Richards [33] verificou que a diferença da resistência à fadiga no ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio, pode está relacionada a formação de finos carbonetos celulares de molibdênio na matriz ausferrítica.

Portanto, considerando-se a diferença de dureza verificada para o ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio, Tabela 4.2, a presença de carbonetos intercelulares na matriz ausferrítica e a possibilidade de finos precipitados de carbonetos na ferrita acicular pode-se afirmar que provavelmente estes tenham sido os principais motivos pela menor resistência à propagação da trinca de fadiga apresentada pelas ligas contendo o molibdênio. O efeito foi mais notável para os teores maiores de inoculante FeSi75A, já que as curvas da/dN versus ΔK do ferro fundido nodular austemperado ligado, quase não foram afetadas pela variação do teor de inoculante, Figura 4.25. Isto não ocorreu com o ferro fundido não ligado, provavelmente pelo efeito inibidor do silício sobre a formação de carbonetos bainíticos na matriz, associado a ausência do molibdênio que tem um efeito contrário, Kovacs (a) [30], Defoirdt [32] e Richards [33].

Nas Figuras 4.30(a) e 4.30(b) compara-se a curva da/dN versus ΔK do ferro fundido nodular austemperado não ligado, inoculado com 0,5% de FeSi75A, com as curvas da/dN versus ΔK do ferro fundido nodular austemperado contendo molibdênio (0,2% Mo), inoculado com 0,7% e 0,9% de FeSi75A. Novamente o ferro fundido não ligado apresenta

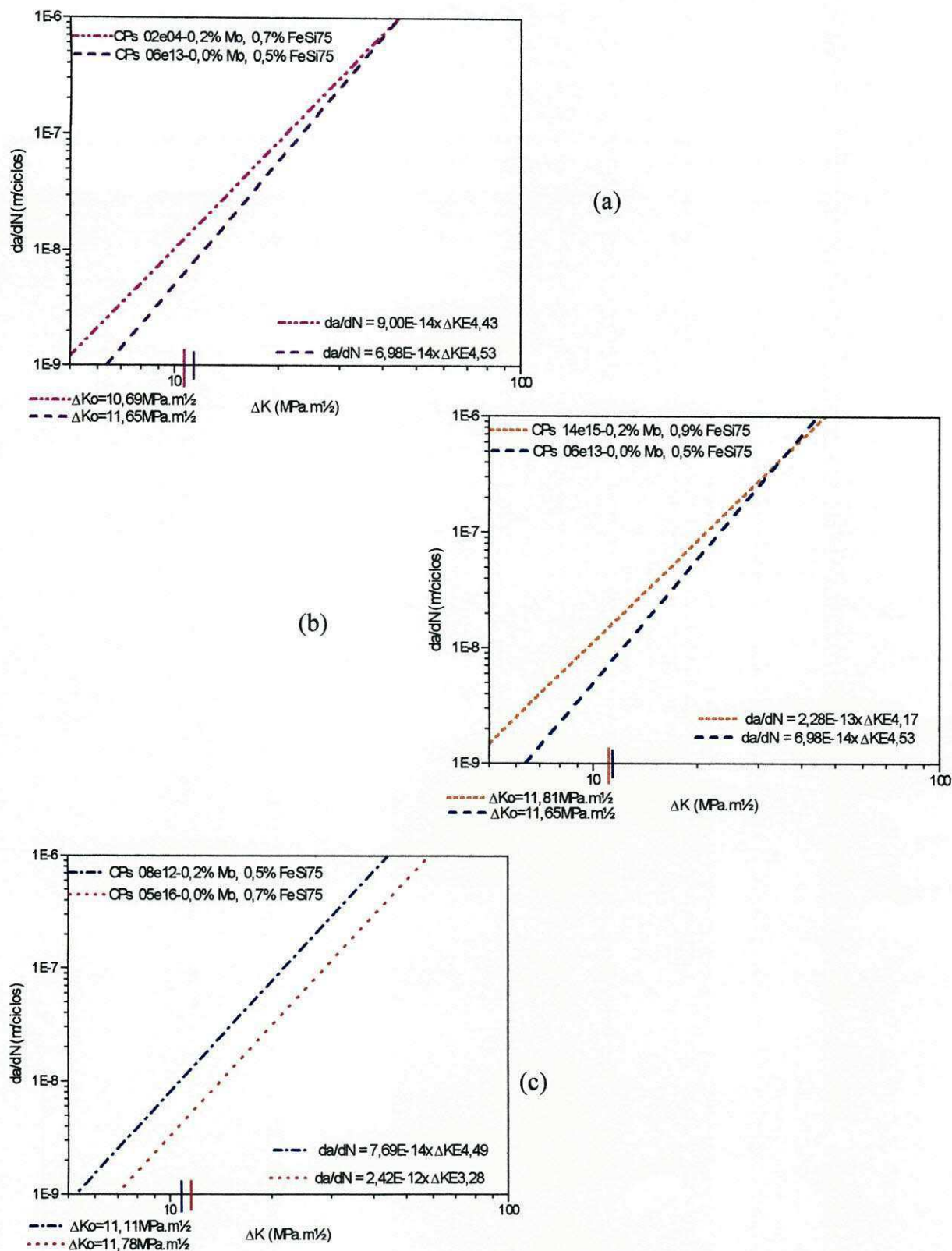


Figura 4.30 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparativas dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados: (a) ferro ligado inoculado com 0,7% FeSi75A e não ligado inoculado com 0,5% FeSi75A; (b) ferro ligado inoculado com 0,9% FeSi75A e não ligado com 0,5% FeSi75A e (c) ferro ligado inoculado com 0,5% FeSi75A e não ligado inoculado com 0,7% de FeSi75A.

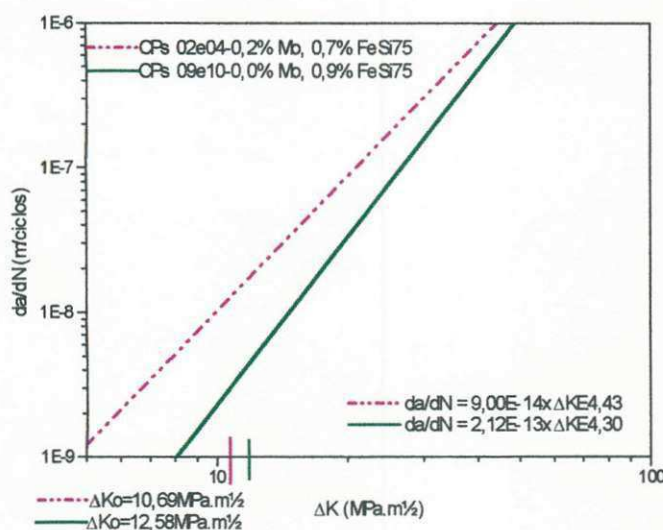
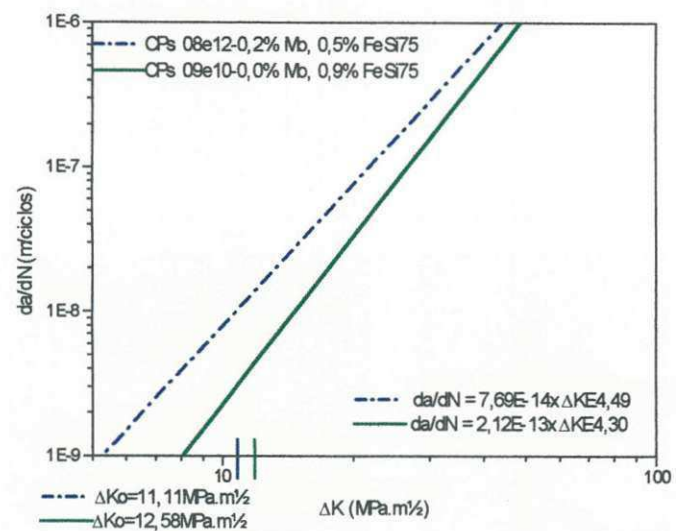
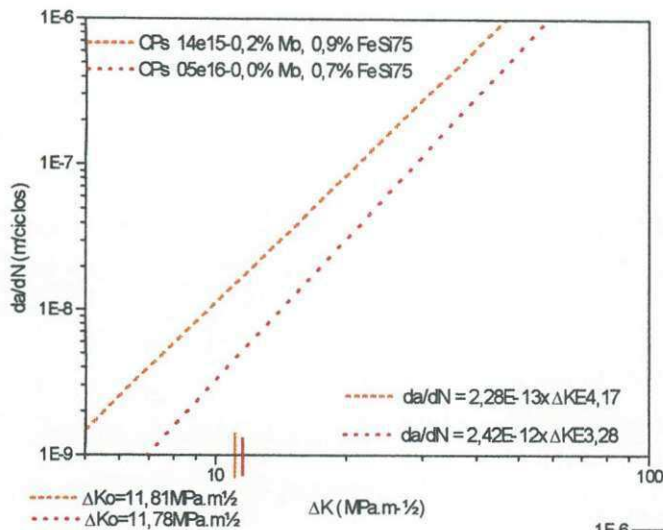


Figura 4.31 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ comparativas dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados: (a) ferro ligado inoculado com 0,9% FeSi75A e não ligado inoculado com 0,7% FeSi75A; (b) ferro ligado inoculado com 0,5% FeSi75A e não ligado com 0,9% FeSi75A e (c) ferro ligado inoculado com 0,7% FeSi75A e não ligado inoculado com 0,9% de FeSi75A.

uma resistência à propagação de trinca maior, embora o teor de inoculante para a grafitização no ferro fundido ligado tenha sido maior.

Este resultado confirma o pequeno efeito do inoculante no ferro fundido ligado. Portanto, a matriz ausferrítica contendo carbonetos intercelulares de molibdênio (pela segregação do molibdênio) e, provavelmente finos carbonetos precipitados durante a reação de austêmpera, favorecidos pela presença do molibdênio, foram neste caso determinantes para o comportamento da resistência à propagação da trinca de fadiga neste material. Nas Figuras 4.30(c) e 4.31 o comportamento é semelhante.

No Sub-item 4.3, Aspectos Fractográficos das Superfícies de Fratura dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados, Figuras 4.33 a 4.38, observa-se as superfícies de fratura das ligas estudadas para valores de ΔK crescentes. Nas figuras pode-se comparar as superfícies de fratura de uma liga com a outra, para cada valor de ΔK , e relacioná-los com as curvas da/dN versus ΔK levantadas.

Na Figura 4.32 observa-se as curvas da/dN versus ΔK , plotadas em conjunto, para todos os ferros fundidos austemperados estudados. Considerando-se o campo total de valores de ΔK (de 10 a 35 MPa.m^{1/2}), o ferro fundido nodular austemperado que apresenta a maior resistência a propagação de trinca por fadiga é o não ligado (sem Mo), inoculado com 0,7% de FeSi75A.

Considerando-se a diferença de custo para produzir o ferro fundido nodular austemperado ligado e respeitando-se os limites de aplicação do ferro fundido não ligado, quanto as dimensões da peça, os resultados obtidos são bastantes favoráveis à liga comercialmente usada (sem o elemento de liga Mo).

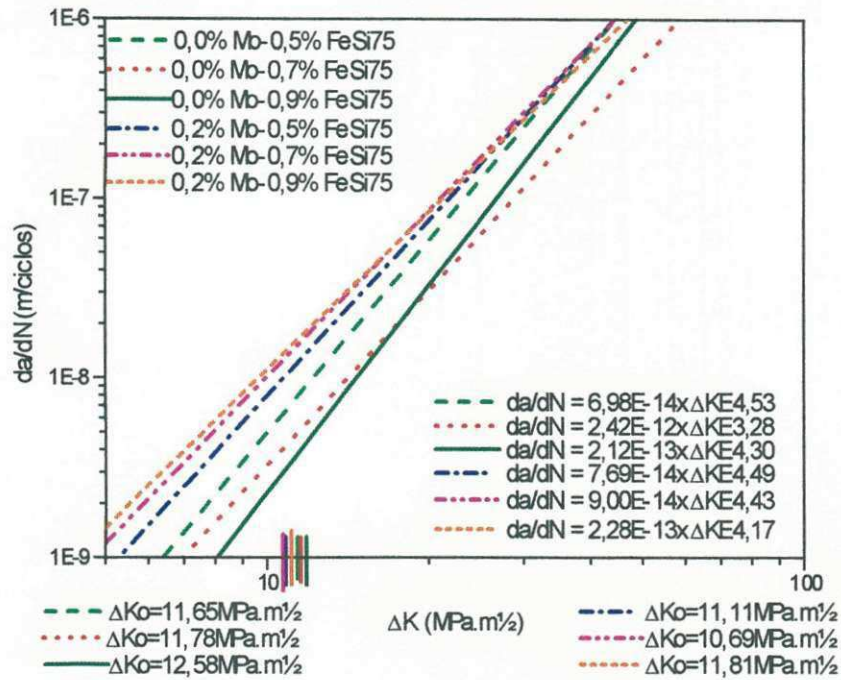


Figura 4.32 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ para todos os ferros fundidos nodulares austemperados estudados.

4.3 ASPECTO FRACTOGRÁFICO DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS

Nas Figuras 4.33 e 4.38 observa-se as superfícies de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados.

Tomou-se na superfície de fratura dos corpos de prova um tamanho limite para a análise fractográfica, ou seja, um tamanho de trinca de fadiga compreendido entre a ponta do entalhe e o início da região de instabilidade do material. Esse comprimento total de trinca de fadiga foi subdividido em três regiões: a primeira, à frente da pré-trinca de fadiga; a segunda mais intermediária e a terceira, próxima a região de instabilidade do material. Para cada ponto analisado tem-se o valor “x”, que é a soma do tamanho da trinca em milímetro (mm) mais o valor de a_n (comprimento do centro do furo até a ponta do entalhe). Por outro lado, para cada valor de “x” tem-se o valor de ΔK (Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão) e a taxa de propagação de trinca (da/dN).

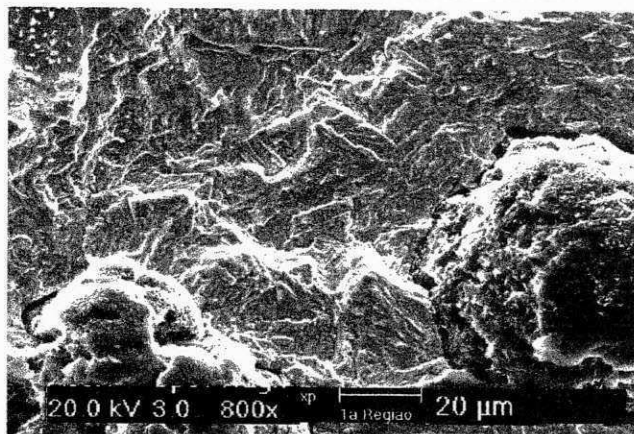
As superfícies de fratura das ligas estudadas foram analisadas comparativamente para valores de ΔK bastante próximos e para um mesmo teor de inoculante.

Nas Figuras 4.33 (a, c, e) observa-se as fraturas dos corpos de prova não ligados ao molibdênio com 0,5% de FeSi75A nas três regiões definidas anteriormente. Na primeira região, Figura 4.33(a), cujas taxas de propagação de trinca são baixas, a superfície de fratura tende a ser mais lisa e predominantemente do tipo clivagem ou quase-clivagem, contendo estrias ou marcas deixadas pela interrupção periódica do crescimento da trinca de clivagem, em conformidade com o micromecanismo já explicado no Sub-item 4.2.2. Na Figura 4.38 observa-se com maior ampliação o aspecto deste tipo de fratura. Nas Figuras

4.33(b, d, f) observa-se as fraturas dos corpos de prova da liga contendo molibdênio (0,2% Mo), para o mesmo teor de inoculante. Na primeira região (Figura 4.33(b)) nota-se um aspecto mais frágil na fratura, apresentando facetas de clivagem e quase-clivagem, contendo as marcas de interrupção do crescimento da trinca de clivagem. Neste caso, as facetas são mais planas e as estrias e ou marcas aparecem em menor quantidade. Comparar as Figuras 4.19 e 4.26 que são fotos ampliadas desta região. O aspecto mais frágil desta liga estaria relacionado principalmente pelo efeito do molibdênio na matriz ausferrítica, fato também confirmado por, Defoirdt [32], Richards.[33] e Kovacs (b) [53].

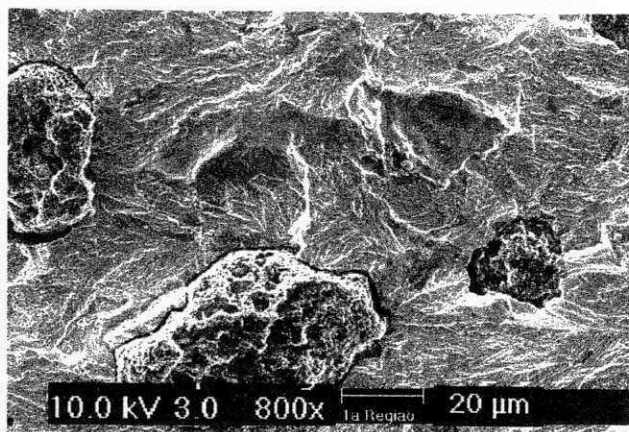
As segundas e terceiras regiões, Figuras 4.33 (c, e) para o ferro fundido austemperado não ligado, e Figuras 4.33 (d, f) para o ferro fundido austemperado ligado, tendem a apresentar um aspecto semelhante. Entretanto, as superfícies de fratura tendem a ser menos planas e as estrias nas facetas de quase-clivagem, principalmente no ferro fundido não ligado, tendem a aumentar em quantidade e ao mesmo tempo tornando um aspecto mais grosseiro. A superfície de fratura do ferro fundido austemperado ligado continua mantendo uma característica mais frágil. Nas regiões onde o ΔK é maior (2ª e 3ª região) observa-se com mais frequência trincas secundárias nas superfícies de fratura de ambos os ferros fundidos, Figuras 4.33 (c, d, f). Na Figura 4.36(b) observa-se uma destas trincas com maior ampliação.

Nas Figuras 4.34(a - f) observa-se as superfícies de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados, inoculados com 0,7% de FeSi75A. As superfícies de fratura tendem a ser semelhantes às verificadas para os ferros fundidos nodulares austemperados, inoculados com 0,5% de FeSi75A, principalmente para o ferro ligado ao molibdênio que conforme já discutido anteriormente, não foram muito influenciados pela variação do teor de inoculante, Figuras 4.26 e 4.27 (1ª região).



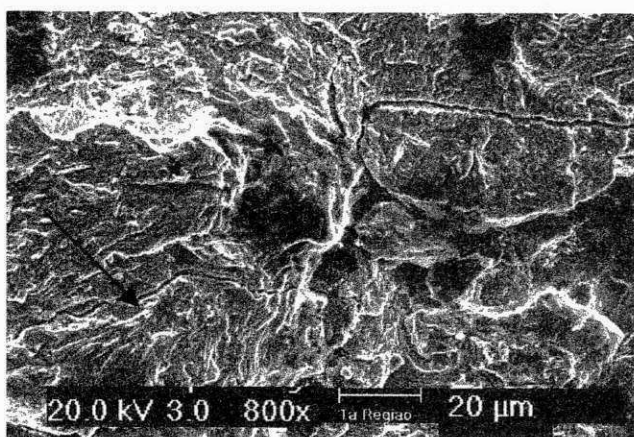
(a)

CP 06(a) S1 - $x = 16,80$ mm
 $\Delta K = 11,90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 7,81\text{E-}9\text{m/ciclos}$



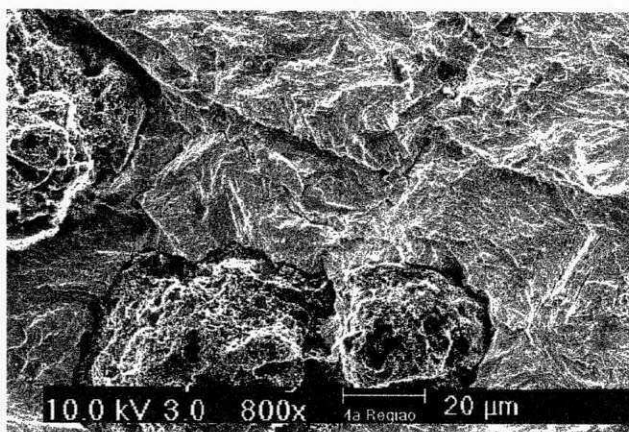
(b)

CP 08(i) L1 - $x = 17,28$ mm
 $\Delta K = 12,11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 5,58\text{E-}9\text{m/ciclos}$



(c)

CP 06(c) S1 - $x = 22,80$ mm
 $\Delta K = 15,40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 1,50\text{E-}8\text{m/ciclos}$



(d)

CP 08(g) L1 - $x = 23,28$ mm
 $\Delta K = 15,03 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 7,10\text{E-}8\text{m/ciclos}$

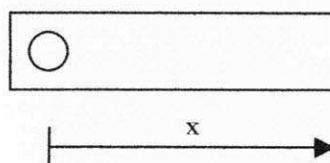
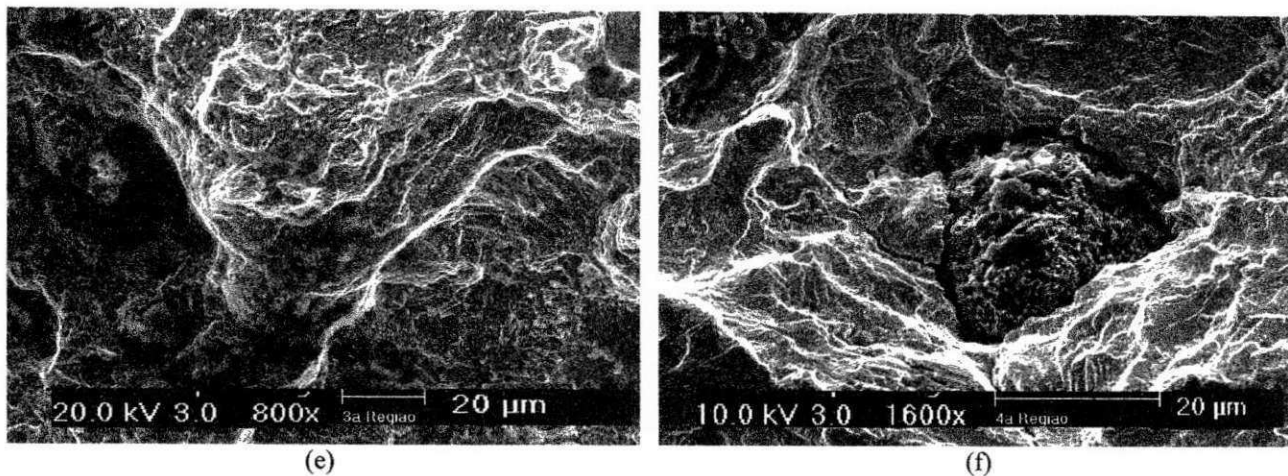


Figura 4.33 – Superfícies de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Ligas obtidas com 0,5% FeSi75A.



CP 06 (f) S1 - $x = 32,80$ mm
 $\Delta K = 24,90$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 1,42E-7$ m/ciclos

CP 08(c) L1 - $x = 33,28$ mm
 $\Delta K = 25,79$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 1,61E-7$ m/ciclos

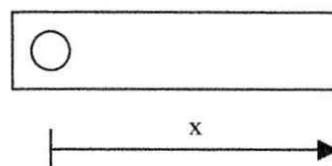
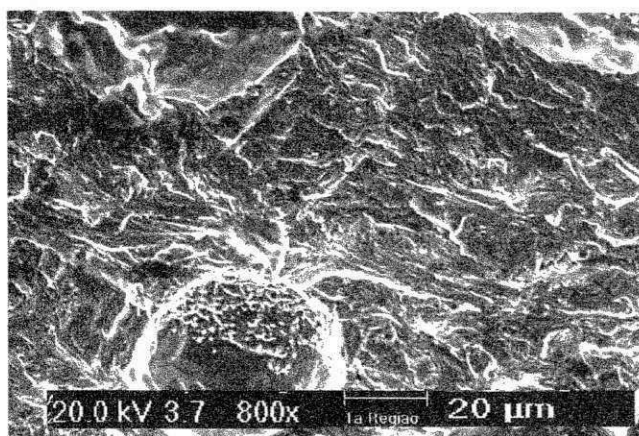


Figura 4.33 – Continuação. Superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Ligas obtidas com 0,5% FeSi75A.

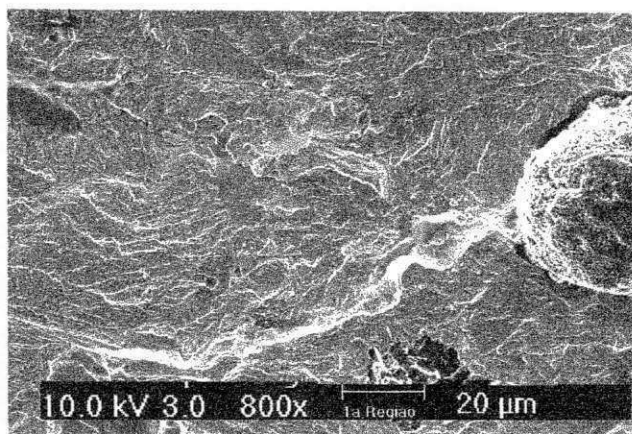
A superfície de fratura do ferro fundido não ligado, na 1ª região, inoculado com 0,7% de FeSi75A, nitidamente apresenta uma característica mais dúctil quando comparada a mesma liga, entretanto, inoculada com 0,5% de FeSi75A, Figuras 4.33(a) e 4.34(a). Esta característica pode melhor observar-se nas Figuras 4.19 e 4.20.

O elemento silício tende a impedir a precipitação de carbonetos bainíticos e, portanto, facilita a formação de uma ferrita acicular isenta de carbonetos ou então, pelo menos com muito pouco precipitado desta espécie. Isto leva a formação de uma matriz



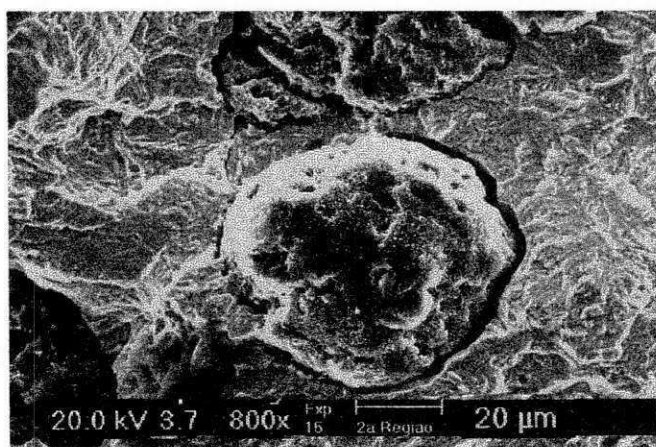
(a)

CP 16(a) S2 - $x = 17,06$ mm
 $\Delta K = 12,31$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 9,43E-9$ m/ciclos



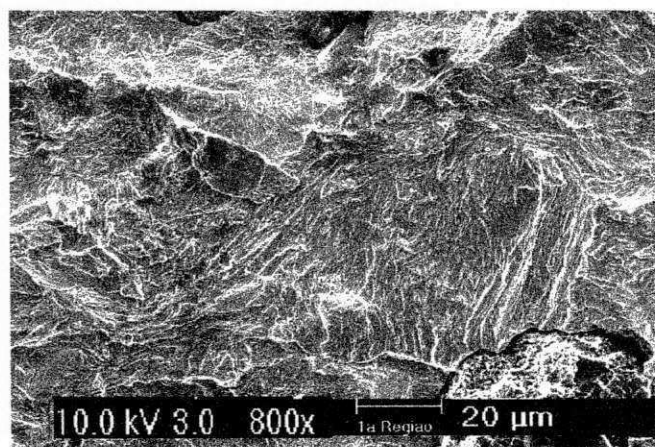
(b)

CP 02(a) L2 - $x = 16,95$ mm
 $\Delta K = 10,70$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 5,77E-9$ m/ciclos



(c)

CP 16(e) S2 - $x = 21,06$ mm
 $\Delta K = 14,42$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 1,27E-8$ m/ciclos



(d)

CP 02(c) L2 - $x = 23,95$ mm
 $\Delta K = 14,44$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 5,79E-8$ m/ciclos

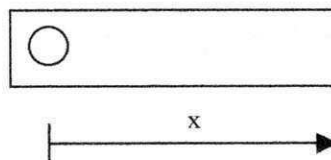
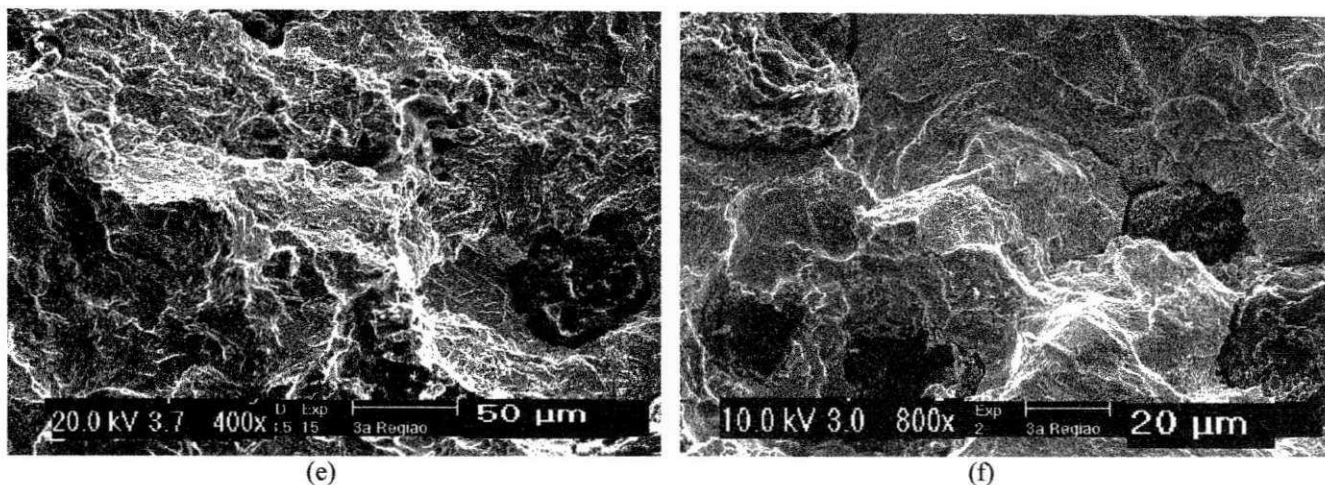


Figura 4.34 – Superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Ligas obtidas com 0,7% FeSi75A.



CP 16(f) S2 - $x = 31,06$ mm
 $\Delta K = 22,59$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 4,49E-8$ m/ciclos
 7m/ciclos

CP 02(e) L2 - $x = 34,95$ mm
 $\Delta K = 24,93$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 2,36E-$

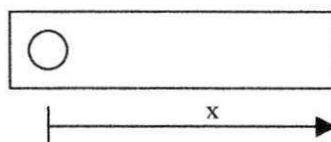
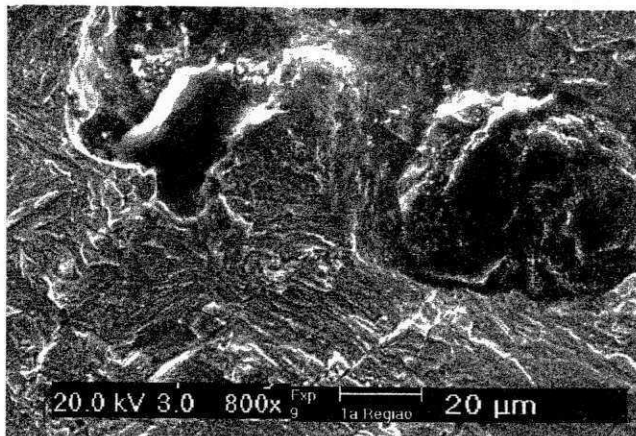


Figura 4.34 – Continuação. Superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Ligas obtidas com 0,7% de FeSi75A.

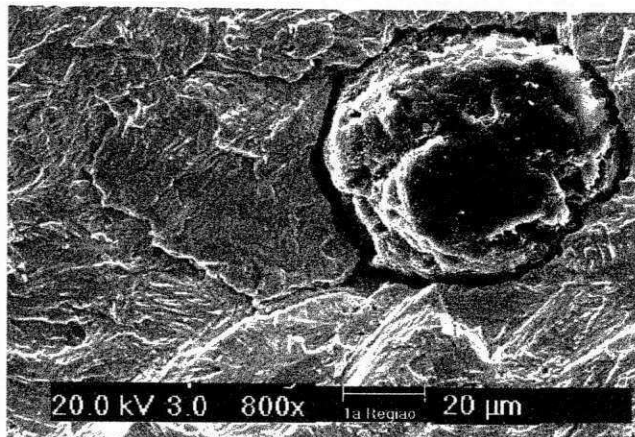
com características mais dúcteis, com tendências a uma maior resistência à propagação da trinca de fadiga, Kovacs (a) [30], Defoirdt [32] e Richards [33].

Portanto, o aumento do teor de inoculante FeSi75A entre 0,5 e 0,7% na produção do ferro fundido nodular austemperado não ligado, foi o principal responsável pela elevação da resistência à propagação da trinca de fadiga e pelo aspecto mais dúctil da superfície de fratura desta liga.



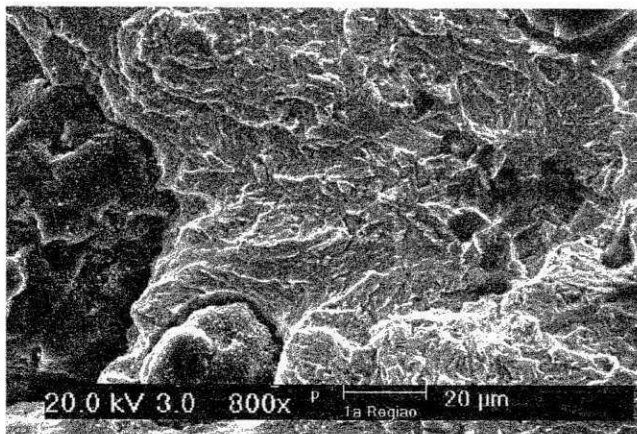
(a)

CP 09(a) S3 - $x = 17,86$ mm -
 $\Delta K = 13,36$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 7,43E-9$ m/ciclos



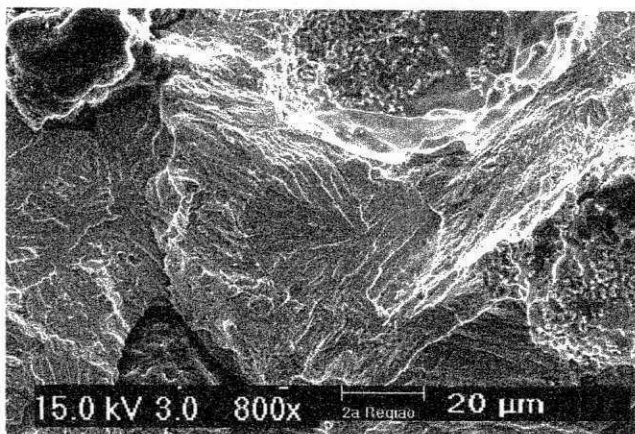
(b)

CP 14(f) L3 - $x = 17,15$ mm
 $\Delta K = 12,02$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 7,25E-9$ m/ciclos



(c)

CP 09(c) S3 - $x = 24,86$ mm
 $\Delta K = 17,91$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 1,90E-8$ m/ciclos



(d)

CP 14(d) L3 - $x = 23,95$ mm
 $\Delta K = 16,33$ MPa \sqrt{m} - $da/dN = 4,78E-8$ m/ciclos

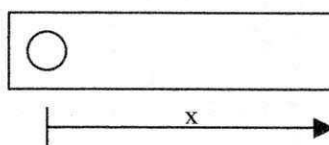
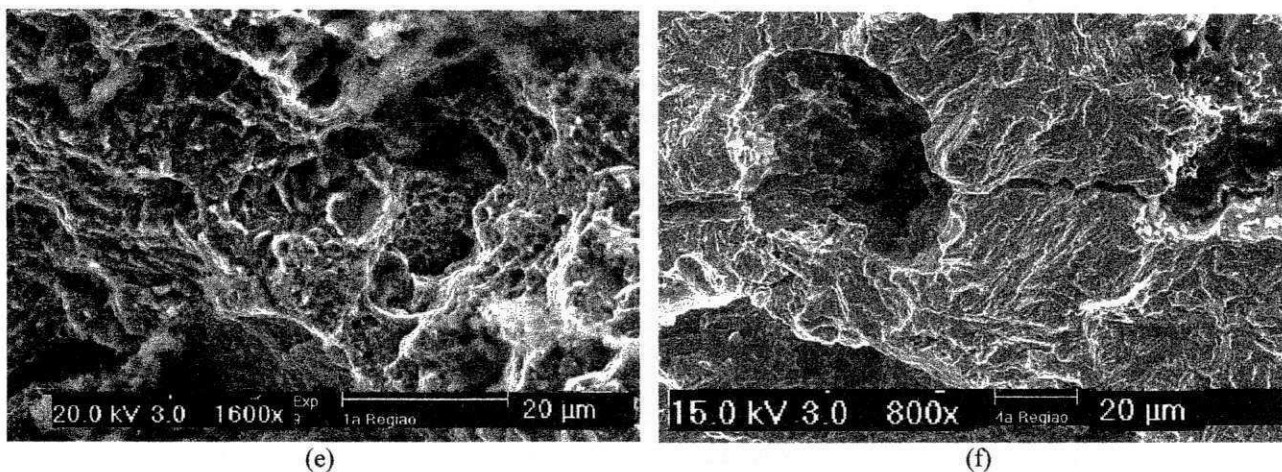


Figura 4.35 – Superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Ligas obtidas com 0,9% de FeSi75A.



CP 09(e) S3 - $x = 32,86$
 $\Delta K = 26,74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 1,28\text{E-}7 \text{ m/ciclos}$

CP 14(c) L3 - $x = 34,15$
 $\Delta K = 27,23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 1,60\text{E-}7 \text{ m/ciclos}$

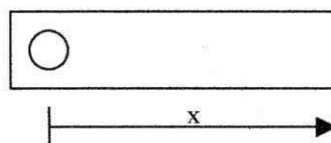
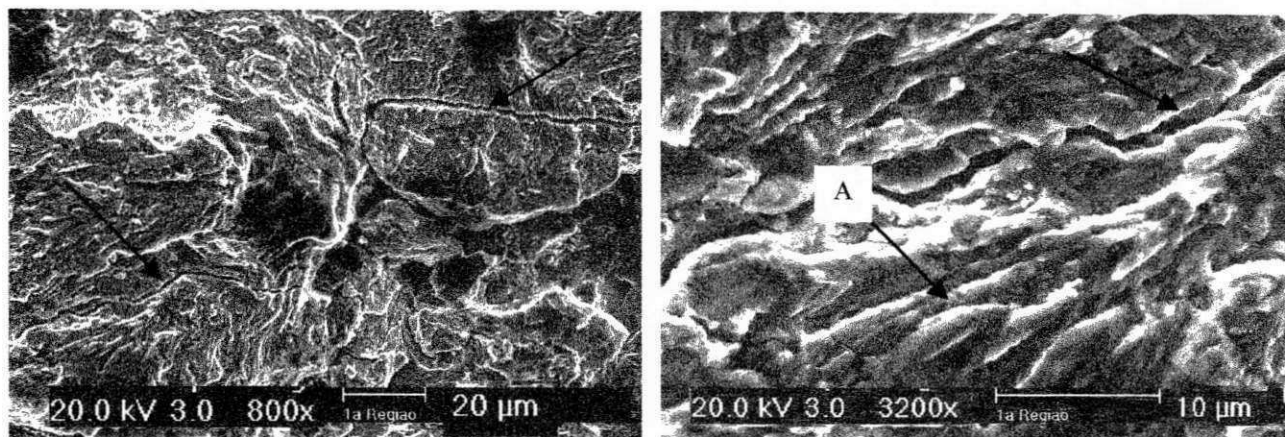


Figura 4.35 – Continuação. Superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados. Ligas obtidas com 0,9% de FeSi75A.

Observa-se que para valores maiores de ΔK , Figura 4.34 (c - f), a semelhança entre as superfícies de fratura tende em geral ser maior em uma mesma liga, quando comparadas as observadas nas ligas inoculadas com 0,5% de FeSi75A.

Nas Figuras 4.35 (a - f) observa-se as superfícies de fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados inoculados com 0,9% de FeSi75A.

Na primeira região, baixos valores de ΔK , a superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado ligado tende a apresentar um carácter mais frágil, comportamento já verificado anteriormente, Figuras 4.21, 4.28, 4.35(a) e 4.35(b), e que tende a se manter para valores maiores de ΔK , Figuras 4.35 (c - f).



CP 06(c) S1 - $x = 22,80$ mm
 $\Delta K = 15,40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 1,50\text{E-}8 \text{ m/ciclos}$

CP 06(d) S1 - $x = 22,80$ mm
 $\Delta K = 15,40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - da/dN = 1,50\text{E-}8 \text{ m/ciclos}$

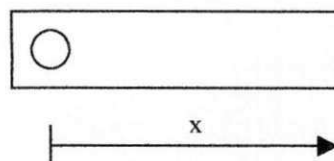


Figura 4.36 – Detalhe ampliado da superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado não ligado, inoculado com 0,5% de FeSi75A. Estrias dúcteis de fadiga (A) e fraturas secundárias.

O comportamento apresentado pela superfície de fratura do ferro fundido nodular austemperado não ligado é semelhante ao que já foi observado anteriormente. Entretanto, na primeira região, a superfície de fratura do ferro inoculado com 0,9% de FeSi75A tende a apresentar um aspecto mais dúctil (maior quantidade de linhas dúcteis) do que o inoculado com 0,5% de FeSi75A, Figuras 4.19 e 4.21.

Nas Figuras 4.36 a 4.38 observa-se detalhes das superfícies de fratura das ligas estudadas com maior ampliação.

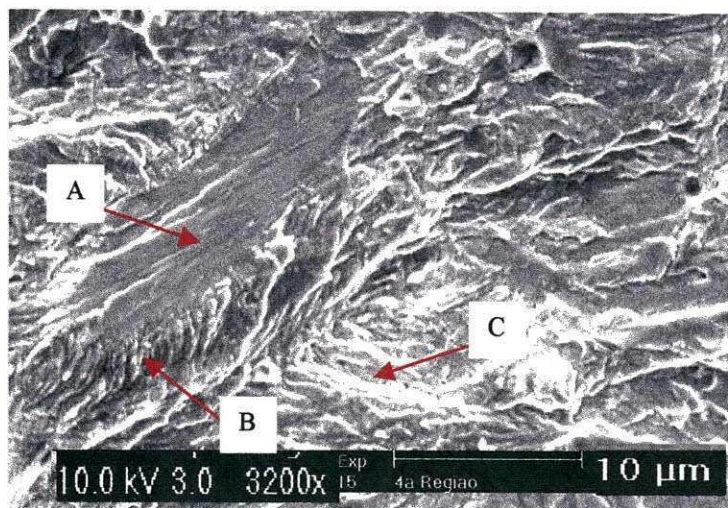


Figura 4.37 – Superfície de fratura onde se observa facetas de clivagem (A), estrias dúcteis de fadiga (B), facetas planas semelhantes a clivagem contendo estrias (C). CP 08(h) L1 - $x = 23,28$ mm, $\Delta K = 15,03$ MPa \sqrt{m} , $da/dN = 7,10E-8$ m/ciclos.

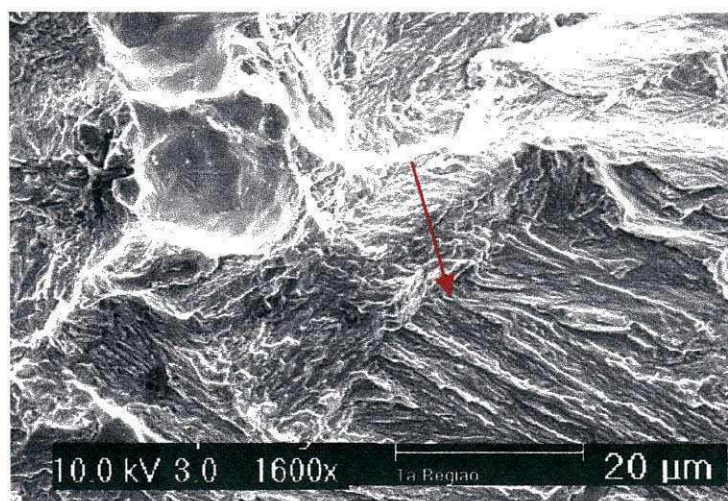


Figura 4.38 – Superfície de fratura onde se observa com mais nitidez as estrias dentro das facetas planas semelhantes a clivagem, cavidades deixadas pelos nódulos de grafita. CP 02(d) L2 - $x = 23,95$ mm, $\Delta K = 14,44$ MPa \sqrt{m} , $da/dN = 5,79E-8$ m/ciclos.

CAPÍTULO 5

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES

5.1 CONCLUSÕES

1ª – Os ferros fundidos nodulares austemperados estudados apresentaram uma baixa nodularidade. Atribuiu-se este comportamento ao tipo de inoculante utilizado (FeSi75A), que geralmente apresenta um potencial de inoculação apenas razoável quando comparado a outros inoculantes comercialmente usados.

2ª – No ferro fundido nodular não ligado (0,0 %Mo) austemperado, a resistência à propagação da trinca de fadiga aumentou com o teor de inoculante. Como a nodularidade e o grau de nodularidade foram semelhantes, o efeito do silício, presente no inoculante, foi provavelmente o principal responsável pelo comportamento apresentado. O silício além de grafitizante é também um forte inibidor de carbonetos, favorecendo durante a reação de austêmpera a formação de ferrita acicular sem carbonetos bainíticos ou, então, reduzindo-os em número. Com o acréscimo do teor de inoculante FeSi75A, o efeito inibidor na formação dos carbonetos bainíticos tende a ser maior, favorecendo a obtenção de uma matriz mais dúctil e, portanto, aumentando a resistência à propagação da trinca de fadiga.

3ª – No ferro fundido nodular ligado (0,2 % Mo) austemperado, a resistência à propagação da trinca de fadiga foi pouco influenciada pelo teor de inoculante. O molibdênio é um estabilizador de carbonetos, favorece a formação de carbonetos bainíticos e em teores maiores, por segregar preferencialmente nos contornos da célula eutética, tende a promover a formação de carbonetos intercelulares de molibdênio. Portanto, este tipo de ação durante a reação de austêmpera, tende a inibir o efeito favorável do silício, o que por certo explica a pequena variação da resistência à propagação da trinca de fadiga no ferro ligado, com o aumento do teor de inoculante FeSi75A.

4ª – O ferro fundido nodular não ligado (0,0 % Mo) austemperado, para todas as formas de comparação (variação no % de FeSi75A) com o ferro fundido nodular ligado (0,2 % Mo) austemperado, apresentou sempre uma resistência à propagação da trinca de fadiga maior. Este fato se deve certamente à diferença das características microestruturais apresentadas pelas matrizes destes dois materiais, conforme conclusões anteriores, que determinou uma matriz mais frágil do que a outra (carbonetos intercelulares de molibdênio foram observados na matriz ausferrítica do ferro fundido ligado) e, portanto, o melhor comportamento apresentado pelo ferro fundido nodular não ligado.

5ª – Dos ferros fundidos estudados, a liga que apresentou a maior resistência à propagação da trinca de fadiga foi a inoculada com 0,7% de FeSi75A, sem o elemento de liga molibdênio. Considerando-se a diferença de custo para produzir o ferro fundido nodular ligado austemperado e respeitando-se os limites de aplicação do ferro fundido nodular não ligado austemperado, quanto as dimensões do fundido, os resultados obtidos são bastantes favoráveis à liga comercialmente usada (isenta do elemento Mo).

6ª – A análise fractográfica das superfícies de fratura das ligas estudadas mostrou um aspecto bastante característico, facetas planas contendo estrias, sendo mais acentuadas no ferro fundido nodular ligado, fato atribuído ao efeito do molibdênio na matriz ausferrítica. Por outro lado, facetas de clivagem foram observadas, caracterizando um micromecanismo misto de fratura. A fratura do tipo facetas planas semelhantes à clivagem, contendo estrias ou marcas de interrupção do crescimento da trinca, foi identificada como sendo provavelmente o resultado do micromecanismo de propagação de trinca de Fridel-Orlov.

5.2 SUGESTÕES

1ª - Trabalhar com a mesma composição química base, adicionando o cobre como elemento de liga, que não só favorece a formação da ausferrita retida como também atua como grafitizante. A associação do efeito grafitizante do cobre com o inoculante FeSi75A, mantendo-se as propriedades mecânicas pelo menos semelhantes à obtida neste trabalho e a possibilidade de aumentar-se a quantidade de austenita retida, aumentando a ductilidade, pode levar a resultados melhores com relação ao comportamento à fadiga.

2ª - Estudar com maior profundidade o micromecanismo atuante na propagação da trinca de fadiga nestes materiais, principalmente com relação à fratura identificada no trabalho

como sendo provavelmente do tipo Fridel-Orlov. Para isto, é claro que se deverá trabalhar com diferentes ligas e/ou mudanças nas variáveis que controlam a matriz ausferrítica obtida.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] - Branco, C. M.; Augusto, A. F.; Castro, P. M. S. "*Fadiga de Estruturas Soldadas*"
Fundação Calouste Gulbenkian – Porto, 1ª Edição.
- [2] - Branco, A. G. C. - "*Mecânica dos Materiais*" – Fundação Calouste Gulbenkian
Lisboa, 2ª Edição, Setembro de 1994.
- [3] - Bao, Yiwang e Steinbrech, R.W. – "*Strain criterion of fracture in brittle materials*". Journal of Materials Science, Vol. 16, paper pp. 1533-1535, 1997.
- [4] – Allen, R. J.; G. S. Booth e T. Jutla – "*A Review of Fatigue Crack Growth Characterisation by Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM), Parte II – Advisory Documents and Applications Within National Standards*" - Fatigue Fracture of Engineering Materials e Structura, Vol. 11, Nº 2, paper pp 71-108, 1988.
- [5] - Venugopalan, D. e Alagarsamy A. – "*Factors Affecting Fatigue Strength of Commercial Ductile Iron Castings*". AFS Transactions, paper (92-44), pp. 337-342.
- [6] - Nanstad, R. K.; Worzala, F. J. e Loper, C. R. – "*Fracture Toughness Testing of Nodular Cast Irons*". AFS Transactions, Vol.32, paper pp. 473-486, 1974.
- [7] – Nanstad, R. K.; Worzala, F. J. e Loper, C. R. – "*As Características de Fratura do Ferro Fundido Nodular*". AFS Transactions, Vol. 93, paper pp 132-141, 1982.

- [8] – M. B. Cortie and G. G. Garrett – “*On The Correlation Between the C and M in the Paris Equation for Fatigue Crack Propagation*” – Engineering Fracture Mechanics, Vol. 30, N^o 1, paper pp. 49-58, 1988.
- [9] - Jen, K. P.; J. Wu; S. Kim – “*Study of Fracture and Fatigue Behavior of Austempered Ductile Iron*”. AFS Transactions, 92-133, paper pp 833-846, 1982.
- [10] – L. Bartosiewicz; A. R. Krause; B. Kovacs; S. K. Putatunda – “*Fatigue Crack Growth Behavior of Austempered Ductile Cast Iron*”, AFS Transactions, Vol. 90, paper pp 135-142, 1982.
- [11] – ASTM – E 647-91 – “*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*” – 15 Abril de 1991.
- [12] – By S. J. Maddox; T. R. Gurney; A. M. Mummery and G. S. Booth – “*An Investigation of the Influence of Applied Stress Ratio on Fatigue Crack Propagation in Structural Steels*” – The Welding Institute, paper pp 1-13, 72/1978/E.
- [13] - J. M. Herrera, P.R. Spencer, P. Tarim, and S.W. Stafford – “*Fatigue Characteristics of Cast Iron*”. MATERIALS CHARACTERIZATION, paper (1044-5803) pp. 33-35, 1994.
- [14] - N. Fatahalla, S. Bahi e O. Hussein – “*Metallurgical parameters, mechanical properties and machinability of ductile cast iron*”. Journal of Materials Science, Vol 31, paper pp. 5765-5772, 1996.

- [15] - Dorazil, E. and Holzmann, M. – “*Fracture Behaviour of Austempered Ductile Iron*”. AFS, World Conference on AUSTEMPERED DUCTILE IRON, pp. 32-66, 1991.
- [16] - Guedes, Luiz C.; Guessser, Wilson L.; Duram, Pedro V.; Santos, Alberto B. S. “*Utilização de Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos na Fabricação de Engrenagem*”. METALURGIA-ABM, Vol.42, Nº 341, paper pp. 237-244, 1986.
- [17] - John R. Keough – “*The Development, Processing and Application of Austempered Ductile Iron*”. AFS, World Conference on AUSTEMPERED DUCTILE IRON, pp. 638-658, 1991.
- [18] - Chermant, J. L. e Coster, M – “*Review Quantitative fractography*”. Journal of Materials Science, Vol. 14, paper pp. 509-534, 1979.
- [19] - Fuoco, Ricardo e Ortiz, Nilson Peres – “*Experiências preliminares sobre a substituição do níquel e molibdênio por manganês, cobre e cromo, em ferros fundidos nodulares austemperados*”. Fundição e Matérias-Primas, paper pp. 14-25, Agosto de 1987.
- [20] - Santos, Adalberto B. S. e Branco, Carlos H. C. - “*Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares*”, IPT São Paulo 1977, 3ª Edição 1989.
- [21] - R.A. Harding, J. Campbell e N.J.Saunders – “*The Inoculation of Ductile Iron: A Review of Current Understanding*”. Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing; Edited by J. Beech and

- H.Jonespor, RANMOOR HOUSE, UNIVERSITY OF SHEFFIELD, UK., de
10 July 1997.
- [22] - L. Y. Fang e C. R. Loper, Jr – “*Development of a High Modulus Graphitic Cast Alloy*”. AFS Transactions, Vol.100, paper pp. 969-978, 1992.
- [23] - Santos, Adalberto B. S.; Beckert, Edmundo A.; Fenilli, R.; Pieske, A. “*Processo de Nodulização de Ferros Fundidos*”. METALURGIA-ABM, Vol. 39, Nº 311, paper pp. 521-526, 1983. ,
- [24] - Neto, André O.; Korb, Carlos F.; Santana, Paulo I.; Bernardini, Pedro A. N. e Souza, W. “*Comparação entre os processos de nodulação sanduíche e tampa intermediáris*”. METALURGIA- ABM, Vol. 42, Nº 343, paper pp. 395-400, 1986.
- [25] - Neto, André O.; Korb, Carlos F.; Santana, Paulo I.; Bernardini, Pedro A. N. e Souza, W. “*Avaliação de algumas variáveis do processo de nodularização tampa intermediária*”. METALURGIA-ABM, Vol.42, Nº 345, paper pp. 515-520, 1986.
- [26] - Finardi, Jorge – “*Ligas Empregadas na Nodulização de Ferros Fundidos*”. Metalurgia - ABM, Vol. 40, Nº 314, paper pp. 33-37, 1984.
- [27] - Moore, D. J.; Rouns, T. N.e Rundman, K. B. – “*Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron*”. AFS Transactions (85-103), paper pp. 705-717, 1992.
- [28] - Hecht, M. – “*Forma da grafita define propriedades mecânicas dos ferros nodulares*” - Fundição e Serviços, paper pp. 20-36, Abril de 1997.

- [37] - Baumer, Ivo e Guedes, Luiz Carlos – “*Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos – Efeitos da Temperatura e do Tempo de Austêmpera nas Propriedades Mecânicas*”. Metalurgia-ABM, Vol. 45, Nº 383, paper, pp. 1118-1027, 1989.
- [38] - Bahmani, M. R. Elliott e N. Varahram – “*The Austempering Kinetics and Mechanical Properties of an Austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron*”. Journal of Materials Science, Vol. 32, paper pp. 4783-4791, 1997.
- [39] - Panasiewics, James; Grupke, Clifford e Huth, John – “*Chrysler's Experience With Austempered Ductile Iron Crankshafts*”. AFS, World Conference on AUSTEMPERED DUCTILE IRON, pp. 176-194, 1991.
- [40] - Liu, Jincheng and R. Elliott – “*Numerical Modelling of Microsegregation in Nodular Graphite Cast Iron*” Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification.
- [41] - H. Bayati and R. Elliott – “*Electron Microscopical Studies of As-Cast and Austempered Structures in a High Mn Ductile Iron*”. Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing; Edited by J. Beech and H. Jonespor, RANMOOR HOUSE, UNIVERSITY OF SHEFFIELD, UK. , de 7- 10 July 1997.
- [42] - Kobayash, T; Yamamoto, H. and Yamada, S. – “*On the Toughness and Fatigue Properties of Austempered Ductile Cast Iron*”. AFS International Cast Metals Journal, paper pp. 567-575, 1977.

- [37] - Baumer, Ivo e Guedes, Luiz Carlos – “*Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos – Efeitos da Temperatura e do Tempo de Austêmpera nas Propriedades Mecânicas*”. Metalurgia-ABM, Vol. 45, Nº 383, paper, pp. 1118-1027, 1989.
- [38] - Bahmani, M. R. Elliott e N.Varahram – “*The Austempering Kinetics and Mechanical Properties of an Austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron*”. Journal of Materials Science, Vol. 32, paper pp. 4783-4791, 1997.
- [39] - Panasiewics, James; Grupke, Clifford e Huth,John – “*Chrysler’s Experience With Austempered Ductile Iron Crankshafts*”. AFS, World Conference on AUSTEMPERED DUCTILE IRON, pp. 176-194, 1991.
- [40] - Liu, Jincheng and R. Elliott – “*Numerical Modelling of Microsegregation in Nodular Graphite Cast Iron*” Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification.
- [41] - H. Bayati and R. Elliott – “*Electron Microscopical Studies of As-Cast and Austempered Structures in a High Mn Ductile Iron*”. Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing; Edited by J. Beech and H.Jonespor, RANMOOR HOUSE, UNIVERSITY OF SHEFFIELD, UK. , de 7- 10 July 1997.
- [42] - Kobayash, T; Yamamoto, H. and Yamada,S. – “*On the Toughness and Fatigue Properties of Austempered Ductile Cast Iron*”. AFS International Cast Metals Journal, paper pp. 567-575, 1977.

- [43] - Dorazil, E.; Podrábsky, T. e Svejcar, J. – “*Micro-Inhomogeneity of Low-Alloy Austempered Ductile Cast Iron Matrix*”. AFS Transactions, Vol.100, paper (90-13), pp. 765-774, 1992.
- [44] - Takahashi, Toshio; Abe, Toshihiko and Tada, Shuji – “*Effect of Bainite Transformation and Retained Austenite on Mechanical Properties of Austempered Spheroidal Graphite Cast Steel*”. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 274, paper pp. 1589-1598, 1996.
- [45] - Bulloch J. H - “*Fractographic analysis of fatigue cracking in spheroidal graphite cast irons*”. *Theoretical and Applied Mechanics Vol.17*, paper pp. 19-45, 1992.
- [46] - Lui T. S. and Chen L. H. – “*Evaluation of Tensile Deformation Behavior Based on Young's Modulus and Flow Stress of S.G. Cast Iron With Bainitic, Pearlitic and Ferritic Matrices*”. AFS, World Conference on AUSTEMPERED DUCTILE IRON, pp. 659-676, 1991.
- [47] - Lee, Shen-Chih and Chang, Yin-Bean – “*Fracture Toughness and Crack Growth Rate of Ferritic and Pearlitic Compacted Graphite Cast Irons at 25°C and 150°C*”. Metallurgical Transactions A, Vol. 22^A, Novembro/91 –paper pp. 2645- 2653.
- [48] - Seabra, Antera V. de; Oliveira, Maria M. e S. Lia – “*Meatlografica Quantitativa (Determinação Quantitativa da Grafite)*. Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Memória N^o 564, Lisboa 1981.
- [49] - Stefanescu, D. M., A. Catalina, X. Guo, L. Chuzhoy, M. A. Pershing and G. L. Biltgen. “*Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical*

Properties in Ductile Iron Castings". " Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing; Edited by J. Beech and H.Jonespor, RANMOOR HOUSE, UNIVERSITY OF SHEFFIELD, UK. , de 7- 10 July 1997.Processing; Edited by J. Beech and H.Jonespor, RANMOOR HOUSE, UNIVERSITY OF SHEFFIELD, UK. , de 7-10 July 1997.

- [50] - Bahmani, M. R. Elliott e N. Varahram – “*The relationship between fatigue strength and microstructure in na austempered Cu-Ni-Mn-Mo alloyed Ductile Iron*”. Journal of Materials Science, Vol. 32, paper pp. 5383-5388,1997.
- [51] - Putatunda, Susil K. and Iqbal Singh – “*Fracture Toughness of Unalloyed Austempered Ductile Cast Iron (ADI)*”. Journal of Testing and Evaluation, paper pp 325-332, 1995.
- [52] - Bartosiewicz, Leslie A. R., Krause, F. A. Alberts, Iqbal Singh and Susil K. Putatunda “*Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue Behavior of Austempered Ductile Cas Iron*”. MATERIALS CHARACTERIZATION, An Internationa Journal, Vol. 30, paper pp. 221-234, 1993.
- [53] – Kovacs (b), Bela V. – “*Adoção de uma Terminologia Universal pode Facilitar Estudos sobre o ADI*”. Fundação e Serviços – pp 40-46, 1997.
- [54] – W.Elber – “*A Finite Elemento Analysis of Crack Closure in Fatigue*”, Eng. Mechanics – 21:323-370, 1970.
- [55] – Irving, P.E. and McCartney – “*Prediction of Fatigue Crack Growth Rates*”. Theory, mechanisms, and experimental results, Mat. Sci. 11:351-361, 1970.

- [56] – Throop, J. F. and Miller G. A. – “*Optimum Fatigue Crack Resistance*”. ASTM, Special Technical Publication N^o 467, pp 154-168, 1970.
- [57] – Yu, M. T. and Topper, T. H. – “*The Effects of Material Strength, Stress Ratio, and Compressive Overload on the Threshold Behavior of a SAE 1045 Steel*”. J. Eng. Materials, 107: 19-26, 1977.
- [58] – Ritchie, R. O. – “*Near-Threshold Fatigue Crack Propagation in Ultra-high Strength Steel: Influence of Load Ratio and Cyclic Strength*”. J. Eng. Materials, Technol. 96: 195-204, 1977.
- [59] – Beevers, C. J.; Cooke, R. J.; Knott, J. F. and Ritchie, R. O. – “*Some consideration of the influence of sub-critical cleavage growth during fatigue crack propagation in steel*”. Met. Sci. 9; 119-126, 1975.
- [60] – Vasilev, A. D. – “*Scanning electron fractography of body centred cubic (BCC) metais*”. Scanning Electron Microscopy III, 917-948, 1986.
- [61] – Bartosiewicz, L. (b); Duraiswamy, S; A. Sengupta and S. K. Patatunda – “*Near Threshold Fatigue Crack Growth Behavior of Austempered Ductile Cast Iron (ADI)*”. Morris Fine Symposium, pp 135-138, 1991.
- [62] – Golman, C. Knudsen na W. R. Wlesh – “*Cleavage cracks and dislocations in Lif crystals*”. J. Appl. Pliys – 29, 601-608, 1988.
- [63] –Orlow, A. N. – “*Long term strength and stationary creep of polycrystals*”. Sol. Phys. 3 – 500-590, 1961.
- [64] – Meyers, Carc A. e Chawla, Krishan K. – “*Princípio de Metalurgia Mecânica*” – Editora Edgard Blucher Ltda, edição 1982.

- [65] - R. J. Allen; G. S. Booth e T. Jutla – “*A Review of Fatigue Crack Growth Characterisation by Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM), Parte I – Advisory Documents and Applications Within National Standards*”- Fatigue Fracture of Engineering Materials e Structura, Vol. 11, Nº 1, paper pp 45-69, 1988.
- [66] - Voigt, R.C. e Holmgren, S. D. – “*Os mecanismos da propagação de trincas em ferros fundidos*”. Fundição e Serviços , Paper pp. 42-56, Janeiro de 1997.
- [67] - Verma, D.K. e Berry, J. T. – “*Microstructural and Macrostructural Modeling of the Fracture Behavior of Pearlitic Gray Irons*”. Transactions of the ASME, Vol.104, paper pp. 262-266, 1982.
- [68] – Nadkarni, G.; Behraves, A. H.; Warda, R. D.; Davis, K. G. e Sahoo, M. – “*Low-Carbon Equivalent Astempered Ductile Irons*” – AFS Transactions, paper 95-45, pp.93-101.
- [69] – Campos, Maurício Prates Filho e Davies, John Craeme – “*Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas*” – Editora Livros Técnicos e Científicos S/A, edição, 1978.
- [70] - Cribb, W. R. – “*Quantitative Metallography of Poly-Phase Microstructures*”. Scripta Metallurgica, Vol. 12, Nº 10, paper pp. 893-898, 1978.
- [71] - Jolley, G. and Holdsworth, S. R. “*Ductile Fracture Initiation and Propagation in Ferritic S.G. Cast Iron*”. Int Journ of Fracture, Vol. 13, Nº 6, paper pp. 870-873, 1977.

- [72] - Standard Method for – “*Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Casting*”
ASTM Designation: A 247-67.
- [73] - L. Bartosiewicz, A. R. Krause, B. Kovacs and S. K. Putatunda – “*Fatigue Crack Growth Behavior of Austempered Ductile Cast Iron*”. AFS Transactions 92-130, paper pp 135-142, 1982.
- [74] - Froehlich, André R.; Warmling, Guido e Strohaecker, Telmo R. – “*Influência do Número de Células Eutéicas sobre a Tenacidade à Fratura de Ferros Fundidos Nodulares Perlíticos*”. Trabalho apresentado no CONAF – Congresso Nacional de Fundição em 1997.
- [75] - K.L.Hayrynen, D. J. Moore and K.B.Rundman. “*Tensile and Fatigue Properties of Relatively Pure ADI*”. AFS Transactions 92-98, paper pp. 93-104, 1992.
- [76] - By M. Grech, P.Bowen and J.M.Young – “*Effect of Austempering Temperature on the Fracture Toughness and Tensile Properties of an ADI Alloyed with Copper and Nickel*”. AFS, World Conference on AUSTEMPERED DUCTILE IRON, pp. 338-374, 1991.
- [77] - J. Niskanen – “*Fracture Toughness Testing of Ductile Irons*”. AFS International Cast Metals Journal, Vol 2, Nº 3, paper pp. 20-22, 1977.
- [78] - Chen, Qiming – “*Influence of C, Si on Volume Change of SG Iron During Solidification- Computer Modelling for Hypereutectic and Hypoeutectic Compositions*”. Journal of Materials Science, Vol. 16, paper pp. 1288-1290, 1997.

- [79] - Hayrynen, K.L., Moore D.J. e Rundman K. B. – “*Tensile and Fatigue Properties of Relatively Pure ADI*” – AFS Transaction, paper 92-98, pp 93-104, 1992.
- [80] - Everest A. B. – “*International Proposals for Cast Iron Graphite Classification*”. Transashion AFS – Vol.70, 1972.
- [81] - Luyendijk T., Nieswaag H. – “*Crack Opening Displacement and Fatigue Crack Growth Measurements in Commercial Ductile Iron*”. Netherlands – 47^o Congresso Internacional de Fundição – 15.10.80, paper-pp 642-683.
- [82] - A. B. Evereste – “*International Proposals for Cast Iron Graphite Classification*”. Transashion AFS, Vol. 70, 1992.
- [83] - Aranzabal, J.; I. Gutierrez, J. M.; Rodriguez, Ibabe and J. J. Urcola – “*Influence of Heat Treatments on Microstructure and Toughness of Austempered Ductile iron*”. Materials Science na Technology, paper pp. 263-273, Vol.8, 1992.
- [84] - Bahmani (b), R. Elliott e N. Varahram – “*The relationship between fatigue strength and microstruture in na austempered Cu-Ni-Mn-Mo alloyed ductile iron*”. Journal of Materials Science, Vol. 32, paper pp 5383-5388, 1997.

ANEXO I

CURVAS DA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA ($a \times N$)

Nas Figuras 01 a 06 deste anexo observa-se as curvas ($a \times N$) de todos os corpos de prova dos ferros fundidos nodulares austemperados ligados ao molibdênio e sem esse elemento de liga.

Estas curvas foram plotadas diretamente dos pontos obtidos durante a propagação da trinca de fadiga, nos ensaios de fratura dos corpos de prova de Tração Compacta. Cada ponto tomado da curva representa um valor medido do comprimento da trinca versus o número de ciclos realizado, conforme expressa o Sub-item 3.2.5, Capítulo 3.

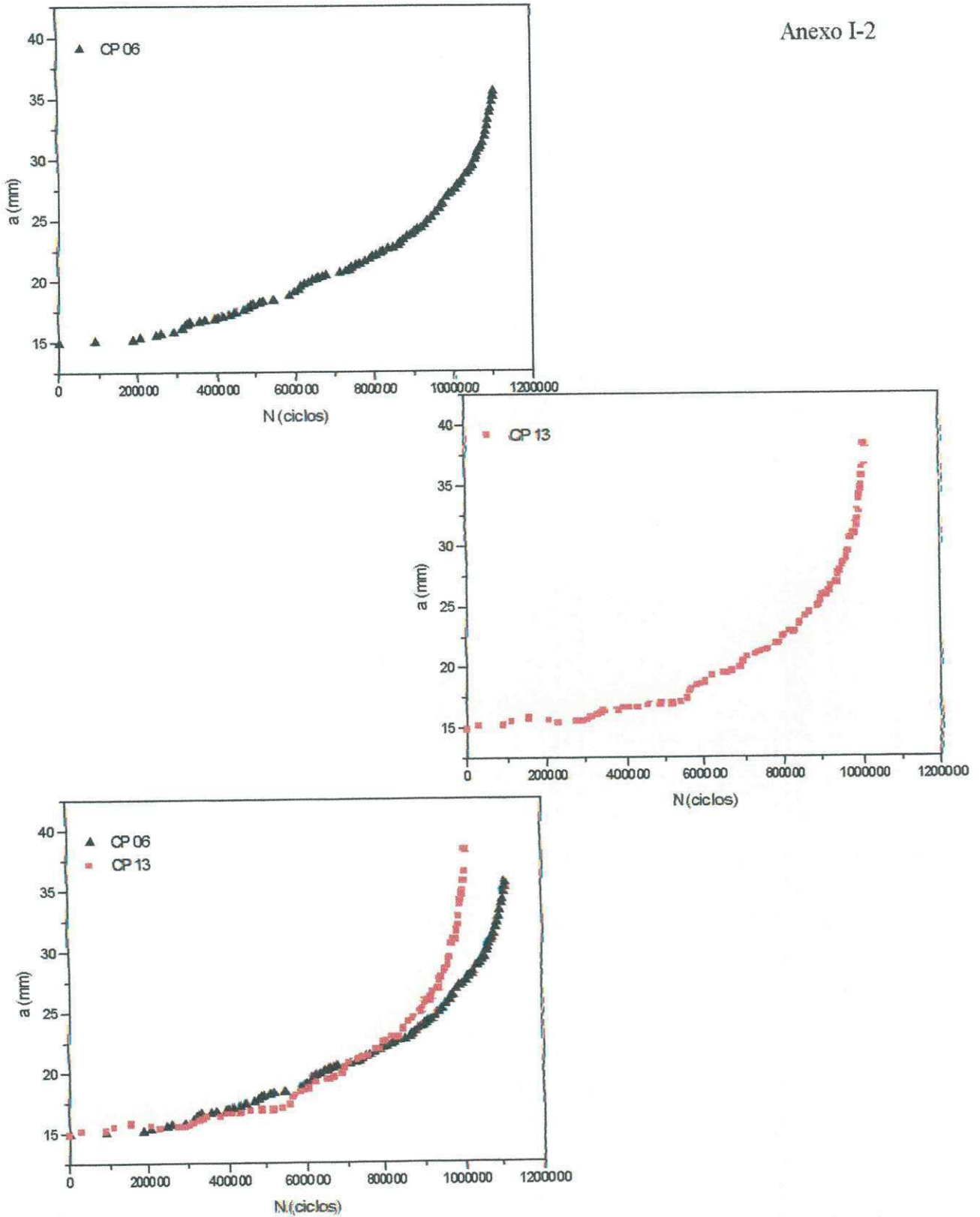


Figura 1 - Propagação de trinca de fadiga (curva $a \times N$) de corpos de prova tipo "CT" do ferro fundido nodular austemperado não ligado ao Mo com 0,5% de FeSi75A.

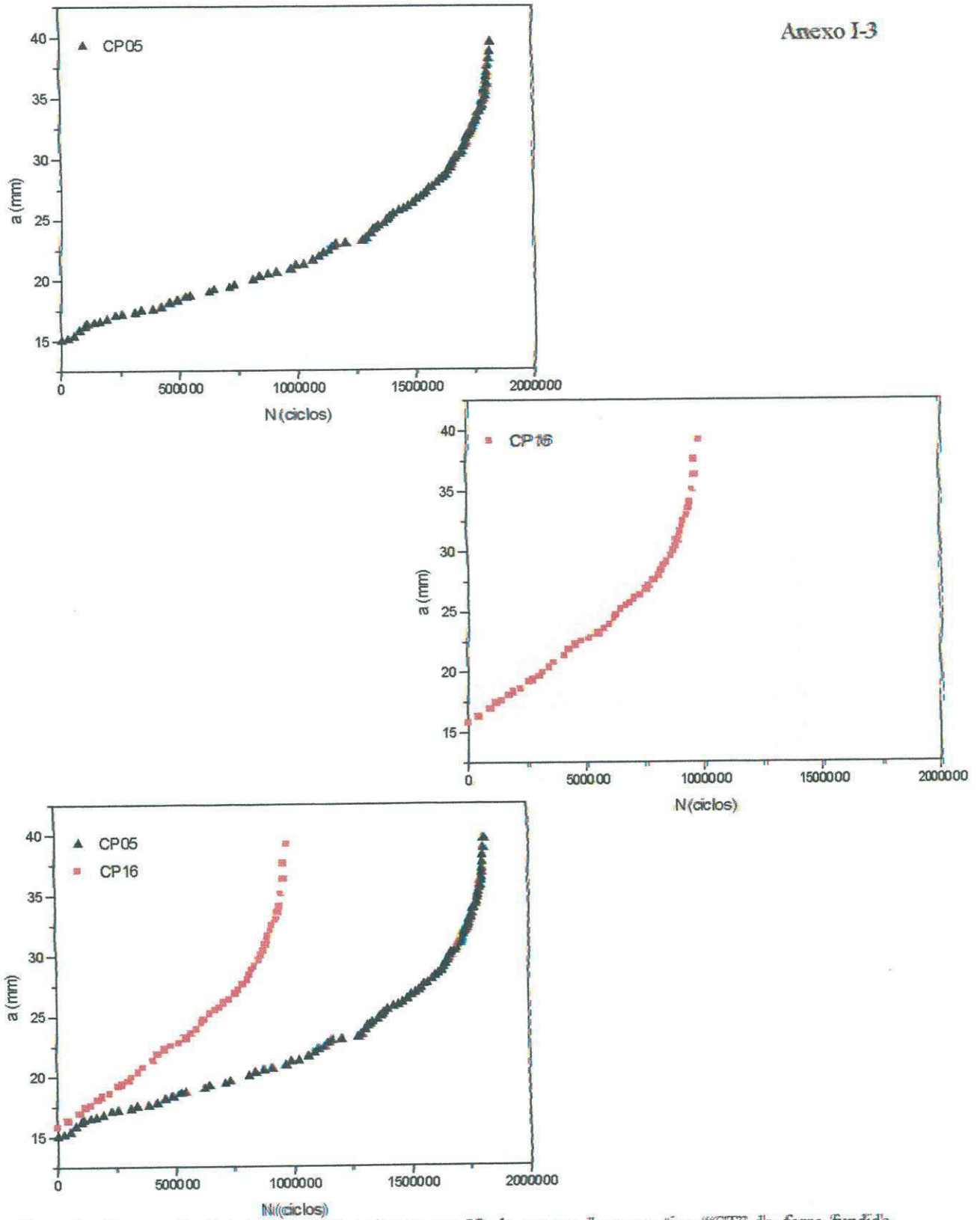


Figura 2 - Propagação de trinca de fadiga (curva $a \times N$) de corpos de prova tipo "CT" do ferro fundido nodular austemperado não ligado ao Mo com de 0,7% de FeSi75A.

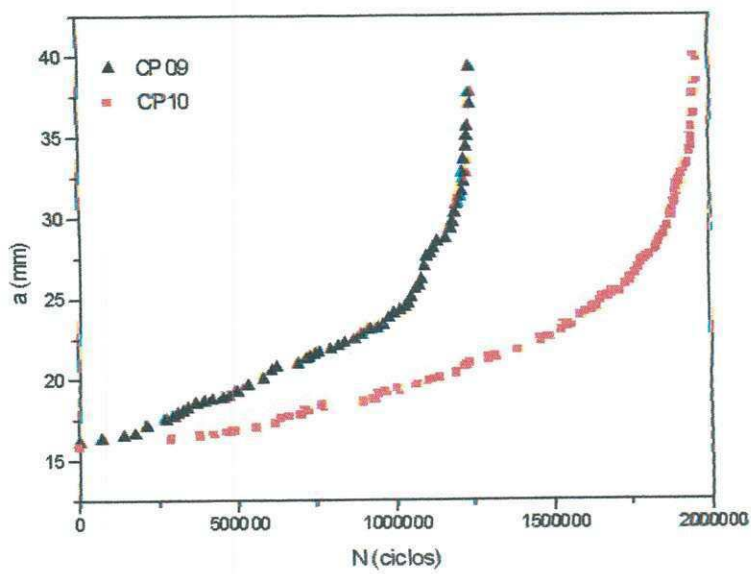
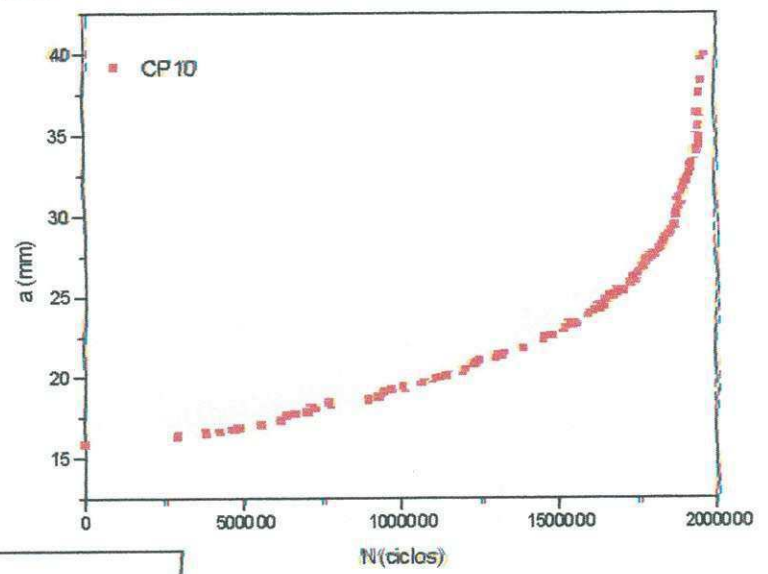
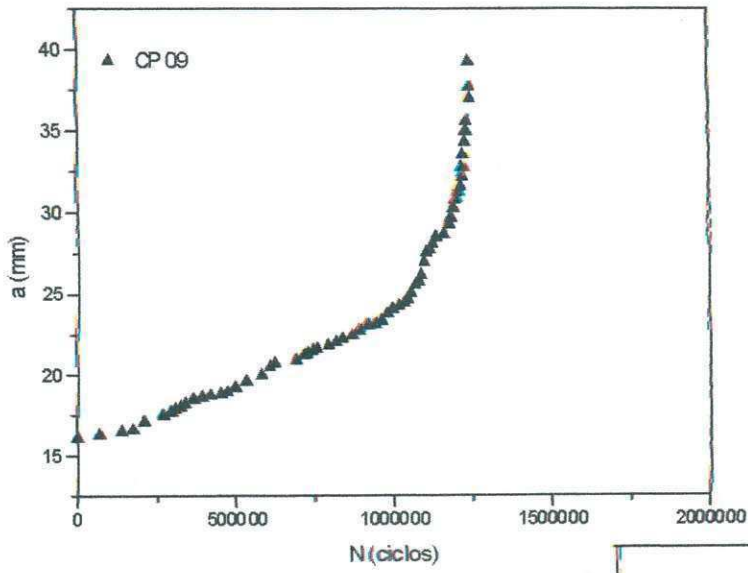


Figura 3 - Propagação de trinca de fadiga (curva $a \times N$) de corpos de prova tipo "CT" do ferro fundido nodular austemperado não ligado ao Mo com 0,9% de FeSi75A.

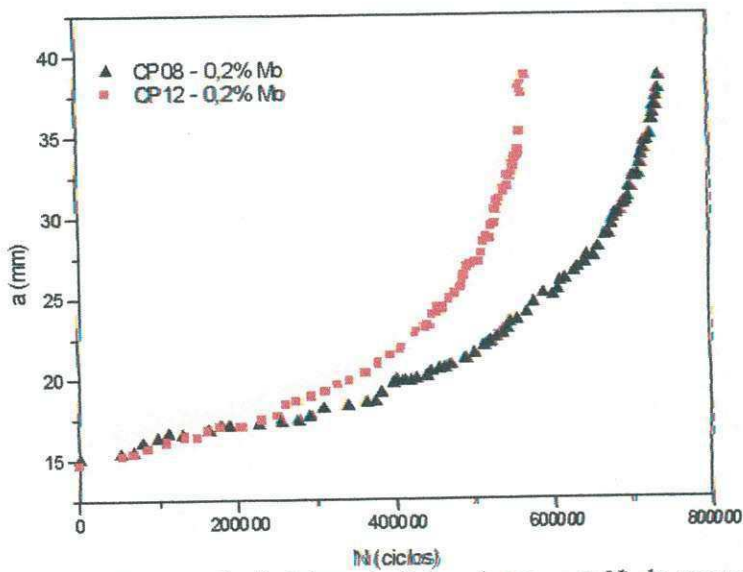
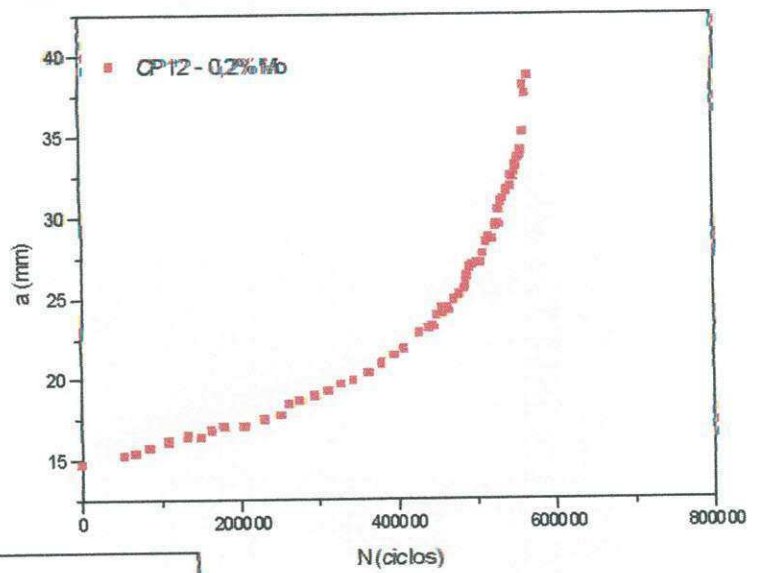
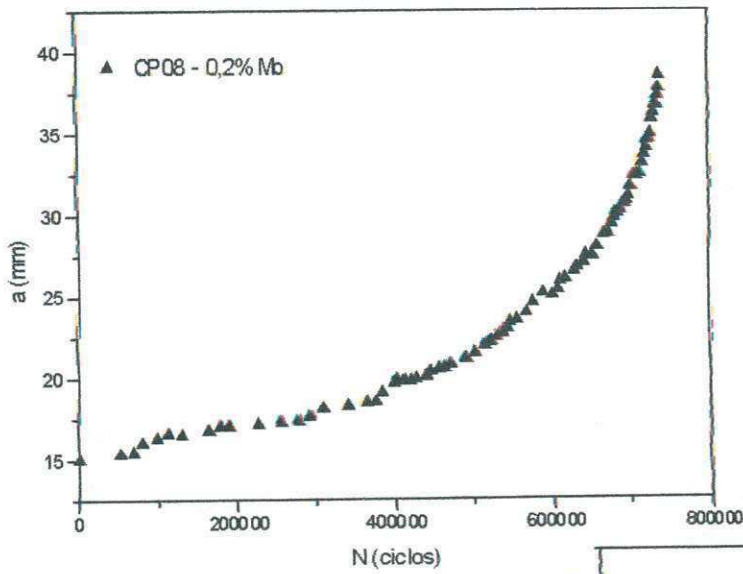


Figura 4- Propagação de trinca de fadiga (curva $a \times N$) de corpos de prova tipo "CT" do ferro fundido nodular austemperado ligado com 0,2% de Mo, com 0,5% de FeSi75A.

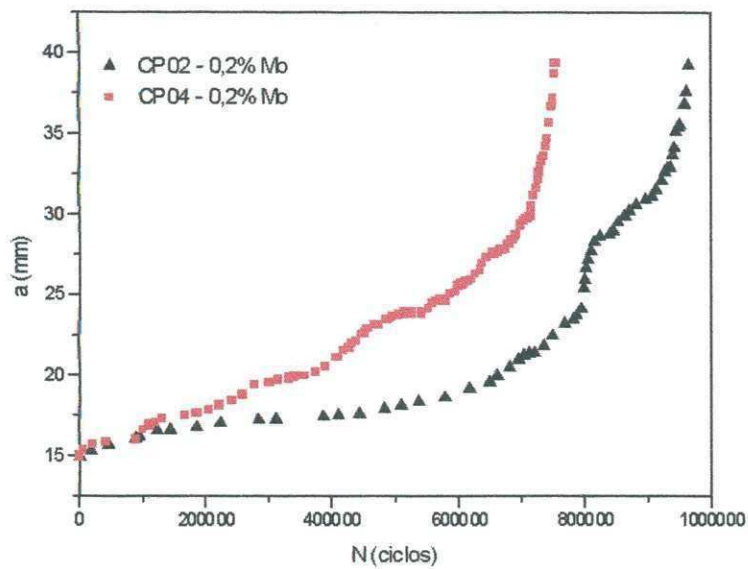
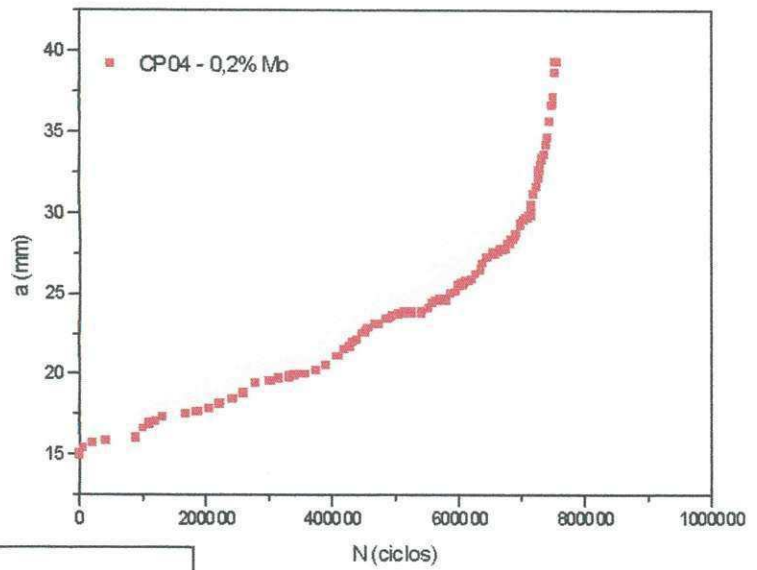
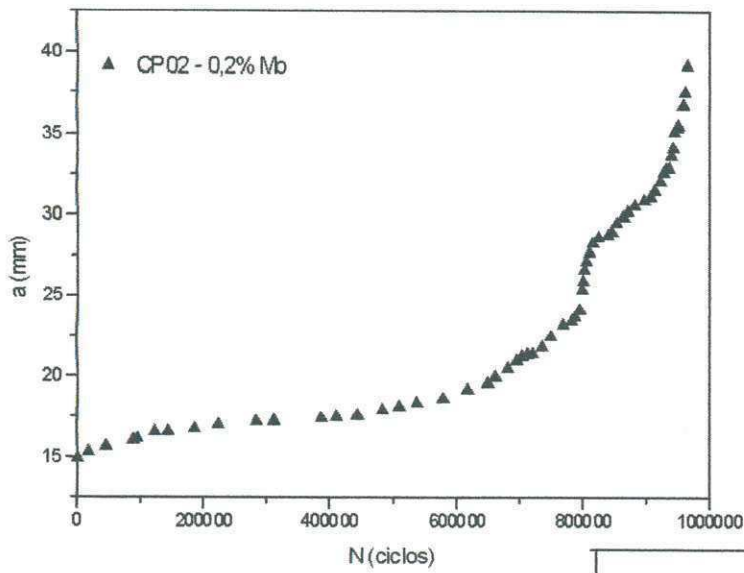


Figura 5 - Propagação de trinca de fadiga (curva a x N) de corpos de prova tipo "CT" do ferro fundido nodular austemperado ligado ao Mo com 0,7 de FeSi75.

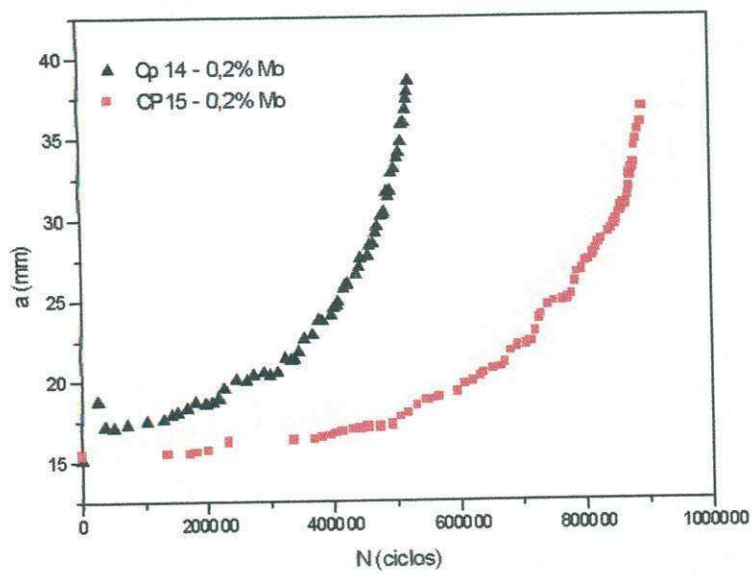
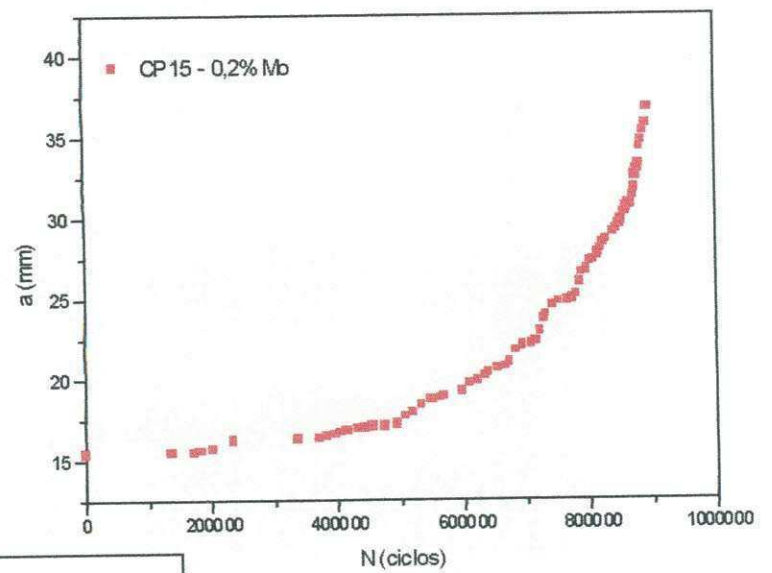
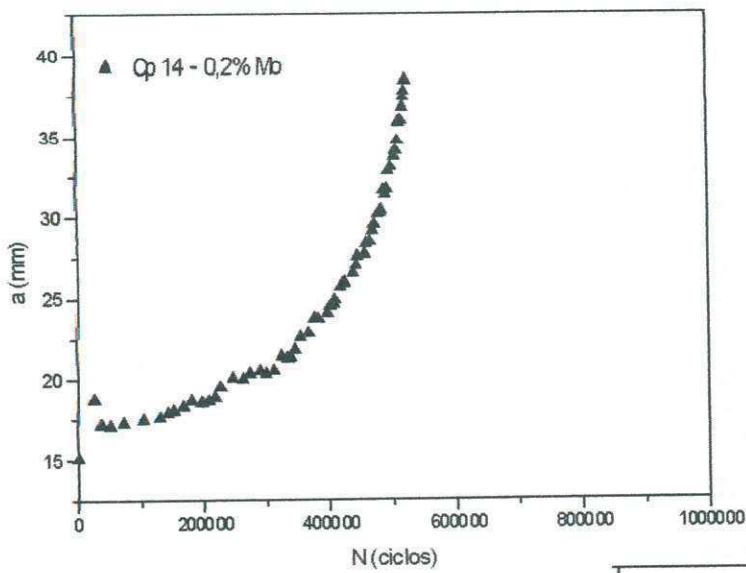


Figura 6 - Propagação de trinca de fadiga (curva $a \times N$) de corpos de prova tipo "CT" do ferro fundido nodular austemperado ligado com 0,2% de Mo, com 0,9% de FeSi75A.

ANEXO II

Tabela 1 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado sem liga de molibdênio

(0,0% Mo) com 0,5% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 06-S1)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	44	6	50	23	0,68	11	22	40	15	30	55	60	8
Borda	44	6	50	26	0,66	13	12	51	17	16	67	58	8
Borda	38	5	43	24	0,64	12	11	44	18	16	66	57	7
Borda	38	3	41	27	0,60	11	11	46	16	16	68	56	4
Borda	37	4	41	27	0,60	11	14	43	16	21	63	54	6
Borda	41	6	47	26	0,64	11	15	47	15	21	64	56	8
Borda	43	6	49	23	0,68	12	11	49	17	15	68	60	8
Borda	38	5	43	21	0,67	11	8	45	17	13	70	59	8
Borda	41	5	46	26	0,64	11	16	45	15	22	63	57	7
Borda	38	4	42	27	0,61	12	14	43	17	20	62	55	6
MédiaB	40	5	45	25	0,64	12	13	45	16	19	65	57	7
DPBor	3	1	4	2	0,03	1	4	3	1	5	4	2	1
Centro	32	5	37	28	0,57	11	20	34	17	31	52	49	8
Centro	34	4	38	19	0,67	10	11	36	18	19	63	60	7
Centro	31	5	36	32	0,53	9	25	34	13	37	50	46	7
Centro	34	3	37	31	0,54	8	19	41	12	28	60	50	4
Centro	34	4	38	26	0,59	7	16	41	11	25	64	53	6
Centro	28	4	32	23	0,58	7	9	39	13	16	71	51	7
Centro	30	3	33	28	0,54	8	15	38	13	25	62	49	5
Centro	27	4	31	32	0,49	9	19	35	14	30	56	43	6
Centro	29	3	32	29	0,52	8	14	39	13	23	64	48	5
Centro	31	4	35	27	0,56	7	17	38	11	27	61	50	6
MédiaC	31	4	35	28	0,56	8	17	38	13	26	60	50	6
DPCen	3	1	3	4	0,05	1	5	3	2	6	6	4	1
MédiaG	36	4	40	26	0,60	10	15	41	15	23	62	54	7
DPMe	3	1	3	3	0,04	1	4	3	2	5	5	3	1

(Anexo II-2)

Tabela 2 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado sem liga de molibdênio

(0,0% Mo) com 0,5% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 13-S1)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	26	13	39	16	0,71	19	11	25	35	20	45	47	24
Borda	28	14	42	19	0,69	17	22	22	28	36	36	46	23
Borda	30	12	42	14	0,75	12	13	31	21	23	55	54	21
Borda	28	18	46	16	0,74	18	11	33	29	18	53	45	29
Borda	27	14	41	26	0,61	15	19	33	22	28	49	40	21
Borda	25	15	40	13	0,75	16	11	26	30	21	49	47	28
Borda	27	12	39	15	0,72	14	17	23	26	31	43	50	22
Borda	27	14	41	20	0,67	14	21	26	23	34	43	44	23
Borda	30	12	42	18	0,70	15	17	28	25	28	47	50	20
Borda	35	19	54	21	0,72	17	27	31	23	36	41	47	25
MédiaB	28	14	43	18	0,71	16	17	28	26	28	46	47	24
DPBor	3	2	4	4	0,04	2	5	4	4	7	6	4	3
Centro	55	19	74	21	0,78	20	34	41	21	36	43	58	20
Centro	46	21	67	24	0,74	18	30	43	20	33	47	51	23
Centro	59	18	77	20	0,79	11	28	58	11	29	60	61	19
Centro	58	19	77	21	0,79	11	33	54	11	34	55	59	19
Centro	55	23	78	19	0,80	19	29	49	20	30	51	57	24
Centro	66	21	87	17	0,84	17	34	53	16	33	51	63	20
Centro	68	18	86	21	0,80	18	32	57	17	30	53	64	17
Centro	68	19	87	28	0,76	12	36	67	10	31	58	59	17
Centro	62	21	83	33	0,72	12	39	65	10	34	56	53	18
Centro	51	17	68	14	0,83	12	19	51	15	23	62	62	21
MédiaC	59	20	78	22	0,78	15	31	54	15	31	54	59	20
DPCen	7	2	7	5	0,04	4	5	8	4	4	6	4	2
MédiaG	44	17	61	20	0,75	16	24	41	21	29	50	53	22
DPMe	5	2	6	5	0,04	3	5	6	4	5	6	4	3

(Anexo II-3)

Tabela 3 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado sem liga de molibdênio

(0,0% Mo) com 0,7% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 05-S2)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	34	8	42	11	0,79	18	24	11	34	45	21	64	15
Borda	37	11	48	8	0,86	16	22	18	29	39	32	66	20
Borda	29	11	40	10	0,80	13	16	21	26	32	42	58	22
Borda	31	10	41	10	0,80	23	20	8	45	39	16	61	20
Borda	36	9	45	11	0,80	14	26	16	25	46	29	64	16
Borda	31	6	37	13	0,74	16	22	12	32	44	24	62	12
Borda	37	6	43	8	0,84	14	15	22	27	29	43	73	12
Borda	27	9	36	18	0,67	12	18	24	22	33	44	50	17
Borda	31	9	40	15	0,73	18	18	19	33	33	35	56	16
Borda	42	11	53	12	0,82	16	16	33	25	25	51	65	17
MédiaB	34	9	43	12	0,78	16	20	18	30	37	34	62	17
DPBor	5	2	5	3	0,06	3	4	7	7	7	11	6	3
Centro	45	12	57	15	0,79	9	32	31	13	44	43	63	17
Centro	48	16	64	11	0,85	12	25	38	16	33	51	64	21
Centro	47	19	66	21	0,76	8	37	42	9	43	48	54	22
Centro	43	21	64	14	0,82	12	29	37	15	37	47	55	27
Centro	56	12	68	20	0,77	9	38	41	10	43	47	64	14
Centro	53	17	70	11	0,86	9	34	38	11	42	47	65	21
Centro	52	15	67	21	0,76	12	33	43	14	38	49	59	17
Centro	58	21	79	15	0,84	10	41	43	11	44	46	62	22
Centro	59	19	78	17	0,82	9	39	47	9	41	49	62	20
Centro	45	23	68	11	0,86	9	31	39	11	39	49	57	29
MédiaC	51	18	68	16	0,81	10	34	40	12	40	48	60	21
DPCen	6	4	7	4	0,04	2	5	4	2	4	2	4	5
MédiaG	42	13	55	14	0,80	13	27	29	21	38	41	61	19
DPMc	5	3	6	4	0,05	2	4	6	4	5	7	5	4

Tabela 4 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado sem liga de molibdênio

(0,0% Mo) com 0,7% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 16-S2)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	26	13	39	13	0,75	15	22	15	29	42	29	50	25
Borda	29	14	43	6	0,88	15	20	14	31	41	29	59	29
Borda	34	12	46	11	0,81	17	27	13	30	47	23	60	21
Borda	26	10	36	8	0,82	16	15	13	36	34	30	59	23
Borda	31	9	40	13	0,75	11	21	21	21	40	40	58	17
Borda	30	11	41	9	0,82	10	20	20	20	40	40	60	22
Borda	33	11	44	9	0,83	16	16	21	30	30	40	62	21
Borda	32	8	40	10	0,80	17	17	16	34	34	32	64	16
Borda	23	17	40	8	0,83	16	20	12	33	42	25	48	35
Borda	26	16	42	9	0,82	16	21	14	31	41	27	51	31
MédiaB	29	12	41	10	0,81	15	20	16	30	39	31	57	24
DPBor	4	3	3	2	0,04	2	3	3	5	5	6	5	6
Centro	38	14	52	11	0,83	21	19	23	33	30	37	60	22
Centro	40	13	53	11	0,83	19	21	24	30	33	38	63	20
Centro	51	11	62	13	0,83	13	33	29	17	44	39	68	15
Centro	49	10	59	17	0,78	20	31	25	26	41	33	64	13
Centro	48	11	59	12	0,83	22	25	24	31	35	34	68	15
Centro	40	11	51	17	0,75	19	23	26	28	34	38	59	16
Centro	58	11	69	12	0,85	14	38	29	17	47	36	72	14
Centro	54	12	66	11	0,86	16	34	27	21	44	35	70	16
Centro	38	10	48	11	0,81	19	21	19	32	36	32	64	17
Centro	41	10	51	12	0,81	20	28	15	32	44	24	65	16
MédiaC	46	11	57	13	0,82	18	27	24	27	39	34	65	16
DPCen	7	1	7	2	0,03	3	6	4	6	6	4	4	3
MédiaG	37	12	49	11	0,81	17	23	20	28	39	33	61	20
DPMc	5	2	5	2	0,03	3	5	4	6	5	5	5	5

Tabela 5 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado sem liga de molibdênio

(0,0% Mo) com 0,9% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 09-S3)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	37	22	59	8	0,88	10	29	28	15	43	42	55	33
Borda	48	12	60	10	0,86	16	29	25	23	41	36	69	17
Borda	45	12	57	21	0,73	10	33	35	13	42	45	58	15
Borda	46	13	59	12	0,83	13	29	29	18	41	41	65	18
Borda	36	12	48	18	0,73	14	26	26	21	39	39	55	18
Borda	38	14	52	21	0,71	13	29	31	18	40	42	52	19
Borda	36	16	52	13	0,80	12	20	33	18	31	51	55	25
Borda	39	14	53	12	0,82	12	22	31	18	34	48	60	22
Borda	41	14	55	13	0,81	13	28	27	19	41	40	60	21
Borda	37	16	53	15	0,78	12	25	31	18	37	46	54	24
MédiaB	40	15	55	14	0,79	13	27	30	18	39	43	58	21
DPBor	4	3	4	4	0,06	2	4	3	3	4	4	5	5
Centro	37	11	48	10	0,83	19	10	29	33	17	50	64	19
Centro	32	9	41	10	0,80	9	12	30	18	24	59	63	18
Centro	42	8	50	14	0,78	16	14	34	25	22	53	66	13
Centro	41	8	49	11	0,82	16	11	33	27	18	55	68	13
Centro	44	13	57	19	0,75	15	17	44	20	22	58	58	17
Centro	45	8	53	16	0,77	14	13	42	20	19	61	65	12
Centro	37	9	46	16	0,74	15	18	29	24	29	47	60	15
Centro	37	11	48	15	0,76	15	22	26	24	35	41	59	17
Centro	32	9	41	12	0,77	15	10	28	28	19	53	60	17
Centro	30	10	40	11	0,78	14	11	26	27	22	51	59	20
MédiaC	38	10	47	13	0,78	15	14	32	25	23	53	62	16
DP Cen	5	2	5	3	0,03	2	4	6	5	5	6	4	3
MédiaG	39	12	51	14	0,79	14	20	31	21	31	48	60	19
DPM e	5	2	5	4	0,04	2	4	5	4	5	5	4	4

Tabela 6 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado sem liga de molibdênio

(0,0% Mo) com 0,9% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 10-S3)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	52	15	67	24	0,74	7	30	54	8	33	59	57	16
Borda	40	12	52	28	0,65	9	24	47	11	30	59	50	15
Borda	52	11	63	17	0,79	6	23	51	8	29	64	65	14
Borda	47	10	57	22	0,72	11	32	36	14	41	46	59	13
Borda	51	11	62	32	0,66	8	31	55	9	33	59	54	12
Borda	53	11	64	31	0,67	8	40	47	8	42	49	56	12
Borda	40	12	52	27	0,66	5	28	46	6	35	58	51	15
Borda	51	9	60	27	0,69	8	36	43	9	41	49	59	10
Borda	49	11	60	23	0,72	8	30	45	10	36	54	59	13
Borda	46	11	57	26	0,69	7	30	46	8	36	55	55	13
MédiaB	48	11	59	26	0,70	8	30	47	9	36	55	57	13
DPBor	5	2	5	4	0,04	2	5	5	2	5	6	4	2
Centro	41	11	52	17	0,75	11	19	39	16	28	57	59	16
Centro	48	9	57	19	0,75	7	39	30	9	51	39	63	12
Centro	47	10	57	21	0,73	8	29	41	10	37	53	60	13
Centro	46	12	58	30	0,66	7	36	45	8	41	51	52	14
Centro	49	12	61	16	0,79	10	23	44	13	30	57	64	16
Centro	45	11	56	24	0,70	11	35	34	14	44	43	56	14
Centro	43	11	54	21	0,72	8	32	35	11	43	47	57	15
Centro	41	10	51	21	0,71	10	35	27	14	49	38	57	14
Centro	40	11	51	22	0,70	9	33	31	12	45	42	55	15
Centro	47	11	58	21	0,73	11	35	33	14	44	42	59	14
MédiaC	45	11	56	21	0,72	9	32	36	12	41	47	58	14
DPCen	3	1	3	4	0,04	2	6	6	2	8	7	4	1
MédiaG	46	11	57	23	0,71	8	31	41	11	38	51	57	14
DPMe	4	1	4	4	0,04	2	6	6	2	6	6	4	2

Tabela 7 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio (0,2%

Mo) com 0,5% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 08-L1)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	56	10	66	25	0,73	12	43	36	13	47	40	62	11
Borda	51	14	65	23	0,74	15	33	40	17	38	45	58	16
Borda	47	15	62	20	0,76	15	30	37	18	37	45	57	18
Borda	53	13	66	15	0,81	15	33	33	19	41	41	65	16
Borda	58	13	71	16	0,82	13	28	46	15	32	53	67	15
Borda	50	12	62	21	0,75	14	34	35	17	41	42	60	14
Borda	52	11	63	19	0,77	15	27	40	18	33	49	63	13
Borda	53	12	65	24	0,73	14	38	37	16	43	42	60	13
Borda	51	13	64	21	0,75	14	30	41	16	35	48	60	15
Borda	53	12	65	23	0,74	13	32	43	15	36	49	60	14
MédiaB	52	13	65	21	0,76	14	33	39	16	38	45	61	15
DPBor	3	1	3	3	0,03	1	5	4	2	5	4	3	2
Centro	52	9	61	17	0,78	10	32	36	13	41	46	67	12
Centro	54	9	63	18	0,78	9	34	38	11	42	47	67	11
Centro	56	11	67	23	0,74	11	43	36	12	48	40	62	12
Centro	53	12	65	29	0,69	6	42	46	6	45	49	56	13
Centro	58	11	69	21	0,77	7	30	53	8	33	59	64	12
Centro	56	12	68	23	0,75	9	35	47	10	38	52	62	13
Centro	53	10	63	26	0,71	10	28	51	11	31	57	60	11
Centro	51	12	63	19	0,77	8	25	49	10	30	60	62	15
Centro	49	10	59	22	0,73	9	25	47	11	31	58	60	12
Centro	51	9	60	21	0,74	7	25	49	9	31	60	63	11
MédiaC	53	11	64	22	0,75	9	32	45	10	37	53	62	12
DPCen	3	1	3	4	0,03	2	7	6	2	6	7	3	1
MédiaG	53	12	65	21	0,75	12	32	42	13	38	49	62	13
DPMe	3	1	3	3	0,03	1	6	5	2	6	6	3	2

Tabela 8 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio (0,2%

Mo) com 0,5% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 12-L1)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	50	17	67	12	0,85	14	29	36	18	37	46	63	22
Borda	51	21	72	21	0,77	13	39	41	14	42	44	55	23
Borda	46	24	70	22	0,76	12	43	37	13	47	40	50	26
Borda	48	16	64	20	0,76	11	28	45	13	33	54	57	19
Borda	49	23	72	14	0,84	11	29	46	13	34	53	57	27
Borda	49	24	73	14	0,84	15	25	47	17	29	54	56	28
Borda	44	20	64	12	0,84	12	16	48	16	21	63	58	26
Borda	50	18	68	19	0,78	13	36	38	15	41	44	57	21
Borda	48	21	69	12	0,85	11	29	41	14	36	51	59	26
Borda	48	20	68	17	0,80	10	33	42	12	39	49	56	24
MédiaB	48	20	69	16	0,81	12	31	42	14	36	50	57	24
DPBor	2	3	3	4	0,04	2	8	4	2	7	7	3	3
Centro	42	11	53	19	0,74	15	38	19	21	53	26	58	15
Centro	37	13	50	16	0,76	13	32	21	20	48	32	56	20
Centro	40	14	54	11	0,83	13	35	17	20	54	26	62	22
Centro	43	14	57	16	0,78	12	33	28	16	45	38	59	19
Centro	34	17	51	18	0,74	14	34	21	20	49	30	49	25
Centro	46	16	62	12	0,84	11	46	17	15	62	23	62	22
Centro	47	18	65	18	0,78	8	49	26	10	59	31	57	22
Centro	49	12	61	11	0,85	13	33	26	18	46	36	68	17
Centro	48	16	64	10	0,86	12	37	25	16	50	34	65	22
Centro	39	13	52	9	0,85	14	24	23	23	39	38	64	21
MédiaC	43	14	57	14	0,80	13	36	22	18	51	32	60	20
DPCen	5	2	6	4	0,05	2	7	4	4	7	5	5	3
MédiaG	45	17	62	15	0,81	12	33	32	16	43	41	58	22
DPMc	4	3	4	4	0,04	2	7	4	3	7	6	4	3

Tabela 9 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio (0,2% Mo) com 0,7% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 02-L2)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	43	9	52	18	0,74	8	31	31	11	44	44	61	13
Borda	45	10	55	15	0,79	12	26	32	17	37	46	64	14
Borda	45	9	54	15	0,78	12	23	34	17	33	49	65	13
Borda	41	16	57	13	0,81	13	29	28	19	41	40	59	23
Borda	46	16	62	12	0,84	8	32	34	11	43	46	62	22
Borda	38	12	50	21	0,70	8	34	29	11	48	41	54	17
Borda	42	10	52	20	0,72	10	36	26	14	50	36	58	14
Borda	33	6	39	20	0,66	7	29	23	12	49	39	56	10
Borda	41	6	47	21	0,69	8	32	28	12	47	41	60	9
Borda	43	7	50	20	0,71	8	28	34	11	40	49	61	10
MédiaB	42	10	52	18	0,75	9	30	30	14	43	43	60	14
DPBor	4	4	6	3	0,06	2	4	4	3	5	4	4	5
Centro	32	9	41	14	0,75	8	27	20	15	49	36	58	16
Centro	28	11	39	13	0,75	9	19	24	17	37	46	54	21
Centro	38	6	44	11	0,80	11	19	25	20	35	45	69	11
Centro	40	12	52	12	0,81	7	26	31	11	41	48	63	19
Centro	39	12	51	16	0,76	11	24	32	16	36	48	58	18
Centro	40	15	55	17	0,76	8	25	39	11	35	54	56	21
Centro	36	15	51	11	0,82	5	17	40	8	27	65	58	24
Centro	32	13	45	16	0,74	10	13	38	16	21	62	52	21
Centro	42	12	54	22	0,71	7	37	32	9	49	42	55	16
Centro	44	10	54	12	0,82	12	18	36	18	27	55	67	15
MédiaC	37	12	49	14	0,77	9	23	32	14	36	50	59	18
DPCen	5	3	6	3	0,04	2	7	7	4	9	9	5	4
MédiaG	39	11	50	16	0,76	9	26	31	14	39	47	60	16
DPMc	4	3	6	3	0,05	2	5	5	4	7	7	5	4

Tabela 10 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio

(0,2% Mo) com 0,7% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 04-L2)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	36	15	51	5	0,91	15	32	9	27	57	16	64	27
Borda	39	14	53	6	0,90	16	30	13	27	51	22	66	24
Borda	44	12	56	6	0,90	13	34	15	21	55	24	71	19
Borda	39	11	50	9	0,85	14	24	21	24	41	36	66	19
Borda	40	14	54	5	0,92	21	16	22	36	27	37	68	24
Borda	41	13	54	5	0,92	17	25	17	29	42	29	69	22
Borda	51	12	63	10	0,86	14	43	16	19	59	22	70	16
Borda	40	13	53	6	0,90	12	27	20	20	46	34	68	22
Borda	39	14	53	5	0,91	14	32	12	24	55	21	67	24
Borda	44	15	59	4	0,94	14	33	16	22	52	25	70	24
MédiaB	41	13	55	6	0,90	15	30	16	25	49	27	68	22
DPBor	4	1	4	2	0,03	3	7	4	5	10	7	2	3
Centro	36	11	47	13	0,78	17	27	16	28	45	27	60	18
Centro	40	10	50	9	0,85	13	34	12	22	58	20	68	17
Centro	39	14	53	6	0,90	16	30	13	27	51	22	66	24
Centro	44	12	56	4	0,93	16	33	11	27	55	18	73	20
Centro	41	13	54	6	0,90	18	29	13	30	48	22	68	22
Centro	40	10	50	3	0,94	18	24	11	34	45	21	75	19
Centro	39	11	50	5	0,91	16	23	16	29	42	29	71	20
Centro	36	10	46	6	0,88	13	18	21	25	35	40	69	19
Centro	39	14	53	5	0,91	16	24	18	28	41	31	67	24
Centro	43	10	53	5	0,91	20	27	11	34	47	19	74	17
MédiaC	40	12	51	6	0,89	16	27	14	28	47	25	69	20
DPCen	3	2	3	3	0,05	2	5	3	4	7	7	5	2
MédiaG	41	12	53	6	0,90	16	28	15	26	48	26	69	21
DPMc	3	1	4	2	0,04	2	6	4	4	8	7	3	3

Tabela 11 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio

(0,2% Mo) com 0,9% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 14-L3)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	59	8	67	29	0,70	12	45	39	13	47	41	61	8
Borda	58	11	69	27	0,72	12	41	43	13	43	45	60	11
Borda	61	8	69	31	0,69	10	45	45	10	45	45	61	8
Borda	60	9	69	29	0,70	11	36	51	11	37	52	61	9
Borda	63	6	69	27	0,72	10	33	53	10	34	55	66	6
Borda	61	9	70	35	0,67	10	39	56	10	37	53	58	9
Borda	61	8	69	30	0,70	12	36	51	12	36	52	62	8
Borda	57	11	68	28	0,71	10	30	56	10	31	58	59	11
Borda	59	9	68	31	0,69	11	31	57	11	31	58	60	9
Borda	57	7	64	26	0,71	12	20	58	13	22	64	63	8
MédiaB	60	9	68	29	0,70	11	36	51	11	36	52	61	9
DPBor	2	2	2	3	0,02	1	8	7	1	7	7	2	2
Centro	42	6	48	26	0,65	15	12	47	20	16	64	57	8
Centro	40	7	47	22	0,68	16	10	43	23	14	62	58	10
Centro	39	6	45	26	0,63	13	18	40	18	25	56	55	8
Centro	41	5	46	26	0,64	12	13	47	17	18	65	57	7
Centro	40	7	47	24	0,66	13	17	41	18	24	58	56	10
Centro	41	6	47	23	0,67	15	11	44	21	16	63	59	9
Centro	43	7	50	21	0,70	12	16	43	17	23	61	61	10
Centro	39	6	45	23	0,66	12	10	46	18	15	68	57	9
Centro	41	6	47	22	0,68	14	13	42	20	19	61	59	9
Centro	43	5	48	25	0,66	13	15	45	18	21	62	59	7
MédiaC	41	6	47	24	0,66	14	14	44	19	19	62	58	9
DP Cen	1	1	1	2	0,02	1	3	2	2	4	3	2	1
MédiaG	50	7	57	27	0,68	12	25	47	15	28	57	59	9
DPM e	2	1	2	2	0,02	1	5	4	2	6	5	2	1

Tabela 12 - Metalografia quantitativa dos nódulos de grafita do ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio

(0,2% Mo) com 0,9% FeSi75A.

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPO DE PROVA DE FADIGA (CP 15-L3)													
Região	N(v)	N(vi)	N _A	N(iii e iv)	Gn	N5	N(6 e 7)	N8	%N5	%N(6 e 7)	%N8	%N(v)	%N(vi)
Borda	52	6	58	13	0,82	8	14	49	11	20	69	73	8
Borda	55	5	60	14	0,81	4	11	59	5	15	80	74	7
Borda	55	6	61	12	0,84	5	17	51	7	23	70	75	8
Borda	53	5	58	16	0,78	7	6	61	9	8	82	72	7
Borda	53	5	58	20	0,74	4	23	51	5	29	65	68	6
Borda	49	6	55	28	0,66	6	24	53	7	29	64	59	7
Borda	48	7	55	27	0,67	6	24	52	7	29	63	59	9
Borda	46	6	52	26	0,67	4	20	54	5	26	69	59	8
Borda	51	5	56	26	0,68	6	25	51	7	30	62	62	6
Borda	48	7	55	25	0,69	6	22	52	8	28	65	60	9
MédiaB	51	6	57	21	0,74	6	19	53	7	24	69	66	7
DPBor	3	1	3	6	0,07	1	6	4	2	7	7	7	1
Centro	44	5	49	21	0,70	5	21	44	7	30	63	63	7
Centro	45	8	53	25	0,68	7	34	37	9	44	47	58	10
Centro	41	6	47	22	0,68	6	27	36	9	39	52	59	9
Centro	41	5	46	19	0,71	5	29	31	8	45	48	63	8
Centro	42	6	48	19	0,72	8	23	36	12	34	54	63	9
Centro	43	6	49	15	0,77	6	15	43	9	23	67	67	9
Centro	43	6	49	18	0,73	7	19	41	10	28	61	64	9
Centro	41	7	48	19	0,72	9	14	44	13	21	66	61	10
Centro	42	6	48	18	0,73	7	18	41	11	27	62	64	9
Centro	40	6	46	19	0,71	6	16	43	9	25	66	62	9
MédiaC	42	6	48	20	0,71	7	22	40	10	32	59	62	9
DPCen	2	1	2	3	0,03	1	7	4	2	8	8	3	1
MédiaG	47	6	53	20	0,72	7	20	46	9	28	63	64	8
DPMc	2	1	2	5	0,05	1	7	4	2	8	7	5	1

ANEXO III

Figuras

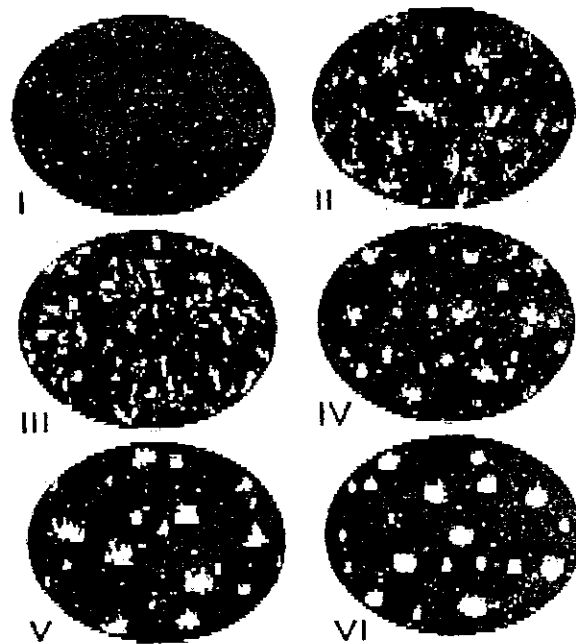


Figura 1 – Classificação dos nódulos de grafita, segundo a Norma ISO 945, especificação VDG-P 441 ou DIN EN-20945, [32].

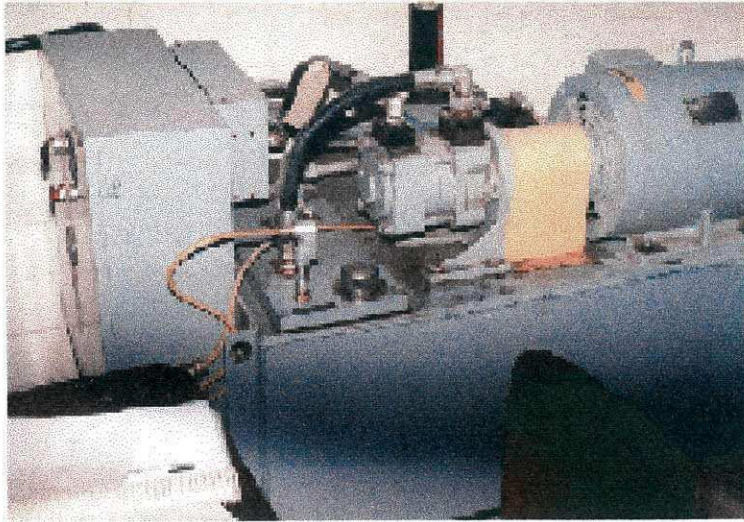


Figura 2 - Parte mecânica da MTS.

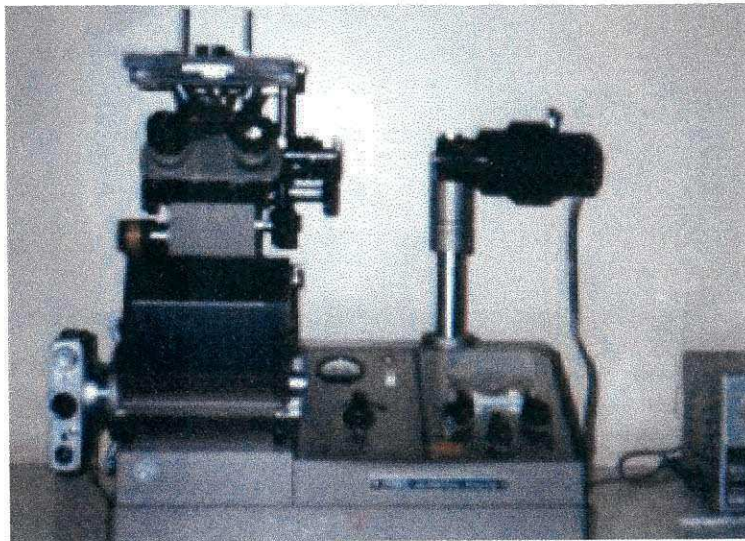


Figura 3 – Microscópio ótico no qual realizou-se a microscopia da microestrutura e da morfologia da grafita dos ferros fundidos nodulares austemperados.

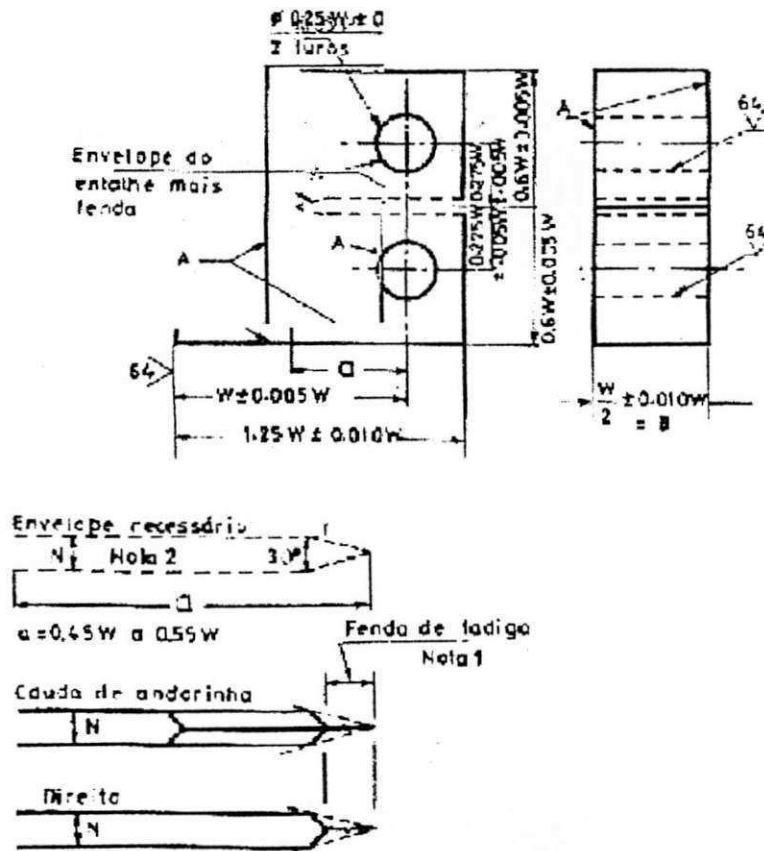


Figura 4 – Dimensões do corpo de prova Tração Compacta – “Compact Tension”- CT para ensaios de propagação de trinca de fadiga, conforme ASTM E 647-91, [11].

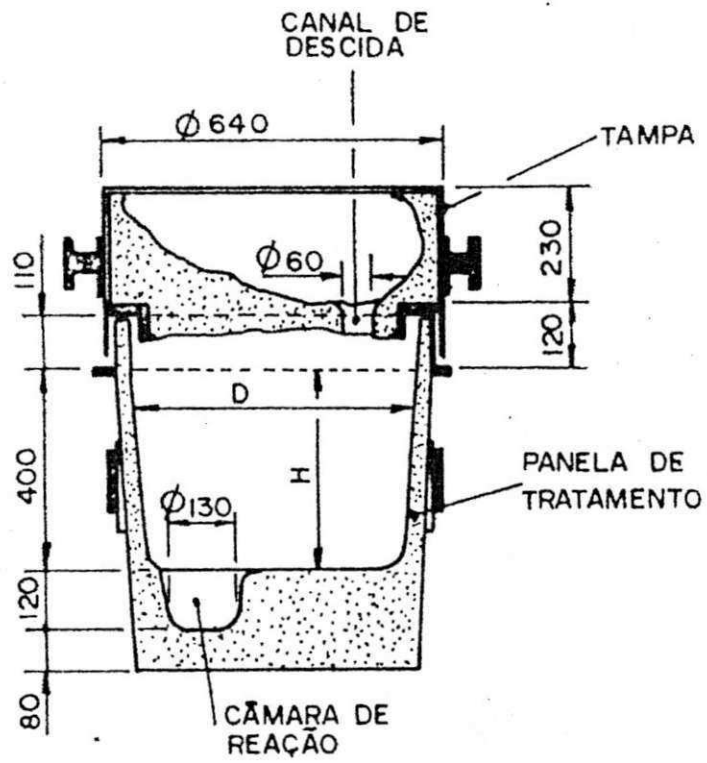


Figura 5 - Painel de nodulização com tampa intermediária, [27].