

EDVALDO CASAGRANDE ANGELO JUNIOR

# **CARACTERIZAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR OBTIDO POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Pontifícia Universidade Católica do Paraná.

Orientador: Prof. Ricardo Diego Torres

CURITIBA  
2003

# TERMO DE APROVAÇÃO

**Nome:** EDVALDO CASAGRANDE ANGELO JUNIOR  
**Titulação:** MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA  
**Título:** CARACTERIZAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR OBTIDO  
POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA

## Banca Examinadora:

Presidente:

---

Eng. Ricardo Diego Torres, PhD  
Orientador  
Departamento de Engenharia Mecânica-PUC PR

---

Dra Eng. Karin Soldatelli Borsato  
Examinadora  
Departamento de Engenharia Mecânica-PUC PR

---

Dr. Eng. Telmo Roberto Strohaecker  
Examinador Externo  
Departamento de Engenharia Metalúrgica-UFRGS

---

Dr. Eng. Wilson Luis Guesser  
Examinador Externo  
Departamento de Engenharia Mecânica-UDESC

# Publicações

- (1) COBEM 2003, 17th International Congress of Mechanical Engineering, 10 a 14 de Novembro de 2003, São Paulo, Brasil.
- (2) 58º Congresso Anual da ABM, 21 a 24 de Julho de 2003, Rio de Janeiro, Brasil.
- (3) CONEM 2002, II Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 12 a 16 de Agosto de 2002, Paraíba, Brasil.
- (4) 57º Congresso Anual da ABM, 22 a 25 de Julho de 2002, São Paulo, Brasil.

“O futuro pertence aqueles que acreditam na beleza dos seus sonhos”.

Eleanor Roosevelt  
(1901 - 1962)

Dedico este trabalho às pessoas que mais amo: meus pais, Edvaldo Ângelo e Zuleide Casagrande Ângelo, meus irmãos, Alessandra e João e a Soraia Cordasso pelo apoio e incentivo.

## Agradecimentos

O verdadeiro mestre é aquele que inspira, humaniza e não simplesmente, ensina. Por isso quero agradecer ao Professor Ricardo Diego Torres pela orientação, confiança, amizade e estímulo contínuo ao longo da elaboração dessa dissertação.

Agradeço à Professora Karin Soldatelli Borsato pela colaboração na realização das experiências e inúmeras sugestões.

Agradeço ao Professor Wilson Luis Guesser pela colaboração fundamental na discussão dos resultados e por inúmeras sugestões.

Agradeço ao Professor Telmo Roberto Strohaecker e aos colegas do laboratório de metalurgia física da UFRGS, especialmente Afonso Regoly pelo auxílio na geração das imagens em microscópio eletrônico.

Agradeço ao Professor João Elias Abdalla Filho pelo incentivo e pela competência nas questões administrativas do curso de pós-graduação.

Os donos do futuro são aqueles que conhecem o poder da cooperação: trabalham sempre em equipe, armam seus times antes de realizar e lutam até realizar os seus sonhos. Por isso gostaria de agradecer às seguintes pessoas e instituições pela valiosa colaboração:

Ao CNPq, pelo apoio financeiro deste projeto.

À indústria de Fundação Tupy, pelo fornecimento dos materiais.

Aos colegas da Engenharia da Tupy, especialmente Luciano Kluge e Arthur Avelino de Freitas, pelas inúmeras sugestões.

Aos colegas do mestrado, em especial ao José A. Borgert, pela amizade.

Aos colegas do Laboratório da Fundação Tupy, especialmente Nelson Vander de Oliveira e Karla Andrade, pela ajuda nos ensaios de laboratório.

# Prefácio

O desejo de conhecer, aprender e crescer foram os combustíveis necessários para as descobertas e para o desenvolvimento desta dissertação de mestrado. Ao deparar com incertezas, a capacidade de questionar e aprender a ficar mais à vontade com o paradoxo e desconhecido foram primordiais na busca dos resultados e discussões deste trabalho.

O firme propósito de testar os conhecimentos, desenvolver espírito de persistência e disposição para aprender com os próprios erros foram, de certa forma, essenciais na busca de crescimento. O contínuo desenvolvimento e refinamento das informações foram necessários na aplicação destes novos conceitos. A capacidade de aprender e de pensar criativamente é posta em prática diariamente.

Certamente uma dissertação de mestrado desenvolve no aluno um pensar globalmente, ou seja, desenvolve o reconhecimento e a apreciação da interconexão de todos os fenômenos estudados. Sem dúvida contribui com a formação e atualização de diversas gerações de engenheiros especialistas e profissionais da área, desta forma engrandece a metalurgia brasileira.

Edvaldo Casagrande Angelo Junior  
Curitiba, 19 de agosto de 2003

# Sumário

<b>Termo de Aprovação</b>	<b>i</b>
<b>Publicações</b>	<b>ii</b>
<b>Prefácio</b>	<b>vi</b>
<b>Sumário</b>	<b>vii</b>
<b>Lista de Figuras</b>	<b>x</b>
<b>Lista de Tabelas</b>	<b>xv</b>
<b>Resumo</b>	<b>xvi</b>
<b>Abstract</b>	<b>xviii</b>
<b>1. INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
1.1 Objetivos Gerais .....	2
1.2 Objetivos Específicos .....	3
<b>2. REVISÃO DE LITERATURA</b>	<b>4</b>
2.1 Processo de Fundição Contínua.....	4
2.1.1 Vantagens do Processo .....	9
2.1.2 Aplicações Típicas do Processo.....	11
2.1.3 Variáveis do Processo .....	12
2.2 Metalurgia dos Ferros Fundidos Nodulares.....	13
2.2.1 Obtenção dos Ferros Fundidos Nodulares.....	13
2.2.2 Tratamentos de Nodulização.....	13

2.2.3	Tratamentos de Inoculação .....	17
2.2.4	Reação Eutetóide Estável versus Metaestável.....	22
2.2.5	Solidificação dos Ferros Fundidos Nodulares .....	26
2.2.6	Velocidade de Resfriamento.....	30
2.3	Microestruturas dos Ferros Fundidos Nodulares .....	32
2.3.1	Matriz Metálica .....	34
2.3.2	Forma, Distribuição e Tamanho da Grafita .....	37
2.3.3	Microestruturas Anormais e suas Causas.....	47
2.3.4	Formação de Carbonetos.....	52
2.3.5	Efeito dos Elementos de Liga e Nocivos na Microestrutura.....	57
2.3.6	Efeito da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas.....	62
2.3.6	Efeito da Microestrutura nas Propriedades de Impacto.....	64
2.4	Análise de Imagem dos Ferros Fundidos Nodulares .....	69
2.4.1	Análise de Imagem da Matriz Metálica.....	71
2.4.2	Análise de Imagem da Grafita.....	74
<b>3.</b>	<b>MATERIAL E MÉTODOS</b>	<b>79</b>
3.1	Material.....	79
3.1.1	Análise Química .....	80
3.2	Métodos .....	81
3.2.1	Caracterização Microestrutural Qualitativa .....	81
3.2.2	Caracterização Microestrutural Quantitativa.....	83
3.2.3	Ensaio de Dureza.....	83
3.2.4	Ensaio de Impacto.....	85
<b>4.</b>	<b>ANÁLISE DOS RESULTADOS</b>	<b>88</b>
4.1	Análise Química.....	88
4.2	Análise Qualitativa .....	88
4.2.1	Orla Ferrítica .....	88
4.2.2	Microestruturas Anormais.....	88
4.2.3	Mapa Qualitativo.....	88
4.3	Análise Quantitativa.....	88
4.3.1	Estrutura da Matriz.....	88
4.3.2	Número de Nódulos .....	88
4.3.3	Relação entre Estrutura da Matriz e Número de Nódulos.....	88
4.3.4	Tamanho dos Nódulos .....	88

4.3.4 Nodularidade .....	88
4.4 Propriedades Mecânicas.....	88
4.4.1 Ensaio de Dureza.....	88
4.4.2 Ensaio de Impacto.....	88
4.4.3 Fractografias.....	88
<b>5. CONCLUSÃO</b>	<b>88</b>
<b>6. REFERÊNCIAS</b>	<b>88</b>
<b>7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>88</b>
<b>Anexo A</b>	
<b>Tabela de Análise Qualitativa</b>	<b>88</b>
<b>Anexo B</b>	
<b>Tabela de Análise Quantitativa</b>	<b>88</b>

# Lista de Figuras

Figura 1	Processo de fundição contínua.....	5
Figura 2	Detalhe do processo de fundição contínua.....	6
Figura 3	Esquema da coquilha refrigerada . [1].....	7
Figura 4	Detalhe da coquilha refrigerada. ....	8
Figura 5	Detalhe da unidade de tracionamento do processo FUCO®. ....	8
Figura 6	Esquema da panela Tea-Pot utilizada na nodulização do FUCO®..	16
Figura 7	Detalhe da Panela Tea-Pot utilizada na nodulização do FUCO®....	17
Figura 8	Diagrama de equilíbrio estável e metaestável.....	23
Figura 9	Efeito de elementos de liga sobre as temperaturas eutéticas. [19].	24
Figura 10	Faixa de carbono e silício para ferros fundidos nodulares.[21] .....	25
Figura 11	Tipos de interface de solidificação. ....	26
Figura 12	Seqüência de Solidificação segundo modelo uninodular. [38].....	27
Figura 13	Seqüência de solidificação segundo modelo multinodular. [38]....	28
Figura 14	Esquema da microestrutura tipo “olho de boi”.....	30
Figura 15	Detalhe da forma da grafita para o ferro fundido cinzento.....	33
Figura 16	Detalhe da forma da grafita para o ferro fundido nodular. ....	33
Figura 17	Classes do ferro fundido nodular. ....	36
Figura 18	Quantidade de perlita em quatro níveis escolhidos 100x – Nital. [4].....	37
Figura 19	Esquema da forma da grafita em ferro fundido nodular. [10] .....	38
Figura 20	Linhas de tensão nas lamelas ou nódulos de grafita.[17] .....	39
Figura 21	Fator de esfericidade dos ferros fundidos nodulares.....	40
Figura 22	Classificação segundo fator de esfericidade.....	40
Figura 23	Nodularidade em quatro níveis escolhidos 100x – sem ataque. [4]	41

Figura 24	Número de nódulos em quatro níveis escolhidos 100x - sem ataque. [4] .....	43
Figura 25	Tamanhos da grafita em ferros fundidos nodulares 100x - sem ataque. [4] .....	46
Figura 26	Carbono e silício para evitar flotação de grafita. [19] .....	48
Figura 27	Flotação da Grafita 50x - sem ataque. [4] .....	49
Figura 28	Oxidação do magnésio e silício na superfície do metal líquido 50x - sem ataque. [4].....	51
Figura 29	Carbonetos em quatro porcentagens escolhidas 100X - Nital 2%. [4].....	53
Figura 30	Solidificação com inoculação deficiente ou resfriamento muito rápido.[19].....	54
Figura 31	Resfriamento para formação de carbonetos em contorno de células. [19].....	54
Figura 32	Resfriamento com efeito de segregação para formação de carbonetos. [19] .....	54
Figura 33	Coquilhamento inverso devido a inoculação deficiente 250x - Picral. [4].....	56
Figura 34	Efeito do magnésio e terras raras na microestrutura 100x - sem ataque. [4] .....	57
Figura 35	Efeito de elementos formadores de perlita e estabilizadores de carbonetos na microestrutura A) 100x - picral e B) 250x - picral. [4].....	58
Figura 36	Efeito do telúrio e do titânio na microestrutura A) 100x - sem ataque e B) 100x - nital. [4].....	59
Figura 37	Efeito do fósforo e do bismuto na microestrutura A) 150x - nital e B) 200x picral. [4] .....	60
Figura 38	Efeito do antimônio e do chumbo na microestrutura A) 200x - picral e B) 100x - sem ataque. [4].....	61
Figura 39	Efeito do alumínio na microestrutura 150x - picral. [4].....	61
Figura 40	Efeito do Silício, Manganês e fósforo na resistência ao impacto dos ferros fundidos nodulares. [2].....	65
Figura 41	Influência da matriz nas propriedades de impacto. [37].....	66

Figura 42	Energia absorvida para diferentes espaçamentos entre nódulos. [37].....	67
Figura 43	Típica seqüência de processamento e análise de imagem. [46] .....	73
Figura 44	Máscara determinada pelo <i>threshold</i> para diferenciar fases .....	73
Figura 45	Esfericidade de uma partícula de grafita. [45].....	75
Figura 46	Comando para o tamanho dos nódulos de grafita.....	75
Figura 47	Medição do perímetro dependente do tamanho do <i>pixel</i> . [45].....	76
Figura 48	Representação esquemática do mapa fractal. [45].....	77
Figura 49	Representação esquemática das posições analisadas.....	80
Figura 50	Esquema das três barras cortadas .....	82
Figura 51	Detalhe das barras cortadas.....	82
Figura 52	Metodologia de análise quantitativa e qualitativa para as três barras. ....	82
Figura 53	Detalhe e metodologia do ensaio de dureza. ....	84
Figura 54	Durômetros utilizados nos ensaios de dureza.....	84
Figura 55	Detalhe das posições de retirada dos corpos de prova .....	85
Figura 56	Detalhe das posições analisadas e do entalhe nas três barras.....	86
Figura 57	Seqüência de ensaio para temperaturas negativas.....	87
Figura 58	Máquina de ensaio de impacto e caixa com isolamento.....	87
Figura 59	Microscópio eletrônico de varedura Philips XL20 .....	88
Figura 60	Fluxograma esquemático das posições analisadas .....	88
Figura 61	Orla ferrítica para as três barras analisadas.....	88
Figura 62	Mapa qualitativo para barra 50mm.....	88
Figura 63	Flotação de grafita a) 100x e b) 200x – sem ataque .....	88
Figura 64	Grafita explodida a) 200x e b) 500x – sem ataque .....	88
Figura 65	Dross e grafita explodida 200x sem ataque .....	88
Figura 66	Carbonetos 500x – nital 5%.....	88
Figura 67	Mapa qualitativo barra 100mm.....	88
Figura 68	Grafita em grumos 100x – sem ataque.....	88
Figura 69	Porosidade 200x – sem ataque.....	88
Figura 70	Mapa qualitativo barra de 150mm .....	98
Figura 71	Alinhamento de grafita 100x sem ataque .....	99
Figura 72	Drosses e grumos a) 50x sem ataque e b) 100x sem ataque .....	100

Figura 73	Drosses e grumos 80x sem ataque .....	100
Figura 74	Resultado das análises por EDS dos elementos presentes na dross (a) .....	101
Figura 75	Resultado das análises por EDS dos elementos presentes na dross (b) .....	102
Figura 76	Coquilhamento inverso a) 100x, b) 200x e c) 500x - nital 3%.....	103
Figura 77	Coquilhamento inverso a) 200x, b) 500x - nital 3%.....	104
Figura 78	Gráfico da quantidade de perlita para as três barras .....	106
Figura 79	Estrutura da matriz para a barra de 50mm 200x - nital 3% .....	106
Figura 80	Estrutura da matriz para a barra de 100mm 200x - nital 3%.....	107
Figura 81	Estrutura da matriz para a barra de 150mm 200x - nital 3%.....	107
Figura 82	Gráfico do Número de nódulos para as três barras .....	108
Figura 83	Número de nódulos para a barra de 50mm 200x - sem ataque....	109
Figura 84	Número de nódulos para a barra de 100mm 200x - sem ataque..	110
Figura 85	Número de nódulos para a barra de 150mm 200x - sem ataque..	111
Figura 86	Gráfico do efeito do número de nódulos no percentual de perlita.	112
Figura 87	Distância para a difusão do carbono 200x - sem ataque.....	112
Figura 88	Gráfico do tamanho dos nódulos para a barra de 50mm.....	113
Figura 89	Tamanho dos nódulos para a barra de 50mm 200x sem ataque..	113
Figura 90	Gráfico do tamanho dos nódulos para a barra de 100mm.....	114
Figura 91	Tamanho dos nódulos para a barra de 100mm 200x - sem ataque.....	114
Figura 92	Gráfico do tamanho dos nódulos para a barra de 150mm.....	115
Figura 93	Tamanho dos nódulos para a barra de 150mm 200x - sem ataque.....	116
Figura 94	Gráfico do tamanho médio dos nódulos para as três barras.....	117
Figura 95	Gráfico de nodularidade para as três barras.....	119
Figura 96	Nodularidade para a barra de 50mm 200x - sem ataque .....	119
Figura 97	Nodularidade para a barra de 100mm 200x - sem ataque.....	120
Figura 98	Nodularidade para a barra de 150mm 200x - sem ataque.....	120
Figura 99	Gráfico de dureza Brinell para as três barras .....	121
Figura 100	Gráfico de dureza versus quantidade de perlita para as três barras.....	122

Figura 101 Gráfico 3D da dureza Brinell para a barra de 50mm.....	123
Figura 102 Gráfico 3D da dureza Brinell para a barra de 100mm.....	124
Figura 103 Gráfico 3D da dureza Brinell para a barra de 150mm.....	125
Figura 104 Curvas de energia de impacto para a barra de 50mm.....	126
Figura 105 Curvas de energia de impacto para a barra de 100mm.....	127
Figura 106 Curvas de energia de impacto para a barra de 150mm.....	127
Figura 107 Curvas de energia média de impacto para as três barras.....	129
Figura 108 Aspecto macroscópicos das fraturas para a barra de 50mm.....	130
Figura 109 Aspecto macroscópicos das fraturas para a barra de 100mm.....	130
Figura 110 Aspectos macroscópicos das fraturas para a barra de 150mm.....	88
Figura 111 Aspecto da fratura da barra de 50mm testada à 20°C.....	131
Figura 112 Aspecto da fratura da barra de 100mm testada à 20°C.....	132
Figura 113 Aspecto da fratura da barra de 150mm testada à 20°C.....	133
Figura 114 Aspecto da fratura da barra de 50mm testada à 100°C.....	134
Figura 115 Aspecto da fratura da barra de 100mm testada à 100°C.....	135
Figura 116 Aspecto da fratura para a barra de 150mm testada a 100°C.....	88
Figura 117 Aspecto da fratura para a barra de 50mm testada à -100°C.....	137
Figura 118 Aspecto da fratura para a barra de 100mm testada à -100°C.....	138
Figura 119 Aspecto da fratura para a barra de 150mm testada à -100°C.....	139

## Lista de Tabelas

Tabela 1	Quadro resumo das vantagens do FUCO®.....	10
Tabela 2	Aplicações típicas do FUCO®.....	11
Tabela 3	Processos de nodulização utilizados.....	14
Tabela 4	Variáveis do Processo de Nodulização.....	15
Tabela 5	Variáveis do Processo de Inoculação.....	19
Tabela 6	Dureza da ferrita e perlita na matriz metálica. [1].....	34
Tabela 7	Distância entre nódulos de grafita. [5].....	45
Tabela 8	Tamanhos da grafita segundo ASTM e VDG. [4].....	46
Tabela 9	Exemplo de ocorrência de grafitas em grumos. [19].....	50
Tabela 10	Fatores que favorecem o coquilhamento inverso.....	56
Tabela 11	Efeito da sensibilidade à seção para ferro fundido nodular. [31]...	63
Tabela 12	Fatores que afetam as propriedades de impacto.....	68
Tabela 13	Vantagens e aplicações do analisador de imagens.....	71
Tabela 14	Métodos utilizados na análise química.....	80
Tabela 15	Composição química da barra de 50mm.....	88
Tabela 16	Composição química da barra de 100mm.....	89
Tabela 17	Composição química da barra de 150mm.....	89
Tabela 18	Resultado das análises por EDS dos elementos na dross (a).....	101
Tabela 19	Resultado das análises por EDS dos elementos na dross (b).....	102
Tabela 20	Tamanho de grafita predominante para as três barras.....	116
Tabela 21	Energia absorvida pelas três barras no ensaio de charpy.....	126
Tabela 22	Temperatura de transição frágil-dúctil e energias (médias) absorvidas no patamar superior para as três barras.....	128

## Resumo

Ferros fundidos nodulares, obtidos por fundição contínua, apresentam uma matriz de variáveis que estão relacionadas entre si. As principais variáveis que determinam a microestrutura dos ferros fundidos nodulares são: a taxa de resfriamento, a composição química e o processo de fabricação. A interação entre as variáveis determina o comportamento mecânico deste material. Este trabalho tem por objetivo estudar o efeito da taxa de resfriamento nas transformações de fases que definem a disposição qualitativa e quantitativa das fases em ferros fundidos nodulares produzidos por fundição contínua.

A fim de determinar o efeito da taxa de resfriamento foram escolhidos três diâmetros: 50, 100 e 150mm de ferro fundido nodular classe ASTM 65-45-12. A influência das variáveis do processo de fundição contínua na microestrutura e nas propriedades mecânicas das barras fundidas foi investigada adotando as seguintes metodologias: caracterização qualitativa através da análise metalográfica com o objetivo de determinar as posições preferenciais de formação de grafita e microestruturas anormais; caracterização quantitativa através da análise metalográfica com o objetivo de determinar a quantidade, tamanho e forma dos nódulos de grafita e o gradiente microestrutural da matriz; ensaios mecânicos de impacto e dureza em posições determinadas a fim de correlacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas das barras fundidas. Os resultados foram tratados estatisticamente e plotados em função da distância normalizada, objetivando analisar os fenômenos atuantes nos três diâmetros simultaneamente.

A análise quantitativa das fases no ferro fundido nodular mostrou forte relação entre a taxa de resfriamento e a composição química com a distribuição

e aspecto da microestrutura. Constatou-se que para os três diâmetros analisados o número, tamanho e forma dos nódulos de grafita são controlados pela taxa de difusão do carbono. As barras com seção transversais menor apresentaram menores quantidades de nódulos. Verificou-se também que na superfície formaram-se grandes quantidades de pequenos nódulos, ao passo que no centro das barras formaram-se pequenas quantidades de grandes nódulos. A quantidade de perlita na matriz metálica está relacionada ao processo competitivo entre a taxa de resfriamento e a difusão de carbono. Constatou-se quantidades crescentes de perlita com o aumento do diâmetro das barras fundidas. O estudo qualitativo mostrou a correlação entre a taxa de resfriamento e a composição química na formação de microestruturas anormais em posições preferenciais. Foi verificada a presença de alinhamento de grafita, grafitas em grumos (Chunky), grafita explodida, drosses, carbonetos eutéticos, coquilhamento inverso e microporosidade. Com relação às propriedades mecânicas constatou-se que a dureza do ferro fundido nodular mostrou-se coerente com as microestruturas presentes na matriz. As propriedades de impacto das três barras se mostraram coerentes com a microestrutura do material e temperatura de ensaio. O alto número de nódulos na superfície das barras diminui a temperatura de transição frágil-ductil e diminui a energia no patamar superior. Contrariamente ao centro da barra onde a maior quantidade de perlita aumenta a temperatura de transição frágil-ductil. A nodularidade acima de 90% confere ao material alta resistência ao impacto e boa ductilidade.

# Abstract

The microstructure and the mechanical behavior of continuous casting bars was studied in this research project. The bars are produced in ductile iron according ASTM 65-45-12. In order to establish the effect of the cooling rate in the microstructure, bars with three different diameters (50 100 and 150mm) were examined. The methodologies used to determine the microstructure are:

- i) Qualitative characterization to determine the main position of abnormal microstructures.
- ii) Quantitative characterization to define the amount, shape and size of graphite and the amount of ferrite and perlite.
- iii) Hardness and impact tests.

The data were statistically treated and plotted as a function of the normalized distance. In the normalized distance the position zero corresponds to the surface of the bars, the position 0,5 corresponds to an intermediate position and the position 1 corresponds to the core of the bars.

The quantitative analysis show the correlation of cooling rate and chemical composition with the microstructure features and distribution. The graphite nodules number decreases from the surface to the core of the continuous castings bars. On the other hand, the size of the graphite nodules increases from the surface to the core. The results presented are in agreement because both microstructure features are carbon diffusion controlled. On the surface due to the higher cooling rate diffusion is very limited additionally the carbon finds a lower energy position without moving for very long distances resulting in large number of small nodules. On the core due to the slow cooling rate carbon diffuses form long distance resulting in a small number of large

nodules. The amount of perlite increases from the surface to core of continuous casting bars. The amount of perlite proceeds according to cooling rate and nodules number. A competitive process between the cooling rate and nodules number characterizes a maximum valor of perlite in the 100 and 150mm diameter bars. The qualitative analyses show the correlation of cooling rate and chemical composition with abnormal microstructure features and their main formation positions. It was observed distinct rows of aligned graphite, chunky graphite, exploded graphite, drosses, chill structures, inverse chill and microporosity. It was also reported that hardness test are in agreement with the microstructure features. As can be noticed the impact properties of the three bars are in agreement of the microstructure features and the temperatures. On surface bars the high nodule count showed lower brittle-ductile transition temperatures. On the other hand due to the perlite amount the core showed higher brittle-ductile transition temperatures.

# 1. INTRODUÇÃO

A preocupação fundamental de toda a indústria de transformação é produzir peças funcionais e de baixo custo. A forma de qualquer peça é definida pela sua aplicação e pelo seu processo de obtenção. No processo de fundição convencional temos o setor de modelação, o setor de moldagem, o setor de macharia para então chegar ao setor de fusão e posterior usinagem. O processo de fundição contínua é uma alternativa interessante na produção de componentes com geometria simples (perfis redondos, quadrados). O processo FUCO<sup>®</sup> apresenta um custo de moldagem muito inferior aos processos de fundição em areia, pois os perfis utilizam uma matriz de grafite refrigerada que determina sua forma. Por outro lado os componentes sofrem uma usinagem intensa para atingir a sua forma final.

Ferro fundido nodular é uma liga de ferro, carbono e silício, onde o carbono é adicionado em quantidades superiores a que pode ser retida em solução sólida na austenita formando grafita livre. Segundo MORROGH (1948), a grafita nodular é produzida pela adição de uma série de elementos nodularizantes, porém somente o magnésio é utilizado em escala industrial sendo que o Cério e outras terras raras na complementação do efeito nodulizante. A grafita ocorre em forma esférica e aparentemente distribuída aleatoriamente na matriz. A forma, a distribuição e o tamanho da grafita, bem como a estrutura da matriz é fator importante na determinação das propriedades mecânicas deste material.

A crescente necessidade em métodos rápidos e confiáveis em análise microestrutural trouxe a necessidade de técnicas computadorizadas de análise de imagem. Análise de imagem é uma técnica que visa extrair valores quantitativos das imagens geradas, geralmente com o objetivo de analisar a microestrutura de amostras representadas pela imagem. O analisador automático de imagem possui várias vantagens em relação ao método de contagem pontual, entre elas a rápida aquisição de dados, tratamentos estatísticos e fornece a possibilidade de medir objetos que seriam difíceis de medir em métodos de contagem manuais, entretanto, tem como desvantagem a necessidade de tonalidades bem distintas entre as fases.

Para manter a competitividade muitas empresas estão investindo em tecnologia para orientar os trabalhos industriais. Os custos relativos aos materiais industriais estão sendo reduzidos por efetivos controles de qualidade e a correta especificação de materiais. Expressar informação quantitativa de ferros fundido nodular como: as características da grafita, carbonetos, perlita e outros constituintes em termos de seus próprios volumes, fração em volume, tamanho, forma, espaçamentos e distribuição são essenciais na competitividade industrial, porque garantem um fundido de qualidade e por consequência a satisfação do cliente.

## **1.1 Objetivos Gerais**

O objetivo geral deste trabalho é a caracterização do ferro fundido nodular de forma a entender os mecanismos e a correlação das variáveis que controlam os gradientes microestruturais e a respectiva resposta mecânica. Isto porque em muitas aplicações na engenharia é desejável que gradientes microestruturais existam para compatibilizar, no mesmo componente, propriedades que seriam impossíveis de serem obtidas em componentes com uma distribuição microestrutural homogênea. Em perfis produzidos por fundição contínua deseja-se que o material na superfície apresente uma elevada usinabilidade, enquanto que o material no núcleo da barra deve apresentar propriedades mecânicas que sejam suficientes para resistir às solicitações ao que o mesmo é submetido.

## 1.2 Objetivos Específicos

O objetivo deste projeto é determinar os seguintes resultados usando análise quantitativa, qualitativa e ensaios mecânicos para os três diâmetros nas posições de superfície, meio raio e centro:

- Determinar a forma, o tamanho e a distribuição da grafita;
- Determinar a distribuição da matriz, ou seja, a quantidade de ferrita/perlita.
- Definir posições preferências de formação de carbonetos eutéticos;
- Definir posições preferenciais de microporosidade;
- Definir as formas anormais de grafitas existentes.
- Obter informação sobre a energia de impacto envolvida nas posições de superfície, meio raio e centro das três barras;
- Obter informação sobre a dureza.

A análise quantitativa através do analisador de imagem buscou a quantidade, a forma e distribuição da grafita para as três barras de ferro fundido nodular, bem como a quantidade de perlita e ferrita. A fim de correlacionar a taxa de resfriamento com as mudanças ocorridas com a grafita.

A análise qualitativa visa analisar a formação de carbonetos, os níveis de rechupe e as formas anormais de grafita existentes nas barras fundidas, a fim de entender os mecanismos associados a esses defeitos.

Através dos ensaios de impacto buscamos verificar os mecanismos que atuavam nas temperaturas de transição e no platô, e a correspondente correlação com a microestrutura do material. Com os ensaios de dureza buscamos verificar a influência da taxa de resfriamento na microestrutura e conseqüentemente nas propriedades mecânicas do material.

## **2. REVISÃO DE LITERATURA**

### **2.1 Processo de Fundição Contínua**

A produção de componentes de ferro fundido cinzento e nodular por fundição contínua são utilizados desde a década de 50. Anteriormente a essa data, costumava-se produzir perfis e barras redondas em moldes de areia. Por conseqüência de tensões térmicas elevadas e altas taxas de extração de calor a adoção de moldes metálicos para a fundição de barras ficou restrito a ligas não ferrosas de baixo ponto de fusão.

O processo de fundição contínua - FUCO<sup>®</sup> foi desenvolvido na Europa e introduzido na América Latina pela Fundição Tupy. Esse processo permite otimizar custos de produção visto que há redução do tempo de processo e por conseqüência um aumento do volume de barras fundidas produzidas.

A fundição contínua representa uma importante alternativa na fabricação de peças de ferro fundido. O produto resultante da fundição é mais longo do que o molde, possibilitando a fabricação de barras, nas mais variadas geometrias, e que posteriormente serão usinadas.

Cada perfil produzido por fundição contínua possui sua faixa de composição química obtida na fusão da carga que entra no forno cubilô, cuja capacidade é de oito toneladas por hora. A composição química e a temperatura do banho são ajustadas em forno de indução a cadinho com capacidade de duas e meio toneladas por hora. A nodulização, para garantir a mudança da grafita de lamelas para nódulos, é feita em panela fechada e a inoculação, para garantir um

número suficiente de centros para a nucleação da grafita, é feita na transferência para o forno de alimentação do FUCO®. Na faixa de composição química desejada com temperatura de banho ideal, o ferro líquido é despejado no forno de alimentação através de uma bica de enchimento, iniciando o processo de fundição contínua, como mostrado na figura (1).

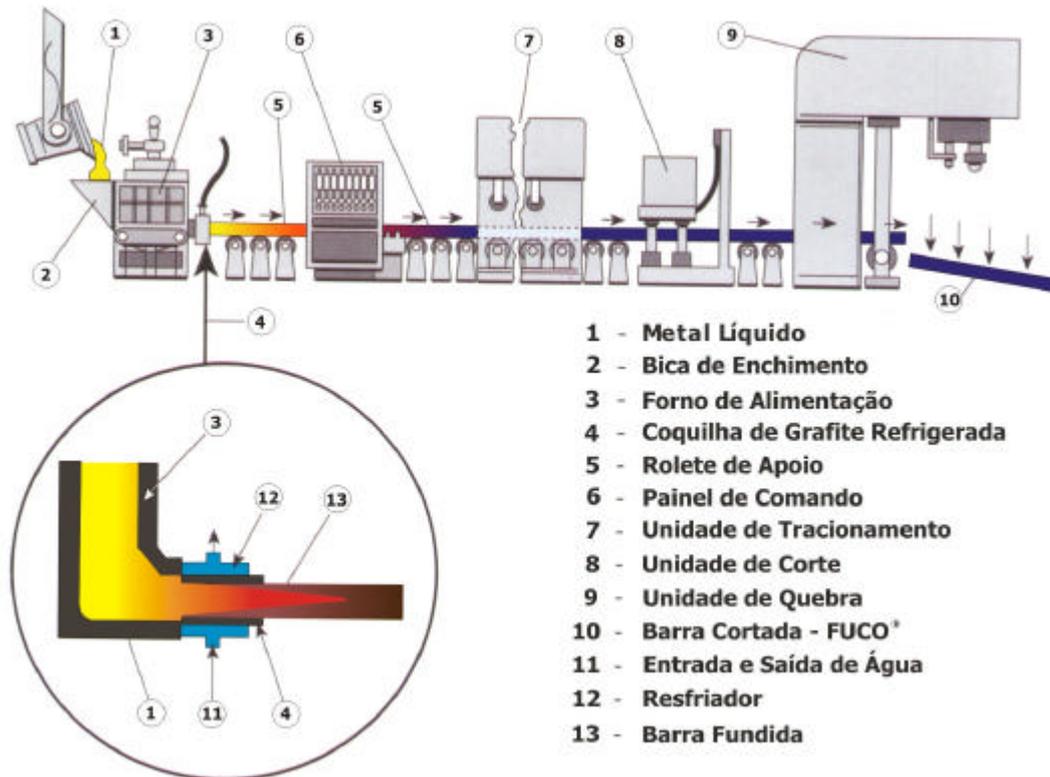


Figura 1 Processo de fundição contínua.

O processo consiste no vazamento do metal líquido (item 1 figura1) em um forno de alimentação, onde uma coquilha de grafite refrigerada (item 4 figura1) dá a forma e tamanho próximo à peça fundida final. A coquilha de grafite refrigerada é montada na face inferior do forno de alimentação, de modo que a pressão metalostática, ou seja, a pressão que de metal líquido devido à ação da gravidade, mantém o material passando pela coquilha. A unidade de tracionamento (item 7 figura1) e figura 5, puxa as barras horizontalmente, o painel de controle (item 6 figura1) comanda a vazão de água na coquilha e

controla a velocidade de puxamento das barras. Por fim a unidade de corte (item 8 figura 1) e quebra (item 9 figura 1), fornece os tamanhos do fundido que o mercado exige. A figura 2 mostra o detalhe do processo de fundição contínua.

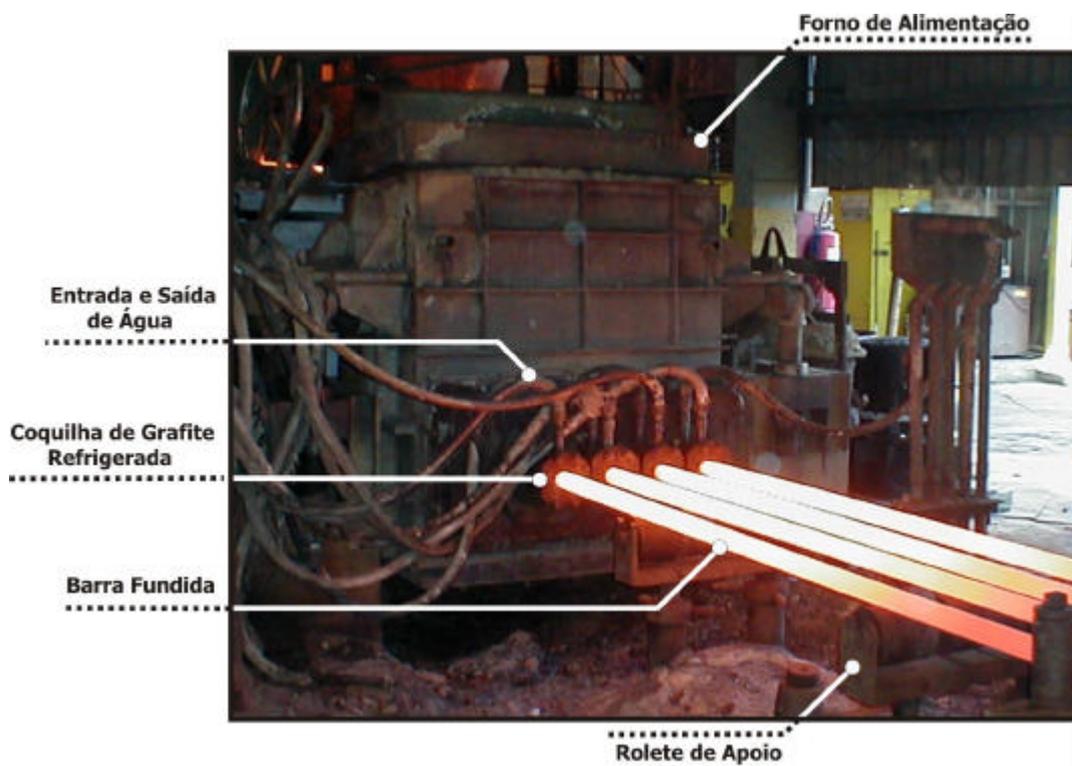


Figura 2 Detalhe do processo de fundição contínua.

A denominação fundição contínua vem do inglês *continuous casting*, entretanto o tempo de espera é maior que o tempo de tracionamento, caracterizando um processo semicontínuo. O tempo de espera do metal líquido dentro da coquilha e o tempo de puxamento do perfil são calculados para evitar diversos problemas de fundição. Como por exemplo, a demora no tracionamento resulta em um resfriamento excessivo e conseqüentemente o aparecimento de carbonetos, prejudicando as propriedades mecânicas. Com o tracionamento rápido, a casca formada não possui geometria suficiente para garantir a estabilidade dimensional do perfil. A figura 5 mostra um detalhe da unidade de tracionamento para o processo de fundição contínua.

Alguns cuidados são tomados no começo do processo de fundição contínua a fim de não comprometer a qualidade do material fundido. O forno de

alimentação é aquecido para não haver perdas de calor significativas entre o metal líquido e as paredes do forno. Com este procedimento há uma redução do efeito das tensões térmicas que desenvolve trincas na estrutura e no refratário do forno. Uma peça de aço é colocada na saída da coquilha, dentro do forno de alimentação, para que a escória tenha tempo para emergir até a superfície. O começo da produção, visto que existe certa quantidade de escória no metal líquido e o final da produção, por não apresentar geometria adequada, servem de retorno para o processo.

O molde de grafita possui alta condutividade térmica contribuindo para a alta extração de calor do ferro líquido. Por consequência da alta extração de calor, uma casca é formada no material em contato com o molde (estágio 1 figura 3), entretanto o núcleo permanece na fase líquida. À medida que a barra fundida é tracionada para fora da coquilha, seu resfriamento é feito ao ar suportado por roletes de apoio (estágio 2 figura3).

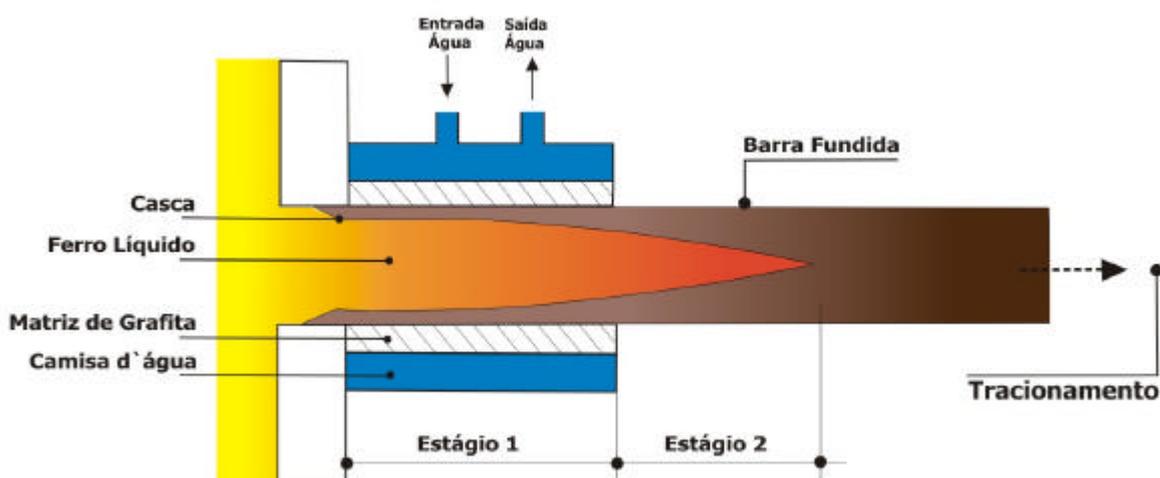


Figura 3 Esquema da coquilha refrigerada . [1]

As altas temperaturas do metal líquido provocam tensões térmicas no molde de grafite acarretando desgastes consideráveis de processo. Por consequência a perda das tolerâncias dimensionais da matriz comprometem o produto final, sendo necessário a manutenção periódica da coquilha. A figura 4 mostra um detalhe da coquilha de grafita refrigerada.

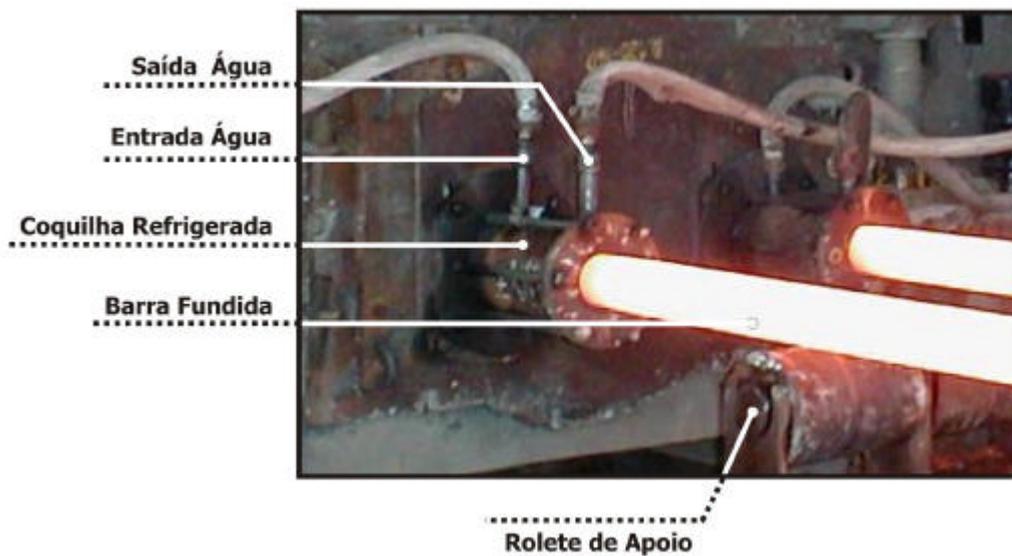


Figura 4 Detalhe da coquilha refrigerada.

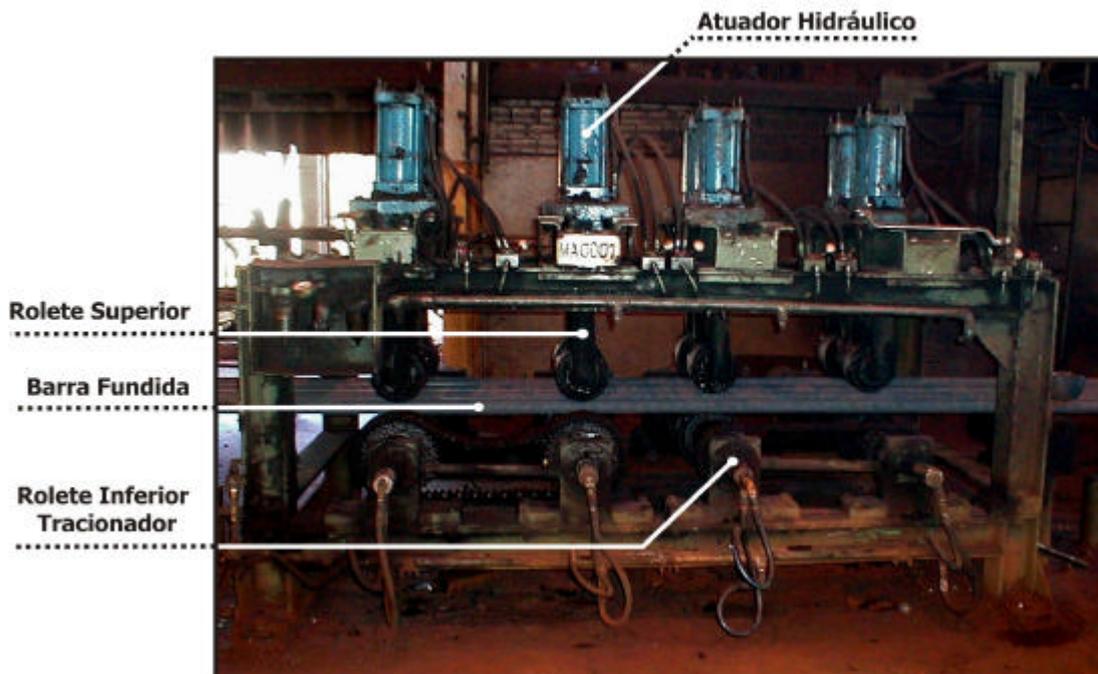


Figura 5 Detalhe da unidade de tracionamento do processo FUCO®.

### **2.1.1 Vantagens do Processo**

As vantagens do processo de fundição contínua estão relacionadas principalmente com a economia no custo de produção dos perfis, diminuição do tempo de processo e na qualidade metalúrgica similar ou superior às obtidas a partir da fundição convencional. Os custos relativos a processo de fabricação e os custos de ferramentais são reduzidos. Por consequência da natureza do processo de fundição contínua, defeitos típicos encontrados em fundições convencionais não são comumente encontrados. Os produtos da fundição contínua apresentam uma estrutura refinada, permitindo que sejam produzidas peças de responsabilidade, sem risco de falhas atribuídas a defeitos do material.

Uma das vantagens do processo de fundição contínua em relação ao processo de fundição convencional é a redução de porosidade. A formação da porosidade na fundição convencional tem como causa as fontes de gases. O aprisionamento mecânico dos gases, como: os contidos nas cavidades do molde, gerados pelos moldes ou machos, devido à turbulência durante o vazamento e sistemas de canais inadequados ou os dissolvidos no metal líquido são causas de porosidade na fundição convencional. O molde de grafita utilizado na fundição contínua não libera gases, sendo que a presença de gases limita-se a que está presente no metal líquido, reduzindo a tendência de formação de porosidade.

Outra vantagem do processo de fundição contínua em relação ao processo convencional está no baixo nível de rechupe. O rechupe é uma cavidade ocasionada pela contração do metal líquido durante a solidificação, sendo que o controle é tão mais difícil quanto mais complexa a geometria da peça fundida. Os rechupes se situam nos centros térmicos das peças, ou seja, nas regiões de maior espessura. No processo de fundição contínua o forno de alimentação faz o papel de um grande massalote, garantindo a alimentação contínua na matriz de grafita.

A utilização de uma matriz de grafita refrigerada confere ao material uma estrutura mais refinada se comparada com o fundido em areia de mesma espessura (módulo de resfriamento), por consequência uma melhora nas propriedades mecânicas do material. Em função do resfriamento mais rápido, peças fabricadas a partir do FUCO® apresentam melhor estanqueidade, característica fundamental na fabricação de componentes hidráulicos.

Devido à ausência de porosidades e camada descarbonetada, o FUCO<sup>®</sup> apresenta uma usinabilidade superior em comparação com a fundição em areia. Conforme MARWANGA (1999), se compararmos com o aço, a melhora na usinabilidade deve-se principalmente a presença da grafita na estrutura, que atua como quebra cavacos e aumenta a lubrificação entre a ferramenta de corte e a peça usinada. Conseqüentemente tem-se menores temperaturas e forças de cortes, aumentando a vida útil da ferramenta.

Segundo o MANUAL TÉCNICO FUCO<sup>®</sup> (1998), O processo de fundição contínua também é responsável pela redução de custos na fabricação de pequenos volumes de produção. Esse processo apresenta um baixo custo de fabricação do molde, por se dispor de tamanhos e formas variadas, será sempre possível selecionar um molde que mais se aproxima da forma final do componente a ser usinado.

O menor refugo de matéria prima após usinagem também é verificado nas peças produzidas por fundição contínua. O material refugado representa um custo dispendioso para a empresa, visto que há perdas significativas de matéria prima, mão de obra e a disponibilidade de horas máquina para o processo produtivo.

As vantagens do FUCO<sup>®</sup> em relação ao processo de fundição convencional estão resumidas na Tabela (1) abaixo:

Tabela 1 Quadro resumo das vantagens do FUCO<sup>®</sup>.

<b>Vantagem no Processo:</b>	<b>Vantagem no Produto:</b>
↑ Usinabilidade.	↓ Porosidade.
↑ Produtividade.	↓ Nível de Rechupe.
↑ Vida útil da Ferramenta de Corte.	↓ Refugo pós Usinagem.
↑ Flexibilidade de Geometria dos Perfis.	
↓ Custos de Ferramentais.	
↓ Sobre Material para Usinagem	

### 2.1.2 Aplicações Típicas do Processo

Componentes que estejam sendo fabricados em ferros fundidos nodulares, cinzentos e algumas classes de aço, podem ser fabricado pelo FUCO<sup>®</sup>. A Tabela (2) mostra algumas aplicações em que a fundição contínua substitui o processo de fundição convencional em alguns segmentos de mercado.

Tabela 2 Aplicações típicas do FUCO<sup>®</sup>

<b>Segmento de Mercado</b>	<b>Componentes</b>	
Hidráulica e Pneumática	Êmbulos	Cabeçotes de Vidro
	Manifolds	Corpo de Válvulas Tampas de Cilindro
Vidrarias	Formas	Machos
	Moldes	<i>Neck Rings</i>
	Punções	Pinos
Máquinas e Equipamentos	Buchas	Acoplamentos
	Eixos	Arruelas
	Flanges	Contra Pesos
	Mesas	Engrenagens
	Pinos	Mancais
	Polias	Martelos
	Porcas	Réguas Guias Roldanas
Auto Peças	Anéis	Capas de Mancal
	Distanciadores	Eixos Comandos
	Sede de Válvulas	Êmbulos Pistão Freio Guias de Válvulas
Outros	Cones	Placas de Válvulas
	Coquilhas	Protetores Termopar
	Matrizes	Retentores

Esses exemplos mostram a versatilidade do produto FUCO<sup>®</sup> que atende uma grande variedade de segmentos de mercado.

### 2.1.3 Variáveis do Processo

A crescente utilização do ferro fundido nodular em aplicações de responsabilidade tem mostrado a necessidade de um controle mais efetivo sobre as etapas de fabricação. Sabemos que a qualidade do produto da fundição contínua está associada a algumas variáveis importantes de processo. Na produção contínua de perfis tem-se variáveis de processo que são igualmente importantes em fundições convencionais, dentre as quais podemos citar: o teor residual de elementos nodulizantes, o tipo do inoculante, a inoculação e as temperaturas de nodulização e de vazamento. Na produção de ferro fundido nodular a composição química base deve ser ajustada à velocidade de resfriamento (espessura da peça). Para SOUZA SANTOS (1974), a matéria prima do ferro fundido nodular exige maior controle do que a do ferro fundido cinzento, visto que pequenos teores de impurezas dificultam e até impedem a formação de nódulos.

As variáveis de processo relacionadas como a fundição contínua tem grande influência na forma, distribuição e tamanho dos nódulos de grafita, bem como na quantidade da perlita e ferrita na matriz. O FUCO<sup>®</sup> apresenta como variáveis importantes do processo à temperatura do forno de indução, o tamanho e forma da matriz de grafita, a taxa de extração de calor pelos resfriadores, o tempo de espera do processo, o tempo de tracionamento e a velocidade de tracionamento. Todas essas variáveis devem ser controladas a fim de proporcionar um material fundido de elevada sanidade e dentro dos padrões exigidos.

O controle efetivo sobre as variáveis do processo de fundição visa a redução ou até eliminação de problemas indesejáveis nos materiais fundidos. Problemas como a formação de carbonetos, segregação e formação de partículas intercelulares, coquilhamento inverso, grafitas em grumos, grafitas degeneradas, flotação da grafita<sup>1</sup>, drosses<sup>2</sup>, inclusões e porosidades reduzem sensivelmente as propriedades mecânicas dos materiais fundidos. Alguns cuidados com o controle

---

<sup>1</sup> Grafita livre formada geralmente na solidificação de ferros fundidos hipereutéticos que devido sua densidade flutua para o topo do fundido.

<sup>2</sup> Escória que forma na superfície do material fundido geralmente devido oxidação.

das variáveis de processo podem garantir uma estrutura refinada com baixo índice de defeitos relacionados ao processo.

## **2.2 Metalurgia dos Ferros Fundidos Nodulares**

### **2.2.1 Obtenção dos Ferros Fundidos Nodulares**

A comunicação da descoberta dos ferros fundidos nodulares foi feita por Helton Morrogh no dia 7 de maio de 1948 durante a reunião anual da American Foundrymen Society. Na ocasião Morrogh da British Cast Iron Research, apresentou o trabalho que relatava a obtenção de ferros fundidos hipereutéticos com grafita esferoidal no estado bruto de fusão através da adição de cério, devidamente documentado em MORROGH (1948). No mesmo momento um representante da International Nickel Company apresentou resultados da obtenção de ferro fundido com grafita esferoidal no estado bruto de fundição através da adição de magnésio. Vários outros estudos mostraram a obtenção da grafita esferoidal no estado bruto de fundição com elementos como: cálcio, lítio, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, samário, neodímio, praseodímio, lantânio, enxofre, alumínio, silício, ítrio e telúrio. Contudo o magnésio foi que apresentou maior desenvolvimento no setor industrial.

A partir da comunicação oficial da descoberta do ferro fundido nodular as técnicas utilizadas na obtenção de grafita esferoidal foram bastante difundidas. Um dos aspectos mais importantes na técnica de obtenção do ferro fundido com grafita esferoidal está associada aos tratamentos do banho metálico. Para que a grafita precipite de forma esferoidal em oposição à lamelar têm-se as técnicas de nodulização. Ao passo que, para garantir que a solidificação ocorra segundo o sistema eutético estável em oposição ao metaestável utilizam-se as técnicas de inoculação. Portanto o inoculante deve garantir a existência de núcleos suficientes para o crescimento da grafita, de forma que a solidificação ocorra segundo o sistema estável.

### **2.2.2 Tratamentos de Nodulização**

A grande maioria da produção industrial de ferros fundidos nodulares utiliza o magnésio como elemento nodulizante, seja na forma metálica, de

compostos ou ligas. SOUZA SANTOS (1983), em seu trabalho relata que ligas a base de cério e outras terras raras, cálcio, ítrio e telúrio são utilizados na complementação do efeito nodulizante. Sobre os trabalhos de LUX, SOUZA SANTOS (1976), afirma que os elementos que são eficientes nodulizantes em ligas comerciais de Fe-C-Si possuíam as seguintes características comuns:

- a) Grande afinidade com o enxofre, o oxigênio e o carbono;
- b) Baixa solubilidade no ferro fundido;
- c) Tendência para segregação durante a solidificação;

A escolha do processo para o tratamento do banho metálico está associada a aspectos econômicos de investimento, custos de manutenção, mão de obra, depreciação, condições operacionais, condições metalúrgicas como: a quantidade de metal a ser tratada, o estado em que se encontra o magnésio, tamanho das séries fundidas e aspectos ambientais. Na literatura encontram-se vários estudos que descrevem os processos de nodulização de ferros fundidos. A Tabela (3), segundo trabalho de SOUZA SANTOS (1983), mostra a relação dos processos de nodulização utilizados em função dos agentes nodulizantes.

Tabela 3 Processos de nodulização utilizados.

<b>Agente Nodulizante:</b>	<b>Processo de Nodulização:</b>
Magnésio Puro	Conversor
	Pont-a-Mousson
	Panela de Pressão
Coque Impregnado de Magnésio	Panela Rotativa
	Panela dotada de Grelha
Ligas Nodulizantes Fe-Si-Mg	TIP; Vortex; Flotret;
	In Mold; T-Knock; Sanduíche;
	Plug-poroso; Tunish Cover;
	Imersão por Sino e Simples Transferência.

O processo utilizado, bem como a composição química do metal base, o agente nodulizante empregado, a temperatura de tratamento e a quantidade de metal a ser tratada são as principais variáveis do processo de nodulização. A composição química do metal base influencia no rendimento do magnésio. O magnésio será consumido pelas reações com o oxigênio, efeito desoxidante e reações com o enxofre, efeito dessulfurante. A quantidade de oxigênio na composição química do metal base é baixa. Logo o efeito desoxidante acontece com o magnésio e o oxigênio encontrado em metais base oxidados e na escória. Para SOUZA SANTOS (1983), esta é a razão pelo qual deve-se evitar a presença de escória no processo de nodulização. Outra maneira de diminuir as perdas de magnésio no banho metálico é a utilização de atmosferas inertes ou redutoras. A Tabela 4 mostra as causas e os efeitos das variáveis no processo de nodulização no consumo do magnésio residual.

Tabela 4 Variáveis do Processo de Nodulização.

<b>Variáveis da Nodulização:</b>	<b>Causas:</b>	<b>Efeitos:</b>
Composição química base:	Presença de enxofre.	Efeito dessulfurante.
	Presença de oxigênio.	Efeito oxidante.
	Elementos deletérios.	Degenerescência da grafita.
	Demais elementos.	Afetam solubilidade magnésio.
Agentes nodulizantes:	Alta pressão de vapor.	Varia o processo empregado.
Forma física do nodulizante:	Dissolução do agente.	Varia o rendimento magnésio.
Temperatura de tratamento:	Temperatura elevada.	Perda por volatilização magnésio.
Quantidade de metal tratado:	Perdas de calor	Dita a temperatura vazamento.

Deve-se levar em conta o consumo de magnésio pelas variáveis do

processo de nodulização. O magnésio deve estar situado em uma faixa residual que varia de 0,04% a 0,08%, contudo pode ser alterada em função da composição química base, a tendência a grafitização do banho e a velocidade de resfriamento durante a solidificação. Elementos como cério e terras raras podem ser utilizados na complementação do processo de nodulização ou na neutralização do efeito de alguns elementos de liga como: Pb, Bi, As, Sb e Ti na degenerância da forma da grafita. Deve-se lembrar também que o magnésio em quantidade superior a faixa indicada é responsável pela formação de carbonetos eutéticos, principalmente em componentes de seções finas. Por outro lado, o magnésio em quantidade inferior a faixa indica não atua como formador da grafita em forma de nódulos.

A técnica de nodulização utilizada no processo de fundição contínua é realizada em uma panela modelo Tea-Pot (fechada), como mostra a Figura (6) e Figura (7). A liga nodulizante de Fe-Si-Mg (6%) é colocada em um reservatório no fundo da panela e coberta com granalha de aço, dependendo do perfil se utiliza 1,1% de liga e 1% de cobertura. A nodulização é feita na transferência do forno a indução para o forno de alimentação do FUCO<sup>®</sup>, com temperatura entre 1400°C à 1450°C após o tratamento de inoculação.

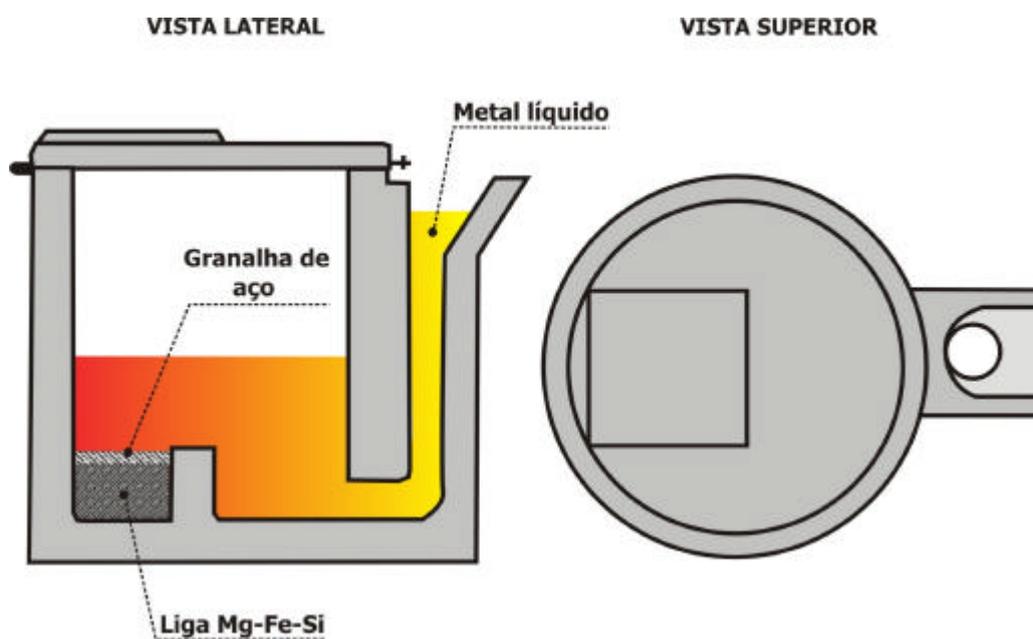


Figura 6 Esquema da panela Tea-Pot utilizada na nodulização do FUCO<sup>®</sup>.

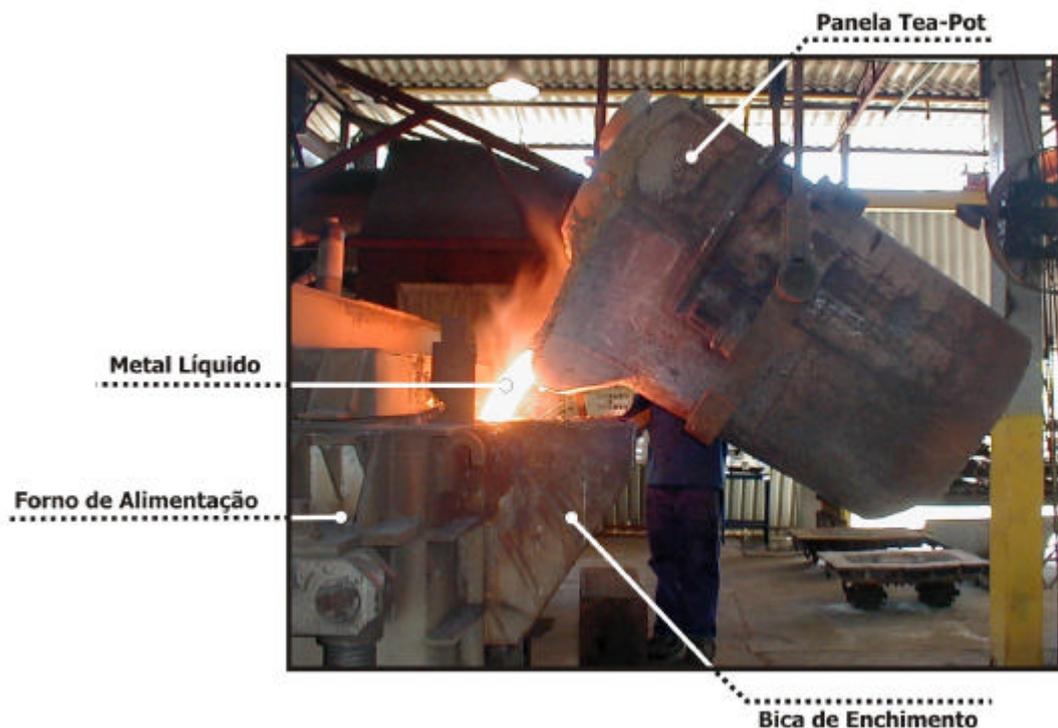


Figura 7 Detalhe da Panela Tea-Pot utilizada na nodulização do FUCO<sup>®</sup>.

Existe uma tendência de utilização crescente por processos de nodulização em que são empregadas melhores condições de proteção em relação ao meio ambiente. Visto que há um aumento associado ao rendimento do magnésio nos banhos metálicos.

### 2.2.3 Tratamentos de Inoculação

O controle rigoroso das etapas do processo de fundição favoreceu a utilização dos ferros fundidos em aplicações e requisitos de elevadas propriedades mecânicas. Entre essas etapas, a inoculação tem influência direta no mecanismo de solidificação dessas ligas, por consequência o condicionamento da microestrutura obtida.

Conforme KRAUSE (1981), inoculação é a adição de elementos grafitizantes, geralmente ricos em silício, momentos antes do vazamento. O objetivo principal da inoculação é obter a quantidade suficiente de centros para nucleação de grafita, de modo que a solidificação ocorra segundo o sistema estável (auteníta-grafita). Visto que a existência de um número suficiente de

centros de nucleação fornece a quantidade de calor necessária para que o processo aconteça acima da temperatura do eutético metaestável. A inoculação provoca desta forma, a diminuição do super-resfriamento, da velocidade de resfriamento e minimiza a tendência a formação de carbonetos.

São muitas as partículas que atuam como centros efetivos de nucleação da grafita, entre as quais podemos citar: a própria grafita, óxidos, sulfetos, carbeto, silicatos, bolhas de gás e nitretos.

De acordo com SINÁTORA (1976), o número de centros efetivos de nucleação para a formação da grafita é que decide, para um dado conjunto de condições, se a solidificação ocorrerá segundo o sistema estável ou metaestável. Fatores como: composição química, velocidade de extração de calor e grau de nucleação do banho influenciam na formação do eutético estável. Um pequeno número de centros efetivo para a nucleação da grafita, aumenta as distâncias pela qual o carbono deverá difundir, causando um super-resfriamento. Por outro lado elevada taxa de extração de calor pelo molde não fornece tempo suficiente para que o carbono se difunda entre um centro e outro, deste modo a temperatura do eutético metaestável poderá ser atingida, favorecendo assim a nucleação de carbonetos.

O grau de nucleação de centros nos ferros fundidos nodulares é medido pela quantidade de nódulos de grafita, visto que para cada núcleo em crescimento dá origem a uma grafita. Contudo deve-se levar em conta que a determinação do grau de nucleação necessita de velocidade de resfriamento equivalente, ou seja, devemos comparar peças com as mesmas seções transversais.

Segundo LOPER JR (1999), alguns pontos que aparentemente são os mais aceitos no entendimento de como a prática da inoculação atua. O primeiro ponto mostra que a austenita não é efetiva na nucleação da grafita, portanto uma nova fase deve estar presente para servir como um nucleante heterogêneo na formação da grafita proeutética ou na austenita-grafita eutética. Um substrato é necessário para iniciar a nucleação da grafita durante a solidificação nos ferros fundidos. Sabe-se também que uma enorme faixa de inclusões pode operar como nucleadores de grafita. A dissolução do Fe-Si no banho metálico resulta na formação de regiões de super-resfriamento localizado ao redor da partícula.

Razão pela qual o ferro fundido nodular, em comparação com o ferro fundido cinzento, para uma dada composição química base e velocidade de resfriamento, necessita uma inoculação mais eficiente, em virtude de seu maior super-resfriamento para a solidificação do eutético. E o último ponto discutido diz respeito à estabilidade das partículas nucleadas dependem da composição química da partícula, da cinética do banho metálico e da relação tempo – temperatura.

Vários fatores são considerados para a determinação da quantidade de inoculante empregado para a produção de ferros fundidos nodular. Dentre os quais podemos citar: o tipo e a granulometria do inoculante, composição química do metal base, temperatura de inoculação, tamanho da seção da peça e tempo transcorrido entre inoculação e solidificação. A Tabela (5) mostra as variáveis que afetam a inoculação de ferros fundidos nodulares.

Tabela 5 Variáveis do Processo de Inoculação

<b>Variáveis da Inoculação:</b>	<b>Fatores:</b>
Composição química base:	Teores de carbono equivalente.
	Teores de silício.
	Oxigênio dissolvido.
	Elementos formadores de carbonetos.
Velocidade de resfriamento:	Espessura da Seção Transversal da Peça.
	Temperatura de vazamento.
	Velocidade de extração calor pelo molde.
Estado da superfície do banho:	Presença de óxidos.
	Presença de escória.
Técnica de inoculação adotada:	Tempo entre inoculação e a solidificação.
Temperatura superaquecimento:	Grau de nucleação.
	Composição.
Inoculante utilizado:	Porcentagem.
	Granulometria.

A composição química do material base é influenciada principalmente pelo

percentual de carbono equivalente, a quantidade de silício, os teores residuais de impurezas e elementos formadores de carbonetos. Visto que para ferros fundidos com baixo carbono equivalente e baixa quantidade de silício faz-se necessário uma maior quantidade de inoculante no processo. As impurezas como o enxofre e o oxigênio podem atuar como centros de nucleação de grafita. A presença de elementos como: manganês, cromo, molibdênio, vanádio, tungstênio e nióbio em concentrações contribuem na formação de carbonetos eutéticos na solidificação.

A velocidade de resfriamento do banho metálico está condicionada pela espessura da seção transversal da peça, pela temperatura de vazamento e pela velocidade de extração de calor pelo molde. Como foi visto anteriormente, a elevada taxa de extração de calor pelo molde não fornece tempo suficiente para que o carbono se difunda entre um centro e outro, deste modo a temperatura do eutético metaestável poderá ser atingida, propiciando desta forma a nucleação de carbonetos.

No entender de SINÁTORA (1976), o consumo do inoculante nos ferros fundidos se dá em parte pela redução dos óxidos presentes na escória, motivo pelo qual deve -se antes da inoculação limpar a superfície do banho metálico.

Outro fator importante a ser considerado é o tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação. Por consequência da diminuição da eficiência do inoculante como o tempo, o chamado "*fading*" do inoculante. As principais consequências do *fading* são: o aumento do super-resfriamento para a solidificação, uma diminuição do número de centros efetivos de nucleação e de formação de nódulos perfeitos de grafita e a tendência de formação de carbonetos eutéticos. MOORE (1973), mostrou que a eficiência do inoculante está relacionada com a facilidade de criar centros de nucleação e a habilidade de manter esse efeito durante o tempo em que o metal fundido está sendo vazado. Na experiência, variando os inoculantes e o tempo de inoculação entre 1 e 20 minutos, verificou que o inoculante tende a perder a eficiência com o tempo. Também mostrou que determinados inoculantes apresentam o chamado *fading* mais rapidamente do que outros.

A temperatura de superaquecimento afeta o grau de nucleação dos ferros fundidos. O superaquecimento destrói ou diminuem os núcleos não estáveis de crescimento de grafita. A fundição utilizada a técnica de superaquecimento com o

objetivo de diminuir o efeito do emprego de diferentes matérias-primas utilizadas no processo. Para que a solidificação se desenvolva segundo o sistema estável, após o superaquecimento é necessária a utilização de elementos grafitizantes na recomposição dos núcleos efetivos de nucleação e crescimento de grafita.

A composição química do inoculante utilizado, a quantidade e a granulometria do inoculante afetam o processo de inoculação. Existe um grande número de inoculantes utilizados para a obtenção de ferros fundidos nodulares, sendo o Fe-Si (75-80% de Si) o mais utilizado. Para peças com seção transversal pequena, onde há possibilidade de formação de carbonetos, recomenda-se à utilização de inoculantes especiais a base de Fe-Si contendo teores controlados de Sr, Ba, Zr, Al, Ca, Ce ou terras raras, aumentando a formação de centros efetivos na nucleação de nódulos resultando no controle de carbonetos eutéticos. A granulometria do inoculante também deve ser controlada. As partículas devem ser suficientemente pequenas para se dissolver rapidamente e grandes o bastante para que não ocorra a oxidação e flutuação antes da dissolução do inoculante. A quantidade de inoculante utilizada no processo depende de alguns fatores: tipo e granulometria do inoculante, composição do ferro base, temperatura de inoculação, tamanho da seção da peça e tempo entre inoculação e solidificação.

Além das características do inoculante temos como variáveis no processo de inoculação as técnicas de adição dos mesmos no banho metálico. Dentre as técnicas de inoculação mais difundidas temos: a de pós-inoculação, que consiste em fazer a adição do inoculante na transferência da panela em que se efetua a nodulização para a panela de vazamento nos moldes. A vantagem desta técnica está na temperatura de inoculação mais baixa, o que é vantajoso para a maioria dos inoculantes, o tempo entre inoculação e solidificação é menor e a retirada da escória gerada no tratamento de nodulização evita o consumo do inoculante pelos óxidos. A inoculação complementar no molde é uma alternativa para aumentar os centros de nucleação de grafita em peças com seção transversal finas. Entretanto essa técnica necessita de cuidados com a variação da granulometria do inoculante, dissolução uniforme ao longo da peça, introdução de partículas não dissolvidas entre outros. A simples inoculação também é bastante difundida no meio industrial e consiste na adição do inoculante na

própria panela de tratamento.

A inoculação excessiva causa a formação de porosidades no material fundido. Isso é verificado porque com o aumento do número de células eutéticas há um aumento na natureza pastosa da solidificação e isso deixa o líquido remanescente sob pressão. A expansão do molde devido ao aumento localizado de pressão produziria as microporosidades. Na fundição contínua não há expansão do molde, por consequência da utilização de uma matriz de grafita refrigerada da conformação da peça, reduzindo os problemas com microporosidades.

A técnica de inoculação utilizada na fundição contínua é de simples transferência após o processo de nodulização. O inoculante Fe-Si (75%) é adicionado em quantidade de 0,6% na transferência da panela Tea Pot para o forno de alimentação do processo FUCO®.

#### **2.2.4 Reação Eutetóide Estável versus Metaestável**

A transformação eutetóide em ferros fundidos caracterizam-se pelo processo competitivo entre as reações estável e metaestável, podendo a austenita decompor-se em ferrita + grafita ou ferrita + carbonetos (perlita). Portanto, a transformação da austenita pode ocorrer segundo as seguintes alternativas:



A transformação eutetóide estável, equação 1, produz matriz ferrítica e ocorre em maiores temperaturas que a transformação eutetóide metaestável. A grafita formada deposita-se sobre os núcleos de grafitas pré-existentes, localizando-se então as áreas de ferrita em torno dos nódulos de grafita. A transformação eutetóide metaestável, equação 2, produz uma matriz perlítica e ocorre em temperaturas menores que a eutetóide estável. Razão pela qual a transformação eutetóide metaestável tende a se iniciar em regiões intercelulares, com maiores concentrações de elementos perlitizantes (devido à segregação de solidificação) e regiões com taxas de resfriamento menores.

A diferença de temperatura entre a transformação eutetóide estável e

metaestável segundo a literatura é de aproximadamente 6°C. O diagrama a seguir mostra esquematicamente a diferença de temperatura entre o equilíbrio estável e o metaestável.

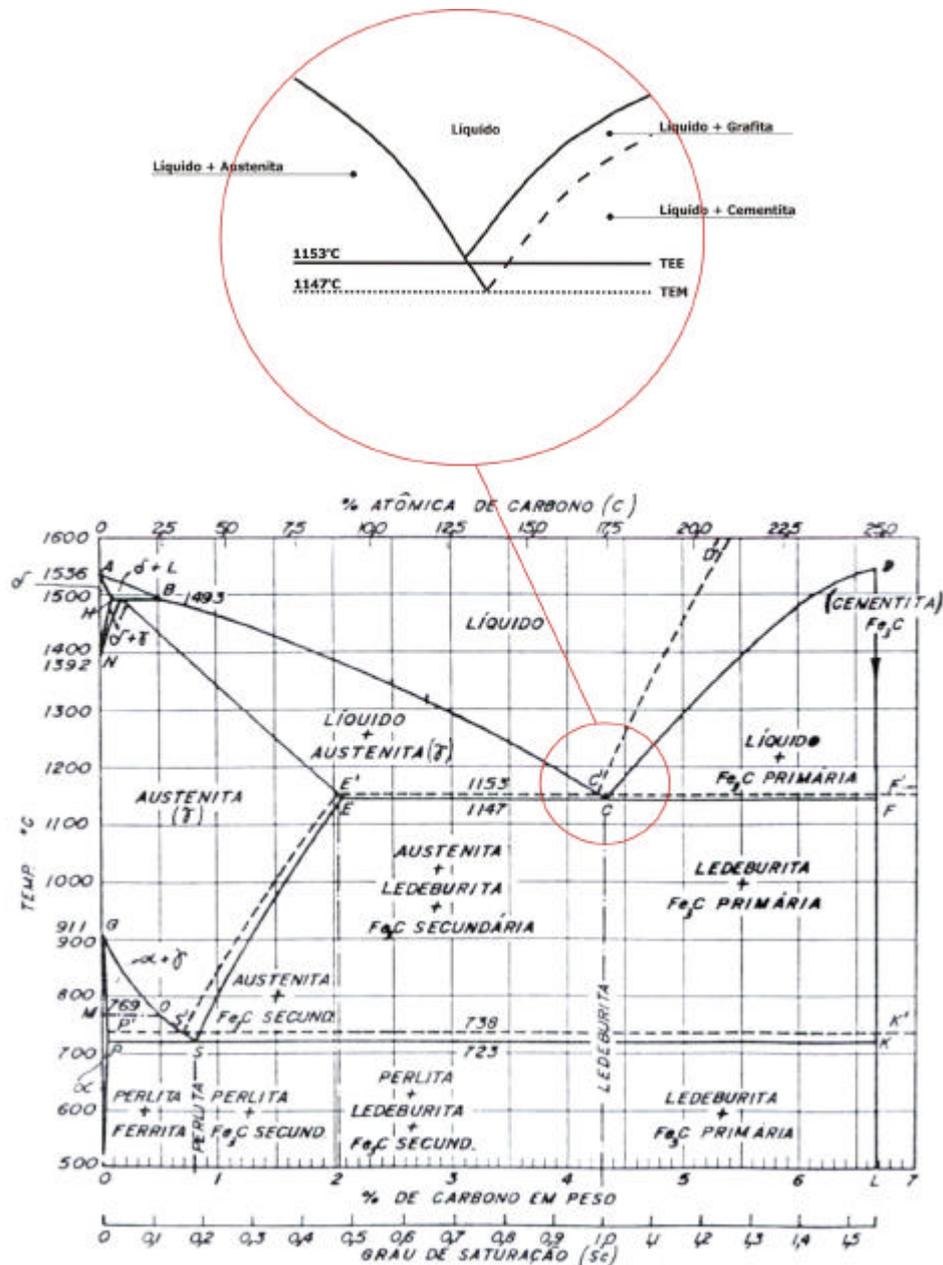


Figura 8 Diagrama de equilíbrio estável e metaestável.

Diversos fatores afetam a ocorrência das reações eutéticas, dentre as quais destacamos: o teor de silício que aumenta o intervalo de temperatura de coexistência da austenita e ferrita, por conseqüência aumenta o intervalo para

ocorrência da transformação estável. Além disso, o silício aumenta sensivelmente a atividade do carbono, bem como o número de nódulos de grafita de modo que a formação de ferrita fica favorecida. Na presença de silício em teores de até 3%, a solidificação se processa de maneira similar às ligas de Fe-C puro, porém há uma alteração nas linhas do diagrama que representam o equilíbrio de fases. A presença de elementos grafitizantes como: alumínio, níquel, cobre e o silício, tem a propriedade de aumentar a faixa entre as temperaturas dos eutéticos, enquanto elementos perlitizantes como: Mn que reduz o intervalo de temperatura de coexistência de austenita e ferrita, o cobre, o estanho e o antimônio formam barreiras sobre as partículas de grafita, por conseqüência dificultam a reação eutetóide estável, promovendo assim a presença de perlita. HASSE (1999), mostra os efeitos de elementos de liga sobre a temperatura eutética estável (TEE) e sobre a temperatura eutética metaestável (TEM) na figura 9:

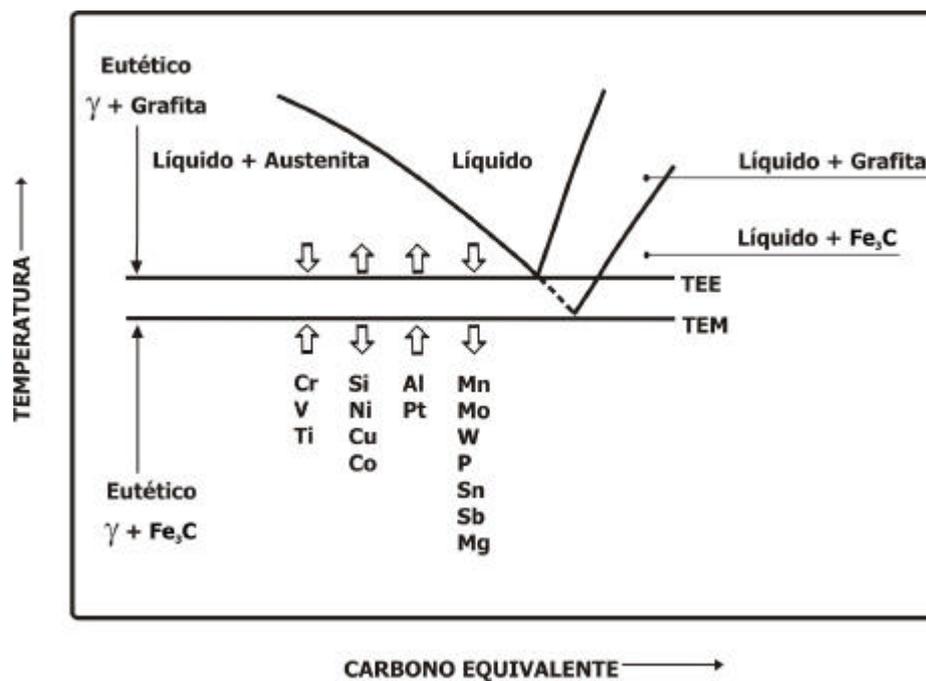


Figura 9 Efeito de elementos de liga sobre as temperaturas eutéticas. [19]

Para considerar o efeito grafitizante de alguns elementos nas ligas comerciais de ferros fundidos (Fe-C-Si) adotou-se o conceito de carbono equivalente (C.E.), que é dado pela equação 3. Neste conceito o carbono equivalente é igual ao percentual de carbono em peso mais um terço da quantidade percentual de silício e fósforo. A nomenclatura dos ferros fundidos é

determinada pelo ponto eutético. Consideram-se como ferros fundidos eutéticos aqueles que possuem C.E. = 4,3%, hipereutéticos os com C.E. > 4,3% e os hipoeutéticos os com C.E. < 4,3%. O carbono equivalente é o principal responsável pela fluidez dos ferros fundidos. Quanto mais próximo do ponto eutético maior fluidez.

$$C.E = \% C_{TOTAL} + \frac{1}{3}(\% Si + \% P) \quad (3)$$

O teor de silício e a quantidade de carbono equivalente devem ser controlados afim de permitir uma estrutura isenta de defeitos de fundição. Para um carbono equivalente baixo e uma quantidade alta de silício, o fundido apresenta contração excessiva apresentando rechupes. Ao passo que para um carbono equivalente alto para um baixo teor de silício, o fundido possui uma tendência a flotação de grafita. Essa tendência aumenta com a espessura da peça, sendo necessário aplicar uma taxa de resfriamento adequada para compensar esse fenômeno. A literatura especializada traz uma faixa preferencial de carbono equivalente e teor de silício para os ferros fundidos nodulares, como mostrado na figura 10.

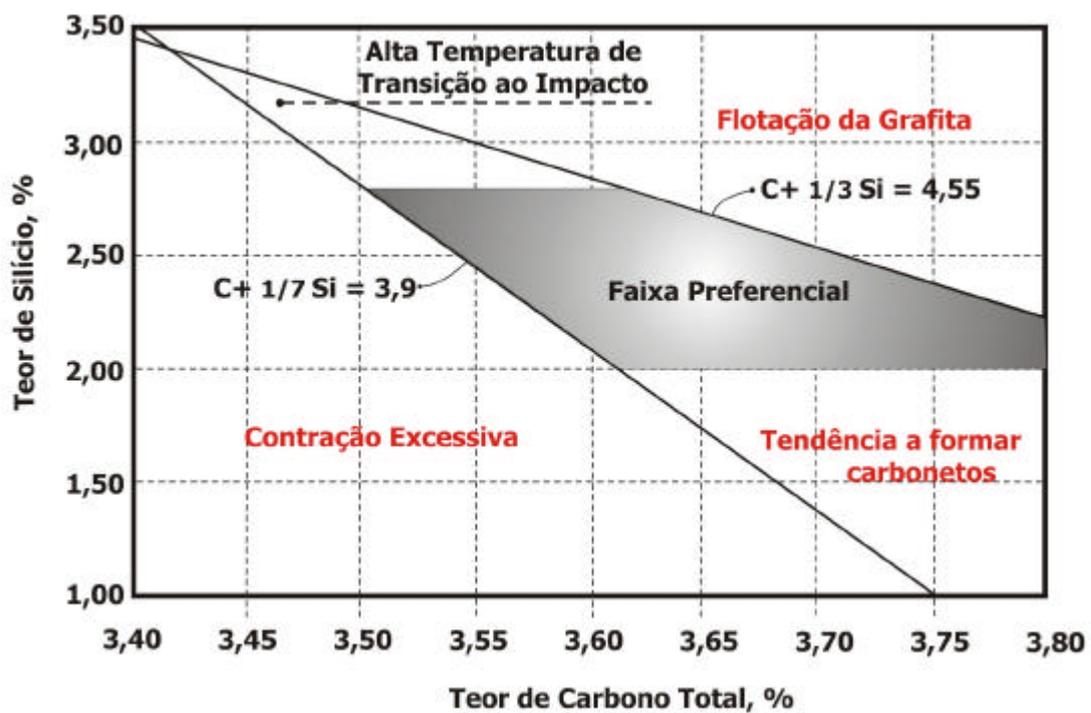


Figura 10 Faixa de carbono e silício para ferros fundidos nodulares.[21]

### 2.2.5 Solidificação dos Ferros Fundidos Nodulares

A solidificação se caracteriza por um dos eventos mais importantes em ligas fundidas. A literatura traz extensivos estudos de modelos para a solidificação de ligas fundidas. De maneira geral à medida que a temperatura diminui, há a nucleação e crescimento de cristais ou grãos. Para metais puros e eutéticos a interface de solidificação costuma ser lisa, com crescimento planar ou celular. Para materiais com composições não eutéticas, grande intervalo de solidificação e nucleação independente a interface de solidificação costuma ser difusa, com crescimento dendrítico ou dendrítico com nucleação independente. A figura 11 mostra as possíveis interfaces de solidificação para as ligas fundidas.

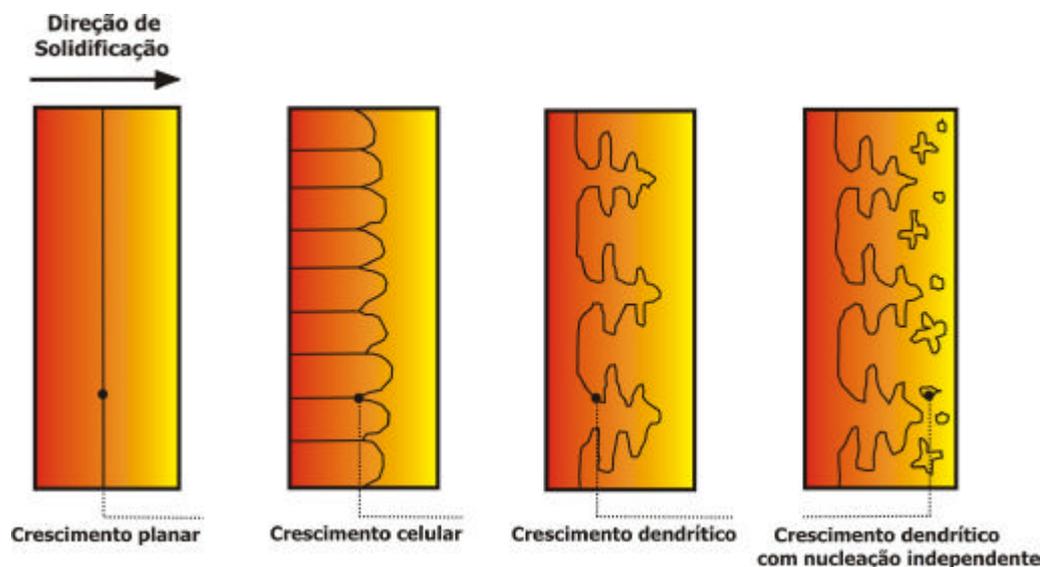


Figura 11 Tipos de interface de solidificação.

MAMPAEY (1999), em seu estudo através de análise quantitativa, mostra que durante o estágio inicial de solidificação, existe uma maior precipitação de grafita em ferros fundidos nodulares do que em ferros fundidos cinzentos. Em particular, há um interesse por parte de cientistas no melhor entendimento da solidificação para um controle mais efetivo da microestrutura e propriedades mecânicas.

Sobre a solidificação de ferros fundidos nodulares RIVERA (2002), apresenta um estudo de modelos de solidificação aceitos na comunidade científica e propõe um novo modelo de solidificação para estudar a microsegregação. Segundo este estudo a maioria dos estudiosos concorda que a

solidificação do ferro fundido nodular eutético envolve a formação de dendritas de austenita e nódulos de grafite ou esferóides. A interação entre o crescimento da austenita com nódulos originando unidades de solidificação, descrita como dendritas de austenita que contém muitos nódulos de grafita, é conhecida como modelo multinodular. Deste mesmo estudo, outros estudiosos, na maioria envolvidos em modelamento de microestrutura e microsegregação, utilizam o primeiro modelo de solidificação para ferros fundidos nodulares. Esse modelo trabalha com a hipótese de que as unidades de solidificação são formadas a partir de nódulos de grafita envoltos em um anel ferrítico. Esse modelo é chamado de modelo uninodular. A divergência em relação ao método de solidificação exato está na dificuldade de revelar a estrutura de solidificação através das técnicas metalográficas usuais. Não existe método baseado em observação da real solidificação da estrutura de uma matriz.

O processo de solidificação segundo o modelo uninodular assume que a média da distância entre os nódulos é similar à distância entre microsegregações, ou seja, a última região a se solidificar. A atual distribuição utilizada na caracterização da microsegregação mostra uma diferença de três vezes na distância prevista pelo modelo uninodular. Porém existe um grande número de modelos matemáticos para a solidificação baseada no modelo uninodular em função magnitude do volume de grão que apresenta um valor próximo ao verificado. A figura 12 mostra um esquema da seqüência de solidificação de um ferro fundido nodular segundo o modelo uninodular.

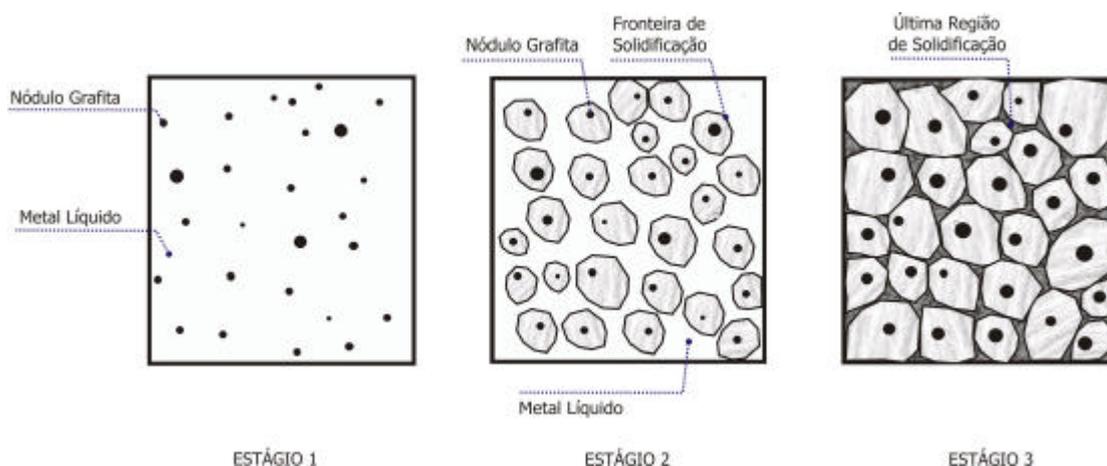


Figura 12 Sequência de Solidificação segundo modelo uninodular. [38]

O processo de solidificação segundo o modelo multinodular propõe que as áreas entre as regiões segregadas são as atuais unidades de solidificação eutéticas. Apesar do tamanho descrito pelas unidades de solidificação serem muito menor que o revelado na macrografia, este modelo é o mais aceito. A figura 13 mostra o esquema da seqüência de solidificação de um ferro fundido nodular segundo o modelo multinodular.

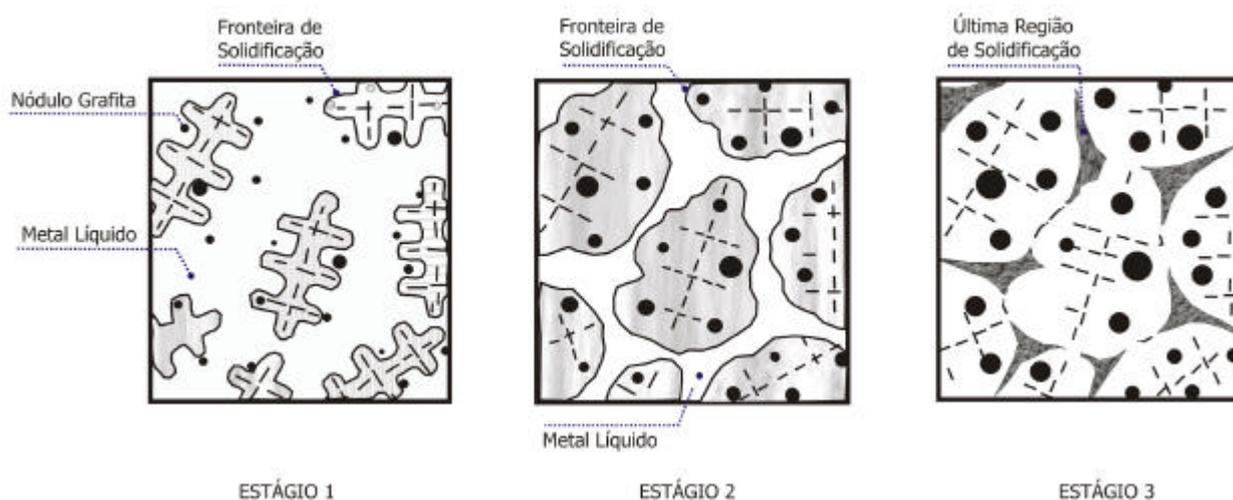


Figura 13 Seqüência de solidificação segundo modelo multinodular. [38]

A seqüência de solidificação dos ferros fundidos nodulares difere para as ligas hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas. Nas ligas hipoeutéticas a solidificação se inicia com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono, à medida que a temperatura diminui, ocorre o crescimento da austenita resultando na expulsão do carbono e do silício para o líquido remanescente da solidificação. O líquido residual saturado em carbono e silício começa a formar nódulos de grafita abaixo da temperatura do eutético estável. A curva de resfriamento exhibe um patamar que depende das condições de nucleação e esfriamento do banho metálico. O calor latente proveniente da solidificação compensa as perdas de calor para o meio externo decorrente da velocidade de extração de calor do molde. Os nódulos de grafitas formados a partir do líquido residual saturado são envolvidos de austenita (microestrutura tipo “olho de boi”) e o crescimento destas células prossegue até que todo calor latente da solidificação seja liberado.

Como visto anteriormente, para as ligas eutéticas não deveria haver formação de austenita, todavia como ocorre um super-resfriamento antes da formação de nódulos de grafita e devido aos grandes gradientes de temperatura nas peças fundidas, pode ocorrer a formação de uma rede fina de dendritas. Para as ligas eutéticas a formação de nódulos de grafita durante a solidificação ocorre, após um certo resfriamento abaixo da temperatura do eutético, em contato direto com o líquido residual saturado em carbono e silício. A grafita é posteriormente envolta pela austenita, completando o processo após a liberação de calor latente de solidificação para o meio externo.

Na solidificação dos ferros fundidos hipereutéticos a grafita é fase primária, resultando em uma estrutura que difere das anteriores. A grafita precipita a partir do banho, abaixo da temperatura de liquidus hipereutética, e à medida que a temperatura diminui, tem sua composição aproximada da eutética. Após um certo grau de superesfriamento, a reação eutética forma mais nódulos de grafita, os quais posteriormente vão ser envoltos em austenita. Uma diferença observada entre os nódulos de grafitas em ligas hipereutéticas, com relação aos obtidos em ligas eutéticas, é que nas ligas hipereutéticas tem-se nódulos de tamanho bastante diferentes. Os nódulos maiores são os correspondentes aos que se formaram entre as temperaturas de liquidus hipereutética e a temperatura do eutético, ao passo que os nódulos menores são provenientes da reação eutética.

Verifica-se que devido as diferentes velocidades de solidificação e de resfriamentos dos ferros fundidos nodulares apresentam gradientes naturais de microestrutura. A decomposição da austenita em ferrita e grafita nos ferros fundidos geralmente está associado ao diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) e o diagrama de resfriamento contínuo (CCT). Para pequenos tempos de transformação o crescimento da ferrita se dá através da difusão do carbono na interface ferrita-austenita. Em ferros fundidos nodulares a grafita geralmente se desenvolve em torno dos nódulos de grafita. Segundo LALICH (1973), é possível desenvolver um modelo matemático para descrever a espessura do anel ferrítico em torno dos nódulos de grafita em função de parâmetros geométricos como: o percentual de área de ferrita, o diâmetro do nódulo de grafita e o número de nódulos por unidade de área. De acordo com HELLAL

(1999), a difusão do carbono da austenita supersaturada para o nódulo de grafita na decomposição da austenita, provoca no material fundido uma contração. A figura 14 mostra competição entre os sistemas eutético estável e metaestável condicionando a formação da microestrutura chamada “olho de boi”.

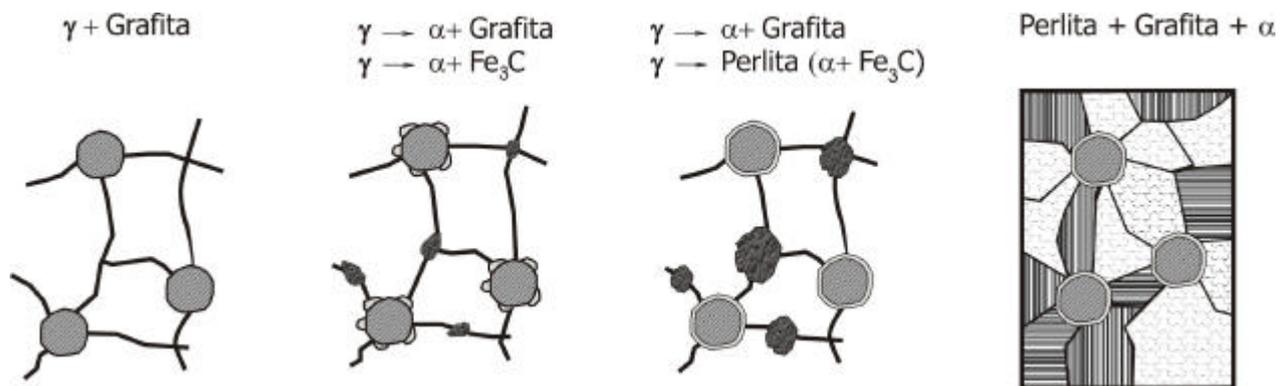


Figura 14 Esquema da microestrutura tipo “olho de boi”.

### 2.2.6 Velocidade de Resfriamento

A velocidade de resfriamento nos ferros fundidos nodulares controla a microestrutura e a conseqüente propriedade mecânica. Desta forma o estudo da velocidade de resfriamento está relacionado com o número de nódulos e matriz metálica. De maneira geral a velocidade de resfriamento determina o tempo disponível para a difusão de carbono na reação eutetóide estável. Para pequenas velocidades de resfriamento tem-se o favorecimento da formação de ferrita e grafita, como no caso de peças espessas ou em tratamentos térmicos onde o resfriamento é feito ao forno (ferritização). Contudo em alguns casos, a formação destas fases não está diretamente ligada a competição entre as reações estáveis e metaestáveis. Muitas vezes a ferrita livre, observada em ferros fundidos esfriados lentamente ou tratados isotermicamente, é formada a partir da decomposição de perlita inicialmente formada. Esse processo foi observado em experiências de transformação isotérmica de austenita, em resultados relativos à determinação de equilíbrio, e ainda em transformações por resfriamento contínuo.

Em determinadas temperaturas a decomposição da austenita se desenvolve durante algum tempo pelo crescimento da ferrita + grafita, passando em seguida pela formação de perlita. Com a diminuição da temperatura de

reação, o início do crescimento do eutetóide metaestável acontece mais rapidamente. Desta maneira, um ferro fundido nodular que apresente estrutura tipo “olho de boi” no resfriamento normal, poderá se tornar totalmente perlítico por um tratamento térmico de normalização.

ASKELAND (1975), estudou o efeito da taxa de resfriamento sobre o número de nódulos e a matriz de um ferro fundido nodular. O estudo mostra que para haver formação de ferrita durante o resfriamento seria necessário a difusão do carbono entre nódulos de grafita. A taxa e o tempo de difusão são responsáveis pelas quantidades relativas de ferrita e perlita na matriz. Com um baixo número de nódulos o espaçamento entre os mesmo é bastante grande, aumentando as distâncias para difusão do carbono, conseqüentemente favorecendo a transformação segundo sistema metaestável. Por outro lado, a matriz com um alto número de nódulos apresenta distâncias pequenas para a difusão do carbono, conseqüentemente as altas taxas de resfriamento reprimem a formação da ferrita. Quantidades pequenas de perlita são verificadas em regiões com um alto número de nódulos.

Em seu trabalho experimental, SALAZAR (1999), estudou o efeito da taxa de resfriamento e número de nódulos em um ferro fundido nodular com uma matriz de Cobre e molibdênio. Os resultados mostraram-se coerentes com os estudos de ASKELAND (1975). O número de nódulos cresce com um maior percentual de inoculante, porém esse fenômeno é mais sensível para altas taxas de resfriamento. A quantidade de perlita diminui com a diminuição da taxa de resfriamento e esse fenômeno é mais pronunciado em baixos valores de número de nódulos. A quantidade relativa de ferrita e perlita pode ser explicada pelo efeito da taxa e resfriamento e pelo número de nódulos na temperatura do ponto eutetóide. A temperatura do ponto eutetóide é mais alta para baixas taxas de resfriamento, e para uma data taxa de resfriamento, a temperatura do eutetóide aumenta com o aumento do número de nódulos. O aumento da temperatura eutetóide promove a formação da ferrita. Esse efeito é explicado através da combinação entre a cinética de formação de ferrita e do fenômeno térmico envolvido.

### 2.3 Microestruturas dos Ferros Fundidos Nodulares

Ferros fundidos são ligas de ferro-carbono-silício, com teores de carbono geralmente acima de 2,0%, em quantidades superiores a que pode ser retida em solução sólida na austenita, resultando em grafita livre. A forma, a quantidade, a distribuição da grafita, bem como a matriz metálica influenciam diretamente nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos. A combinação de diferentes formas de grafita com diferentes estruturas de matriz resultam em uma grande variedade de classes. Atualmente existem cinco tipos de ferros fundidos produzidos em escala comercial, são: ferro fundido branco, ferro fundido cinzento, ferro fundido maleável, ferro fundido nodular ou dúctil e ferro fundido vermicular. De uma maneira geral os ferros fundidos apresentam a temperatura ambiente, os seguintes constituintes: ferrita (do latim “ferrum”), que é uma solução sólida de ferro alfa e carbono. Ocorre nos ferros fundidos cujo resfriamento se apresenta de forma lenta, em tratamentos térmicos onde o resfriamento é feito ao forno ou devido à decomposição da perlita formada. Possui baixa resistência mecânica, baixa dureza, porém apresenta excelente resistência ao choque, elevado alongamento e boa ductilidade. A cementita (do latim “caementum”) é o carboneto de ferro  $Fe_3C$  contendo 6,67% de carbono, possui elevada dureza e resistência mecânica. A perlita é a mistura de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita, na forma de lamelas finas dispostas alternadamente. Suas propriedades mecânicas são intermediárias entre a ferrita e a cementita. A ledeburita, que ocorre nos ferros fundidos hipereutéticos ou nos eutéticos resfriados lentamente, apresenta-se sob a forma de pequenos glóbulos de perlita em um fundo de cementita. Apresenta elevada dureza e resistência mecânica. A steadita, que é um eutético de fósforo, apresenta baixo ponto de fusão, possui alta resistência mecânica e dureza. A grafita, característica dos ferros fundidos, possui densidade muito baixa sendo considerada como vazios na matriz dos ferros fundidos. Desempenha um papel importante nas propriedades físicas e mecânicas nos ferros fundidos. A grafita em um ferro fundido pode variar em tamanho, distribuição, forma e quantidade.

A forma lamelar da grafita nos ferros fundidos cinzentos interrompe a continuidade da matriz metálica, sendo responsável por propriedades típicas

como: alta capacidade de amortecimento de vibração, baixa sensibilidade ao entalhe, alta condutividade térmica e elétrica entre outras. Contrariamente a forma esférica da grafita nos ferros fundidos nodulares é responsável por propriedades como: alta resistência mecânica, alta resistência ao impacto e ductilidade. A figura 15 e a figura 16 mostram respectivamente a forma da grafita para o ferro fundido cinzento e para o ferro fundido nodular.

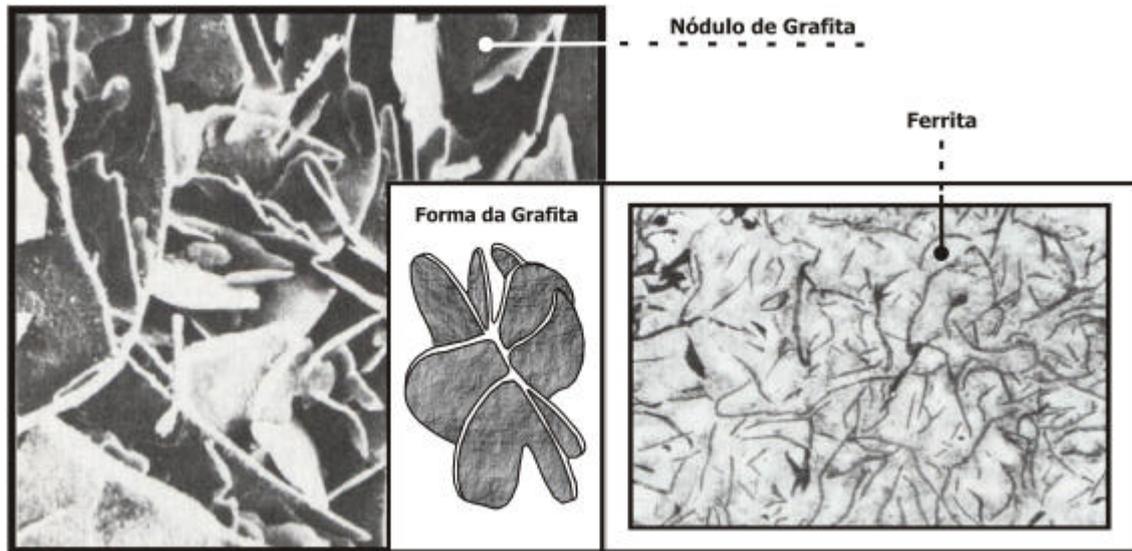


Figura 15 Detalhe da forma da grafita para o ferro fundido cinzento.

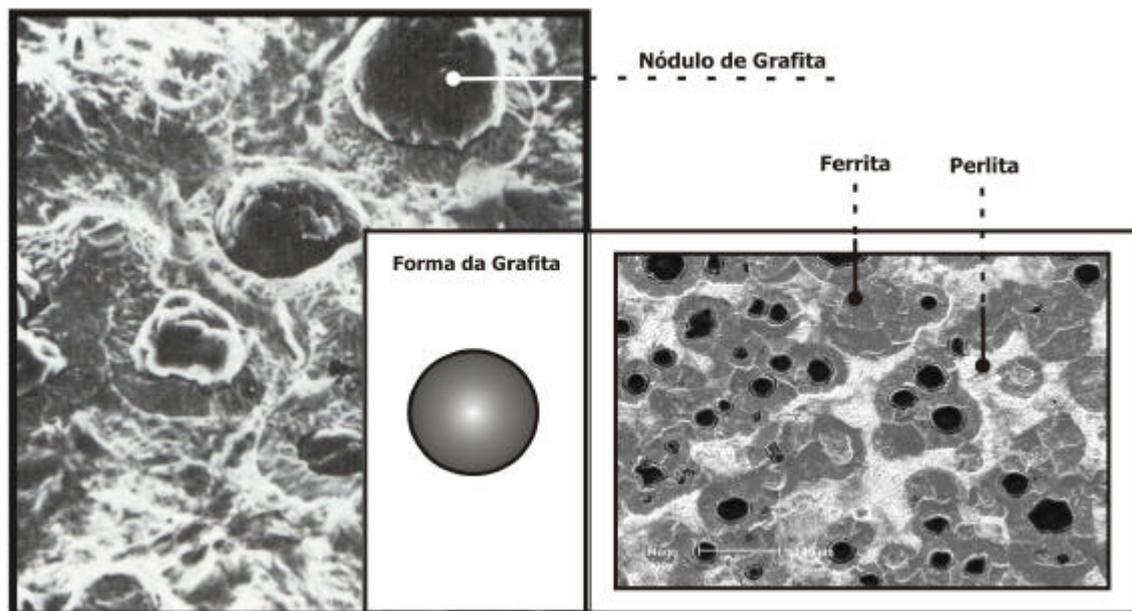


Figura 16 Detalhe da forma da grafita para o ferro fundido nodular.

### 2.3.1 Matriz Metálica

A matriz metálica nos ferros fundidos nodulares é basicamente composta de ferrita e perlita. A quantidade de cada fase na matriz é um importante parâmetro metalúrgico, visto que tem influencia na dureza, limite de escoamento, limite de resistência, propriedades de fadiga, características de desgaste e usinabilidade dos ferros fundidos. A quantidade de cada fase é determinada pela interação entre a taxa com que o fundido é resfriado após solidificação e a composição química do fundido ou posterior tratamento térmico. A taxa de resfriamento em ferros fundidos está relacionada com a seção transversal da peça fundida. Para velocidades baixas de resfriamento tem-se uma matriz ferrítica, ao passo que para velocidades altas de resfriamento tem-se uma matriz perlítica. A tabela 6 abaixo mostra a dureza da ferrita e perlita que compõe a matriz metálica.

Tabela 6 Dureza da ferrita e perlita na matriz metálica. [1]

<b>Microestrutura da Matriz</b>	<b>Dureza Brinell (HB):</b>
Matriz Ferrítica	120
Matriz 50% Ferrítica 50% Perlítica	150
Matriz Perlítica (Perlita Grossa)	195
Matriz Perlítica (Perlita Média)	215
Matriz Perlítica (Perlita Fina)	218
Matriz Perlítica (Perlita Fina + 5% de Fe <sub>3</sub> C)	240

Segundo KOVACS (1981), para obter uma matriz perlítica em um fundido com grande seção transversal é necessário tratamento térmico ou à adição de elemento perlitizantes como: manganês, estanho, antimônio, cobre e cromo. Elementos estabilizadores de perlita como o estanho e o antimônio agem no bloqueio da difusão do carbono da matriz para a grafita, o manganês adicionado sozinho não produz uma matriz altamente perlítica em seções transversais grandes sem o devido tratamento térmico, contudo em combinação com antimônio e estanho, o manganês promove uma matriz altamente perlítica. O uso

de elementos perlitizantes fica basicamente restrito porque alguns destes elementos causam a degeneração da grafita, alguns elementos são tóxicos sendo necessário cuidados no seu processamento e também porque o mecanismo ao qual os elementos perlitizantes promovem a quantidade de perlita em ferros fundidos não está totalmente entendido.

Sobre a formação de ferrita e perlita em ferros fundidos OHIRA (1958), revelou em seu estudo que é difícil obter uma matriz com ferrita e perlita em ferros fundidos puros, porém uma pequena adição de manganês é suficiente na formação de ferrita e perlita na matriz. O estanho em pequenas quantidades nos ferros fundidos promove a formação de perlita e inibe a formação de ferrita. Na temperatura eutetóide a austenita se transforma primeiro em perlita fina, então a perlita ou cementita residual nucleia a perlita normal na matriz.

DOUBRAVA (1981), mostra em seu estudo um resumo sobre as variáveis que controlam a quantidade de perlita na matriz, dentre as quais podemos destacar: o número de nódulos por unidade de área, a seção transversal da peça fundida e outros discutidos anteriormente como: o percentual de magnésio adicionado no banho, o percentual de magnésio residual, o percentual de silício adicionado como pós-inoculante, a temperatura de vazamento e o percentual de cério. A área imediatamente adjacente ao nódulo de grafita é essencialmente ferrita que é resultado da concentração de silício e a difusão de carbono perto do nódulo. Logo, a ferrita irá aumentar com o aumento do número de nódulos, visto que as distâncias de difusão são menores. O percentual de carbonetos tem um efeito negativo na quantidade de perlita. Carbonetos e perlita são obtidos através de reações metaestáveis, então seria correto pensar que com o aumento de carbono haveria o aumento de perlita. Contudo este fato não é verificado porque carbonetos não contêm silício (máximo 0,1%), então há uma concentração preferencial de silício em uma região próxima aos carbonetos e como visto, o silício tem um efeito ferritizante que se sobressai ao efeito termodinâmico metaestável. A seção transversal do material fundido é essencialmente a medida da taxa de resfriamento. Com o aumento da seção transversal, a taxa de resfriamento sobre a região de temperatura crítica irá diminuir. Esta baixa taxa de resfriamento durante a transformação da austenita favorece o equilíbrio de fases segundo a ferrita e nódulos de grafita. Contudo em seções transversais

pequenas aumentam a taxa de resfriamento aumentando no número de nódulos que aumenta a quantidade de ferrita em função das distâncias menores de difusão do carbono. A seção transversal e o número de nódulos de grafita possuem efeito negativo na quantidade de perlita, reduzindo a quantidade de perlita formada. Contudo a rápida solidificação no número de nódulos favorece a crescente quantidade de perlita. Essas variáveis que controlam a quantidade de perlita na matriz metálica determinam as propriedades mecânicas e conseqüentemente as classes para as mais variadas aplicações. A figura 17 mostra as classes de ferro fundido nodular segundo as normas ABNT, ASTM, DIN, ISO e SAE, as propriedades mecânicas e as microestruturas típicas para estas classes.

Normas:		Classes:			
ABNT - NBR 6916	FE 38017	FE 45012	FE 60003	FE 70002	
ASTM - A - 536 / 77	60 - 40 - 18	65 - 45 - 12	80 - 55 - 06	100 - 70 - 03	
DIN - 1693	GGG 40	-	GGG - 50	GGG 70	
ISO - 1693	400 - 15	450 - 12	500 - 07	700 - 02	
SAE - J 431 c	D 4018	D 4512	D 5506	D 7003	

Microestrutura:	Ferrítica		Ferrítica - Perlítica		Perlítica - Ferrítica		Perlítica - Ferrítica	
	Superfície	Centro	Superfície	Centro	Superfície	Centro	Superfície	Centro

Propriedades Mecânicas:				
Resistência Tração (MPa)	400	450	550	700
Dureza (HB)	Max. 187	156 - 217	197 - 269	229 - 269
Alongamento (%)	15	12	6	2

Figura 17 Classes do ferro fundido nodular.

A quantidade de perlita em uma matriz metálica é determinada através da comparação da área percentual entre as fases. A figura 18 mostra quatro níveis escolhidos para ilustrar a quantidade de perlita em uma matriz. As amostras

foram atacadas com nital 3% e fotografadas em microscopia ótica com uma ampliação de 100x.

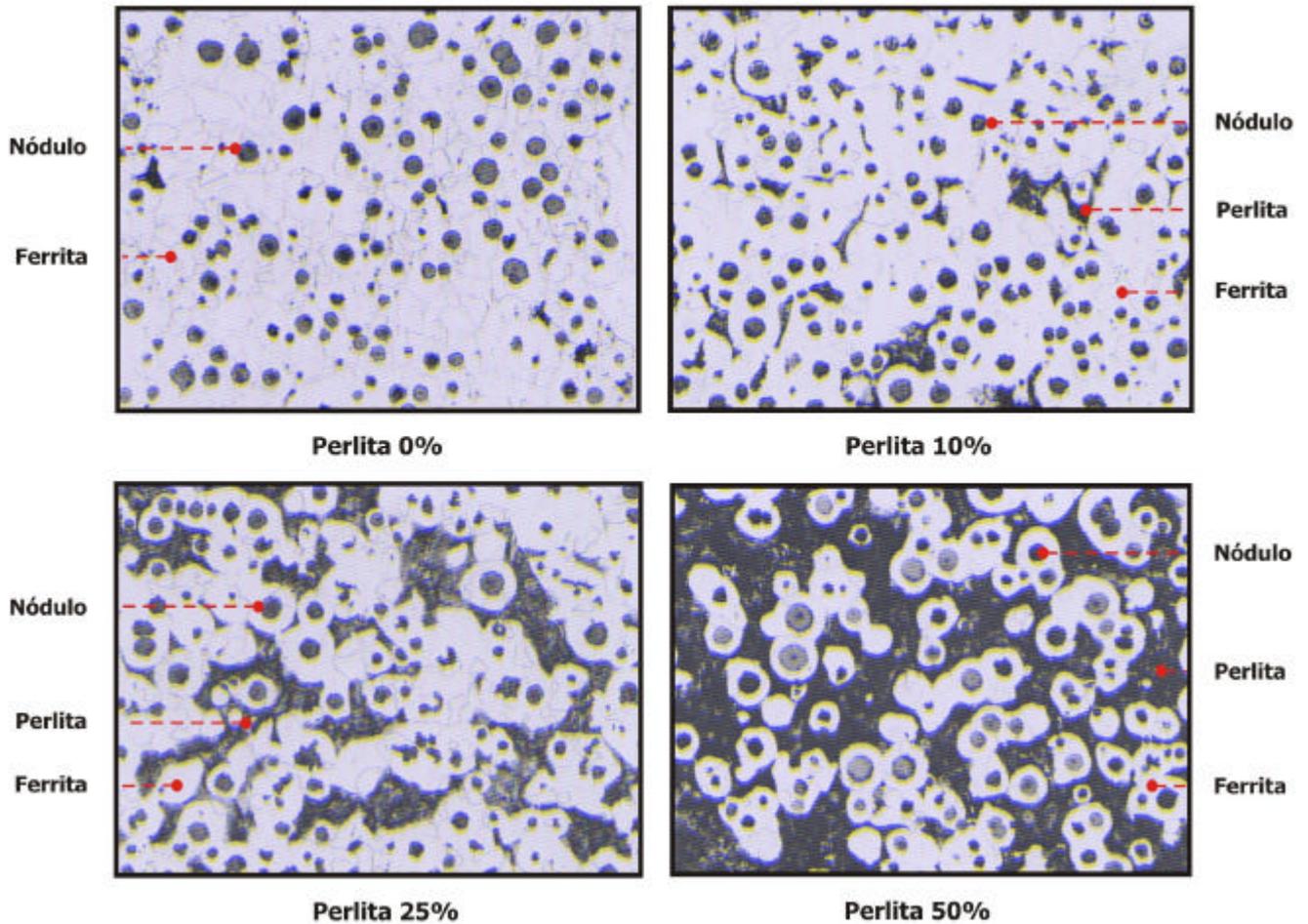


Figura 18 Quantidade de perlita em quatro níveis escolhidos 100x – Nital. [4]

### 2.3.2 Forma, Distribuição e Tamanho da Grafita

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos dependem, em grande parte, da quantidade, forma, tamanho e distribuição da grafita. Nos ferros fundidos nodulares o controle da morfologia tem recebido atenção especial, tanto para evitar a formação de partículas de formas degeneradas em relação a esferoidal, como avaliar os efeitos destas morfologias nas propriedades do material. Entre as formas mais freqüentemente encontradas em ferros fundidos nodulares destacam: nódulos perfeitos (tipo I), nódulos irregulares (tipo II) e partículas de grafita vermicular (tipo IV), podendo ocorrer também: grafita Crab

(tipo V), grafita explodida (tipo VI) e diversas morfologias degeneradas intermediárias entre esferoidal e lamelar, segundo ANSI/ASTM A 247 - 67 (1978). A figura 19 mostras as formas de grafita encontrada em ferros fundidos nodulares.

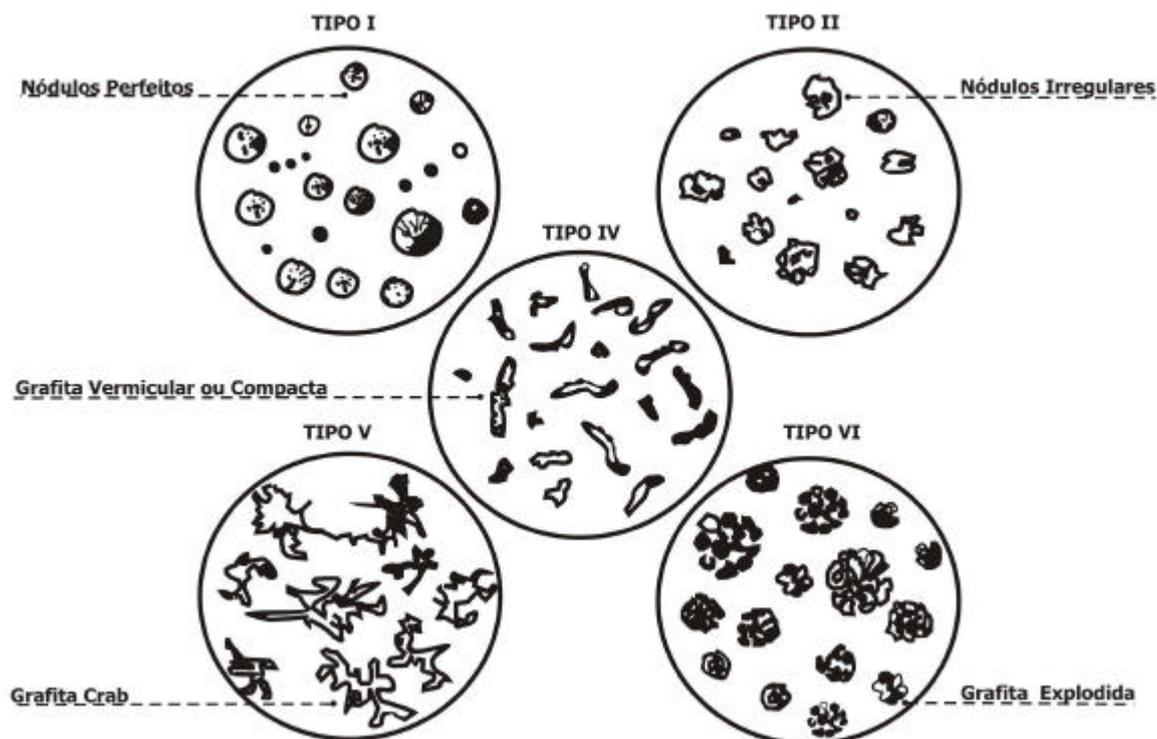


Figura 19 Esquema da forma da grafita em ferro fundido nodular. [10]

O estudo apresentado por GRUNDIG (1952), mostra que quase todo o comportamento mecânico dos ferros fundidos depende essencialmente da grafita que interrompe a continuidade da matriz. O autor também mostrou que a grafita possui a mesma estrutura cristalina e propriedades mecânicas, quer se apresenta na forma de lamelas ou na forma de nódulos. A grafita possui baixa resistência ao escorregamento em planos paralelos a base hexagonal da sua célula unitária, isso justifica a hipótese de que em todos os tipos de ferros fundidos a grafita atua como uma espécie de entalhe ou vazio da matriz. A grafita reduz, de um lado a área resistente da matriz, conhecido como efeito de estrangulamento e por outro lado, determina a concentração de tensões em certos pontos, conhecida como efeito de entalhe. As linhas de fluxo de tensões na matriz metálica dos ferros fundidos são desviadas e aproximadas no em torno de

uma lamela ou nódulo de grafita. A grafita apresenta resistência mecânica desprezível em relação a matriz metálica, podendo a grafita ser considerada como descontinuidade. O efeito de redução de seção resistente e de entalhe por causa da grafita provoca a diminuição da resistência mecânica e ductilidade dos ferros fundidos se comparado com um aço de mesma matriz metálica. A figura 20 mostra as linhas de fluxo de tensão em torno de uma lamela ou nódulo de grafita.

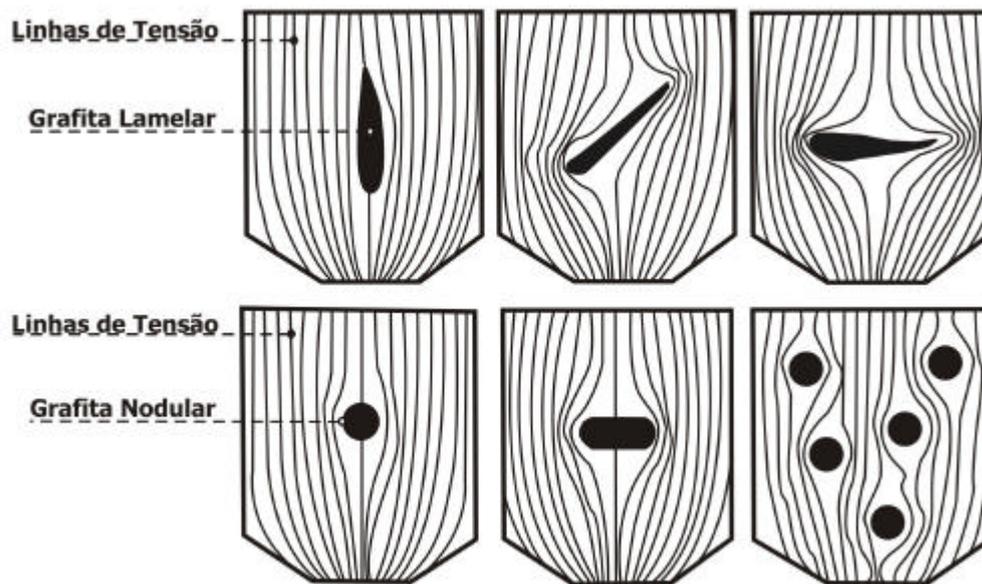


Figura 20 Linhas de tensão nas lamelas ou nódulos de grafita.[17]

ALBERTIN (1979) mostra em seu estudo que a influência da diminuição da seção resistente é pequena quando comparada ao efeito de entalhe. Considerando-se um aço fundido com limite de resistência a tração de 80 kgf/mm<sup>2</sup>, a introdução de vazios corresponde a 3% deste constituinte (10% em volume) acarretaria uma queda das propriedades mecânicas para cerca de 70 kgf/mm<sup>2</sup>. Verifica-se, porém que a resistência de um ferro fundido cinzento com a essa quantidade de grafita possui uma resistência à tração da ordem de 25 kgf/mm<sup>2</sup>, devido à concentração de tensões junto ao entalhe representados na figura 20. Por outro lado, o efeito de entalhe promovido pela grafita esferoidal é muito menos intenso, permitindo que 70 a 90% da resistência e da ductilidade em relação ao aço fundido, resultando em propriedades mecânicas mais elevadas.

A morfologia da grafita é determinada pelo grau de nodularidade, que mede o percentual de partículas de grafita esféricas tipo I e tipo II, segundo ASTM. Para determinação da nodularidade temos que considerar fator de esfericidade (*Roundness Factor*) na determinação da forma da grafita conforme equação 4 abaixo:

$$\text{Roundness Factor} = \frac{A}{A_m} = \frac{4 \times A}{p \times (l_m)^2} \quad (4)$$

Onde: A ⇒ área da partícula;

$A_m$  ⇒ área do círculo;

$l_m$  ⇒ comprimento máximo da partícula.

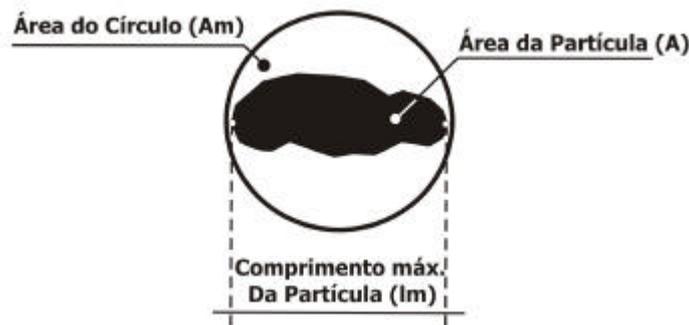


Figura 21 Fator de esfericidade dos ferros fundidos nodulares.

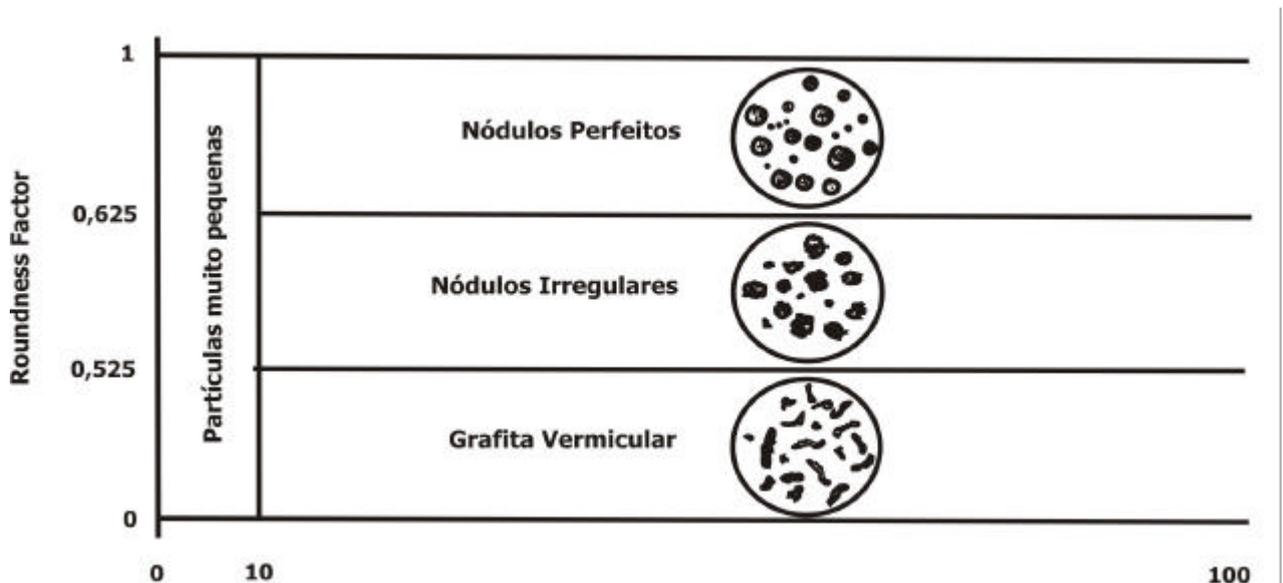


Figura 22 Classificação segundo fator de esfericidade.

A nodularidade é dada pela equação 5, considerando os nódulos perfeitos e nódulos irregulares maiores que  $10\mu\text{m}$ . Para garantir confiabilidade nos resultados da análise é recomendado uma mínima área de análise de  $4\text{mm}^2$ .

$$\text{Nodularidade} = \frac{\sum A_{\text{nodulos-perfeitos}} + 0.5 \times \sum A_{\text{nodulos-irregulares}}}{\sum A_{\text{partículas}}} \times 100 \quad (5)$$

A figura 23 mostra quatro níveis escolhidos de nodularidade para o ferro fundido nodular.

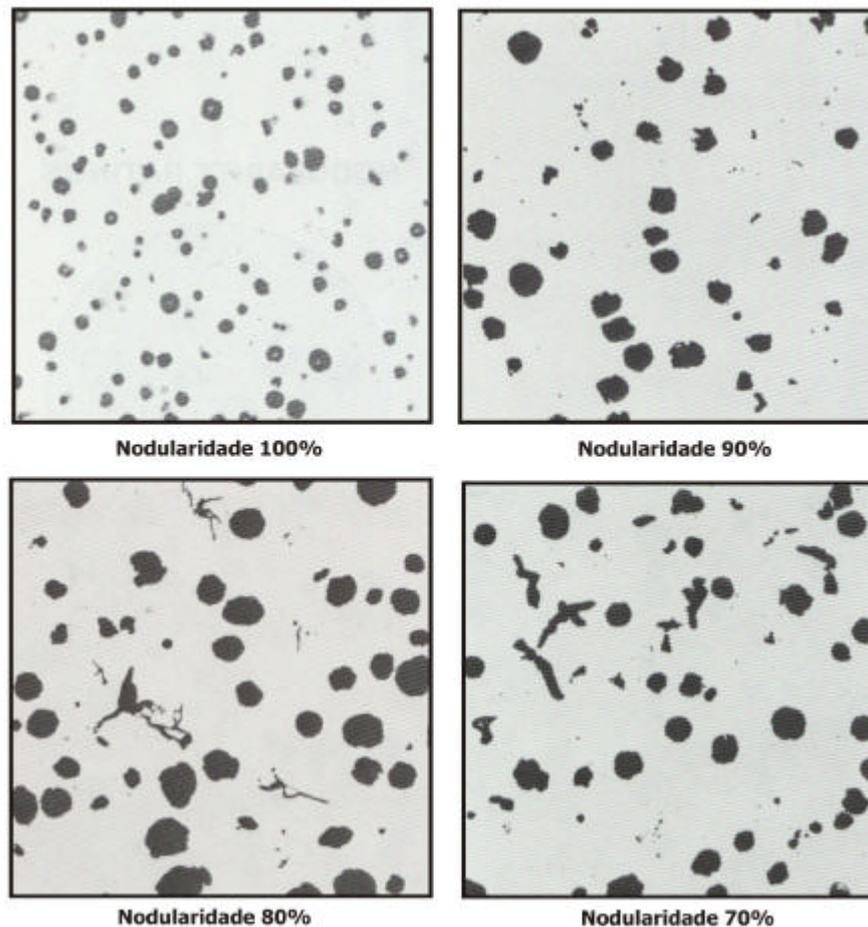


Figura 23 Nodularidade em quatro níveis escolhidos 100x - sem ataque. [4]

DOUBRAVA (1981), mostra em seu estudo um resumo sobre as variáveis que controlam a nodularidade dos ferros fundidos nodulares, dentre as quais podemos destacar as variáveis de processo, quanto à forma e dimensões da peça fundida e quanto à solidificação e a microestrutura. Nas variáveis de processo de fabricação temos: O magnésio efetivo, que é definido como magnésio excedente

do magnésio residual sobre o qual se combina estequiometricamente com o enxofre residual para formar sulfeto de magnésio, favorece a formação de nódulos perfeitos. O silício adicionado como pós-inoculante em quantidades pré-determinadas produz centros efetivos para a nucleação da grafita. Isso resulta em um grande número de nódulos e uma alta nodularidade. O percentual de enxofre presente no metal líquido antes do tratamento de nodulização reduz a nodularidade do material fundido, pelo efeito desulfurizante, isso se verifica porque o enxofre primário se combina com o magnésio adicionado ao banho no processo de nodulização. A utilização de cério na nodulização como inoculante ou como complemento do magnésio na inoculação promove os nódulos segundo a forma esferoidal, motivo pelo qual o cério possui um efeito positivo na nodularidade dos materiais fundidos. O percentual de Carbono + ½% de Silício produz um efeito positivo na nodularidade. Conforme trabalhos publicados, os ferros fundidos nodulares hipereutéticos possuem maior tendência a ter uma maior quantidade de nódulos do que ferros fundidos nodulares hipoeutéticos. A nodularidade é alterada pela forma e dimensões da peça fundida. O tamanho e a forma da seção transversal influi diretamente na nodularidade, com o aumento da seção transversal a taxa de solidificação diminui e conseqüentemente a nodularidade diminui. Dentre as variáveis que alteram a nodularidade quanto à solidificação e a microestrutura podemos destacar: número de nódulos por milímetro quadrado, em geral, com o aumento da quantidade nódulos há um aumento na quantidade de partículas esferoidais. Isso indica que as condições que favorecem a nucleação da grafita esferoidal também favorecem a nodularidade da grafita. A quantidade de enxofre durante a solidificação influencia a nodularidade, porque o enxofre provavelmente irá se combinar com o magnésio e formará sulfeto de magnésio. O sulfeto de magnésio se transforma em centros efetivos para a nucleação da grafita, aumentando a quantidade de nódulos e conseqüentemente produz um aumento na nodularidade.

A distribuição da grafita nos ferros fundidos com grafita esferoidal é expressa geralmente pelo número de nódulos por mm<sup>2</sup>. A figura 24 mostra uma faixa de número de nódulos entre 50 nódulos/mm<sup>2</sup> e 300 nódulos/mm<sup>2</sup>, segundo FOUNDRYMEN'S GUIDE TO DUCTILE IRON MICROSTRUCTURES (1984).

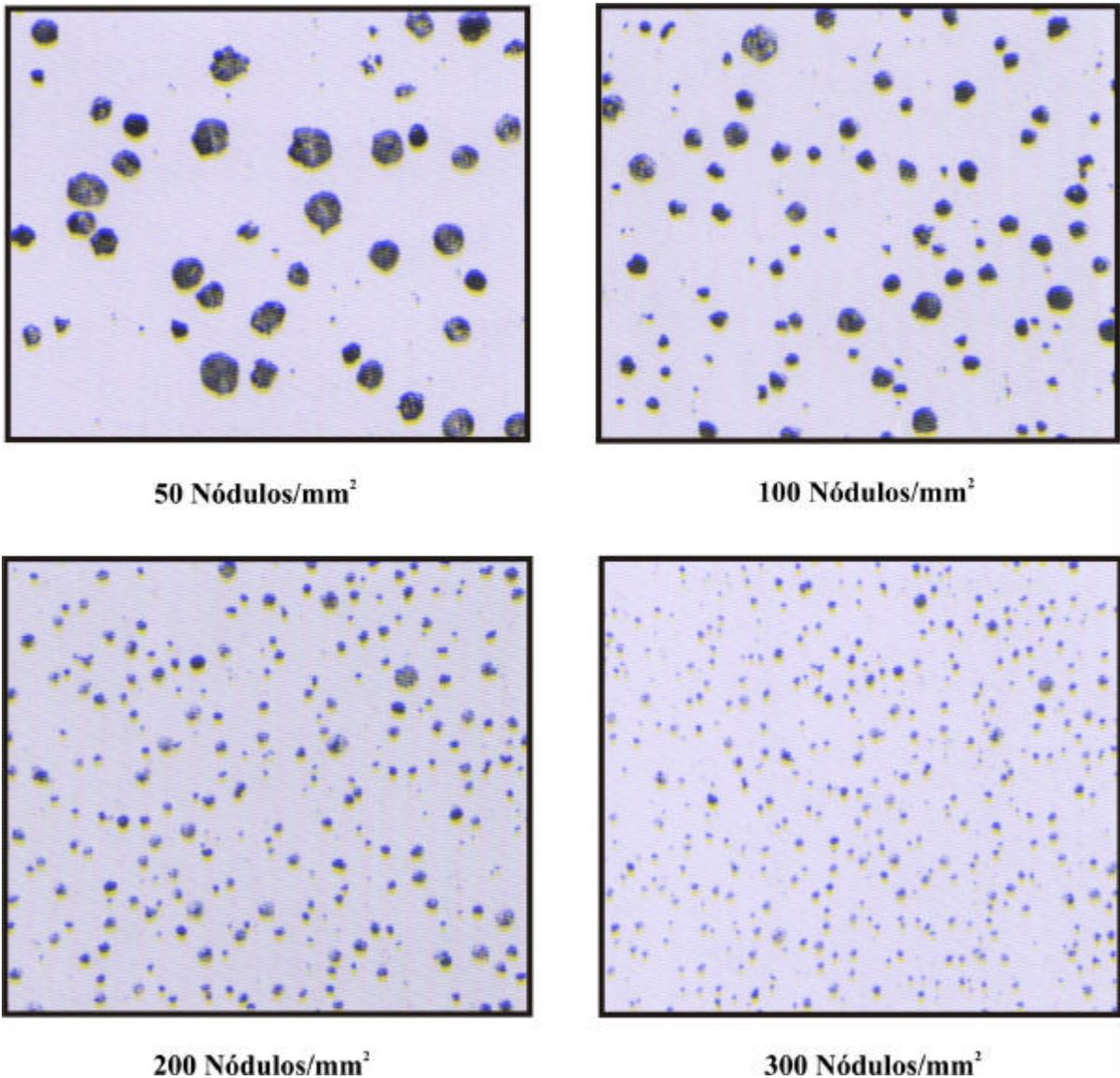


Figura 24 Número de nódulos em quatro níveis escolhidos 100x - sem ataque. [4]

ASKELAND (1975), em seu estudo mostrou a correlação entre número de nódulos e a taxa de solidificação de um ferro fundido nodular em molde de areia verde. A relação apropriada entre a tempo de solidificação e o número de nódulos foi determinada através da relação geral mostrada na equação 6 abaixo.

$$n^{\circ} \text{ nódulos} = A \times \Delta t^{-m} \quad (6)$$

Onde:  $\Delta t \Rightarrow$  tempo em segundos;

A e m  $\Rightarrow$  são constantes;

Com o aumento da taxa de solidificação ou com a redução do tempo para a solidificação sobre o ponto eutético há um aumento considerável do número de

nódulos. Esta equação terá o valor de “A” e “m” alterados em função de uma inoculação mais efetiva.

O número de nódulos tem grande influência na estrutura da matriz. Para formar ferrita durante o resfriamento, o carbono precisa difundir da área entre os nódulos para a grafita. A taxa com que a difusão ocorre e os tempos de difusão irão determinar a quantidade relativa de perlita e ferrita na matriz. Com um baixo número de nódulos, o espaçamento entre os nódulos é grande, resultando em grandes distâncias para a difusão. Contudo, com um grande número de nódulos as distâncias para a difusão são pequenas, logo são necessárias altas taxas de resfriamento para suprimir a formação de ferrita.

Pequenas quantidades de perlita são encontradas em regiões de grande número de nódulos. A quantidade de perlita se mostra sensível a mudanças quando o número de nódulos é baixo. Alguns estudos mostram que para um número de 100 nódulos por mm<sup>2</sup> a quantidade de perlita sofre grandes variações, ao passo que um número de 600 nódulos por mm<sup>2</sup> a quantidade de perlita sofre uma pequena variação. Este efeito pode ser entendido se examinarmos as distâncias requeridas pelo carbono na difusão para os nódulos ou analisarmos o espaçamento entre os nódulos de grafita ( $\lambda$ ). A equação 7 mostra o espaçamento entre os nódulos em função da fração em volume do nódulo de grafita (f) e da média dos raios dos nódulos de grafita (r).

$$l = \left( \frac{2 \times p}{3 \times f} \right)^{\frac{1}{2}} \times r - \frac{p \times r}{2} \quad (7)$$

Onde:  $\lambda \Rightarrow$  espaçamento entre nódulos de grafita em milímetros;

f  $\Rightarrow$  fração em volume do nódulo de grafita;

r  $\Rightarrow$  média dos raios do nódulo de grafita em milímetros.

A tabela 7 abaixo mostra que se aumentarmos o número de nódulos de 100 para 200 nódulos por mm<sup>2</sup>, o espaçamento entre nódulos ou a distância para a difusão do carbono é reduzido em 50% (de 0,16mm para 0,08mm). Contudo, como o aumento do número de nódulos de 600 para 700 nódulos por mm<sup>2</sup>, o espaçamento entre nódulos é reduzido em aproximadamente 13% (de 0,0375mm para 0,0325mm). A tabela 7 mostra o espaçamento entre nódulos

para quatro selecionados números de nódulos.

Tabela 7 Distância entre nódulos de grafita. [5]

<b>Nódulos por mm<sup>2</sup>:</b>	<b>Fração em Volume Nódulo (f):</b>	<b>Média dos Raios do Nódulo - r (mm):</b>	<b>Distância entre Nódulos - l (mm):</b>
99	0,125	0,0635	0,16
207	0,119	0,0317	0,08
616	0,147	0,0159	0,0375
706	0,161	0,0159	0,0325

A quantidade de nódulos tem um efeito bastante pronunciado na estrutura da matriz. Para um grande número de nódulos temos uma matriz ferrítica, todavia para um grande número de nódulos o percentual de perlita diminui lentamente. Portando na redução de 10% de perlita em uma matriz seria necessário um grande número de nódulos de grafita. Esta é uma prática difícil mesmo quando técnicas cuidadosas de inoculação e controles térmicos são empregadas. O controle do resfriamento aparece como alternativa na obtenção de um número maior de nódulos de grafita, porque diminui a quantidade de perlita. Com o aumento da taxa de resfriamento sobre a temperatura eutetóide há um aumento da quantidade de perlita na matriz, todavia esta influência é mais pronunciada em um baixo número de nódulos do que em um grande número de nódulos. Por isso o controle da taxa de resfriamento próxima a temperatura eutetóide pode ser uma técnica muito interessante na obtenção de certas quantidades de ferrita e perlita em um material fundido com baixo número de nódulos. Porém para um grande número de nódulos a matriz será sempre ferrítica e a taxa de resfriamento terá uma influencia pouco pronunciada.

O tamanho dos nódulos tem uma grande influência sobre algumas propriedades mecânicas dos ferros fundidos. Com freqüência, mais de um tamanho pode ser notado na microestrutura dos ferros fundidos nodulares. O tamanho da grafita é alterado principalmente pela taxa de resfriamento, pelo teor de carbono e por uma inoculação tardia. A tabela 8 mostra o tamanho da grafita no ferro fundido nodular para as normas:

Tabela 8 Tamanhos da grafita segundo ASTM<sup>3</sup> e VDG<sup>4</sup>. [4]

<b>Grafita: Tamanho</b>	<b>ASTM A247 (mm):</b>	<b>VDG P441 (mm):</b>
8	Max 0,01	0,01-0,015
7	Max 0,02	0,015-0,030
6	Max 0,04	0,030-0,060
5	Max 0,08	0,060-0,12
4	Max 0,16	0,12-0,25
3	Max 0,32	0,25-0,50
2	Max 0,64	0,50-1,0
1	Max 1,28	>1,0

A figura 25 abaixo mostra o tamanho da grafita em ferros fundidos nodulares.

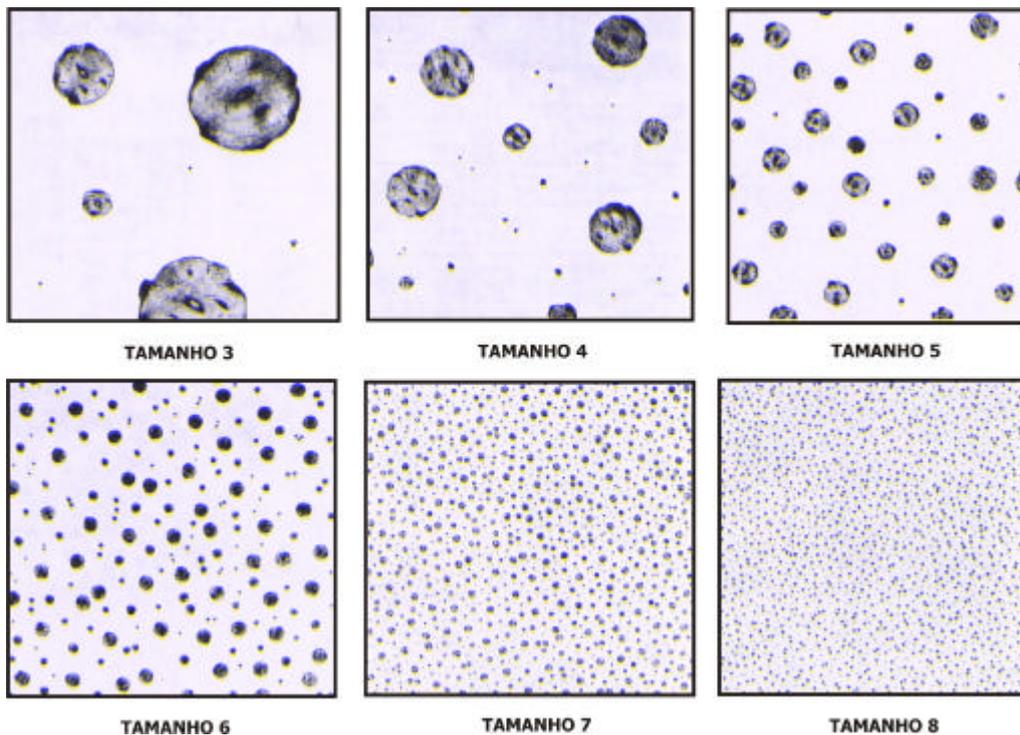


Figura 25 Tamanhos da grafita em ferros fundidos nodulares 100x - sem ataque. [4]

<sup>3</sup> American Society for Testing and Materials

<sup>4</sup> Verein Deutscher Giessereifachleute

### 2.3.3 Microestruturas Anormais e suas Causas

Podemos agrupar as microestruturas não usuais ou anormais nos ferros fundidos nodulares em duas categorias: microestruturas anormais associadas à solidificação e as microestruturas anormais associadas com resfriamento após solidificação. Dentre as microestruturas anormais associadas à solidificação podemos destacar: nódulos com forma não esferoidal, nódulos degenerados e drosses. Enquanto que as microestruturas anormais associadas ao resfriamento após solidificação podemos destacar: nódulos de Widmanstätten.

Grafitas anormais associadas à solidificação estão relacionadas com o processo de inoculação e nodulização insuficientes. A introdução do agente nodulizante, como o magnésio, fornece condições da grafita precipitar e crescer de forma nodular. Se uma quantidade insuficiente de magnésio for adicionada no banho ou havendo permanência por longos períodos após a adição do agente nodulizante, o nódulo de grafite não irá precipitar de forma esferoidal. O segundo processo crítico na fabricação do ferro fundido nodular é a inoculação. O inoculante é usualmente um ferro silício que contém pequenas quantidades de cálcio, alumínio ou outros elementos para determinados objetivos. A principal finalidade do inoculante é proporcionar sítios para a nucleação da grafita, garantindo a prevenção de carbonetos. O aparecimento de carbonetos na matriz e de grafita degenerada pode ser consequência de *fade* do inoculante ou do nodulizante. *Fade* ocorre quando o efeito do nodulizante ou do inoculante diminui com o tempo. Outra possibilidade para a grafita degenerada está associada a altos teores de enxofre no metal base contaminada com elementos deletérios como: chumbo, bismuto, titânio, telúrio e antimônio. A degenerância da grafita esferoidal provavelmente seja um dos problemas mais importante em peças de ferro fundido esfriados lentamente. A formação da grafita vermicular em peças espessas está associada a teores residuais de magnésio insuficientes (menores que 0,030%). A grafita vermicular para os ferros fundidos nodulares é considerada uma forma de grafita degenerada, contudo existem estudos para obter ferros fundidos com esta morfologia de grafita, onde apresenta propriedades mecânicas intermediárias entre os ferros fundidos cinzentos e ferros fundidos nodulares. Outra forma de grafita degenerada é a grafita explodida, que em peças espessas de ferro fundido nodular está normalmente

associada com teores excessivos de cério provenientes de adições de terras raras superiores a 0,20%. Entretanto existem estudos que mostram que mesmo sem a adição de terras raras pode haver a formação desse tipo de grafita. A grafita explodida é comumente encontrada nas regiões onde se observa flotação de grafita.

A flotação da grafita em peças de ferro fundido nodular submetido a baixas velocidades de solidificação é bastante comum. Geralmente a esse fenômeno é atribuído ao emprego de ligas com teores excessivos de carbono equivalente, apesar de outros fatores poderem também exercer influência. A flotação de grafita não é muito pronunciada em regiões cujos nódulos são muito pequenos, porque estes nódulos não atingiram um tamanho crítico para flutuar. Para alguns autores a obtenção de um número elevado de nódulos nos primeiros estágios da solidificação diminuiria a tendência a flotação da grafita, uma vez que se teria um menor tamanho médio de nódulos. A figura 26 mostra os limites de teores de carbono e silício em função do módulo da peça para evitar a flotação de grafita.

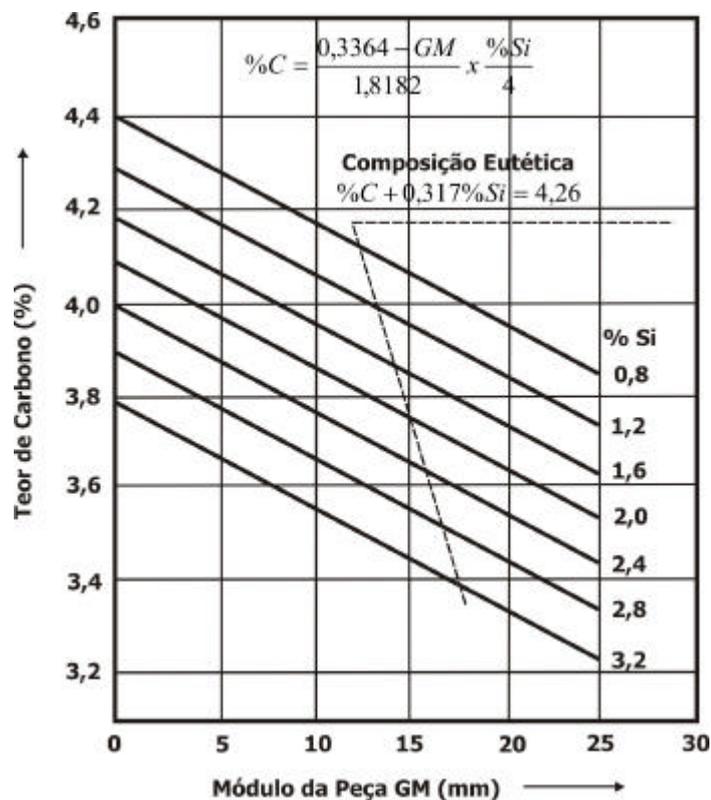


Figura 26 Carbono e silício para evitar flotação de grafita. [19]

A figura 27 mostra uma alta concentração de nódulos na área superior da peça fundida. Uma boa parte dos nódulos flotados possuem forma VI de grafita (explodida). Esta condição é geralmente causada pelo alto carbono equivalente e pode ser agravada com baixas taxas de resfriamento. O teor de carbono encontrado na região de flotação de grafita é bem maior que na região logo abaixo a flotação.

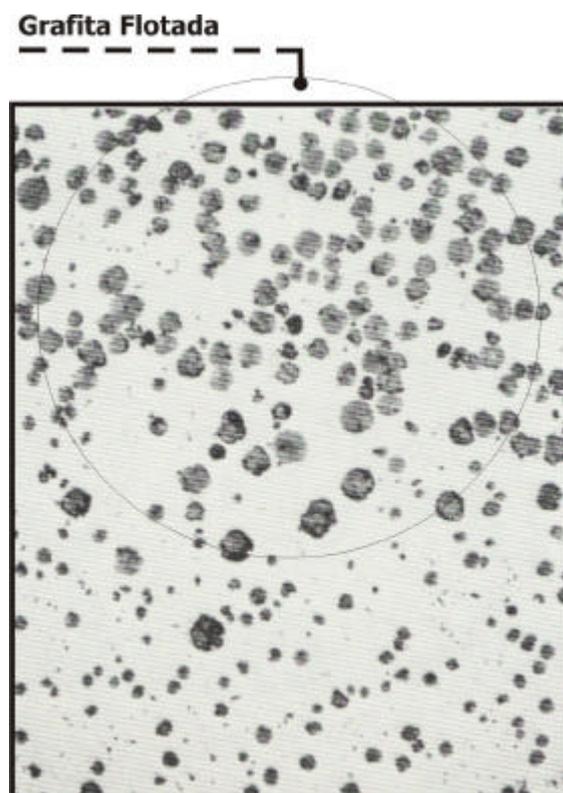


Figura 27 Flotação da Grafita 50x – sem ataque. [4]

A grafita em grumos ou grafita “chunky” está associada a resfriamento lento, em fundidos de sessões espessas ocorre nos centros térmicos das peças decorrentes de teores residuais muito baixos de elementos nodulizantes. Porém a composição química base, a adição de compostos grafitizantes e a própria liga nodulizante pode ter influência. A grafita em grumos provoca o decréscimo de ductilidade. Dentre as soluções para minimizar ou até eliminar a presença de grafita em grumos podemos citar: em peças espessas o carbono equivalente deve ser menor que 4,1%; o silício deve ser baixo (2,0 a 2,2%), com o uso do níquel o silício deve ser reduzido em 0,2 a 0,4%; em ferros fundidos nodulares austeníticos sem cério deve-se adotar a composição tal que satisfaça a equação:

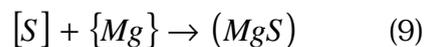
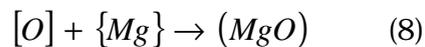
$C + 0,2Si + 0,06Ni \leq 4,4\%$  ; com matérias prima puras não usar cério; dos elementos que eliminam chunky (Pb, Cu, As, Te, Bi, Sb, B) usar o antimônio (adições de 0,002-0,005% Sb não afetam as propriedades mecânicas.); usar coquilhas ou areia zirconita ou cromita; usar inoculante com antimônio ou bismuto; inocular no jato ou no molde e usar inoculante sem cálcio. A tabela abaixo mostra alguns exemplos da ocorrência de grafitas em grumos segundo HASSE (1999).

Tabela 9 Exemplo de ocorrência de grafitas em grumos. [19]

<b>C (%)</b>	<b>Si (%)</b>	<b>C.E. (%)</b>	<b>Solid. (min.)</b>	<b>Resultados:</b>	<b>Eliminação com adição de:</b>
3,2-3,7	2,0-3,2	4,4	80-140	A quantidade de grafita em grumos aumenta com o teor de Si (2,0 - 3,2); C.E.=constante;	0,05 - 0,075 Sn (perlitizante);
3,44	2,91	4,4		A quantidade de grafita em grumos diminui com a adição de estanho (Sn) (perlitizante);	0,10 Sn;
3,5-3,6	2,5-2,6	4,3-4,4	30-130	Uso de coquilha, pequena adição de chumbo (Pb);	0,003 Pb
3,5-3,7	2,5-2,6	4,4-4,5		Adição de antimônio (Sb), mais efetivo durante a inoculação;	0,02 - 0,05 Sb
3,5-3,9	2,6-2,7	4,4-4,8		Adição de antimônio elimina grumos, em nodular ferrítico adição de chumbo (Pb);	0,004 Sb
3,7	2,3	4,4		Adição de chumbo (Pb) + antimônio (Sb) + bismuto (Bi) elimina a grafita em grumos;	0,013 Pb + 0,021 Sb + 0,009 Bi
3,5-3,6	3,0-3,3	4,6-4,7	70	Pequenos teores de boro (B) evitam a grafita em grumos;	0,004 - 0,005 B

Outra microestrutura anormal importante associada à solidificação dos ferros fundidos nodulares é chamada de drosses. A adição do magnésio no banho metálico é essencial na fabricação dos ferros fundidos nodulares. Entretanto o magnésio é um elemento bastante reativo, conseqüentemente, os ferros fundidos nodulares possuem maior tendência a formar escória que os ferros fundidos cinzentos ou maleável. A presença de drosses em um ferro fundido pode ser conseqüência de uma prática pouca adequada na prevenção de escórias. As drosses podem ser formadas do resultado da reação do magnésio dissolvido no

banho metálico com o oxigênio, como mostrado na equação 8, da reação do magnésio dissolvido no banho metálico com o enxofre, equação 9, podem ser resultado da escória presente no metal base, podem ser originárias de um fluxo turbulento de metal líquido no molde, drosses podem ser geradas no canal de distribuição quando a dinâmica do fluido causar escoamento turbulento, drosses pode também estar presentes na microestrutura se o metal líquido for vazado a uma temperatura baixa e algumas vezes drosses podem estar associadas com o inoculante não dissolvido ou parcialmente dissolvido. A prevenção de drosses nos ferros fundidos nodulares está associada na aplicação de técnicas adequadas na prevenção de formação de escórias.



A oxidação do magnésio e do silício na superfície do metal líquido nos ferros fundidos causam formação de um filme de silicato de magnésio, que subseqüentemente é revestido de grafita, particularmente em ferros fundidos nodulares hipereutéticos. Este efeito pode ser minimizado evitando-se magnésio residual, altos teores de carbono, com a retirada cuidadosa da escória do metal líquido após tratamento, utilização de sistemas de canais de distribuição adequados e altas temperaturas de vazamento. A figura 28 mostra Drosses em ferro fundido nodular.

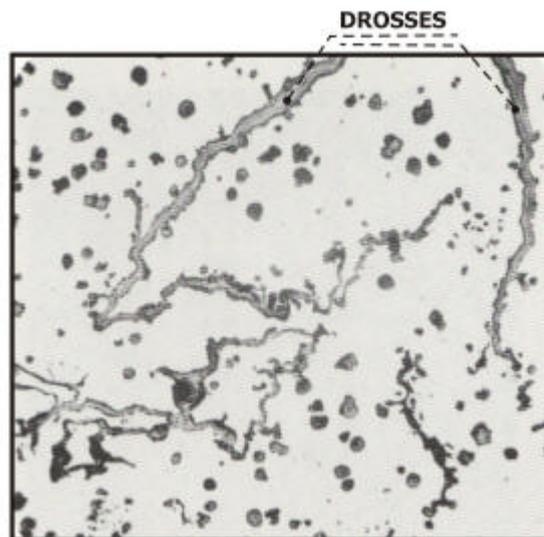


Figura 28 Oxidação do magnésio e silício na superfície do metal líquido 50x - sem ataque. [4]

A microestrutura dos ferros fundidos nodulares esfriados lentamente apresenta algumas peculiaridades. Com o aumento da seção transversal os nódulos diminuem em número e aumentam seu tamanho. Há uma diminuição da nodularidade e são verificadas mais grafitas vermiculares, grafitas spiky e formas explodidas de grafita. Em seu estudo BASUTKAR (1973) mostra que a grafita tipo spiky forma nas áreas de contornos das células quando o magnésio residual excede 0,10%.

A grafita de Widmanstätten é uma microestrutura anormal associada ao resfriamento após solidificação. A grafita de Widmanstätten pode ocorrer em ferros fundidos como resultado de uma contaminação por chumbo, geralmente em quantidades inferiores a 0,005%. Outros elementos conhecidos podem causar este problema. A grafita de Widmanstätten ocorre após a solidificação com a precipitação de átomos de carbono nos planos cristalográficos da grafita criando essa aparência pontuda. Esta forma de grafita está associada com regiões de steadita rica em fósforo, podendo ser controlada com a adição de terras raras como o cério. Portanto este tipo de grafita não é frequentemente encontrado em ferros fundidos nodulares. A presença da grafita de widmanstätten reduz as propriedades mecânicas do fundido, com grande redução na resistência à tração.

#### **2.3.4 Formação de Carbonetos**

No início do desenvolvimento dos ferros fundidos com grafita esferoidal os problemas mais críticos eram relacionados à obtenção de uma grafita suficientemente esferoidal e a formação de carbonetos eutéticos durante a solidificação, devido à presença de magnésio e as características de solidificação deste material. Segundo GEORGE (1993) os ferros fundidos nodulares possuem uma tendência na formação de carbonetos. A primeira razão está relacionada com a forma do nódulo, o qual apresenta a menor relação entre área e volume na superfície do nódulo. Essa área superficial limitada para a precipitação do nódulo de grafita durante a solidificação aumenta a tendência de formar carbonetos. Em adição a esta tendência, o principal elemento adicionado no tratamento de nodulização é o magnésio, um estabilizador de carbonetos. Outro fator importante é que a quantidade de enxofre nos ferros fundidos nodulares é propositalmente menor que 0,02% para facilitar a formação da grafita na forma

esferoidal. Por isso, o processo de inoculação se torna crucial na obtenção de uma estrutura livre de carbonetos. Mesmo depois de uma inoculação efetiva, o *fade* do inoculante pode ocorrer resultando na formação de carbonetos primários. A figura 29 mostra algumas porcentagens de carbonetos que podem ser encontradas na matriz dos ferros fundidos nodulares.

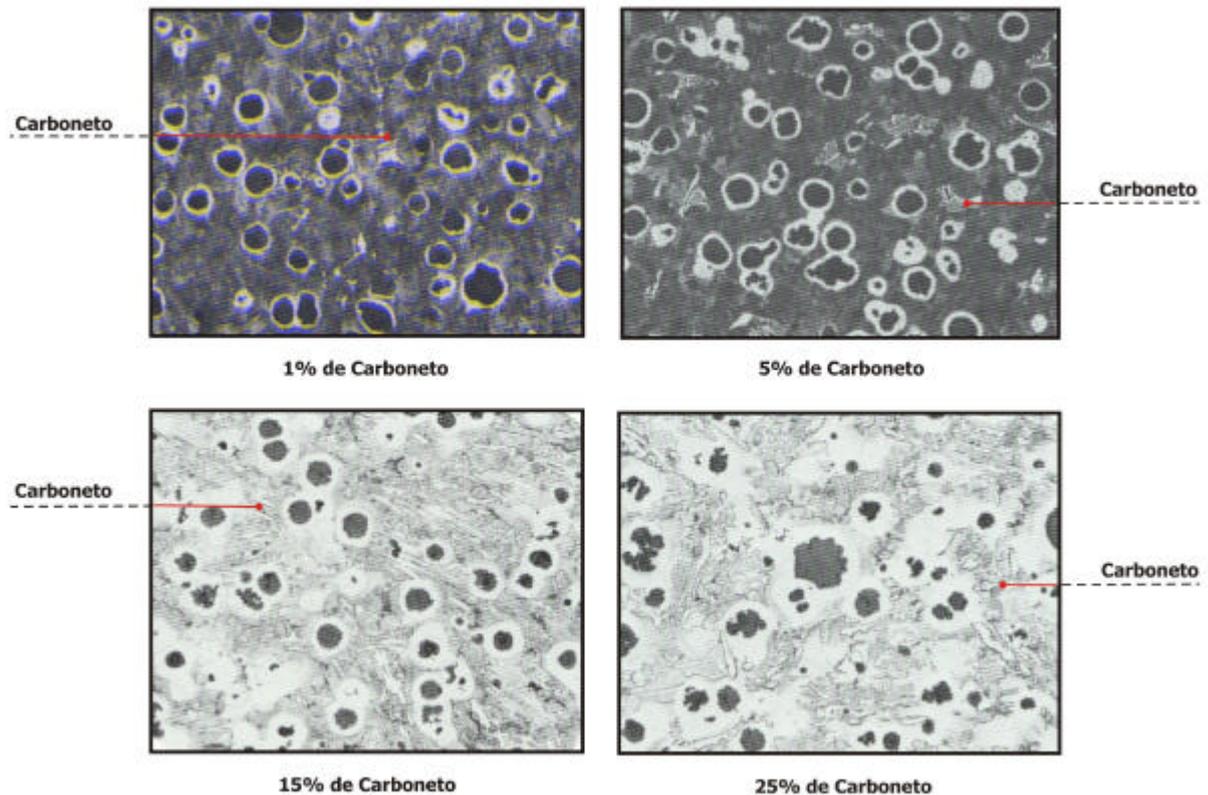


Figura 29 Carbonetos em quatro porcentagens escolhidas 100X - Nital 2%. [4]

HASSE (1999) mostra algumas curvas de solidificação dos ferros fundidos nodulares. A figura 30 caracteriza a curva de solidificação de um ferro fundido nodular com estrutura mesclada, que por consequência de uma inoculação deficiente ou resfriamento muito rápido ocasionou o aparecimento de carbonetos. A figura 31 a curva de resfriamento que fornece as condições para o aparecimento de carbonetos em contornos de células e a figura 32 mostra uma representação esquemática de uma curva de resfriamento, com efeito conjunto de segregação de elementos de liga que alteram o eutético estável e o metaestável, resultando em carbonetos em contornos de células.

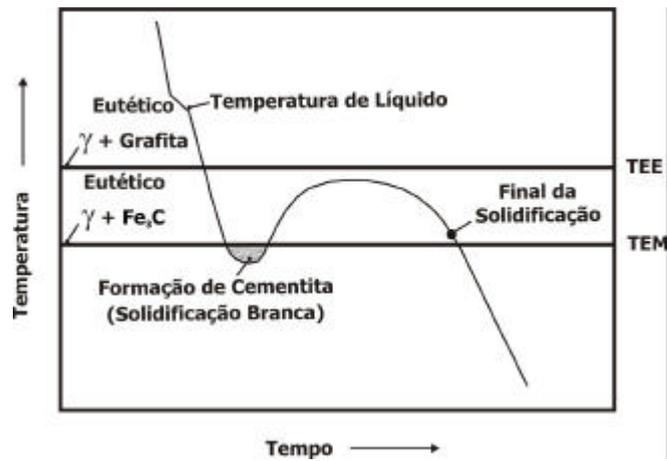


Figura 30 Solidificação com inoculação deficiente ou resfriamento muito rápido. [19]

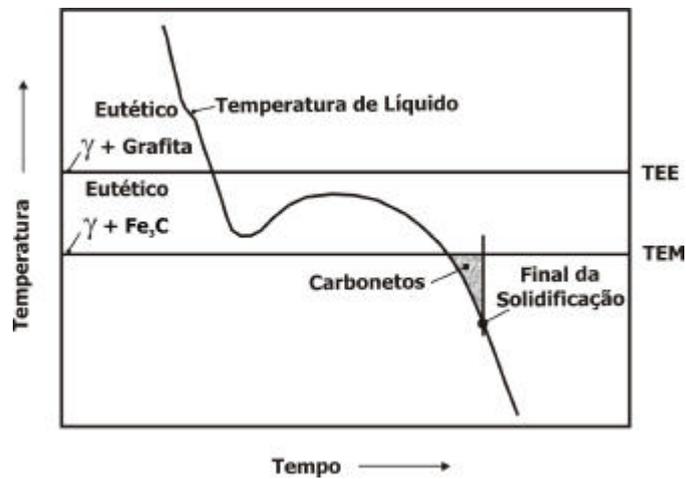


Figura 31 Resfriamento para formação de carbonetos em contorno de células. [19]

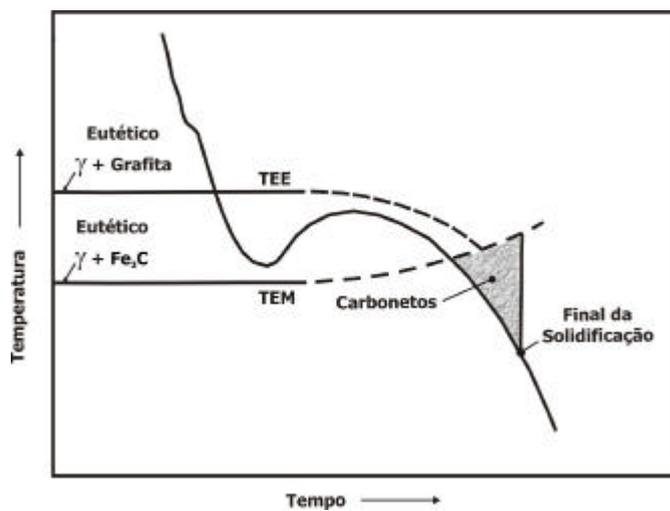


Figura 32 Resfriamento com efeito de segregação para formação de carbonetos. [19]

EVANS (1981), determinou em seu estudo alguns fatores que influenciam a ocorrência de carbonetos em seções transversais pequenas de ferros fundidos nodulares. Estas variáveis são: a espessura do fundido, a temperatura de vazamento, a quantidade de inoculante, a presença de pequenas quantidades de cério na liga de magnésio para nodulização, a quantidade de magnésio adicionado ao banho metálico e a quantidade de enxofre no metal base (antes do tratamento de nodulização). A formação de carbonetos é um problema muito conhecido na produção de peças fundidas. As áreas de extrema dureza resultantes da aparição significativa de quantidades de carbonetos dificulta a usinabilidade em diversos casos. Como resultado, a peça fundida deve sofrer tratamento térmico para dissolver os carbonetos e permitir o processamento deste material. Esse tratamento térmico para dissolver os carbonetos resulta em maior custo de produção e possível variação dimensional da peça tratada. Trabalhos recentes sugerem que o controle da formação dos carbonetos pode ser feito através de algumas técnicas no processamento do ferro fundido ao invés dos posteriores tratamentos térmicos. A redução significativa da quantidade de carbonetos pode ser obtida segundo: a redução da taxa de solidificação devido a seções transversais grandes ou temperaturas de vazamento altas; com o aumento da quantidade de inoculante; com o aumento do enxofre no metal base; com a adição de uma pequena quantidade de cério nas ligas de magnésio e com o aumento da quantidade de magnésio adicionado ao banho metálico em limites que aumentam a quantidade e a forma dos nódulos. Uma comparação entre as variações da quantidade de carbonetos formados e o número de nódulos mostra que uma quantidade alta de número de nódulos geralmente produz uma quantidade reduzida de carbonetos. Um estudo sobre a eficiência relativa de vários inoculantes comerciais mostrou as diferenças na habilidade de controlar a quantidade de carbonetos em peças fundidas. A inoculação em molde também se mostra efetiva na redução de carbonetos. A efetividade dos inoculantes varia com o tipo adicionado ao banho e será maior quando adicionado após o tratamento de nodulização.

A formação de carbonetos eutéticos em peças de ferro fundido nodular submetidos à baixa velocidade de resfriamento via de regra se verifica no centro térmico da peça ou em uma rede dispersa em toda seção. A pequena quantidade

de nódulos no centro da seção que aumenta as distâncias para a difusão do carbono e a segregação de elementos que promovem a formação de carbonetos são prováveis causas da ocorrência de carbonetos no centro térmico da peça. Portanto o coquilhamento inverso, como é conhecido na metalurgia, se caracteriza como um defeito aos quais carbonetos são formados nos centros térmicos das peças em oposição à superfície que está livre de carbonetos. A figura 33 mostra um coquilhamento inverso devido à inoculação deficiente.



Figura 33 Coquilhamento inverso devido a inoculação deficiente 250x – Picral. [4]

O controle das matérias primas utilizadas na fabricação, a obtenção de um número elevado de nódulos e o controle do magnésio residual possibilita a obtenção de peças espessas de ferro fundido nodular isentas de carbonetos eutéticos. A tabela 10 mostra alguns fatores que favorecem o coquilhamento inverso.

Tabela 10 Fatores que favorecem o coquilhamento inverso

<b>Fatores que Favorecem o Coq. Inverso:</b>	<b>Medidas Preventivas:</b>
Peças espessas;	Inoculação eficiente e resfriamento rápido;
Formas de cilindro ou esfera;	Alterar a geometria da peça;
Nodulares ligados são mais sensíveis;	Evitar altos teores de magnésio;
Concentração de: Ti, Cr, Mn, Mg;	Controle da matéria prima utilizada.

### 2.3.5 Efeito dos Elementos de Liga e Nocivos na Microestrutura

A adição excessiva de magnésio ou terras raras produz a grafita tipo V segundo ASTM (crab graphite). Este tipo de grafita também é verificado com a presença de alguns elementos nocivos. Apresenta-se em forma de nódulos de grafita degenerados contendo extensões finas na forma de espinhos. A adição excessiva de magnésio também produz uma quantidade grande de grafita escamosa (flake graphite) no contorno das células. A figura 34(a) mostra o efeito da quantidade excessivo de magnésio e terras raras na formação da grafita Crab e a figura 34(b) mostra a formação de um feixe de grafita escamosa (flake graphite) nos contornos de células.

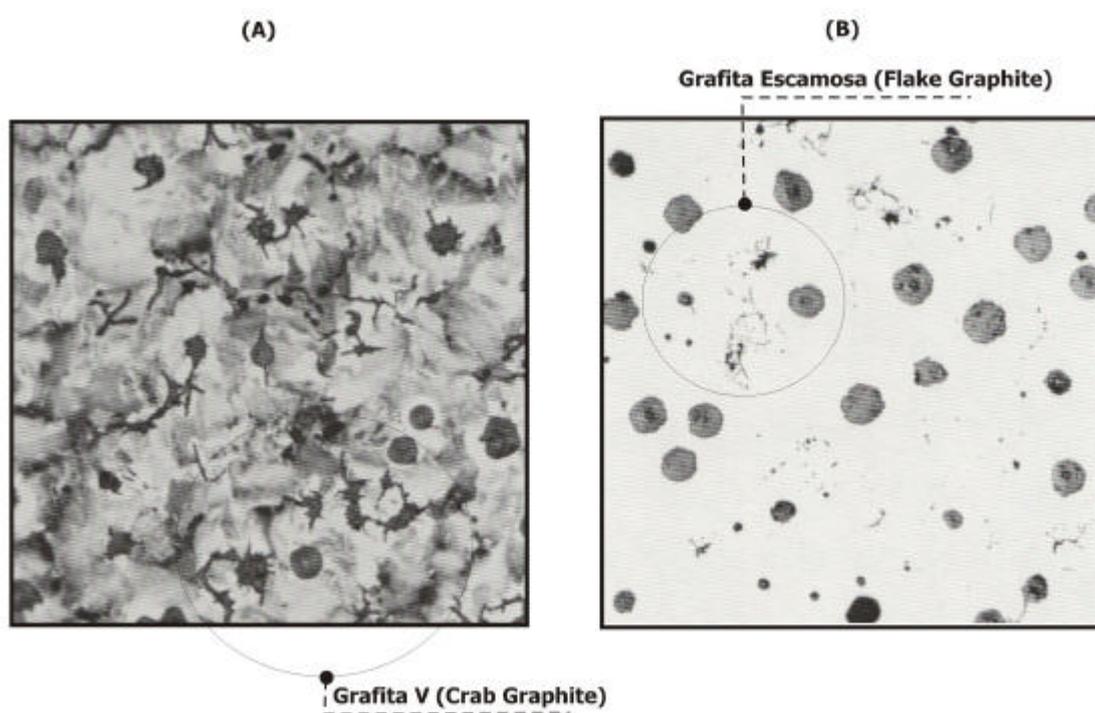


Figura 34 Efeito do magnésio e terras raras na microestrutura 100x – sem ataque. [4]

O estanho tem um grande poder na formação da perlita. Há um aumento considerável na quantidade de perlita em uma matriz com a adição de 0,02% de estanho, com 0,04% a matriz é completamente perlítica. Sem a presença de elementos subversivos o estanho adicionado em quantidades até 0,04% não possui efeito prejudicial a nodularidade. O elemento Arsênio possui efeito similar ao estanho, contudo para o mesmo efeito necessita-se duas vezes mais em

quantidade. O elemento cobre tem um efeito similar e se situa em uma posição intermediária entre o estanho e o arsênio. A figura 35(a) mostra para uma quantidade de 0,02% de estanho a matriz metálica (100x atacada com picral).

O Boro, o cromo, o manganês e o vanádio são estabilizadores de carbonetos. A formação de carbonetos está associada à quantidade de certos elementos de liga, taxas de resfriamento elevadas associadas a pequenas seções transversais e níveis de silício e carbono reduzidos no metal. É importante frisar que os carbonetos somente podem ser formados durante o processo de solidificação. A figura 36(b) mostra os carbonetos em uma matriz metálica (250X atacada com picral).

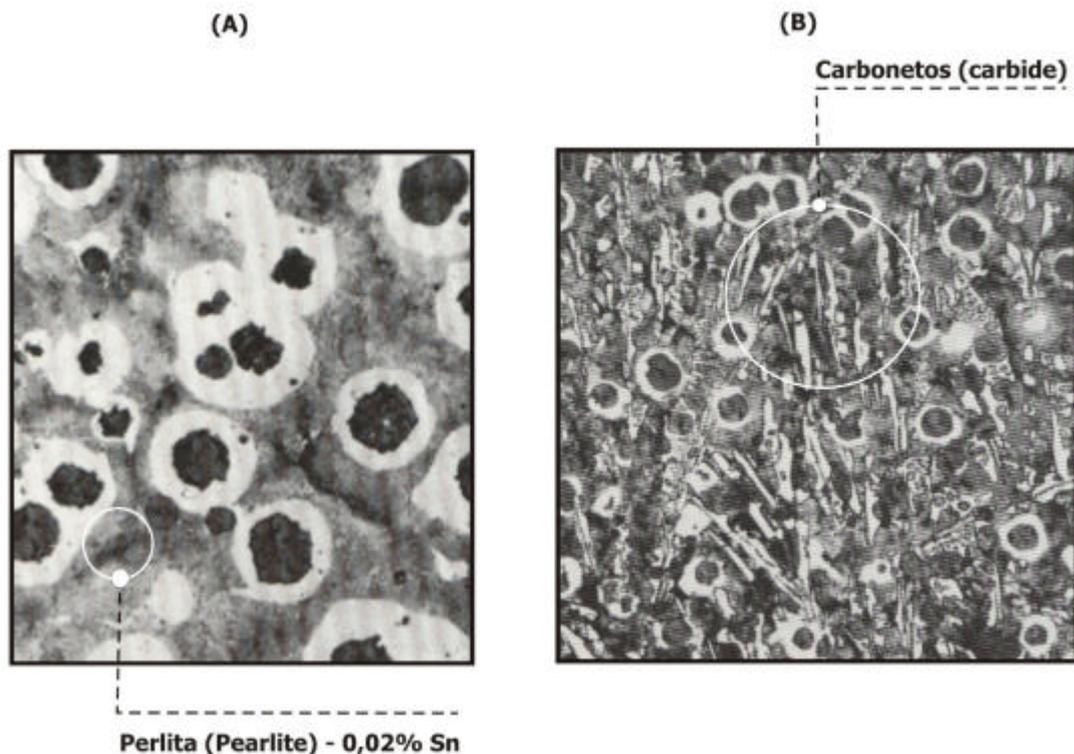


Figura 35 Efeito de elementos formadores de perlita e estabilizadores de carbonetos na microestrutura A) 100x – picral e B) 250x – picral. [4]

A contaminação do titânio em ferro fundido nodular produz nódulos irregulares junto com flocos. A eliminação do titânio ou a adição de terras raras corrigem esse problema. A figura 36(a) mostra uma matriz contendo 0,075% de titânio (100X sem ataque).

O elemento telúrio promove a formação da grafita vermicular. O telúrio é quimicamente similar ao enxofre, por conseqüência se combina com o magnésio e reduz sua efetividade na formação de grafita esferoidal. A figura 36(b) mostra um ferro fundido contendo 0,05% de telúrio e 0,03% de magnésio (100X atacado com nital).

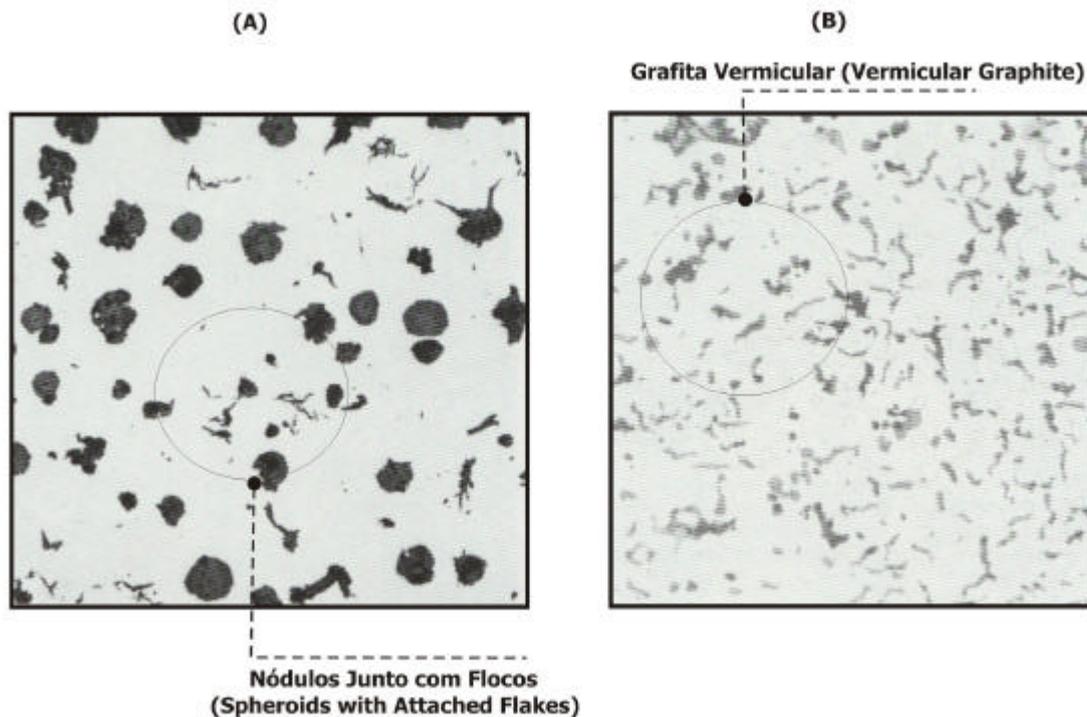


Figura 36 Efeito do telúrio e do titânio na microestrutura A) 100x - sem ataque e B) 100x - nital. [4]

O elemento fósforo em quantidades maiores que 0,08% produz altas concentrações de esteadita e fosfetos de ferro insolúveis. A esteadita é geralmente diferenciada da perlita pela sua aparência salpicada ou pontual. Essa microestrutura prejudica as propriedades mecânicas e pode ser eliminada por tratamento térmico. A figura 37(a) mostra uma seção com concentração alta de esteadita (150X atacada com nital).

O bismuto em quantidades na ordem de 0,003% começa a ter um efeito prejudicial, ao passo que para quantidades de 0,006% pode inibir completamente a grafita nodular. A quantidade de bismuto ao qual pode ser tolerada depende da taxa de resfriamento da peça fundida. Grandes quantidades de bismuto podem

ser mais toleradas em taxas de resfriamento rápido do que em taxas de resfriamento lento. A figura 37(b) mostra uma micrografia de um ferro fundido nodular com 0,003% de bismuto (200X atacada com picral).

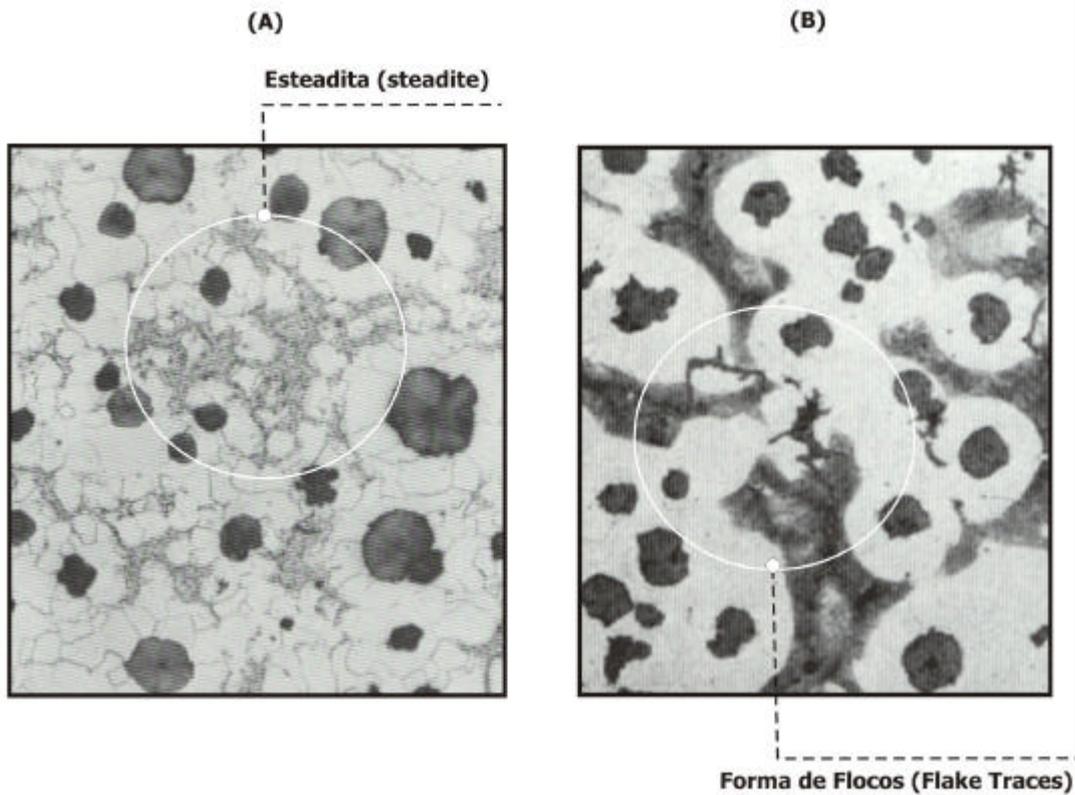


Figura 37 Efeito do fósforo e do bismuto na microestrutura A) 150x – nital e B) 200x picral. [4]

O elemento antimônio tem um efeito nocivo similar à do chumbo e do bismuto. O antimônio em quantidades em torno de 0,004% pode ter um efeito nocivo na produção de uma estrutura esferulite nodular. Com o aumento da quantidade de antimônio a tendência de formação de perlita é aumentada. A figura 38(a) mostra a micrografia de um ferro fundido nodular com 0,004% de antimônio (ampliação de 200X atacada com picral).

O magnésio do processo de nodulização contaminado com chumbo e antimônio geralmente apresenta um filme de flocos (flake film). Adicionam-se terras raras no banho metálico para prevenir a ocorrência desta estrutura. A figura 38(b) mostra um ferro fundido nodular com 0,0086% de chumbo e 0,0057% de antimônio (ampliação de 100X sem ataque).

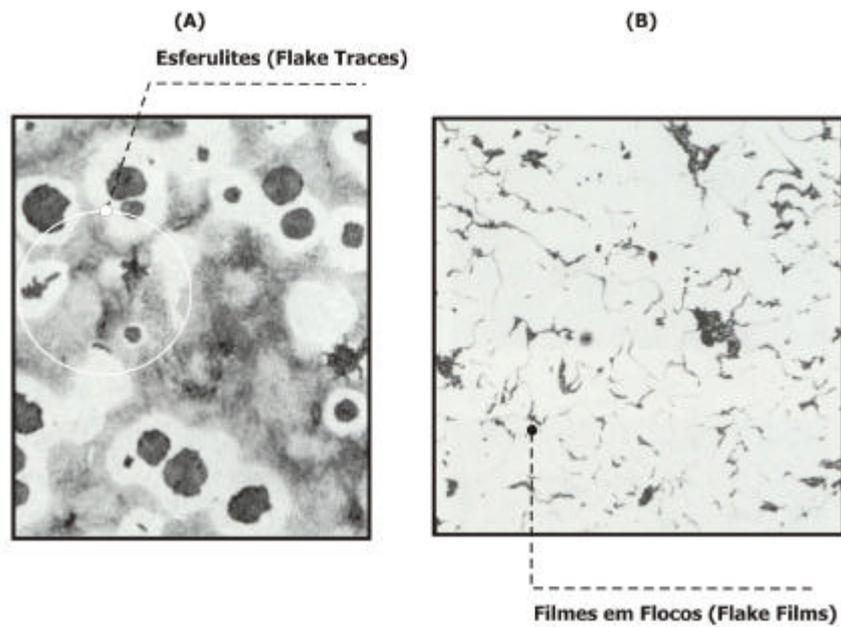


Figura 38 Efeito do antimônio e do chumbo na microestrutura A) 200x - picral e B) 100x - sem ataque. [4]

O elemento alumínio em quantidades superior a 0,1% pode formar grafita vermicular e afetar as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Terras raras podem ser usadas para neutralizar este efeito nocivo. A figura 39(a) mostra um ferro fundido nodular com 0,13% de alumínio (ampliação de 150X atacada com picral). A figura 39(b) mostra a microestrutura de um ferro fundido nodular com 0,44% de alumínio (ampliação de 150X atacada com picral).

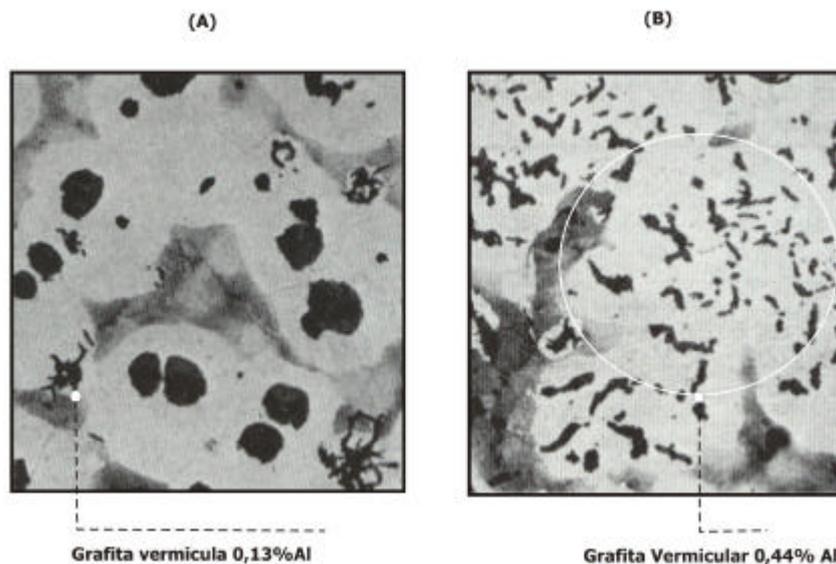


Figura 39 Efeito do alumínio na microestrutura 150x - picral. [4]

### 2.3.6 Efeito da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas

Nos ferros fundidos nodulares as propriedades mecânicas são alteradas pela estrutura da matriz metálica, ou seja, quantidade de perlita e ferrita, porosidade e carbonetos, presença de flotação de grafita, droses ou sulfetos, a forma dos nódulos, a quantidade dos nódulos, o tamanho dos nódulos também alteram o comportamento mecânico do material fundido.

Como visto anteriormente a formação da perlita é normalmente promovida por elementos como o manganês (Mn), estanho (Sn) e o cobre (Cu). Outros elementos, não usualmente encontrados em ferros fundidos nodulares, que promovem a formação de perlita são: o cromo (Cr), arsênio (As), vanádio (V), antimônio (Sb), bismuto (Bi), e nitrogênio (N). Com o aumento da quantidade de perlita aumentam as propriedades como o limite de resistência à tração, o limite de escoamento e a dureza, porém o alongamento é reduzido. Para um ferro fundido nodular perlítico ASTM 100-70-03, a resistência à tração mínima é de 700N/mm<sup>2</sup>, 420N/mm<sup>2</sup> de limite de escoamento mínimo, 2% de alongamento e valores de dureza entre 229-269HB. Ao passo que para um ferro fundido nodular ferrítico ASTM 65-45-12, a resistência à tração mínima é de 450N/mm<sup>2</sup>, 310N/mm<sup>2</sup> de limite de escoamento mínimo, 12% de alongamento e valores de dureza entre 156 à 217HB.

O número de nódulos e a nodularidade são identificados como fatores importantes nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. Nos ferros fundidos nodulares perlíticos, um alto número de nódulos aumenta o limite de resistência à tração. Enquanto nos ferros fundidos ferríticos, um alto número de nódulos aumenta o alongamento.

Conforme MARKS (1999), as propriedades dos ferros fundidos nodulares são sensíveis ao tamanho da seção transversal. As propriedades dos ferros fundidos de grandes seções transversais são resultados da deterioração do número, tamanho e forma dos nódulos, junto com a segregação de elementos formadores de carbonetos resultado das baixas velocidades de resfriamento. Em ferros fundidos nodulares ferríticos, o limite de resistência à tração é pouco afetado com o aumento da seção transversal, todavia há uma significativa redução na ductilidade. Nos ferros fundidos nodulares perlíticos o limite de resistência à tração é reduzido como o aumento da seção transversal, todavia a

baixa ductilidade não é afetada. As propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares de grandes seções transversais podem ser melhoradas com a adoção de uma prática de inoculação adequada, particularmente adotando técnicas de inoculação tardias. Outras medidas como a seleção de cargas contendo baixos níveis de elementos formadores de carbonetos e elementos que melhorem a forma e a quantidade de nódulos em seções de baixas velocidades de resfriamento podem melhorar as propriedades mecânicas. A tabela 11 abaixo mostra o efeito da sensibilidade à seção para ferros fundidos nodulares ferríticos e perlíticos.

Tabela 11 Efeito da sensibilidade à seção para ferro fundido nodular. [31]

Seção (mm)	Nodulares Ferríticos			Nodulares Perlíticos		
	Lim. Res. (MPa)	Lim. Esc. (MPa)	A (%)	Lim. Res. (MPa)	Lim. Esc. (MPa)	A (%)
45	425	288	23	648	386	4
150	425	285	18	571	363	3
300	386	283	7	494	340	2,5

SOUZA SANTOS (1976) mostrou em seu estudo que um dos maiores problemas na fabricação de peças espessas de ferro fundido nodular é a obtenção das propriedades mecânicas especificadas. Visto que a ocorrência de carbonetos eutéticos pode ser controlada com tratamentos térmicos subsequentes, o problema mais acentuado é a degeneração da grafita.

De acordo com ALBERTIN (1979), através de seu estudo sobre o efeito da forma da grafita nas propriedades dos ferros fundidos nodulares ferríticos e perlíticos, agrupou os materiais ferríticos ou perlíticos em três faixas de porcentagem de grafita vermicular: 0 a 5%, de 10 a 20% e de 25 a 50%. Dentro de cada faixa não se verificou correlação entre porcentagem de grafita degenerada e as propriedades mecânicas. Em todos os casos a propriedade mais afetada pela presença de grafita vermicular foi o alongamento, enquanto que os menores decréscimos relativos ocorreram para o limite de escoamento. Concluiu-se desta comparação que os materiais com mais de 80% de grafita nodular atendiam à maioria das especificações.

### **2.3.6 Efeito da Microestrutura nas Propriedades de Impacto**

Os principais fatores que afetam as propriedades de impacto dos ferros fundidos nodulares são a matriz metálica, a forma, o tamanho e a distribuição dos nódulos de grafita. Os elementos de liga adicionado ao ferro fundido nodular alteram as propriedades de impacto através das alterações microestruturais ou através do endurecimento da matriz por solução sólida. PETRY (1999) em seu estudo destacou que a quantidade dos elementos como: carbono, silício, fósforo e o manganês adicionado ao ferro fundido nodular são considerados fatores determinantes nas propriedades de impacto deste material. O efeito do carbono nas propriedades de impacto é pequeno se comparado com o efeito do fósforo e o silício. Com a diminuição do teor de carbono há uma diminuição da quantidade de nódulos na matriz e conseqüentemente um aumento da temperatura de transição frágil-dúctil. Os ferros fundidos com baixo teor de carbono possuem maior resistência de propagação de trincas do que os ferros fundidos com alto teor de carbono, motivo pelos quais altos valores de energia absorvida no impacto estão associados com baixos números de nódulos.

O aumento do silício no ferro fundido nodular atua de duas formas nas propriedades de impacto e o efeito final dependerá da inter-relação entre esses dois fatores. O primeiro fator diz respeito ao endurecimento da ferrita por solução sólida tornando-a frágil. Por outro lado o teor de silício favorece a matriz ferrítica que diminui a temperatura de transição e aumenta o patamar superior de energia. Os ferros fundidos nodulares com teores de silício baixo e uma matriz ferrítica obtida por recozimento possuem uma menor temperatura de transição com o mesmo patamar superior de energia se compararmos a ferros com maior teor de silício que são também ferríticos no estado bruto de fusão.

O fósforo aumenta a temperatura de transição frágil dúctil, mas afetam pouco na energia absorvida no patamar da região dúctil. O fósforo em ferros fundidos nodulares segrega para as regiões de fronteira das células, resultando na redução da resistência coesiva dos grãos, podendo causar fratura intergranular ou transgranular. Esse efeito será mais pronunciado para quantidades maiores de silício. Para teores até 0,05% o efeito fragilizante do fósforo não é sensível, todavia a partir de 0,08% em condições severas de solicitação ao impacto o efeito do fósforo torna-se crítico.

O manganês adicionado nos ferros fundidos aumenta a temperatura de transição frágil-dúctil. Isso acontece porque o manganês favorece o crescimento da perlita e a formação de carbonetos.

Outros elementos como: cobre, molibdênio e estanho baixam a tenacidade do material, ao passo que a adição do níquel provoca a diminuição das temperaturas de transição frágil-dúctil. A figura 40 mostra o efeito do silício, manganês e fósforo na resistência ao impacto de ferros fundidos nodulares.

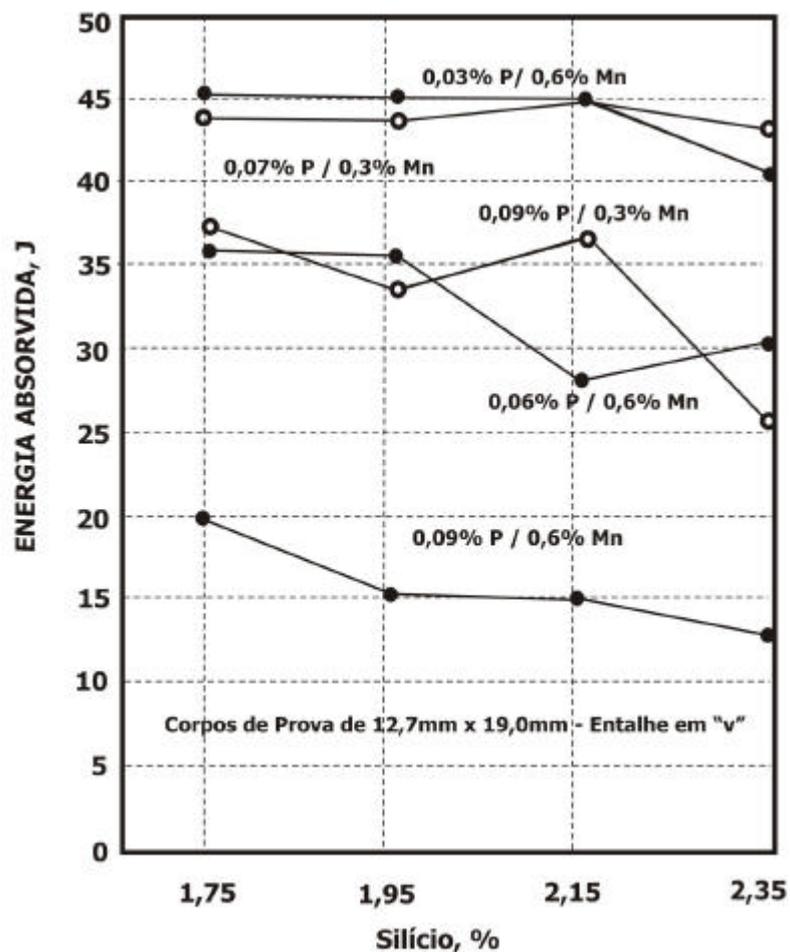


Figura 40 Efeito do Silício, Manganês e fósforo na resistência ao impacto dos ferros fundidos nodulares. [2]

A matriz metálica afeta as propriedades de impacto nos ferros fundidos nodulares. Com o aumento da quantidade de perlita há um aumento da temperatura de transição frágil-dúctil. O aumento da perlita em uma matriz metálica pode ser conseguido pela adição de elementos de liga ou por posterior

tratamento térmico de normalização, sendo que devido à redistribuição de solutos e homogeneização e refinamento da estrutura o tratamento térmico possui efeito menos prejudicial nas propriedades de impacto do que a adição de elementos de liga. O tamanho de grão da ferrita também afeta as propriedades de impacto. Um grão refinado diminui a temperatura de transição frágil-dúctil, contudo não há mudança no valor de impacto obtido na faixa dúctil. A figura 41 mostra a influência da microestrutura nas propriedades de impacto para um ferro fundido nodular no estado bruto de fusão.

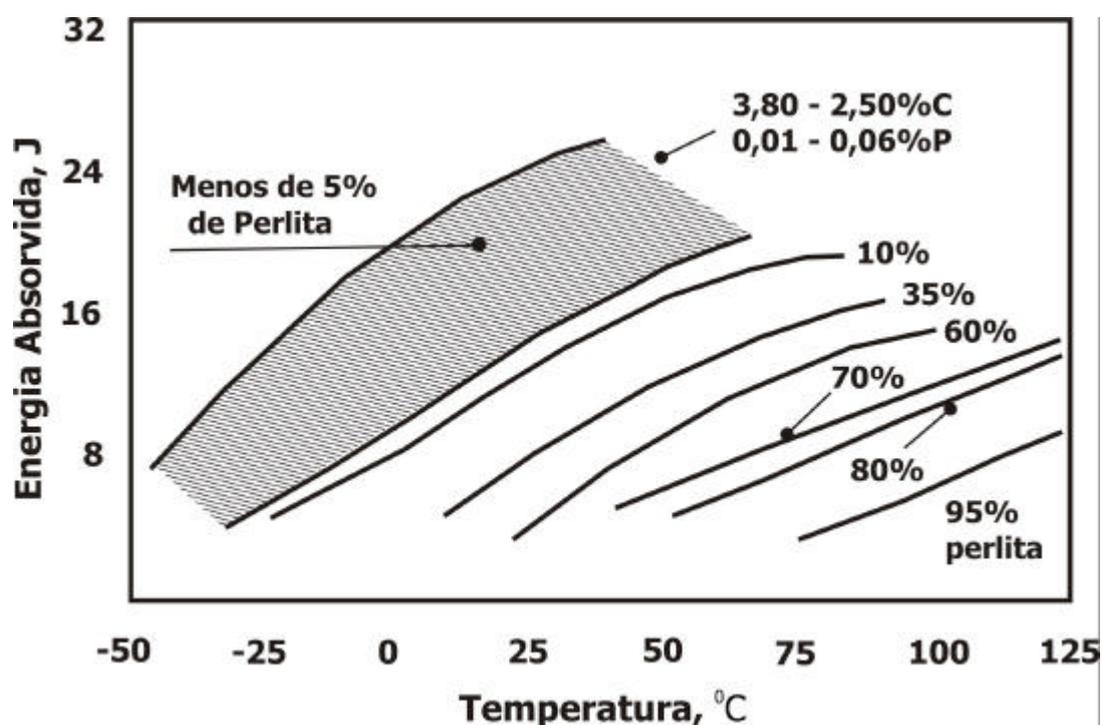


Figura 41 Influência da matriz nas propriedades de impacto. [37]

A alta resistência ao impacto e ductilidade dos ferros fundidos nodulares com nódulos bem formados, mínimo 90% nodularidade, depende da estrutura da matriz e a composição química. A temperatura de transição frágil-dúctil cai proporcionalmente com a diminuição do espaçamento entre os nódulos. Este fato é atribuído ao efeito da propagação das microtrincas que os nódulos de grafita possuem. Estudos mostram que a ponta da trinca fica plastificada quando atinge um nódulo de grafita evitando a clivagem generalizada. Se compararmos um aço fundido com um ferro fundido nodular com a matriz de mesma composição, podemos observar que o ferro fundido nodular apresenta maior tenacidade e

menores temperaturas de transição frágil-dúctil. Isto se verifica porque os nódulos agiriam como obstáculos de trincas por clivagem. PETRI (1999) mostrou o mecanismo de iniciação e propagação de trincas descritas por ELDOKY e VOIGT, que consiste em deformação plástica localizada nas regiões de matriz entre nódulos, resultando em microestricção, formação e coalescimento de microcavidades, ligações de várias microcavidades formando microtrincas e a ligação dessa com a principal. A deformação plástica começa primeiro em materiais de menor espaçamento entre nódulos de grafita. Visto que em ferros com pequena distância interpartículas, a ferrita está muito mais tensionada do que naqueles ferros fundidos nodulares com maior espaçamento. O aumento do número de nódulos resulta na diminuição do valor de energia absorvida no impacto no patamar superior. A figura 42 mostra as curvas de transição frágil-dúctil para ferros fundidos nodulares com diferentes espaçamentos entre nódulos.

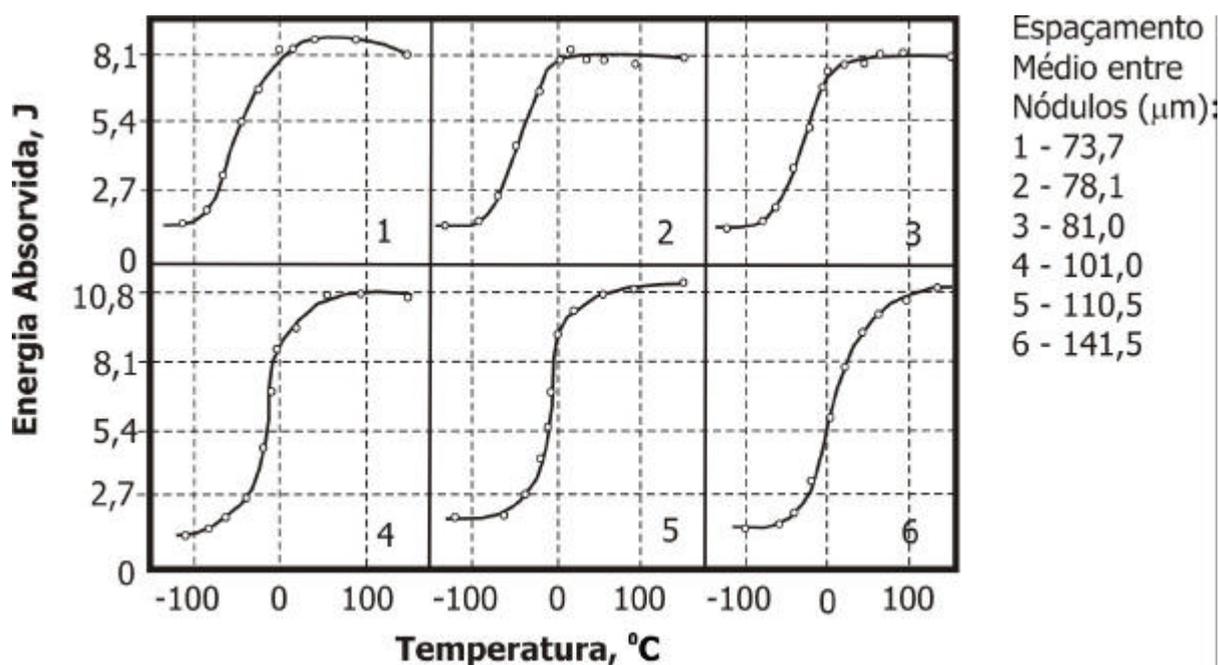


Figura 42 Energia absorvida para diferentes espaçamentos entre nódulos. [37]

NANSTAD (1975) em seu estudo sobre tenacidade estática e dinâmica de vários tipos de ferros fundidos nodulares concluiu que a presença e o tamanho do anel ferrítico em volta do nódulo, microestrutura “olho de boi”, é o fator que mais influencia no comportamento da tenacidade. A temperatura segundo o

autor também influencia na tenacidade, seguido do efeito da temperatura. Foi observado em todas as microestruturas que com o decréscimo da temperatura houve o decréscimo da tenacidade à fratura. A baixa nodularidade (80% de grafita vermicular) reduz a tenacidade à fratura, mas não necessariamente causa comportamento frágil. A quantidade de silício acima de 2,5% presente em uma estrutura bruta de fusão reduz consideravelmente a tenacidade à fratura. A tabela 12 mostra um quadro resumos dos fatores que alteram as propriedades de impactos para os ferros fundidos nodulares.

Tabela 12 Fatores que afetam as propriedades de impacto

<b>Fatores:</b>	<b>Mecanismos:</b>	<b>Propriedades de Impacto:</b>
<b>Composição</b>		
<b>Química</b>		
Carbono	↓ Carbono ↓ número de nódulos ↓ Número de nódulos	↑ Temperatura transição ↑ Resistência à propagação de trincas
Silício	↑ Silício ↑ Matriz ferrítica Endurecimento por solução sólida	↓ Temp. transição e ↑ Patamar energia superior. Fragiliza o material
Fósforo	↑ Fósforo Segrega p/ regiões fronteira células	↑ Temperatura transição Fratura intergranular ou transgranular
Manganês	↑ Manganês ↑ Perlita ↑ carbonetos	↑ Temperatura transição
<b>Matriz</b>		
<b>Metálica</b>		
Perlita	↑ Perlita	↑ Temperatura transição frágil dúctil ↓ Energia dúctil
Ferrita	Refinamento do grão	↓ Temperatura. transição
<b>Nódulos</b>		
Forma	Alto grau de nodularidade (min 90%)	Alta resistência ao impacto Boa ductilidade
Distribuição	↑ Nódulos ↓ espaçamento entre nódulos Bloqueio de trincas	↓ Temperatura. transição ↓ Energia absorvida no patamar superior

## 2.4 Análise de Imagem dos Ferros Fundidos Nodulares

A análise quantitativa da microestrutura é frequentemente necessária no controle das propriedades mecânicas do material fundido ou no controle de qualidade dos procedimentos adotados na fundição. Existem muitos métodos manuais, especialmente na determinação de área de fases e números de campos. A fração em volume de determinada fase também pode ser determinada por medições quantitativas da microestrutura.

A análise quantitativa da microestrutura se caracteriza por um procedimento trabalhoso e para altos níveis de confiabilidade são necessárias medições individuais. Motivo pelo qual, métodos de análise quantitativa não são largamente utilizados em indústrias de fundição exceto para contagem de nódulos e células. Os métodos geralmente utilizados na obtenção de valores numéricos nas fundições são feitos através das cartas de comparação, como, por exemplo, na contagem de células ou a simples estimativa, como por exemplo, o percentual de nodularidade. Ambos os métodos utilizados por operadores experientes podem ser considerados confiáveis, particularmente se forem feitas verificações freqüentes em relação a microestruturas padrões ao qual foi determinada por um método mais confiável.

A análise de imagem consiste em um método rápido e confiável que pode ser utilizado na análise quantitativa da microestrutura. Nos Estados Unidos alguns trabalhos estão sendo realizados a fim de substituir os métodos de avaliação visual da forma da grafita e percentual de nodularidade por métodos de análise quantitativa de imagem a fim de aceitar ou rejeitar o produto da fundição.

A *FOUNDRYMEN'S GUIDE TO DUCTILE IRON MICROSTRUCTURES* (1984), mostrou um trabalho experimental realizado pela BCIRA<sup>5</sup> como parte na avaliação da microestrutura através de analisador de imagem. O objetivo era determinar a conveniência na utilização de um analisador de imagens para ferros fundidos como instrumento na determinação da quantidade de ferrita, perlita e a forma, tamanho e distribuição da grafita. A discussão que se seguiu mostrou que a análise de imagem automática tem se mostrado um método bastante eficaz

---

<sup>5</sup> British Cast Iron Research Association

para reunir dados quantitativos simples em microestruturas de ferros fundidos nodulares e cinzentos. O trabalho descreveu a confiabilidade e a velocidade de análise na determinação da matriz e o número de nódulos. No entanto como em outras formas de análise metalográfica, o uso de analisador de imagem pode estar susceptível a erros de amostragem. Portanto é importante garantir que a amostra a ser analisada provém de uma parte representativa do fundido. Na preparação de uma série de micrografias, o erro da amostragem é eliminado na análise de áreas específicas. O analisador de imagem diferencia as fases presentes pelo grau de contraste, e em teoria irá diferenciar o número de fases pelos diferentes graus de cinza. Na prática a diferenciação entre grafita e perlita é difícil, por essa razão se torna necessário à análise de grafita sem o ataque e a perlita com o ataque químico. Outra dificuldade do analisador está na diferenciação entre uma amostra com um bom polimento e ataque químico de outra com um polimento e ataque químico insatisfatório. Por esta razão a preparação metalográfica deve ser feita de forma a garantir confiabilidade na análise.

De acordo como VIEIRA (2001), há uma tendência do uso de analisadores automáticos ou semi automáticos na análise quantitativa da microestrutura. Em comparação com o método tradicional de contagem por pontos (*point counting*), podemos citar as algumas vantagens. A primeira é a obtenção de um grande número de dados estatísticos por campo medido, como exemplo a fração em área. Para uma típica aquisição digital com câmera, a quantidade de números de pontos por amostragem varia entre  $10^5$  e  $10^7$ , para um método de contagem por pontos com uma grade de  $10 \times 10$  temos 100 pontos. Outra vantagem está relacionada com a velocidade de aquisição de dados. Um campo típico é processado em segundos em contraposição aos minutos necessários em um método manual tradicional. Por consequência de uma maior quantidade de campos medidos, há uma melhora natural dos dados estatísticos envolvidos no processo de medição. Além de medir facilmente parâmetros como fração em área, o analisador automático de imagem possibilita a medição de parâmetros que seriam impossíveis de medir através de métodos manuais. Parâmetros simples como fração em área são trabalhosos por métodos manuais e de simples obtenção para o analisador de imagem. Muitos outros parâmetros como

tamanho, forma e texturas também podem ser obtidos por analisador de imagem.

O desenvolvimento da funcionalidade dos softwares em conjunto com o crescimento da automação dos microscópios e métodos de aquisição digital estão contribuindo com o aumento rápido na utilização do analisador de imagem para avaliação microestrutural. Todavia, está se dando pouca atenção relativa à propagação de erros e incertezas envolvidas no processo de mediação. A tabela 13 mostra as principais vantagens e aplicações do analisador de imagens.

Tabela 13 Vantagens e aplicações do analisador de imagens

<b>Vantagem do Analisador:</b>	<b>Aplicações mais Comuns:</b>
Produtividade;	Tamanho de Grão;
Confiabilidade;	Porosidade;
Repetitividade;	Medida de dimensões;
Facilidade de uso;	Nodularidade;
Facilidade de trabalhar imagens;	Forma de Partículas;
Apresenta uma rotina de trabalho.	

A análise de imagem automática nas indústrias de fundição está encontrando espaço em aplicações de controle de qualidade como: a contagem, forma e tamanho dos nódulos. Com o desenvolvimento de métodos de ataque especialmente desenvolvidos para aumentar o contraste entre as fases, a análise de imagem poderá também se tornar um instrumento no controle de qualidade da matriz metálica. Visto que se trata de um método rápido e confiável de análise.

#### **2.4.1 Análise de Imagem da Matriz Metálica**

O princípio de análise na matriz metálica está na diferenciação das características baseando-se em níveis de cinza (0-225). A intensidade de luz em cada ponto é medida para diferenciar as fases presentes. Os sinais vindos dos pontos são analisados e sua percentagem é calculada pelo software. Este tipo de equipamento requer um alto investimento inicial, porém oferece altas velocidades de ensaios e maior reprodutibilidade nos resultados. Contudo, a habilidade de

identificar áreas de perlita ou ferrita é controlada pelo julgamento do operador, que determina os níveis de intensidade ao qual irá diferenciar as estruturas presentes.

A análise de imagem da matriz metálica, ou seja, a análise da quantidade de perlita ou ferrita através de analisador de imagem tem seu início em uma criteriosa preparação metalográfica. Problemas básicos como a quantidade irregular de iluminação pode ser corrigida na etapa de pré-processamento, onde outros melhoramentos podem ser adotados, como o ajuste do contraste e do realce. O passo seguinte trata-se do processo de segmentação, onde o objeto de estudo é distinguido de outros planos e planos de fundo. O tipo de segmentação mais simples depende de uma escala de cinzas para diferenciar os objetos a serem estudados do plano de fundo. Então o comando *threshold* (limiar) é determinado e cada *pixel* na imagem com intensidade sobre o *threshold* é considerado parte do objeto de estudo. Dentro da escala de cinza, os *pixels* de interesse estão próximos do branco (225), enquanto os *pixels* de fundo se apresentam próximos do preto (0), criando assim a chamada imagem binária. A imagem binária atua como uma máscara para a imagem original, definindo onde o objeto de interesse se localiza. Todas as medições de tamanho, forma, quantidade e posição são feitas através da imagem binária. Existem métodos manuais e automáticos para a escolha do nível de *threshold*. No método manual, o operador observa o resultado na imagem binária enquanto o *threshold* está sendo mudando. Para evitar influências o operador olha somente a imagem original e a imagem binária enquanto mudando o *threshold*. O método automático é utilizado para meios de comparação. Não existem incertezas envolvidas na sua utilização. Para uma dada imagem, utilizando um método automático o resultado será sempre o mesmo. Entretanto deve-se considerar um erro sistemático. Em certos casos o processo de segmentação necessita do uso de alguma forma de pós-processamento para corrigir alguns defeitos na segmentação. Isso normalmente acontece para corrigir alguma distorção morfológica, como por exemplo, pontes existentes entre partículas. O analisador de imagens possui funções para melhorar distorções morfológicas, dentre as operações mais utilizadas podemos citar: *erosion*, que remove camadas ao redor das bordas dos elementos selecionados. O comando *Trap*, que é usado para

remover pequenas partículas do plano original para outro destino. Outros operadores de morfologia como: *opening*, *closing* e *smooth* também são utilizados para melhorar a segmentação. Finalmente a fração em área da ferrita ou da perlita é determinada baseada no total de *pixels* para esta fase (fase clara é a ferrita). A figura 43 mostra uma típica seqüência de processamento e análise de imagem. A figura 44 mostra o comando *threshold* em uma microestrutura de ferro fundido nodular atacada com nital 2% e com um aumento de 200x.



Figura 43 Típica seqüência de processamento e análise de imagem. [46]

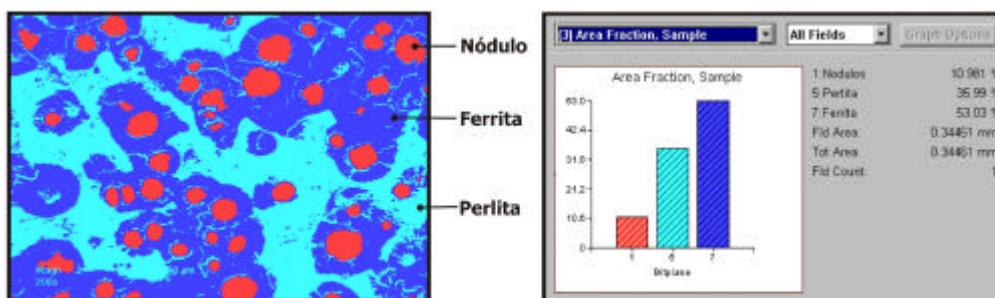


Figura 44 Máscara determinada pelo *threshold* para diferenciar fases

VIEIRA (2001) estudou a propagação de erros e incertezas de medição na análise microestrutural de um aço 1020 e um aço 1040 com analisador de imagens. Segundo o autor, as incertezas propagadas pelo analisador de imagens que possuem influência nos resultados são: o *threshold* na segmentação da imagem com 0,5219% para uma aço 1020 e 0,5196% para um aço 1045. O erro

sistemático no método manual da escolha do *threshold* com 2,35% para um aço 1020 e 6,95% para um aço 1040 e o erro sistemático para o método automático da escolha do *threshold* com 3,80% para um aço 1020 e 9,65% para um aço 1040.

#### **2.4.2 Análise de Imagem da Grafita**

Alguns nódulos de grafita em um ferro fundido nodular apresentam-se de forma esferoidal, outros na forma de esferóides. A nodularidade da grafita, o tamanho e a quantidade de nódulos afetam as propriedades mecânicas, incluindo o limite de escoamento (YS), o limite de resistência à tração (UTS) e o alongamento. Razão pela qual se torna necessário no controle de qualidade a análise da morfologia da grafita. Os métodos utilizados nas fundições para avaliar a nodularidade da grafita são: a classificação visual e a análise quantitativa da nodularidade.

Em pequenas fundições, onde o analisador de imagens não está presente, a nodularidade é avaliada por comparação com uma carta padrão, em geral da American Foundrymen Society. Este método requer tempo e experiência do operador.

Com o desenvolvimento dos analisadores de imagem modernos, a microestrutura dos materiais pode ser facilmente gravada como imagens digitais para posterior processamento numérico. O princípio de análise de imagem da grafita também está baseado na diferenciação entre níveis de cinza (0-225). A seqüência típica de análise de imagem e os procedimentos adotados para quantificar a matriz metálica são verificados na análise de imagem da grafita. Através da imagem binária no processo de segmentação podemos medir: tamanho, forma, distribuição e nodularidade de uma amostra de ferro fundido nodular.

A análise da nodularidade da grafita, em geral inclui dois passos. Primeiro, o analisador avalia a esfericidade de cada partícula de grafita em um determinado campo. Esta análise está baseada na área ou perímetro da partícula. Segundo, o limite de esfericidade é estipulado, por exemplo, esfericidade  $\geq 0,625$ , então a nodularidade será expressa pela área total das partículas medidas com a esfericidade acima do limite determinado dividido pelo

total das partículas medidas, como expressa a equação 6. A figura 45 mostra uma representação esquemática do método de nodularidade onde a esfericidade é definida através da área da partícula pela área do círculo imaginário em volta da partícula.

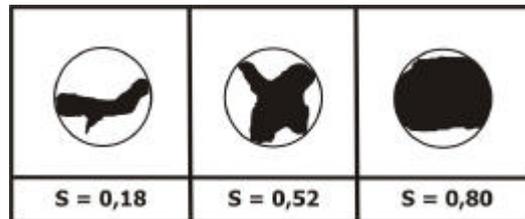


Figura 45 Esfericidade de uma partícula de grafita. [45]

O tamanho e a distribuição da grafita em um matriz metálica pode ser medido pelo analisador de imagem através das medições das características e as medições de campos respectivamente. As medições de características, que mede cada partícula separadamente e fornece os dados estatísticos e gráficos de distribuição para a medida selecionada, são obtidas pelo comando *Feature diameter*. Enquanto que as medições de campo adicionam todas as medidas individuais das partículas no campo de medição e fornece o valor total. O valor da distribuição da grafita é dado pelo comando *Field Number/Área*, que calcula o número de partículas por unidade de área, fornece uma medição para cada campo medido e todas as partículas devem estar separadas por pelo menos 1 *pixel* para serem contadas separadamente. São recomendadas no mínimo cinco medições para validar as análises estatísticas e assegurar a confiabilidade dos resultados. A figura 46 mostra o comando para a medição do tamanho dos nódulos de grafita.

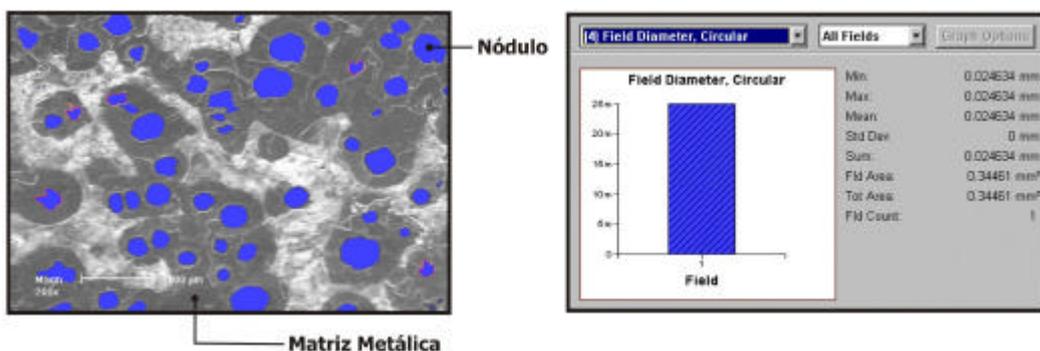


Figura 46 Comando para o tamanho dos nódulos de grafita

WHITE (1981) buscou comparar três métodos aceitos na indústria para a caracterização da nodularidade em ferros fundidos nodulares. Segundo a comparação do autor os métodos de simples estimacão, contagem por grade e análise de imagem possuem vantagens e desvantagens. Para o método de simples estimacão é necessário um tempo de preparacão mínimo das amostras e os resultados são rápidos, todavia a reprodutibilidade é baixa em funcão da variacão na performance do analista. O método de contagem por grade fornece mais reprodutibilidade nos resultados, porém é o método que consome mais tempo de análise e depende da proficiência do analista. O método que utiliza a análise de imagem é o que apresente maior reprodutibilidade e menor influencia externa, entretanto necessita da experiencia do operador para diferenciar as partículas existentes para não perder informacão importante na análise.

LU (1999), estudou o método fractal aplicado na medida de nodularidade usando números de esfericidade ( $\beta$ ) e aspereza ( $D$ ). Um dos primeiros métodos de análise fractal usando analisador de imagem não apresentava confiabilidade porque a mediçã baseava-se em contagem dos *pixels*. O princípio de mediçã como mostrado na figura 47, dependia exclusivamente do tamanho dos *pixels*. Para uma baixa magnificacão, os *pixels* eram grandes e muitos detalhes da forma da grafita não eram apresentados de forma conveniente. A equaçã 10 descreve a mediçã do perímetro de um nóculo irregular em funcão do tamanho dos *pixels*.

$$P = P_E \times d^{D-1} \quad (\delta_m < \delta < \delta_M) \quad (10)$$

Onde:  $P_E \Rightarrow$  Perímetro medido;

$P \Rightarrow$  Perímetro verdadeiro;

$\delta \Rightarrow$  Tamanho do *Pixel*;

$D \Rightarrow$  Dimensã fractal ( $1 \leq D \leq 2$ ).

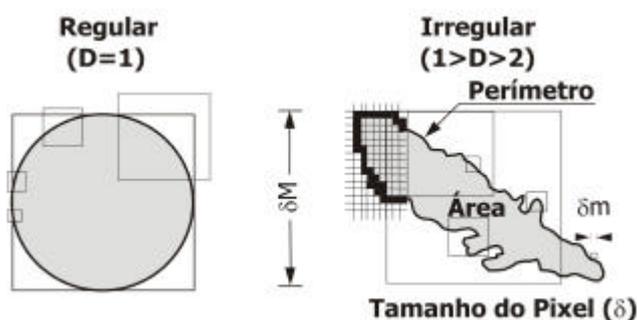


Figura 47 Mediçã do perímetro dependente do tamanho do *pixel*. [45]

O método fractal desenvolvido pelo autor usa dois parâmetros com magnificação independente pra descrever a nodularidade do ferro fundido. A aspereza (dimensão fractal) compreendida entre  $1 \leq D \leq 2$  descreve a complexidade do contorno para o nódulo (liso ou áspero). Para o valor  $D = 1$  o nódulo é apresentado na forma lisa. Enquanto que a esfericidade ( $\beta$ ), compreendida entre  $0 \leq \beta \leq 1$  descreve se a forma geral da grafita é aproximada ou não da forma de uma esfera. Para o valor de  $\beta = 1$  o nódulo é apresentado na forma esférica. Através deste conceito pode-se desenvolver um mapa de nodularidade para descrever várias formas de grafita usando duas grandezas adimensionais. A figura 48 mostra uma representação esquemática do mapa fractal usado na análise da nodularidade de um ferro fundido. São apresentadas várias formas de grafita para valores de aspereza ( $D$ ) e esfericidade ( $\beta$ ).

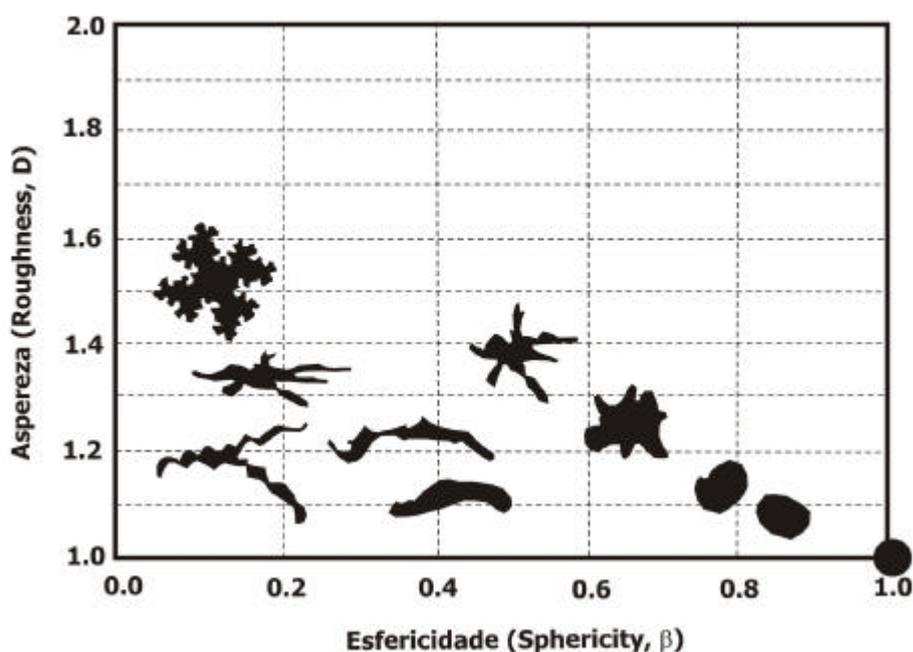


Figura 48 Representação esquemática do mapa fractal. [45]

Conforme o mapa fractal podemos definir a posição  $\beta = 1$  e  $D = 1$  com sendo uma perfeita esfera lisa. Com a aspereza apresentando um valor próximo de um ( $D = 1$ ) e com a diminuição dos valores de esfericidade, a grafita se apresenta de forma mais alongada com derivações não esféricas. A área  $1 < D < 2$  representa as formas de grafita menos regular. Quanto mais alto os valores de  $D$ , mais

complexa são os contornos da grafita (maior aspereza). O campo superior esquerdo do mapa fractal representa a pior possibilidade na forma da grafita. O mapa fractal mostra uma distribuição perfeita das medidas de nodularidade. Os resultados preliminares deste estudo mostraram que as medidas de nodularidade através do mapa fractal apresentam boa correlação com o limite de escoamento e com o limite de resistência à tração, entretanto uma correlação satisfatória para o alongamento.

## 3. MATERIAL E MÉTODOS

A influência das variáveis do processo de fundição contínua na microestrutura e nas propriedades mecânicas das barras fundidas foi investigada adotando as seguintes estratégias:

a) Caracterização qualitativa das barras fundidas através da análise metalográfica com o objetivo de determinar as posições preferenciais de formação de formas de grafita e microestruturas anormais;

b) Caracterização quantitativa da barra fundida através da análise metalográfica com o objetivo de determinar os tipos, tamanhos e formas da grafita e o gradiente microestrutural nas barras fundidas;

c) Ensaios mecânicos de impacto e dureza em posições determinadas a fim de correlacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas da barra fundida.

Os procedimentos específicos de cada item anterior serão descritos a seguir.

### 3.1 Material

Neste projeto utilizou-se barras de ferro fundido nodular classe ASTM 65-4512 produzidas por fundição contínua pela Fundição Tupy S.A. em Joinville SC. As barras foram fundidas nos diâmetros de 50, 100 e 150mm.

### 3.1.1 Análise Química

A análise química das barras fundidas (50, 100 e 150mm) foi realizada em três regiões distintas (superfície (S), meio raio (MR) e centro (C)), conforme mostra a figura 49.



Figura 49 Representação esquemática das posições analisadas.

As análises químicas foram feitas pela Fundição Tupy S.A. e os métodos utilizados na determinação da quantidade dos elementos estão descritos na tabela 14.

Tabela 14 Métodos utilizados na análise química

<b>Método de Análise Química:</b>	<b>Elementos:</b>
Espectrômetro - emissão óptica	Molibdênio, níquel, estanho e antimônio
Combustão	Carbono e enxofre
Via úmida - gravimetria	Silício
Via úmida - volumetria	Manganês e fósforo
Absorção atômica	Cromo, cobre e magnésio

## 3.2 Métodos

Com o propósito de fazer o mapeamento da microestrutura das três barras de ferro fundido nodular por fundição contínua e correlacionar com as propriedades mecânicas foram utilizadas as seguintes técnicas de análise: Caracterização microestrutural qualitativa, caracterização microestrutural quantitativa, ensaios de impacto e ensaios de dureza.

### 3.2.1 Caracterização Microestrutural Qualitativa

A análise microestrutural qualitativa para os diâmetros de 50, 100 e 150mm foram feitas com o objetivo de determinar as posições preferenciais de microestruturas anormais. As microestruturas anormais avaliadas estão relacionadas quanto à forma da grafita: flotação de grafita, grafita em grumos, explodida e alinhamento de grafita e quanto à estrutura da matriz: coquilhamento inverso, níveis de rechupe e a presença de drosses.

Cada diâmetro foi cortado em oito partes simétricas e analisados da superfície ao centro em campos com distâncias de 5mm. A figura 50 e 51 mostram as três barras cortadas simetricamente e a figura 52 mostra a metodologia adotada para análise microestrutural qualitativa.

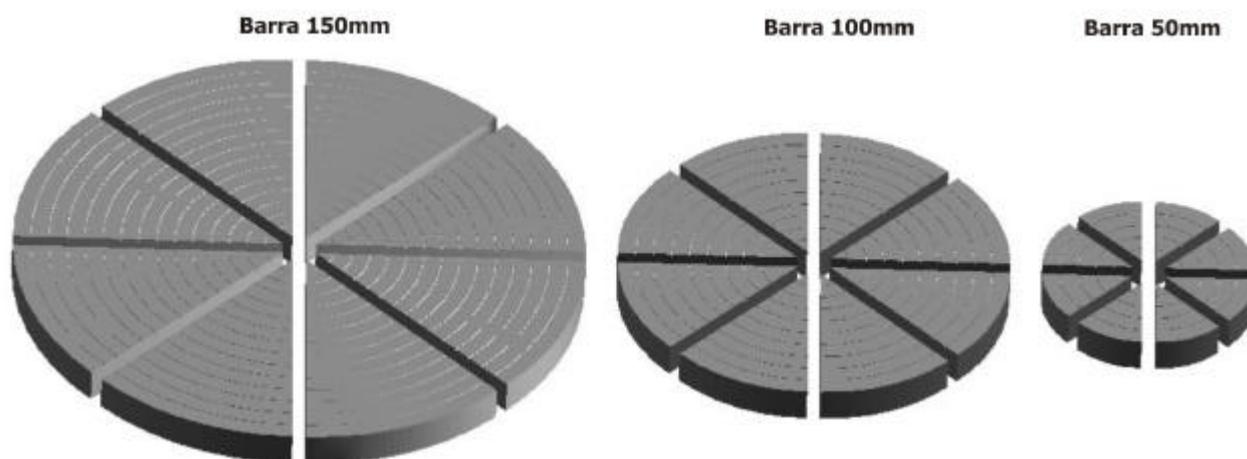


Figura 50 Esquema das três barras cortadas.



Figura 51 Detalhe das barras cortadas

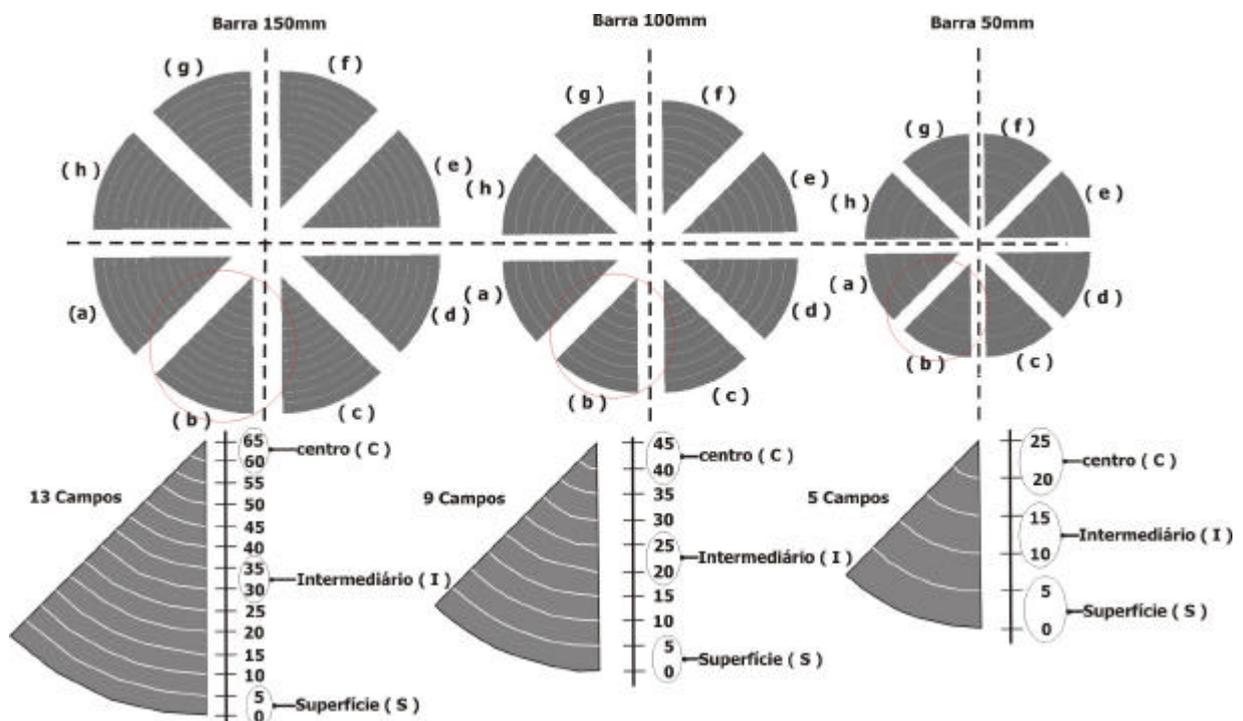


Figura 52 Metodologia de análise quantitativa e qualitativa para as três barras.

As amostras foram preparadas metalograficamente seguindo as seguintes etapas:

- Lixamento mecânico com lixas de granulometria variando de 120 a 600;
- Polimento mecânico com pasta de diamante granulometria de 3 e  $1\mu\text{m}$ ;
- Ataque com nital 2%.

A análise qualitativa foi feita em todos os campos para os três diâmetros com um aumento de 100x para obter o mapa completo das microestruturas anormais e suas posições preferenciais.

### 3.2.2 Caracterização Microestrutural Quantitativa

A metalografia quantitativa realizada através de microscópio ótico acoplado ao analisador de imagens foi utilizada para avaliar: porcentagem de ferrita e perlita, grau de nodularização, número de nódulos, forma e tamanho dos nódulos segundo as normas ASTM e VDG. O analisador utilizado foi o Image Pró-Plus da Media Cybernetics modelo 4.1.0.0. Para cada campo foram feitas oito imagens aleatoriamente escolhidas para a quantificação. A figura 52 mostra a metodologia adotada para a análise quantitativa das três barras.

Em cada campo as oito imagens aleatoriamente escolhidas utilizaram o método automático da escolha do *threshold*. A análise do número de nódulos, quantidade dos nódulos e tamanho dos nódulos foi feita sem ataque com aumento de 200x. Enquanto que a análise da porcentagem da matriz metálica foi feita com ataque (nital 2%) e aumento de 200x. Na análise do nódulo de grafita, após a utilização do *threshold* automático nas oitos imagens para cada campo, o analisador de imagens, através das Macros leva as imagens para uma planilha no excel que separa os nódulos segundo o fator de esfericidade ( $S > 0,625$  conforme figura 22) para analisar somente nódulos tipo I e II maiores que  $10\mu\text{m}$ . Adicionalmente, o tamanho dos nódulos são classificados segundo as normas ASTM A246 e VDG P441. Na análise da matriz metálica, o analisador de imagens leva as imagens para uma planilha do excel que calcula o percentual de ferrita e perlita. Cada campo analisado conta com uma análise estatística das oito imagens geradas.

### 3.2.3 Ensaios de Dureza

O ensaio de dureza Brinell foi realizado para caracterizar o comportamento de dureza ao longo do diâmetro das barras. A dureza Brinell foi realizada segundo norma de ensaio NBR 6394-80. A dureza foi medida ao longo do diâmetro em círculos concêntricos com distâncias de 5mm. Para a determinação da dureza foi utilizado uma esfera com diâmetro nominal de 2,5mm, força de ensaio de 1840N e com duração de ação da força de 10 à 15s. As superfícies das amostras foram devidamente limpas e isentas de óxidos e perfeitamente paralelas. Foi observado um espaçamento mínimo entre cada impressão de 5mm. Em cada círculo concêntrico foram feitas oito medições que foram tratados estatisticamente.

A dureza Rockwell, devido a sua simplicidade de execução, foi utilizada para confirmar a tendência do perfil de dureza obtido pelos ensaios de dureza Brinell. Para a determinação da dureza foi utilizado um indentador esférico de 1/16" (1,59mm), força de ensaio de 980N (100kgf). Utilizando a mesma metodologia, os dados foram tratados estatisticamente. A figura 53 (A) mostra o detalhe da barra ensaiada e a figura 53 (B) mostra a metodologia de ensaio. A figura 54 (A) mostra o durômetro Rockwell e a figura 54 (B) mostra o durômetro Brinell utilizados nos ensaios.

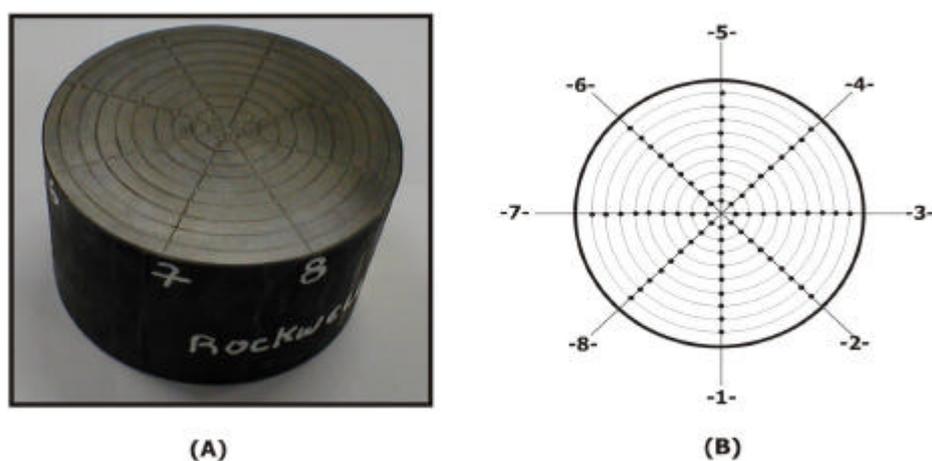


Figura 53 Detalhe e metodologia do ensaio de dureza.



Figura 54 Durômetros utilizados nos ensaios de dureza.

### 3.2.4 Ensaio de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados em uma máquina para ensaio de resistência ao impacto, marca Leipzig modelo PS30 com as seguintes características:

- Capacidade máxima = 300J;
- Velocidade de choque = 5,6m/s;
- Curso máximo = 160°;
- Perda por atrito na faixa nominal de 300J = 0,33%.

Os corpos de prova foram usinados conforme norma ASTM E23-96 – *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, no formato padrão 10 x 10 x 55mm com entalhe em “v” usinado com uma fresa circular. Os corpos de prova para a caracterização das três barras fundidas foram retirados conforme a figura 55.

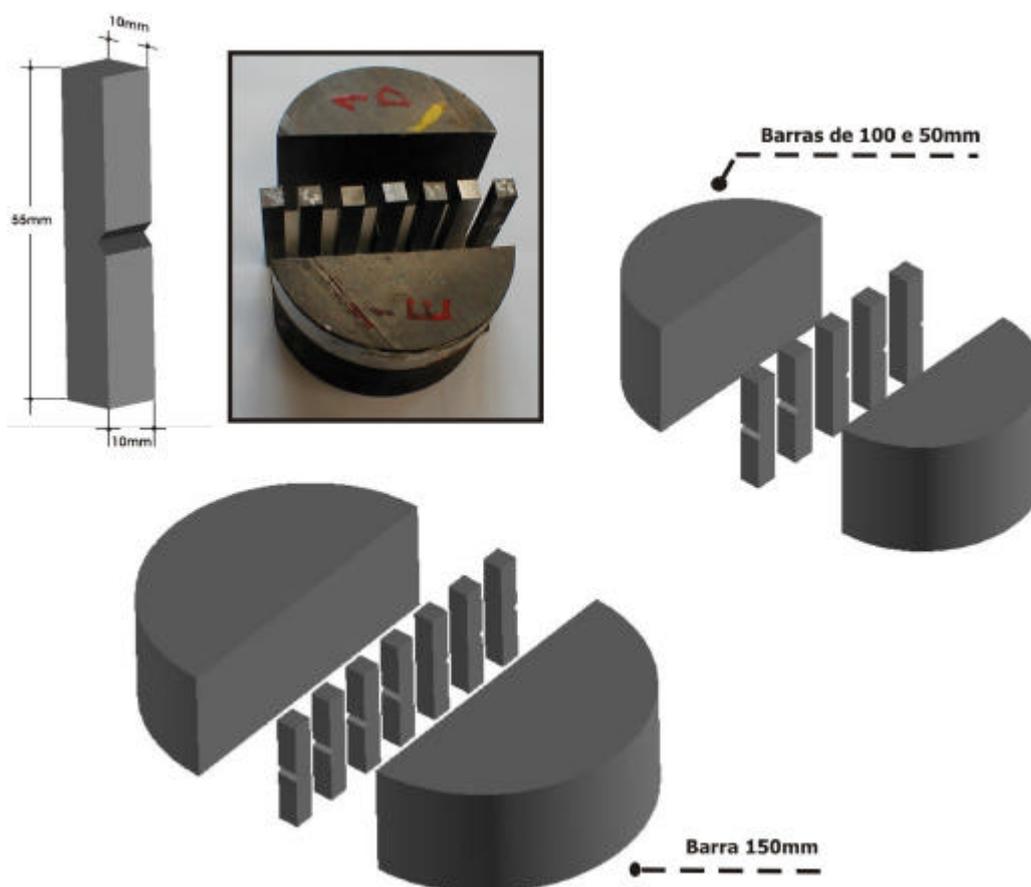


Figura 55 Detalhe das posições de retirada dos corpos de prova .

A posição do entalhe foi determinada para analisar a energia absorvida em relação ao raio das três barras. A figura 56 mostra as posições e o entalhe nas três barras analisadas.

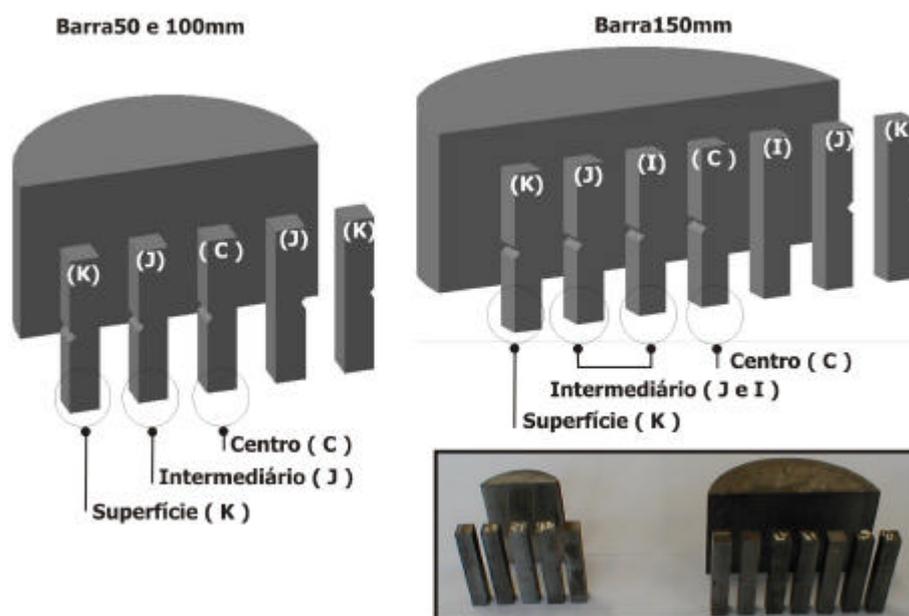


Figura 56 Detalhe das posições analisadas e do entalhe nas três barras

Os ensaios de impacto foram realizados em temperaturas entre  $-100$  e  $+200^{\circ}\text{C}$ , com variação de  $1^{\circ}\text{C}$  conforme norma. Para os ensaios a temperaturas negativas ( $-100$  e  $-50^{\circ}\text{C}$ ) utilizou-se álcool e nitrogênio líquido, enquanto que para temperaturas positivas utilizou-se um forno marca jung com controlador digital de temperatura. Para as temperaturas negativas colocou-se os corpos de prova dentro de uma caixa de madeira com revestimento em isopor, verteu-se o nitrogênio líquido, a caixa permanecia fechada até que o corpo de prova atingisse a temperatura do meio, um termopar com leitor digital fazia a leitura. Adicionou-se álcool etílico para aumentar a temperatura do nitrogênio líquido até a temperatura de ensaio, os corpos de prova eram mantidos nesta temperatura por 10 minutos e o ensaio realizado em até 5 segundos para evitar a perda de temperatura para o ambiente. A figura 57 (A) mostra o posicionamento dos corpos de prova dentro da caixa de madeira com isolamento em isopor. A figura 57 (B) mostra o nitrogênio líquido sendo adicionado na caixa. A figura 57 (C) mostra o leitor digital do termopar utilizado para o monitoramento das temperaturas de

ensaio.

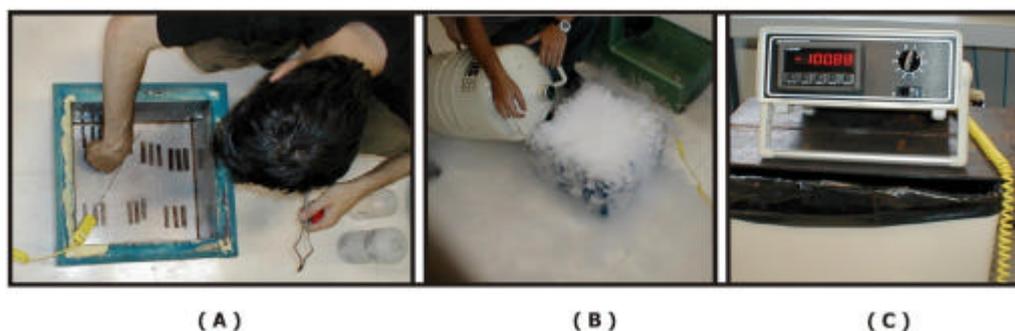


Figura 57 Sequência de ensaio para temperaturas negativas

Para as temperaturas positivas (50, 100 e 200°C) utilizou-se um forno Jung com controlador digital da temperatura. As amostras eram posicionadas no forno e após a estabilização da temperatura durante 10 minutos, o ensaio era realizado em menos de cinco segundos. Para cada temperatura foram ensaiados três corpos de prova para análise estatística. As superfícies das fraturas dos corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto foram analisadas em microscópio eletrônico de varedura modelo Philips XL20, como mostra figura 59. A figura 58 mostra a máquina de ensaio de impacto e a caixa de madeira.

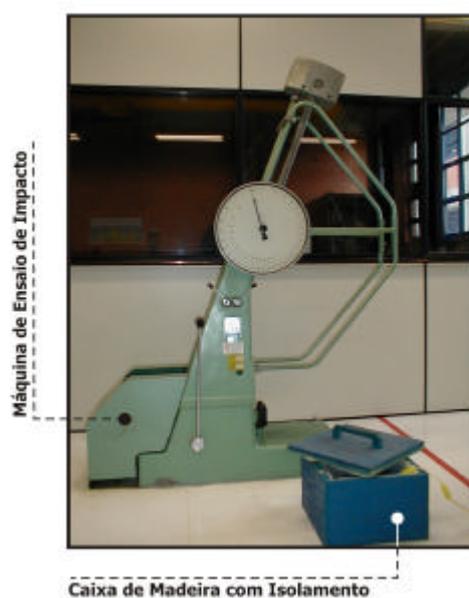


Figura 58 Máquina de ensaio de impacto e caixa com isolamento



Figura 59 Microscópio eletrônico de varedura Philips XL20

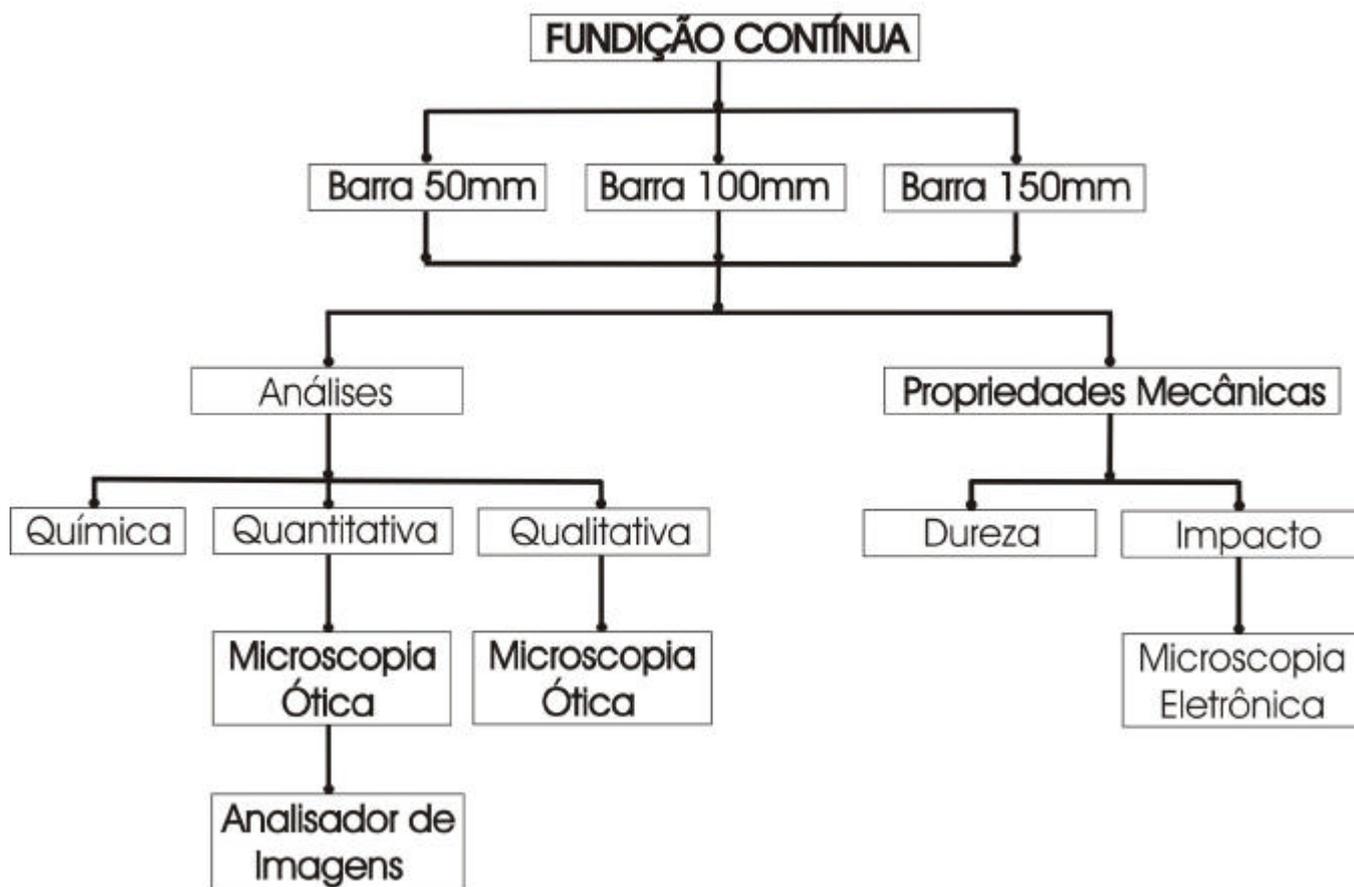


Figura 60 Fluxograma esquemático dos procedimentos experimentais

## 4. ANÁLISE DOS RESULTADOS

### 4.1 Análise Química

Os resultados das análises químicas para as barras de 50, 100 e 150mm são representados nas tabelas 15, 16 e 17 respectivamente.

Tabela 15 Composição química da barra de 50mm

<b>Posição:</b>	<b>Elem</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Cu</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Sb</b>	<b>Mg</b>	<b>Sn</b>	<b>Ceq</b>
<b>Superfície</b>	(%)	3,68	3,14	0,176	0,052	0,0054	0,031	0,071	0,002	0,017	0,001	0,045	0,0013	<b>4,75</b>
<b>Meio Raio</b>	(%)	3,57	3,06	0,148	0,06	0,006	0,022	0,028	0,001	0,001	0,004	0,048	0,001	<b>4,62</b>
<b>Centro</b>	(%)	3,72	3,11	0,16	0,05	0,0056	0,03	0,076	0,002	0,017	0,001	0,042	0,0013	<b>4,78</b>

Tabela 16 Composição química da barra de 100mm

<b>Posição:</b>	<b>Elem</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Cu</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Sb</b>	<b>Mg</b>	<b>Sn</b>	<b>Ceq</b>
<b>Superfície</b>	(%)	3,72	2,68	0,137	0,052	0,004	0,023	0,074	0,0016	0,013	0,001	0,034	0,005	<b>4,64</b>
<b>Meio Raio</b>	(%)	3,77	2,63	0,145	0,038	0,005	0,015	0,022	0,001	0,001	0,004	0,037	0,001	<b>4,67</b>
<b>Centro</b>	(%)	3,56	2,6	0,141	0,052	0,004	0,023	0,079	0,003	0,013	0,001	0,033	0,004	<b>4,45</b>

Tabela 17 Composição química da barra de 150mm

<b>Posição:</b>	<b>Elem</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Cu</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Sb</b>	<b>Mg</b>	<b>Sn</b>	<b>Ceq</b>
<b>Superfície</b>	(%)	3,26	2,78	0,171	0,047	0,007	0,028	0,059	0,004	0,014	0,001	0,041	0,001	<b>4,21</b>
<b>Meio Raio</b>	(%)	3,24	2,8	0,166	0,035	0,006	0,018	0,02	0,001	0,001	0,004	0,044	0,001	<b>4,19</b>
<b>Centro</b>	(%)	3,23	2,75	0,166	0,043	0,0068	0,027	0,061	0,004	0,015	0,001	0,042	0,001	<b>4,17</b>

Na comparação entre a quantidade dos elementos para as três barras, a barra de 50mm apresentou os maiores valores de silício e cromo nas três posições (superfície, meio raio e centro). Apresentou também os maiores valores de carbono equivalente na superfície e centro da barra. O elemento fósforo obteve o maior valor no meio raio e o manganês na superfície para a barra de 50mm. O magnésio apresentou o maior valor nas posições de superfície e meio raio para a barra de 50mm. A barra de 100mm apresentou o maior carbono na posição superficial e o menor teor de magnésio para as três posições entre as barras fundidas. Outros elementos apresentaram-se em quantidades similares ou inferiores as barras de 50 e 150mm. A barra de 150mm apresentou os menores valores de carbono e carbono equivalente entre as três barras. Todavia apresentou os maiores valores de magnésio para as três posições e manganês para o meio raio e centro da barra.

## **4.2 Análise Qualitativa**

### **4.2.1 Orla Ferrítica**

A extração de calor ao longo do diâmetro das barras na fundição contínua favorece a formação de um anel junto à superfície cuja microestrutura da matriz é totalmente ferrítica. O tamanho da orla ferrítica é proporcional à taxa de resfriamento, quanto maior a taxa de resfriamento maior será o tamanho da orla ferrítica. Considerando que a coquilha de grafite refrigerada forneça uma extração de calor uniforme, verificamos o deslocamento da orla ferrítica para a parte superior das barras. Este comportamento provém da ação da gravidade, visto que o peso das barras confere maior contato entre as barras e a coquilha na parte inferior. Conseqüentemente temos uma maior taxa de resfriamento resultando em uma maior quantidade de ferrita na parte inferior das barras fundidas. O deslocamento da orla ferrítica será maior quanto maior o diâmetro das barras. O comportamento mecânico das barras na superfície é alterado pelo tamanho e deslocamento da orla ferrítica.

A figura 61 mostra a orla ferrítica para as barras de 50, 100 e 150mm. Verificou-se que a barra de 50mm apresentou maior orla ferrítica, porém com um deslocamento de orla pouco pronunciado. Isso se verifica em função da maior taxa

de resfriamento (menor diâmetro) e baixo peso respectivamente. A barra de 100mm apresentou um comportamento intermediário, apresentando um tamanho de orla menor que a barra de 50mm, porém com um deslocamento da orla ferrítica mais pronunciado. A barra de 150mm apresentou a menor orla ferrítica, em resultado da menor taxa de extração de calor, contudo apresentou o maior deslocamento de orla entre as três barras fundidas.

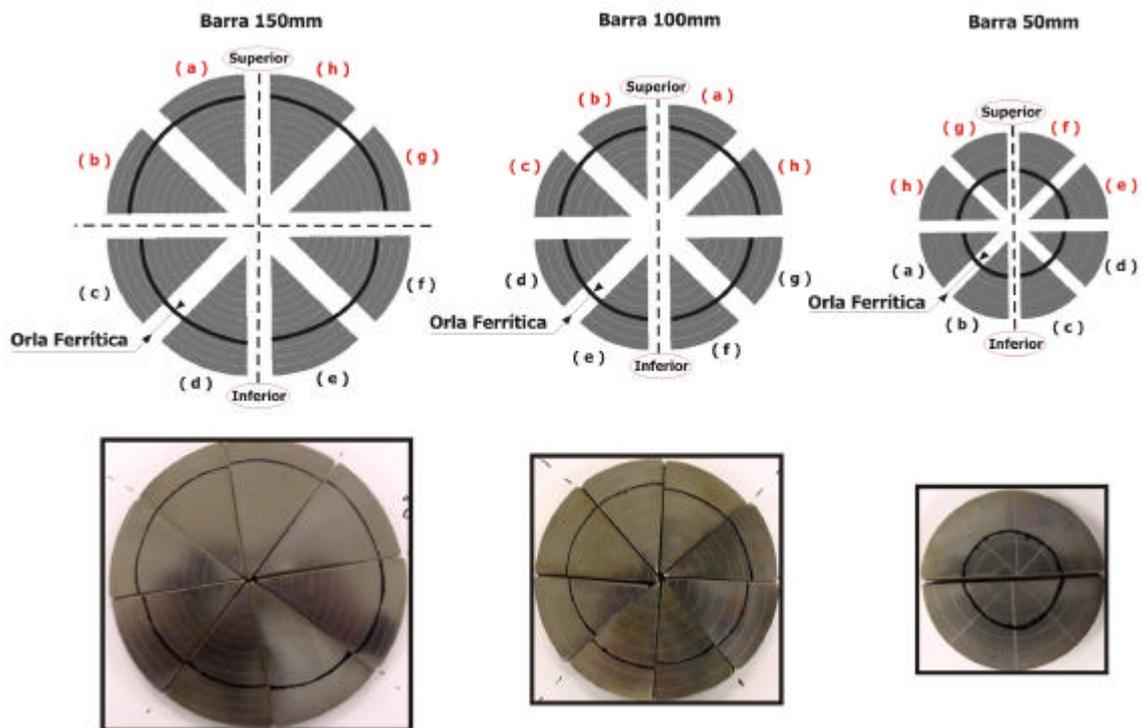


Figura 61 Orla ferrítica para as três barras analisadas.

#### 4.2.2 Microestruturas Anormais

#### 4.2.3 Mapa Qualitativo

Um mapa qualitativo foi desenvolvido com o objetivo de localizar as posições preferenciais de formas anormais de microestruturas. A figura 62 mostra o mapa qualitativo para a barra de 50mm.



63(b) mostra a flotação de grafita na fatia “f”, posição 15 à 20mm com aumento de 200x.

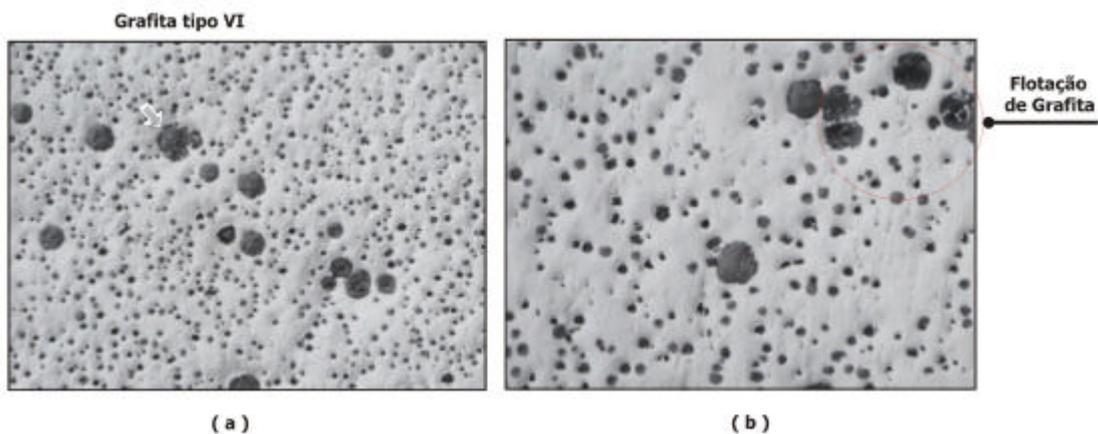


Figura 63 Flotação de grafita a) 100x e b) 200x – sem ataque

A presença de grafita explodida na a barra de 50mm verificou-se principalmente na região superior e em posições de meio raio e superfície. Esta forma de grafita geralmente é encontrada próxima à superfície em ferros fundidos com carbono equivalente próximos de 4,5%. A grafita se apresenta na forma de esferas explodidas. A figura 64 mostra a grafita explodida para a barra de 50mm. A figura 64(a) mostra a grafita explodida na fatia “e”, posição de 0 à 5mm com aumento de 200x. A figura 64(b) mostra a grafita explodida na fatia “f”, posição de 0 à 5mm com aumento de 500x.

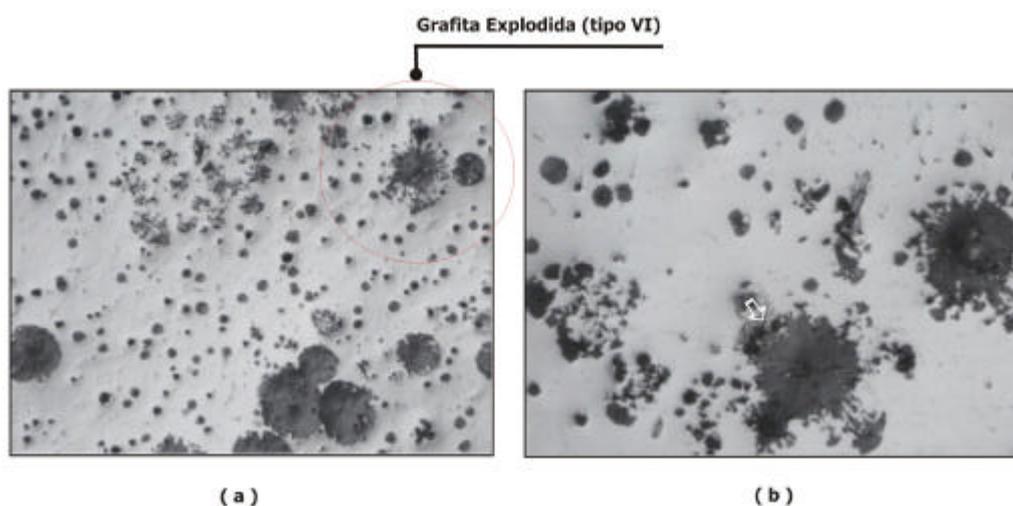


Figura 64 Grafita explodida a) 200x e b) 500x – sem ataque

A presença de drosses na barra de 50mm foi verificada principalmente na região superior e em posições de meio raio e superfície. A dross é uma escória formada na superfície do metal líquido pela oxidação ou dessulfuração quando diminui a atividade do oxigênio. A figura 65 mostra uma dross e grafita explodida na fatia “e”, posição 0 à 5mm com um aumento de 200x.

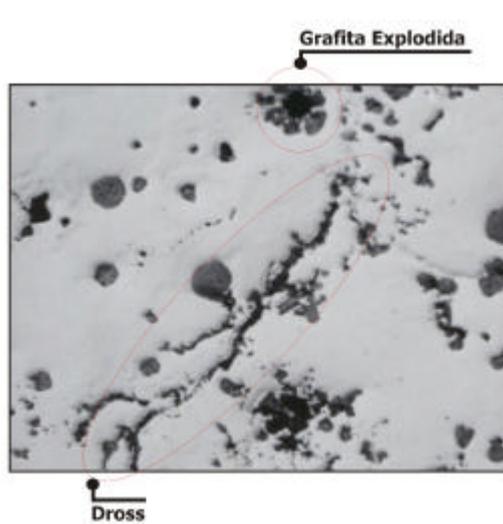


Figura 65 Dross e grafita explodida 200x sem ataque

A barra de 50mm apresentou a maior quantidade de carbonetos eutéticos na superfície. A parte inferior da barra se caracteriza como posição preferencial na formação de carbonetos. Por consequência as fatias “b” e “c” apresentam a maior quantidade de carbonetos, 8 e 9% de carbonetos respectivamente. A figura 66 mostra carbonetos na fatia “c”, posição 0 à 5mm com um aumento de 500x atacada com nital 5%.

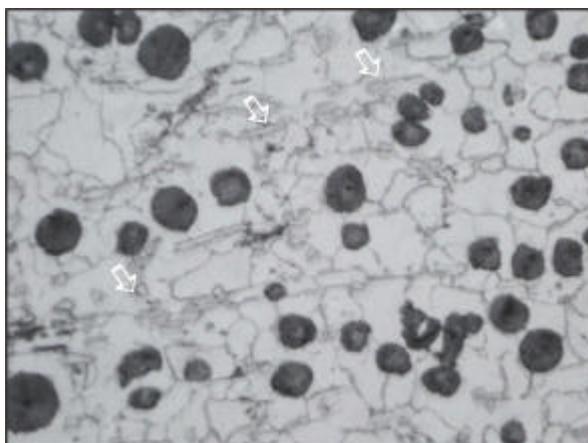


Figura 66 Carbonetos 500x – nital 5%

Na fundição contínua de ferros fundidos nodulares os carbonetos apresentam uma fratura clara e brilhante, de formato dendrítico orientado, próximo à superfície do perfil (maiores taxas de resfriamento). Os carbonetos aumentam a dureza, reduzindo a usinabilidade.

Dentre as causas mais prováveis de carbonetos na fundição contínua destacamos:

- Baixas velocidades de puxamento;
- Altas taxas de extração de calor;
- Fadiga do inoculante causado pela demora no reabastecimento;
- Baixo carbono equivalente (Ceq), principalmente baixo silício;
- Contaminação de elementos promovedores de carbonetos (Mn, Cr, V, Mo, W, Ti, Nb);
- Desalinhamento da máquina de fundição contínua;
- Baixos teores de enxofre (menores que 0,010%);
- Elevados percentuais de elementos nodulizantes (Mg, Ce);
- Metal base oxidado (Sucata de aço oxidada, refratário úmido etc);

As ações corretivas para as causas mais prováveis estão listadas abaixo:

- Aumentar a velocidade de puxamento (reduzir o tempo de espera e/ou aumentar o tempo de avanço);
- Melhorar a eficiência da inoculação e/ou aumentar o percentual de inoculante utilizado no tratamento do metal líquido;
- Reduzir tempos entre reabastecimentos (menor quantidade de metal);
- Controlar os materiais de carga (sucata de aço, retorno, sucata de ferro fundido) para evitar contaminação por elementos promovedores de carbonetos.
- Conferir ou ajustar alinhamento do forno antes de iniciar a produção;
- Procurar trabalhar com enxofre entre 0,010 e 0,015% para ferros fundidos nodulares.
- Limitar teores de magnésio entre 0,03 e 0,05%;
- Adicionar 0,2% de carbeto de silício metalúrgico no forno de indução (metal base).

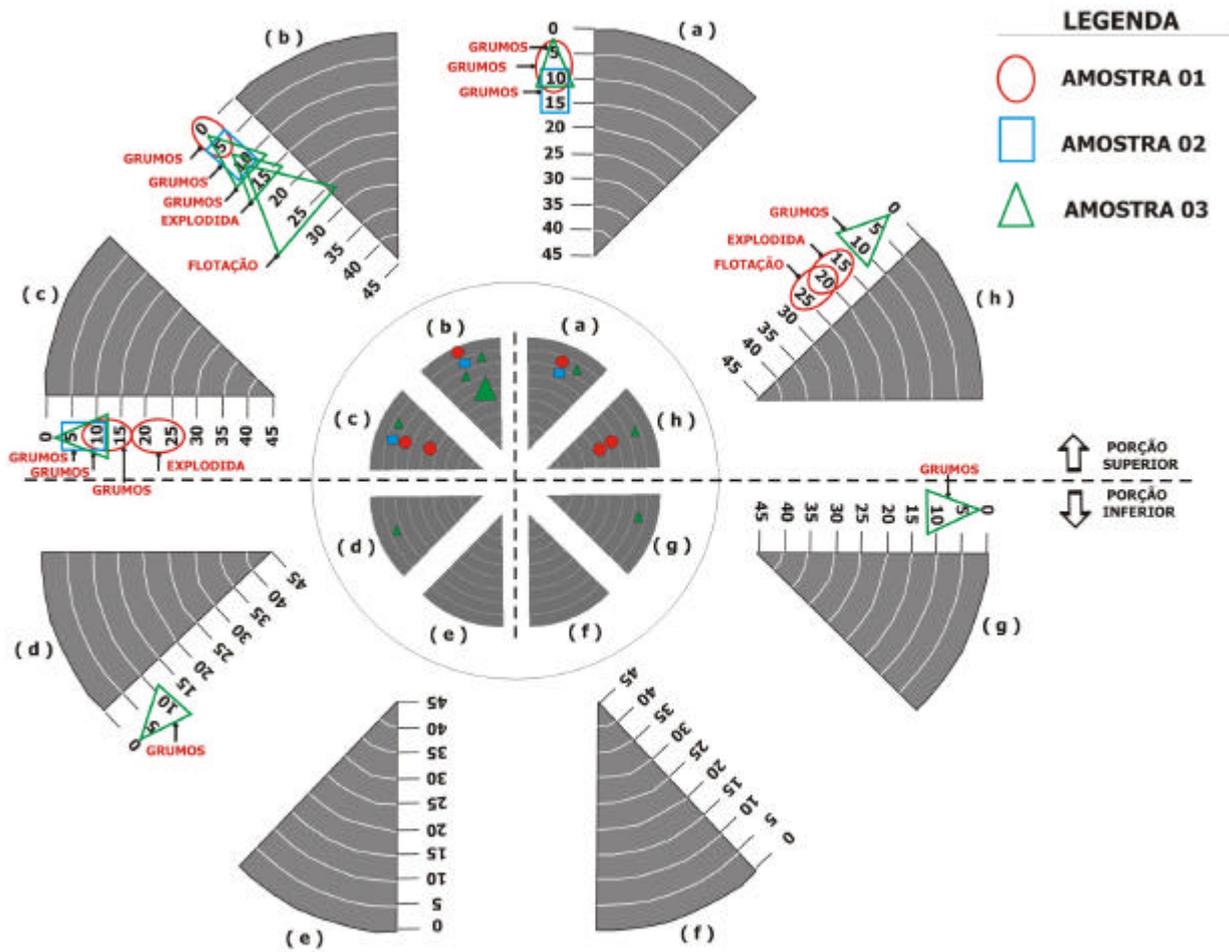


Figura 67 Mapa qualitativo barra 100mm

O mapa qualitativo mostra as posições preferenciais das microestruturas anormais para três amostras da barra de 100mm. As microestruturas anormais analisadas para a barra de 100mm são a grafita em grumos (chunky) e em menor quantidade grafita explodida e flotação de grafita. A parte superior das barras se caracteriza como posição preferencial para maioria das microestruturas anormais. Como na barra de 50mm as três amostras analisadas da barra de 100mm apresentaram boa correlação nas posições das microestruturas anormais.

A presença de grafita em grumos foi verificada principalmente nas posições de meio raio e superfície da porção superior da barra. A grafita em grumos está associada a resfriamento lento, razão pela qual aparece em maior quantidade nas barras com diâmetro maior e em posições com taxa de resfriamento menor. A

ocorrência de grafita em grumos em posições determinadas das barras está associada a quantidades de carbono equivalente acima de 4,2%. A figura 68 mostra grafita em grumos na fatia “b”, posição 10 à 15mm com um aumento de 100x sem ataque.

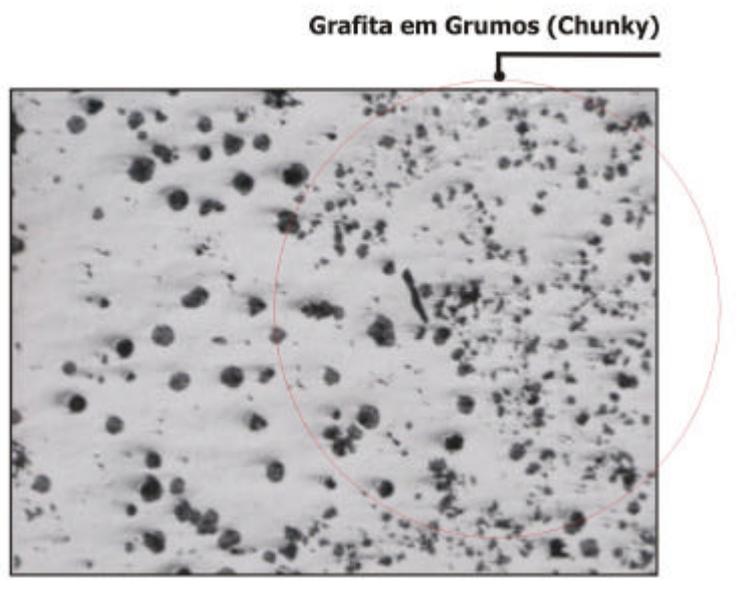


Figura 68 Grafita em grumos 100x – sem ataque

A presença de microporosidade foi verificada nas posições centrais das barras de 50, 100 e 150mm. A contração durante a solidificação favorece a formação de microporosidade. Na análise micrográfica a microporosidade aparece na forma irregular e mais escura do que os nódulos. A inoculação e alimentação mais efetiva ajudam a controlar esse problema. A barra de 50mm apresentou o menor índice de microporosidade, sendo observado somente na posição central das três amostras analisadas. As barras de 100mm e 150mm apresentaram comportamento semelhante com microporosidade distribuídos ao longo do raio e em menor quantidade na superfície. Para as três barras o índice de microporosidade observado foi N1<sup>1</sup>. A figura 69(a) mostra microporosidade na fatia “a”, posição 10 a 15 com aumento de 200x da barra de 100mm sem ataque. A figura 69(b) mostra microporosidade na fatia “a”, posição 35 a 40 com aumento de 200x na barra de 100mm sem ataque.

---

<sup>1</sup> Classificação de nível de porosidade segundo ASTM

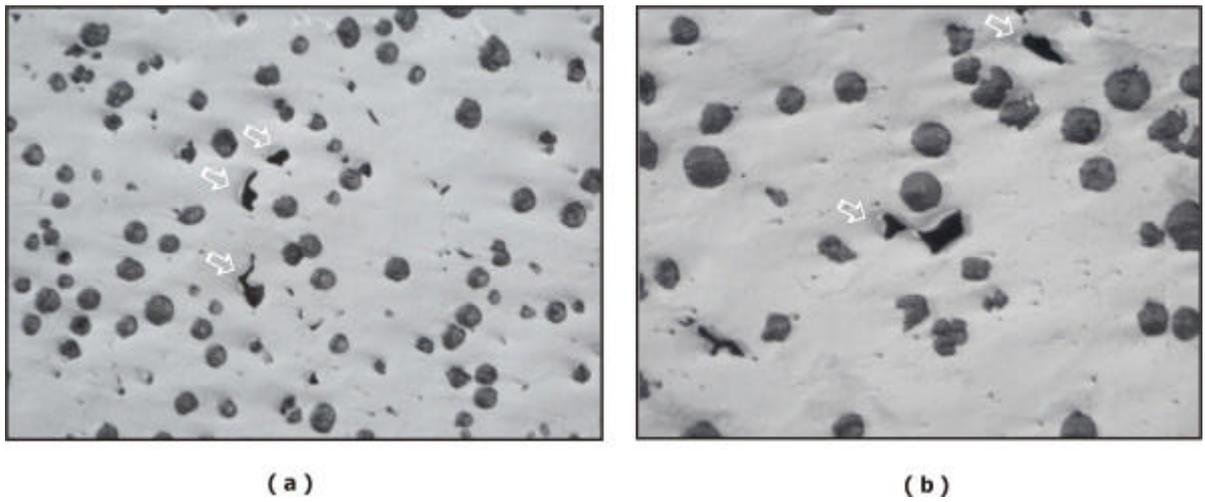


Figura 69 Porosidade 200x – sem ataque

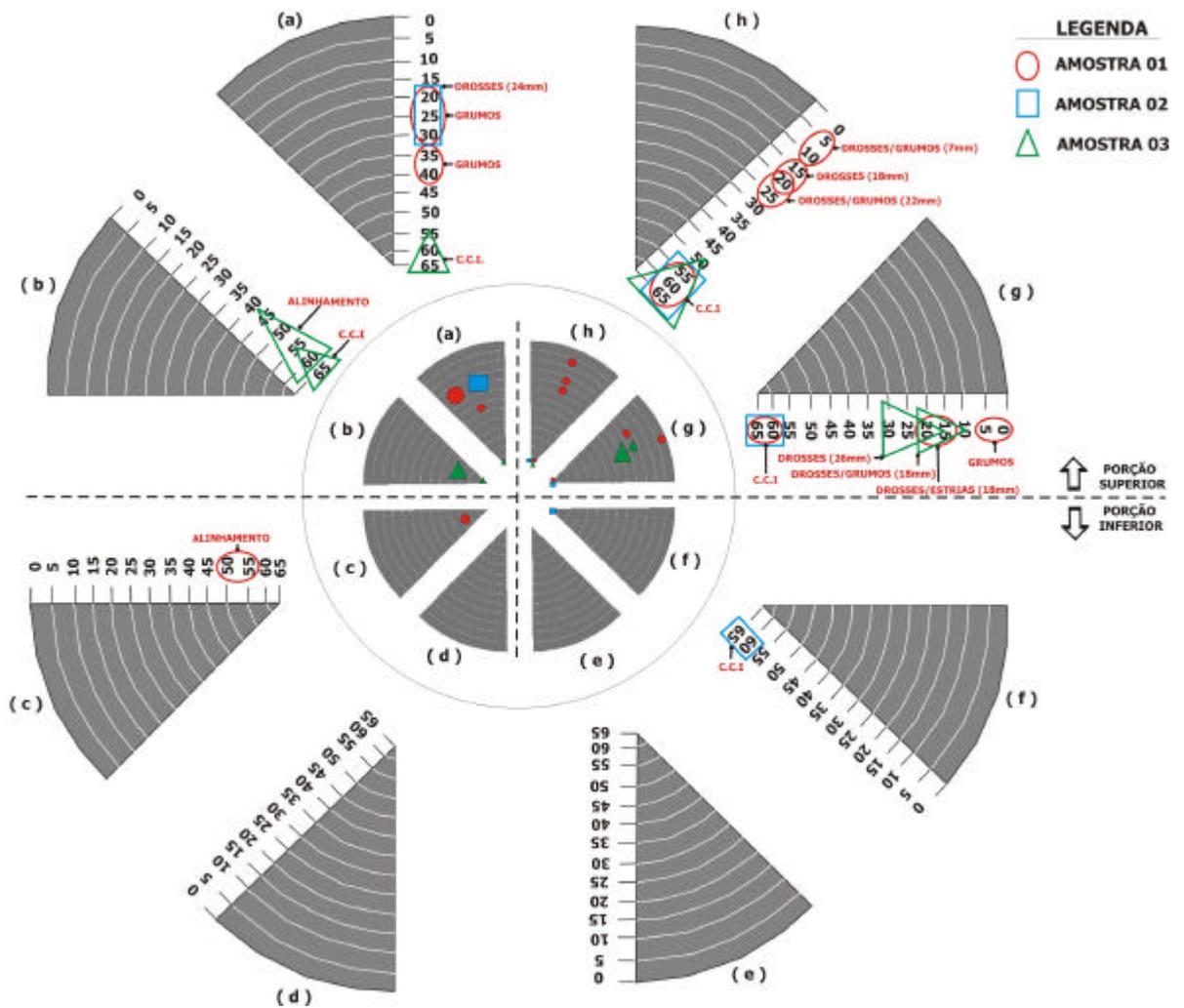


Figura 70 Mapa qualitativo barra 150mm

A barra de 150mm, por apresentar um resfriamento lento, apresenta o maior número de microestruturas anormais. O mapa qualitativo mostra as posições preferenciais das microestruturas anormais para três amostras da barra de 150mm. As microestruturas anormais identificadas na barra de 150mm são: alinhamento de grafita, grafita explodida, flotação de grafita, drosses e coquilhamento inverso. Verificou-se que a parte superior das barras se caracteriza como posição preferencial para maioria das microestruturas anormais. As três amostras analisadas apresentaram boa correlação nas posições do mapa qualitativo.

Foi verificado alinhamento de grafita nas fatias “b” e “c” em posições centrais. Algumas linhas de grafita se formam devido à nucleação pobre e elevadas temperaturas de vazamento. O alinhamento de grafita reduz as propriedades mecânicas. A figura 71 mostra o alinhamento de grafita para a barra de 150mm. A figura 71(a) mostra o alinhamento de grafita na fatia “c”, posição 50 a 55 com aumento de 100x sem ataque. A figura 71(b) mostra o alinhamento de grafita na fatia “b” posição 55 a 60 com aumento de 100x sem ataque.

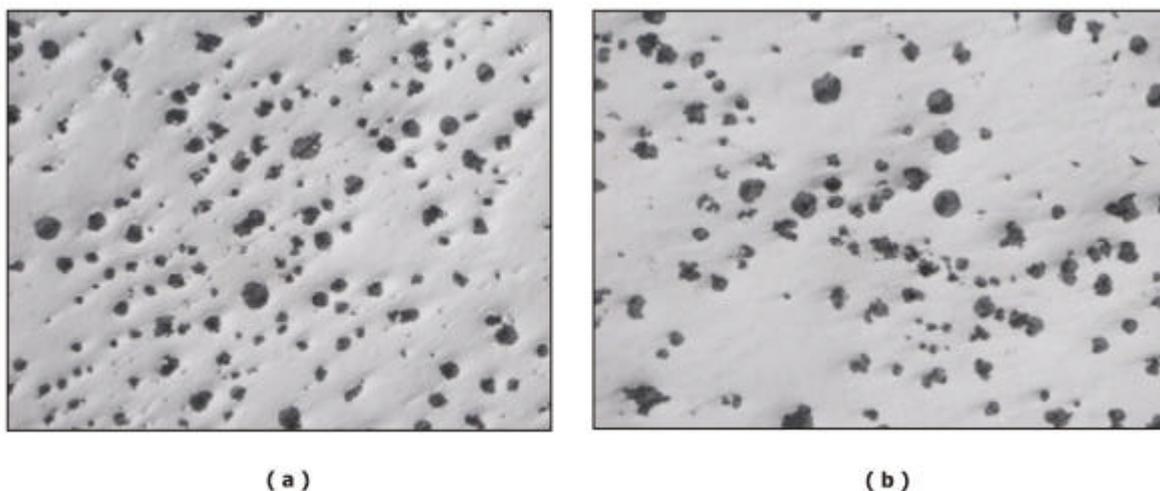


Figura 71 Alinhamento de grafita 100x sem ataque

Drosses e drosses com grumos foram identificados nas fatias “a”, “g” e “h” na parte superior das barras e em posição geralmente perto da superfície. A figura 72 mostra dross e grumos na fatia “h”, posição 5 a 10mm para a barra de 150mm. A figura 72(a) mostra dross e grumos com aumento de 50x sem ataque e a figura 72(b) mostra dross e grumos com aumento de 100x.

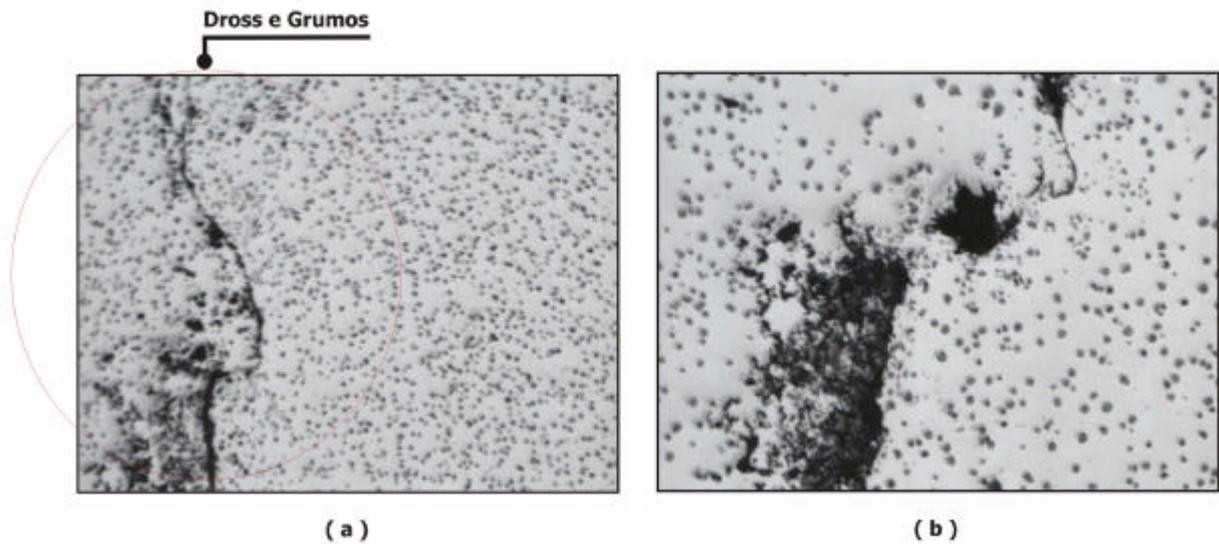


Figura 72 Drosses e grumos a) 50x - sem ataque e b) 100x - sem ataque

Para determinar o tipo de reação envolvida na formação da dross foram feitas análises em dois pontos. A figura 73 mostra drosses da fatia “h” no microscópio eletrônico de varedura com aumento de 80x para análise no EDX. A figura 74 mostra a concentração dos elementos nos pontos indicados na figura 74(a). A figura 75 mostra a concentração dos elementos no ponto indicado na figura 74(b).

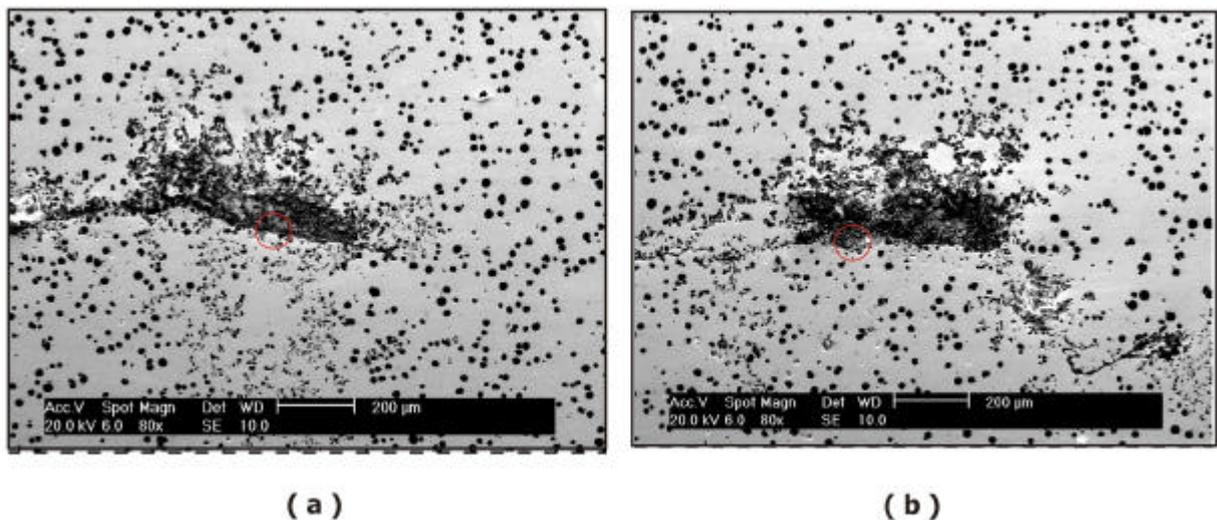


Figura 73 Drosses e grumos 80x sem ataque

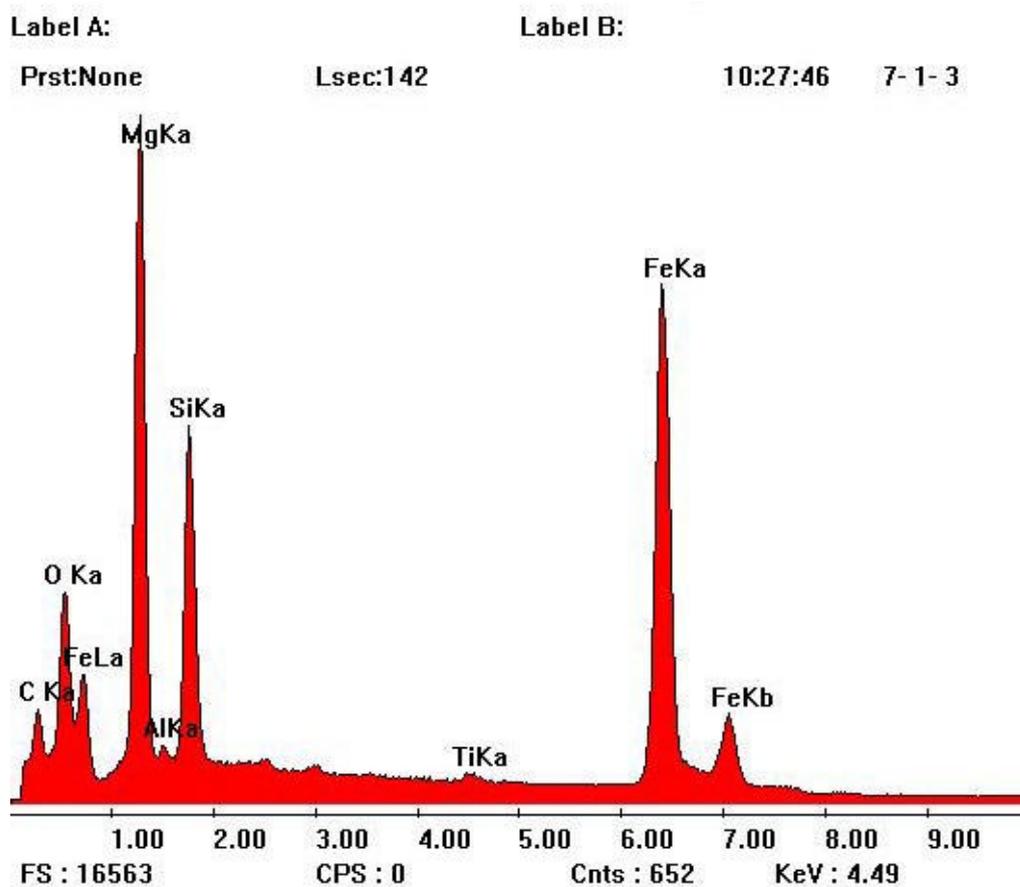


Figura 74 Resultado das análises por EDS dos elementos presentes na dross (a)

Tabela 18 Resultados das análises por EDS dos elementos presentes na dross(a)

<b>Elemento</b>	<b>% Peso</b>	<b>% Atômica</b>
C K	0,306	0,826
O K	8,805	17,856
MgK	29,573	39,467
AlK	0,472	0,568
SiK	10,272	11,867
TiK	0,361	0,245
FeK	50,211	29,171
Total	100	100

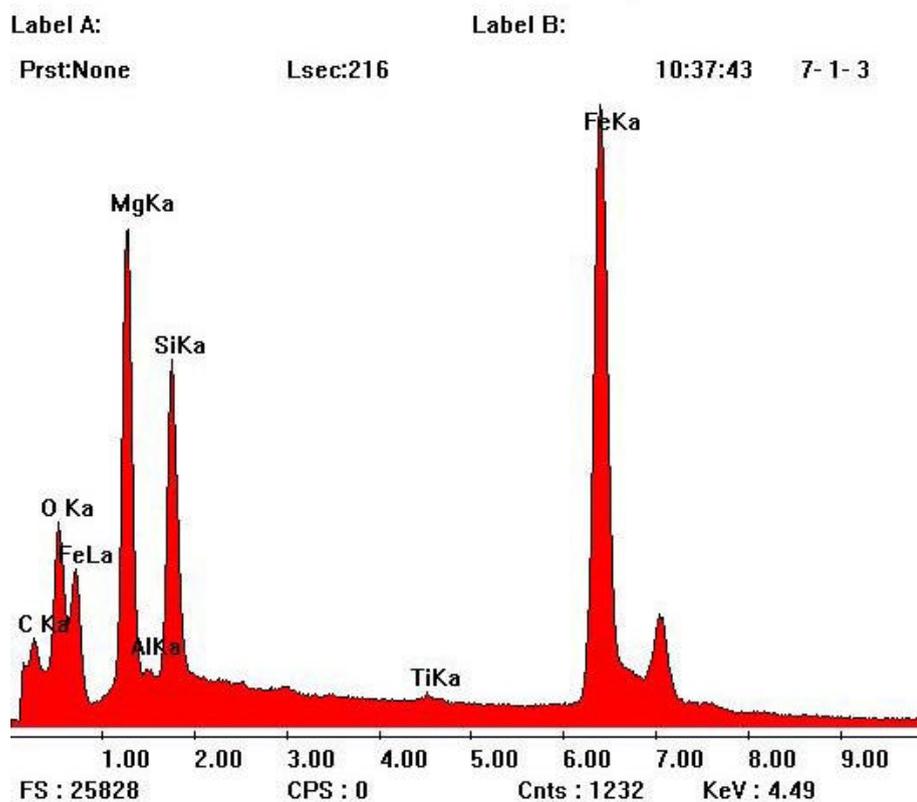


Figura 75 Resultado das análises por EDS dos elementos presentes na dross (b)

Tabela 19 Resultado das análises por EDS dos elementos na dross (b)

Elementos	% Peso	%Atômica
C K	0,283	0,815
O K	8,311	17,972
MgK	22,933	32,635
AlK	0,334	0,428
SiK	9,638	11,872
TiK	0,348	0,252
FeK	58,153	36,026
Total	100	100

Os resultados obtidos na composição dos elementos mostra que a reação envolvida na formação das drosses (a) e (b) é  $[O] + \{Mg\} \rightarrow (MgO)$ .

A barra de 150mm apresentou coquilhamento inverso (C.C.I.) preferencialmente na parte superior das três amostras, nas fatias “a”, “f”, “g” e “h” em posições centrais. O coquilhamento inverso se caracteriza pela alta concentração de carbonetos localizados na parte central da seção transversal do fundido. A ocorrência do coquilhamento inverso está associada a seções espessas, a forma de esfera ou cilindro e a concentração de titânio, cromo, manganês e magnésio em ferros fundidos nodulares. Dentre as medidas adotadas para evitar a formação de coquilhamento inverso podemos destacar: a inoculação e o resfriamento rápido, evitar altos teores de magnésio e evitar formas de esféricas ou de cilindro. A figura 76 mostra coquilhamento inverso da fatia “h”, posição 55 a 60mm para a barra de 150mm. A figura 76(a) mostra o C.C.I. com aumento de 100x atacada com nital 3%. A figura 76(b) mostra o C.C.I. com aumento de 200x atacada com nital 3% e a figura 76(c) mostra o C.C.I. com aumento de 500x atacada com nital 3%.

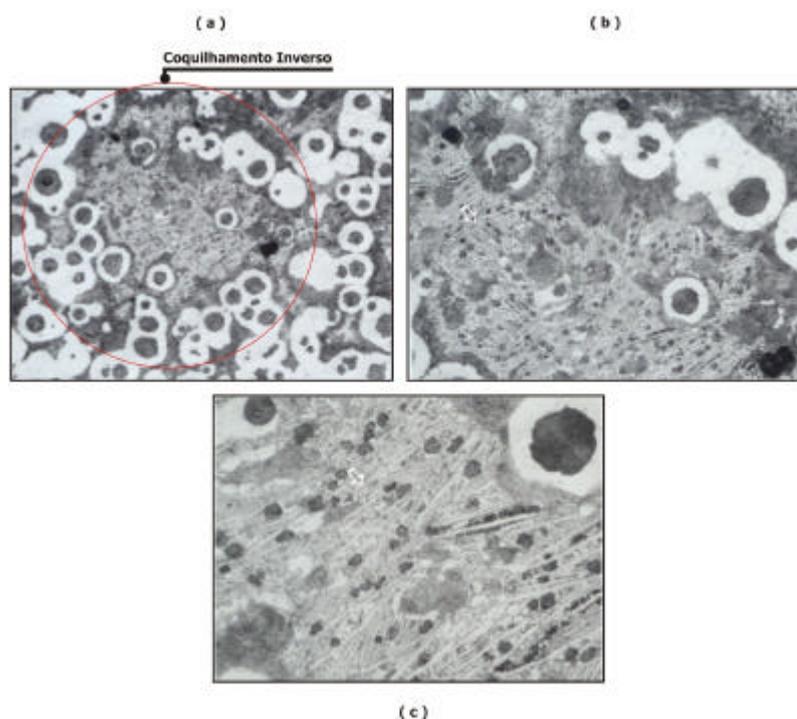


Figura 76 Coquilhamento inverso a) 100x b) 200x c) 500x – nital 3%

A figura 77 mostra C.C.I. da fatia “g” na posição 60 a 65mm da barra de 150mm. A figura 77(a) mostra C.C.I. com aumento de 200x atacada com nital 3% e a figura 77(b) mostra C.C.I. com aumento de 500x atacada com nital 3%.

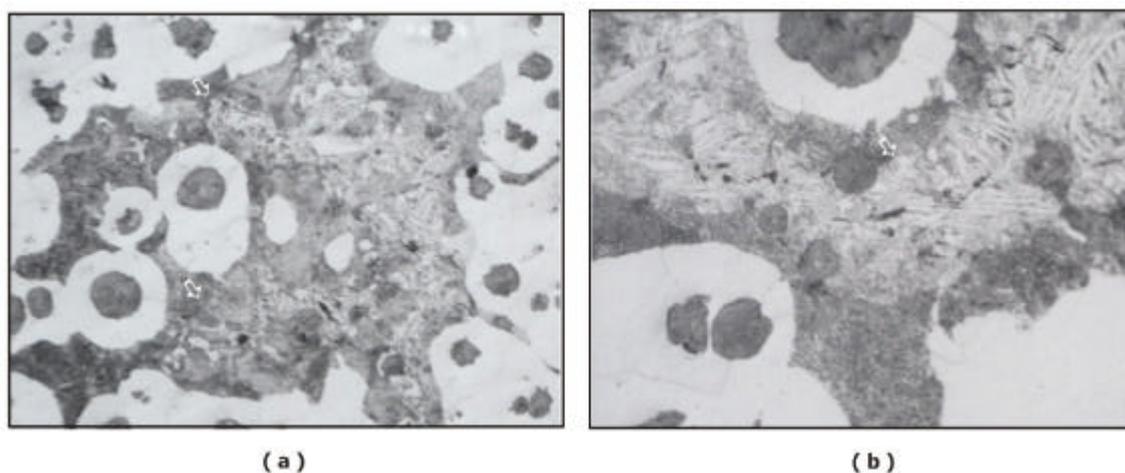


Figura 77 Coquilhamento inverso a) 200x b) 500x – nital 3%

### 4.3 Análise Quantitativa

#### 4.3.1 Estrutura da Matriz

Em ferros fundidos nodulares a transformação da austenita pode ocorrer segundo a transformação eutetóide estável (T.E.E) ou metaestável (T.E.M). A transformação eutética estável que produz matriz ferrítica ocorre em maiores temperaturas e a grafita deposita-se sobre as partículas de grafita pré-existentes, localizando-se então áreas de ferrita em torno dos nódulos de grafita. À medida que essa reação prossegue, as distâncias para a difusão do carbono na grafita ficam cada vez maiores, o que mostra a importância do número de nódulos para essa transformação. A transformação eutetóide metaestável, que resulta em matriz perlítica, processa-se em menores temperaturas que a transformação eutetóide estável e tende a se iniciar em regiões intercelulares, com maiores concentrações de elementos perlitizantes (devido à segregação de solidificação). Uma vez iniciada essa transformação ocorre rapidamente, já que o crescimento da perlita dá-se por mecanismo cooperativo. Dentre os diversos fatores que afetam a ocorrência das reações eutetóides podemos destacar:

- Velocidade de resfriamento: determina o tempo disponível para a difusão de carbono na reação eutetóide estável.
- Número de nódulos de grafita: a distância de difusão para a reação eutetóide estável é determinada pelo número de nódulos, de modo que aumentando este

número resulta em maior tendência à formação de ferrita.

- Teor de silício: o silício aumenta o intervalo de temperatura onde coexistem austenita e ferrita, aumentando assim o intervalo de temperatura para a ocorrência da transformação estável. Além disso, o silício aumenta sensivelmente a atividade do carbono bem como o número de nódulos de grafita, de modo que a formação da ferrita fica favorecida.
- Elementos perlitizantes: reduzem o intervalo de temperatura de coexistência de austenita e ferrita (manganês) ou formam barreiras sobre as partículas de grafita (cobre, estanho e antimônio). Os elementos denominados perlitizantes dificultam a reação eutetóide estável, promovendo assim a presença de perlita.

A figura 78 mostra o gradiente de perlita ao longo do raio para as barras de 50, 100 e 150mm. A quantidade de perlita aumenta da superfície para o centro das barras. Entretanto as barras de 100 e 150mm apresentam pontos de máximo valor em regiões entre o meio raio e o centro. A barra de 100mm apresenta o ponto de máximo valor próximo ao meio raio, ao passo que a barra de 150mm apresenta o ponto de máximo valor entre o meio raio e o centro da barra. Os pontos de máximo valor observados nas barras de 100 e 150mm mostram a existência de um processo competitivo entre a taxa de resfriamento, indicada pelo diâmetro da barra, e o número de nódulos. A barra de 50mm apresenta os menores valores de perlita em todas as posições da barra em comparação com as barras de 100 e 150mm. A alta taxa de resfriamento para a barra de 50mm fornece condições para a presença de um grande número de nódulos que controlam a quantidade de perlita. O comportamento da quantidade de perlita na superfície apresentou-se similar para as três barras. Este efeito pode ser melhor entendido examinando as distâncias requeridas para a difusão dos átomos de carbono. Segundo ASKELAND (1975) o aumento do número de nódulos de 100 para 200 nódulos/mm<sup>2</sup> reduz o espaço de difusão do carbono em 50%. Ao passo que o aumento de nódulos de 600 para 700 nódulos/mm<sup>2</sup> o espaço para a difusão do carbono é reduzido em apenas 13%. Este estudo mostra que a quantidade de perlita é bastante sensível a variações dos números de nódulos quando há um baixo número de nódulos. Na fundição contínua podemos observar maior sensibilidade da perlita em relação ao número de nódulos no centro das barras. Enquanto que na superfície, a perlita possui baixa sensibilidade a variação do número de nódulos. Este comportamento explica a

quantidade de perlita para as três barras na posição superficial e a inclinação das curvas nas posições de meio raio e centro das barras.

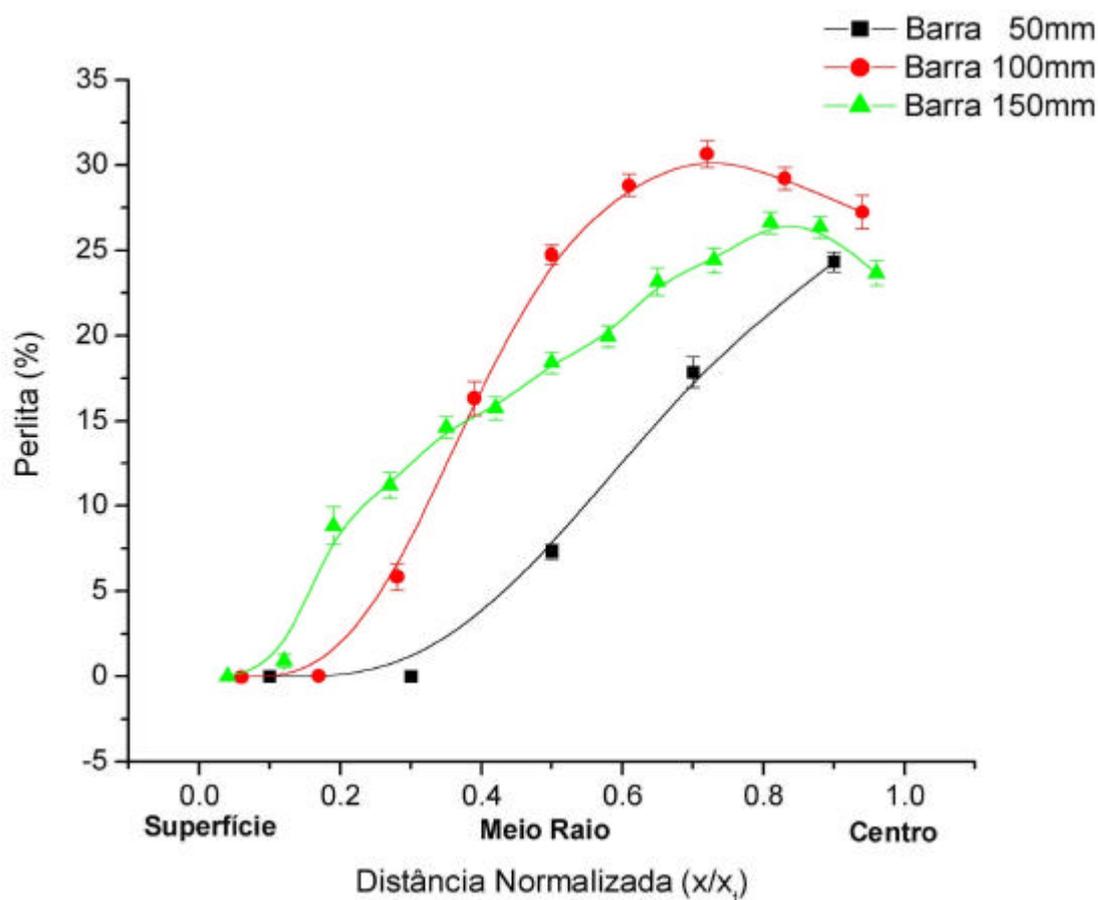


Figura 78 Gráfico da quantidade de perlita para as três barras

As figuras 79, 80 e 81 mostram a estrutura da matriz para a barra de 50, 100 e 150mm respectivamente. A estrutura da matriz na superfície está representada pela letra “a”, enquanto que a letra “b” indica o meio raio e a letra “c” o centro das barras. As micrografias apresentadas têm aumento de 200x e foram atacadas com nital 2%. Podemos observar nas micrografias que a estrutura da matriz na posição superficial das três barras se apresenta totalmente ferrítica. A barra de 100mm apresentou maior quantidade de perlita no meio raio e centro da barra. A barra de 150mm apresentou quantidades crescentes de perlita da superfície para o centro.

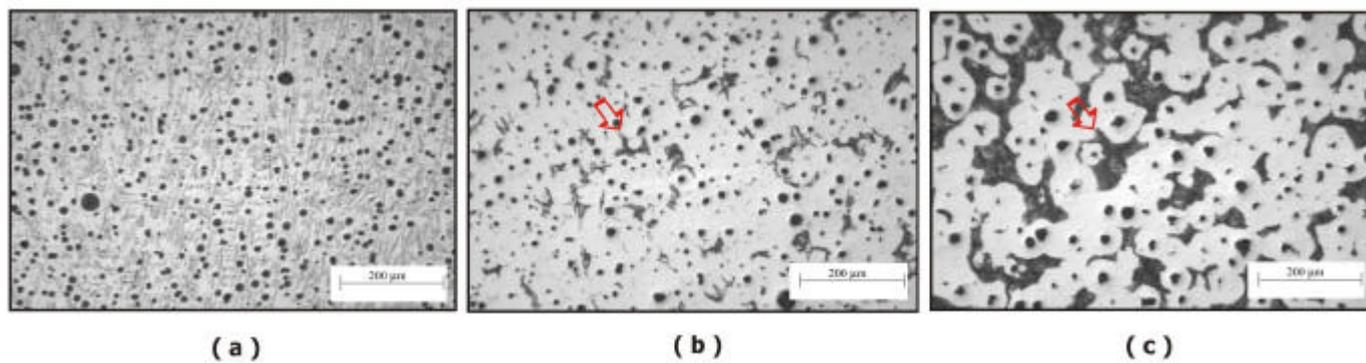


Figura 79 Estrutura da matriz para a barra de 50mm 200x - nital 2%

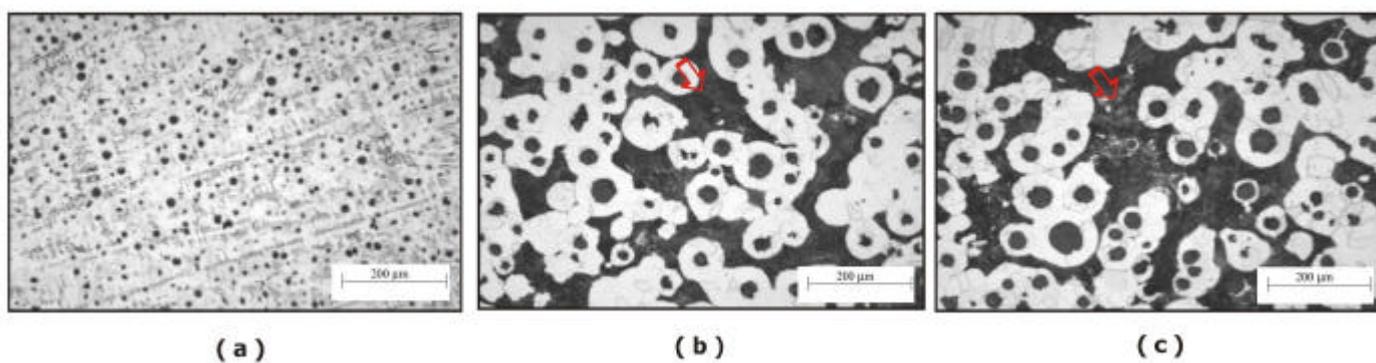


Figura 80 Estrutura da matriz para a barra de 100mm 200x - nital 2%

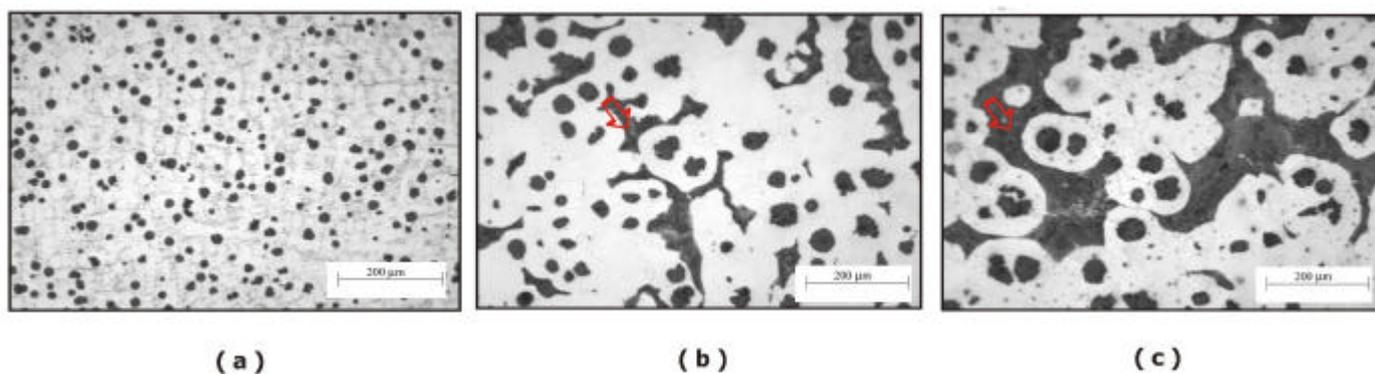


Figura 81 Estrutura da matriz para a barra de 150mm 200x - nital 2%

### 4.3.2 Número de Nódulos

O número de nódulos diminui da superfície para o centro das barras de 50, 100 e 150mm. As diferentes taxas de resfriamento para os três diâmetros controlam a quantidade de nódulos na superfície, meio raio e centro das barras. Na superfície a barra de 50mm apresenta maior número de nódulos, entorno de 800 nódulos/mm<sup>2</sup>, enquanto que a barra de 100mm apresenta o número de nódulos entorno de 600 nódulos/mm<sup>2</sup> e a barra de 150mm 500 nódulos/mm<sup>2</sup>. A quantidade de nódulos em um ferro fundido nodular é controlada pela difusão de carbono. Na superfície, a alta extração de calor conduz a pequenas distâncias para a difusão de carbono, resultando em um grande número de pequenos nódulos. Contudo no centro, a menor taxa de resfriamento faz com que o carbono precise difundir por longas distâncias resultando em pequeno número de grandes nódulos. A inclinação da curva mostra uma queda no número de nódulos mais acentuada para a barra de 150mm.

A figura 82 mostra a variação da quantidade de nódulos para as barras de 50, 100 e 150mm.

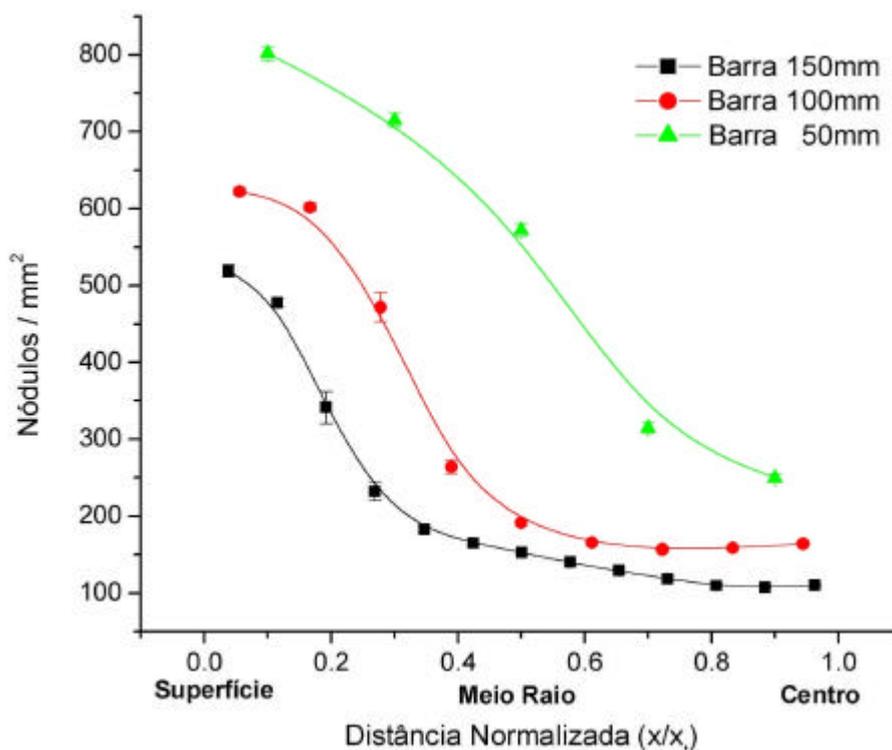


Figura 82 Gráfico do número de nódulos para as três barras

As figuras 83, 84 e 85 mostram o número de nódulos para as barras de 50, 100 e 150mm. O número de nódulos na superfície está representado pela letra “a”, enquanto que a letra “b” indica o meio raio e a letra “c” o centro das barras. As micrografias apresentadas têm aumento de 200x sem ataque.

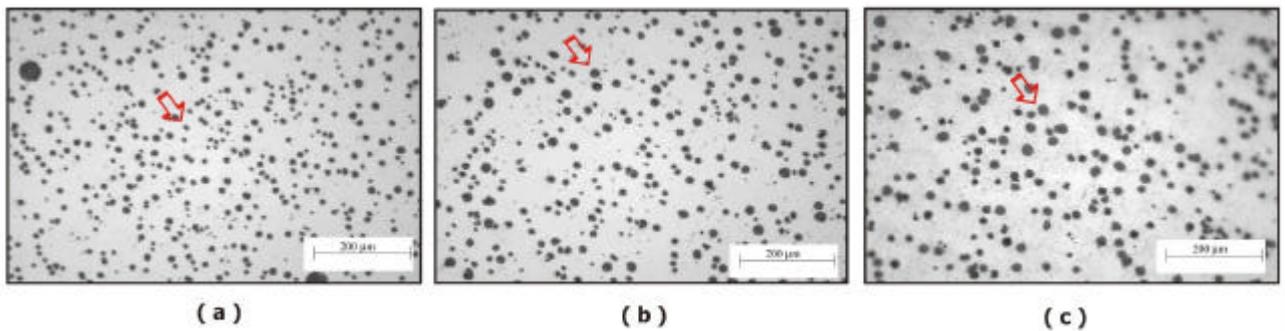


Figura 83 Número de nódulos para a barra de 50mm 200x – sem ataque

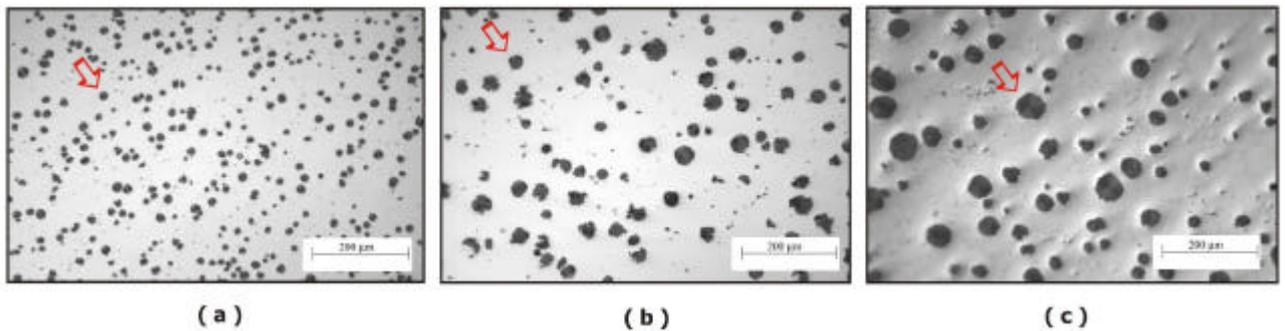


Figura 84 Número de nódulos para barra de 100mm 200x – sem ataque

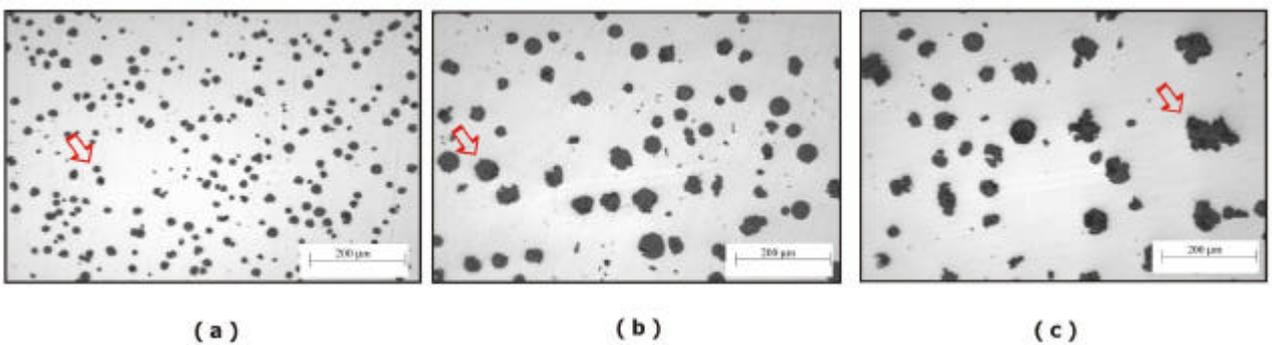


Figura 85 Número de nódulos para barra de 150mm 200x – sem ataque

Conforme a micrografia todas as barras apresentaram valores decrescentes de número de nódulos da superfície para o centro. A barra de 50mm apresentou a maior quantidade de nódulos nas três posições (superfície, meio raio e centro). As posições intermediárias das barras de 100 e 150mm apresentam quantidade de nódulos similares. O centro das três barras apresentou as menores quantidades de nódulos.

#### **4.3.3 Relação entre Estrutura da Matriz e Número de Nódulos**

A relação entre a estrutura da matriz, o número de nódulos e a taxa de resfriamento (diâmetro da barra) estão representados na figura 86. Podemos observar que com o aumento da quantidade de nódulos há uma redução da quantidade de perlita nas três barras. Para número de nódulos altos (acima de 600 nódulos/mm<sup>2</sup>), as três barras apresentam quantidades de perlita similares. Este comportamento mostra a baixa sensibilidade da perlita em regiões com maiores números de nódulos. Em regiões com menores números de nódulos (abaixo de 300 nódulos/mm<sup>2</sup>) a quantidade de perlita varia com o diâmetro da barra (diferentes taxas de resfriamento), mostrando a sensibilidade da perlita em regiões com baixo número de nódulos (centro das barras).

Nos ferros fundidos nodulares existe uma forte relação entre número de nódulos, tamanho dos nódulos e quantidade de perlita. Na superfície das barras a baixa quantidade de perlita está relacionada com a grande quantidade de nódulos. No centro das barras ou próximo ao centro a quantidade de perlita é alta em função da taxa de resfriamento que mantém o número de nódulos baixo. A taxa de resfriamento e o tempo de difusão do carbono irão determinar a quantidade relativa de ferrita e perlita na matriz. Em um baixo número de nódulos, existem grandes distâncias para a difusão do carbono resultando em uma matriz perlítica, enquanto que para uma alta quantidade de nódulos, as distâncias para a difusão são pequenas resultando em uma matriz ferrítica. A figura 87 mostra o número de nódulos e o tamanho dos nódulos com as diferentes distâncias para a difusão do carbono na superfície e no centro da barra de 150mm.

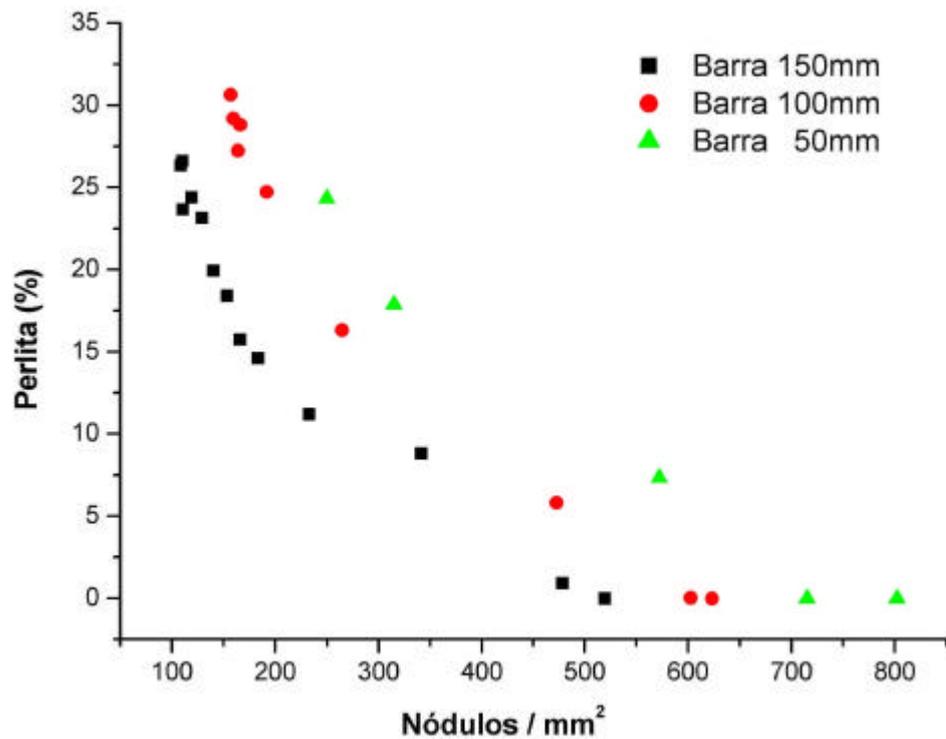


Figura 86 Gráfico do efeito do número de nódulos no percentual de perlita

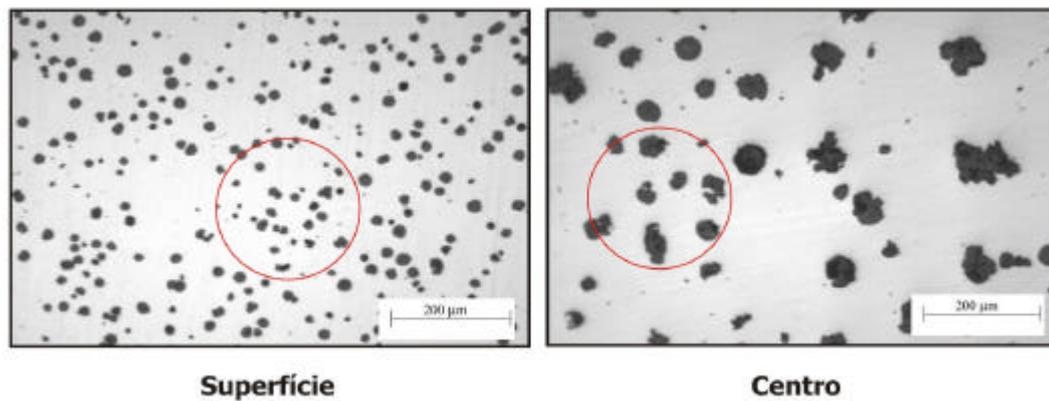


Figura 87 Distâncias entre nódulos para a difusão do carbono 200x – sem ataque

#### 4.3.4 Tamanho dos Nódulos

O número de nódulos e o tamanho dos nódulos em ferros fundidos nodulares são controlados pela difusão de carbono. Logo temos na superfície um grande número de pequenos nódulos (pequenas distâncias para difusão do

carbono), enquanto que no centro tem-se um pequeno número de grandes nódulos (grandes distâncias para a difusão do carbono). A figura 88 mostra a variação do tamanho dos nódulos ao longo do raio para a barra de 50mm. O comportamento do tamanho dos nódulos depende basicamente da taxa de resfriamento e da composição química do material. Podemos observar a predominância dos nódulos tamanho 7 e 8, segundo ASTM A247, na superfície da barra de 50mm, ao passo que para o centro da barra predominam os tamanhos 6 e 5. Os tamanhos 8 e 7 decrescem da superfície para o centro, em contrapartida os tamanhos 6, 5 e 4 crescem da superfície para o centro da barra de 50mm. Verifica-se que a maior queda percentual acontece com a grafita 7 e o maior crescimento percentual acontece com a grafita tamanho 6. Os tamanhos 7 e 6 apresentam porcentagem igual entre o meio raio e a superfície da barra. O nódulo tamanho 4 mantém uma porcentagem na superfície da barra decorrente da flotação de grafita.

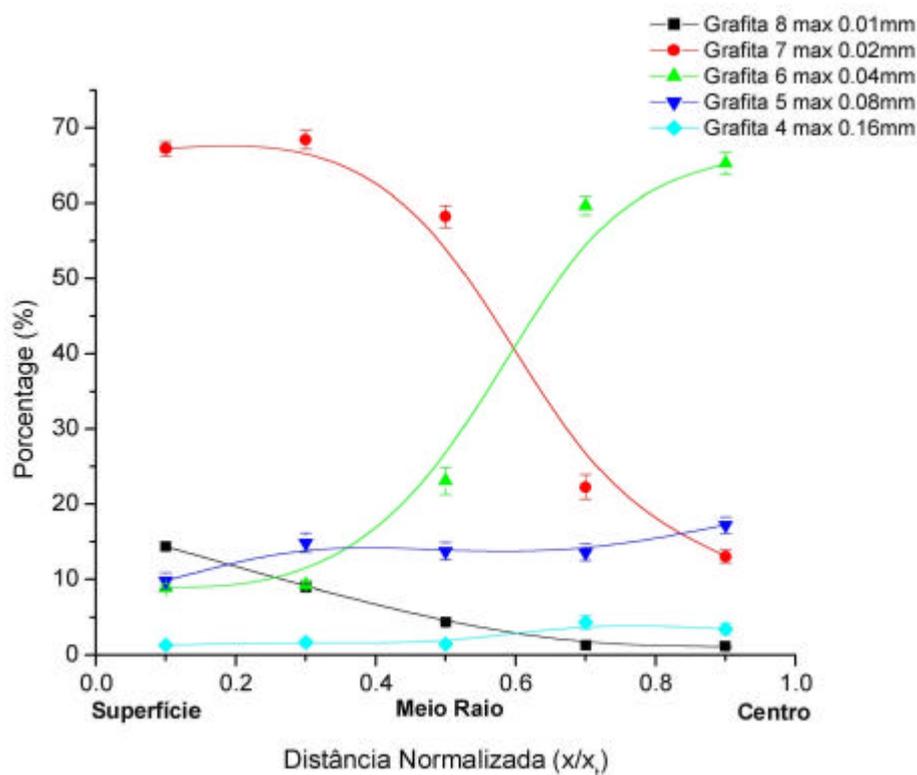


Figura 88 Gráfico do tamanho dos nódulos para a barra de 50mm

A figura 89 mostra o tamanho dos nódulos de grafita para a barra de 50mm nas posições de superfície 89(a), meio raio 89(b) e centro 89(c), aumento de 200x sem ataque.

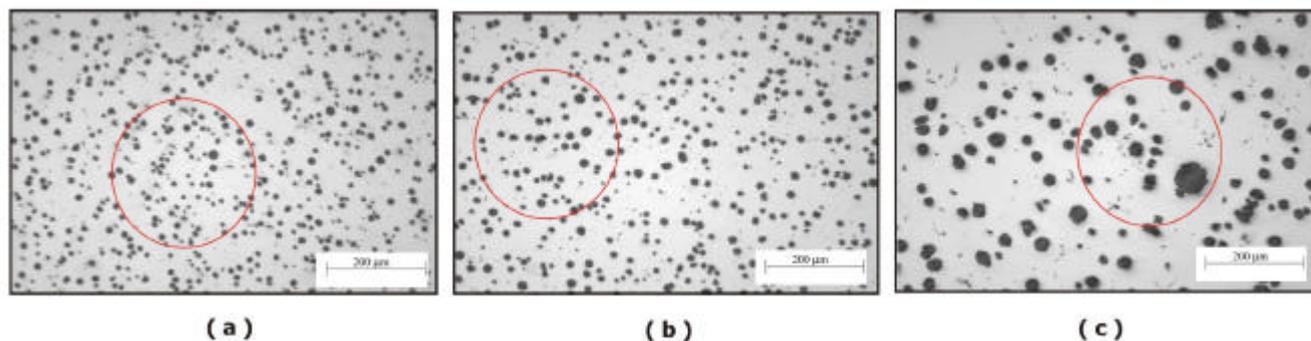


Figura 89 Tamanho dos nódulos para barra de 50mm 200x – sem ataque

Podemos observar pela micrografia que predominam os tamanhos 7 e 8 na superfície, os tamanhos 6 e 7 no meio raio e os tamanhos 6 e 5 no centro da barra de 50mm.

A variação do tamanho dos nódulos ao longo do raio para a barra de 100mm difere da barra de 50mm por consequência da taxa de resfriamento. O resfriamento mais lento nas posições de meio raio e centro da barra aumenta a porcentagem dos nódulos com tamanhos maiores. Com destaque para a grafita com tamanho 5, que na barra de 100mm apresentou quantidades próximas a 40% no centro da barra. A figura 90 mostra o tamanho dos nódulos para a barra de 100mm. Na superfície da barra de 100mm predominam os tamanhos de grafita 7 e 6 em quantidade de 70 e 20% respectivamente. Em contrapartida no centro da barra predominam os tamanhos 6 e 5 em quantidades 50 e 40% respectivamente. O tamanho de grafita 5 aumenta da superfície para o centro da barra, enquanto que a grafita número 7 e 8 decrescem da superfície para o centro. A grafita número 6 e 4 apresentam pontos de máximo valor próximos ao meio raio da barra de 100mm. A grafita tamanho 6 cresce até a posição de meio raio, apresentando seu ponto de máximo valor, e começa a diminuir sua porcentagem em detrimento da grafita tamanho 5. A grafita tamanho 5 apresenta seu crescimento mais acentuado em uma posição de meio raio. Verifica-se que a maior queda percentual ocorre para o tamanho 7 de grafita, enquanto que o maior crescimento percentual ocorre para o tamanho 5 de grafita.

A figura 91 mostra o tamanho dos nódulos de grafita para a barra de 100mm nas posições de superfície 91(a), meio raio 91(b) e centro 91(c), aumento de 200x sem ataque.

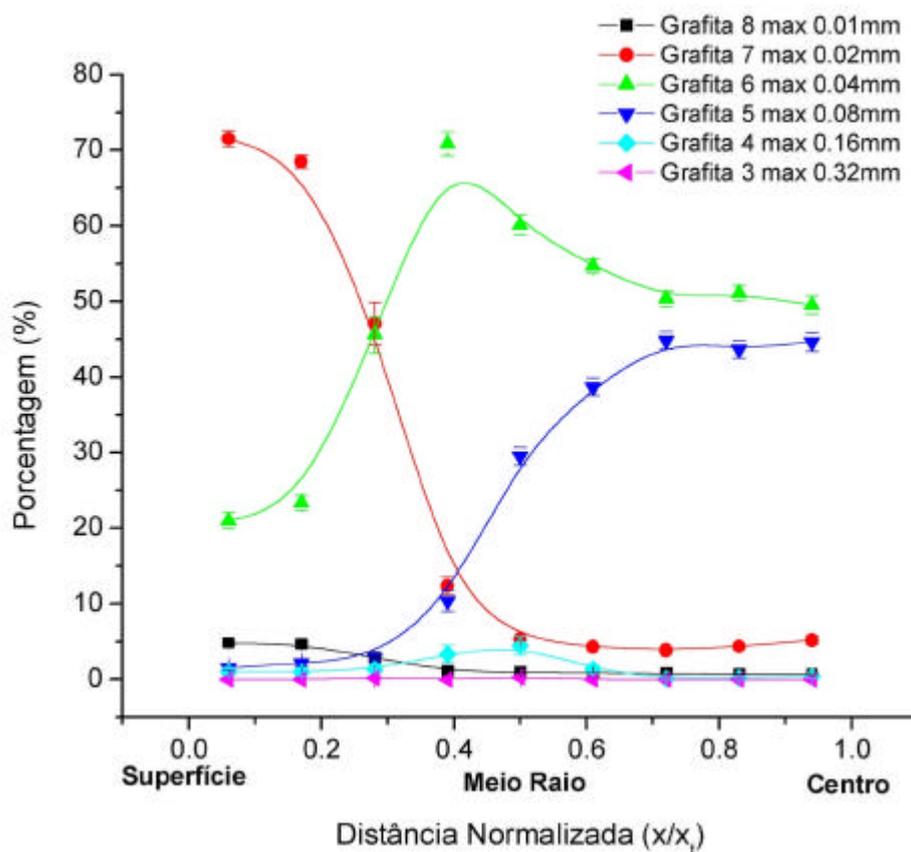


Figura 90 Gráfico do tamanho dos nódulos para a barra de 100mm

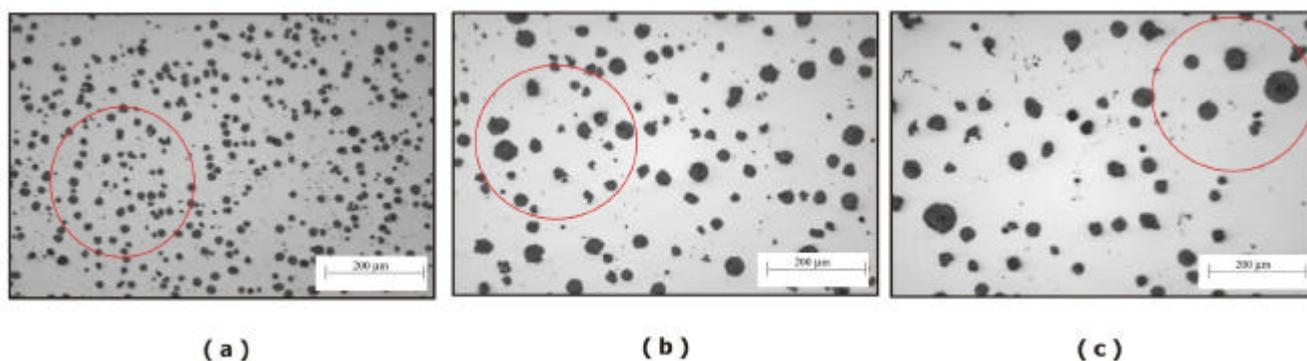


Figura 91 Tamanho dos nódulos para a barra de 100mm 200x - sem ataque

Podemos observar pela micrografia que na superfície predominam os tamanhos 7 e 6 e em menor quantidade o tamanho 8. No meio raio predominam os tamanhos 6 e 5 e em menor quantidade o tamanho 7. No centro da barra o maior percentual é verificado nos tamanhos 6 e 5, mostrando concordância com os valores obtidos em gráfico.

A taxa de resfriamento menor para a barra de 150mm desloca o aumento do número de nódulos maiores para posições entre a superfície e centro da barra. Adicionalmente, a taxa de resfriamento menor produz maior quantidade de grafita tamanho 5 no centro da barra. A figura 92 mostra o tamanho dos nódulos para a barra de 150mm. Na superfície da barra de 150mm predominam nódulos tamanho 7 e 6 em quantidades de 60 e 35% respectivamente. Contudo no centro da barra predominam os tamanhos 5, 6 e em menor quantidade o tamanho 4. Os tamanhos 5 e 4 apresentaram crescimento da superfície para o centro da barra de 150mm, em contraste ao tamanho 7 que apresentou decréscimo da superfície para o centro. Podemos observar que o crescimento mais acentuado foi para o tamanho de grafita 5, ao passo que o decréscimo mais acentuado foi a grafita de tamanho 7. A grafita 6 apresentou um ponto de máximo entre a superfície e o meio raio da barra. A partir do ponto de máximo valor a grafita tamanho 6 cede crescimento à grafita tamanho 5. Exatamente na posição de meio raio observa-se os percentuais iguais de grafita tamanho 6 e 7.

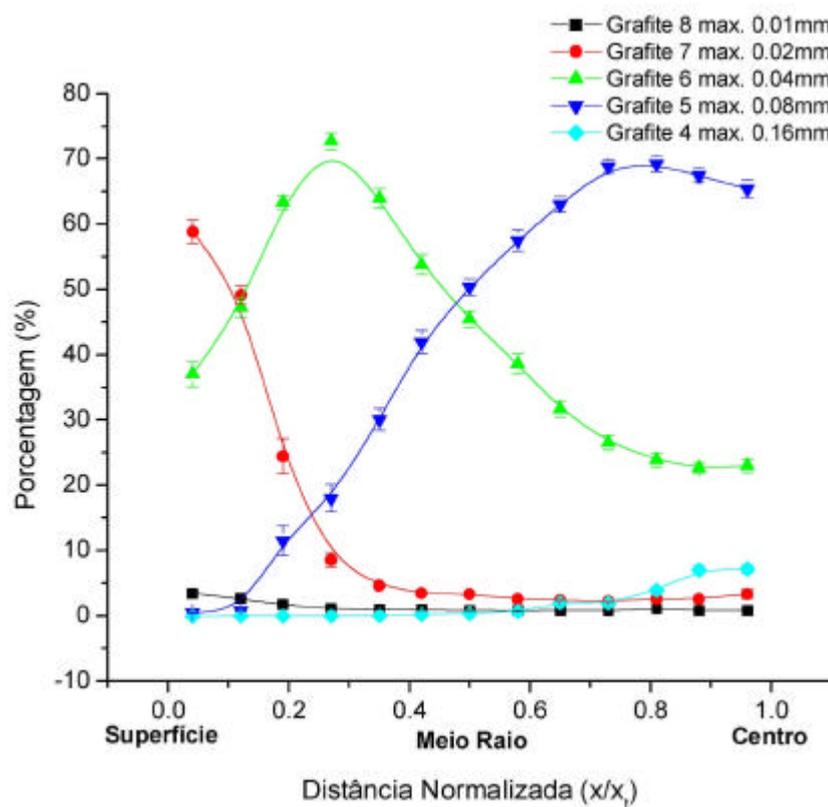


Figura 92 Gráfico do tamanho dos nódulos para a barra de 150mm

A figura 93 mostra o tamanho dos nódulos de grafita para a barra de 150mm nas posições de superfície 93(a), meio raio 93(b) e centro 93(c), aumento de 200x sem ataque.

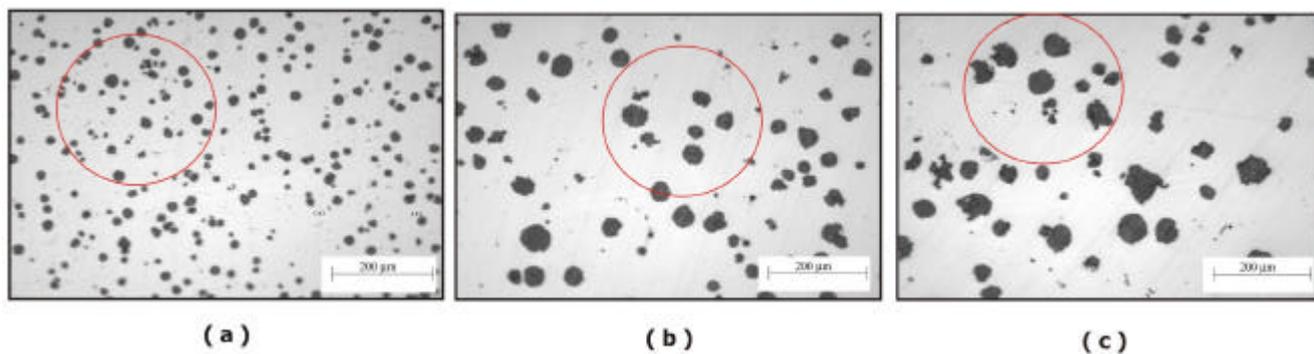


Figura 93 Tamanho dos nódulos para a barra de 150mm 200x - sem ataque

Podemos observar pela micrografia da barra de 150mm que na superfície predominam os tamanho 7 e 6. No meio raio predominam o tamanho 6 e 5. No centro da barra o maior percentual é verificado nos tamanhos 6 e 5 e em menor quantidade o tamanho 4, mostrando concordância com os valores obtidos em gráfico.

A tabela 20 mostra os tamanhos de grafita predominantes e as quantidades relativas para as três barras nas posições de superfície, meio raio e centro.

Tabela 20 Tamanhos de grafita predominantes nas três barras

<b>Posição:</b>	<b>Superfície</b>		<b>Meio Raio</b>		<b>Centro</b>	
	<b>Tamanho</b>	<b>(%)</b>	<b>Tamanho</b>	<b>(%)</b>	<b>Tamanho</b>	<b>(%)</b>
<b>50</b>	7	65	7	55	6	63
	8	15	6	25	5	20
<b>100</b>	7	70	6	60	6	50
	6	20	5	25	5	45
<b>150</b>	7	60	5	45	5	65
	6	35	6	45	6	25

A figura 94 mostra a relação do tamanho dos nódulos e as quantidades relativas envolvidas em cada posição (superfície, meio raio e centro) segundo equação 15.

$$T = \sum_r \frac{T_i \times n}{100} \quad (15)$$

onde: T  $\Rightarrow$  tamanho médio dos nódulos em mm;

$T_i$   $\Rightarrow$  tamanho do nódulo em mm;

n  $\Rightarrow$  quantidade do tamanho do nódulos em %;

p  $\Rightarrow$  posição de análise.

Podemos observar que o tamanho dos nódulos cresce da superfície para o centro das barras. Na superfície das barras os nódulos apresentam tamanhos similares. Em contraste ao centro das barras, onde o tamanho dos nódulos apresenta coerência com as diferentes taxas de resfriamento. Nota-se que a barra de 150mm apresenta o maior tamanho dos nódulos em uma posição próxima ao centro. Ao passo que a barra de 100mm apresenta tamanhos de nódulos similares no meio raio e centro da barra.

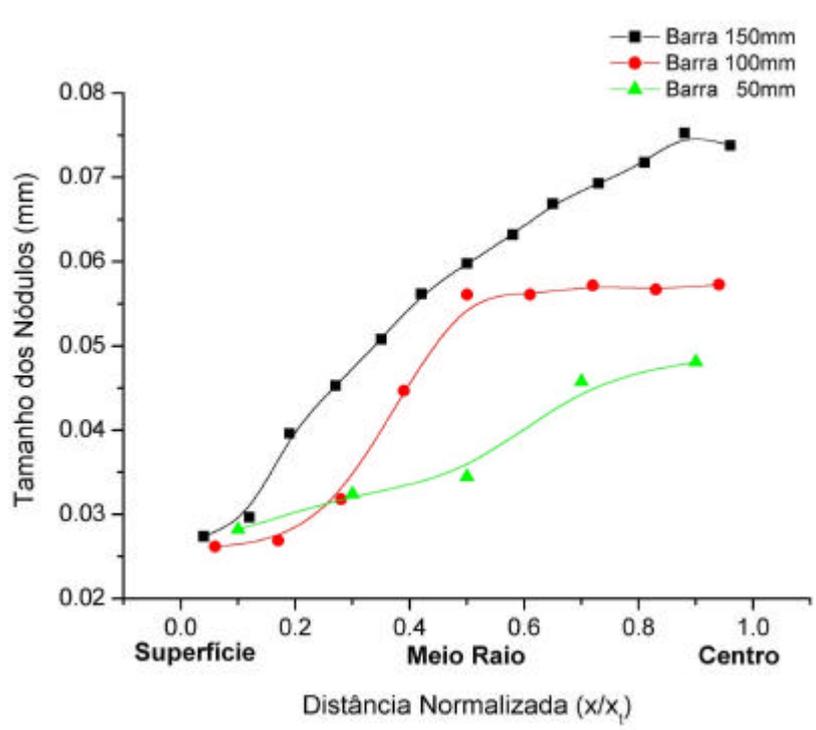


Figura 94 Gráfico do tamanho médio dos nódulos para as três barras

#### 4.3.4 Nodularidade

O grau de nodularidade (percentual de nódulos de grafita tipo I e tipo II segundo ASTM) é um importante parâmetro na qualidade dos ferros fundidos nodulares. MARWANGA (2000) mostrou que a nodularidade é um bom indicador da influência da grafita na usinabilidade. O autor mostrou que com o aumento da nodularidade aumenta a resistência à tração e o alongamento dos ferros fundidos nodulares. A figura 95 mostra a nodularidade para as barras de 50, 100 e 150mm. Como pode ser notado a nodularidade é baixa na superfície. Este comportamento pode ser explicado observando o processo de decomposição da cementita sobre a temperatura eutetóide, representada pela equação 16.



A alta taxa de extração de calor na superfície forma cementita no qual irá nuclear a grafita. Os átomos de carbono da decomposição da cementita difundem através da austenita para precipitar nas partículas de grafita. Os nódulos de grafita que nucleiam da decomposição da cementita possuem baixa nodularidade. Adicionalmente podemos explicar a baixa nodularidade na superfície em função da presença de microestruturas anormais. A barra de 50mm apresentou na superfície flotação e grafita explodida, ao passo que a baixa nodularidade para as barras de 100 e 150mm estão relacionadas com a presença de grafita em grumos (chunky). Uma outra hipótese para a baixa nodularidade dos nódulos de grafita na superfície está relacionada com o tamanho dos nódulos. Na superfície encontrou-se uma maior quantidade de nódulos tamanho 7 (0,02mm segundo ASTM) e tamanho 6 (0,04mm), muito pequenos para revelar detalhes da morfologia com aumento de 200x. A nodularidade para as três barras aumentou da superfície para o centro das barras até um ponto de máximo valor. A barra de 50mm apresentou o ponto de máximo próximo ao centro da barra, ao passo que a barra de 100mm apresentou o ponto de máximo valor próximo ao meio raio. DOUBRAVA (1981) mostrou que as variáveis responsáveis pela redução na nodularidade em um ferro fundido nodular são: o aumento da seção transversal, a quantidade de enxofre no metal base ou a quantidade de magnésio residual. A barra de 150mm apresentou o ponto de máximo valor entre a superfície e o centro da barra, a partir deste ponto ocorre a diminuição da nodularidade até o centro da barra. O número de nódulos e a

nodularidade são determinados entre outras variáveis pelos tratamentos de nodulização e inoculação do metal líquido. O *fading* do nodulizante ou do inoculante conduz a uma estrutura com baixo número de nódulos e nodularidade. No centro da barra de 150mm, longos tempos para a solidificação provocam o *fading* do Mg e FeSi. Nota-se que com o aumento do diâmetro das barras aumenta a tamanho da barra de erros.

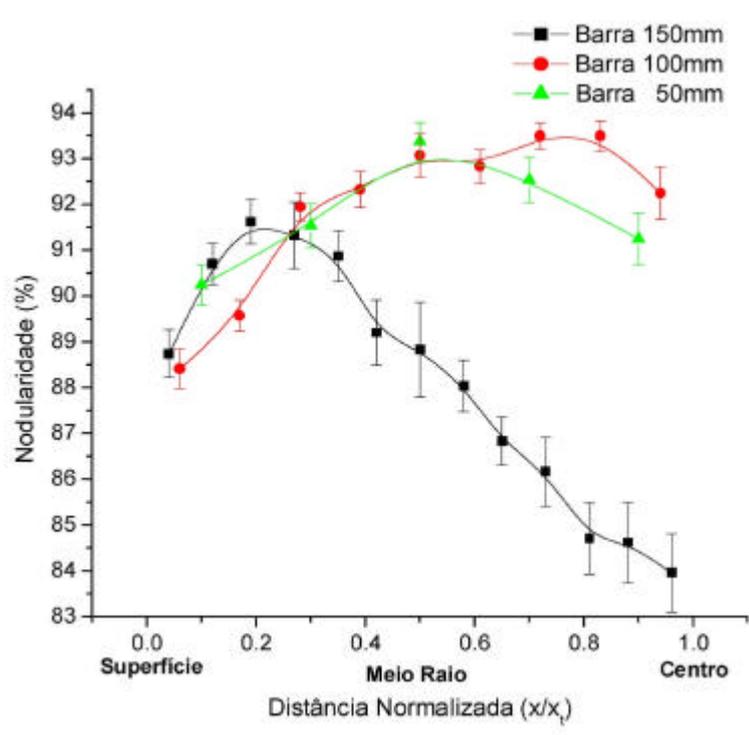


Figura 95 Gráfico de nodularidade das as três barras.

A figura 96 mostra a nodularidade para a barra de 50mm. A figura 96(a) mostra a nodularidade na superfície da barra e a figura 96(b) mostra a nodularidade no centro da barra com aumento de 200x sem ataque.

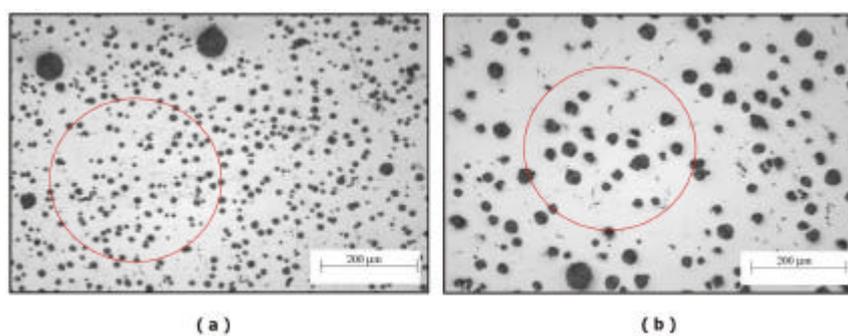


Figura 96 Nodularidade para a barra de 50mm 200x – sem ataque

A figura 97 mostra a nodularidade para a barra de 100mm. A figura 97(a) mostra a nodularidade na superfície da barra e a figura 97(b) mostra a nodularidade no centro da barra com aumento de 200x sem ataque.

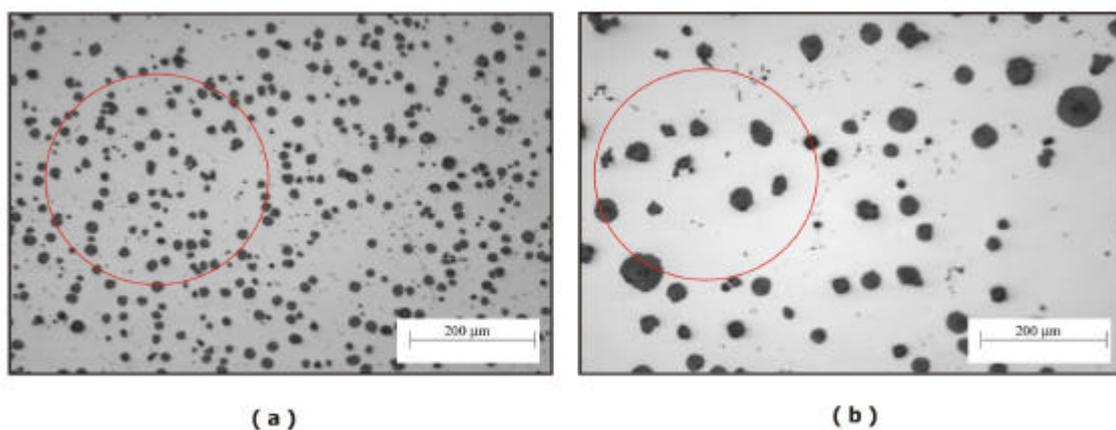


Figura 97 Nodularidade para a barra de 100mm 200x - sem ataque

A figura 98 mostra a nodularidade para a barra de 150mm. A figura 98(a) mostra a nodularidade na superfície da barra e a figura 98(b) mostra a nodularidade no centro da barra com aumento de 200x sem ataque.

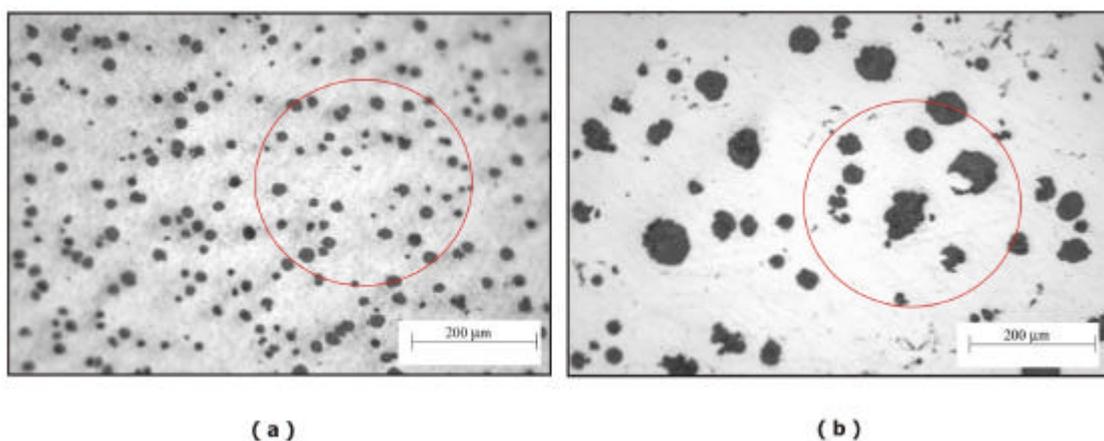


Figura 98 Nodularidade para a barra de 150mm 200x - sem ataque

Podemos observar pelas micrografias que a barra de 150mm apresenta a maior variação de nodularidade entre a superfície e o centro da barra. O efeito do tamanho da seção transversal na velocidade de resfriamento e fading do nodulizante e inoculante caracterizam-se como principal causa no comportamento da nodularidade na barra de 150mm.

## 4.4 Propriedades Mecânicas

### 4.4.1 Ensaios de Dureza

A figura 99 mostra a comportamento da dureza Brinell em função das posições (superfície, meio raio e centro) para as barras de 50, 100 e 150mm. Na superfície a dureza da barra de 100 e 150mm apresentam valores similares entorno de 175 HB, em oposição aos valores de dureza da barra de 50mm que apresenta dureza entorno de 197 HB. A dureza elevada na superfície da barra de 50mm deve-se à presença de carbonetos eutéticos provenientes das altas taxas de extração de calor. As três barra apresentam pontos de valores mínimos que representam a presença da orla ferrítica. Notamos que a barra de 50mm apresenta o ponto de mínimo valor próximo ao meio raio, mostrando a influência da taxa de extração de calor no deslocamento da orla ferrítica. As barras de 100 e 150mm apresentam os pontos de mínimo valor entre a superfície e o meio raio, sendo mais pronunciada na barra de 100mm. As barras de 100 e 150mm apresentam os pontos de máximo valor entre o meio raio e o centro da barra, esse comportamento mostra coerência com os máximos valores de perlita para essa região.

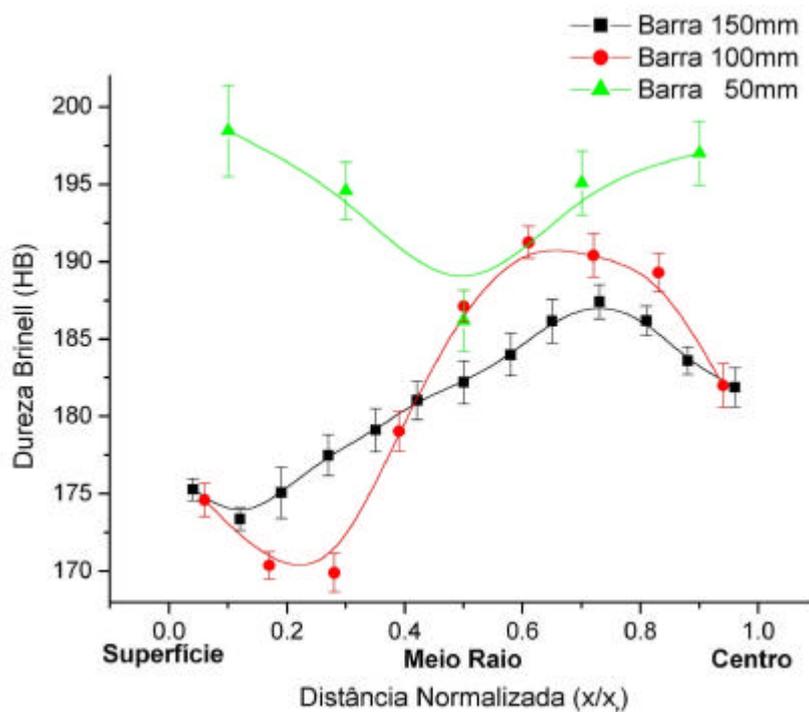


Figura 99 Gráfico de dureza Brinell para as três barras

A figura 100 mostra a correlação entre dureza das três barras em função da quantidade de perlita. Na superfície, as três barras apresentam dureza que independe da quantidade de perlita. Esse efeito é mais pronunciado na barra de 50mm, enquanto que as barras de 100 e 150mm apresentam comportamento semelhante. A partir de uma posição entre a superfície e o meio raio, as barra apresentam valores de dureza crescentes até o centro. A barra de 50mm apresentou dureza maior para uma mesma quantidade de perlita apresentadas nas barras de 100 e 150mm. Este comportamento mostra que a dureza da barra de 50mm não depende exclusivamente da quantidade de perlita, logo o número e/ou o tamanho dos nódulos podem estar contribuindo para este comportamento.

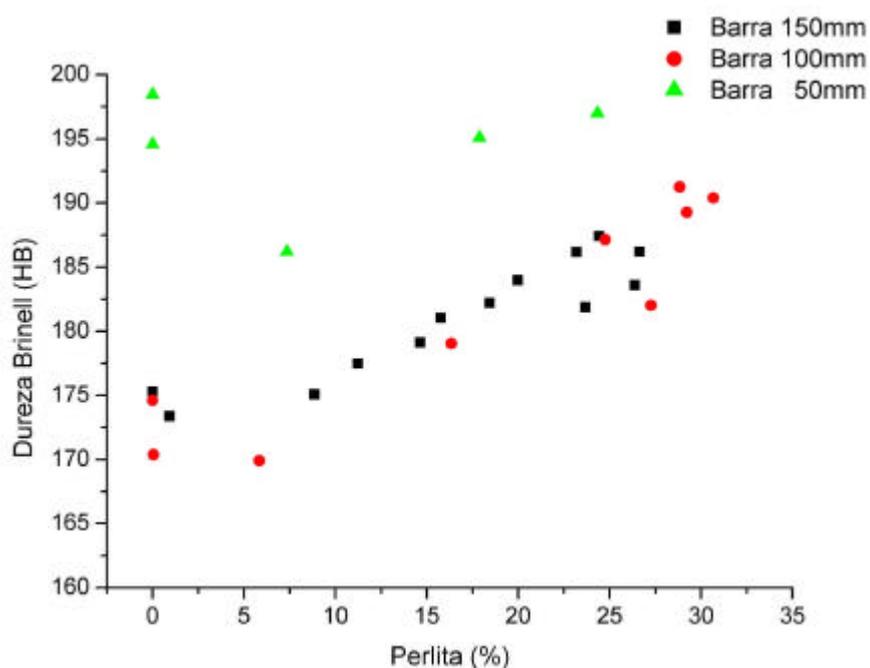


Figura 100 Gráfico de dureza Brinell versus Quantidade de Perlita para as três barras

Com o objetivo de obter maior visualização do comportamento da dureza ao longo do raio da barra de 50mm foi desenvolvido um gráfico tridimensional, correlacionando as diferentes durezas com cores. A figura 101 mostra o gráfico 3D de dureza para a barra de 50mm. A figura 101(a) mostra a dureza da barra com vista superior e a figura 101(b) mostra a dureza da barra de 50mm em 3D. Podemos observar a orla ferrítica (azul claro e verde) no meio raio da barra onde se verifica menor dureza. Devido à formação de carbonetos na superfície da barra, podemos notar valores de dureza mais altos (amarela e vermelha) e o centro da

barra apresentando também dureza elevada, em função da maior quantidade de perlita (vermelho e amarelo).

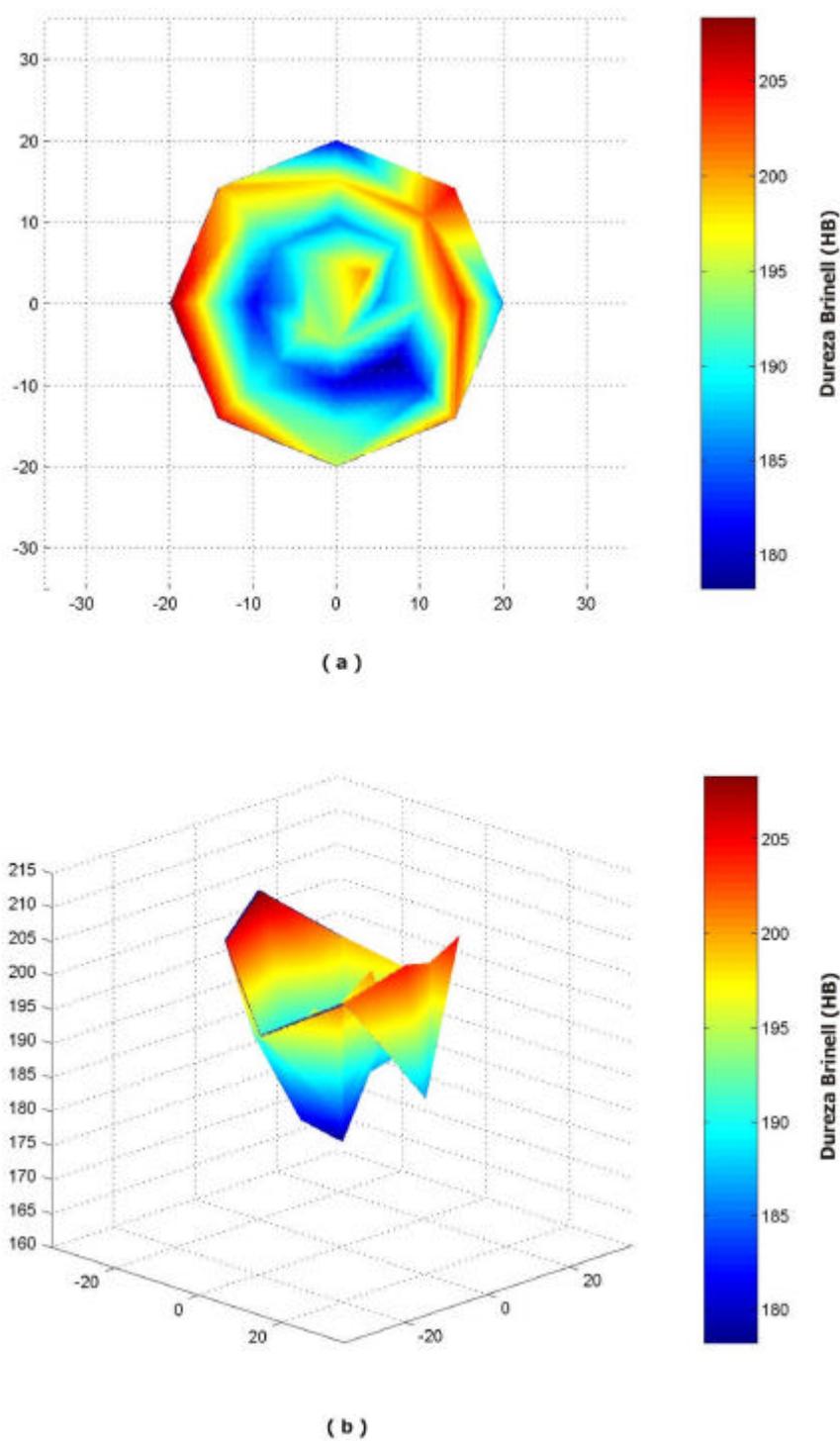


Figura 101 Gráfico 3D da dureza Brinell para barra de 50mm.

A figura 102 mostra o gráfico 3D de dureza para a barra de 100mm. A figura 102(a) mostra a dureza da barra com vista superior e a figura 102(b) mostra a dureza da barra de 100mm em 3D. Podemos notar no gráfico que a barra de 100mm apresenta dureza mais elevada (vermelho) em uma posição entre o meio raio e o centro da barra. Ao passo que as durezas menos elevadas (azul), caracterizam a orla ferrítica. A figura 102(b) mostra o efeito em profundidade da orla ferrítica na superfície e no centro da barra em função da menor dureza.

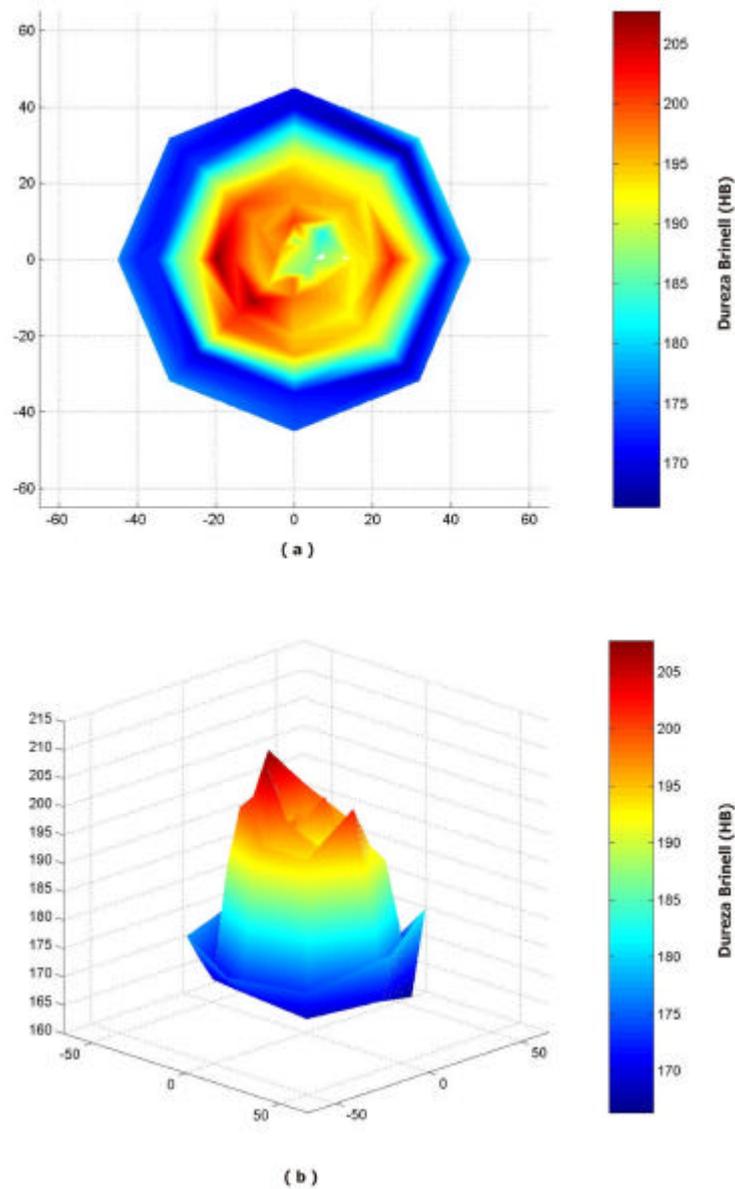
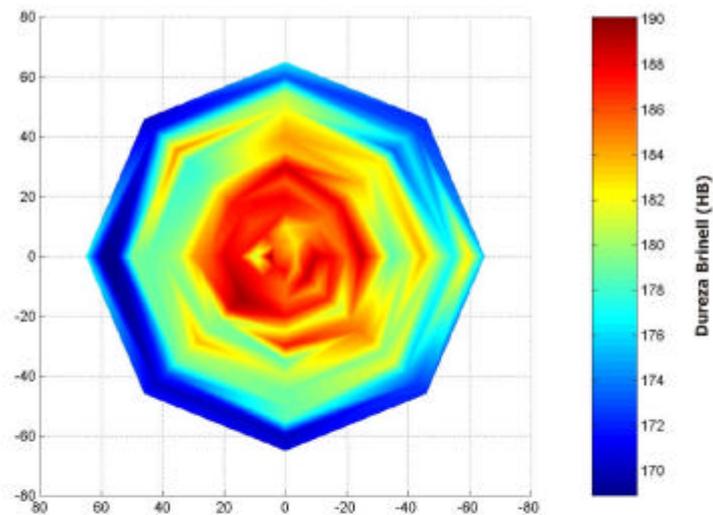
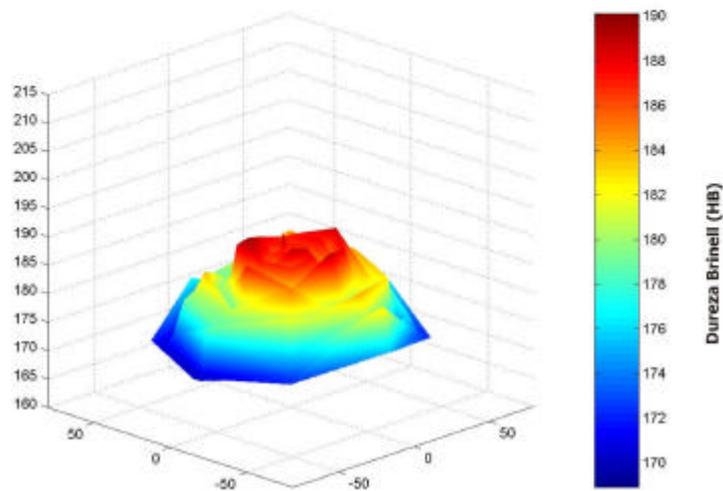


Figura 102 Gráfico 3D da dureza Brinell para a barra de 100mm

A figura 103 mostra o gráfico 3D de dureza para a barra de 150mm. A figura 103(a) mostra a dureza tridimensional da barra com vista superior e a figura 103(b) mostra a dureza tridimensional da barra de 150mm. Podemos notar no gráfico que a barra de 150mm apresenta dureza mais elevada (vermelho) em uma posição próxima ao centro da barra. As durezas menos elevadas (azul e azul claro) caracterizam a orla ferrítica. A figura 103(b) mostra a crescente dureza entre a superfície e o centro da barra.



(a)



(b)

Figura 103 Gráfico 3D da dureza Brinell para a barra de 150mm

#### 4.4.2 Ensaios de Impacto

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy encontram-se na tabela 21.

Tabela 21 Energia absorvida pelas três barras no ensaio Charpy\*.

T(°C)	Barra de 50mm			Barra de 100mm			Barra de 150mm			
	Sup. (K)	M. R. (J)	Cent. ( C )	Sup. (K)	M. R. (J)	Cent. ( C )	Sup. (K)	M. R. (J)	M. R. (I)	Cent. ( C )
-100	4	3	2,7	3,7	-	-	3,7	3	2,7	2,7
-50	3,7	4,3	3,7	5	3,3	3,7	5,7	4,7	4,3	4,3
24	6,3	8,3	6	10,7	8,7	5,3	12	12	8	8
50	8	8,7	8	11,7	11,3	9,7	15,3	16,3	11,7	14
100	9,3	8	8,7	12,3	15,3	15,3	15	16	15,7	14,7
200	9,3	10,7	10,5	12	16,3	15,5	14,3	15,3	14,3	14,5

\* média de três ensaios

Verifica-se que as barras de 50, 100 e 150mm apresentam queda das propriedades de impacto com a diminuição da temperatura. As figuras 104, 105 e 106 apresentam a influência das posições de retirada dos corpos de prova sobre as curvas de transição frágil-dúctil das barras.

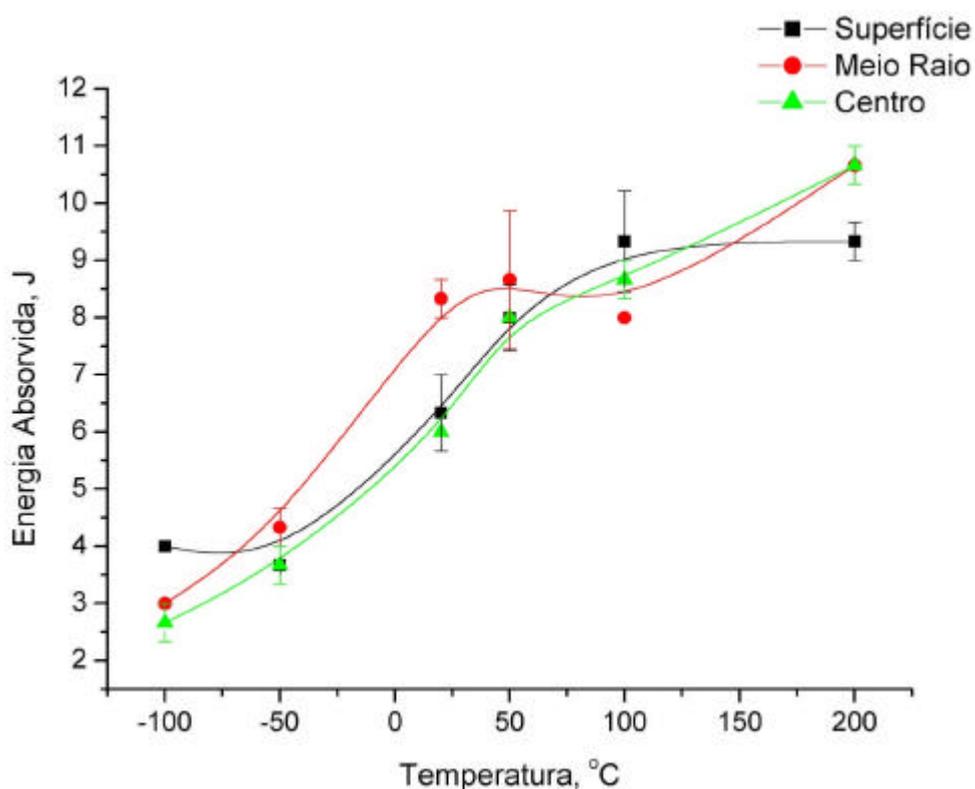


Figura 104 Curvas de energia de impacto para a barra de 50mm

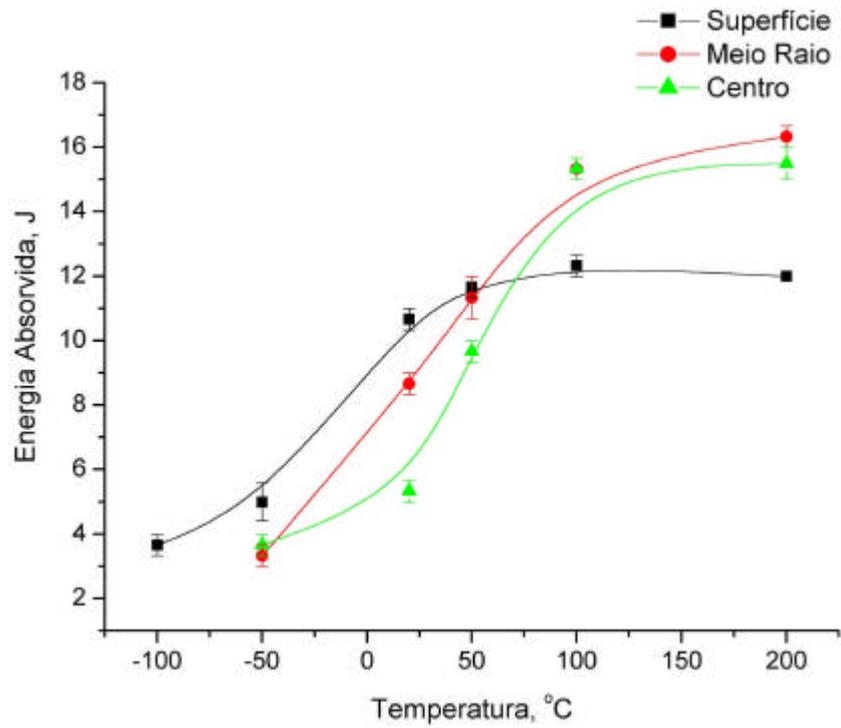


Figura 105 Curvas de energia de impacto para a barra de 100mm

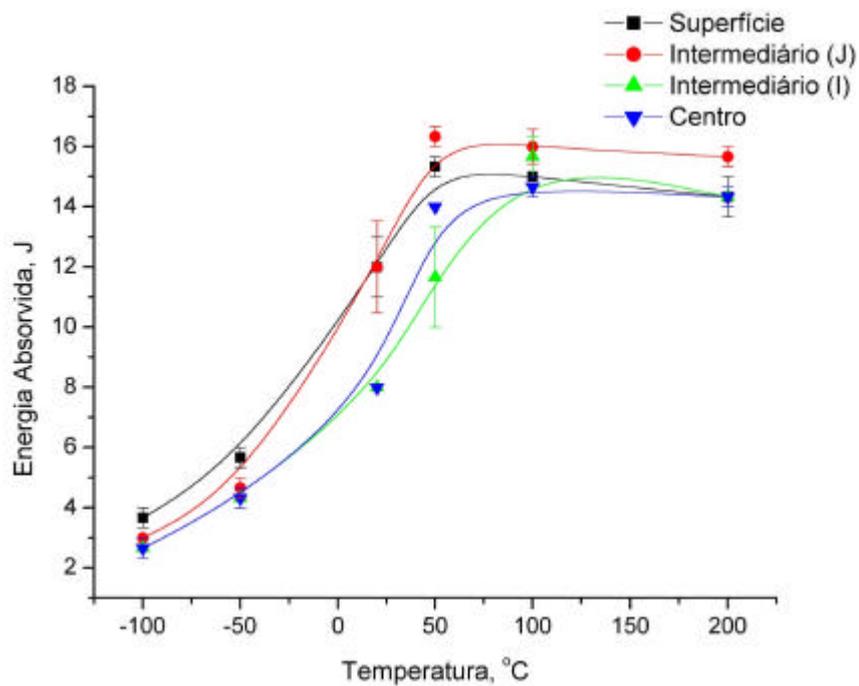


Figura 106 Curvas de energia de impacto para a barra de 150mm

A partir destes dados foi possível calcular as temperaturas de transição frágil-dúctil e as energias (médias) absorvidas no patamar superior para as barra de 50, 100 e 150mm nas posições de superfície, meio raio e centro. No cálculo das temperaturas de transição frágil-dúctil utilizou-se a média entre as energias dos patamares frágil e dúctil. A tabela 22 mostras as temperaturas de transição frágil-dúctil e as energias médias absorvidas no patamar superior.

Tabela 22 Temperatura de transição frágil-dúctil e energias (médias) absorvidas no patamar superior para as três barras.

		<b>Temperatura de Transição (°C)</b>	<b>Energia Absorvida (J)</b>
<b>50mm</b>	Superfície (S)	24	9,3
	Meio Raio (J)	-8	9,1
	Centro ( C )	25	9,5
<b>100mm</b>	Superfície (S)	-9	12
	Meio Raio (J)	31	15,8
	Centro ( C )	56	15,4
<b>150mm</b>	Superfície (S)	-6	14,8
	Meio Raio (J)	10	15,9
	Meio Raio (I)	30	15
	Centro ( C )	25	14,4

A barra de 50mm apresentou menor temperatura de transição frágil-dúctil no meio raio, essa comportamento no meio raio da barra de 50mm é influência da orla ferrítica. Na superfície, a alta temperatura de transição está relacionada com a presença de carbonetos e no centro da barra está relacionada com a quantidade de perlita. A energia absorvida no patamar superior não teve variação significativa. A barra de 100mm apresentou a menor temperatura de transição e menor energia absorvida no patamar superior na superfície, em função da maior quantidade de nódulos. A maior energia de transição frágil-dúctil foi verificada no centro da barra de 100mm, esse comportamento está relacionado com a quantidade de perlita. A quantidade de energia absorvida no meio raio e centro da barra de 100mm são similares. A barra de 150mm apresentou energia de transição crescente da superfície para o centro. A menor energia absorvida no patamar superior está

relacionada com o maior número de nódulos na superfície e a menor nodularidade no centro da barra. A figura 107 mostra influência da taxa de resfriamento nas curvas de transição frágil-dúctil. A barra de 50mm apresenta a menor temperatura de transição e energia dúctil absorvida no patamar superior. A barra de 50mm apresenta a maior número de nódulos e menor quantidade de perlita. A barra de 100mm apresenta comportamento intermediário entre a barra de 50 e 150mm. A barra de 150mm apresenta a maior temperatura de transição frágil-dúctil e a maior energia absorvida no patamar superior. Esse comportamento está relacionado com a quantidade de nódulos desta barra.

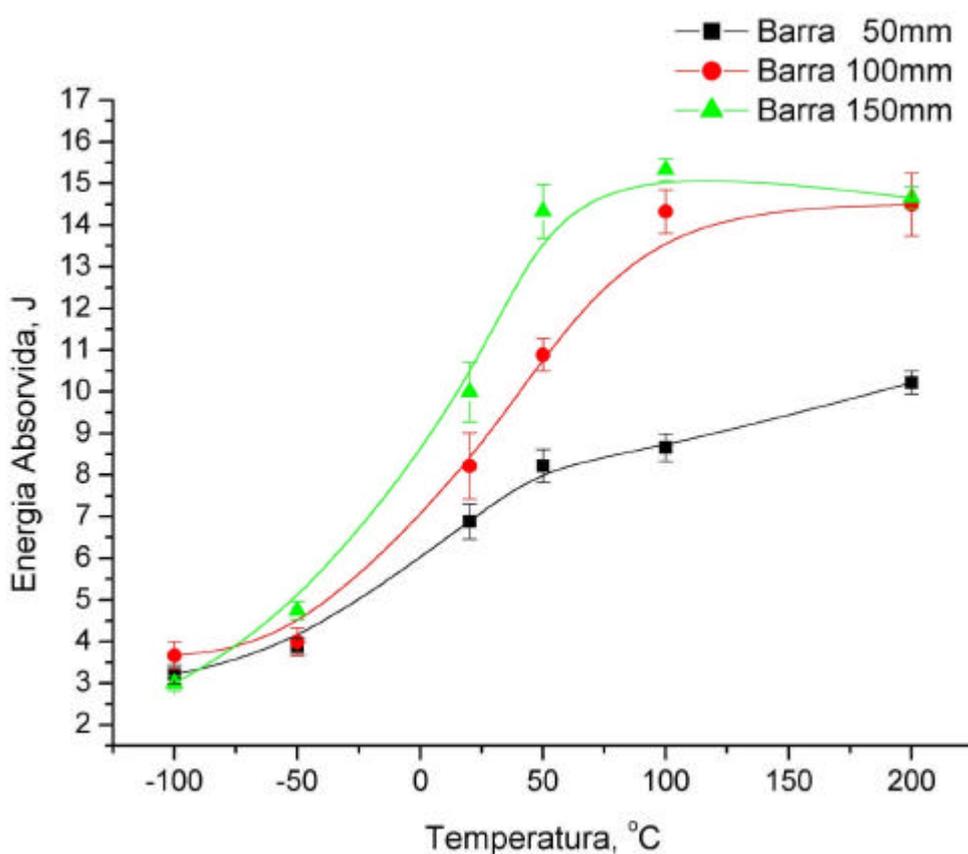


Figura 107 Curvas de energia de impacto média para as três barras

As figuras 108, 109 e 110 mostram os aspectos macroscópicos das fraturas dos corpos de prova em função da posição de ensaio. Observa-se que para a uma mesma posição, as ligas se deformam mais plasticamente com o aumento da temperatura e as suas fraturas tornam-se mais escuras. Para temperaturas mais baixas, a fratura apresenta-se de forma frágil com aspecto brilhante.

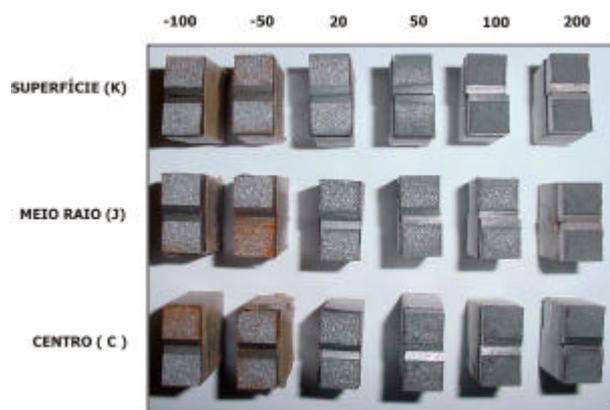


Figura 108 Aspectos macroscópicos das fraturas para a barra de 50mm

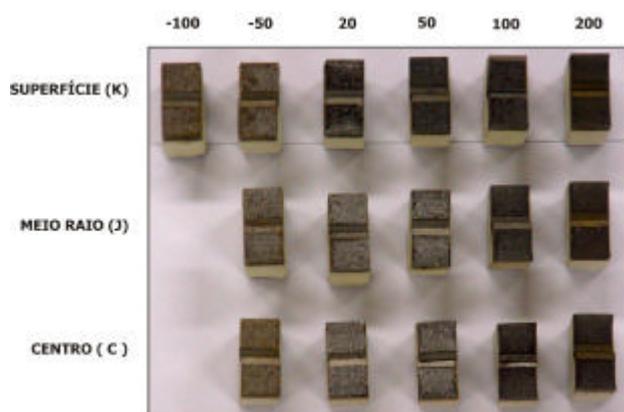


Figura 109 Aspectos macroscópicos das fraturas para a barra de 100mm

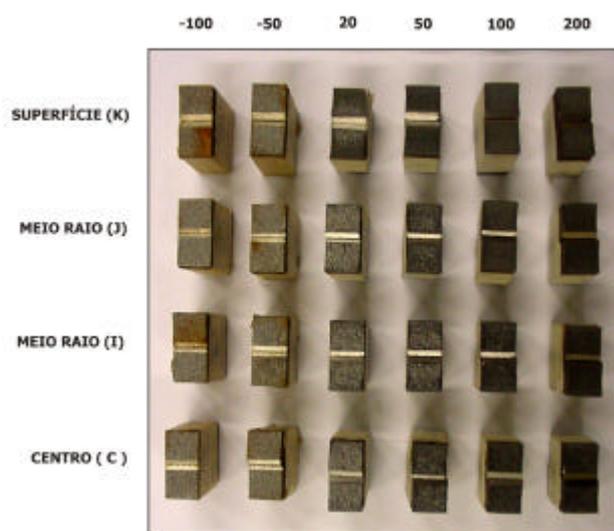


Figura 110 Aspectos macroscópicos das fraturas para a barra de 150mm

### 4.4.3 Fractografias

Foi analisado o aspecto das fraturas para na posição intermediária (J) das barras de 50, 100 e 150mm nas temperaturas de -100, 20 e +100°C.

As figuras 111, 112 e 113 mostram os aspectos da superfície de fratura das barras de 50, 100 e 150mm na temperatura de 20°C.

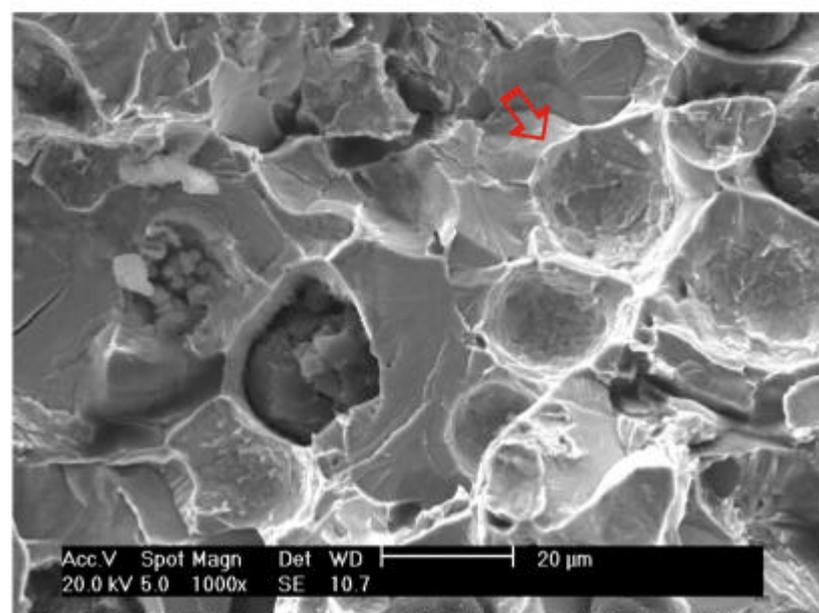
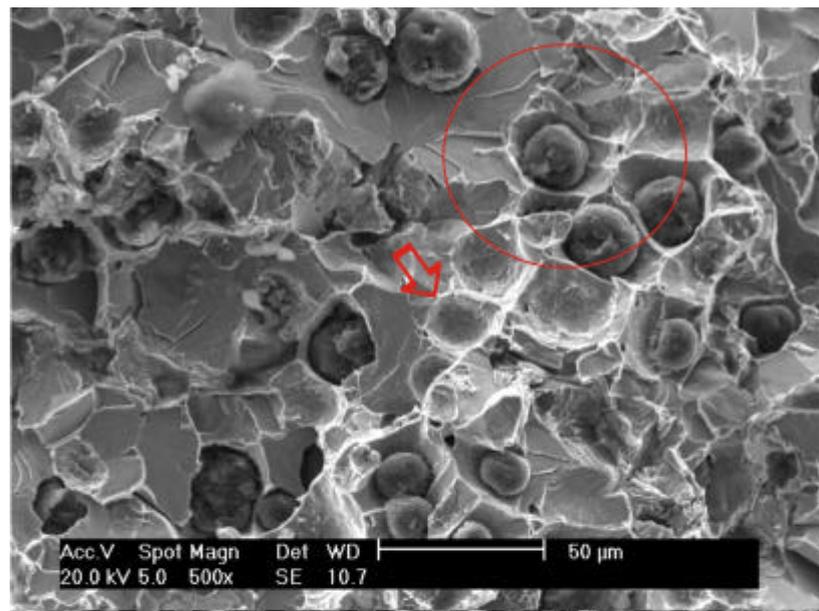


Figura 111 Aspecto da fratura da barra de 50mm testada a 20°C

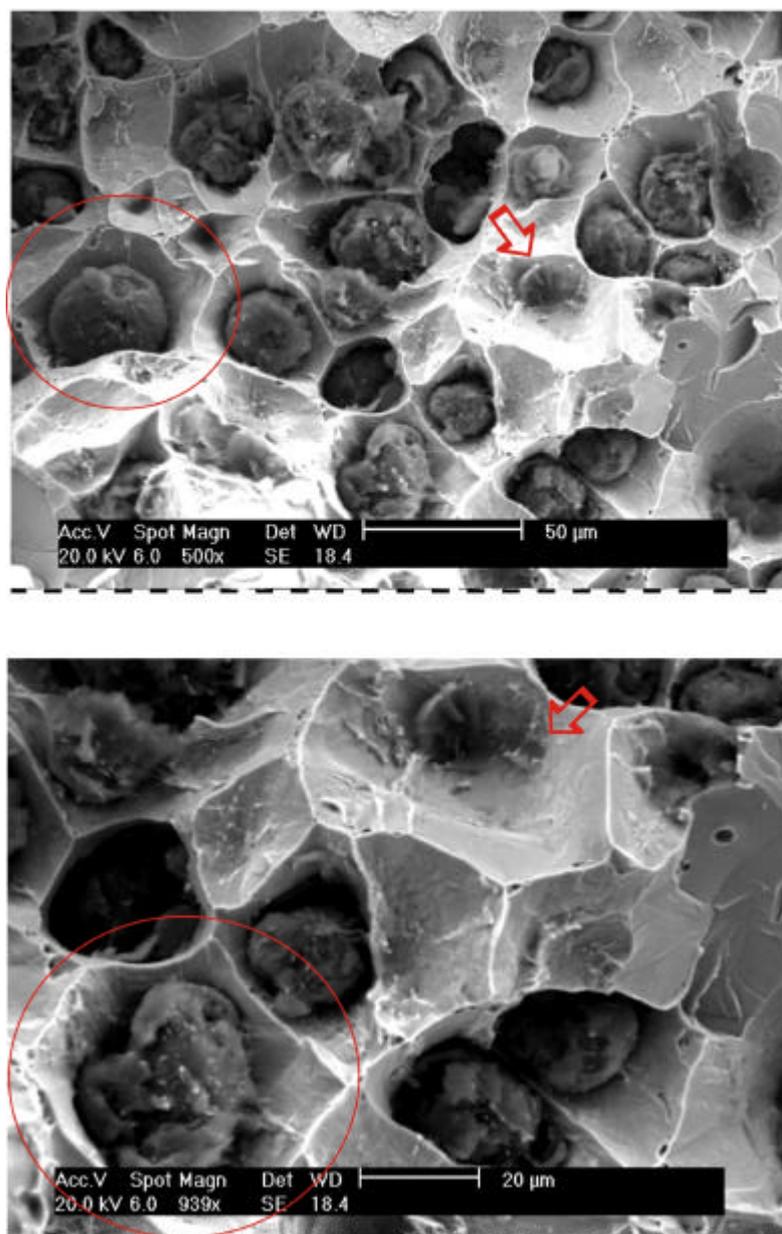


Figura 112 Aspecto da fratura da barra de 100mm testada a 20°C

No aspecto da fratura da barra de 50mm e 100mm testadas a 20°C são notadas regiões junto aos nódulos de grafita onde houve grande deformação plástica da ferrita (círculo vermelho). Nota-se o desprendimento dos nódulos de suas cavidades (seta vermelha) nas duas barras e a presença de facetas de clivagem para a barra de 50 e 100mm. As facetas de clivagem (fratura frágil) podem ser atribuídas as maiores quantidades de perlita na barra de 100mm e maior quantidade de silício (endurecimento por solução sólida) para a barra de 50mm.

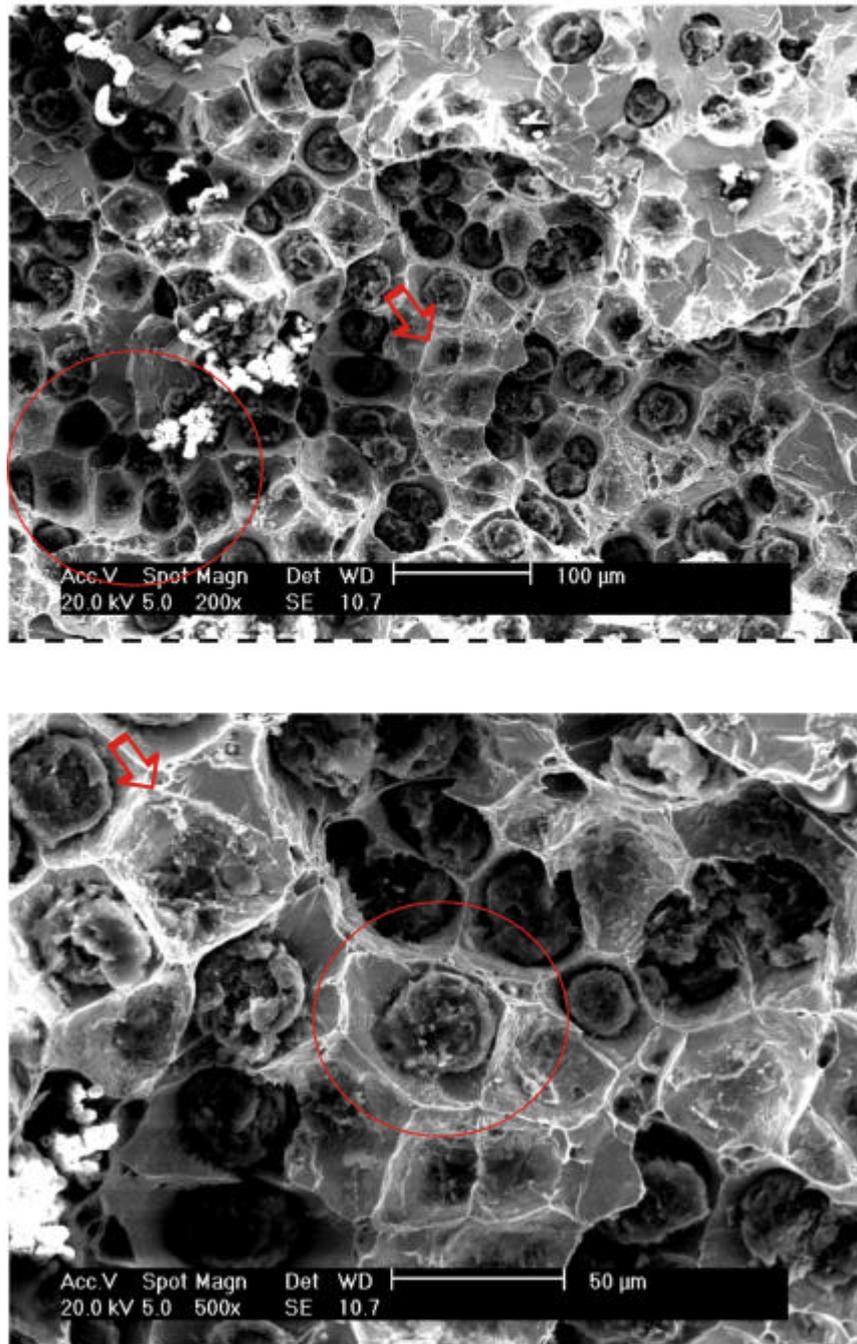


Figura 113 Aspecto da fratura para a barra de 150mm testa a 20°C

No aspecto da fratura da barra de 150mm a 20°C também são notadas regiões junto aos nódulos de grafita onde houve grande deformação plástica da ferrita (círculo vermelho) e desprendimento dos nódulos de suas cavidades (seta vermelha). São notadas microcavidades ao redor dos nódulos e regiões onde ocorre facetas de clivagem (fratura frágil).

As figuras 114, 115 e 116 mostram o aspecto da fratura para as barras de 50, 100 e 150mm testadas à temperatura de +100°C.

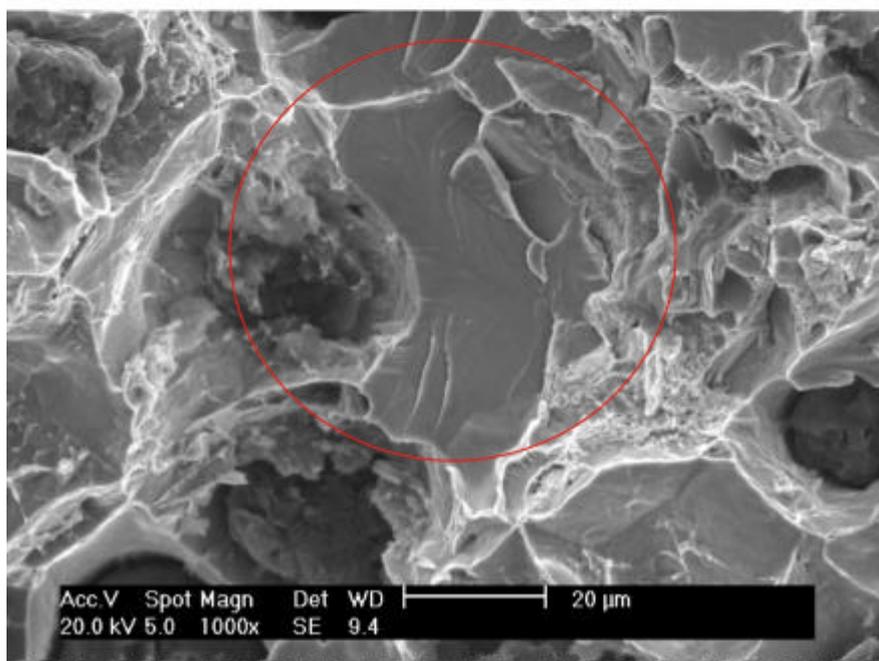
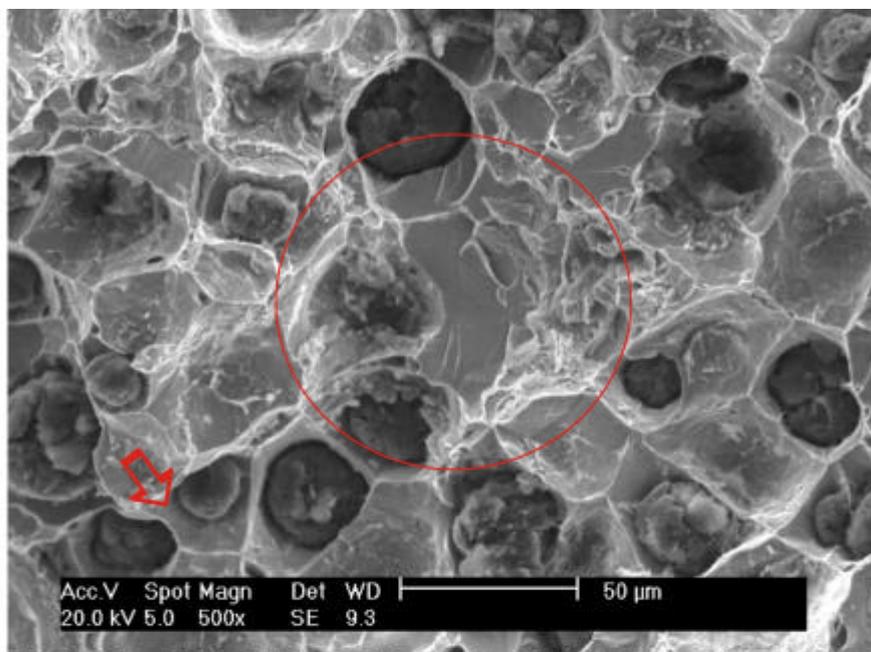


Figura 114 Aspecto da fratura para a barra de 50mm testada a +100°C

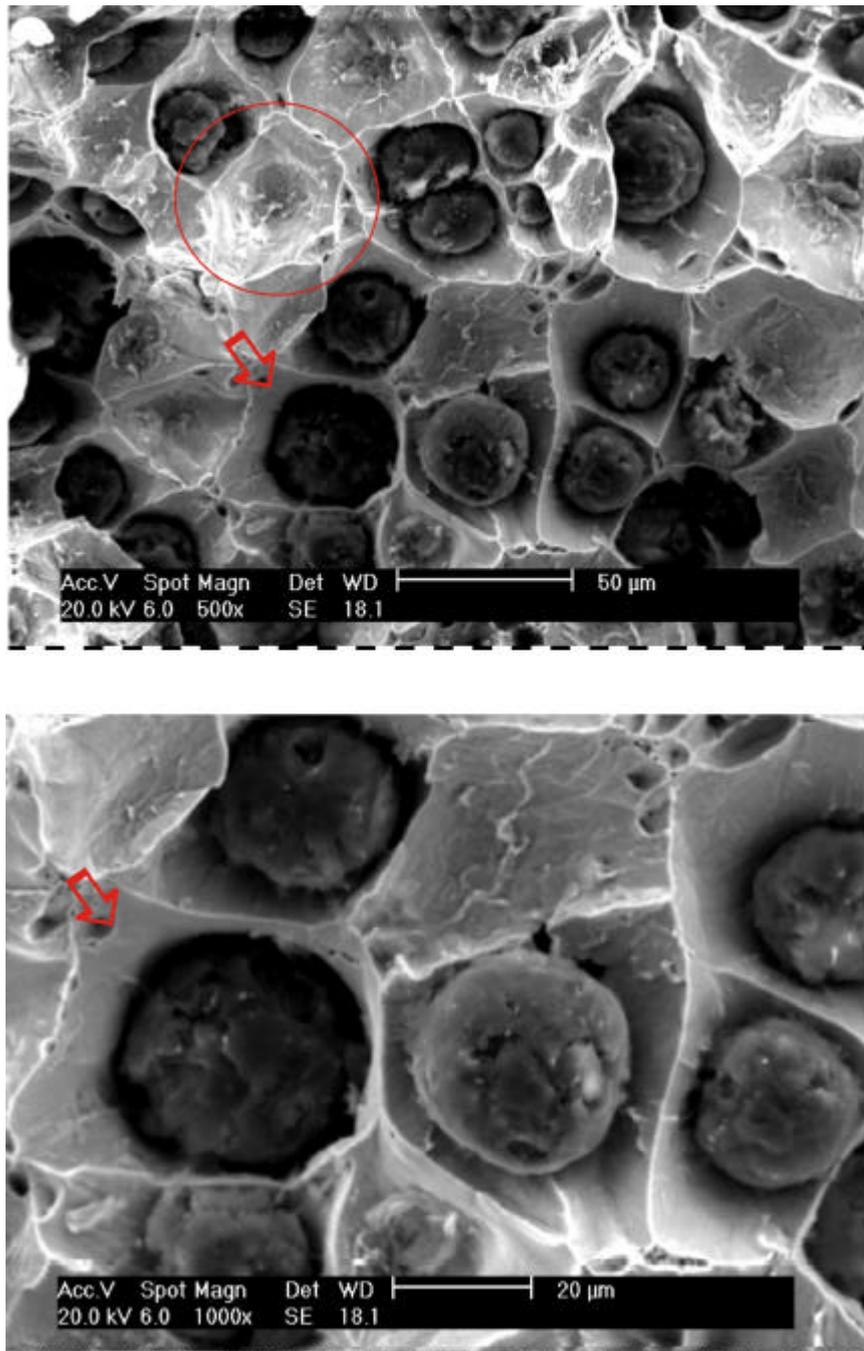


Figura 115 Aspecto da fratura para a barra de 100mm testada a +100°C

O aspecto da superfície de fratura para as barras de 50mm e 100mm apresenta fratura predominantemente alveolar com a presença de algumas regiões onde ocorreu clivagem (círculo vermelho na figura 114). São notadas microcavidades ao redor dos nódulos evidenciando a deformação plástica da ferrita adjacente aos nódulos.(seta vermelha na figura 115).

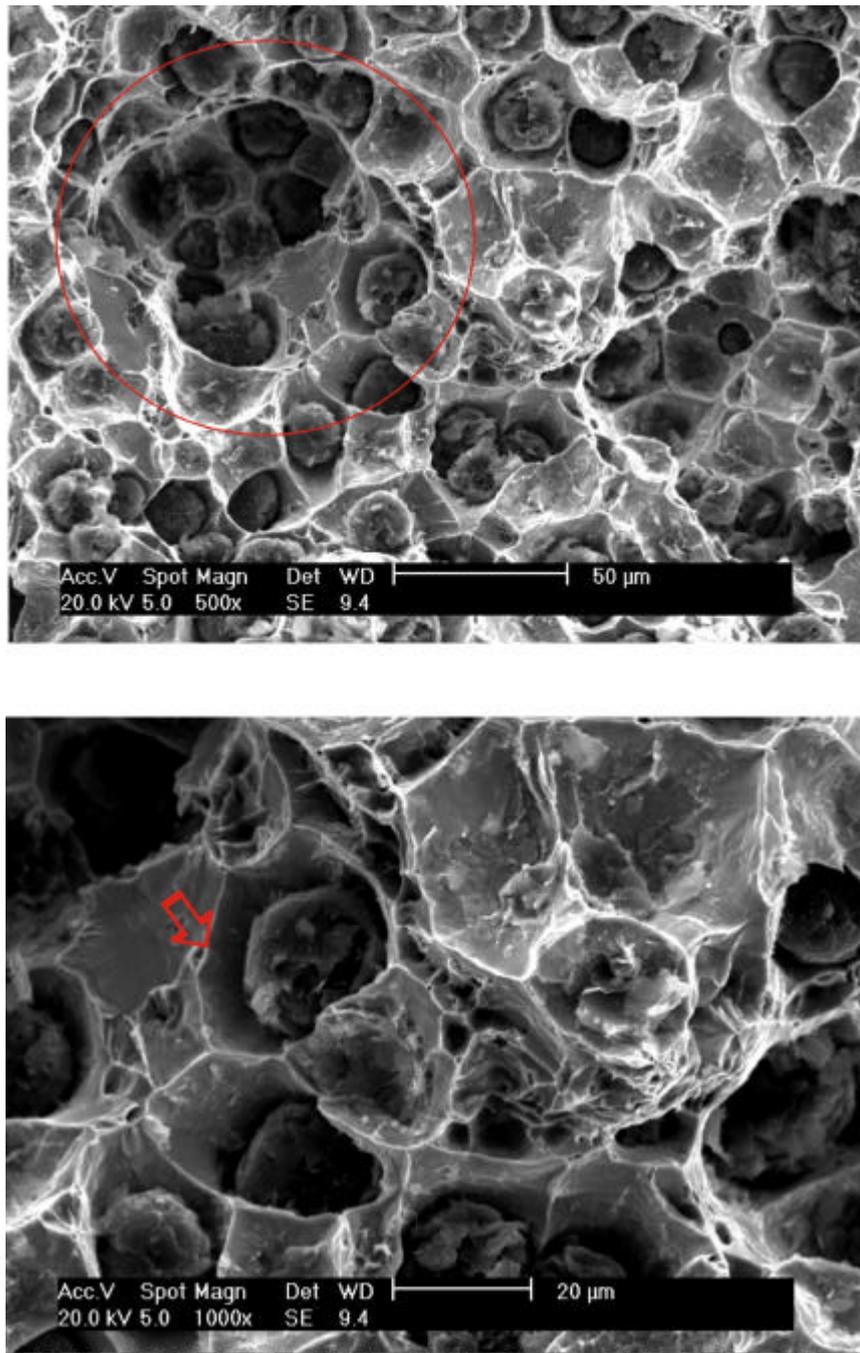


Figura 116 Aspecto da fratura para a barra de 150mm testada a +100°C

O aspecto da superfície de fratura para a barra de 150mm mostra grandes deformações plásticas na ferrita junto aos nódulos (seta vermelha), evidenciando microcavidades ao redor dos nódulos. Podemos notar também algumas regiões onde há ocorrência de clivagem.

As figuras 117, 118 e 119 mostram o aspecto da fratura para as barras de 50, 100 e 150mm testadas à temperatura de  $-100^{\circ}\text{C}$ .

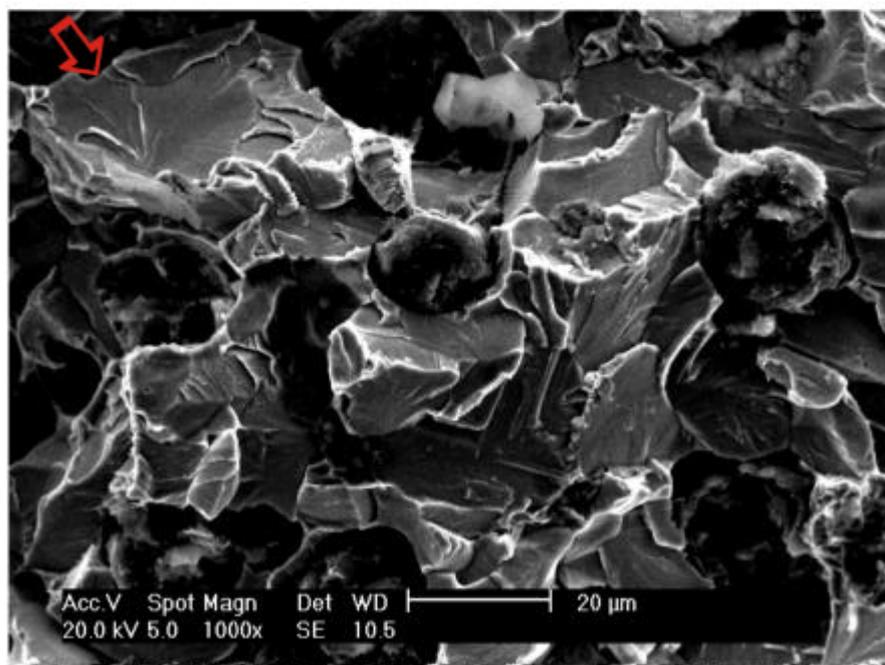
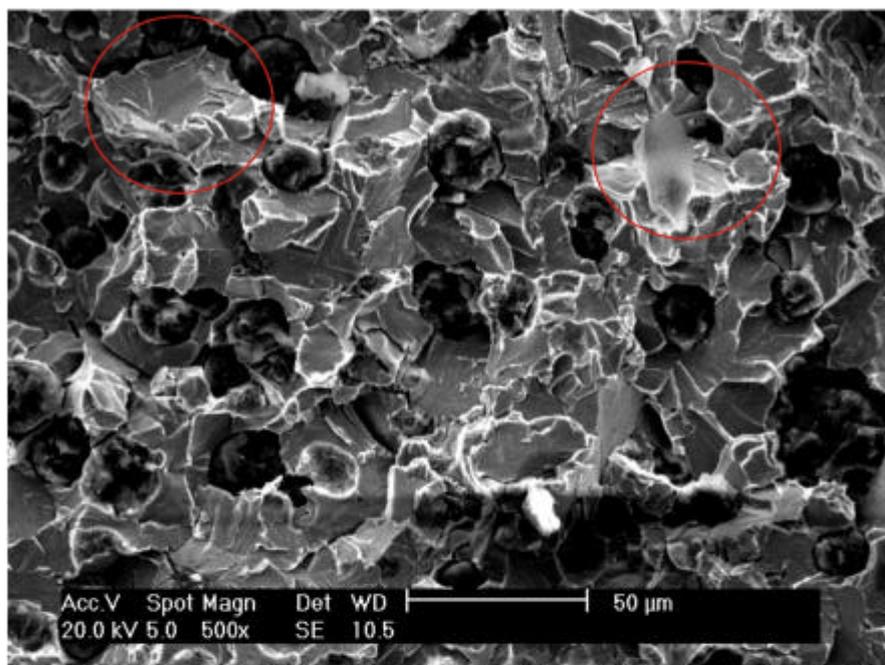


Figura 117 Aspecto da fratura para a barra de 50mm testa à  $-100^{\circ}\text{C}$

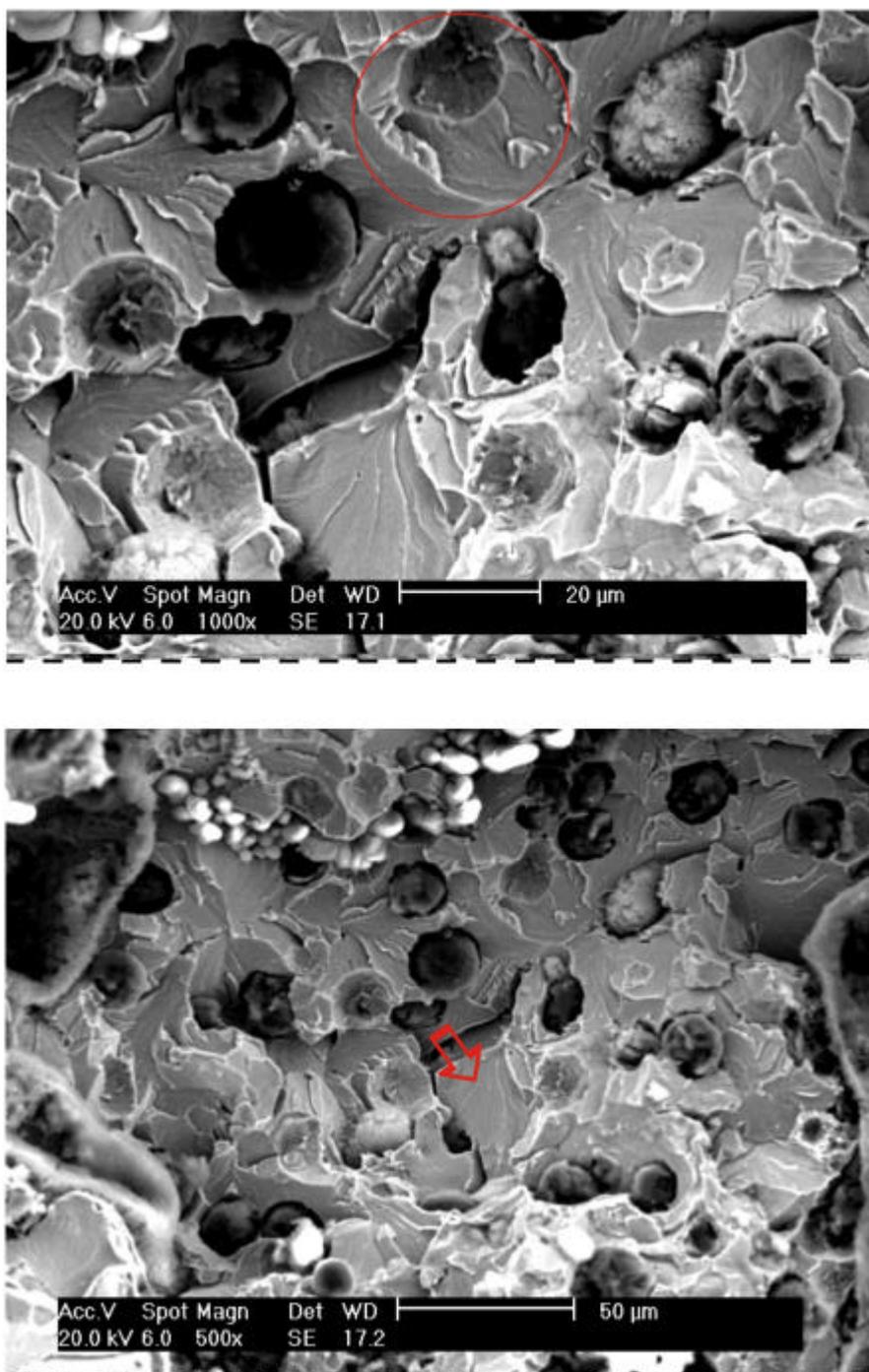


Figura 118 Aspecto da fratura para a barra de 100mm testada à -100°C

No aspecto da superfície de fratura para a barra de 50 e 100mm podemos notar regiões de desprendimento dos nódulos de suas cavidades (círculo vermelho figura 118). Nota-se a ferrita adjacente ao nódulo pouco deformada e a presença predominante de clivagem.

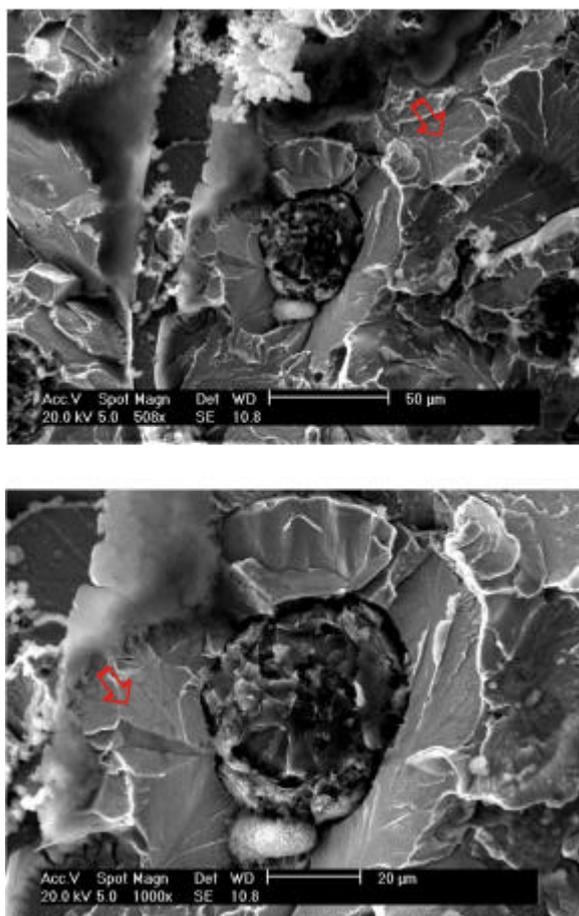


Figura 119 Aspecto da fratura para a barra de 150mm testada à  $-100^{\circ}\text{C}$

A figura 119 mostra o detalhe do aspecto da superfície de fratura do nódulo para a barra de 150mm testada à  $-100^{\circ}\text{C}$ . Pode-se evidenciar a pouca deformação plástica da matriz ferrítica ao redor dos nódulos e regiões de clivagem.

A fratura frágil evidenciada nas barras de 50mm e 150mm testadas à temperatura ambiente mostrou a influência dos carbonetos eutéticos e a quantidade de perlita. Em todas as barras, observa-se que com o aumento da temperatura há um aumento na ductilidade (menor quantidade de facetas de clivagem e maior deformação plástica da matriz). Para as barras de 50, 100 e 150 testadas na temperatura de  $-100^{\circ}\text{C}$ , a ferrita adjacente aos nódulos apresentou grande pouca deformação plástica. A quantidade crescente de perlita nas barras de 100 e 150mm condiciona a maior quantidade de regiões de clivagem (fratura frágil). Nos ferros fundidos nodulares, o processo de fratura depende da quantidade de perlita e do número, tamanho e forma dos nódulos de grafita.

## 5. CONCLUSÃO

A análise dos resultados experimentais segundo a composição química, análise qualitativa, análise quantitativa, ensaio de dureza e ensaio de impacto, permite, para as condições experimentais utilizadas, concluir:

### 1- A extração de calor pela coquilha de grafite:

A extração de calor pela coquilha de grafite refrigerada favorece a formação de um anel junto à superfície cuja microestrutura é totalmente ferrítica. Para uma maior extração de calor maior será a formação da orla ferrítica. Observou-se também que a orla ferrítica se apresenta deslocada para a parte superior das barras. Esse comportamento provém do peso das barras, visto que confere maior contato entre a barra e a coquilha de grafita na parte inferior. A barra de 150mm apresentou maior deslocamento de orla ferrítica.

### 2- Posições preferenciais de formação de microestruturas anormais:

O mapa qualitativo mostrou que as posições preferenciais na formação de formas anormais na microestrutura estão na parte superior das barras fundidas. A barra de 50mm apresentou flotação de grafita, com a maior parte dos nódulos flotados do tipo VI (explodida). Essa microestrutura anormal é causada pelo alto carbono equivalente para essa barra. A barra de 50mm apresentou o maior nível percentual de carbonetos eutéticos na parte superficial inferior da barra. Também foi verificadas grafita explosiva e drosses.

A principal microestrutura anormal verificada na barra de 100mm foi grafita chunky (grafita em grumos) e em menor quantidade grafita explodida e flotação. A presença de grafita em grumos foi verificada principalmente nas posições de meio raio e superfície da porção superior da barra. A grafita em grumos está associada a quantidades de carbono acima de 4,2% e a resfriamento lento.

A barra de 150mm por apresentar um resfriamento mais lento, mostrou o maior número de microestruturas anormais. Foi verificado alinhamento de grafita em posições centrais na parte superior da barra. Verificou-se também a formação de drosses, geralmente perto da superfície na parte superior da barra. As drosses analisadas na barra de 150mm formam-se segundo a reação de oxidação. A barra de 150mm apresentou coquilhamento inverso localizado na parte central das amostras. As três amostras analisadas para cada diâmetro apresentaram boa correlação nas posições do mapa qualitativo.

3- Quanto à forma, tamanho, distribuição da grafita e quantidade de perlita:

Com o objetivo de obter a microestrutura desejada para determinada aplicação, a taxa de resfriamento mostrou-se o parâmetro de processo mais importante a ser controlado na fundição contínua. Todavia a influência da taxa de resfriamento é muito mais pronunciada em um baixo número de nódulos do que em um alto número de nódulos.

Existe uma forte relação entre número de nódulos, tamanho dos nódulos e quantidade de perlita. Na superfície a quantidade de perlita é baixa porque o número de nódulos é alto. No centro ou próximo ao centro das barras, a quantidade de perlita é alta em função da menor taxa de resfriamento que propicia um menor número de nódulos.

A barra de 50mm apresentou valores crescentes de perlita da superfície para o centro da barra. Entretanto as barras de 100 e 150mm apresentaram pontos de máximo valor em posições entre o meio raio e a superfície. Este comportamento mostra a competição entre o número de nódulos e a taxa de resfriamento.

A coquilha de grafite fornece uma alta taxa de extração de calor na superfície. Devido à alta extração de calor, a difusão de carbono é bastante limitada, resultando em um grande número de pequenos nódulos na superfície. Por outro lado, as baixas taxas de extração de calor no centro das barras faz com que o carbono difunda por longas distâncias resultando em pequenas quantidades de grandes nódulos. O número de nódulos diminui da superfície para o centro das barras. Verificou-se que a barra de 50mm apresenta o maior número de nódulos em todas as posições e a barra de 150mm o menor.

O comportamento do tamanho dos nódulos muda com as diferentes taxas de resfriamento. As barras de 50, 100 e 150mm apresentaram tamanhos de grafita similares. Em contraste ao tamanho no centro, que apresentou valores maiores na barra de 150mm seguida das barras de 100 e 50mm. Para todas as barras o tamanho dos nódulos cresce da superfície para o centro.

A nodularidade baixa na superfície para as três barras está relacionada com a decomposição da cementita. Os nódulos de grafita que nucleiam da decomposição da cementita apresentam baixa nodularidade. A baixa nodularidade da superfície pode também estar relacionada com a presença de grafitas anormais. A barra de 50mm apresentou na superfície flotação de grafita, enquanto que as barras de 100 e 150mm apresentaram grafita em grumos (chunky). O principal fator na redução de nodularidade na barra de 150mm está relacionada com o tamanho da seção transversal. No centro da barra de 150mm, longos tempos para a solidificação provocam o *fading* do nodulizante ou do inoculante. O *fading* conduz a uma estrutura com baixo número de nódulos e nodularidade.

#### 4- Quanto às propriedades mecânicas:

Na superfície a dureza das barras de 100 e 150mm apresentaram valores similares, enquanto que a barra de 50mm apresentou valores mais elevados em função da presença de carbonetos eutéticos. As três barras apresentam pontos de valores de mínimos que representam a presença da orla ferrítica. As barras de 100 e 150mm apresentaram pontos de máximo valor entre o meio raio e o centro, mostrando coerência com os máximos valores de perlita para essa região.

A barra de 50mm apresenta a menor temperatura de transição frágil dúctil e menor energia absorvida no patamar superior entre as três barras. Este comportamento deve-se a presença de carbonetos na superfície e quantidades maiores de perlita no centro da barra. O patamar de energia superior das barras de 100 e 150mm apresentaram valores similares, mostrando a coerência com as quantidades de perlita para a região. A barra de 150mm apresentou a maior temperatura de transição frágil-dúctil e a maior energia absorvida no patamar superior. Este comportamento está relacionado com a quantidade de nódulos na superfície e a quantidade de perlita no centro desta barra.

Nos ferros fundidos nodulares, a fratura depende da quantidade de perlita e do número, tamanho e forma dos nódulos. A análise do aspecto da fratura para as barras de 50, 100 e 150mm testadas à temperatura ambiente mostrou que a quantidade crescente de perlita condiciona a maior quantidade de regiões de clivagem (fratura frágil). Em todas as barras observou-se que com o aumento da temperatura há um aumento na ductilidade (menor quantidade de facetas de clivagem e maior deformação plástica). A deformação da ferrita adjacente ao nódulo de grafita mostra a tendência de concentração de tensões dos nódulos.

## 6. REFERÊNCIAS

- [1] AGUIAR, C.G. **Análise da usinabilidade do ferro fundido nodular de fundição contínua ABNT FE-50007**. Florianópolis, 1999, 109f. Dissertação de Mestrado, PPGM UFSC – SC.
- [2] ALBERTINI, E.; GUEDES, L.C. ; COSTA, P. H. C. & SOUZA SANTOS, A. B. de. Efeito da forma da grafita nas propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares ferríticos e perlíticos. **Metalurgia – ABM**, vol.35 (264): p.745-751, nov 1979.
- [3] ALBERTINI, E. **Obtenção de ferro fundido nodular ferrítico de alta qualidade no estado bruto de fundição**. São Paulo, 110f. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica USP – SP.
- [4] AN AMERICAN FOUNDRYMEN’S SOCIETY PUBLICATION. **Foundrumen’s guide to ductile iron microstructures**. 1984. 130p.
- [5] ASKELAND, D. R. & GUPTA, S.S. Effect of nodule count and cooling rate on the matrix of nodular cast iron. **Transactions of the American Foundrymen’s Society**, Vol.83, p.313-320, 1975.
- [6] BASUTKAR, P.K.; PARK, C.S.; MILLER, R.E. & LOPER C.R. Formation of spike graphite in high magnesium ductile iron casting. **Transactions of the American Foundrymen’s Society**. Vol.81, p.180-184, 1973.

- [7] CAMPOMANES, E. & GOLLER, R. The effect of certain carbide promoting elements on the microstructure of ductile iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.87, p.619-626.
- [8] COX, G. J. The impact properties for different types of ferritic spheroidal cast irons. **The British Foundryman**, vol.66 (12). P.357-62, dec 1973.
- [9] DECROP, M. The relationship of silicon and phosphorus content to the impact strength of ductile iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.4(4): p.18-20, Dec. 1979.
- [10] DOBRAVA, J. H. ; CARTER Jr. , S. F. & WALLACE, J. F. The influence of processing variables on the matrix structure and nodularity of ductile iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.89: p.229-250, 1981.
- [11] ELDOKY, L.& VOIGT, R.C. Fracture of ferritic ductile cast iron . **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.94, p.621-636, 1986.
- [12] EVANS, W.J.; CARTER JR, S.F. & WALLACE, J.F. Factor influencing the occurrence of carbides in thin sections of ductile iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.89, p.293-322, 1981.
- [13] FATAHALLA, N. & HUSSEIN, O. Metallurgical parameters, mechanical properties and machinability of ductile iron. **Journal of Materials Science**, Vol.31, p.5765-5772, nov 1996.
- [14] FUCO®. **Perfis de fundição contínua**. Joinville: Indústria de fundição Tupy, 1998. Manual Técnico.
- [15] GOODRICH, G.M. Ductile iron dilemma: primary carbides. **Modern Casting**, Vol.83, p.48, mai 1993.

- [16] GOODRICH, G.M. Cast iron microstructure anomalies and their causes **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.104, p.669-683, 1997.
- [17] GRUNDING, W. Influência da grafita e da matriz sobre algumas propriedades mecânicas de ferros fundidos comuns. **BOLETIN ABM**, Vol.8 (26): p.77-107, jan. 1952.
- [18] GUESSER, W.L.; CARVALHO JR, D.; BOEHS, L. & FRIEDRICH, D.N. Usinabilidade de perfis contínuos de ferros fundidos nodulares das classes FE-45012 e FE-50007. *Sulmat*, ago 2000.
- [19] HASSE, Stephan. *Guss und Gefügefehler*. Berlin: Schiele & Schön, 1999. 209p.
- [20] HELLAL, F.; LACAZE, J. & HAZOTTE, A. Initial stage of isothermal decomposition of austenite to ferrite and graphite in spheroidal graphite cast iron. **Materials Science and Technology**, Vol.15, p.773-778, 1999.
- [21] HENDERSON, H.E. Compliance with specifications for ductile iron castings assures quality. **Met. Prog**, Vol.89, p. 82-86, 1966.
- [22] JAVAID, A.; DAVIS, K.G. & SAHOO, M. Effect of chemistry and processing variables on mechanical properties of thin wall ductile iron castings. **Transactions of the American Foundrymen's Society**. Vol.108, p.191-200, 2000.
- [23] KOVACS, B.V. *Pearlite stabilization in cast irons*. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.89, p.79-97, 1981.
- [24] KRAUSE, V., FILHO, L.C.M., SANTOS, A.B.S. & REIMER, J.F. Alternativas de inoculação para evitar a formação de carbonetos eutéticos. **Metalurgia ABM** Vol.37, n286 p.507-515, Set 1981.

- [25] KOMATSU, S., SHIOTA, T., MATSUOKA, T. & NAKAMURA, L. Effects of several main factors on ductile-brittle transition behaviors of fracture toughness in SG cast iron. **Transactions of the American Society Foundrymen's Society**, Vol.92, p.121-125, 1994.
- [26] KOVACS, B.V. Pearlite stabilization in cast irons. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.88. p.79-96, 1980.
- [27] LALICH, M. J. & LOPER JR., C. R. Effects of pearlite promoting elements on the kinetics of the eutectoid transformation in ductile cast irons. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.81: p.217-228, 1973.
- [28] LOPER JR, C.R. Inoculation of cast iron – summary of current understanding. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.107, p.523-528, 1999.
- [29] LU, S.Z. & HELLAWELL, A. Fractal method of nodularity measurement in ductile iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.107, p.757-762, 1999.
- [30] MAMPAEY, F. Quantitative description of solidification morphology of lamellar and spheroidal graphite cast iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.107, p.425-431, 1999.
- [31] MARKS, J.R. Metallography of ductile iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.107, p.819-827, 1999.
- [32] MARWANGA, R.O; VOIGT, R.C. & COHEN, P.H. Influence of graphite morphology and matrix structure on chip formation during machining of continuously cast ductile irons. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.108, p.651-661, 2000.

[33] MOORE, A. Some factors influencing inoculation and inoculant fade in flake and nodular graphite irons. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.81, p.268-277, 1973.

[34] MORROGH, H. Production of nodular graphite structures in gray cast irons. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.56, p.72-87, 1948.

[35] NANSTAD, R. K.; WORZALA, F. J. & LOPER, C. R. Static and dynamic toughness of ductile cast iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.83: p.245-256, 1975.

[36] OHIRA, G. & IKAWA, K. Formation of ferrite and pearlite in cast iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.66: p.526-532, 1958.

[37] PETRY, C.C.M. **Avaliação das propriedades de impacto e dos mecanismos de fratura de ferros fundidos nodulares ferríticos**. Porto Alegre, 1999. 88f. Dissertação de Mestrado PPGEM URGs RS.

[38] RIERA, G.; BOERI, R. & SIKORA, J. Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron. **Materials Science and Technology**, Vol.18, n.6, p.691-697, 2002.

[39] SALAZAR, F.R.; HERRERA-TREJO, M.; CASTRO, M.; MENDEZ, J.N. & TORRES, J.T. Effect of nodule count and cooling rate on as-cast matrix of a Cu-Mo spheroidal graphite. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Vol.08, n03, p.325-329, jun 1999.

[40] SINÁTORA, S. & SOUZA SANTOS, A.B. Efeito da porcentagem de FeSi utilizando como inoculante na estrutura e propriedades do ferro nodular. **Metalurgia. ABM**. Vol.32, n.221, p.255-263, Abril 1976.

[41] SOUZA SANTOS, A.B. **Microestrutura de ferros fundidos nodulares esfriados lentamente**. São Paulo, 1976. 190f. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica USP – SP.

[42] SOUZA SANTOS, A.B.; BECKERT, E.A.; FENILLI, R. & PIESKE, A. Processos de nodulização de ferros fundidos. **Metalurgia ABM**, vol.39 (311): p.521-527, out. 1983.

[43] SOUZA SANTOS, A.B.; SUGIYAMA, N. & PIESKE, A. Efeito de algumas variáveis de processo na estrutura e propriedades de ferro fundido nodular. **Metalurgia ABM**, Vol.30 (201): p.567-577, 1974.

[44] UNDERWOOD, E.E. & BERRY, J.T. Quantitative measurements of cast iron microstructures. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, Vol.89, p.775-766, 1981.

[45] WHITE, C.V.; FLINN, R.A. & TROJAN, P.K. An investigation of three different methods of nodularity evaluation in ductile cast iron. **Transactions of American Foundrymen's Society**, Vol.89, p.639-644.

[46] VIEIRA, P.R.N., PACIORNIK, S. Uncertainty evaluation of metallographic measurements by image analysis and thermodynamic modeling. **Journal of Materials Characterization**, Vol.47, p.219-226, 2001.

## **7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

As barras produzidas por fundição contínua necessitam de intensa usinagem posterior. Recomenda-se no futuro, estudar o balanço microestrutural com o objetivo de propor a microestrutura mais adequada para determinada aplicação. Para isso, se torna necessário um estudo detalhado da influência da composição química e variáveis de processo no balanço microestrutural.

Um outro trabalho de pesquisa a ser realizado futuramente seria o modelamento matemático da extração de calor pela coquilha de grafite refrigerada. Este estudo visa conhecer melhor o processo de extração de calor para cada diâmetro de barra e propor um projeto de coquilha otimizado. Sendo possível futuramente diminuir o tempo de espera, aumentando a capacidade da máquina de fundição contínua.

O estudo da influência das variáveis de processo em perfis com geometria complexa de grandes dimensões também podem ser objetivo de estudo posterior. Mapeando as posições preferenciais de microestruturas anormais, quantificando as fases presentes e fazendo ensaios mecânicos, com objetivo de conhecer a relação entre geometria, dimensões e variáveis de processo e propor otimizações processos e materiais.

## **Anexo A**

### **Tabela de Análise Qualitativa**

















## **Anexo B**

### **Tabela de Análise Quantitativa**