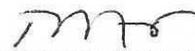


TESE DEFENDIDA POR RICARDO BATISTA DE
ANDRADE..... E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 06.10.2009.....


.....
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Parâmetros Térmicos e Estruturais em Ferros Fundidos Cinzento e Nodular Solidificados em Moldes de Areia e Unidirecionalmente

**Autor: Ricardo Batista de Andrade
Orientador: Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos**

01/2009

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Parâmetros Térmicos e Estruturais em Ferros Fundidos Cinzento e Nodular Solidificados em Moldes de Areia e Unidirecionalmente

Autor: Ricardo Batista de Andrade

Orientador: Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2009
S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

An24p Andrade, Ricardo Batista de
Parâmetros térmicos e estruturais em ferros fundidos
cinzento e nodular solidificados em moldes de areia e
unidirecionalmente / Ricardo Batista de Andrade. --
Campinas, SP: [s.n.], 2009.

Orientador: Rezende Gomes dos Santos.
Tese de Doutorado - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Ferro fundido. 2. Solidificação. 3. Microestrutura.
I. Santos, Rezende Gomes dos. II. Universidade
Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia
Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Thermal and structural parameters in gray and ductile cast irons
solidified in sand molds and under unidirectional conditions

Palavras-chave em Inglês: Cast iron, Solidification, Microstructure

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Itamar Ferreira, Paulo Roberto Mei, Cláudio Shyinti Kiminami,
Claudemiro Bolfarini

Data da defesa: 06/02/2009

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

TESE DE DOUTORADO

**Parâmetros Térmicos e Estruturais em
Ferros Fundidos Cinzento e Nodular
Solidificados em Moldes de Areia e
Unidirecionalmente**

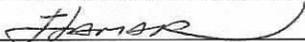
Autor: **Ricardo Batista de Andrade**

Orientador: **Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos**



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, Presidente.

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Itamar Ferreira

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Cláudio Shyinti Kiminami

Instituição: Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini

Instituição: Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

Campinas, 06 de fevereiro de 2009

Agradecimentos:

Gostaria de expressar meus sinceros agradecimentos a todos aqueles que contribuíram para a realização deste trabalho:

Ao meu orientador Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, pela oportunidade e apoio do começo ao término do trabalho, pelas discussões e sugestões.

Aos professores, técnicos, funcionários e colegas do Departamento de Engenharia de Materiais, pela ajuda e agradável convívio.

Ao Srs. Wilson, Eduardo, Godoy e Murilo da Fundação São Francisco, pela doação do material para a realização dos experimentos, utilização do software para a análise de imagens, bem como os esclarecimentos prestados.

Aos colegas: Sérgio, Claudinei e Edson do laboratório metalográfico da Continental do Brasil, pela ajuda e discussões.

Ao Sr. Luis Antônio Sanches da SIFCO S/A, por entender o meu comprometimento com a UNICAMP, e me liberar sempre que possível, para que eu pudesse finalizar este trabalho.

A minha família e a minha namorada.

Ao CNPq pela concessão da bolsa de estudo.

Resumo

ANDRADE, Ricardo Batista, *Parâmetros Térmicos e Estruturais em Ferros Fundidos Cinzento e Nodular Solidificados em Moldes de Areia e Unidirecionalmente*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 108 p. Tese (Doutorado).

No presente trabalho a solidificação unidirecional em regime transiente de um ferro fundido cinzento com composição hipoeutética e de um ferro fundido nodular de composição eutética são aplicadas para analisar a influência dos parâmetros do processo no número de veios ou nódulos de grafita. Para efeito de comparação foram fundidas algumas amostras em moldes de areia convencionais. Os resultados experimentais das variações de temperatura durante a solidificação foram utilizados para estimar as variações dos parâmetros de solidificação. As curvas de variação do número de veios e nódulos por unidade de área com a velocidade de solidificação e a taxa de resfriamento indicaram que os números de veios e nódulos decrescem e suas dimensões aumentam com a queda desses parâmetros. Os resultados mostraram também que para posições longe da interface metal/molde na solidificação unidirecional os números de veios ou nódulos se aproximam dos obtidos em moldes de areia, portanto obteve-se a influência dos parâmetros de solidificação na microestrutura para praticamente todos os processamentos utilizados na prática de fundição destas ligas. Algumas medidas de variação de dureza com a distância da interface metal/molde foram realizadas, indicando que para o ferro fundido cinzento a dureza diminui e para o ferro fundido nodular aumenta com a diminuição da velocidade de solidificação.

Palavras-Chave

Ferro fundido, Solidificação, Microestrutura.

Abstract

ANDRADE, Ricardo Batista, *Thermal and structural parameters in gray and ductile cast irons solidified in sand molds and under unidirectional conditions*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 108 p. Tese (Doutorado).

In the present work unsteady state unidirectional solidification of a hypoeutectic gray cast iron and of a eutectic ductile cast iron is applied to analyze the influence of the process parameters on the flake and nodule count. For comparison purpose some samples were cast in sand molds. The experimental results of temperature variation in the casting were used to estimate the variations of solidification parameters. From the results curves relating flake and nodule count and solidification rate and flake and nodule count and cooling rate were obtained indicating that the number nodule decreases and their dimensions increase as these parameters decreases. From the results obtained relations were established between these parameters. The results showed that nodule count observed for unidirectional solidification far from metal/mold interface approaches to the observed in sand mold, permitting to analyze the influence solidification parameters on the microstructure formation for almost all foundry processes of these alloys. Some measurements of hardness variations from metal/mold interface were carried out indicating that for gray cast iron hardness decreases and for ductile iron increases as solidification rate decreases.

Key Words

Cast iron, Solidification, Microstructure.

Sumário

Lista de Figuras	x
Lista de Tabelas	xvii
Nomenclatura	xix
1 Introdução	1
1.1 Considerações iniciais	1
1.2 Ferros fundidos	2
1.3 Objetivos	4
2 Revisão bibliográfica	6
2.1 Aspectos gerais	6
2.2 Microestruturas dos ferros fundidos	15
2.2.1 Ferros fundidos nodulares	15
2.2.2 Ferros fundidos cinzentos	16
2.2.3 Outros microconstituintes presentes nos ferros fundidos	17
2.3 Inoculação	18
2.4 Desenvolvimento de estudos relativos à solidificação de ferros fundidos	21
2.4.1 Ferros fundidos nodulares	22
2.4.2 Ferros fundidos cinzentos	25
2.4.3 Solidificação unidirecional de ferros fundidos	27
2.5 Propriedades dos ferros fundidos	28

3	Materiais e Métodos	31
3.1	Considerações gerais	31
3.2	Elaboração das corridas	33
3.3	Equipamentos e materiais utilizados	36
3.3.1	Forno de indução	36
3.3.2	Dispositivo de solidificação unidirecional	37
3.3.3	Molde de areia	39
3.3.4	Termopares e sistema de aquisição de dados	40
3.4	Procedimento experimental para determinação de variáveis térmicas de solidificação	40
3.4.1	Velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição (v)	41
3.4.2	Taxa de resfriamento da frente de solidificação em função da posição (T^*)	41
3.4.3	Gradiente de temperatura em função da posição (G)	43
3.5	Caracterização macro e microestrutural	43
3.5.1	Macroestrutura	43
3.5.2	Microestrutura	45
3.6	Medição de dureza	48
4	Resultados e discussões	49
4.1	Considerações Iniciais	49
4.2	Curvas de resfriamento das ligas	49
4.3	Determinação dos parâmetros relativos ao processo de solidificação	53
4.3.1	Posição da frente de solidificação em função do tempo	53
4.3.2	Velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição	57
4.3.3	Taxa de resfriamento da frente de solidificação em função da posição	61
4.3.4	Gradiente de temperatura em função da posição	63
4.4	Análise dos parâmetros estruturais	68
4.4.1	Análise macroestrutural do ferro fundido cinzento	68
4.4.2	Análise macroestrutural do ferro fundido nodular	72
4.4.3	Análise microestrutural do ferro fundido cinzento	74
4.4.4	Análise microestrutural do ferro fundido nodular	86

4.5 Análise da variação de dureza	97
4.5.1 Variação de dureza no ferro fundido cinzento	97
4.5.2 Variação de dureza no ferro fundido nodular	99
5 Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	101
5.1 Conclusões	101
5.2 Sugestões para trabalhos futuros	102
Referências Bibliográficas	103

Lista de Figuras

2.1 – Parte do diagrama de Equilíbrio Fe-C Estável (austenita-grafita) superposto ao diagrama metaestável (austenita-carbonetos)	7
2.2 – Esquema da secção próxima ao ponto eutético do diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C	9
2.3 – Esquema da variação das temperaturas T_{EE} e T_{EM} em função de alguns elementos	10
2.4 – Classificação da forma da grafita em ferros fundidos nodulares segundo a norma ASTM 247-67	16
2.5 – Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos (ASTM 247)	17
3.1 – Fluxograma representativo das etapas executadas durante o procedimento experimental	32
3.2 – Diagrama de equilíbrio Fe-C	36
3.3 – Forno de indução utilizado para a elaboração das corridas	37
3.4 – Coquilha de cobre e casca cerâmica a base de zirconita	38
3.5 – Dispositivo de solidificação unidirecional montado.....	38
3.6 – Vazamento no molde de areia	39

3.7 – Dispositivo de solidificação unidirecional e sistema de aquisição de dados	40
3.8 – Esquema do posicionamento dos termopares para os seguintes casos: (a) molde de areia e (b) dispositivo de solidificação unidirecional	42
3.9 – Esquema de corte para obtenção das macroestruturas das ligas fundidas para os seguintes casos: (a) molde de areia e (b) dispositivo de solidificação unidirecional	44
3.10 – Posições seleccionadas para as análises das microestruturas das ligas fundidas para os seguintes casos: (a) molde de areia e (b) dispositivo de solidificação unidirecional	46
3.11 – Exemplo de resultado apresentado pelo programa de análise de imagens, classificando as fases presentes nos ferros fundidos e as partículas de grafita de acordo com a quantidade, forma e tamanho	47
4.1 – Curvas de resfriamento experimentais para (a) ferro fundido cinzento e (b) ferro fundido nodular, vazados em moldes de areia	51
4.2 – Curvas de resfriamento experimentais para (a) ferro fundido cinzento e (b) ferro fundido nodular, vazados no dispositivo de solidificação unidirecional	52
4.3 – Variação da posição da frente de solidificação em função do tempo para as corridas vazadas em moldes de areia para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para isoterma <i>liquidus</i> , (b) ferro fundido cinzento para isoterma <i>solidus</i> e (c) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética)	55
4.4 – Variação da posição da frente de solidificação em função do tempo para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para isoterma <i>liquidus</i> , (b) ferro fundido cinzento para isoterma <i>solidus</i> e (c) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética) ..	56

4.5 –	Variação da velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma <i>liquidus</i> , (b) ferro fundido cinzento para a isoterma <i>solidus</i> e (c) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética)	60
4.6 –	Taxa de resfriamento em função da posição para as corridas vazadas em moldes de areia para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma <i>liquidus</i> e (b) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética)	62
4.7 –	Variação da taxa de resfriamento em função da posição para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma <i>liquidus</i> e (b) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética)	64
4.8 –	Gradiente de temperatura no líquido em função da posição para as corridas vazadas em moldes de areia para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento adiante da isoterma <i>liquidus</i> e (b) ferro fundido nodular adiante da frente de solidificação única (temperatura eutética)	66
4.9 –	Variação do gradiente de temperatura adiante das frentes de solidificação em função da posição para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma <i>liquidus</i> e (b) ferro fundido nodular para a frente de solidificação única (temperatura eutética)	67
4.10 -	Macrografias das secções longitudinais dos lingotes obtidos em moldes de areia para o ferro fundido cinzento (a) com inoculante e (b) sem inoculante	69

4.11 – Macrografias das secções longitudinais dos lingotes obtidos no dispositivo de solidificação unidirecional para o ferro fundido cinzento (a) com inoculante e (b) sem inoculante	71
4.12 – Macrografias das secções longitudinais dos lingotes obtidos em moldes de areia para o ferro fundido nodular (a) com inoculante e (b) sem inoculante	73
4.13 – Macrografia da secção longitudinal do lingote obtido no dispositivo de solidificação unidirecional para o ferro fundido nodular com inoculante	74
4.14 – Micrografias dos centros dos lingotes solidificados nos moldes de areia para o ferro fundido cinzento (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante	75
4.15 – Micrografias sem ataque dos centros dos lingotes de ferro fundido cinzento solidificados em moldes de areia para quantificação do número de veios/mm ² e fração de área ocupada por eles para (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante	76
4.16 – Evolução das microestruturas para o ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde	78
4.17 – Micrografias sem ataque do ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de veios/mm ² e fração de área para (a) 43 mm, (b) 63 mm e (c) 83 mm da interface metal/molde	79
4.18 – Variação do número de veios por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante em molde refrigerado	80

4.19 – Evolução das microestruturas para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde	82
4.20 – Micrografias sem ataque do ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de veios/mm ² e fração de área para (a) 23 mm, (b) 43 mm e (c) 63 mm da interface metal/molde	83
4.21 – Variação do número de veios por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.....	84
4.22 – Variação do número de veios por unidade de área em função da velocidade de avanço da frente de solidificação (isoterma <i>liquidus</i>) para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado	85
4.23 – Variação do número de veios por unidade de área em função da taxa de resfriamento para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado	85
4.24 – Micrografias dos centros dos lingotes solidificados nos moldes de areia para o ferro fundido nodular (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante	87
4.25 – Micrografias sem ataque dos centros dos lingotes de ferro fundido nodular solidificados em moldes de areia para quantificação do número de nódulos/mm ² e fração de área para (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante	87

4.26 – Evolução das microestruturas para o ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde	89
4.27 – Micrografias sem ataque do ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de nódulos/mm ² e fração de área para (a) 3 mm, (b) 13 mm e (c) 22 mm da interface metal/molde	90
4.28 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante em molde refrigerado	91
4.29 – Evolução das microestruturas para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde	92
4.30 – Micrografias sem ataque do ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de nódulos/mm ² e fração de área em diferentes distâncias da interface metal/molde	93
4.31 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.....	95
4.32 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da velocidade de avanço da frente de solidificação para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado	96
4.33 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da taxa de resfriamen-	

to para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado	97
4.34 – Variação de dureza em função da posição para o ferro fundido cinzento com adição de inoculante solidificado unidirecionalmente	98
4.35 – Variação de dureza em função da posição para o ferro fundido nodular com adição de inoculante solidificado unidirecionalmente	100

Lista de Tabelas

2.1 – Descrição das fases presentes na solidificação segundo o diagrama Fe-C estável e meta-estável	8
2.2 – Composição química (% em peso) dos principais tipos de ferros fundidos comerciais não ligados	13
2.3 – Propriedades da grafita e do ferro	29
3.1 – Experimentos realizados	33
3.2 – Composição química do ferro fundido cinzento e nodular	34
3.3 – Quantificação das partículas de grafita por faixas de tamanho	48
4.1 – Constituintes da matriz metálica presentes nos centros dos lingotes de ferro fundido cinzento solidificados nos moldes de areia sem adição de inoculante e com adição de inoculante	76
4.2 – Constituintes da matriz metálica presentes no ferro fundido cinzento solidificado no molde refrigerado sem adição de inoculante e com adição de inoculante	77

4.3 – Constituintes presentes nos centros dos lingotes do ferro fundido nodular solidificados nos moldes de areia sem adição de inoculante e com adição de inoculante	86
4.4 – Constituintes presentes no ferro fundido nodular solidificado no molde refrigerado sem adição de inoculante e com adição de inoculante	88

Nomenclatura

Letras Latinas

C.E	– carbono equivalente	[%]
f_A	– fração de área	[%]
G	– gradiente térmico	[°C/mm]
N_n	– número de nódulos por unidade de área	[mm ²]
N_v	– número de veios por unidade de área	[mm ²]
t	– tempo	[s]
T^*	– taxa de resfriamento	[°C/s]
T	– temperatura	[°C]
T_{EE}	– temperatura eutético estável	[°C]
T_{EE}	– temperatura eutético metaestável	[°C]
$T_{liq.}$	– temperatura <i>liquidus</i>	[°C]
$T_{Sol.}$	– temperatura <i>solidus</i>	[°C]
v	– velocidade	[mm/s]
x	– Posição	[mm]

Abreviações

ABIFA	– Associação Brasileira das Indústrias de Fundição
ABNT	– Associação Brasileira de Normas Técnicas

- AFS – American Foundrymen’s Society
- ASM – American Society for Metals
- ASTM – American Society for Testing and Materials
- BCIRA – British Cast Iron Research Association
- DIN – Deutschen Institut fuer Normen
- SEM – Scanning Electron Microscopy

Capítulo 1

Introdução

1.1 Considerações iniciais

A história do desenvolvimento da fundição de metais evidencia que a descoberta da metalurgia foi fundamental para a evolução humana. Admite-se que o homem teve o primeiro contato com os metais não ferrosos cerca de 8000 atrás, ainda em plena idade neolítica (idade da pedra polida), algum tempo depois de ter desenvolvido as mais primitivas formas de agricultura, de ter domesticado alguns animais e ter aprendido a confeccionar potes de argila cozida. Quando o homem aprendeu a dominar o fogo e aprimorou a maneira de fazer potes de argila cozida, passou em ter em suas mãos dois elementos fundamentais para a fundição de metais: o calor para fundi-los e o vasilhame para contê-los durante a fusão e o vazamento (Simpson, 1969).

Desde a pré-história, as ligas de ferro já eram conhecidas e utilizadas. Nesse período o homem produzia somente o ferro pudlado (liga de baixo teor de carbono, obtida no estado pastoso, que continha numerosas partículas de escória), que se destinava a operação de forjamento. Na Bélgica, por volta de 1400 D.C., obteve-se pela primeira vez o ferro gusa em altos-fornos rudimentares, o que tornou possível a fabricação dos ferros fundidos.

A história da fundição é realmente fascinante, ela mostra que, desde as idades mais remotas, o homem dependeu dela para satisfazer suas necessidades, quer sejam as artísticas, quer aquelas relacionadas com as atividades guerreiras e comerciais; o que não difere dos dias atuais,

mas agora o instinto e a tentativa e erro cederam lugar ao conhecimento mais racional. Para Vannoccio Biringuccio, considerado o pai da indústria da fundição e autor do primeiro trabalho sobre o assunto, De La Pirotechnia em 1540, a fundição vem a ser “a redução dos metais à sua última perfeição”.

1.2 Ferros fundidos

Os ferros fundidos são as ligas metálicas ferrosas que apresentam a mais elevada produção, em termos de peso, para a fabricação de peças fundidas no mundo. São ligas que oferecem grandes vantagens durante o processamento, pois sua composição química, próxima da eutética, leva a uma temperatura de fusão mais baixa. Comparadas ao aço, são ligas que apresentam custo mais baixo de fabricação.

Em particular dois tipos de ferros fundidos utilizados tecnologicamente são os ferros fundidos cinzento e nodular.

Ferros fundidos podem ser considerados materiais compósitos constituídos de partículas de grafita dissolvidas em uma matriz metálica composta de ferro e carbono. As propriedades dos ferros fundidos isto é, as microestruturas, são basicamente afetadas por quatro fatores: (1) composição química; (2) inoculação; (3) velocidade de solidificação e (4) taxa de resfriamento (O'Rourke, 2001).

Os ferros fundidos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e silício com teores de carbono acima de 2 %, quantidade superior à que pode ser retida em solução sólida na austenita, de modo a apresentarem parte do carbono na forma de grafita e caracterizam-se por apresentarem uma reação eutética durante a solidificação. Essas ligas podem, após a solidificação, apresentar o carbono na forma livre, como grafita, ou combinado na forma de cementita. No caso dos ferros fundidos cinzentos a grafita apresenta-se na forma de veios e nos ferros fundidos nodulares apresenta-se na forma de nódulos (Metals Handbook, 1988).

Nos últimos anos, as indústrias de fundição têm sofrido maiores pressões para aumento de produtividade, diminuição de índices de refugo e especificações cada vez mais exigentes dos clientes quanto ao nível de defeitos internos e propriedades mecânicas das peças. Além disso, existe a crescente demanda por materiais de maior desempenho mecânico. Diante desses desafios surge a necessidade de aprimorar os controles de processo, particularmente os processos de fusão e vazamento.

Por exemplo, sabe-se que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos são fortemente dependentes da quantidade, forma, tipo e tamanho da grafita presente em sua microestrutura, sendo os quatro fatores citados acima, de fundamental importância para a obtenção de peças de boa qualidade. Por exemplo, um elevado número de veios de grafita no ferro fundido cinzento e nódulos de grafita no ferro fundido nodular são responsáveis por propriedades mecânicas elevadas devido à diminuição de segregações intercelulares.

Na prática industrial é predominante a utilização de moldes de areia para a obtenção de peças de ferros fundidos. Isso se deve a facilidade de fabricação desses tipos de molde e também ao baixo custo. No entanto, por ser um material mais barato que o aço, a tecnologia tem impulsionado a utilização dos ferros fundidos para a fabricação de peças de maior responsabilidade. Um mesmo ferro fundido solidificado em moldes de areia pode ser solidificado em molde metálico e resultar propriedades mecânicas superiores às obtidas em moldes de areia.

A solidificação dos ferros fundidos tem sido bastante estudada nos últimos anos e uma interessante revisão do assunto foi publicada em 2005 por Stefanescu (Stefanescu, 2005). É salientada a importância do estudo da nucleação dos veios de grafita para a compreensão da solidificação dos ferros fundidos (Lux B., 1968; Weis W., 1974). É, também, salientada a importância, para entender a formação da microestrutura dos ferros fundidos, da análise das diferenças entre os diagramas de fase estável (Fe-grafita) e metaestável (Fe-Fe₃C) (Stefanescu, 2005).

Nos últimos anos a solidificação unidirecional tem sido aplicada de forma crescente na análise do processo de solidificação de ligas metálicas. Dispositivos para promover a

solidificação unidirecional, convenientemente monitorados e acoplados a sistemas de aquisição de dados computadorizados, permitem a obtenção precisa da variação de temperatura em diferentes pontos da liga durante a solidificação. Tais dados podem ser utilizados para a determinação de parâmetros térmicos, que podem ser posteriormente correlacionados com parâmetros estruturais.

No caso dos ferros fundidos, não são muitos os trabalhos encontrados na literatura utilizando a solidificação unidirecional para a análise do processo de solidificação, e os existentes em geral são desenvolvidos utilizando fornos Bridgman para obter solidificação controlada, com velocidade de avanço da frente de solidificação constante, por exemplo.

1.3 Objetivos

A solidificação unidirecional é um método interessante para análise da solidificação de ligas metálicas na medida em que permite um controle eficiente do processo com a velocidade de avanço da frente de solidificação decrescendo continuamente a partir da interface metal/molde. Através da análise da variação da microestrutura durante o processo de solidificação é possível estabelecer sua correlação com os parâmetros de solidificação. A solidificação unidirecional tem sido mais empregada nos últimos anos para analisar o processo de solidificação de ligas não ferrosas. No caso das ligas ferrosas o processo tem sido mais aplicado no estudo dos aços. Considerando que poucos trabalhos têm sido desenvolvidos para o estudo dos ferros fundidos, o objetivo deste trabalho é a análise da solidificação unidirecional de um ferro fundido cinzento e de um ferro fundido nodular visando estabelecer correlações entre o número de veios, no caso do ferro fundido cinzento, e do número de nódulos, no caso do ferro fundido nodular, com os principais parâmetros do processo de solidificação. A obtenção dessas correlações é importante do ponto de vista tecnológico já que se obtém a microestrutura para toda a gama de velocidades de solidificação observadas em processos de fundição dessas ligas, possibilitando a previsão da microestrutura resultante em diferentes processos práticos. A escolha dos ferros fundidos cinzento e nodular foi motivada pela grande aplicação tecnológica dos mesmos e pelo fato da diferença entre ambos estar baseada na introdução de um nodularizante, no caso do nodular, o que provoca significativa modificação na estrutura e nas propriedades, tornando interessante a

realização e um estudo comparativo entre os efeitos dos parâmetros de solidificação na formação da microestrutura de cada uma dessas ligas. Para complementar o estudo, foram também realizadas algumas experiências em moldes convencionais de areia.

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1 Aspectos gerais

Os ferros fundidos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e silício, com teores de carbono acima de 2%, em quantidade superior a que pode ser retido em solução sólida na austenita, de modo a resultar carbono parcialmente livre, na forma de veios de grafita. Caracterizam-se por apresentarem reação eutética durante a solidificação e possuem grande vantagem sob o ponto de vista do processo de solidificação, pois sua composição química, próxima da eutética, garante boa fundibilidade. A principal característica na solidificação destas ligas é o fenômeno da metaestabilidade, pois o carbono, durante a solidificação, pode se apresentar de diversas formas: forma parcialmente livre, como grafita, ou combinado na forma de cementita, Fe_3C (ASM, 1988). Este fenômeno é descrito na superposição do diagrama Fe-C estável (austenita + grafita) e metaestável (austenita + cementita), apresentado na figura 2.1.

Portanto, o sistema Fe-C apresenta dois eutéticos (provenientes da existência de dois equilíbrios: estável e metaestável). Se a solidificação do material ocorrer toda acima da temperatura do eutético metaestável, descrito pela linha cheia, ocorre a formação do eutético austenita + grafita e dará origem aos ferros fundidos com grafita. Se durante a solidificação, o material resfriar abaixo da temperatura do eutético metaestável (linha cheia), ocorrerá a formação do eutético austenita + cementita e formarão carbonetos na estrutura do material, dando origem aos ferros fundidos brancos.

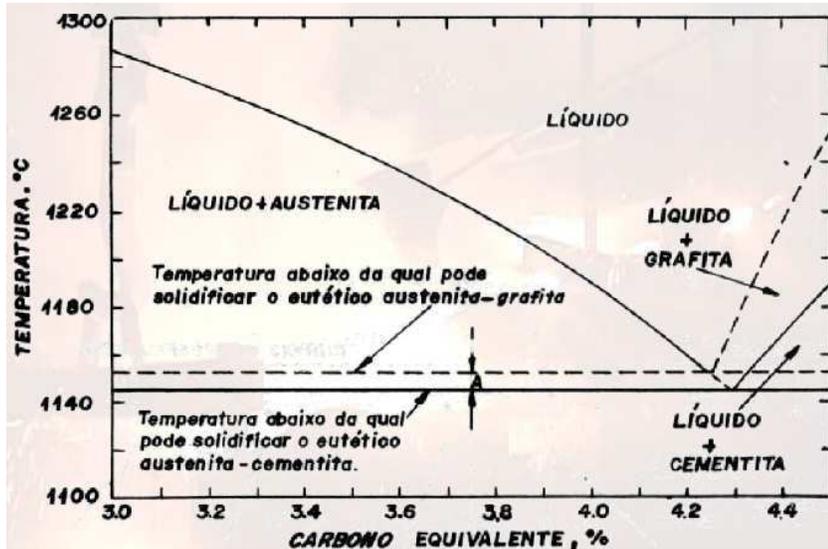


Figura 2.1 – Parte do diagrama de Equilíbrio Fe-C Estável (austenita-grafita) superposto ao diagrama metaestável (austenita-carbonetos) (Tavares, 2008).

Para levar em conta o efeito da presença de outros elementos na composição dos ferros fundidos comerciais, bem como o poder grafitizante, uma grandeza chamada de carbono equivalente (CE) é utilizada para o cálculo. Há várias maneiras para calcular o carbono equivalente. Como os elementos que mais afetam o ponto eutético são silício e fósforo, uma equação bastante utilizada na prática é a apresentada abaixo (Santos, 1991).

$$CE = \%C + \%Si/3 + \%P/3 \tag{2.1}$$

A finalidade desta grandeza é de determinar a proximidade de uma liga em relação ao eutético e permitir através do diagrama binário Fe-C, o entendimento da seqüência de solidificação dos ferros fundidos.

Para finalidades práticas, considera-se que a porcentagem de carbono equivalente correspondente ao ponto eutético é de 4,3%. Tal valor é útil no sentido de caracterizar os ferros fundidos como: hipoeutéticos ($CE < 4,3\%$), eutéticos ($CE = 4,3\%$) e hipereutéticos ($CE > 4,3\%$).

Normalmente, os elementos promovedores da formação da grafita aumentam o valor do carbono equivalente e os promovedores de carbonetos diminuem o seu valor.

As fases presentes na solidificação destas ligas são apresentadas na tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Descrição das fases presentes na solidificação segundo o diagrama Fe-C estável e metaestável.

Diagrama	Composição	Fase pró-eutética	Eutético
Estável	Hipoeutética	Austenita	Austenita + Grafita
	Eutética	-	Austenita + Grafita
	Hipereutética	Grafita	Austenita + Grafita
Metaestável	Hipoeutética	Austenita	Austenita + Fe ₃ C
	Eutética	-	Austenita + Fe ₃ C
	Hipereutética	Cementita	Austenita + Fe ₃ C

Para o sistema Fe-C, há uma diferença de aproximadamente 7°C entre as temperaturas de equilíbrio do eutético estável e do metaestável, como se pode observar no esquema da região próxima ao ponto eutético apresentado na figura 2.2.

A pequena diferença entre as temperaturas dos eutéticos estável (T_{EE}) e metaestável (T_{EM}) nas ligas Fe-C, aliada a dificuldade de nucleação da fase grafita, gera uma grande facilidade de formação de carbonetos, isto é, solidificação segundo o diagrama metaestável. Por esta razão, nos ferros fundidos comerciais, utilizam-se elevadas temperaturas de vazamento, elevados teores de carbono e de silício, bem como a adição de silício como inoculante para facilitar a inoculação da grafita (Benz, 1961; Chicco, 1982 e Gustafson, 1985).

Como na composição dos ferros fundidos comerciais há a presença de outros elementos, as linhas do diagrama que representam as temperaturas dos eutéticos estável (T_{EE}) e metaestável (T_{EM}), podem distanciar, aproximar ou até mesmo se cruzarem, dependendo do teor e da

combinação dos elementos presentes. Em geral, os elementos que aumentam este intervalo são promovedores da formação da grafita, enquanto aqueles que diminuem esse intervalo são promovedores da formação de carbonetos. A figura 2.3 mostra esquematicamente como as temperaturas T_{EE} e T_{EM} podem variar em função de alguns elementos.

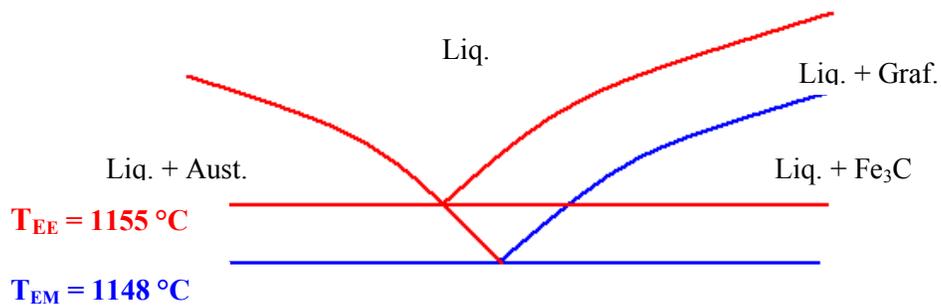


Figura 2.2 – Esquema da secção próxima ao ponto eutético do diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C.

Com base na influência dos elementos no intervalo $T_{EE} - T_{EM}$, estes podem ser classificados nos seguintes grupos (Stefanescu, 1988).

Fortes grafitizantes: aqueles que aumentam T_{EE} e diminuem T_{EM} , como por exemplo, o silício, alumínio, níquel e cobre (figura 2.3a).

Fracos grafitizantes: aqueles que diminuem T_{EE} e T_{EM} , mas aumentam o intervalo $T_{EE} - T_{EM}$, como por exemplo, o fósforo (figura 2.3b).

Fortes estabilizadores de carbonetos: aqueles que diminuem T_{EE} e aumentam T_{EM} , como por exemplo, o cromo, manganês, e vanádio (figura 2.3c).

Fracos estabilizadores de carbonetos: aqueles que diminuem T_{EE} e T_{EM} , diminuindo o intervalo $T_{EE} - T_{EM}$, como por exemplo, o molibdênio e tungstênio (figura 2.3d).

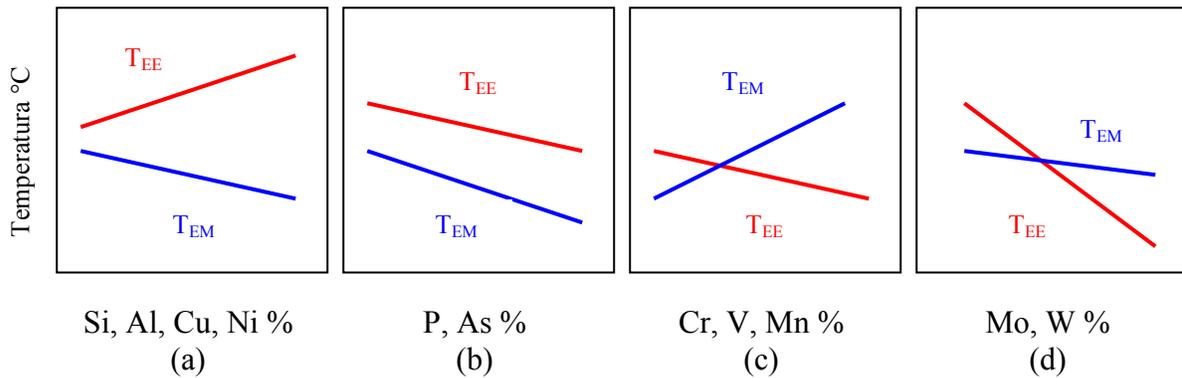


Figura 2.3 - Esquema da variação das temperaturas T_{EE} e T_{EM} em função de alguns elementos.

Como já mencionado anteriormente, embora a diferença entre os eutéticos estável e metaestável ($T_{EE} - T_{EM}$) seja 7°C na liga Fe-C, esta pode exceder 35°C em ferros fundidos contendo, por exemplo, 2% de silício. Com base na influência de alguns elementos, os valores das temperaturas no equilíbrio do eutético estável e metaestável podem ser calculadas, por exemplo, pelas seguintes expressões (Stefanescu, 1988).

$$T_{EE}[^{\circ}\text{C}] = 1154 + 4(\%\text{Si}) + 5(\%\text{Cu}) + 8(\%\text{Al}) + 4(\%\text{Ni}) - 2(\%\text{Mn}) - 30(\%\text{P}) \quad (2.2)$$

$$T_{EM}[^{\circ}\text{C}] = 1148 - 19(\%\text{Si}) - 2,3(\%\text{Cu}) - 15(\%\text{Al}) - 6(\%\text{Ni}) + 7(\%\text{Cr}) + 3(\%\text{Mn}) + 7(\%\text{V}) - 37(\%\text{P}) \quad (2.3)$$

A seguir são apresentados os tipos de ferros fundidos (Santos, 1991 e Chiaverini, 2002).

Ferros fundidos brancos

O ferro fundido branco caracteriza-se por apresentar todo o carbono presente na forma de cementita ou outros carbonetos metálicos, mostrando uma superfície de fratura clara. Suas propriedades, devido a altas quantidades de cementita, são a elevada dureza e resistência ao desgaste; porém a usinabilidade é prejudicada.

Ferros fundidos cinzentos

No ferro fundido cinzento as fases formadas na solidificação são austenita e grafita. Apresenta-se microestruturalmente com carbono na forma livre (veios de grafita), e carbono na forma combinada (cementita). A superfície de fratura apresenta coloração cinza escuro, de onde vem o seu nome. Algumas características principais são: boa resistência mecânica, boa usinabilidade e alta capacidade de amortecer vibrações.

Ferros fundidos mesclados

O ferro fundido mesclado é um ferro fundido que, por um efeito da velocidade de resfriamento e/ou de altos teores de silício, apresenta uma microestrutura final composta por ferro fundido branco na superfície e ferro fundido cinzento no núcleo do componente, em virtude de, parte de sua solidificação se verificar segundo o sistema estável (austenita - grafita); e parte, segundo o metaestável (austenita - carboneto). Sua fratura mostra uma coloração mista entre branca e cinzenta, de onde resulta sua denominação.

Ferros fundidos nodulares

O ferro fundido nodular ou ferro dúctil apresenta-se na forma microestrutural com a grafita em forma de nódulos ao invés de veios, em decorrência da adição de certos elementos químicos, capazes de modificar a forma de crescimento da grafita. Sua superfície de fratura apresenta coloração prateada. A forma da grafita atenua o efeito de entalhe provocado pelos veios de grafita do ferro fundido cinzento, resultando no aumento do limite de escoamento.

Ferros fundidos maleáveis

O ferro fundido maleável é uma liga que se solidifica como ferro fundido branco, que posteriormente submetida a um tratamento térmico chamado maleabilização, decompõe a cementita em grafita e austenita, proporcionando ductilidade e tenacidade.

Ferros fundidos vermiculares

O ferro fundido vermicular, também conhecido como ferro fundido de grafita compactada, é obtido pela adição de elementos de liga na composição do ferro fundido nodular, com a finalidade de degenerar o nódulo de grafita. Apresenta a grafita em uma forma intermediária entre a grafita em veios e a em nódulos e possui propriedades intermediárias entre o ferro fundido nodular e cinzento. Sua fratura apresenta-se na forma mesclada.

É um material relativamente novo no mercado industrial, cujo responsável pela introdução e desenvolvimento no Brasil é a fundição Tupy. Um bom exemplo de aplicação do ferro fundido vermicular é em blocos e cabeçotes de motores, que devido a maior resistência mecânica em relação ao cinzento, possibilita a redução de peso do componente.

Ferros fundidos especiais

Possuem porcentagens consideráveis de elementos de liga com a finalidade de obter determinadas propriedades específicas. Podem ser:

Cinzentos – Por exemplo, ao silício (15% Si), ao níquel (15% Ni); ambos resistentes à corrosão. Ao alumínio (25% Al), resistentes à oxidação em temperaturas elevadas.

Branços – Por exemplo, ao cromo (13% Cr), resistentes à abrasão.

Nodulares – Por exemplo, ao alumínio (25% Al), resistentes à oxidação. Ao níquel (15% Ni), resistentes à corrosão.

A título de exemplo, a tabela 2.2 mostra as composições químicas dos principais tipos de ferros fundidos comerciais não ligados utilizados na prática industrial.

O componente estrutural mais importante dos ferros fundidos é a grafita, por ser o elemento determinante nas alterações das características mecânicas. As formas tipos e tamanhos da grafita também são influenciados pela prática da inoculação, os quais serão comentados mais adiante.

Tabela 2.2 – Composição química (% em peso) dos principais tipos de ferros fundidos comerciais não ligados (Chiaverini, 2002).

Elemento	Cinzento	Nodular	Maleável	Branco	Vermicular
C	2,5 – 4,0	3,0 – 4,0	2,0 – 2,6	1,8 – 3,6	2,5 – 4,0
Si	1,0 – 3,5	1,8 – 3,0	1,1 – 1,6	0,5 – 1,9	1,0 – 3,0
Mn	0,25 – 1,0	0,1 – 1,0	0,2 – 1,0	0,25 – 0,80	0,20 – 1,0
S	0,02 – 0,25	< 0,02	< 0,18	0,06 – 0,20	0,01 – 0,03
P	0,05 – 1,0	< 0,1	< 0,18	0,06 – 0,18	0,01 – 0,10

Além da grafita, outros constituintes estruturais estão presentes nos ferros fundidos, os quais também serão apresentados no item referente às microestruturas.

Como a solidificação é um processo de nucleação e crescimento, as variáveis de processo exercem influência sobre eles. As variáveis de processo mais preponderantes na determinação da estrutura de ferros fundidos são as apresentadas a seguir.

Variação da composição química

A seguir é comentado o comportamento de alguns elementos que influem na estrutura de ferros fundidos. De maneira geral, o carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é essencialmente o elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro. Sua presença pode determinar um ferro fundido como cinzento ou branco. O

manganês tem o efeito oposto ao do silício. É estabilizador da cementita e assim compensa de certo modo, a ação grafitizante do silício. O fósforo exerce pouca influência em relação à grafitização e é um estabilizador relativamente forte do carboneto de ferro, pois forma com o ferro e o carbono um composto de natureza eutética, chamada steadita, conforme será comentado mais adiante (Stefanescu, 1988).

Os elementos de liga podem influenciar tanto a velocidade de nucleação como a velocidade de crescimento das células eutéticas. Dessa forma, se durante o resfriamento a temperatura na interface sólido-líquido variar entre a T_{EE} e T_{EM} ou ficar abaixo da T_{EM} , ocorrerá à formação de grafita ou carbonetos eutéticos respectivamente.

Variação da velocidade de resfriamento

A velocidade de resfriamento durante a solidificação pode variar com o tipo de molde (areia, metálico ou coquilha refrigerada a água), bem como a espessura da peça. Para elevadas velocidades de resfriamento (normalmente em peças de secções finas, regiões próximas às paredes do molde ou moldes refrigerados), devido à rápida extração de calor, não há tempo para a decomposição da cementita, nesse caso, dependendo do teor de carbono e de silício, pouca ou nenhuma grafitização ocorre, e há tendência para a formação do ferro fundido branco.

Com a diminuição da velocidade de resfriamento, ocorre uma transição, e então a grafitização fica cada vez mais pronunciada, até que a estrutura inicial predominantemente formada por carbonetos, fica constituída essencialmente por perlita e grafita, dando origem, por exemplo, ao ferro fundido cinzento e nodular (BCIRA, 1984).

A velocidade de resfriamento influi também na forma, distribuição e tamanho dos veios e nódulos de grafita. Quanto maior essa velocidade, mais refinada será a microestrutura. Estes fatos serão correlacionados com os parâmetros térmicos obtidos experimentalmente e serão apresentados e analisados no capítulo referente aos resultados e discussões.

Tratamento do banho metálico

A inoculação é um tratamento do banho metálico que tem a finalidade de aumentar o poder nucleante do metal líquido, para que numa dada velocidade de extração de calor, diminua a tendência à formação do ferro fundido branco. O efeito da inoculação será comentado mais adiante.

2.2 Microestruturas dos ferros fundidos

Os diferentes tipos de microestruturas apresentados pelos ferros fundidos devem-se as várias etapas do processo de fundição, e a inoculação e solidificação influem diretamente na microestrutura final. A seguir serão apresentados os aspectos microestruturais dos ferros fundidos nodulares e cinzentos.

O principal microconstituente estrutural dos ferros fundidos nodulares e cinzentos é a grafita, por ser o elemento determinante nas alterações das características mecânicas.

2.2.1 Ferros fundidos nodulares

A principal característica da estrutura dos ferros fundidos nodulares é a grafita livre na forma de nódulos esféricos em matrizes metálicas. A grafita esferoidal é obtida pela adição de determinados elementos no metal fundido, como por exemplo, magnésio, níquel e cério. Esses elementos são adicionados normalmente em forma de ligas, chamadas de ligas nodulizantes. O nodulizante é colocado no fundo da panela de vazamento e o metal fundido é vazado sobre ele. Deste modo a grafita adquire a forma esférica, o que confere certas propriedades, como será visto mais adiante. A grafita pode se apresentar totalmente esférica ou degenerada, dependendo do processo e do efeito da nodulização.

A figura 2.4 apresenta a classificação da forma da grafita encontrada em ferros fundidos nodulares segundo a norma ASTM-67.

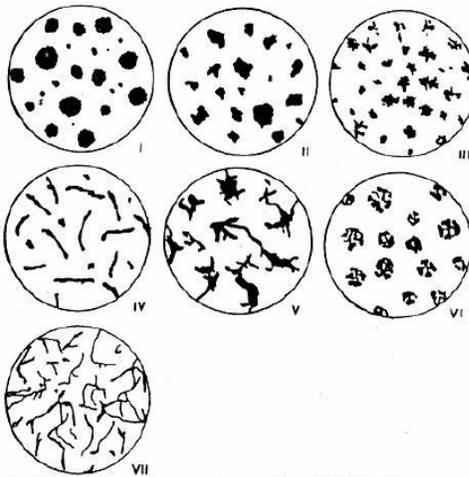


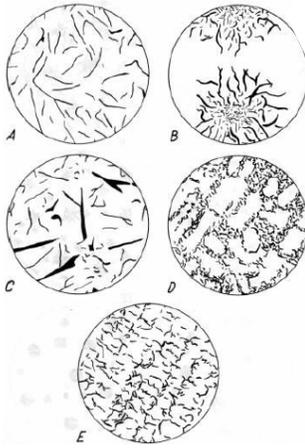
Figura 2.4 – Classificação da forma da grafita em ferros fundidos nodulares (Santos, 1991).

2.2.2 Ferros fundidos cinzentos

Da mesma forma que o ferro fundido nodular, o fator microestrutural predominante no ferro fundido cinzento é a grafita. A grafita no ferro fundido cinzento apresenta-se na forma de veios, e as dimensões dos veios e sua distribuição afetam diretamente as propriedades desses ferros fundidos.

A grafita pode ser do tipo A, B, C, D e E, e suas formas e tamanhos são especificadas por algumas normas (NBR, SAE, DIN, ASTM, AFS). A American Society for Testing and Materials (ASTM) e a American Foundry Society (AFS), classificam a grafita como mostrado na figura 2.5.

As formas e tamanhos da grafita estão relacionados com o super-resfriamento da solidificação. O super-resfriamento próximo à diferença entre as temperaturas eutéticas estável e metaestável, favorece a formação de grafitas finas dos tipos D e E de localização interdendrítica. A diminuição gradativa do super-resfriamento promove a formação de grafitas maiores, dos tipos A e B, (Craig, 1988).



A – Irregular desorientada: Placas finas e uniformes.

B – Roseta: Agrupadas por rosetas (radial).

C – Desigual irregular: Veios grosseiros.

D – Interdendrítica desorientada: Segregada interdendriticamente (orientação randômica).

E – Interdendrítica orientada: Segregada interdendriticamente (orientação preferencial).

Figura 2.5 – Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos (Tavares, 2008).

Do mesmo modo, essas associações classificam a grafita, pelas suas dimensões, em oito tamanhos, de 1 a 8 (com aumento de 100x). O tamanho 1 corresponde às dimensões maiores (veios mais longos) e o nº 8 às dimensões menores.

2.2.3 Outros microconstituintes presentes nos ferros fundidos

As matrizes metálicas observadas nos ferros fundidos podem ser constituídas dos seguintes componentes:

Ferrita: solução sólida com baixa porcentagem de carbono. A matriz ferrítica é dúctil e apresenta baixas resistências mecânicas e a abrasão. Possui boa usinabilidade e resistência ao impacto.

Cementita: é o carboneto de ferro (Fe_3C) de alta dureza, boa resistência à abrasão e baixas usinabilidade e ductilidade.

Perlita: é o microconstituente mais comum presente nos ferros fundidos cinzentos. É formada por lamelas alternadas de ferrita e cementita. Possui propriedades intermediárias entre a ferrita e a cementita.

Bainita: estrutura formada por cementita em forma de agulhas e ferrita altamente deformada (com carbono retido). É obtida através de tratamento térmico e/ou elementos de liga. Apresenta dureza e resistência mecânica maior que a perlita e resistência ao impacto e usinabilidade moderadas.

Austenita: solução sólida de carbono em ferro. Apresenta resistência mecânica relativamente baixa e alta ductilidade, resistência ao impacto, resistência a corrosão e usinabilidade.

Martensita: fase altamente distorcida que surge quando a estrutura cúbica de face centrada (CFC) característica da austenita se transforma para cúbico de corpo centrado (CCC) retendo todo o carbono em solução. A estrutura martensítica se obtém normalmente quando o ferro fundido é submetido a um resfriamento rápido. É um componente muito duro e frágil com alta resistência à abrasão.

Ledeburita: é um constituinte formado de pequenos glóbulos de perlita sobre um fundo de cementita. Apresenta elevada dureza e é característico dos ferros fundidos brancos.

Steadita: é um constituinte de natureza eutética, compreendendo partículas de fosfeto de ferro (Fe_3P) e carboneto de ferro (Fe_3C). É um eutético de baixo ponto de fusão (inferior a 980°C), que tende a ocorrer em regiões que se solidificam por último, formando uma segregação. A steadita ocorre quando a quantidade de fósforo presente é superior a 0,15% e é muito dura e frágil.

2.3 Inoculação

A solidificação dos ferros fundidos com grafita se dá por nucleação e crescimento das fases austenita e grafita. A nucleação é um processo termicamente ativado que necessita um certo super-resfriamento em relação a temperatura de equilíbrio para que ocorra a nucleação da fase grafita. Para promover a formação da grafita em ferros fundidos, é realizado um tratamento denominado inoculação.

Na década de 20 do século passado iniciaram-se estudos científicos com o objetivo de melhorar a qualidade dos ferros fundidos. Foram adicionados e testados diversos tipos de materiais, principalmente da classe do ferro-silício (ASM, 1988). Esta prática foi aplicada na fabricação de fundidos para a indústria bélica.

A inoculação consiste na adição ao banho metálico, momentos antes do vazamento, de compostos grafitizantes, geralmente ricos em silício. A inoculação promove à formação de grafita tipo A (menor e uniformemente distribuída), bem como o aumento do número de nódulos em ferros fundidos nodulares; minimiza a formação de carbonetos primários e diminui a tendência ao coquilhamento (formação de ferro fundido branco). O efeito imediato provocado pela inoculação é a melhora nas propriedades mecânicas de uma maneira geral nos ferros fundidos, pois a estrutura de um material inoculado tende a ser mais homogênea (Eleftheriou, 2001; Kay, 2004).

O entendimento do fenômeno da inoculação é similar tanto para o ferro fundido cinzento como o ferro fundido nodular, porém, no caso do ferro fundido nodular, deve-se levar em conta também o tratamento de nodulização (normalmente a base de magnésio). Nos ferros fundidos nodulares, cada núcleo em crescimento dá origem a uma célula eutética constituída pelo nódulo de grafita e o envólucro de austenita. Por essas particularidades apresentadas pelo ferro fundido nodular, é necessária a formação de uma quantidade maior de células eutéticas para que haja um melhor controle durante o processo de solidificação (Loper, 1999).

No eutético austenita-grafita, a fase que apresenta maior dificuldade de nucleação e crescimento é a grafita. Deste modo, a dificuldade de nucleação da fase grafita é o fator determinante para a morfologia do eutético.

A maior parte da literatura sobre nucleação da grafita em ferros fundidos baseava-se em evidências indiretas sobre quais seriam os núcleos realmente efetivos para a nucleação da grafita. Com o surgimento de novas técnicas de microanálise, foi possível identificar de fato as partículas presentes no interior das células eutéticas que serviram de substrato para a nucleação da grafita do eutético. Estas técnicas consistem na identificação via microscópio eletrônico de varredura e microscópio eletrônico de transmissão das inclusões que estão total ou parcialmente encapsuladas

pela grafita e na sua análise química por microsonda. Segundo (Sun, 1983; De, 1991; Riposan, 2001), estes núcleos foram identificados como sendo: óxidos do tipo SiO_2 , carbeto de cálcio (CaC_2), sulfetos do tipo MnS e outros elementos (S, Ca, Sr, Al, Fe, Ti, Si) combinados com o manganês.

Estes pesquisadores constataram que em banhos não inoculados os núcleos se constituíam de SiO_2 e MnS enquanto que em banhos inoculados foram encontrados todos os outros tipos de núcleos citados acima.

Diversos são os fatores que influenciam a eficiência da inoculação em ferros fundidos. Quanto maior o carbono equivalente, maior a tendência grafitizante do banho metálico. Os teores de impurezas, principalmente o oxigênio, desempenham papéis importantes, uma vez que os inoculantes de função grafitizante são excelentes desoxidantes, podendo assim ser em parte consumidos na desoxidação do metal líquido, sem que estejam aumentando a nucleação do banho. Outros fatores que afetam a inoculação são: temperatura de inoculação, quantidade de inoculante, estado da superfície do banho metálico, tempo de atuação do inoculante (“fading”), granulometria do inoculante (Moore, 1973).

Para avaliar a eficiência de um inoculante, utiliza-se como indicativo, o potencial de nucleação do banho de ferro fundido, ou seja, a facilidade de formação da fase grafita. Algumas maneiras de se avaliar a eficiência da inoculação são apresentadas abaixo.

Teste de cunha: consiste na medição da altura de coquilhamento de um corpo-de-prova em formato de cunha padronizada. Como a inoculação aumenta o número de células eutécticas, reduzindo o super-resfriamento para a solidificação, a altura de coquilhamento diminui à medida que a inoculação é mais eficiente. A desvantagem deste teste, é que a altura de coquilhamento da amostra é muito influenciada pela temperatura de vazamento do metal, o que pode gerar diferentes resultados para um mesmo banho. Vazamentos a temperaturas mais baixas tendem a aumentar a altura de coquilhamento.

Análise térmica: consiste na obtenção e interpretação da curva de variação de temperatura com o tempo (através de termopar interligado a um sistema de aquisição de dados), durante o processo de solidificação de amostras de ferros fundidos. A grande vantagem desta técnica sobre o teste de cunha é que a técnica de análise térmica é menos sensível a temperatura de vazamento, pois esta é registrada na curva. A curva de análise térmica descreve o balanço térmico entre o calor que é retirado pelo molde e o calor gerado pela transformação de fase da amostra durante a solidificação (Fuoco, 2000). Desta forma, através das alterações na inclinação da curva, formação de patamares e, eventualmente, aquecimentos localizados (recalescência), pode-se correlacionar o super-resfriamento obtido com os tipos de grafita A, B, C, D e E, ou mesmo, a formação de carbonetos.

Com base nos parâmetros térmicos, diversos autores (Fuoco, 2003; Loper, 1974 e Hui, 1985), propuseram relações entre os parâmetros retirados das curvas temperatura x tempo e a morfologia da grafita.

Se o potencial de nucleação do banho for alto, a sua solidificação apresentará pequeno super-resfriamento em relação à temperatura do eutético estável. O eutético se solidifica com a formação de grafita lamelar com orientação aleatória e uniformemente distribuídas na estrutura, dando origem a grafita do tipo A. Conforme for aumentando o super-resfriamento, os tipos de grafita podem variar de B a E.

Quando o super-resfriamento supera os valores encontrados para as grafitas tipo E, e o líquido atinge a temperatura do eutético metaestável (austenita/cementita), o eutético apresenta fácil nucleação e rápido crescimento, resultando em ferro fundido branco ou uma estrutura mesclada de grafita + carbonetos.

2.4 Desenvolvimento de estudos relativos à solidificação de ferros fundidos

Neste item serão apresentados resumidamente alguns trabalhos publicados nos últimos anos abordando diferentes aspectos dos ferros fundidos cinzentos e nodulares.

2.4.1 Ferros fundidos nodulares

Em 1998, Labrecque e Gagné publicaram uma interessante revisão sobre a evolução dos ferros fundidos nodulares nos últimos 50 anos. Os autores salientam as vantagens do ferro fundido nodular que combinam a fundibilidade dos ferros fundidos cinzentos e a tenacidade dos aços, constituindo-se em uma escolha economicamente interessante para peças complexas que exijam alto desempenho. Os autores definem ferro fundido nodular basicamente como uma liga ternária Fe-C-Si que apresenta a grafita na forma de nódulos em que a quantidade de grafita é controlada pelos teores de silício e carbono e pelos parâmetros de solidificação. A nucleação da grafita ocorre através de um processo heterogêneo e o número de esferas de grafita é função da composição química e do super-resfriamento. O processo de inoculação, que é mais efetivo para ligas hipoeutéticas altera substancialmente o potencial de nucleação das partículas de grafita. Sob o mesmo super-resfriamento a grafita e a austenita apresentam diferentes mecanismos de crescimento e portanto diferentes velocidades. Na austenita, que é uma fase não facetada, o crescimento é controlado pelo fluxo de calor e pela velocidade de fusão na interface sólido-líquido e na grafita o crescimento é controlado pela velocidade com que o carbono é incorporado no cristal de grafita na interface sólido-líquido. Os autores apresentam também diferentes aspectos da evolução da fabricação dos ferros fundidos nodulares nos últimos anos.

Rivera, Boeri e Sikora em 2003, publicaram um artigo apresentando um avanço nas pesquisas em solidificação de ferros fundidos nodulares. Neste artigo são apresentados os desenvolvimentos nas técnicas de micro e macrografia e sua importância na compreensão da solidificação dos ferros fundidos nodulares hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos em moldes de areia. Os autores concluem que a microestrutura é similar para os três tipos de ferros fundidos. Através de analogia entre as microestruturas e macroestruturas concluem que o mecanismo de solidificação é similar para os três tipos de ferros fundidos e é dominado pelo crescimento de dendritas de austenita que contêm grande número de nódulos de grafita.

Hui, Jingxiang e Davis em 1985, aplicaram técnicas de análise térmica diferencial para analisar solidificação de diferentes tipos de ferros fundidos, incluindo ferro fundido nodular,

obtendo indicações sobre a quantidade dos vários constituintes da microestrutura e sobre as propriedades mecânicas.

Mizoguchi, Perepezko e Loper em 1997, usaram a técnica de solidificação de gotas finas em emulsão para estudar a nucleação de ferros fundidos. Os autores concluíram que a austenita primária não é um bom nucleante para grafita e carbonetos considerando super-resfriamentos da ordem de 220 a 430°C, mais que a grafita é um bom nucleante para a austenita para super-resfriamentos pequenos da ordem de 20°C.

Labrecque e Gagné em 2000, demonstraram que é possível obter peças de ferros fundidos nodulares com pequena espessura isentas de carbonetos, da ordem de 3 mm usando uma liga com carbono equivalente de 4,79 e um teor de magnésio igual 0,03%. As peças obtidas apresentaram 1400 nódulos/mm², uma alta nodularidade (>95%) e uma alta fração de ferrita (60%).

Selig e Lacaze em 2000 estudaram a relação entre a microestrutura de solidificação e fenômeno de microsegregação através de resultados experimentais e da aplicação de modelo matemático. Os autores analisaram experimentalmente a distribuição de silício e manganês durante a solidificação e compararam com as previsões obtidas através do modelo físico desenvolvido, atestando a precisão do mesmo na simulação da solidificação de ferros fundidos hipoeutéticos e hipereutéticos.

Marks em 1999, através de técnicas experimentais analisou extensivamente a metalografia de ferros fundidos nodulares. O autor usou microscopia óptica e eletrônica e SEM para obter uma série de micrografias de ferros fundidos nodulares. Os autores se limitam a apresentar uma série de micrografias obtidas em diferentes condições de solidificação.

Lu e Hellawell em 1999 usaram a técnica de fractais para medida da nodularidade dos ferros fundidos. Os autores usaram essa técnica para analisar a perfeição e a distribuição dos nódulos de grafita. Os autores concluíram que a técnica de fractais é aplicável para medida da nodularidade e apresentaram um mapa de nodularidade como resultado do trabalho.

Javaid, Thomson, Davis e Sahoo em 2001, analisaram o efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas de peças de ferro fundido nodular com paredes finas. Os autores analisaram peças com secções de 3 e 12 mm e concluíram que as propriedades mecânicas dependem fortemente das condições de processamento e da composição química. Os resultados mostraram que o fator microestrutural mais significativo é a quantidade de ferrita que cresce com aumento do número de nódulos. Concluíram também que o silício promove a formação de ferrita e que um aumento deste elemento de 2,4 a 3,4% reduz significativamente os limites de escoamento e resistência. Os resultados mostraram também que a energia de impacto obtida pelo ensaio Charpy cresce com o número de nódulos.

Ruxanda, Stefanescu e Piwonka em 2002, caracterizaram detalhadamente a microestrutura em um grande número de ferros fundidos nodulares. Através de observação visual e análise de imagem os autores estimaram o número de nódulos de grafita, a área média dos nódulos, seu diâmetro, esfericidade de compactação e a nodularidade. Determinaram também a porcentagem em área de grafita, ferrita, perlita e carbonetos. Através de análise usando microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de raios-x por dispersão de energia, foram analisados os defeitos internos incluindo microporosidade.

Choi, Kim e Rohatgi em 2004, analisaram o efeito do bismuto na formação da microestrutura em peças de parede fina fundidas em ferro nodular. Os autores variaram o teor de bismuto de 0,005 a 0,007% e a espessura de parede de 3 a 12 mm. Os autores concluíram que a adição de bismuto reduz a nodularidade e aumenta o diâmetro dos nódulos. O número máximo de nódulos foi obtido para amostra de 3 mm de espessura contendo 0,03% de bismuto. Foram obtidas correlações entre o número de nódulos e a dureza, o alongamento e o limite de resistência. Os autores concluíram que esses parâmetros aumentam com o aumento do número de nódulos.

2.4.2 Ferros fundidos cinzentos

Kubick, Javaid e Bradley em 1997, investigaram o efeito do carbono, silício, manganês, enxofre e fósforo nas características na tendência ao coquilhamento dos ferros fundidos cinzentos. Os autores dividiram o trabalho em duas partes sendo que na primeira foram analisados os resultados de análise térmica e na segunda a tendência ao coquilhamento. Os autores concluíram que a tendência ao coquilhamento aumenta com a diminuição dos teores de carbono e silício e com o aumento do teor de enxofre.

Labrecque e Gagné em 1998 realizaram uma revisão de trabalhos publicados nos últimos anos relativos à interpretação de curvas de resfriamento de ferros fundidos cinzentos. Os autores discutiram inicialmente as características e interpretações físicas dessas curvas e posteriormente os efeitos dos parâmetros de processo nas curvas. Baseados nos trabalhos analisados concluíram que as curvas de resfriamento são afetadas por: (1) temperatura do metal líquido; (2) tratamento com magnésio; (3) tempo de espera para o vazamento; (4) oxidação do metal líquido; (5) tratamento de inoculação; (6) composição química e (7) velocidade de resfriamento.

Habibollahzadeh e Campbell em 2003, usaram microscopia óptica de varredura para analisar o filme formado na superfície dos ferros fundidos cinzentos no estado líquido. Para os vazamentos em moldes de areia ligados com resina orgânica, um filme de carbono “lustroso” foi encontrado na superfície de avanço da frente líquida e na superfície interior das bolhas superficiais. Esse filme mostrou-se mecanicamente resistente mantendo a integridade da frente do fluxo e pode contribuir para a melhoria do acabamento superficial da peça. Já para moldes ligados com silicato de sódio, a superfície do metal líquido apresentou-se rica em óxidos e foi caracterizada como silicato líquido. Nesse caso, a resistência mecânica é desprezível levando o líquido a desintegrar sob condições turbulentas.

Rivera, Boeri e Sikora em 2003, investigaram a solidificação de ferros fundidos cinzentos com composição hipoeutética, eutética e hipereutética. Basicamente os autores propuseram novas técnicas metalográficas para a análise das micro e macrografias dos ferros fundidos. Baseados nos seus resultados concluíram que o crescimento dendrítico é predominante tanto para ferros

fundidos hipo quanto hipereutéticos. Concluíram também que as unidades normalmente denominadas células eutéticas não constituem grãos, como normalmente é aceito, mas que um grande número delas está presente em cada grão.

Mampaey em 2003 estudou a solidificação e o comportamento durante a alimentação do molde de ferros fundidos cinzentos contendo fósforo. O autor concluiu que a forma de solidificação é alterada quando se adiciona fósforo. Foi constatado que 1% de fósforo é suficiente para criar uma extensa zona pastosa durante a solidificação de ferros fundidos com composição eutética. A mudança no processo de solidificação afeta diretamente a alimentação do molde. Em primeiro lugar o massalote deve permanecer líquido mais tempo. Em segundo lugar a contração volumétrica aumenta em torno de 1%.

Mampaey em 2005 estudou também o efeito da substituição do silício por alumínio nos ferros fundidos cinzentos. O autor concluiu que, em relação aos ferros fundidos cinzento e nodular convencionais, a adição de alumínio aumenta a zona pastosa durante a solidificação devido à segregação inversa do alumínio. Concluiu também que a atividade do oxigênio em ferros fundidos nodulares e em ferros fundidos contendo alumínio decresce com o teor de magnésio até 0,035% e que teores acima deste, não reduzem essa atividade. Essa diminuição na atividade do oxigênio acarreta um aumento na quantidade de dendritas, que precipitam no eutético lamelar. Isso provavelmente acontece porque o nível de atividade do oxigênio abaixo de 0,2 ppm provoca uma redução da velocidade de crescimento das lamelas de grafita.

Kanno, Kikuchi e Kang em 2005, analisaram o efeito de elementos de liga na temperatura eutética nos ferros fundidos usando sistema de análise térmica. Os autores analisaram principalmente as diferenças de temperaturas eutéticas para o sistema estável e metaestável. Os autores concluíram que para um carbono equivalente acima de 3,5 as temperaturas eutéticas praticamente não mudam mesmo que os elementos de liga alterem a atividade do carbono. Os autores concluíram também que os elementos que aumentam a diferença entre os eutéticos estável e metaestável, sendo portanto grafitizantes são: Si, Al, C ($CE < 3,5$), Cu, Co, P e Ni e aqueles que diminuem essa diferença, aumentando a tendência ao coquilhamento são: B, S, V, Cr, Nb, Sn, W, Mn, Mo e Sb.

2.4.3 Solidificação unidirecional de ferros fundidos

A prática da solidificação unidirecional é bastante interessante para analisar parâmetros térmicos e estruturais. Desta forma a aplicação deste método em ligas não ferrosas também é estudado. Dentre os trabalhos recentes, podem-se citar vários trabalhos: (Melo, 1997), (Osório, 2002), (Rocha, 2003), (Melo, 2004) e (Melo, 2005).

Nos últimos anos alguns trabalhos aplicando solidificação unidirecional para a análise da solidificação dos ferros fundidos foram publicados. A seguir serão apresentados resumidamente alguns destes trabalhos.

Roviglione e Hermida em 2002, apresentaram novo método de solidificação unidirecional baseado na combinação da técnica clássica de Bridgman e da técnica de solidificação direcional convencional. Usando esse método os autores analisaram a solidificação do ferro fundido cinzento estudando: (1) mudança na forma dos veios de grafita em função da relação entre gradiente de temperatura (G) e velocidade de avanço da frente de solidificação (v); (2) mudanças na composição química do líquido durante a solidificação mantendo a relação G/v constante; (3) solidificação unidirecional de ferro fundido cinzento modificado sem nucleação de grãos equiaxiais em frente à interface sólido/líquido e (4) congelamento da interface sólido/líquido para análise da microestrutura do sólido.

Oakwood e Goodrich em 2002 analisaram o papel da força de gravidade na solidificação unidirecional de ferros fundidos cinzentos. Utilizando microscopia óptica e eletrônica os autores analisaram como a microestrutura e a distribuição dos elementos de liga são alterados pelos parâmetros relativos ao processo de solidificação sob condições de gravidade terrestre visando à comparação com experiências futuras realizadas sob condição de microgravidade. Os efeitos da inoculação na distribuição dos elementos de liga e na microestrutura foram também analisados. Os autores concluíram que para os ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos solidificados verticalmente de forma unidirecional, os espaçamentos interdendríticos decrescem, o número de células eutéticas cresce e o tamanho dos veios de grafita decrescem com o aumento da taxa de resfriamento. Concluíram também que elementos como o silício, que é menos denso que o ferro,

segrega para cima enquanto elementos como o molibdênio, o níquel e o cobre segregam para baixo. Os autores concluíram também que a adição de inoculante Fe-Si antes da solidificação afeta a microestrutura apenas em regiões próximas ao local de adição do inoculante.

Roviglione e Hermida em 2004, também utilizaram o equipamento Bridgman modificado, citado anteriormente, para analisar o crescimento de ferro fundido cinzento. Durante as experiências os autores introduziram modificações morfológicas através de modificação localizada na composição do líquido diante da interface sólido/líquido. Baseado nos seus resultados e nos de outros autores, propuseram novas explicações para as modificações morfológicas observadas nos ferros fundidos. As principais conclusões dos autores foram: (1) a grafita sempre cresce como cristais na forma de lâminas; (2) a modificação morfológica dos veios de grafita começa quando o ponto que separa a grafita, a austenita e o líquido, desaparece provocando a separação da austenita da grafita durante o crescimento eutético e (3) as morfologias vermicular e nodular são resultantes do efeito de compactação exercido pela austenita e pelo líquido sobre os cristais de grafita.

2.5 Propriedades dos ferros fundidos

Os ferros fundidos são designados em geral por suas propriedades mecânicas, as quais dependem diretamente da estrutura final obtida. Portanto, para ferros fundidos, a matriz metálica, a morfologia e quantidade de grafita, e o tamanho e distribuição das células eutéticas, são determinantes para as propriedades mecânicas. Todos esses fatores dependem, por sua vez, da composição química, tratamento do banho, tipo de molde e geometria da peça.

A propriedade mais comum especificada para selecionar um ferro fundido é o limite de resistência à tração e a dureza, embora não sejam necessariamente essas propriedades que determinam o comportamento em serviço. Entretanto as demais propriedades, de certo modo, podem ser relacionadas com essas duas. A principal justificativa da utilização dessas duas propriedades é que são relativamente fáceis de serem determinadas.

A classificação de maior importância industrial dos ferros fundidos cinzentos é baseada na resistência à tração de corpos de prova de diâmetro 20 mm na região de ensaio, extraídos de barras fundidas de 30 mm de diâmetro. As barras são fundidas, retiradas do molde e resfriadas até a temperatura ambiente nas mesmas condições do que a peça para a qual serão referências (NBR, 1986), (ASTM, 1992), (SAE, 1979), (DIN, 1985), (Chiaverini, 2002).

A utilização do ensaio de tração na caracterização mecânica do ferro fundido cinzento exige cuidados especiais na análise dos resultados. A estrutura formada pela matriz e as grafitas, cujas propriedades mecânicas são diferentes, conforme mostrado na tabela 2.3, desviam seu comportamento em relação ao material ideal, porque a distribuição das tensões sobre a matriz não é homogênea e a deformação do material se realiza com volume variável (formação de frestas nas interfaces matriz/grafitas).

A revisão da literatura técnica mostra baixa confiabilidade e grande dispersão entre os valores da resistência à tração e a dureza Brinell do ferro fundido cinzento (Weiss, 1969; Collaud, 1944).

Tabela 2.3 – Propriedades da grafita e do ferro (MatWeb, 2001).

Característica	Grafita C	Ferro
Densidade [g/cm ³]	2,25	7,87
Temperatura de fusão [°C]	3650	1535
Coef. expansão linear [μm/m°C]	2	12,2
Resistência à tração [MPa]	-	540

A Associação Brasileira de Normas Técnicas ABNT EB-126 e DIN 1691 designam os ferros fundidos cinzentos, independentemente de serem “não ligados” ou “levemente ligados”, mediante a sigla FC e GG respectivamente seguido de um número que define a classe do material

e especifica o limite mínimo de resistência a tração admissível, expressa em kgf/mm^2 . Abaixo segue as classes segundo a ABNT.

FC10 e FC15: correspondem aos ferros fundidos cinzentos comuns. Apresentam excelente fundibilidade e usinabilidade. A classe FC15 é utilizada, por exemplo, em base de máquinas e carcaças metálicas.

FC20 e FC25: apresentam boa fundibilidade e usinabilidade. Possuem melhor resistência mecânica e são aplicadas principalmente em elementos estruturais, tais como barramentos, cabeçotes e mesas de máquinas operatrizes.

FC30 e FC35: apresentam maiores dureza e resistência mecânica e são aplicados em engrenagens, virabrequins, colunas de máquinas, buchas e grandes blocos de motores.

FC40: é a classe de uso comercial que possui a maior resistência mecânica. Sua composição química é uma combinação de elementos de liga (Ni, Cr e Mo). Como possui elevada tendência ao coquilhamento, sua utilização é limitada a peças de espessuras médias e grossas.

Capítulo 3

Materiais e métodos

3.1 Considerações gerais

A parte experimental conduzida durante este trabalho é apresentada neste capítulo e está dividida nas seguintes etapas principais:

- 1 - Preparação das ligas;
- 2 - Realização das experiências de solidificação para a obtenção dos lingotes;
- 3 - Obtenção das variações de temperatura no metal e no molde durante o processo de solidificação;
- 4 - Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação;
- 5 - Caracterização da macro e da microestrutura.

O fluxograma da figura 3.1 apresenta as etapas realizadas no decorrer do trabalho experimental.

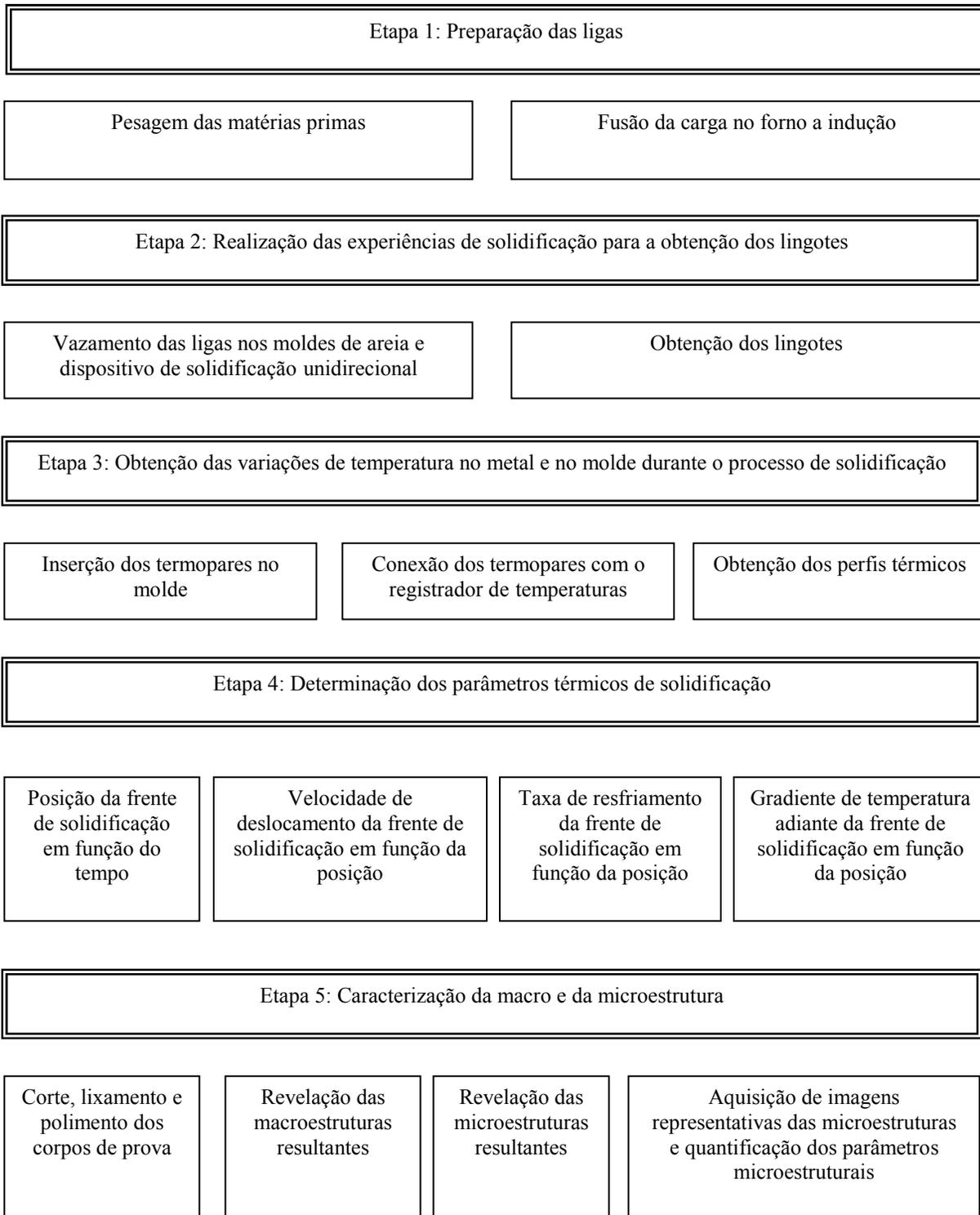


Figura 3.1 – Fluxograma representativo das etapas executadas durante o procedimento experimental.

3.2 Elaboração das corridas

Esta parte do trabalho foi realizada no Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo – IPT.

Foram utilizados dois tipos de ferros fundidos: cinzento e nodular. Cada um deles, vazados com e sem inoculante, em moldes de areia e refrigerado a água.

Foram realizados vários experimentos, embora nem todos tenham sido aproveitados completamente, devido à falhas no processo de aquisição de dados e problemas de preenchimento da peça. Nos experimentos mostrados, o sistema de aquisição de dados registrou as temperaturas em todos os termopares durante todo o processo de solidificação para as corridas vazadas com inoculante.

Na tabela 3.1, estão indicados os experimentos realizados.

Tabela 3.1 - Experimentos realizados.

Experimento	Ferro Fundido	Molde	Inoculante
1	Cinzento	Areia	Sim
2	Cinzento	Areia	Não
3	Cinzento	Refrigerado	Sim
4	Cinzento	Refrigerado	Não
5	Nodular	Areia	Sim
6	Nodular	Areia	Não
7	Nodular	Refrigerado	Sim
8	Nodular	Refrigerado	Não

Tanto o ferro fundido cinzento quanto o nodular utilizados neste trabalho, são ligas comerciais utilizadas para a fabricação de matrizes para estampagem de chapas em indústrias automobilísticas.

A tabela 3.2 apresenta as composições químicas do ferro fundido cinzento e nodular obtidas em um espectrômetro de emissão óptica.

Tabela 3.2 - Composição química do ferro fundido cinzento e nodular.

	%C	%Si	%P	%Mn	%S	%Cr	%Ni	%Mg	%Mo	%Cu	% outros	%Fe
CZ	3,08	1,72	0,059	0,492	0,0197	0,0455	0,0503	-	0,240	0,597	0,046	93,65
ND	3,60	2,39	0,045	0,173	0,010	0,0205	0,0005	0,035	0,005	0,006	0,035	93,68

As matérias primas base para preparar as ligas foram: gusa, sucata de aço e ferro - ligas, as quais já vieram previamente calculadas e pesadas. A seqüência de carregamento do forno foi a seguinte: 20% gusa, ferro - ligas, sucata de aço e 80% gusa.

Tanto o ferro fundido cinzento quanto o nodular, depois de fundidos, permaneceram no forno por 10 minutos para homogeneizá-los. O inoculante utilizado foi o Fe-75%Si, cuja porcentagem em relação ao peso total da liga foi de 0,35%. O ferro fundido nodular, após a etapa de inoculação, foi transferido para outra panela cilíndrica com altura igual a duas vezes o diâmetro, contendo Fe-8%Mg no fundo da panela, representando 1,5% em relação ao peso total da liga, a fim de fazer o processo de nodularização antes do vazamento nos moldes.

Durante a fusão as temperaturas foram controladas com pirômetro de imersão e as ligas foram vazadas com superaquecimento em torno de 10%. As temperaturas de superaquecimento foram calculadas com base nas temperaturas *liquidus* de cada liga, para tanto foram calculadas as porcentagens dos carbonos equivalente %C.E (Santos, 1991), mostrado abaixo, conforme a equação 2.3 apresentada no capítulo anterior.

Ferro fundido cinzento

$$\%C.E = \%C + \%Si/3 + \%P/3$$

$$\%C.E = 3,08 + 1,72/3 + 0,059/3$$

$$\%C.E = 3,67$$

Trata-se de uma liga hipoeutética, pois a %C.E é menor que 4,3% (ponto eutético do diagrama de equilíbrio Fe-C).

Ferro fundido nodular

$$\%C.E = \%C + \%Si/3 + \%P/3$$

$$\%C.E = 3,60 + 2,39/3 + 0,045/3$$

$$\%C.E = 4,41$$

Trata-se de uma liga praticamente eutética, pois a %C.E é muito próxima a 4,3% (ponto eutético do diagrama de equilíbrio Fe-C).

A figura 3.2 apresenta, como exemplo, um diagrama esquemático de equilíbrio Fe-C, que permite entrar com valores de %C.E e saber de maneira aproximada as temperaturas *liquidus* correspondentes.

Depois de preparada cada carga, foram feitos os vazamentos nos moldes em areia e refrigerado. A seguir são mostrados os equipamentos e materiais utilizados para a execução da parte experimental.

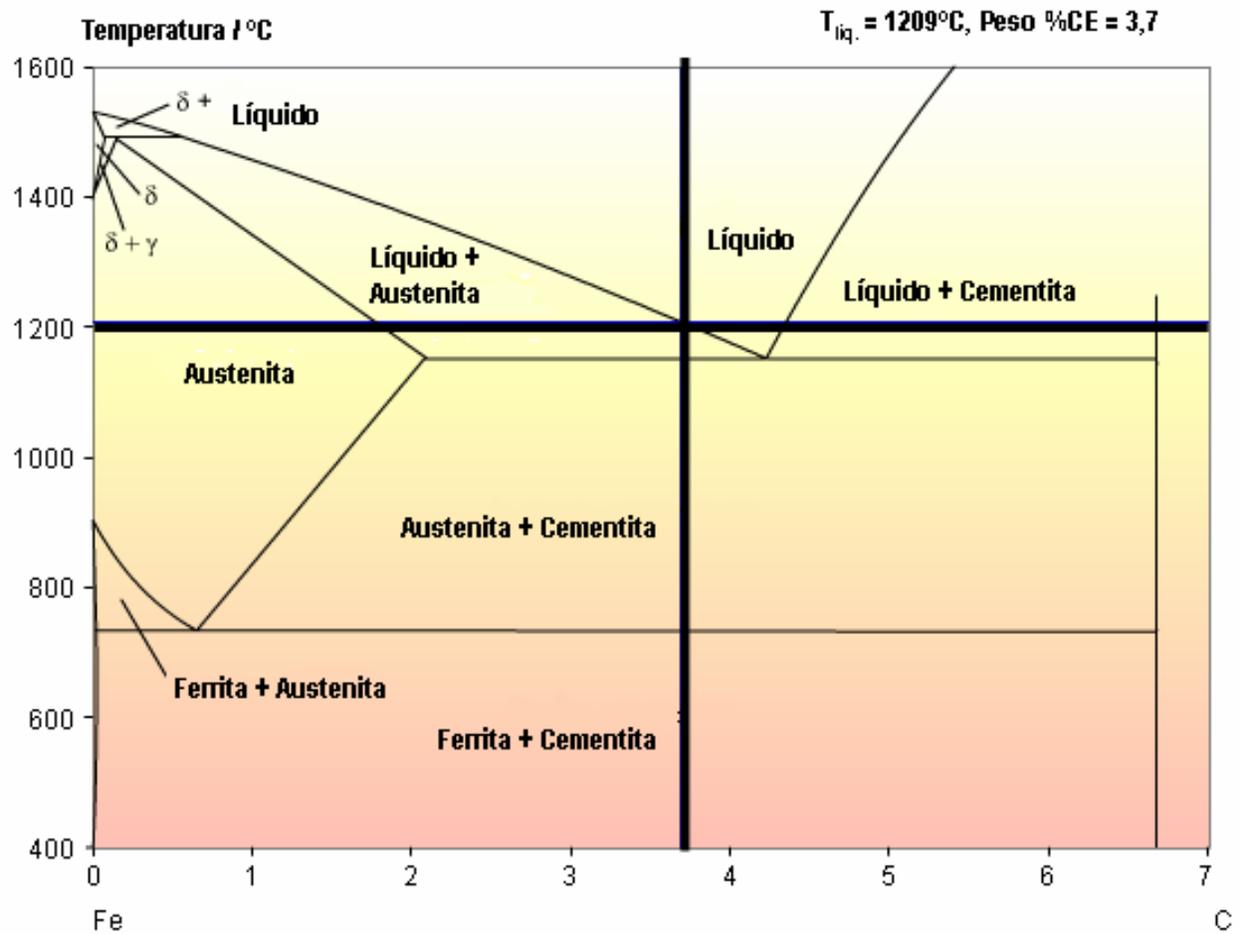


Figura 3.2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C (www.doitpoms.ac.uk/).

3.3 Equipamentos e materiais utilizados

3.3.1 Forno de indução

As fusões foram realizadas em forno de indução eletromagnética de média frequência com potência nominal de 35 kw, frequência de 9600 Hz, capacidade em peso de 20 kg, e revestido com material refratário composto por 72% Al_2O_3 e 28% MgO . A figura 3.3 mostra o forno de indução utilizado para a elaboração das corridas.



Figura 3.3 - Forno de indução utilizado para a elaboração das corridas.

3.3.2 Dispositivo de solidificação unidirecional

O dispositivo de solidificação unidirecional utilizado foi projetado de tal modo que a extração de calor seja realizada somente pela coquilha de cobre refrigerada a água, promovendo uma solidificação unidirecional vertical ascendente. Trata-se de um forno aquecido lateralmente por resistências cerâmicas de carbeto de silício tipo globar, com potência de 5500 W. A câmara do forno é moldada em alumina e isolada por lã de rocha, na qual é introduzida uma casca cerâmica a base de zirconita, com 40 mm de diâmetro e 280 mm de altura, onde é vazado o metal. Esta casca cerâmica é encaixada na base em uma coquilha de cobre refrigerada a água. A figura 3.4 mostra a coquilha de cobre e a casca cerâmica e a figura 3.5 mostra o dispositivo de solidificação unidirecional montado com os termopares.



Figura 3.4 - Coquilha de cobre e casca cerâmica a base de zirconita.



Figura 3.5 - Dispositivo de solidificação unidirecional montado.

3.3.3 Molde de areia

As ligas também foram vazadas em moldes de areia. Esses moldes foram confeccionados para se obter peças com as dimensões de 100 mm de altura, 80 mm de comprimento e 60 mm de espessura. A espessura de parede do molde é de 40 mm. O molde é composto por uma mistura previamente preparada de areia de sílica de granulometria 50 – 60 AFS (norma da associação de fundidores americanos), com resina furânica como aglomerante, que bem compactada e após um tempo de espera de alguns minutos, já estava pronto para ser utilizado. A figura 3.6 mostra o vazamento no molde de areia com os termopares devidamente posicionados.



Figura 3.6 - Vazamento no molde de areia.

3.3.4 Termopares e sistema de aquisição de dados

Para a medição da variação da temperatura durante os vazamentos, foram utilizados termopares tipo K: Chromel (+) / Alumel (-) conectados em um sistema de aquisição de dados ALMENO Data-Control, com possibilidade de programação de leitura simultânea em até nove canais de entrada. A figura 3.7 mostra o dispositivo de solidificação unidirecional e o sistema de aquisição de dados com os termopares, pronto para o vazamento.



Figura 3.7 - Dispositivo de solidificação unidirecional e sistema de aquisição de dados.

3.4 Procedimento experimental para determinação de variáveis térmicas de solidificação

Para começar a solidificação, o sistema de aquecimento lateral previamente na temperatura de fusão do metal, foi desligado imediatamente antes do vazamento.

Para a determinação das variáveis térmicas de solidificação, foram utilizados termopares posicionados nos moldes de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional, conectados ao sistema de aquisição de dados. Foram monitorados com termopares os ferros fundidos cinzento e nodular solidificados em moldes de areia e refrigerado a água, com adição de inoculante, devido a importância industrial destes. Na figura 3.8 estão representados um desenho esquemático das posições dos termopares no molde de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional.

Uma tolerância de 1 mm pode ser considerada em relação a estas posições, uma vez que podem ocorrer imprecisões durante a montagem. Todos os termopares foram conectados por um cabo coaxial ao registrador de dados interligado a um computador, e os dados de temperaturas foram adquiridos automaticamente a cada um segundo. Os termopares foram inseridos espaçados lateralmente, devido ao fato dessa configuração minimizar os erros de distorção da temperatura real, devido à convecção do metal líquido que é formada quando todos os termopares estão alinhados (Piwonka, 2000).

Os parâmetros térmicos de solidificação descritos na Etapa 4 do fluxograma da figura 3.1, foram determinados experimentalmente após a obtenção das variações de temperatura no metal e no molde durante o processo de solidificação, de acordo com os procedimentos descritos abaixo.

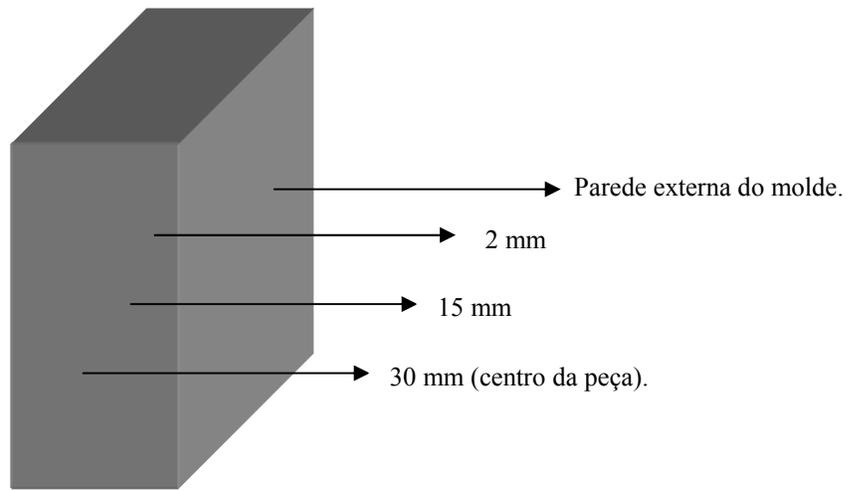
3.4.1 Velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição (v)

As variações das velocidades experimentais de deslocamento da frente de solidificação foram determinadas pelas derivadas das posições em função dos tempos $x = f(t)$, através da seguinte equação:

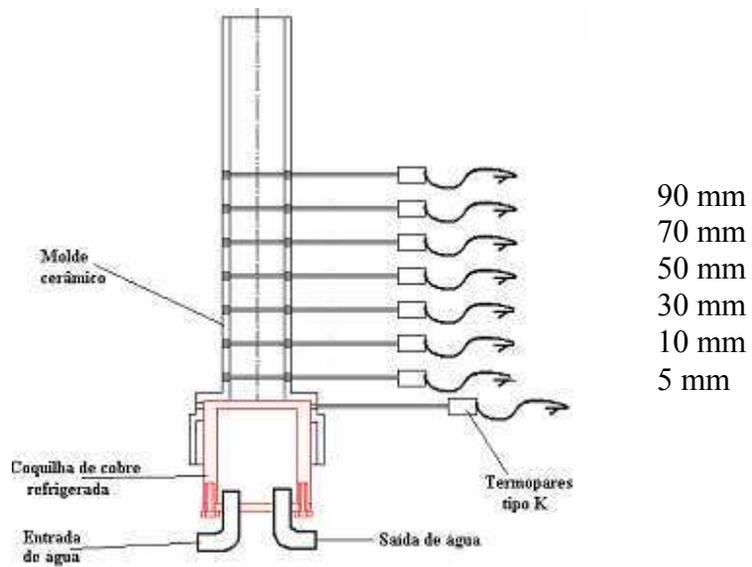
$$v = dx/dt \tag{3.1}$$

3.4.2 Taxa de resfriamento da frente de solidificação em função da posição (T^*)

As variações das taxas de resfriamento (T^*) das frentes de solidificação, para cada posição dos termopares, são obtidas experimentalmente através do resultado dos quocientes da leitura



(a)



(b)

Figura 3.8 - Esquema do posicionamento dos termopares para os seguintes casos: (a) molde de areia e (b) dispositivo de solidificação unidirecional.

direta das diferenças de temperaturas imediatamente antes e depois da temperatura *liquidus* para o ferro fundido cinzento e da temperatura eutética para o ferro fundido nodular, pelo tempo transcorrido, através da seguinte equação:

$$(T^*) = \Delta T / \Delta t \quad (3.2)$$

Procedimento utilizado por Okamoto – Kishitake (1975).

3.4.3 Gradiente de temperatura em função da posição (*G*)

As variações dos gradientes de temperatura adiante das frentes de solidificação foram obtidos a partir dos valores experimentais das variações das velocidades e das taxas de resfriamento em função das posições, pela equação:

$$G = (T^*) / v \quad (3.3)$$

3.5 Caracterização macro e microestrutural

3.5.1 Macroestrutura

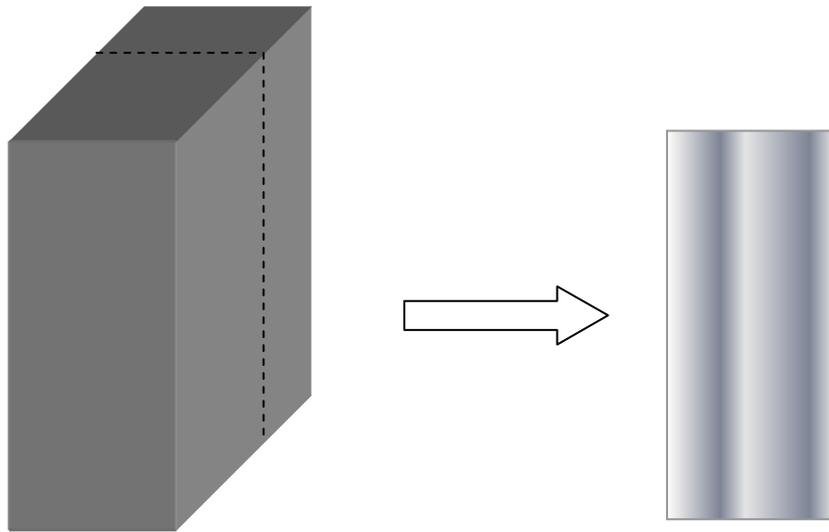
Dos lingotes obtidos, foram cortadas secções para a preparação das análises das macroestruturas. A figura 3.9 mostra como foram cortados os lingotes.

As secções obtidas foram fresadas, retificadas e lixadas até a lixa 600. Foi trabalhoso descobrir um reagente que pudesse revelar a macroestrutura de maneira clara. A literatura indicava o mesmo reagente da microestrutura, porém, mesmo com uma concentração mais elevada ou tempo maior de ataque, não houve sucesso. Após algumas tentativas, o reagente que se mostrou mais efetivo foi:

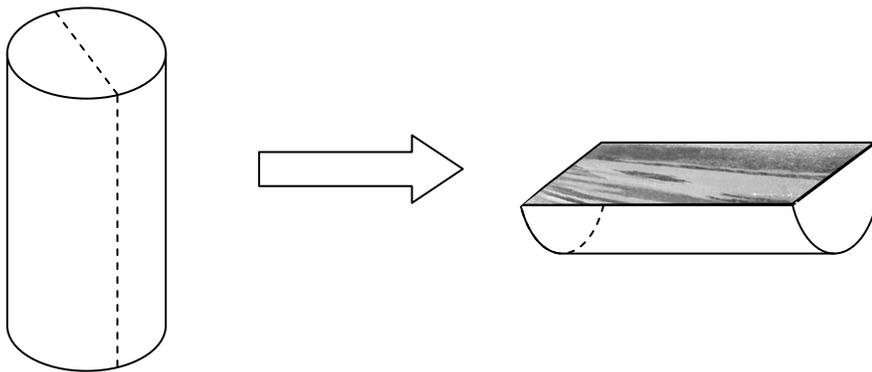
Persulfato de amônia 10 g

Água destilada 90 ml

Tempo: 5 minutos por imersão e esfregando a superfície com chumaço de algodão.



(a)



(b)

Figura 3.9 - Esquema de corte para obtenção das macroestruturas das ligas fundidas para os seguintes casos: (a) molde de areia e (b) dispositivo de solidificação unidirecional.

3.5.2 Microestrutura

Das secções cortadas para as macroestruturas, foram obtidas as amostras para as microestruturas. A figura 3.10 mostra como foram cortadas as amostras para a análise das microestruturas.

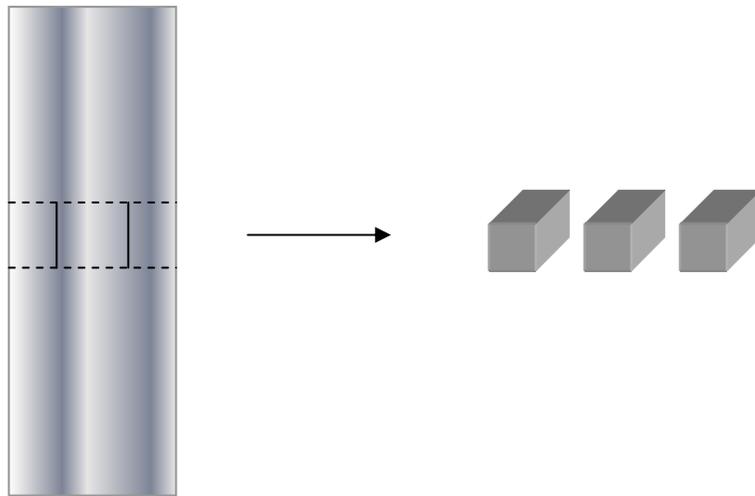
As amostras foram embutidas com baquelite, passadas nas lixas 100 até 1200 e polidas nos panos de 6 μm e 1 μm com pasta de diamante.

O reagente utilizado para a revelação da microestrutura foi o Nital 2% com um tempo de ataque de 30 a 40 segundos.

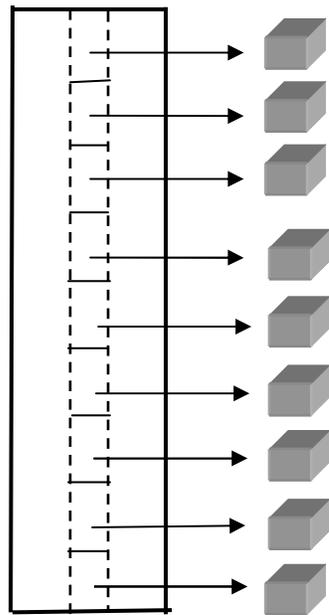
Para a caracterização microestrutural foi utilizado microscópio óptico, e um programa de computador de análise de imagens específico para ferros fundidos (Five Digital Imaging Solution da marca Olympus versão B x 41 M). O analisador de imagens foi utilizado para classificar as grafitas quanto à distribuição das formas e tamanhos, quantificar fases presentes, e fazer a contagem do número de veios e nódulos. O analisador de imagens utiliza como referência a norma ASTM A 247, sendo todas as imagens apresentadas com 100x de aumento e as áreas selecionadas para quantificação dos veios e nódulos é de 1mm^2 .

Os resultados obtidos pelo analisador de imagens são precisos para uma determinada área selecionada e, portanto não apresentam tolerâncias para mais ou para menos, no entanto, para cada amostra foram selecionadas áreas diferentes e no próximo capítulo é apresentado o resultado mais representativo de cada uma delas.

As quantidades de partículas de grafita foram agrupadas pelo programa de análise de imagens nas faixas de tamanhos apresentadas na tabela 3.3 e na figura 3.11 é mostrado um exemplo do resultado obtido pelo analisador de imagens.



(a)



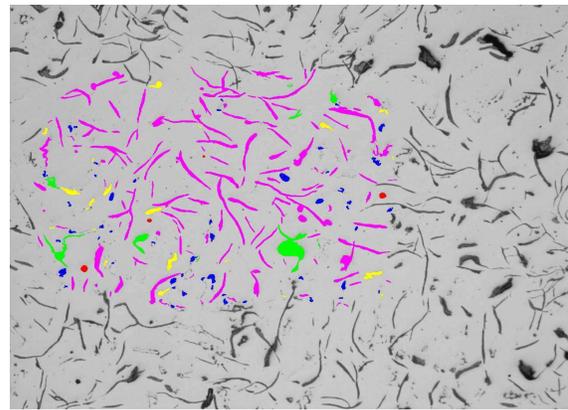
(b)

Figura 3.10 - Posições selecionadas para as análises das microestruturas das ligas fundidas para os seguintes casos: (a) molde de areia e (b) dispositivo de solidificação unidirecional.



100 x

250 μm



100 x

250 μm

Microestrutura representativa do ferro fundido cinzento. Ataque: Nital 2%.

Área seleccionada para quantificação, forma e tamanho dos veios.

Constituintes	Perlita (%)	Cementita (%)
	89,82	10,18

Forma	%	Forma	Tamanho	Nodularidade
I	0,13	VII	4	0,16
II	0,66			
III	8,18			Fração área
IV	9,31			%
V	2,70			7,38
VI	0,00			
VII	79,02			
Tamanho 0	Tamanho 1	Tamanho 2	Tamanho 3	Tamanho 4
> 1280μm	máx.1280μm	máx.640μm	máx.320μm	máx.160μm
0	0	0	3	27
Tamanho 5	Tamanho 6	Tamanho 7	Tamanho 8	Total
máx.80μm	máx.40μm	máx.20μm	máx.10μm	199
51	88	29	1	

Figura 3.11 – Exemplo de resultado apresentado pelo programa de análise de imagens, classificando os constituintes presentes nos ferros fundidos e as partículas de grafita de acordo com a quantidade, forma e tamanho.

Tabela 3.3 – Quantificação das partículas de grafita por faixas de tamanho.

Tamanho	(μm)
0	$L > 1280$
1	$1280 > L > 640$
2	$640 > L > 320$
3	$320 > L > 160$
4	$160 > L > 80$
5	$80 > L > 40$
6	$40 > L > 20$
7	$20 > L > 10$
8	$L < 10$

3.6 Medição de dureza

Embora a propriedade mecânica não tenha sido um dos objetivos principais do presente trabalho, algumas medidas de variação de dureza com a distância da interface metal/molde foram realizadas a fim de correlacioná-las com as microestruturas obtidas. As durezas foram obtidas na escala Brinell com carga de 3000 kg e esfera de 10 mm de diâmetro, e para cada amostra foram feitas três medições.

Capítulo 4

Resultados e discussões

4.1 Considerações iniciais

Este capítulo detalha os resultados obtidos experimentalmente neste trabalho. A partir da solidificação dos ferros fundidos cinzento e nodular com e sem adição de inoculante em moldes de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional, foram feitas análises das macro e micrografias dos lingotes obtidos. Durante os experimentos, através do sistema de aquisição de dados, foram medidas as variações de temperatura em função do tempo para os vazamentos com inoculante em diferentes posições, permitindo assim a determinação de vários parâmetros relativos ao processo de solidificação e a construção de algumas curvas que serão analisadas neste capítulo.

4.2 Curvas de resfriamento das ligas

A partir do registro térmico dos experimentos realizados com adição de inoculante, foi possível obter as curvas de resfriamento durante todo o processo de solidificação para os ferros fundidos cinzento e nodular solidificados em moldes de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional. Na figura 4.1 são apresentadas às curvas de resfriamento experimentais para os ferros fundidos cinzento e nodular vazados nos moldes de areia. As curvas correspondem aos termopares posicionados na parede externa do molde e a 2, 15 e 30 mm da interface metal/molde.

As curvas de resfriamento indicam que as temperaturas praticamente se equalizam no metal durante o processo de solidificação. É também notado que a parede externa do molde tem sua temperatura aumentada durante o processo de solidificação indicando que o molde não pode ser considerado semi-finito, (Santos, 2006). Essas curvas serão discutidas com mais detalhes em itens posteriores.

Na figura 4.2 são mostradas as curvas de resfriamento experimentais para o ferro fundido cinzento e nodular vazados no dispositivo de solidificação unidirecional. As curvas correspondem aos termopares posicionados a 5, 10, 30, 50, 70 e 90 mm da coquilha de cobre refrigerada a água.

Nessas curvas de resfriamento relativas à solidificação unidirecional percebeu-se com clareza o deslocamento da frente de solidificação em função do tempo, indicado pelas quedas bruscas de temperatura. Também essas curvas serão discutidas em itens posteriores.

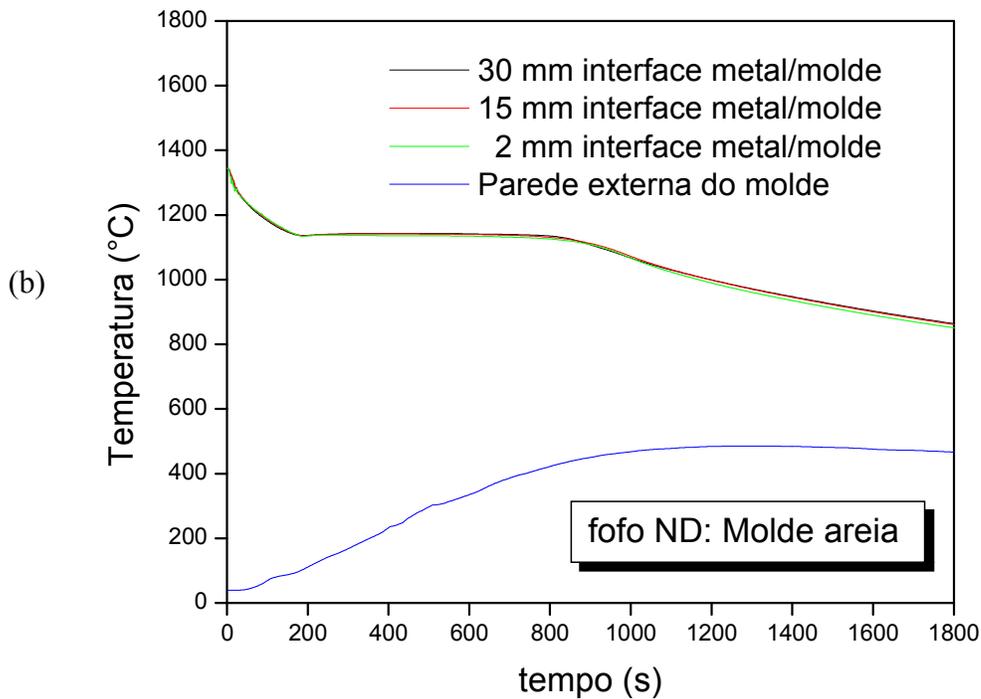
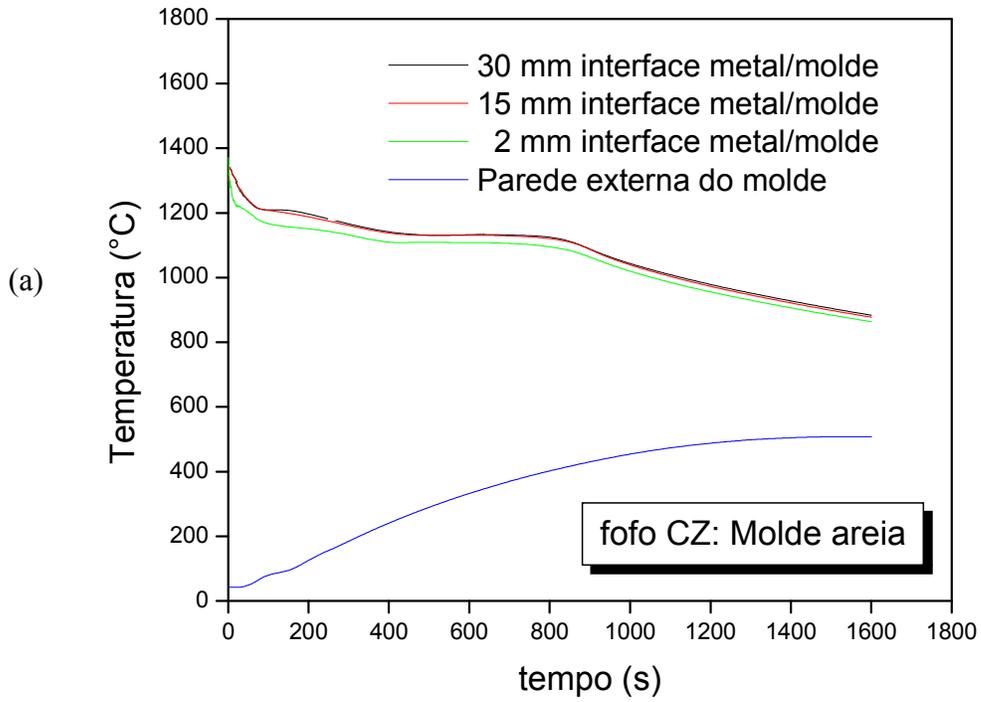


Figura 4.1 - Curvas de resfriamento experimentais para (a) ferro fundido cinzento e (b) ferro fundido nodular, vazados em moldes de areia.

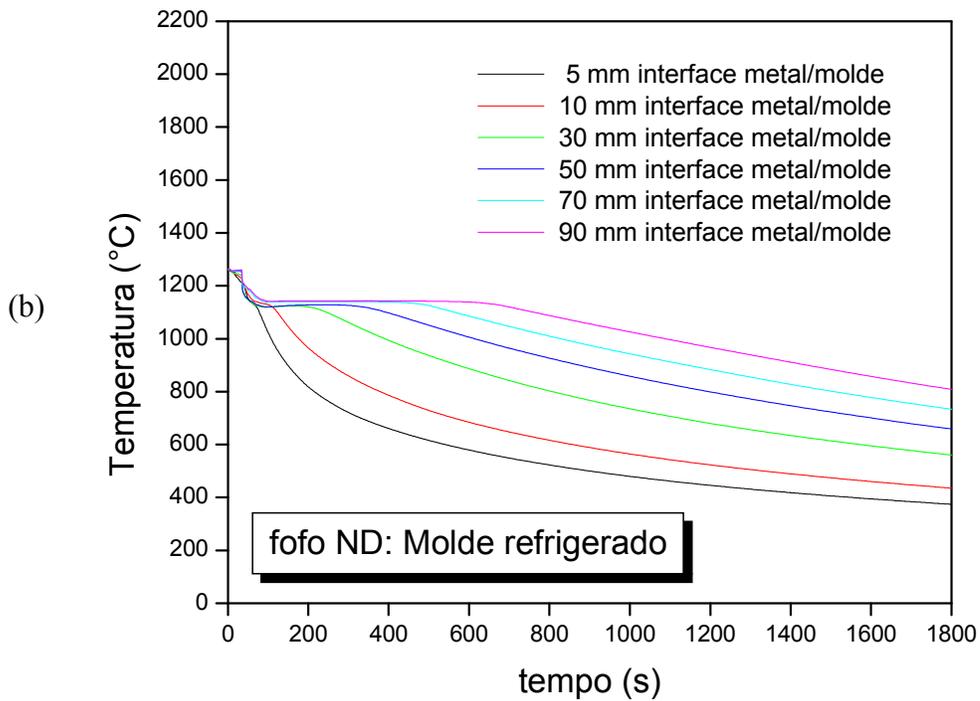
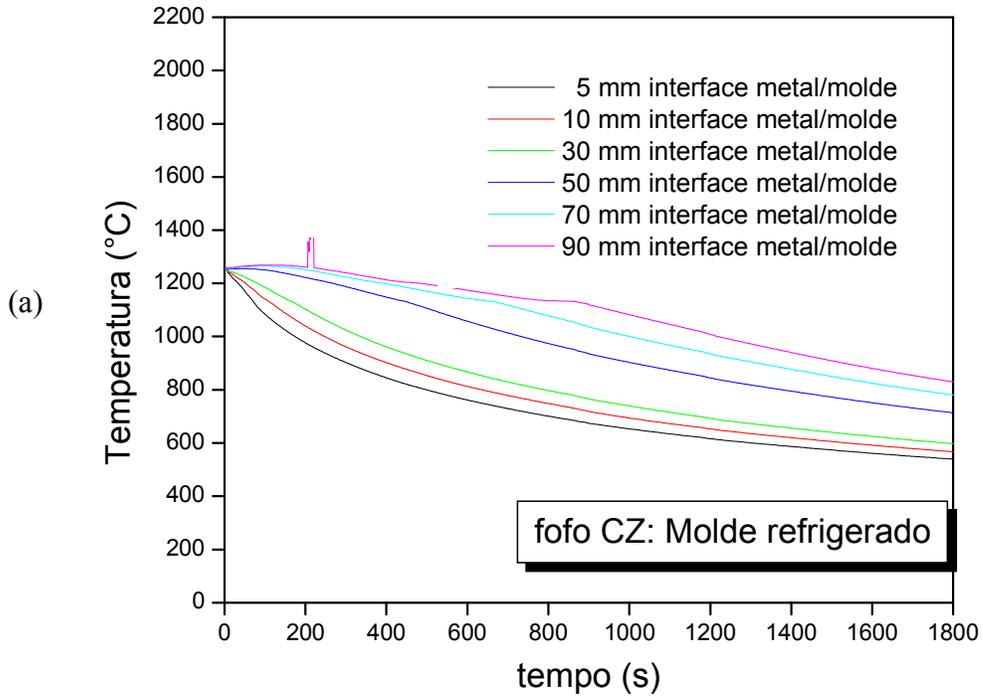


Figura 4.2 - Curvas de resfriamento experimentais para (a) ferro fundido cinzento e (b) ferro fundido nodular, vazados no dispositivo de solidificação unidirecional.

4.3 Determinação dos parâmetros relativos ao processo de solidificação

A determinação das curvas de resfriamento é extremamente importante na medida em que a partir das mesmas podem ser determinados parâmetros térmicos relativos ao processo de solidificação. A partir das informações dos dados obtidos durante os ensaios com adição de inoculante, foram determinados os seguintes parâmetros:

- Posição da frente de solidificação em função do tempo;
- Velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição;
- Taxa de resfriamento da frente de solidificação em função da posição;
- Gradiente de temperatura adiante da frente de solidificação em função da posição.

Esses parâmetros serão apresentados com detalhes a seguir.

4.3.1 Posição da frente de solidificação em função do tempo

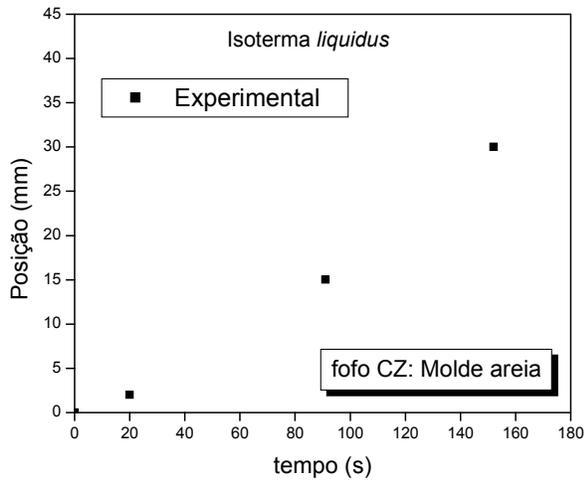
Através das curvas de resfriamento obtidas para os vazamentos, podem-se determinar as variações das posições das frentes de solidificação em função dos tempos para os ferros fundidos cinzento e nodular. Para o ferro fundido cinzento, por se tratar de uma liga hipoeutética, foram plotados os resultados experimentais das posições em função dos tempos para as isothermas *liquidus* e *solidus* referentes às posições 2, 15 e 30 mm para as corridas vazadas em areia e 5, 10, 30, 50, 70 e 90 mm para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional.

Para o ferro fundido nodular, por se tratar de uma liga praticamente eutética (há uma única frente de solidificação), foram plotados os resultados experimentais da posição dessa frente de solidificação em função do tempo referentes às mesmas posições descritas acima. A temperatura eutética foi obtida através da curva de resfriamento do ferro fundido nodular vazado no molde de

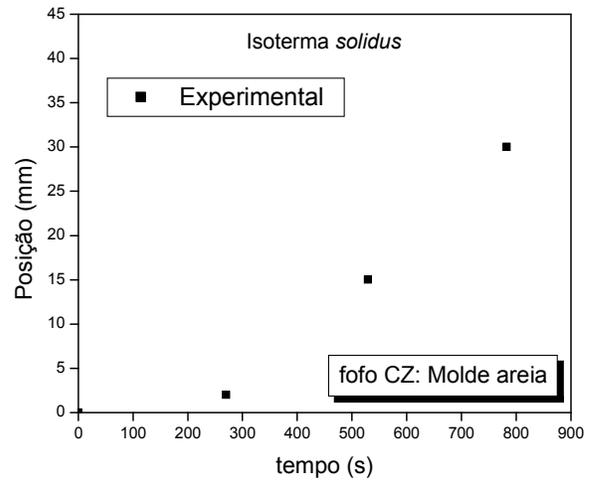
areia, uma vez que neste tipo de molde devido ao resfriamento mais lento, é mais fácil visualizar os patamares de temperatura durante o processo de solidificação.

Na figura 4.3 (a) e (b) são mostradas as variações das posições das isothermas *liquidus* e *solidus* em função dos tempos para o ferro fundido cinzento vazado em molde de areia e a figura 4.3 (c) mostra a variação da posição da frente de solidificação única (temperatura eutética) em função do tempo para o ferro fundido nodular vazado também em molde de areia. Analogamente, na figura 4.4 (a), (b) e (c) são mostrados os resultados para os vazamentos no dispositivo de solidificação unidirecional. Os resultados para as posições das isothermas *solidus* e *liquidus*, no caso do ferro fundido cinzento são particularmente importantes porque definem a zona pastosa, de coexistência de líquido e sólido, que exerce grande influência na rejeição de soluto, na formação da microestrutura e na formação de defeitos.

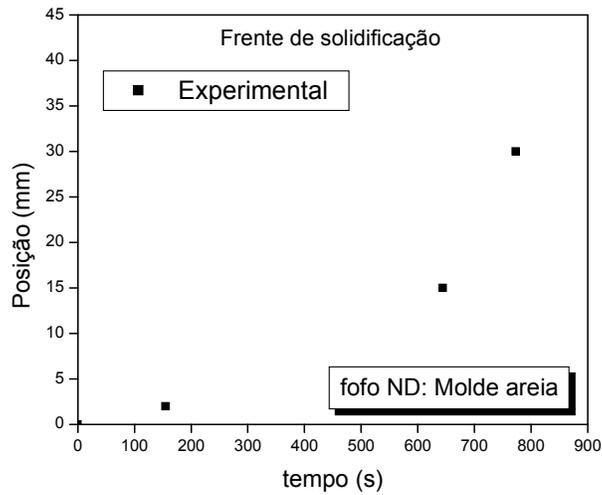
As discussões das curvas das variações das posições das isothermas em função dos tempos serão feitas juntamente com as curvas das variações das velocidades dessas isothermas em função das posições, a seguir.



(a)

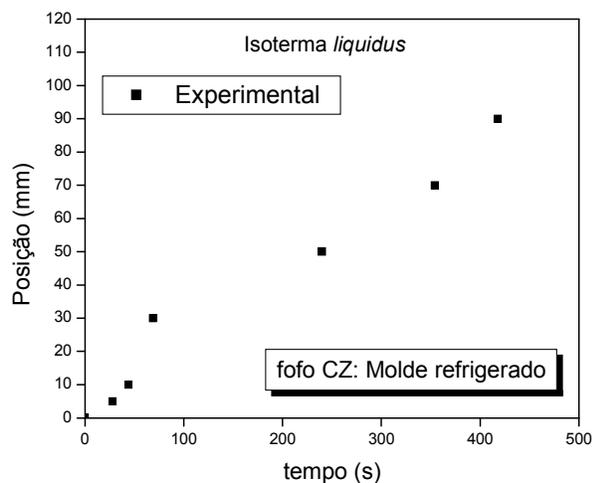


(b)

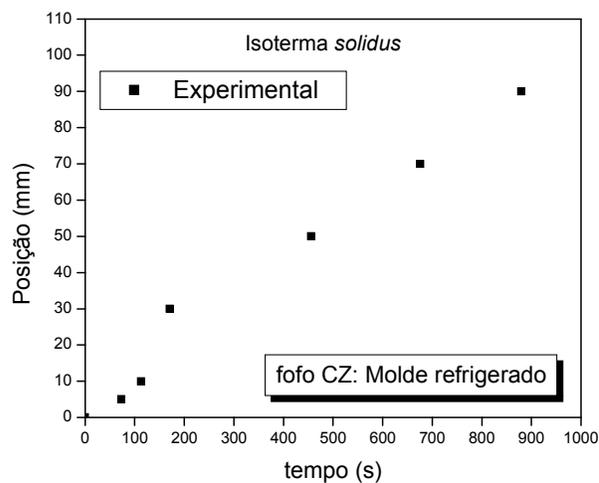


(c)

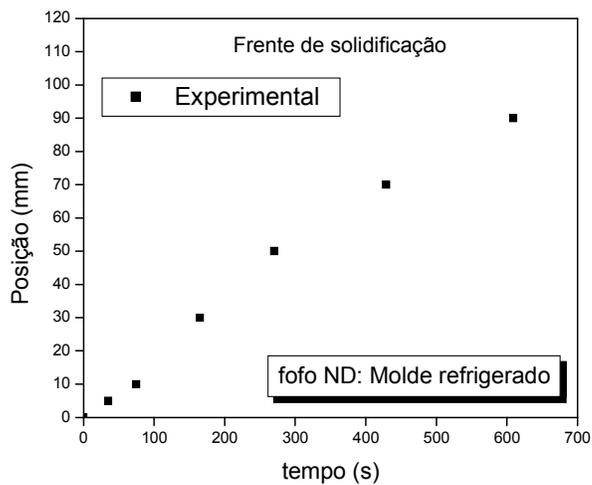
Figura 4.3 - Variação da posição da frente de solidificação em função do tempo para as corridas vazadas em moldes de areia para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para isoterma *liquidus*, (b) ferro fundido cinzento para isoterma *solidus* e (c) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética).



(a)



(b)



(c)

Figura 4.4 - Variação da posição da frente de solidificação em função do tempo para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para isoterma *liquidus*, (b) ferro fundido cinzento para isoterma *solidus* e (c) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética).

4.3.2 Velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição

As variações das velocidades de deslocamento das frentes de solidificação em função das posições para os ferros fundidos cinzento e nodular foram obtidas experimentalmente seguindo o procedimento descrito no capítulo anterior através da equação 3.1.

Como no caso dos vazamentos nos moldes de areia foram utilizados três termopares para monitorar a temperatura do metal, e o primeiro termopar estava muito próximo da parede do molde, as temperaturas registradas por esse termopar sofreram grandes variações devido à turbulência gerada durante o próprio processo de vazamento. Deste modo não foi possível para os vazamentos em areia, calcular as variações das velocidades de deslocamento das frentes de solidificação, através da equação da derivada da posição em função do tempo utilizando dois pontos, já que o primeiro não era confiável. No entanto, para todas as corridas vazadas em areia, observou-se que as velocidades de deslocamento das isoterms *liquidus* e *solidus* no caso do ferro fundido cinzento e a velocidade de deslocamento da frente de solidificação única (temperatura eutética) no caso do ferro fundido nodular, sofreram variação muito pequena após o transiente inicial até o fim da solidificação.

Ao observarmos as curvas de resfriamento dos ferros fundidos cinzento e nodular solidificados em moldes de areia, mostradas na figura 4.1, nota-se que as temperaturas para os três termopares nos dois casos, apresentam diferenças muito pequenas e caminham muito próximas com o decorrer do tempo para o metal líquido e sólido. O metal sólido fica praticamente na mesma temperatura que o metal líquido durante todo o processo de solidificação devido à alta resistência ao fluxo de calor imposto pelo molde.

Portanto, levando-se em consideração que os resultados obtidos através dos termopares a 15 e 30 mm da interface metal/molde são mais confiáveis, pois não sofreram influência do transiente inicial e as discussões sobre as curvas de resfriamento feitas anteriormente, conclui-se que as velocidades das frentes de solidificação para os ferros fundidos cinzento e nodular vazados em moldes de areia, são praticamente constantes após o transiente inicial. Isso ocorre devido à alta

resistência ao fluxo de calor imposto pelo molde de areia (característica de um molde refratário). Pode-se concluir baseado nas curvas de resfriamento apresentadas anteriormente, que as variações das taxas de resfriamento e dos gradientes térmicos das frentes de solidificação serão baixos também.

Para o ferro fundido cinzento, a velocidade de deslocamento da frente de solidificação foi praticamente constante após o transiente inicial e em torno de 0,27 e 0,05 mm/s para as isotermas *liquidus* e *solidus* respectivamente. Para o ferro fundido nodular, a velocidade de deslocamento da frente de solidificação única (temperatura eutética) também foi praticamente constante e em torno de 0,05 mm/s.

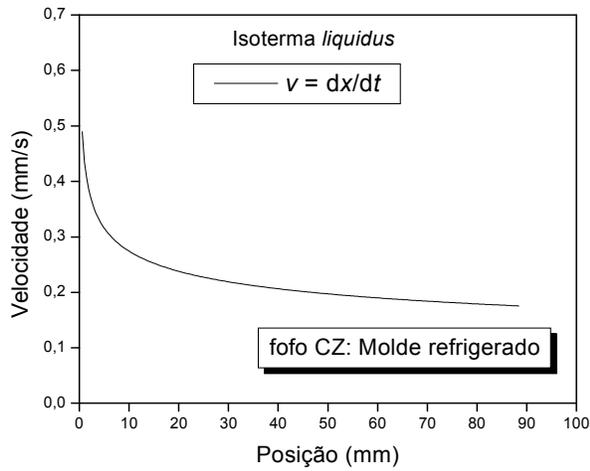
A velocidade de deslocamento da isoterma *solidus* para o ferro fundido cinzento é igual à velocidade da frente de solidificação única do ferro fundido nodular, pois neste último não se distingue linha *liquidus* e *solidus*. Já a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* para o ferro fundido cinzento, apresenta valor bem maior devido o avanço mais rápido da isoterma *liquidus* em relação à isoterma *solidus*, devido ao superresfriamento constitucional provocado pela rejeição de soluto.

As corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional permitiram a colocação de um número maior de termopares devido à característica da casca cerâmica e sua geometria. Aliado a isto, o processo de solidificação bem mais rápido devido à alta capacidade de extração de calor imposta pela coquilha de cobre refrigerada a água, permitiu a obtenção de vários pontos experimentais com precisão maior correlacionando posição e tempo. Então a variação das velocidades de deslocamento das isotermas para os ferros fundidos cinzento e nodular foram calculadas através das derivadas das posições em função dos tempos, conforme a equação 3.1.

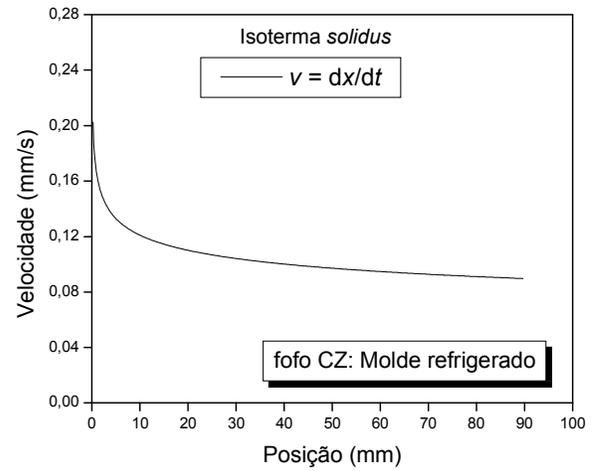
Na figura 4.5 são mostradas as variações das velocidades em função das posições para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional. Em (a) e (b) são apresentadas às variações das velocidades de deslocamento das isotermas *liquidus* e *solidus* em função das posições para o ferro fundido cinzento e em (c) a variação da velocidade de deslocamento da

isoterma correspondente à frente única de solidificação em função da posição, para o ferro fundido nodular. Nota-se pelos gráficos apresentados, a diminuição das velocidades das frentes de solidificação para as posições mais afastadas da coquilha de cobre refrigerada a água. Isto pode ser explicado em função do aumento crescente da resistência térmica imposta pela camada solidificada com a evolução do processo de solidificação e ao gap de ar formado na interface metal/molde que aumenta a resistência térmica ao fluxo de calor.

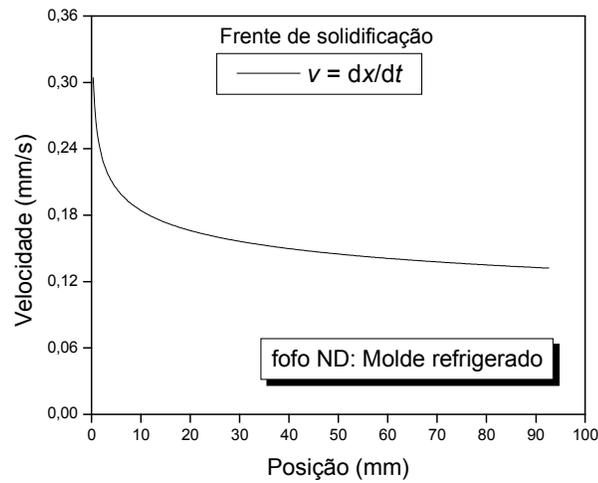
Ao comparar as variações das velocidades das frentes de solidificação para as mesmas condições para as corridas vazadas em moldes de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional, observa-se claramente que os valores encontrados para os vazamentos no dispositivo de solidificação unidirecional são inicialmente bem maiores do que os encontrados nos vazamentos em areia. Para a isoterma *solidus* do ferro fundido cinzento e a frente de solidificação única do ferro fundido nodular, as velocidades correspondentes aos vazamentos no dispositivo de solidificação unidirecional foram maiores do que os valores encontrados para os moldes de areia, até o último termopar analisado. Já para a isoterma *liquidus*, até 11 mm do lingote obtido através da solidificação unidirecional, a velocidade foi maior que a encontrada em toda a extensão do lingote obtido em molde de areia.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.5 - Variação da velocidade de deslocamento da frente de solidificação em função da posição para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma *liquidus*, (b) ferro fundido cinzento para a isoterma *solidus* e (c) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética).

4.3.3 Taxa de resfriamento da frente de solidificação em função da posição

As variações das taxas de resfriamento das frentes de solidificação em função das posições para os ferros fundidos cinzento e nodular foram obtidas experimentalmente seguindo o procedimento descrito no capítulo anterior através da equação 3.2.

Para as corridas vazadas em areia, observou-se que as taxas de resfriamento nas posições correspondentes à temperatura *liquidus*, tanto para o ferro fundido cinzento quanto as taxas de resfriamento correspondentes à temperatura eutética para o ferro fundido nodular, foram praticamente constantes ao longo de todo o processo de solidificação.

Na figura 4.6 são mostradas as taxas de resfriamento da isoterma *liquidus* e da frente de solidificação única (temperatura eutética) em função das posições para os ferros fundidos cinzento e nodular respectivamente, vazados em moldes de areia, correspondentes aos termopares afastados 15 e 30 mm da interface metal/molde.

Para o termopar a 2 mm da interface metal/molde, devido à turbulência gerada no início do processo de solidificação, não foi possível calcular a taxa de resfriamento, embora devido ao tipo de molde refratário e as próprias curvas de resfriamento apresentadas anteriormente, pode-se assumir que após o transiente inicial, as taxas de resfriamento são praticamente constantes. Tanto às taxas de resfriamento para a isoterma *liquidus* do ferro fundido cinzento, quanto às taxas de resfriamento para frente de solidificação única (temperatura eutética) do ferro fundido nodular, correspondentes aos termopares a 15 e 30 mm da interface metal/molde, foram calculadas através dos dados obtidos pelo sistema de aquisição de dados. Os valores calculados foram iguais a $0,1^{\circ}\text{C/s}$ para os dois casos, conforme mostrados na figura 4.6. Nota-se que é uma taxa lenta e constante (característica de um molde refratário) e pode ser considerada para toda a espessura da peça, com exceção do transiente inicial, devido à turbulência gerada no início do processo de solidificação.

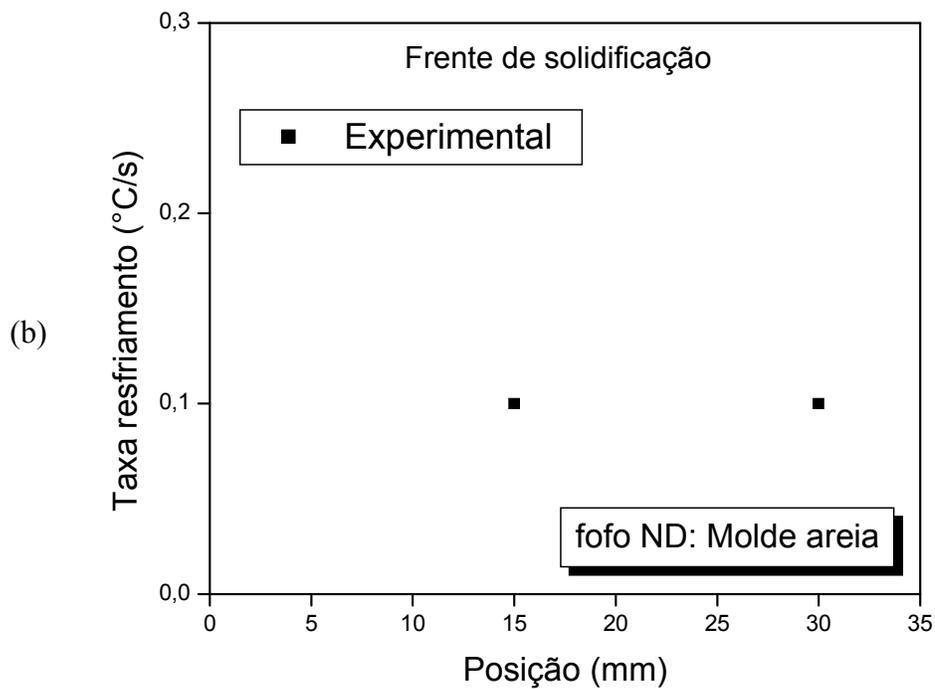
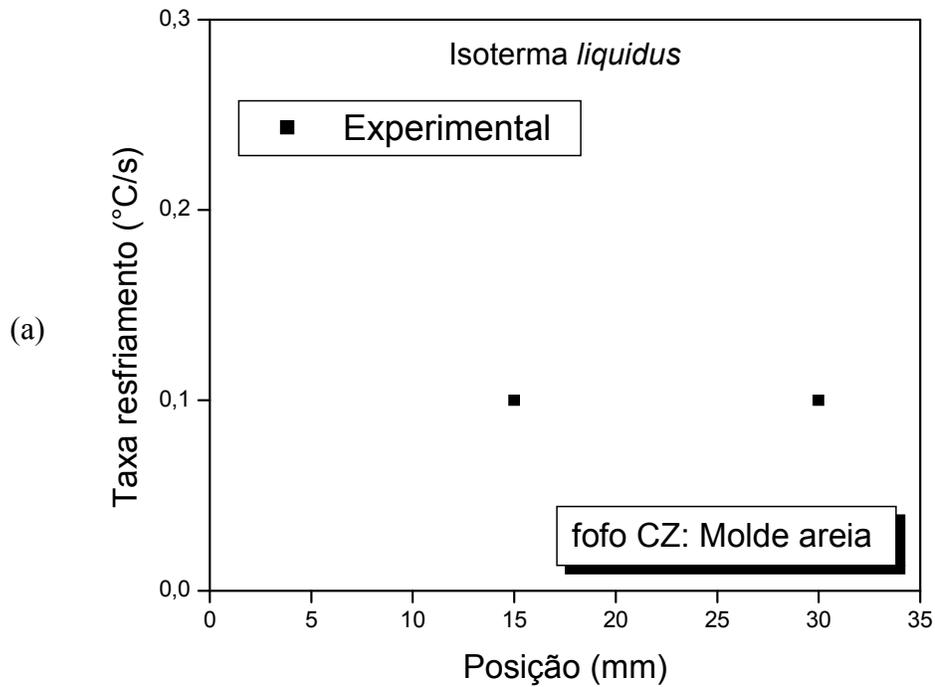


Figura 4.6 - Taxa de resfriamento em função da posição para as corridas vazadas em moldes de areia para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma *liquidus* e (b) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética).

No caso das corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional, como a extração de calor pela coquilha de cobre refrigerada a água é extremamente rápida no início do processo de solidificação e diminui para posições mais afastadas da coquilha, obtêm-se taxas de resfriamento com maior precisão e que decrescem à medida que a camada solidificada aumenta.

Na figura 4.7 são mostradas as variações das taxas de resfriamento das frentes de solidificação em função das posições para os ferros fundidos cinzento e nodular vazados no dispositivo de solidificação unidirecional correspondentes aos termopares afastados 5, 10, 30, 50, 70, 90 mm da coquilha de cobre refrigerada a água.

4.3.4 Gradiente de temperatura em função da posição

As variações dos gradientes de temperatura no líquido adiante das frentes de solidificação em função da posição para o ferro fundido cinzento e nodular foram obtidas experimentalmente seguindo o procedimento descrito no capítulo anterior através da equação 3.3.

Para as corridas vazadas em areia observou-se que os gradientes de temperatura nas posições correspondentes à temperatura *liquidus*, tanto para o ferro fundido cinzento quanto os gradientes de temperatura nas posições correspondentes à temperatura eutética para o ferro fundido nodular, foram praticamente constantes ao longo de todo o processo de solidificação.

Para o termopar a 2 mm da interface metal/molde não foi possível calcular o gradiente de temperatura devido ao transiente inicial gerado pela turbulência no início do processo de solidificação. No entanto, o comportamento dos gradientes de temperatura adiante das frentes de solidificação para os ferros fundidos cinzento e nodular vazados em moldes de areia, se assemelham aos comportamentos das velocidades de deslocamento das frentes de solidificação e das taxas de resfriamento dessas mesmas frentes, pois foram calculadas através da razão da taxa pela velocidade.

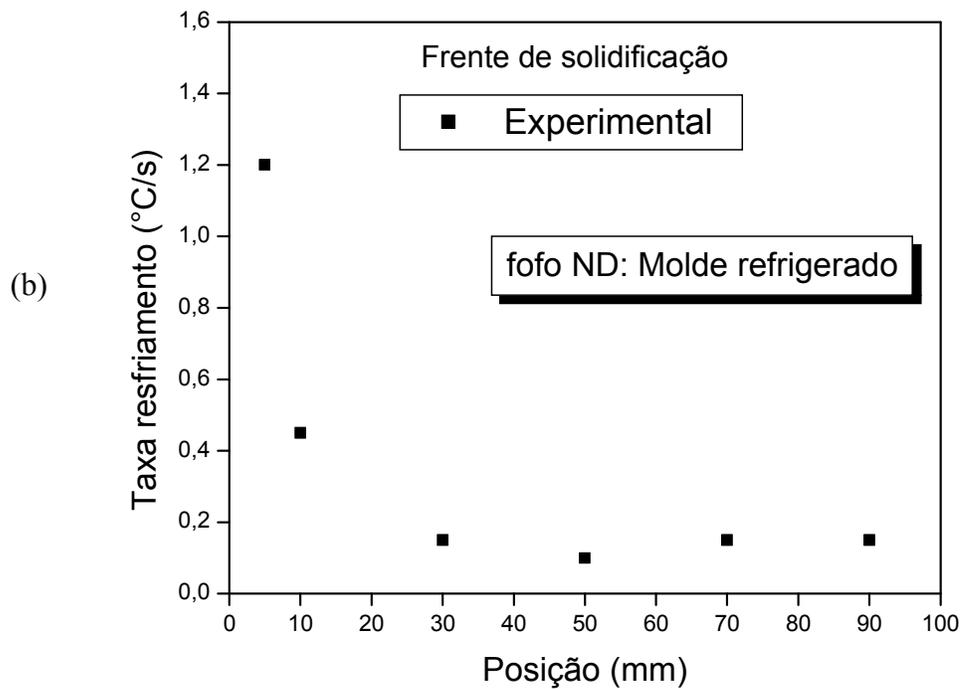
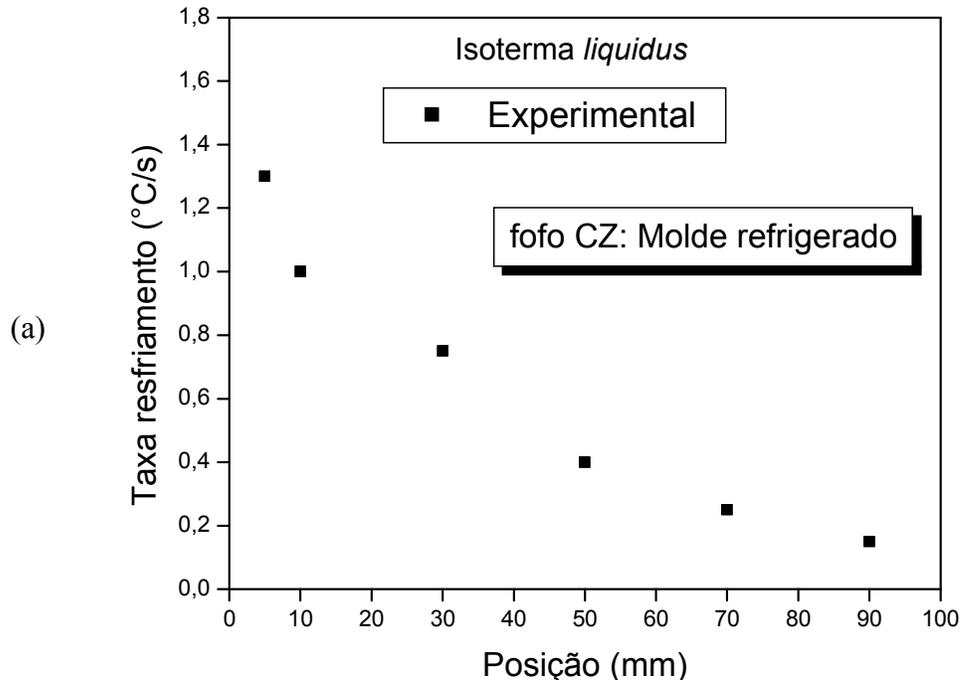


Figura 4.7 - Variação da taxa de resfriamento em função da posição para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma *liquidus* e (b) ferro fundido nodular para frente de solidificação única (temperatura eutética).

Na figura 4.8 são mostrados os gradientes de temperatura no líquido adiante das frentes de solidificação em função das posições para o ferro fundido cinzento e nodular vazados em moldes de areia. Nota-se que os valores obtidos para os outros dois termopares foram praticamente constantes, com exceção do transiente inicial. Os resultados obtidos foram 0,4 e 2 °C/mm para a isoterma *liquidus* do ferro fundido cinzento e para frente de solidificação única (temperatura eutética) do ferro fundido nodular, respectivamente. Esses gradientes de temperatura são lentos e constantes e podem ser considerados para toda a espessura da peça (exceto para o transiente inicial), conforme pode ser observado nas curvas de resfriamento dos experimentos em moldes de areia, mostradas anteriormente na figura 4.1, pois as temperaturas dos diferentes termopares caminham muito próximas desde o início até o final da solidificação.

No caso das corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional, como a extração de calor pela coquilha de cobre refrigerada a água é extremamente rápida no início do processo de solidificação e diminui para posições mais afastadas da coquilha, obtêm-se gradientes de temperatura bem elevados no início, decrescendo à medida que a camada solidificada aumenta.

Na figura 4.9 são mostradas as variações dos gradientes de temperatura adiante das frentes de solidificação em função das posições para os ferros fundidos cinzento e nodular vazados no dispositivo de solidificação unidirecional correspondentes aos termopares afastados 5, 10, 30, 50, 70, 90 mm da coquilha de cobre refrigerada a água.

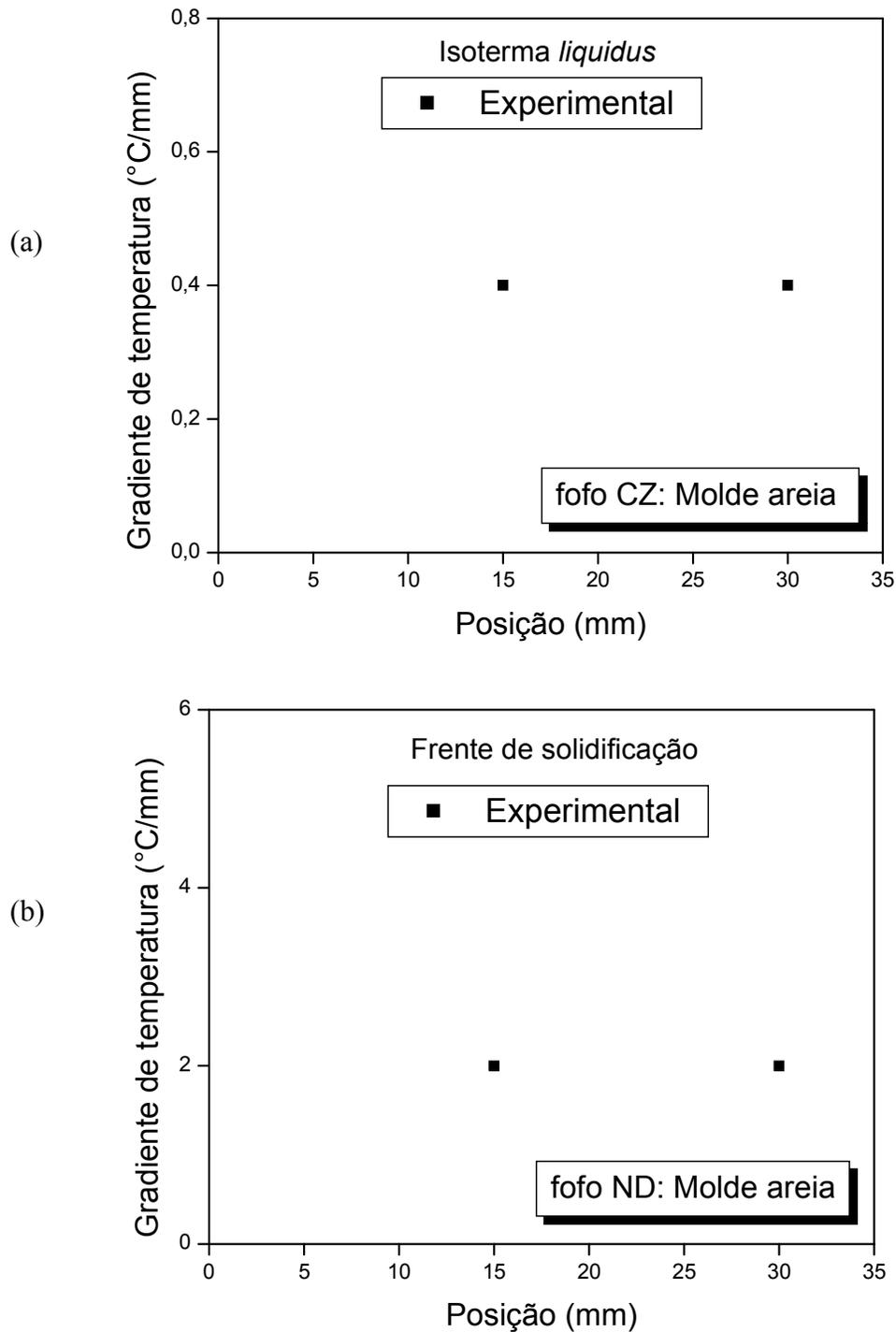


Figura 4.8 - Gradiente de temperatura no líquido em função da posição para as corridas vazadas em moldes de areia para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento adiante da isoterma *liquidus* e (b) ferro fundido nodular adiante da frente de solidificação única (temperatura eutética).

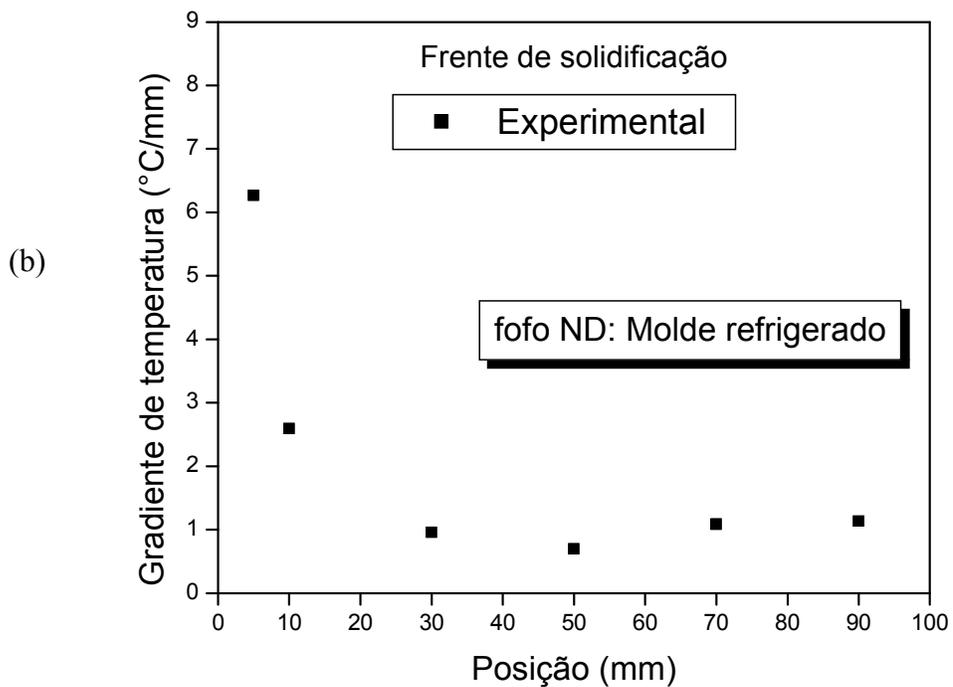
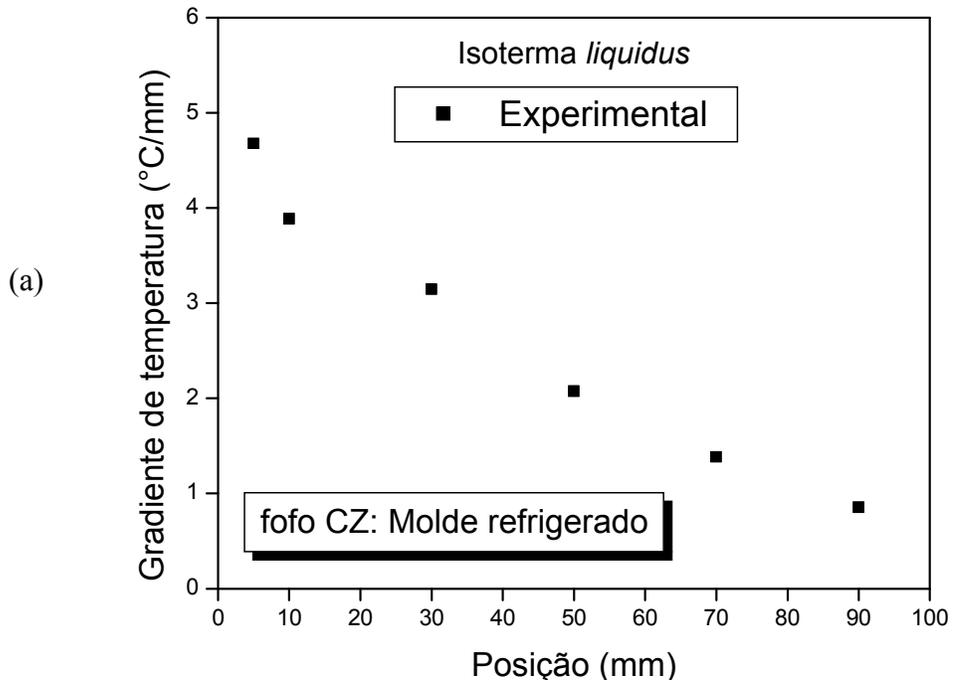


Figura 4.9 - Variação do gradiente de temperatura adiante das frentes de solidificação em função da posição para as corridas vazadas no dispositivo de solidificação unidirecional para os seguintes casos: (a) ferro fundido cinzento para a isoterma *liquidus* e (b) ferro fundido nodular para a frente de solidificação única (temperatura eutética).

4.4 Análise dos parâmetros estruturais

A seguir serão apresentadas e analisadas as macroestruturas e microestruturas das secções dos lingotes obtidos para os experimentos realizados com e sem adição de inoculante utilizando moldes de areia e o dispositivo de solidificação unidirecional. Serão feitas correlações entre parâmetros estruturais e térmicos.

As amostras foram preparadas de acordo com os procedimentos descritos no item 3.5.

4.4.1 Análise macroestrutural do ferro fundido cinzento

A solidificação do ferro fundido cinzento hipoeutético inicia-se com a nucleação de dendritas de austenita. Essas dendritas crescem com a diminuição da temperatura e há um enriquecimento progressivo de carbono no líquido remanescente. Ao atingir a temperatura do eutético estável, o carbono equivalente no líquido remanescente é aproximadamente 4,3%. Após ser atingido um super-resfriamento necessário para a nucleação há o início da transformação do líquido em uma estrutura eutética composta de austenita e grafita (Santos, 1991).

O eutético cresce a partir desses núcleos na forma de agregados esféricos. Cada unidade de crescimento, isto é, cada agregado esférico de austenita e grafita lamelar é uma célula ou grão eutético. A queda de temperatura é então interrompida e ocorre a recalescência com a liberação de calor latente na temperatura eutética. Para se obter o ferro fundido cinzento, o super-resfriamento e a recalescência devem situar-se entre os valores de temperatura do eutético estável e metaestável.

Para os vazamentos em moldes de areia, a velocidade de extração de calor é lenta (característica de moldes refratários). Durante o processo de solidificação, ao atingir a temperatura do eutético estável, foi necessário um pequeno super-resfriamento para se conseguir a recalescência, o que resultou na formação de poucos núcleos e conseqüentemente a presença de

células eutéicas que apresentam uma estrutura granular eqüiaxial grosseira. As células eutéicas se distinguem umas das outras pelo fato de apresentarem em seus contornos, elementos segregados durante a solidificação, como por exemplo, enxofre, cromo, manganês e fósforo.

A figura 4.10 mostra as macrografias obtidas com e sem adição de inoculante. Observa-se a presença de um número maior de células eutéicas quando foi adicionado o inoculante, que já era previsto, pois o inoculante propicia a formação de um grande número de núcleos que crescem e se transformam em células eutéicas, dando origem a uma estrutura mais refinada. Isto ficará melhor evidenciado mais adiante, quando for falado da microestrutura.

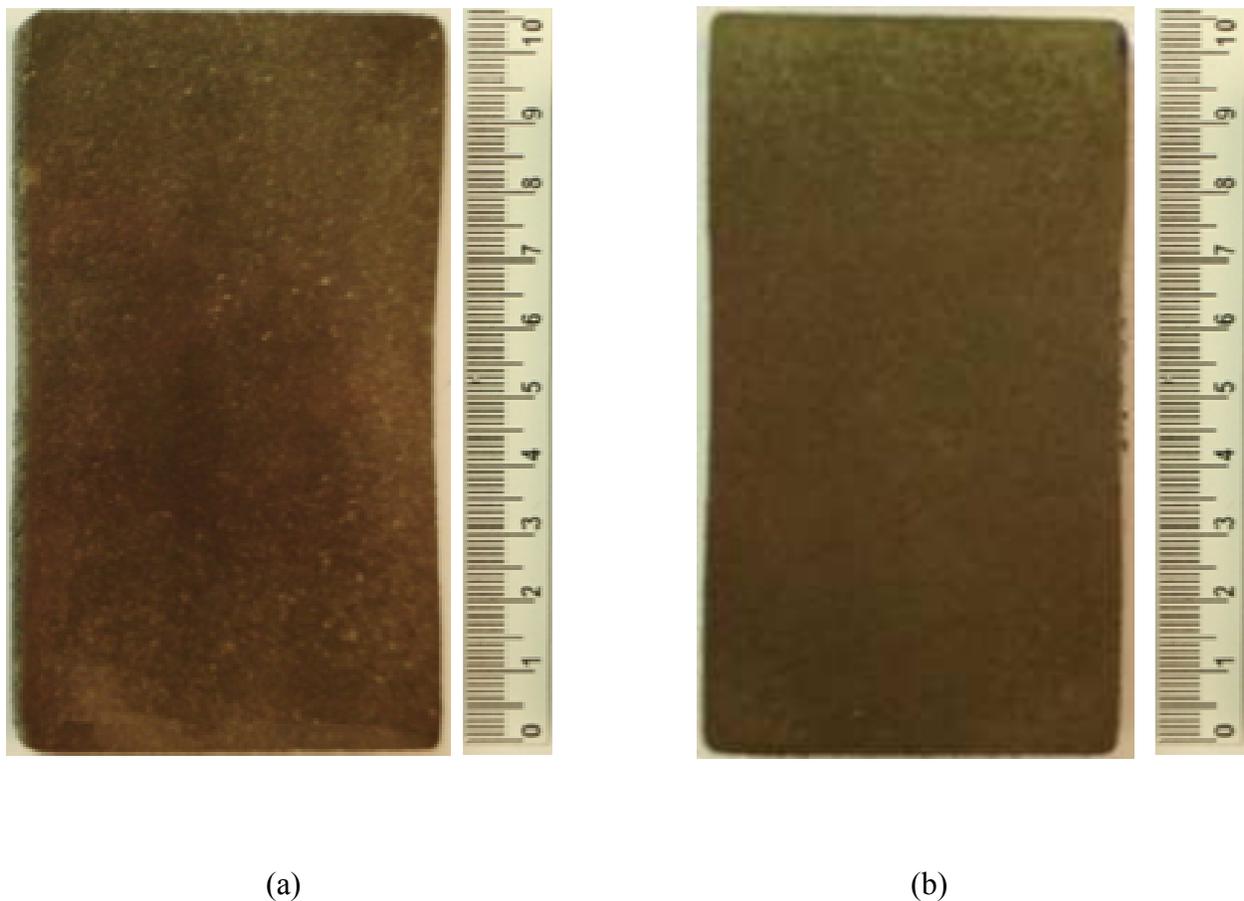


Figura 4.10 - Macrografias das secções longitudinais dos lingotes obtidos em moldes de areia para o ferro fundido cinzento (a) com inoculante e (b) sem inoculante.

Como no caso do molde de areia a extração de calor é lenta resultando em velocidade de avanço da frente de solidificação e taxa de resfriamento praticamente constante, nota-se na figura 4.10 que a estrutura se apresenta homogênea em toda a extensão do lingote para ambos os casos.

No caso das experiências realizadas no dispositivo de solidificação unidirecional, a velocidade de extração de calor, como foi visto em item anterior, é extremamente alta próxima a coquilha de cobre refrigerada a água e decresce gradativamente à medida que se afasta desta. A velocidade de extração de calor próximo ao sistema de refrigeração foi tão alta, que a recalescência ocorreu abaixo da temperatura do eutético metaestável, levando a formação de ferro fundido branco com estrutura composta por cementita e carbonetos metálicos, característica de zonas coquilhadas. À medida que se distancia da interface metal/molde passa-se a observar a estrutura típica do ferro fundido cinzento, inicialmente com intensa formação de núcleos eutéticos, levando a um grande número de células eutéticas de tamanho reduzido. À medida que se afasta da coquilha, no entanto, o número de células eutéticas tende a diminuir e o tamanho destas aumentam. Este fato pode ser observado na figura 4.11.

Percebe-se pela figura 4.11, tanto para o vazamento com inoculante quanto sem inoculante, que a estrutura celular passa gradativamente de refinada para mais grosseira à medida que se distancia da coquilha de cobre refrigerada a água, embora para o vazamento com inoculante, o tamanho médio das células ao longo de todo o lingote é menor comparado com o vazamento sem inoculante, devido à nucleação mais intensa no primeiro caso. Outro fato a ser observado, é que a inoculação proporciona um aumento do número de células eutéticas e, portanto reduz o super-resfriamento necessário à solidificação, tendo como consequência a diminuição do tamanho da zona coquilhada.

(a)



(b)



Figura 4.11 - Macrografias das secções longitudinais dos lingotes obtidos no dispositivo de solidificação unidirecional para o ferro fundido cinzento (a) com inoculante e (b) sem inoculante.

4.4.2 Análise macroestrutural do ferro fundido nodular

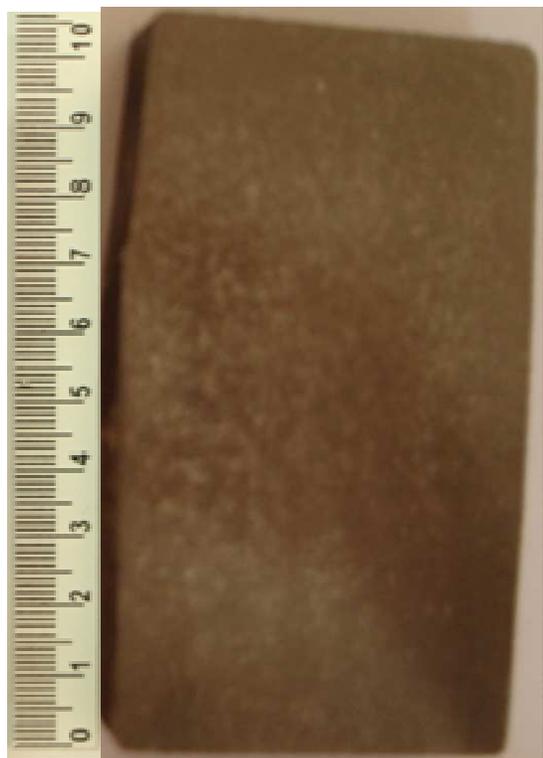
Para o caso do ferro fundido nodular estudado, por ser praticamente eutético, a solidificação inicia-se após um certo super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético, com a formação de nódulos de grafita em contato direto com o líquido. A grafita é posteriormente envolvida pela austenita formada na reação eutética. Portanto, no caso de ferros fundidos nodulares, após o fim da solidificação a estrutura é formada de agregados de nódulos de grafita com envólucro de austenita. Esta austenita posteriormente transforma-se em ferrita e/ou perlita.

De forma análoga ao ferro fundido cinzento solidificado em molde de areia, devido à baixa velocidade de extração de calor, houve um pequeno super-resfriamento para se conseguir a recalescência. Formaram-se poucos núcleos e como consequência, células eutéticas com estrutura granular equiaxial grosseira (Garcia, 2001).

A figura 4.12 mostra as macrografias obtidas com e sem adição de inoculante.

A baixa velocidade de extração de calor resulta em velocidade de avanço da frente de solidificação e taxa de resfriamento praticamente constante. Nota-se pela figura 4.12 que a estrutura se apresenta homogênea em toda a extensão do lingote para ambos os casos. Neste caso, não é tão perceptível visualmente pela revelação da macroestrutura a presença de maior quantidade de células eutéticas quando foi adicionado inoculante, fato este melhor observado pelos resultados das micrografias apresentados no próximo item.

De forma análoga ao ferro fundido cinzento, para o molde refrigerado, a velocidade de extração de calor é extremamente alta próxima a coquilha de cobre refrigerada a água e decresce gradativamente à medida que se afasta desta. A velocidade de extração de calor próximo ao sistema de refrigeração foi tão alta, levando também a formação de ferro fundido branco próximo a coquilha, porém com menor intensidade comparado com o ferro fundido cinzento nas mesmas condições. Isso se deve ao fato do poder grafitizante do ferro fundido nodular ser maior, devido



(a)



(b)

Figura 4.12 - Macrografias das secções longitudinais dos lingotes obtidos em moldes de areia para o ferro fundido nodular (a) com inoculante e (b) sem inoculante.

esses ferros fundidos apresentarem maior percentagem de silício na sua composição, aliado ao silício presente no inoculante. À medida que se distancia da interface metal/molde passa-se a observar a estrutura típica do ferro fundido nodular inicialmente com intensa formação de núcleos, levando a um grande número de células eutéticas de tamanho reduzido. À medida que se afasta da coquilha, no entanto, o número de células eutéticas tende a diminuir e o tamanho destas aumentam. A figura 4.13 apresenta a macrografia da secção longitudinal do lingote obtido no dispositivo de solidificação unidirecional para o ferro fundido nodular com adição de inoculante.

Neste caso, como nos vazamentos em moldes de areia com e sem inoculante para o ferro fundido nodular, não foi visualmente perceptível diferença entre eles; só foi preparada a

macrografia com adição de inoculante. As diferenças estruturais apresentadas pelo fato de inocular ou não, serão melhor observadas pelos resultados das micrografias submetidas a um analisador de imagens específico para ferros fundidos, apresentados no próximo item.

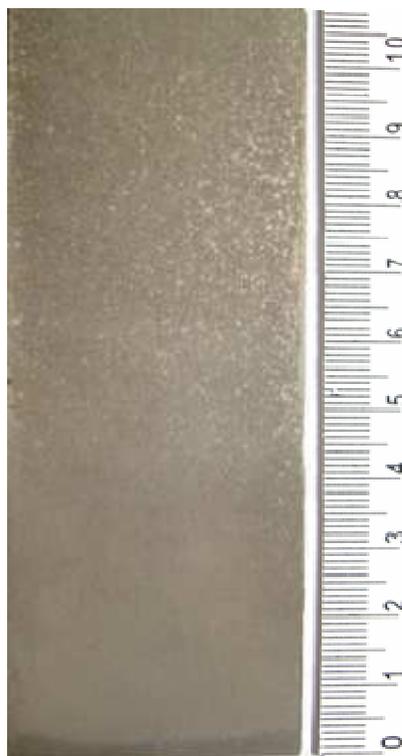


Figura 4.13 - Macrografia da secção longitudinal do lingote obtido no dispositivo de solidificação unidirecional para o ferro fundido nodular com inoculante.

4.4.3 Análise microestrutural do ferro fundido cinzento

Neste item serão analisadas as microestruturas obtidas para o ferro fundido cinzento solidificado em moldes de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional.

Inicialmente serão apresentados os resultados obtidos na análise microestrutural para o ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante e com adição de inoculante em moldes de areia.

Para as amostras obtidas em moldes de areia, são apresentadas apenas as micrografias da região central uma vez que devido à solidificação lenta, a microestrutura não apresenta variação significativa da superfície para o centro.

Na figura 4.14 são apresentadas às micrografias do ferro fundido cinzento solidificado em moldes de areia com e sem adição de inoculante. Como pode ser observado, o número de veios de grafita por unidade de área é maior para a amostra obtida com o uso de inoculante. Tal fato é esperado, uma vez que a função do inoculante é promover a nucleação mais intensa da grafita. Para quantificar essa variação do número de veios, foi feita uma contagem utilizando um analisador de imagens e os resultados indicaram 146 veios/mm² para a amostra obtida sem inoculante e 293 veios/mm² para a amostra obtida com inoculante. A contagem dos veios de grafita, bem como a fração de área ocupada por eles (f_A), são mostradas na figura 4.15.

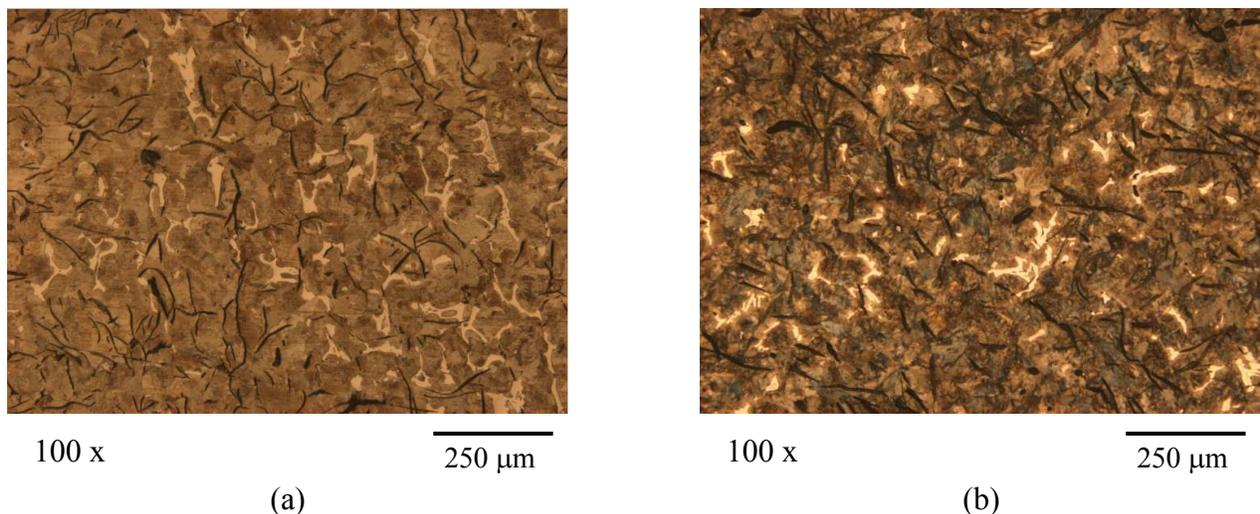
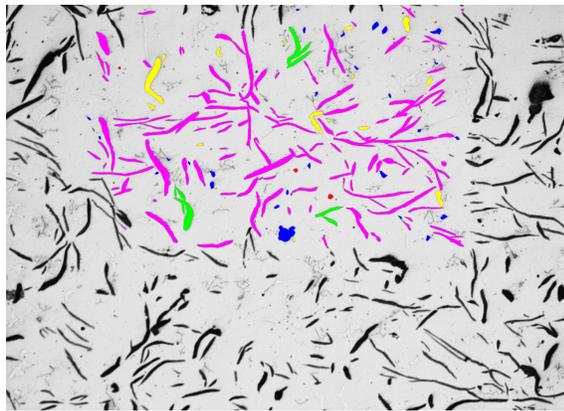


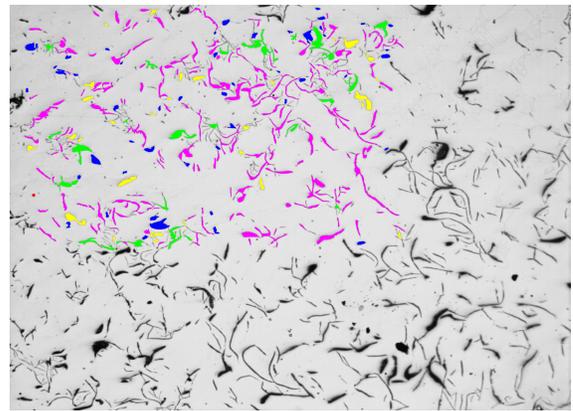
Figura 4.14 - Micrografias dos centros dos lingotes solidificados nos moldes de areia para o ferro fundido cinzento (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante. Ataque: Nital 2%.



100 x

250 μm

(a) $f_A = 12,9\%$ / 146 veios/mm²



100 x

250 μm

(b) $f_A = 8,2\%$ / 293 veios/mm²

Figura 4.15 - Micrografias sem ataque dos centros dos lingotes de ferro fundido cinzento solidificados em moldes de areia para quantificação do número de veios/mm² e fração de área ocupada por eles para (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante.

A tabela 4.1 apresenta os resultados das porcentagens dos constituintes presentes na matriz metálica. Pode-se notar que o ferro fundido é do tipo perlítico com estrutura formada preponderantemente pela perlita e contendo pequena porcentagem de cementita. Os resultados indicam que a adição de inoculante não provocou variação significativa na porcentagem dos constituintes.

Tabela 4.1 - Constituintes da matriz metálica presentes nos centros dos lingotes de ferro fundido cinzento solidificados nos moldes de areia sem adição de inoculante e com adição de

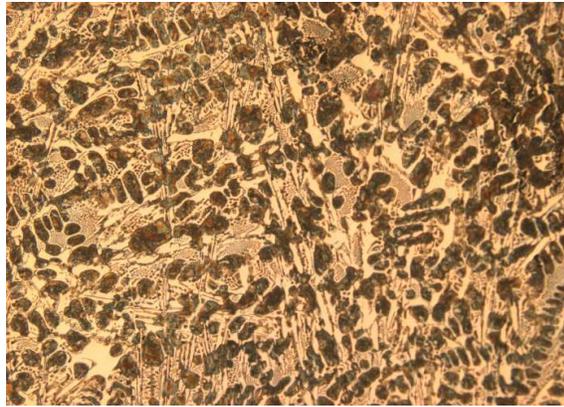
Distância Interface metal/molde	% Perlita		% Cementita	
	Sem inoc.	Com inoc.	Sem inoc.	Com inoc.
Centro do lingote	90	95	10	5

A seguir serão apresentados os resultados das micrografias obtidas para o ferro fundido cinzento solidificado unidirecionalmente com e sem adição de inoculante em molde refrigerado.

A figura 4.16 apresenta as micrografias em diferentes distâncias da interface metal/molde obtidas para o ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante. Nota-se até uma distância de aproximadamente 23 mm a ausência de veios de grafita, indicando que a estrutura é característica de um ferro fundido branco. Isso é confirmado pelos resultados relativos às porcentagens das fases presentes na matriz apresentadas na tabela 4.1, que indicam uma porcentagem de aproximadamente 50% de cementita até essa posição. Tal fato é consequência do resfriamento rápido próximo à interface metal/molde e a ausência de inoculante, que leva à formação de ferro fundido branco. A partir de 33 mm já se notam veios, mas com ainda uma alta porcentagem de cementita, como pode ser observado na tabela 4.2. A partir desta distância, há um decréscimo da porcentagem de cementita e passam a ser observadas os veios que caracterizam o ferro fundido cinzento, conforme evidenciado na figura 4.16 e na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Constituintes da matriz metálica presentes no ferro fundido cinzento solidificado no molde refrigerado sem adição de inoculante e com adição de inoculante.

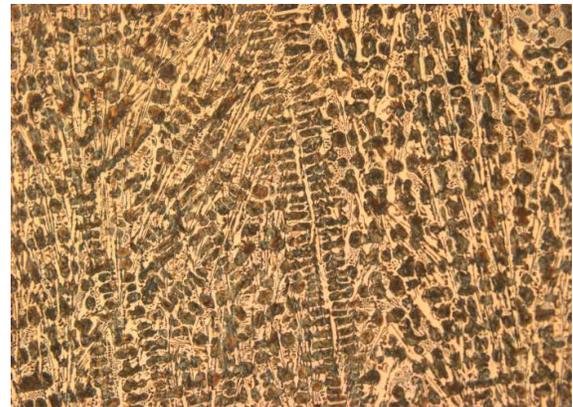
Distância Interface metal/molde (mm)	% Perlita		% Cementita	
	Sem inoc.	Com inoc.	Sem inoc.	Com inoc.
3	50	95	50	5
13	50	99	50	1
23	45	98	55	2
33	65	100	35	0
43	75	99	25	1
53	80	99	20	1
63	85	99	15	1
73	90	-	10	-
93	96	-	4	-



100 x

(a) 3 mm

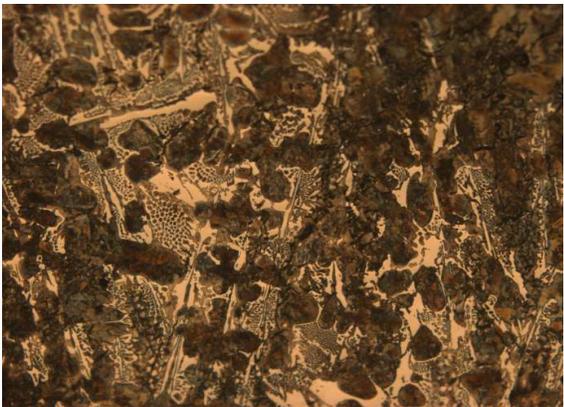
250 μm



100 x

(b) 13 mm

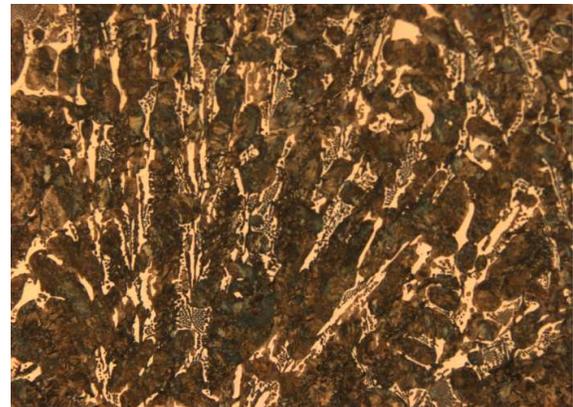
250 μm



100 x

(c) 33 mm

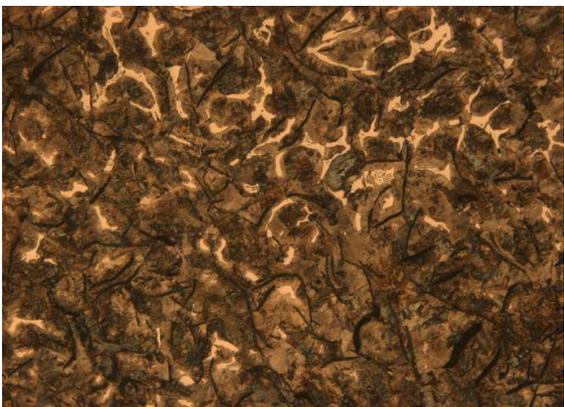
250 μm



100 x

(d) 53 mm

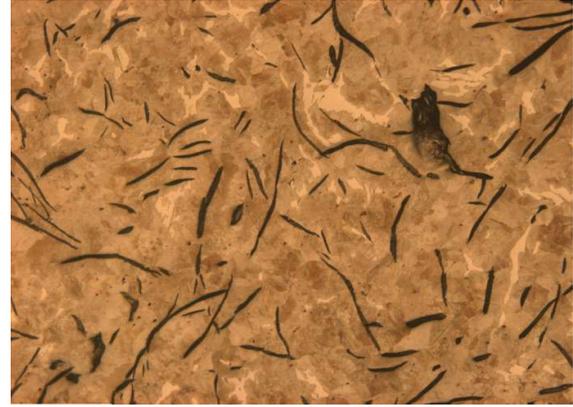
250 μm



100 x

(e) 73 mm

250 μm



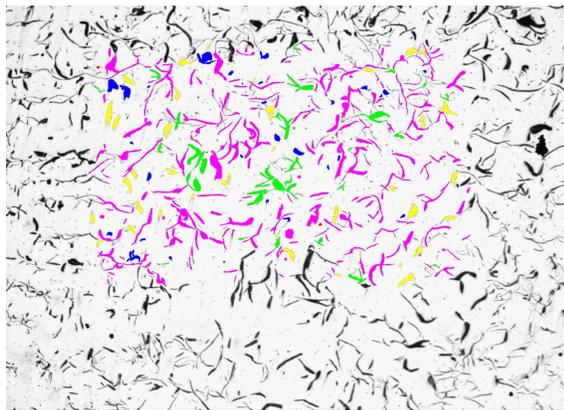
100 x

(f) 93 mm

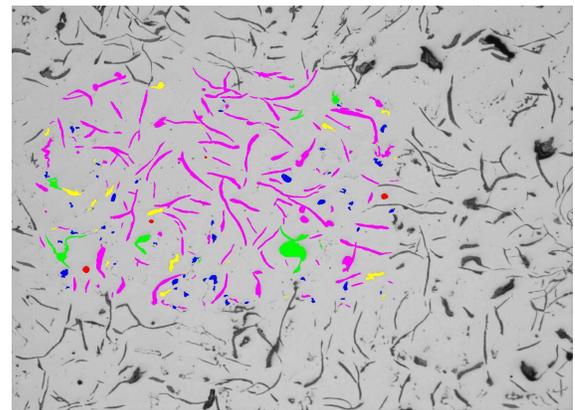
250 μm

Figura 4.16 - Evolução das microestruturas para o ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde. Ataque: Nital 2%.

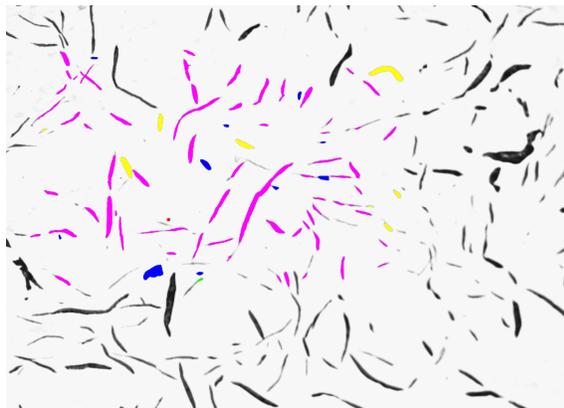
A partir da distância de 43 mm da interface metal/molde, foi possível determinar o número de veios por unidade de área. Na figura 4.17 são apresentados alguns resultados das micrografias sem ataque em diferentes distâncias da interface metal/molde com as respectivas contagens dos números de veios e fração de área ocupada por eles. Pode-se notar que à medida que se afasta da interface metal/molde, há um decréscimo na quantidade de veios que se tornam conseqüentemente mais grosseiras, devido à diminuição da velocidade de solidificação.



100 x
(a) $f_A = 11,75\%$ / 247 veios/mm²



100 x
(b) $f_A = 8,35\%$ / 202 veios/mm²



100 x
(c) $f_A = 5,14\%$ / 75 veios/mm²

Figura 4.17 - Micrografias sem ataque do ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de veios/mm² e fração de área para (a) 43 mm, (b) 63 mm e (c) 83 mm da interface metal/molde.

Nota-se dos resultados apresentados na figuras 4.16 e na tabela 4.2 que para posições acima de 73 mm da interface metal/molde, a estrutura é equivalente à observada nas peças obtidas no molde de areia.

Na figura 4.18 é apresentada a variação do número de veios por unidade de área e a fração de área em função da distância da interface metal/molde. Pode-se notar que para o caso do ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante, o número de veios por unidade de área (N_v) decresce exponencialmente com a distância (x), ou seja:

$$N_v = -2111 + 2515 \exp(-x/630) \quad (4.1)$$

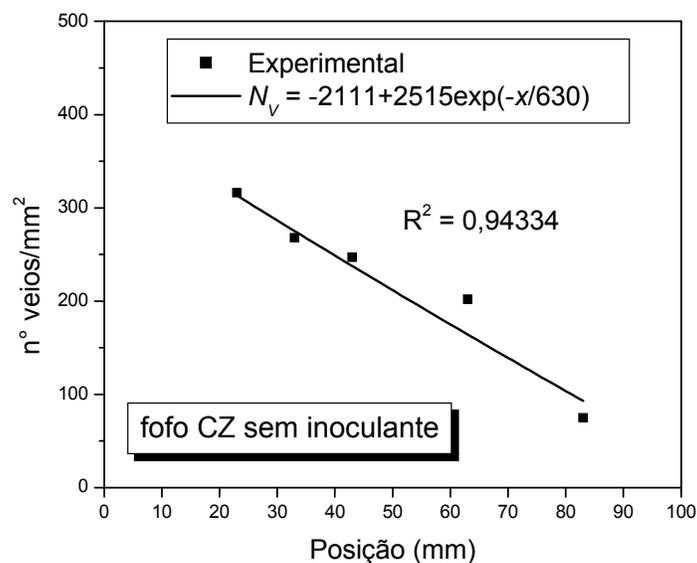


Figura 4.18 – Variação do número de veios por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido cinzento solidificado sem adição de inoculante em molde refrigerado.

A seguir serão apresentados os resultados para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

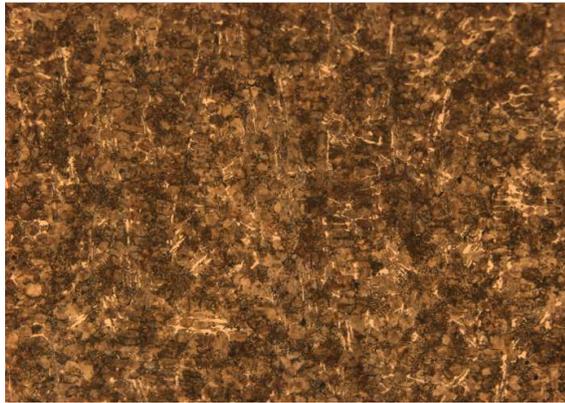
A figura 4.19 apresenta as micrografias em diferentes distâncias da interface metal/molde obtidas para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante. Nesse caso devido à adição do inoculante Fe-Si, que é fortemente grafitizante, observa-se veios desde a interface metal/molde caracterizando o ferro fundido cinzento. Devido à adição do inoculante foi inibida a formação de carbonetos, impedindo que mesmo com as altas taxas de resfriamento próximas da interface, fosse formado ferro fundido branco. Tal fato pode ser observado na tabela 4.2 apresentada anteriormente que evidencia uma estrutura preponderantemente perlítica já a partir da interface metal/molde.

Na figura 4.20 são apresentados alguns resultados de micrografias sem ataque em diferentes distâncias da interface metal/molde com as respectivas contagens dos números de veios por unidade de área. Pode-se notar que à medida que se afasta da interface há um decréscimo da quantidade de veios que se tornam mais grosseiras devido à diminuição da velocidade de solidificação. Comparando com os resultados sem adição de inoculante, nota-se que a quantidade de veios é bem maior desde as regiões próximas da interface devido à nucleação mais intensa provocada pelo inoculante.

Na figura 4.21 é apresentada a variação do número de veios por unidade de área em função da distância da interface metal/molde. Pode-se notar que também para o caso do ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante, o número de veios por unidade de área (N_v) decresce exponencialmente com a distância (x) segundo a relação:

$$N_v = -11561 + 12061 \exp(-x/2440) \quad (4.2)$$

Para os vazamentos feitos com adição de inoculante a utilização dos termopares permitiu a determinação de parâmetros de solidificação. Assim a seguir serão apresentadas as correlações entre os números de veios e esses parâmetros.



100 x

(a) 3 mm

250 μ m



100 x

(b) 13 mm

250 μ m



100 x

(c) 23 mm

250 μ m



100 x

(d) 33 mm

250 μ m



100 x

(e) 43 mm

250 μ m

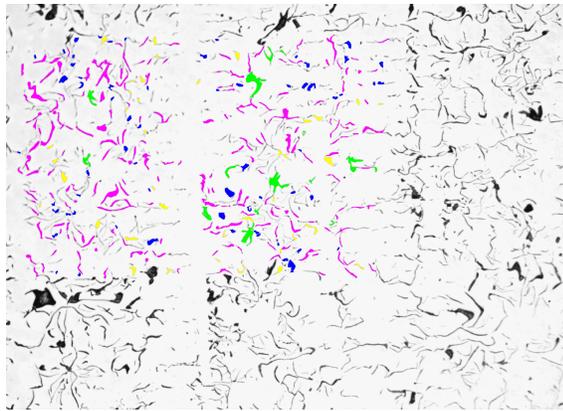


100 x

(f) 63 mm

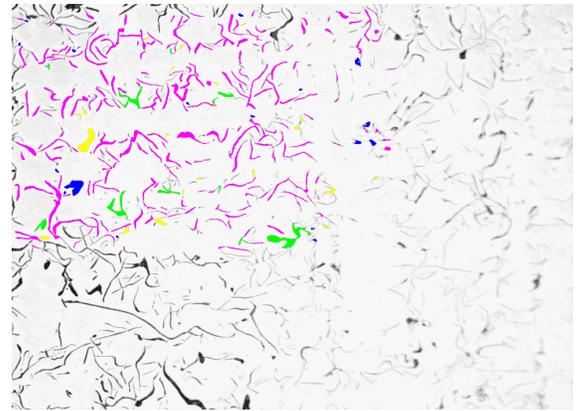
250 μ m

Figura 4.19 - Evolução das microestruturas para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde. Ataque: Nital 2%.



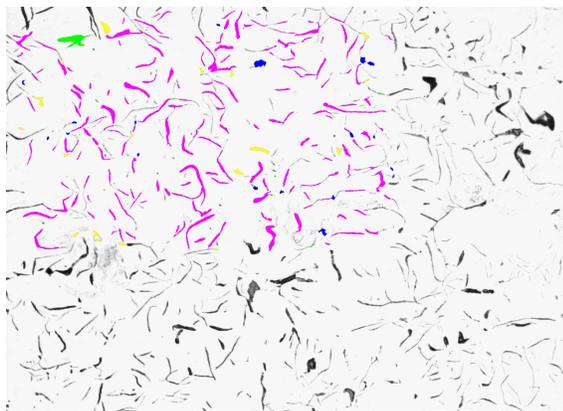
100 x 250 μm

(a) $f_A = 6,11\%$ / 394 veios/mm²



100 x 250 μm

(b) $f_A = 7,17\%$ / 293 veios/mm²



100 x 250 μm

(c) $f_A = 5,8\%$ / 220 veios/mm²

Figura 4.20 - Micrografias sem ataque do ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de veios/mm² e fração de área para (a) 23 mm, (b) 43 mm e (c) 63 mm da interface metal/molde.

Na figura 4.22 é apresentada a variação do número de veios por unidade de área em função da velocidade de avanço da frente de solidificação (isoterma *liquidus*). Pode-se notar que o número de veios por unidade de área decresce exponencialmente com a diminuição da velocidade. Como a velocidade de solidificação decresce com a distância da interface metal/molde, conforme mostrado anteriormente na figura 4.5, o número de veios também diminui com a distância da interface metal/molde. Pode-se notar pela figura que o número de veios cai exponencialmente com a diminuição da velocidade de avanço da frente de solidificação, ou seja:

$$N_v = 433,4 - 200985 \exp(-v/0,027) \quad (4.3)$$

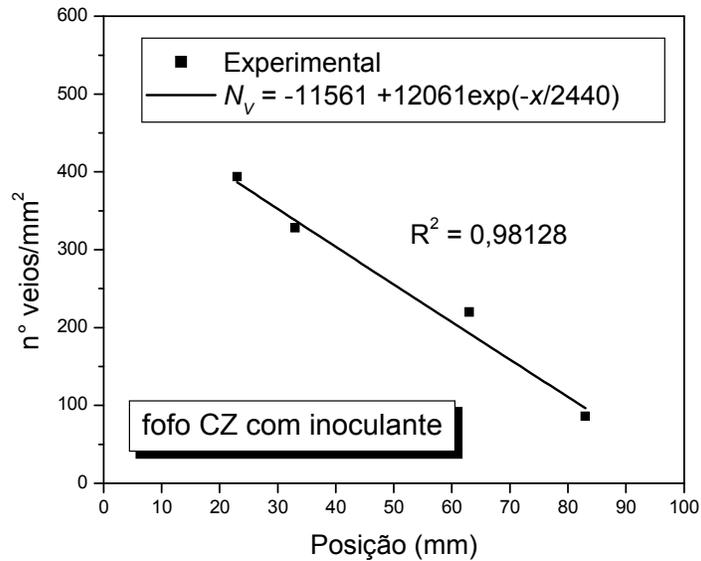


Figura 4.21 – Variação do número de veios por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

Como a velocidade está diretamente relacionada com a taxa de resfriamento, o número de veios por unidade de área cai exponencialmente com a diminuição da taxa de resfriamento conforme mostrado na figura 4.23. Como a taxa de resfriamento decresce com a distância da interface metal/molde, conforme mostrado anteriormente na figura 4.7, o número de veios decresce com a distância da interface metal/molde conforme esperado. Conforme pode ser visto na figura o número de veios cai exponencialmente com a diminuição da taxa de resfriamento, segundo a relação:

$$N_v = 419 - 2464 \exp(-T^*/0,15) \quad (4.4)$$

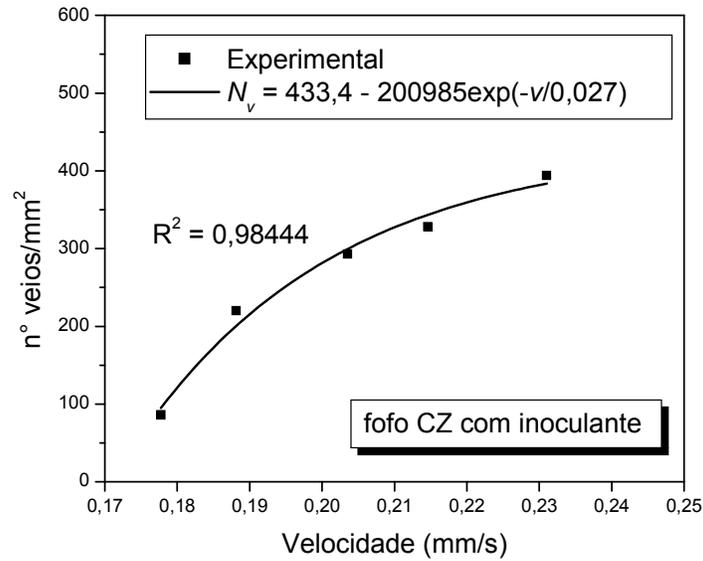


Figura 4.22 – Variação do número de veios por unidade de área em função da velocidade de avanço da frente de solidificação (isoterma *liquidus*) para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

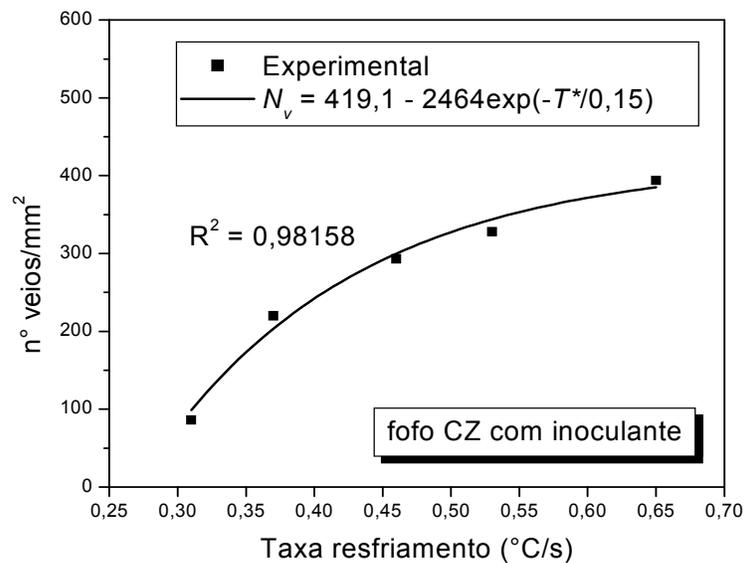


Figura 4.23 – Variação do número de veios por unidade de área em função da taxa de resfriamento para o ferro fundido cinzento solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

4.4.4 Análise microestrutural do ferro fundido nodular

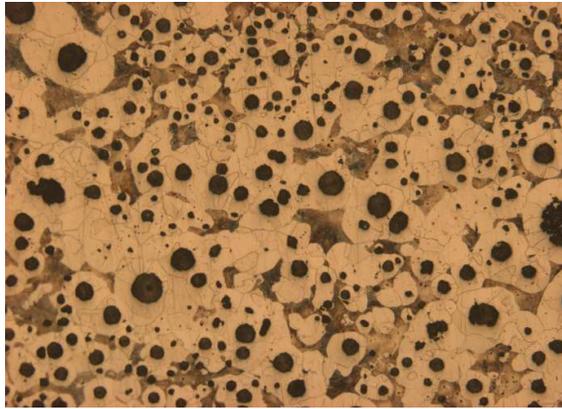
Neste item serão analisados os resultados para o ferro fundido nodular solidificado em moldes de areia e no dispositivo de solidificação unidirecional. Inicialmente serão apresentados os resultados obtidos na análise microestrutural para o ferro fundido nodular solidificado sem e com adição de inoculante em molde de areia.

Para as amostras obtidas em moldes de areia, como no caso do ferro fundido cinzento, são apresentadas apenas as micrografias da região central uma vez que devido à solidificação lenta, a microestrutura não apresenta variação significativa da superfície para o centro.

Na figura 4.24 são apresentadas às micrografias do ferro fundido nodular solidificado em moldes de areia com e sem adição de inoculante e na figura 4.25 são apresentadas às micrografias sem ataque para a quantificação do número de nódulos por unidade de área e a fração de área ocupada por esses (f_A). Pode-se notar que o número de nódulos para o caso em que foi utilizado inoculante é um pouco maior que para o caso sem inoculante (221 para 186) devido ao efeito grafitizante do inoculante. A matriz se apresenta preponderantemente ferrítica sem inoculante e perlítica quando se usa inoculante, conforme pode ser observado na tabela 4.3. Isto ocorre porque o inoculante é grafitizante e a velocidade de solidificação em moldes de areia é lenta, propiciando a difusão de carbono para formar a perlita.

Tabela 4.3 - Constituintes presentes nos centros dos lingotes do ferro fundido nodular solidificados nos moldes de areia sem adição de inoculante e com adição de inoculante.

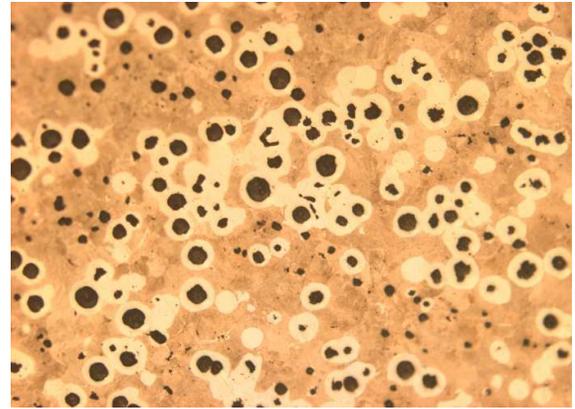
Distância Interface metal/molde	% Ferrita		% Perlita	
	Sem inoc.	Com inoc.	Sem inoc.	Com inoc.
Centro do lingote	80	35	20	65



100 x

250 μm

(a)

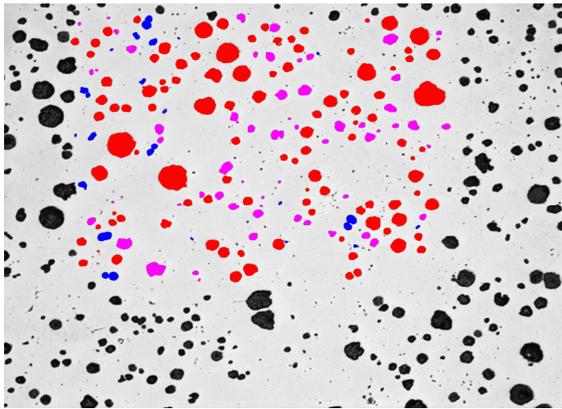


100 x

250 μm

(b)

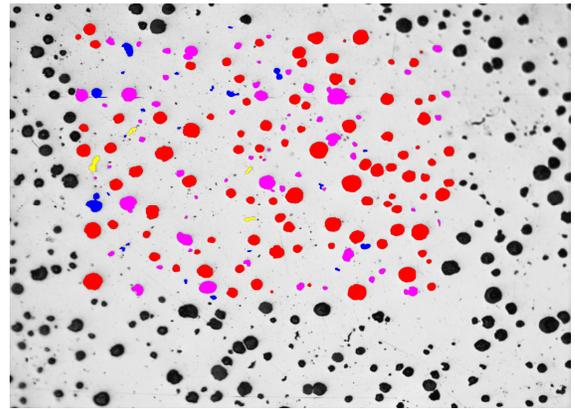
Figura 4.24 - Micrografias dos centros dos lingotes solidificados nos moldes de areia para o ferro fundido nodular (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante. Ataque: Nital 2%.



100 x

250 μm

(a) $f_A = 13,8\%$ / 186 Nódulos/mm²



100 x

250 μm

(b) $f_A = 12,7\%$ / 221 Nódulos/mm²

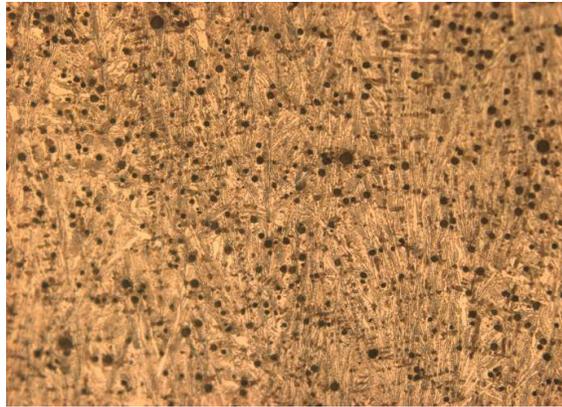
Figura 4.25 - Micrografias sem ataque dos centros dos lingotes do ferro fundido nodular solidificados em moldes de areia para quantificação do número de nódulos/mm² e fração de área para (a) sem adição de inoculante e (b) com adição de inoculante.

A seguir serão apresentados os resultados para o ferro fundido nodular solidificado com e sem adição de inoculante em molde refrigerado.

A figura 4.26 apresenta as micrografias em diferentes distâncias da interface metal/molde obtidas para o ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante. Analisando esta figura conjuntamente com a figura 4.27, que apresenta as micrografias sem ataque para quantificação do número de nódulos por unidade de área, pode-se observar que o número de nódulos decresce com a distância da interface metal/molde. Pode-se notar que mesmo próximo à interface metal/molde, onde a taxa de resfriamento é elevada, o número de nódulos é significativo devido à maior quantidade de silício presente na liga, comparado com o ferro fundido cinzento, o que, juntamente com o silício presente no inoculante, facilita a formação de grafita inibindo a formação de ferro fundido branco mesmo para altas taxas de resfriamento. Apenas para a distância de 3 mm da interface, foi encontrada uma porcentagem significativa de cementita (55%), conforme pode ser observado na tabela 4.4. Pode-se observar na figura 4.26 que próximo à interface devido à alta taxa de resfriamento, os nódulos não conseguem crescer muito, o que leva a um número alto de nódulos com pequenas dimensões. À medida que se afasta da interface, com a diminuição da taxa de resfriamento, o crescimento é facilitado e os nódulos apresentam-se maiores e em menor quantidade.

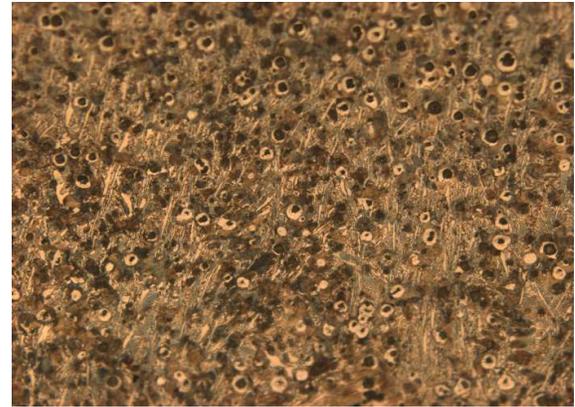
Tabela 4.4 - Constituintes presentes no ferro fundido nodular solidificado no molde refrigerado sem adição de inoculante e com adição de inoculante.

Distância Interface metal/molde (mm)	% Ferrita		% Perlita		% Cementita	
	Sem inoc.	Com inoc.	Sem inoc.	Com inoc.	Sem inoc.	Com inoc.
3	10	60	35	40	55	0
13	15	65	70	35	15	0
22	15	60	80	40	5	0
31	-	50	-	50	-	0
41	-	35	-	65	-	0
49	-	35	-	65	-	0
58	-	30	-	70	-	0
66	-	30	-	70	-	0
75	-	25	-	75	-	0
84	-	25	-	75	-	0



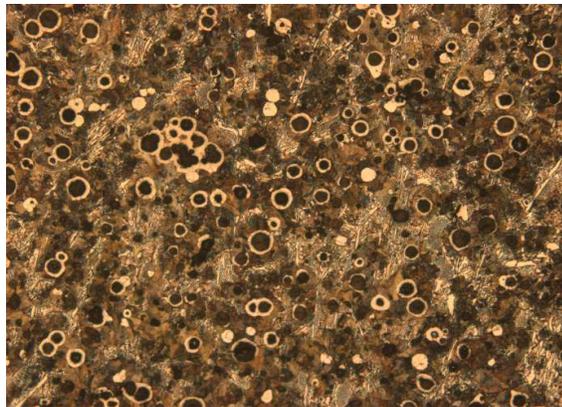
100 x
(a) 3 mm

250 μm



100 x
(b) 13 mm

250 μm



100 x
(c) 22 mm

250 μm

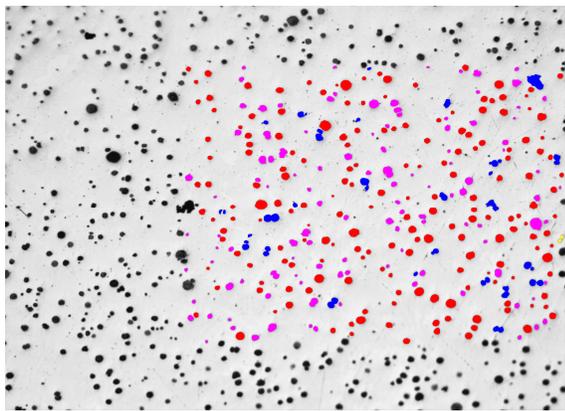
Figura 4.26 - Evolução das microestruturas para o ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde. Ataque: Nital 2%.

Como para distâncias acima de 22 mm não foram notadas diferenças significativas (o número de nódulos já é equivalente ao observado no molde de areia), os resultados não são apresentados.

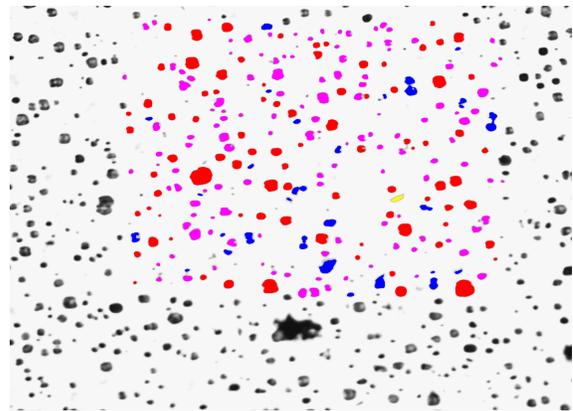
Na figura 4.28 é apresentada a variação do número de nódulos por unidade de área em função da distância da interface metal/molde. Pode-se notar que para o caso do ferro fundido

nodular solidificado sem adição de inoculante, o número de nódulos por unidade de área (N_n) decresce exponencialmente com a distância (x), segundo a relação:

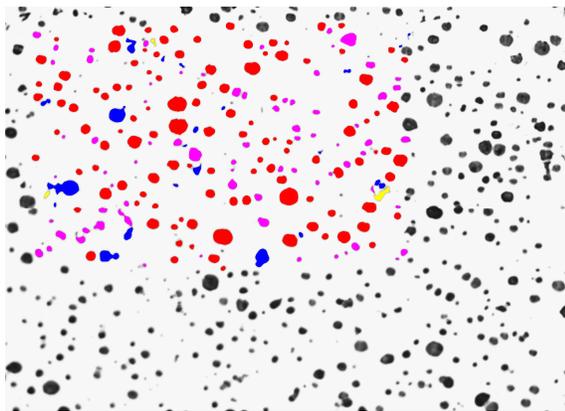
$$N_n = 156,5 + 203,3 \exp(-x/15,6) \quad (4.5)$$



100 x 250 μ m
 (a) $f_A = 8,46\%$ / 325 nódulos/ mm^2



100 x 250 μ m
 (b) $f_A = 9,35\%$ / 242 nódulos/ mm^2



100 x 250 μ m
 (c) $f_A = 11,15\%$ / 212 nódulos/ mm^2

Figura 4.27 - Micrografias sem ataque do ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de nódulos/ mm^2 e fração de área para (a) 3 mm, (b) 13 mm e (c) 22 mm da interface metal/molde.

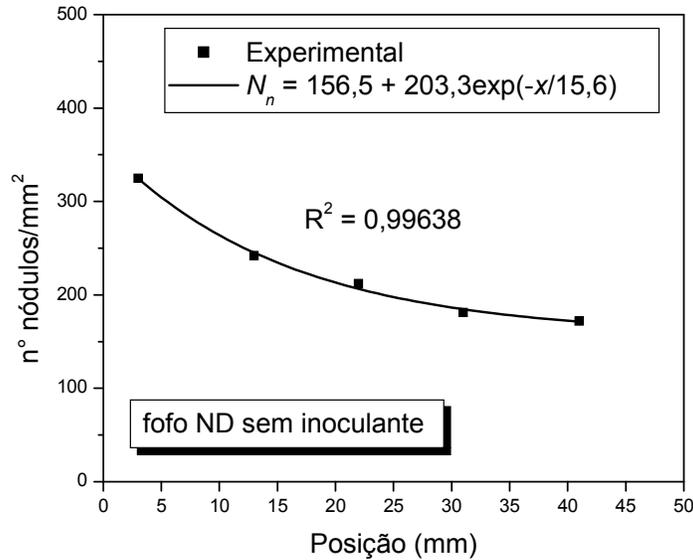
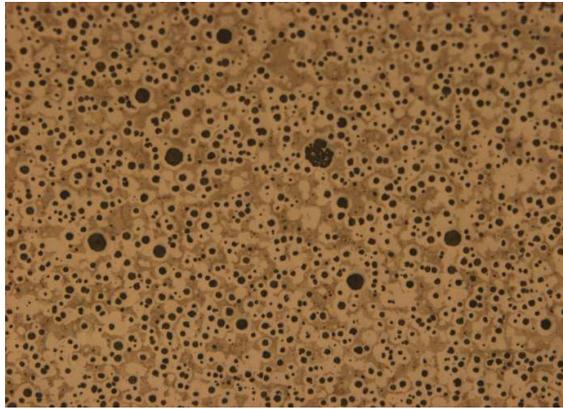


Figura 4.28 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido nodular solidificado sem adição de inoculante em molde refrigerado.

A seguir serão apresentados os resultados para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

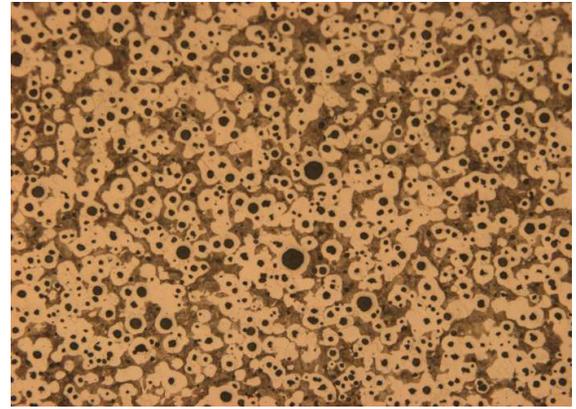
A figura 4.29 apresenta as micrografias em diferentes distâncias da interface metal/molde obtidas para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante. Nota-se na figura que à medida que se afasta da interface metal/molde, os nódulos apresentam maior crescimento, devido à redução da velocidade de solidificação, e sua quantidade diminui. Isso fica mais evidente na figura 4.30 que apresenta as micrografias sem ataque para a quantificação do número de nódulos por unidade de área e fração de área (f_A). Comparativamente com as amostras obtidas sem inoculante, o número de nódulos a 3 mm da interface é duas vezes maior (698 para 325). Isso ocorre devido ao efeito grafitizante do inoculante.



100 x

(a) 3 mm

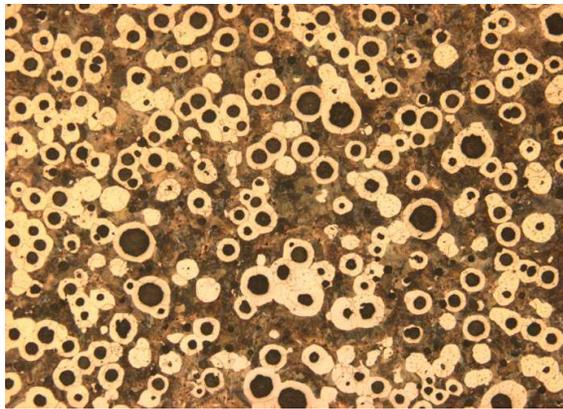
250 μm



100 x

(b) 13 mm

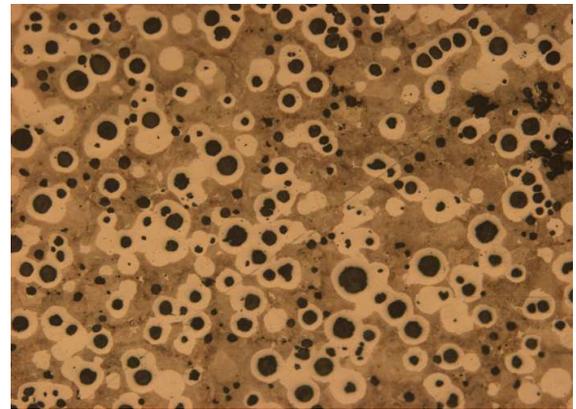
250 μm



100 x

(c) 31 mm

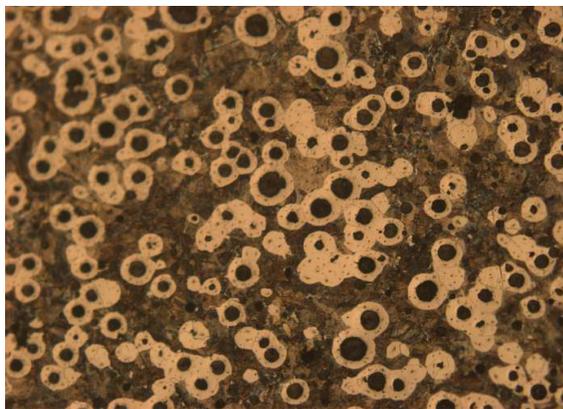
250 μm



100 x

(d) 41 mm

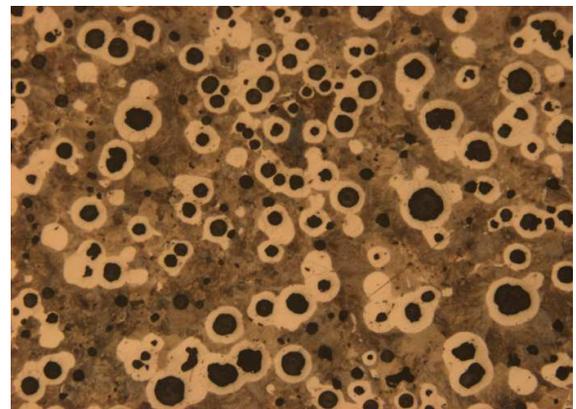
250 μm



100 x

(e) 58 mm

250 μm

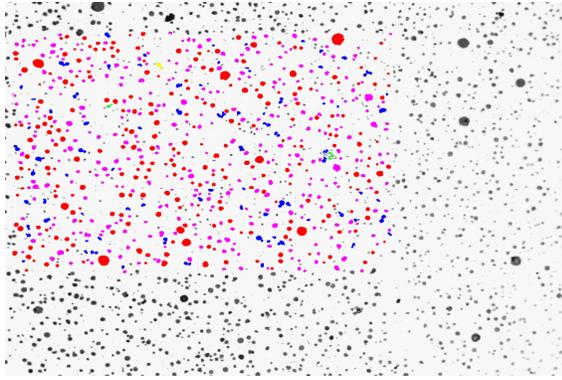


100 x

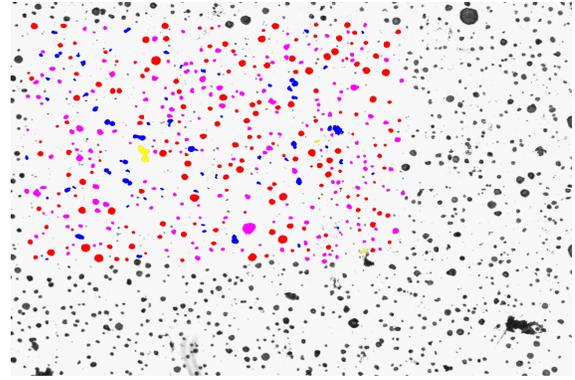
(f) 84 mm

250 μm

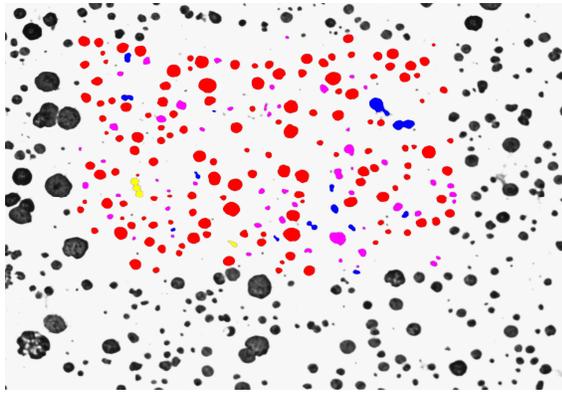
Figura 4.29 - Evolução das microestruturas para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado em diferentes distâncias da interface metal/molde. Nital 2%.



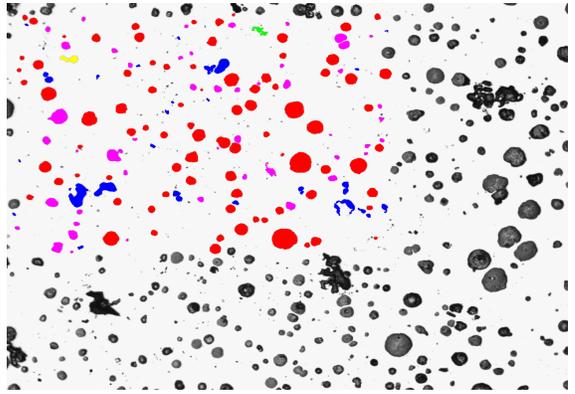
100 x
(a) 3 mm ($f_A = 9,1\%$) / 698 nódulos/mm²



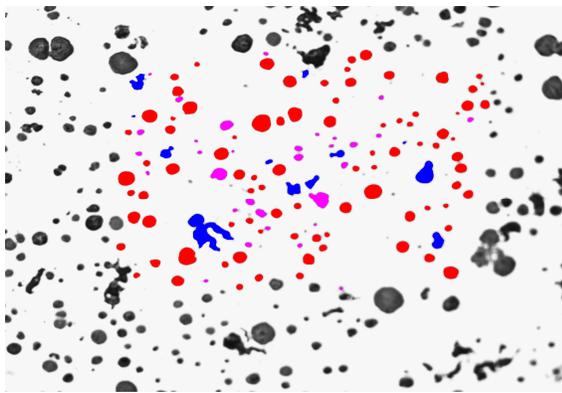
100 x
(b) 13 mm ($f_A = 7,9\%$) / 447 nódulos/mm²



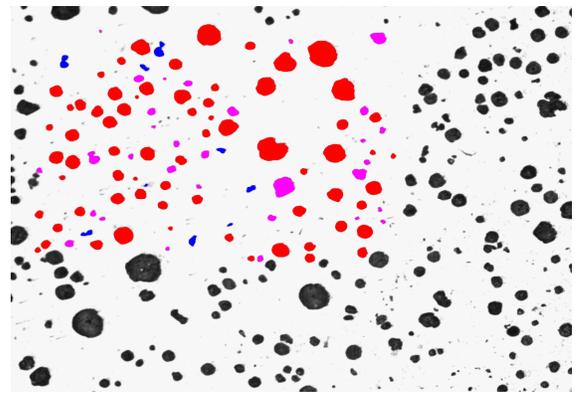
100 x
(c) 31 mm ($f_A = 12,2\%$) / 211 nódulos/mm²



100 x
(d) 41 mm ($f_A = 10,4\%$) / 161 nódulos/mm²



100 x
(e) 58 mm ($f_A = 9,9\%$) / 130 nódulos/mm²



100 x
(f) 84 mm ($f_A = 12,2\%$) / 108 nódulos/mm²

Figura 4.30 - Micrografias sem ataque do ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante no molde refrigerado para quantificação do número de nódulos/mm² e fração de área em diferentes distâncias da interface metal/molde.

Na tabela 4.4 podem ser observadas as porcentagens dos constituintes na matriz em diferentes distâncias da interface metal/molde. Inicialmente pode ser observado que não há formação de cementita em toda a extensão da amostra. Um fato interessante que também pode ser observado, é que em regiões próximas à interface a matriz se apresenta com características mais ferríticas e à medida que se afasta da interface, gradativamente se torna mais perlítica.

Este fato deve-se a grande variação da taxa de extração de calor ao longo de todo o lingote. Próximo a coquilha de cobre refrigerada a água a taxa de extração de calor é tão alta, não tendo tempo nem temperatura suficiente para o carbono se difundir e formar a perlita. À medida que se distancia da interface metal/molde, a taxa de extração de calor diminui e há tempo e temperatura suficiente para que ocorra a difusão de carbono com o aumento da perlita. Para a distância de 49 mm da interface metal/molde, se observa a mesma porcentagem de perlita (65%), presente no ferro fundido nodular com inoculante solidificado em molde de areia. Deste ponto em diante, as porcentagens das fases presentes tendem a se estabilizar.

De maneira análoga ao ferro fundido cinzento com inoculante, a solidificação do ferro fundido nodular com adição de inoculante também foi monitorada com termopares, o que permitiu a determinação de parâmetros de solidificação. A seguir serão apresentados os resultados para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado, bem como as correlações entre os números de nódulos e esses parâmetros.

A figura 4.31 apresenta a variação do número de nódulos em função da distância da interface metal/molde. Os resultados indicam que o número de nódulos (N_n) decresce exponencialmente com a distância (x) segundo a relação:

$$N_n = 104 + 701,5 \exp(-x/18,5) \quad (4.6)$$

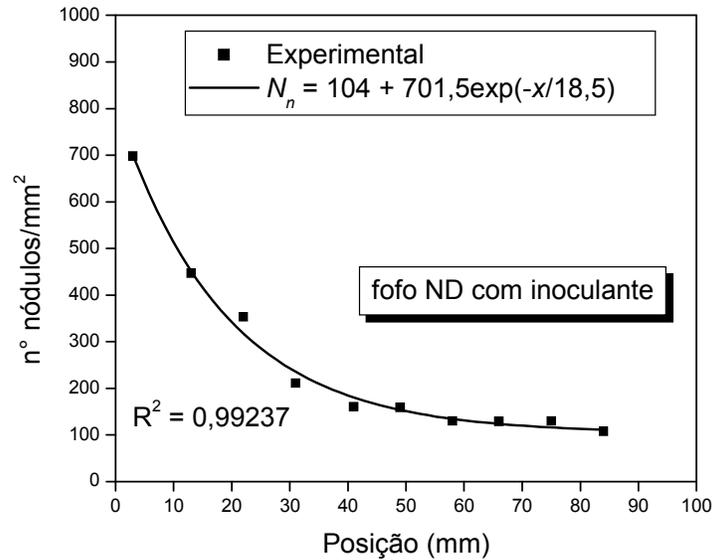


Figura 4.31 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da distância da interface metal/molde para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

A figura 4.32 apresenta a variação do número de nódulos em função da velocidade de avanço da frente de solidificação. Nota-se que o número de nódulos decresce de forma exponencial com a diminuição da velocidade segundo a relação:

$$N_n = -476 + 667 \exp(-v/-0,21) - 662 \exp(-v/-3,9) \quad (4.7)$$

No início do processo de solidificação, quando a velocidade de solidificação é alta, os nódulos nucleados pela ação do inoculante não têm a possibilidade de crescer muito, o que leva à ocorrência de um grande número de nódulos de pequenas dimensões. À medida que a distância da interface metal/molde aumenta, a velocidade decresce gradativamente possibilitando o crescimento dos nódulos e, conseqüentemente, a diminuição da quantidade dos mesmos.

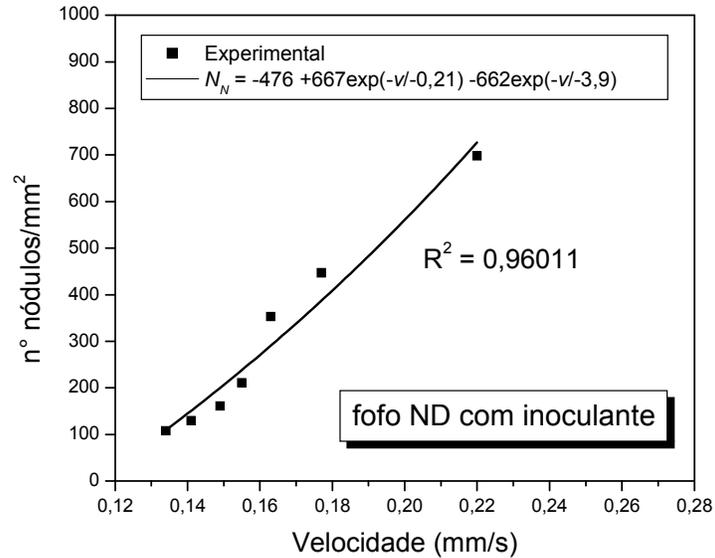


Figura 4.32 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da velocidade de avanço da frente de solidificação para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

A figura 4.33 apresenta a variação do número de nódulos com a taxa de resfriamento durante o processo de solidificação. Nota-se que o número de nódulos cai exponencialmente com a diminuição da taxa de resfriamento segundo a relação:

$$T^* = 0,036 \exp (N_n/170,1) \tag{4.8}$$

Tal fato já era esperado já que com a queda da taxa de resfriamento há uma diminuição da velocidade de solidificação, o que leva a um número menor de nódulos com maiores dimensões.

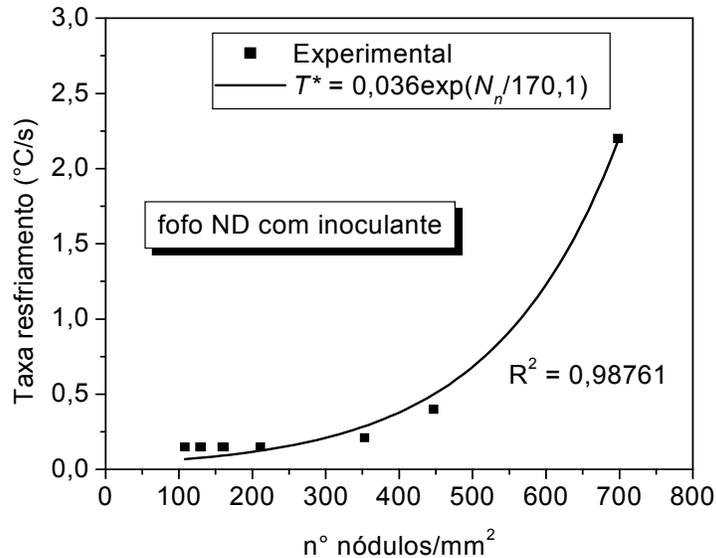


Figura 4.33 – Variação do número de nódulos por unidade de área em função da taxa de resfriamento para o ferro fundido nodular solidificado com adição de inoculante em molde refrigerado.

4.5 Análise da variação de dureza

Apesar de não ser objetivo deste trabalho a análise das propriedades mecânicas, foram realizadas medidas de dureza em função da posição tanto para o ferro fundido cinzento quanto para o nodular, que serão apresentados a seguir.

4.5.1 Variação de dureza no ferro fundido cinzento

Para o caso do ferro fundido cinzento solidificado em molde de areia não foi observada variação de dureza ao longo da peça que é compatível com os valores constantes da velocidade de avanço da frente de solidificação e taxa de resfriamento. Para o caso do vazamento com

inoculante foi obtido um valor médio de dureza igual a 262 Brinell e para o caso do vazamento sem inoculante 223 Brinell.

Para o caso do ferro fundido cinzento solidificado em molde refrigerado foram realizadas medidas de dureza a partir da interface metal/molde para o experimento com adição de inoculante, mostrada na figura 4.34. Nota-se que a uma queda de dureza a partir da interface metal/molde. Tal fato é compatível com os resultados apresentados na figura 4.18 que mostram que há uma diminuição do número de veios, com conseqüente engrossamento dos mesmos, à medida que se afasta da interface o que provoca a diminuição de dureza. Além disso, conforme pode ser observado na tabela 4.2, há uma diminuição da porcentagem de cementita e um aumento da porcentagem de perlita com o afastamento da interface, o que colabora também com a queda de dureza. O valor mais alto próximo à interface corresponde a um valor um pouco mais alto de cementita observado nessa região devido à alta velocidade de solidificação. Da tabela 4.2, nota-se que a estrutura da matriz é formada praticamente só de perlita já a partir da distância de 13 mm o que aparentemente se sobrepôs à diminuição do número de nódulos levando a dureza a atingir um valor praticamente constante.

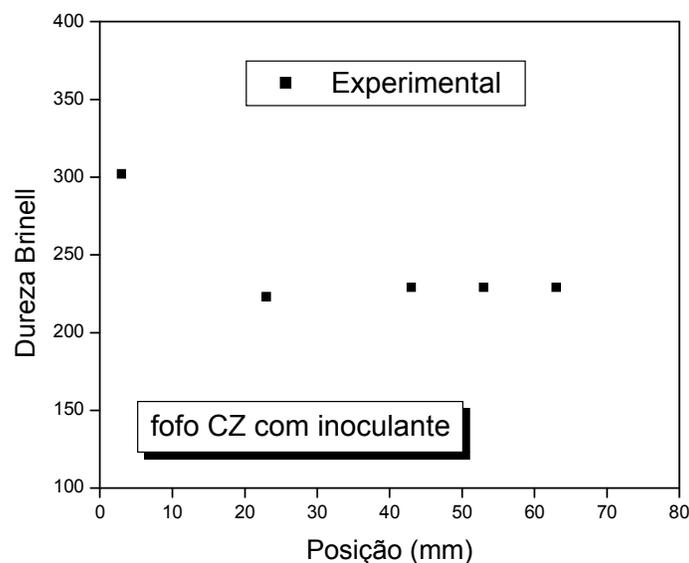


Figura 4.34 – Variação de dureza em função da posição para o ferro fundido cinzento com adição de inoculante solidificado unidirecionalmente.

Pode-se notar que os valores de dureza para distâncias mais afastadas da interface metal/molde aproximam-se dos valores observados para a solidificação em moldes de areia.

4.5.2 Variação de dureza no ferro fundido nodular

Para o caso do ferro fundido nodular solidificado em molde de areia também não foi observada variação de dureza ao longo da peça que é compatível com os valores constantes da velocidade de avanço da frente de solidificação e taxa de resfriamento. Para o caso do vazamento com inoculante foi obtido um valor médio de dureza igual a 207 Brinell e para o caso do vazamento sem inoculante 149 Brinell. Esses valores são menores que os observados para o ferro fundido cinzento solidificado em moldes de areia. Isso é esperado devido a maior ductilidade apresentada pelos ferros fundidos nodulares.

Na figura 4.35 é apresentada a variação de dureza em função da posição para o ferro fundido nodular solidificado unidirecionalmente com adição de inoculante. Nesse caso, pode-se observar que a dureza apresentou um pequeno aumento com a distância da interface metal/molde. Da tabela 4.4 pode-se observar que com o aumento da distância da interface houve um aumento da quantidade de perlita da matriz com conseqüente diminuição da quantidade de ferrita, o que provoca um aumento de dureza. Tal fato provavelmente compensou a diminuição de dureza que seria esperada pela diminuição do número de nódulos e seu conseqüente engrossamento.

Nos gráficos de durezas apresentados, não foram colocados os respectivos desvio padrão, porque das três medições feitas para cada ponto, pelo menos duas foram iguais e a outra variou apenas um ponto para cima ou para baixo.

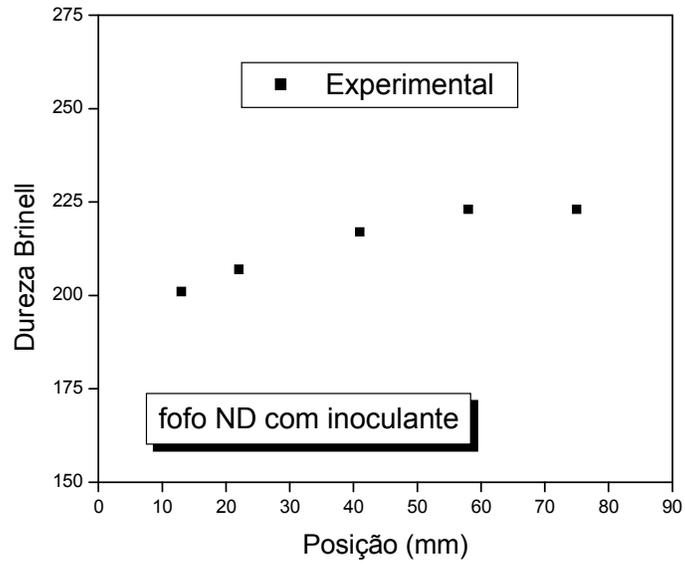


Figura 4.35 – Variação de dureza em função da posição para o ferro fundido nodular com adição de inoculante solidificado unidirecionalmente.

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

5.1 Conclusões

Os resultados obtidos permitiram comparar para o ferro fundido cinzento e nodular, dois modos de solidificação bastante distintos: em molde de areia e em molde refrigerado a água. Foi possível avaliar a evolução dos parâmetros estruturais com o tipo de molde, bem como correlacioná-los com os parâmetros térmicos durante todo o processo de solidificação.

A velocidade de deslocamento da frente de solidificação para os vazamentos em moldes de areia é praticamente constante em função da alta resistência ao fluxo de calor imposto por este tipo de molde. Para os vazamentos no dispositivo de solidificação unidirecional a velocidade decresce continuamente a partir da interface metal/molde atingindo valores equivalentes aos observados no molde de areia para regiões suficientemente afastadas da interface metal/molde. Isso possibilita que através da solidificação unidirecional sejam simuladas, em uma única experiência, diferentes condições de solidificação observadas na prática. Regiões próximas à interface representam processos de fundição em moldes com alta extração de calor, que vem sendo utilizado de forma crescente nos últimos anos, e o uso de coquilhas inseridas em moldes de areia. Regiões mais distantes da interface metal/molde simulam as condições observadas em processos mais convencionais utilizando moldes de areia.

As análises das variações das microestruturas dos ferros fundidos nodulares e cinzentos permitiram estabelecer correlações entre os números de nódulos e veios de grafita com os parâmetros de solidificação. Os resultados permitiram concluir que o número de nódulos e veios decrescem exponencialmente com a diminuição da velocidade de avanço da frente de solidificação, tendendo a valores aproximadamente constantes para posições mais afastadas da interface metal/molde. Comportamento semelhante foi observado em relação a variação da taxa de resfriamento. O estabelecimento dessas relações é importante, por exemplo, para a introdução em métodos numéricos de simulação do processo de solidificação para permitir a previsão da microestrutura em função desses parâmetros. A tendência observada foi a mesma para os experimentos sem e com adição de inoculante, sendo mais acentuada para esse último.

As medidas de dureza realizadas mostraram comportamento diferente para os ferros fundidos cinzento e nodular. Para o caso do ferro fundido cinzento, como esperado, a dureza diminui com a diminuição da velocidade de avanço e conseqüente diminuição do número de veios e aumento de suas dimensões. Já para o ferro fundido nodular observou-se um aumento da dureza com a diminuição da velocidade de avanço e conseqüente diminuição do número de nódulos e aumento de suas dimensões. Tal fato pode ser atribuído ao aumento da quantidade de perlita e à redução da quantidade de ferrita na matriz, compensando a diminuição de dureza esperada em função da redução do número de nódulos e seu conseqüente engrossamento.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

- 1 - Ampliar o estudo através da solidificação unidirecional para ferros fundidos com outras composições.
- 2 – Analisar a correlação entre parâmetros de solidificação, número de veios e nódulos de grafita e propriedades mecânicas usando ensaios de tração e de impacto.

Referências Bibliográficas

ASM, American Society for Metals. Metals International Handbook Committee. In: American Society for Metals. *Metals Handbook: Casting 9th*, v.15, 1998.

BCIRA, British Cast Iron Research Association. Membership Services, *Production of grey iron*, Group Company, Birmingham, 1984.

Benz, M. G.; Elliot, J. F. The austenite solidus and revised iron-carbon diagram. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v.221, pp.323-330, 1961.

Chiaverini, V. *Aços e ferros fundidos*. São Paulo: Publicação ABM, 2002, 599p.

Chicco, B.; Thorpe, W.R. Experimental determination of the austenite + liquid phase boundaries of the Fe-C system. *Metallurgical Transactions A*, v.13A, pp.1293-1297, 1982.

Choi, J. H.; Oh, J. K.; Choi, C. O.; kim, J. K.; Rohatgi, P. K. Effect of Bi on formation of microstructure and mechanical properties of ductile iron castings with thin-wall section. *AFS Transactions*, pp.831-840, 2004.

Collaud, A. Contribution a la qualification mécanique des fontes grises et l'amelioration de leur comportement en service. *Von Roll Mitteilungen, 3 Jahrgang*, v.1, 1944.

Craig, D. B.; Hornung, M. J.; McCluhan, T. K. Gray iron. Graphite morphology. *Metals Handbook 9th, Casting*, v.15, p.631, 1988.

De, L. R.; Xiang, Y. J. Heterogeneous nuclei in flake graphite. *AFS Transactions*, pp.707-712, 1991.

Eleftheriou, E.; Bates, C. Determining inoculants' effects on gray iron machinability. *Modern casting*, v.91, n.3 pp.40-42, 2001.

Fuoco, R. Interpretação de curvas de análise térmica de ferros fundidos com grafita vermicular. *Fundição e matérias primas*, v.35, pp.A-P, 2000.

Garcia, A. *Solidificação fundamentos e aplicações*. Campinas: Editora da Unicamp, 2001, 399p.

Gustafson, P. A thermodynamic evaluation of the Fe-C system. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v.14, pp.259-267, 1985.

Habibollahzadeh, A.; Campbell, J. Surface films on liquid grey cast iron: a study by SEM. *AFS Transactions*, pp.675-684, 2003.

Hui, D.; Jingxiang, Y.; Davis, K. G. Thermal effects during the solidification of cast iron. *AFS Transactions*, pp.917-934, 1985.

Javaid, A.; Thonson, J.; Davis, K. G.; Sahoo, M. Effect of microstructure on the mechanical properties of thin-wall ductile iron castings. *AFS Transactions*, pp.1097-1114, 2001.

Kanno, T.; Kikuchi, T.; kang, I. Effect of alloying elements on the eutectic temperatures in cast iron. *AFS Transactions*, pp.825-833, 2005.

Kay, I. What is inoculation? *Cast Metals Institute*, v.94, n.1, 2004.

Kubick, E. J.; Javaid, A.; Bradley, F. J. Investigation of effect of C, Si, Mn, S and P on solidification characteristics and chill tendency of gray iron – Part I: Thermal analysis results. *AFS Transactions*, pp.573-578, 1997.

Kubick, E. J.; Javaid, A.; Bradley, F. J. Investigation of effect of C, Si, Mn, S and P on solidification characteristics and chill tendency of gray iron – Part II: Chill tendency. *AFS Transactions*, pp.579-586, 1997.

Labrecque, C.; Gagné, M. Interpretation of cooling curves of cast irons: a literature Review. *AFS Transactions*, pp.83-90, 1998.

Labrecque, C.; Gagné, M. Review ductile iron: fifty years of continuous development. *AFS Transactions*, pp.343-378, 1998.

Labrecque, C.; Gagné, M. Development of carbide-free thin-wall ductile iron castings. *AFS Transactions*, pp.31-38, 2000.

Loper, C. R. Inoculation of cast iron – Summary of current understanding. *AFS Transactions*, pp.523-528, 1999.

Lu, S. C.; Hellawell, A. Fractal method of nodularity measurement in ductile iron. *AFS Transactions*, pp.757-762, 1999.

Mampaey, F. Solidification mode and feeding behavior of phosphorus alloyed gray cast iron. *AFS Transactions*, pp.991-1007, 2003.

Mampaey, F. Aluminum cast irons: Solidification, feeding and oxygen activities. *AFS Transactions*, pp.739-759, 2005.

Marks, J. R. Metallography of ductile iron. *AFS Transactions*, pp.819-827, 1999.

MatWeb, Materials Property Database, 2001. Sítio de internet.

- Melo, M. L. N. M.; Rizzo, E.; Santos, R. G. Numerical method for analysis of microporosity formation in aluminium alloy castings. *Materials Science Forum*, v.242 , pp.83-88, 1997.
- Melo, M. L. N. M.; Rizzo, E.; Santos, R. G. Numerical model to predict the position, amount and size of microporosity formation in Al-Cu alloys by dissolved gas and solidification shrinkage. *Materials Science and Engineering A – Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. v.374 , pp.351-361, 2004.
- Melo, M. L. N. M.; Rizzo, E.; Santos, R. G. Prediction of dendrite arm spacing and its effect on microporosity formation in directionally solidified Al-Cu alloy. *Journal of Materials Science*, v.40 , pp.1-11, 2005.
- Metals Handbook 9th, *Casting*, v.15, 1988.
- Mizoguchi, T.; Perepezko, J. H.; Loper, C. R. Nucleation during solidification of cast irons. *AFS Transactions*, pp.89-94, 1997.
- Moore, A. Some factors influencing inoculation and inoculante fade in flake and nodular graphite irons. *AFS Transactions*, pp.268-277, 1973.
- Oakwood, T. G.; Goodrich, G. M.; Gundlach, R. B. Role of gravity forces on the directional solidification of gray cast iron. *AFS Transactions*, pp.899-915, 2002.
- Osório, W. R.; Garcia, A. Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions. *Materials Science and Engineering A*, v.325, pp.103-111, 2002.
- Piwonka, T. S.; Woodburg, K. A.; Wiest, J. M. Modeling casting dimensions: effect of wax rheology and interfacial heat transfer. *Materials and Design*, v.21, pp.365-372, 2001.
- Riposan, I. Analyses of possible nucleation sites in Ca/Sr over-inoculated gray irons. *AFS Transactions*, v.94, 2001.

- Rivera, G. L.; Boeri, R. E.; Sikora, J. A. Research advances in ductile iron solidification. *AFS Transactions*, pp.979-989, 2003.
- Rivera, G. L.; Boeri, R. E.; Sikora, J. A. Solidification of gray cast iron. *Scripta Materialia Transactions*, v.50, pp.331-335, 2003.
- Rocha, O. R.; Siqueira, C. A.; Garcia, A. Cellular/dendritic transition during unsteady-state solidification of Sn-Pb alloys. *Materials Science and Engineering*, v.A347, pp.59-69, 2003.
- Rocha, O. R.; Siqueira, C. A.; Garcia, A. Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady-state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys. *Metallurgical and materials Transactions A*, v.34A, pp.995-1006, 2003.
- Roviglione, A. N.; Hermida, J. D. A new unidirectional solidification method to study gray cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.33 B, pp.235-241, 2002.
- Roviglione, A. N.; Hermida, J. D. From flake to nodular: A new theory of morphological modification in gray cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.35 B, pp. 313-330, 2004.
- Ruxanda, R. E.; Stefanescu, D. M.; Piwonka, T. S. Microstructure characterization of ductile thin wall iron castings. *AFS Transactions*, pp.1131-1146, 2002.
- Santos, A. B. S. *Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares*. São Paulo: Publicação IPT, 1991, 199p.
- Santos, R. G. *Transformações de fases em materiais metálicos*. Campinas: Editora da Unicamp, 2006, 429p.

- Selig, C.; Lacaze, J. Study of microsegregation buildup during solidification of spheroidal graphite cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.31 B, pp.827-836, 2000.
- Stefanescu, D. M. Thermodynamic properties of iron-base alloys. *Metals Handbook 9th edition, Casting, ASM International*, v.15, pp.61-70, 1988.
- Sun, G. X.; Loper, C.R. Influence of hypereutectic graphite on the solidification of gray cast iron. *AFS Transactions*, v.91, pp.217-224, 1983.
- Tavares, F. S. L. *Fabricação de Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares – Etapas do Processo*. São Paulo: Publicação ABIFA, 2008, 202p.
- Weiss, W.; Orths, K. Einflüsse auf die mechanischen eigenschaften von gusseisen mit lamellengraphit nach berücksichtigung der durch die chemische zusammenstzung gegebenen wirkungen. *Giesserei Forschung, 21 Jahrgang*, v.3, pp.113-124, 1969.