

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

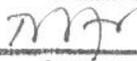
ANÁLISE DA FORMAÇÃO DE COQUILHAMENTO INVERSO E DO
NÚMERO DE NÓDULOS DE GRAFITA DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO
DE FERROS FUNDIDOS NODULARES HIPOEUTÉTICOS

João Fidélis Amstalden
Orientador : Rezende Gomes dos Santos

Número de publicação FEM : 011/95

Dissertação apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica modalidade “Materiais e Processos de Fabricação”.

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
DISSERTAÇÃO DEFENDIDA POR JOÃO FIDÉLIS
AMSTALDEN E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 15/03/95.



ORIENTADOR

Campinas
1995



Cm.00070591-6

UNIVERSIDADE	BC
TIPO DE DOCUMENTO	AM87a
NUMERO DE IDENTIFICACAO	24799
DATA DE AQUISICAO	43.3/95
PRECO DE AQUISICAO	R\$ 11,00
DATA DE PAGAMENTO	08/06/95

FICHA CATALOGRAFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA CENTRAL - UNICAMP

Am87a Amstalden, Joao Fidelis
Analise da formacao de coquilhamento inverso e do numero de nodulos de grafita durante a solidificacao de ferros fundidos nodulares hipoeuteticos / Joao Fidelis Amstalden. - - Campinas, SP : [s.n.], 1995.

Orientador : Rezende Gomes dos Santos.

Dissertacao (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecanica.

1. Coquilhamento inverso. 2. Ferro fundido. 3. Solidificacao. 4. Metodos de simulacao. I. Santos, Rezende Gomes dos. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecanica. III. Titulo.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Tese de : Mestrado

Título : Análise da formação de coquilhamento inverso e do número de nódulos de grafita durante a solidificação de ferros fundidos nodulares hipoeutéticos.

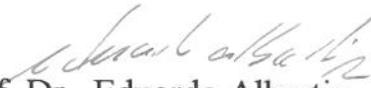
Autor : João Fidélis Amstalden

Orientador : Rezende Gomes dos Santos

Aprovado por :



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos



Prof. Dr. Eduardo Albertin



Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Campinas, 15 de março de 1995.

AGRADECIMENTOS

Após o término deste trabalho, gostaria de deixar meus sinceros agradecimentos

Ao Professor Rezende Gomes dos Santos, pela orientação e apoio durante toda etapa de desenvolvimento deste trabalho.

Aos pesquisadores do IPT Eduardo Albertin, Ricardo Fuoco, Mário Boccalini e ao meu colega Ernandes M.S. Rizzo pelas discussões e sugestões.

A todos os funcionários da Divisão de Metalurgia do IPT e em especial ao técnico Sérgio Furtado pelo preparo das experiências.

À Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP pelo financiamento das atividades de pesquisa que permitiram o desenvolvimento desta tese.

À grande amiga Mirian L.N.M. Melo pelo auxílio e dedicação durante todo o desenvolvimento prático e teórico do trabalho realizado.

RESUMO

Foi realizada uma revisão literária a respeito da formação de coquilhamento inverso em peças de ferro fundido nodular, uma vez que se trata de um problema que tem sido observado na prática e afeta principalmente o processo de usinagem, sendo de especial importância devido aos efeitos nocivos que provoca nas ferramentas de corte. Tal formação consiste na ocorrência de carbonetos eutéticos em regiões centrais, que são em geral as últimas a se solidificarem, onde em princípio não era de se esperar sua formação. Com o objetivo de acrescentar novas informações ao que já foi pesquisado a respeito desta formação, foram realizados ensaios experimentais com o monitoramento das temperaturas no sistema metal/molde. Paralelamente foi aplicado um modelo numérico de diferenças finitas anteriormente desenvolvido e adaptado durante este trabalho para a simulação do processo de solidificação de ferros fundidos nodulares hipoeutéticos em moldes de areia com resina de cura a frio, o qual foi otimizado através de comparação com os dados experimentais. Este modelo pode ser utilizado para análise da influência das características do sistema metal/molde nos parâmetros térmicos e microestruturais.

Os resultados obtidos permitiram estabelecer correlações entre a taxa de resfriamento e o número de nódulos de grafita e a ocorrência de coquilhamento inverso.

RIASSUNTO

È stata effettuata una revisione letteraria sulla formazione di tempratura inversa in getti di ghisa sferoidale, una volta che è un problema serio per le macchine utensili.

Tale formazione consiste nella occorrenza di carbonetti nelle regioni centrali, che sono le ultime per solidificare, dove in principio non si aspettava tale formazione. Con lo scopo di accrescere nuove informazioni sulla questa formazione, sono stati realizzati esperimenti con registrazione delle temperature del sistema metallo/matrice. È stato adatto durante questa ricerca un modello matematico di differenza finita per il processo di solidificazione della ghisa sferoidale. Esperimenti sono stati effettuati allo scopo di verificare i risultati numerici, colando dei getti cilindrici e campionando l'andamento della temperatura in funzione del tempo in svariati punti del sistema. I risultati numerici posti a confronto con quelli sperimentali, sia in termini macrostrutturali che metallurgici, hanno evidenziato un ottimo accordo.

I risultati permettono stabilire correlazione fra la velocità di raffreddamento e il numero di sferoidi di grafite e la formazione di tempratura inversa.

ABSTRACT

A review of the literature describing the formation of inverse chill in nodular cast iron that has deleterious effect on machinability. The inverse chill is the presence of carbides within the central cross-sectional area of ductile iron. Temperatures in the cast and in the mold were taken during solidification by using a data acquisition system. A numerical model, that had the accuracy improved by the experimental results, was applied to analyse the metal/mold characteristics influence on thermal parameters and on casting microstructure.

The results allowed a relationship establishment between cooling rate and number of graphite nodules and occurrence of inverse chill.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
1.1	Aspectos gerais	1
1.2	Coquilhamento inverso	3
1.3	Objetivos	6
2.	SOLIDIFICAÇÃO DO FERRO FUNDIDO	7
2.1	Termodinâmica de equilíbrio do diagrama Fe-C	7
2.2	Solidificação dos ferros fundidos nodulares	12
2.2.1	Solidificação dos ferros fundidos nodulares hipoeutéticos	13
2.2.2	Solidificação dos ferros fundidos nodulares eutéticos	15
2.2.3	Solidificação dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos	16
2.3	Análise térmica do processo de solidificação dos ferros fundidos	16
3.	FORMAÇÃO DE CARBONETOS EUTÉTICOS EM FERROS FUNDIDOS NODULARES	21
3.1	Introdução	21
4.	MODELAGEM MATEMÁTICA DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO	31
4.1	Cálculo do calor latente	31
4.2	Aplicação do método da entalpia	32
4.3	Método numérico aplicado a solidificação	34
4.3.1	Aplicação do método de diferenças finitas explícito	34
5.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	39
5.1	Materiais e métodos	39
5.1.1	Montagem e ajuste do sistema computacional de aquisição de temperaturas	39

5.1.2	Ensaio para ajustes das propriedades termofísicas para moldes rígidos confeccionados em areia com resina de cura a frio	43
5.1.3	Processamento da liga de ferro fundido nodular	45
5.14	Obtenção dos perfis de temperatura experimentais para o ferro fundido nodular	46
5.15	Determinação das temperaturas de transformações e do número de nódulos de grafita	48
5.16	Exame metalográfico	49
5.17	Exame químico	50
6.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	52
6.1	Verificação do modelo para o cálculo de perfis de temperatura	52
6.2	Perfis térmicos obtidos durante a montagem e ajustes do sistema computacional de aquisição de temperaturas	53
6.3	Perfis de temperatura obtidos durante a comparação das propriedades da areia verde e da areia com resina de cura a frio	56
6.3.1	Comparação dos perfis de temperatura para o molde de areia verde	56
6.3.2	Comparação dos perfis de temperatura para o molde de areia com resina de cura a frio	58
6.3.3	Análise da condutividade térmica das areias de moldagem	59
6.3.4	Estimativa do coeficiente de condutividade térmica da areia com resina de cura a frio	62
6.4	Análise dos perfis térmicos obtidos durante a solidificação da liga hipoeutética de ferro fundido nodular	64
6.4.1	Comparação dos perfis térmicos simulados com os experimentais	64
6.4.2	Relação entre as taxas de resfriamento e números de nódulos de grafita	76
6.4.3	Relação entre as taxas de resfriamento e a composição química com a formação de coquilhamento inverso	92
7.	CONCLUSÕES	100

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	102
APÊNDICE 1	108
1. Simbologia	
APÊNDICE 2	111
1. Propriedades Termofísicas da liga de ferro fundido nodular utilizadas no item 6.1	
2. Propriedades Termofísicas da areia utilizada no item 6.1	
3. Propriedades Termofísicas do alumínio utilizado no item 6.3	
4. Propriedades Termofísicas da areia verde utilizada no item 6.3	
5. Propriedades Termofísicas da areia com resina de cura a frio utilizada no item 6.3	
6. Propriedades Termofísicas da liga de ferro fundido nodular utilizadas no item 6.4	

1. INTRODUÇÃO

1.1 Aspectos gerais

Pouco antes da metade do século XX, com a intensificação da produção mundial nos diversos setores industriais e em particular no metalúrgico, ocorreu uma crescente necessidade de desenvolvimento dos processos de produção e de novos materiais com características de aplicações cada vez mais apropriadas. Principalmente no caso de ligas metálicas, onde o controle exercido sobre as estruturas dos materiais determina suas propriedades físicas interferindo conseqüentemente nas suas aplicações. Nesse mesmo período, durante o congresso anual da American Foundryman Society em 1948, foi apresentado oficialmente por MORROGH^[1] um trabalho indicando a formação de esferóides ou nódulos de grafita durante a solidificação de ferro fundido cinzento através da adição de cério ao banho, o que possibilita uma melhoria significativa na resistência mecânica e no grau de ductilidade, quando comparado com ferros fundidos cinzento e maleável^[2], sendo que a grande vantagem em comparação com este último está no fato da não necessidade do longo tempo de tratamento térmico para o processo de maleabilização.

A partir do desenvolvimento do processo de nodularização utilizando-se as ligas de Fe-Si-Mg^[3,4], ocorre um crescente aumento da utilização dos ferros fundidos nodulares em aplicações de elevados requisitos em termos de propriedades mecânicas, com valores de resistência à tração entre 410 MPa a 680 MPa e Dureza Brinell entre 170 e 302 dependendo da composição química e tratamento térmico utilizado^[5,6], o que possibilita a fabricação a baixo custo de peças de pequeno e grande porte, tais como: válvulas e bombas hidráulicas, cilindros de laminação, engrenagens, pistões, anéis, eixos, virabrequins, blocos de motores à combustão e uma infinidade de outras aplicações. Isto também tem exigido um constante desenvolvimento de novas técnicas que permitam um maior controle sobre as várias etapas do processo de fundição. Entre estas etapas a mais importante é a solidificação por influir diretamente na microestrutura final (Figuras 1.1a e b) e conseqüentemente nas propriedades exigidas.

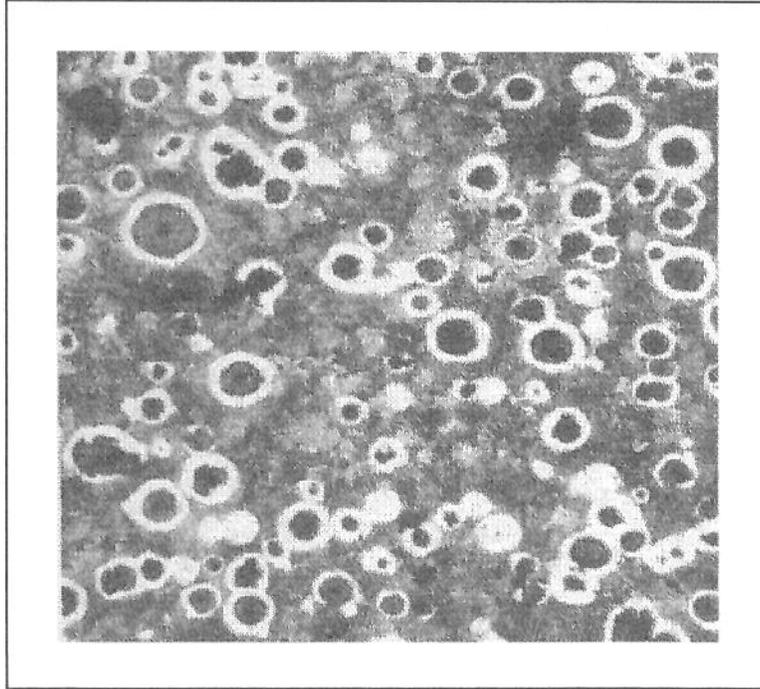


FIGURA 1.1a - Ferro fundido com grafita esferoidal em matriz ferrítico-perlítica^[7].

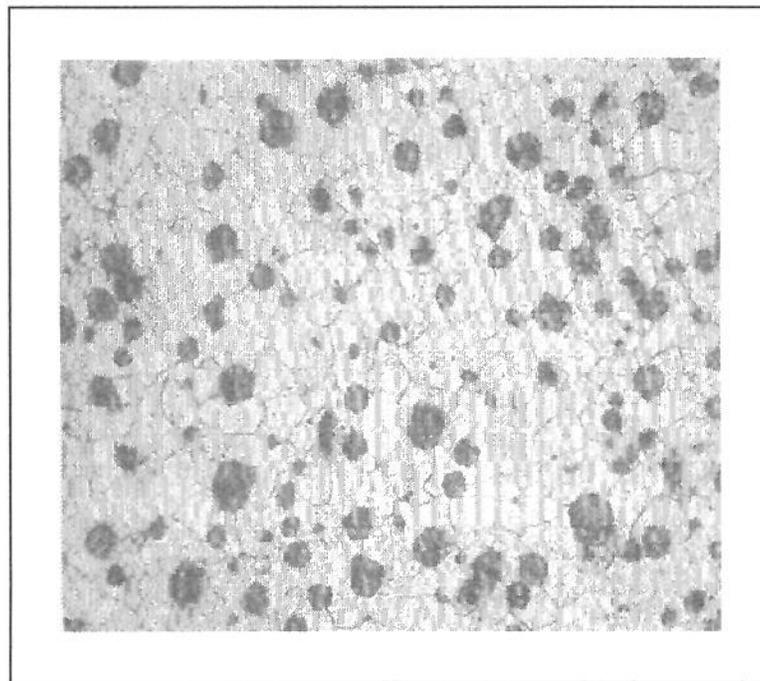


FIGURA 1.1b - Ferro fundido com grafita esferoidal em matriz ferrítica^[8].

1.2 Coquilhamento inverso

Um problema sério que tem sido observado na produção de ferros fundidos nodulares com relação à microestrutura é a formação de carbonetos eutéticos em regiões centrais das seções da peça *coquilhamento inverso*, que são em geral as últimas regiões a se solidificar, e cujas causas não são, ainda, muito bem conhecidas.

Tal fenômeno é de especial importância devido aos efeitos nocivos que provoca nos processos de usinagem, como por exemplo nos processos de furação, devido a alta concentração e dureza dos carbonetos localizados nessas regiões, onde, em princípio, não era de se esperar a sua formação como pode ser visto na Figura 1.2.

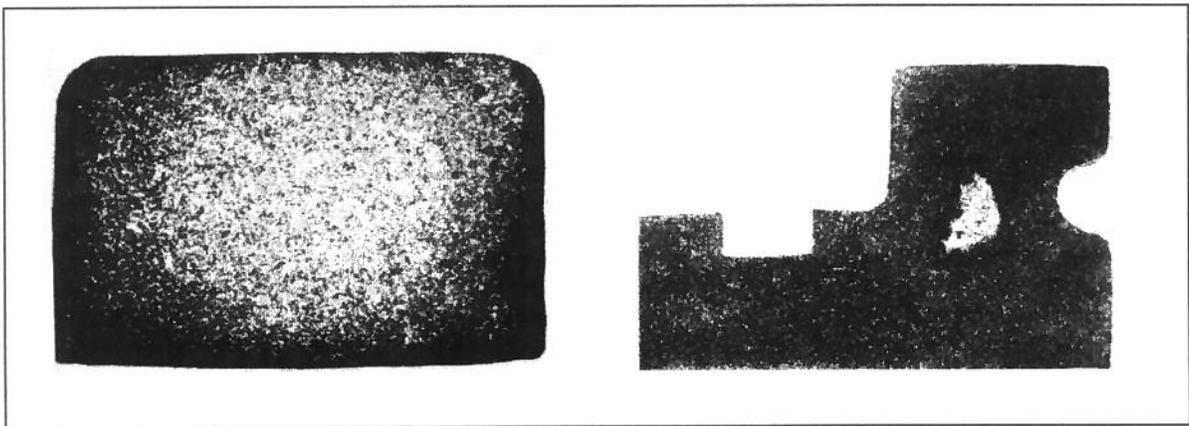


FIGURA 1.2 - Presença de *coquilhamento inverso* em peças de ferro fundido nodular^[7]

Com o objetivo de compreender melhor os fatores que podem afetar a formação do *coquilhamento inverso* em ferros fundidos nodulares, foram realizados alguns trabalhos^[9,10], onde os autores demonstraram que o coquilhamento em ferros fundidos nodulares pode ser classificado como normal e inverso.

O *coquilhamento normal* é caracterizado por uma distribuição predominantemente acicular na forma dos carbonetos (Figura 1.3), surgindo na superfície e em regiões de menor espessura com um decréscimo na quantidade à medida que se caminha em direção ao centro da peça, uma vez que seria dependente da taxa de resfriamento.

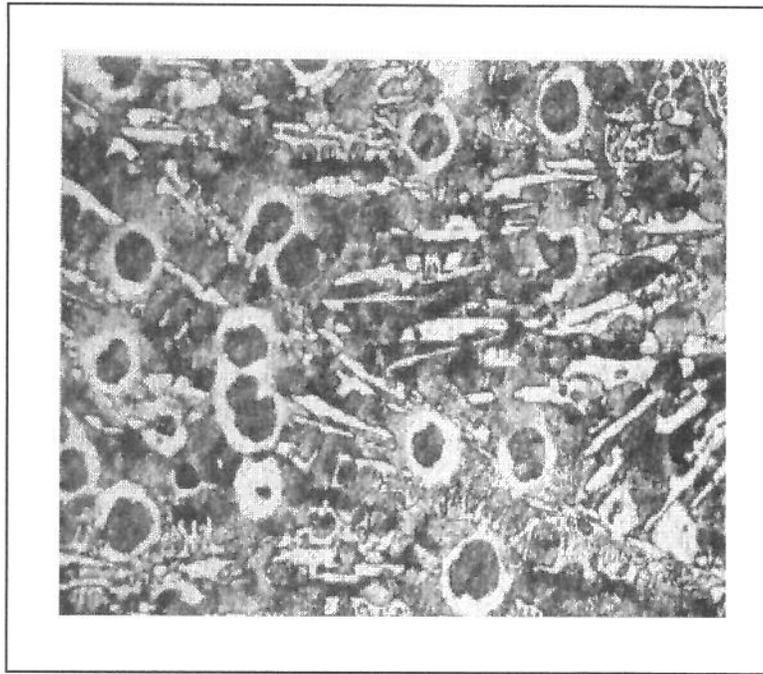


FIGURA 1.3 - Microestrutura de carbonetos aciculares obtida a partir de *coquilhamento normal*^[9].

O *coquilhamento inverso* é caracterizado pela mistura da forma acicular e celular dos carbonetos, casualmente dispersos dentro de uma área interna relativamente extensa (Figura 1.4) ou concentrados ao longo do centro térmico das seções (Figuras 1.5a e 1.5b), onde acreditava-se que a taxa de resfriamento seria insuficiente para a formação de carbonetos eutéticos^[9].

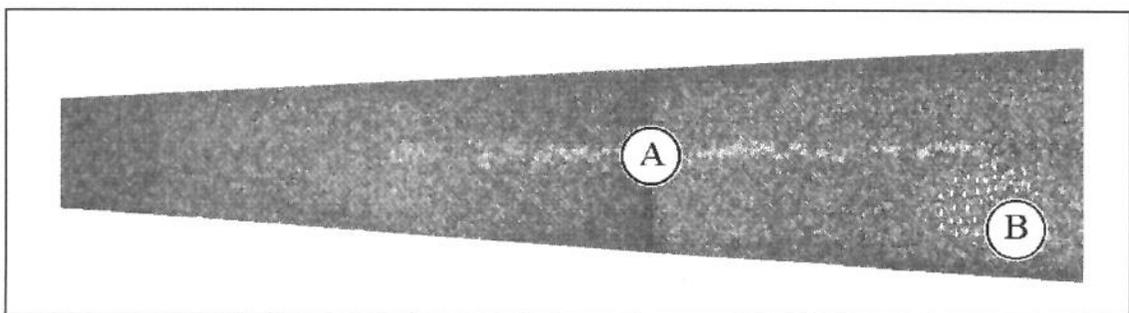


FIGURA 1.4 - Distribuição concentrada (A) e ao acaso (B) de carbonetos no *coquilhamento inverso*^[9].

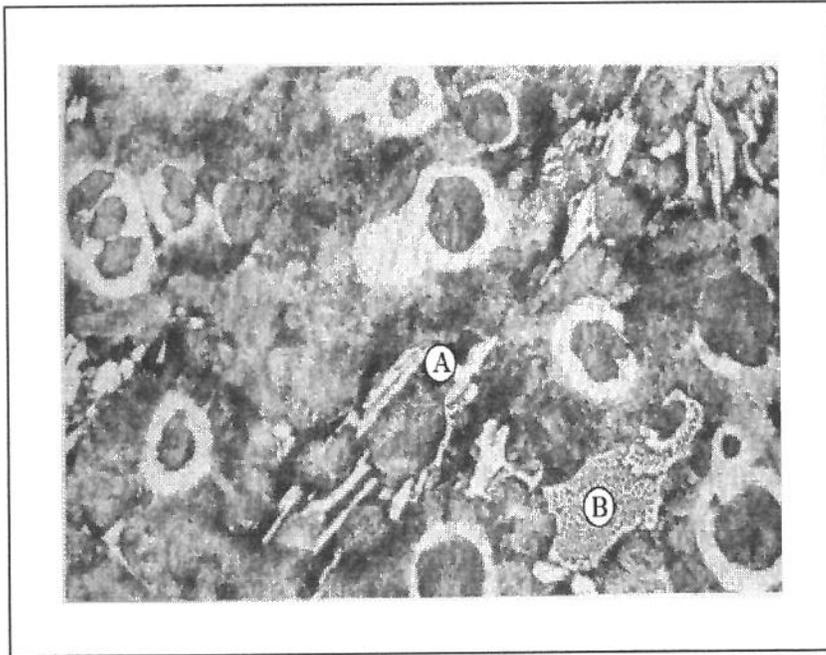


FIGURA 1.5a - Microestrutura de carbonetos aciculares (A) e celulares (B) presentes nas regiões com *coquilhamento inverso*^[9].

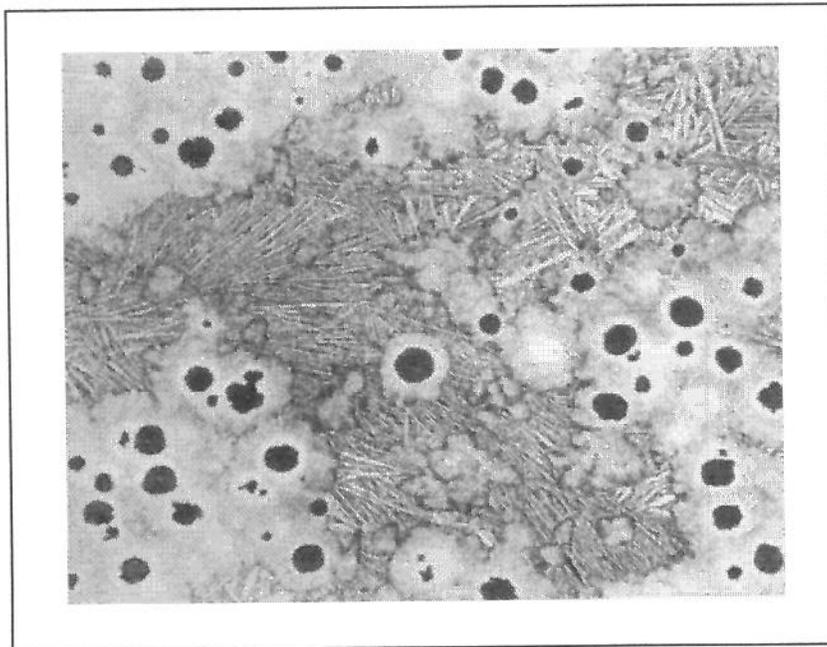


FIGURA 1.5b - Microestrutura de carbonetos aciculares presentes nas regiões com *coquilhamento inverso*^[11].

1.3 Objetivos

Este trabalho tem como objetivo o estudo dos principais parâmetros que influenciam no fenômeno de *coquilhamento inverso*, bem como nas microestruturas obtidas durante o processo de solidificação de ferros fundidos nodulares, principalmente no que se refere a formação de carbonetos eutéticos e número de nódulos de grafita na estrutura bruta de fundição. Para isto, foram utilizadas ligas de composição hipoeutéticas, solidificadas em moldes cilíndricos de diferentes diâmetros, confeccionados em *areia com resina de cura a frio*. Foi utilizado um modelo numérico de diferenças finitas para determinar os principais parâmetros térmicos que influenciam no processo e nas microestruturas formadas. Paralelamente foram desenvolvidos ensaios monitorados através de um sistema de aquisição e tratamento de dados para o levantamento de perfis de temperaturas em diferentes pontos no metal e no molde com finalidade de verificar a precisão do método numérico com os dados experimentais. Também foram realizados exames metalográficos das amostras obtidas utilizando microscopia ótica e eletrônica e análises de composição química através de ensaio de combustão, difração por raios-x e microsonda com finalidade de relacionar as microestruturas com suas respectivas composições.

2. SOLIDIFICAÇÃO DO FERRO FUNDIDO

Será apresentado neste capítulo uma análise sobre os mecanismos de solidificação dos ferros fundidos nodulares, correlacionando o modo de solidificação deste material com parâmetros de análise térmica da solidificação. Este estudo visa estabelecer as relações entre os eventos térmicos relacionados com a solidificação e resfriamento deste material com o tipo de microestrutura obtida.

2.1 Termodinâmica de equilíbrio do diagrama Fe-C

Sabe-se que a forma de solidificação dos ferros fundidos depende basicamente da *taxa de resfriamento do metal*, da *freqüência de nucleação*, da *taxa de crescimento da grafita* e ou *carbonetos* e da *composição da liga*. As três primeiras variáveis afetam sobretudo o superesfriamento e estão intimamente relacionadas com as características termofísicas do metal e do material que compõem o molde (principalmente no que se refere à capacidade de extração de calor), enquanto a quarta influencia no intervalo das temperaturas de solidificação, uma vez que o sistema Fe-C é constituído de duas transformações eutéticas (Figura 2.1) :

eutético estável - responsável pela formação das fases austenita e grafita;

eutético metastável - onde ocorre a formação das fases austenita e carbonetos.

Do detalhe esquematizado do diagrama Fe-C correspondente à região de transformação eutética (Figura 2.2), pode-se verificar que a temperatura de equilíbrio para a formação da estrutura eutética estável (T_{EE}) austenita-grafita é de 6 °C superior à temperatura de formação da estrutura metastável (T_{EM}) austenita-carbonetos.

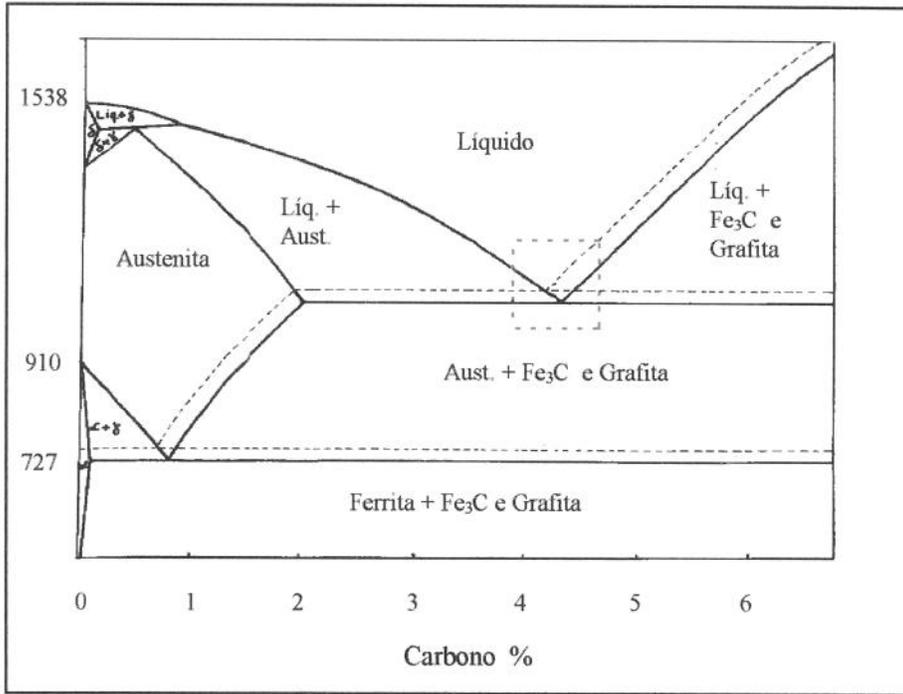


FIGURA 2.1 - Diagrama de equilíbrio estável (austenita-grafita) superposto ao diagrama metastável (austenita-cabonetos).

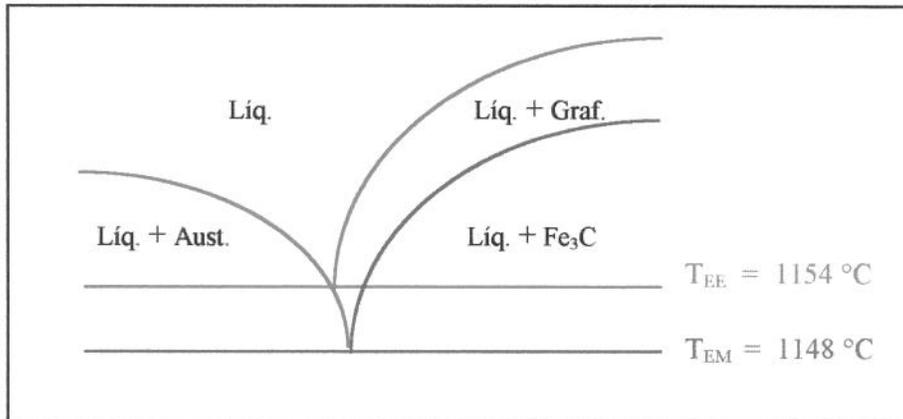


FIGURA 2.2 - Secção do diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C referente às transformações eutéticas.

Dessa forma, se durante o resfriamento a temperatura na interface sólido-líquido variar entre essas temperaturas e ou cair abaixo da temperatura metastável, ocorrerá a formação de grafita e ou carbonetos eutéticos como mostram os perfis de temperatura na Figura 2.3.

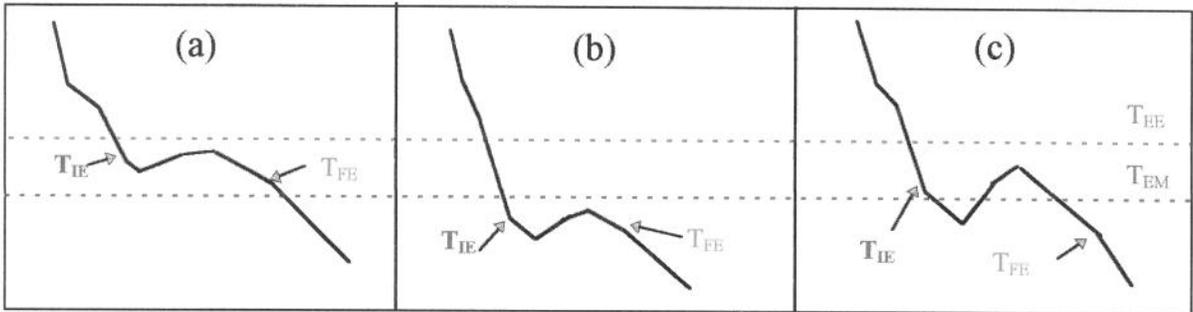


FIGURA 2.3 - (a) formação de grafita, (b) formação carbonetos, (c) formação mesclada de grafita e carbonetos.

Entretanto, nas fundições, onde normalmente são utilizadas ligas comerciais, a presença de outros elementos dissolvidos no líquido e nas fases sólidas altera as temperaturas de equilíbrio no diagrama Fe-C, o que obriga ao estudo de diagramas ternários (Figura 2.4), como por exemplo Fe-C-Si(2,3%).

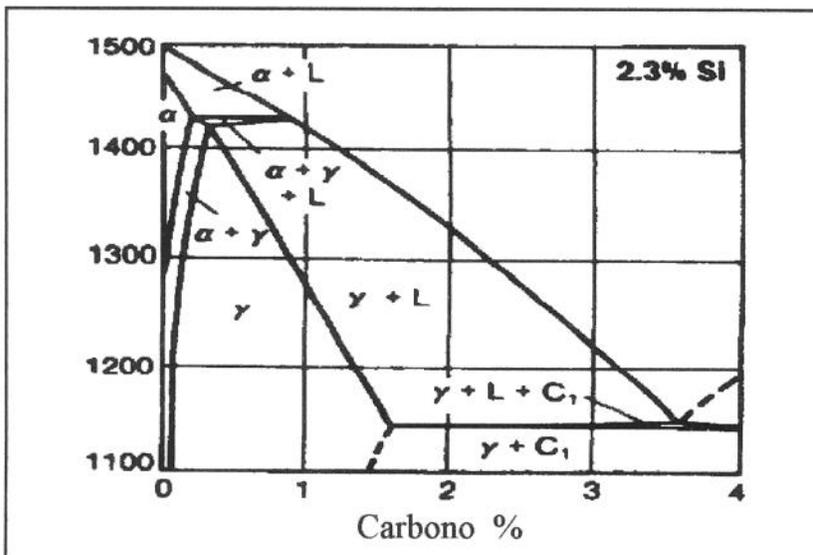


FIGURA 2.4 - Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C-Si^[2].

Nos diagramas ternários Fe-C-Si até determinados teores de silício, as secções são aproximadamente similares ao diagrama binário Fe-C, sendo análoga a solidificação para as duas ligas. Ocorre, entretanto, uma diminuição da porcentagem de carbono do eutético e uma alteração nas linhas do diagrama Fe-C-Si que respresentam o equilíbrio entre as fases. Dessa forma, a diferença entre as temperaturas dos eutéticos T_{EE} e T_{EM} podem ser alteradas por variações na quantidade de silício adicionada à liga. Isto também ocorre na presença de outros elementos, sendo de especial interesse para o caso de ferros fundidos suas influências no intervalo eutético estável-metastável ($T_{EE} - T_{EM}$). 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 (Figuras 2.5 e 2.6).

Com base na influência dos elementos no intervalo $T_{EE} - T_{EM}$, estes podem ser classificados dentro dos seguintes grupos^[2]:

- **Fortes grafitizantes** : aqueles que aumentam T_{EE} e diminuem T_{EM} , como silício, alumínio, níquel, e cobre (Figura 2.5a).
- **Fracos grafitizantes** : aqueles que diminuem tanto T_{EE} como T_{EM} , mas aumentam o intervalo $T_{EE} - T_{EM}$, como fósforo e arsênio (Figura 2.5b).
- **Fortes estabilizadores de carbonetos** : aqueles que diminuem T_{EE} e aumentam T_{EM} , como cromo, vanádio, e manganês (Figura 2.5c).
- **Fracos estabilizantes de carbonetos** : aqueles que diminuem tanto T_{EE} como T_{EM} , diminuindo o intervalo $T_{EE} - T_{EM}$, como molibdênio e tungstênio (Figura 2.5d).

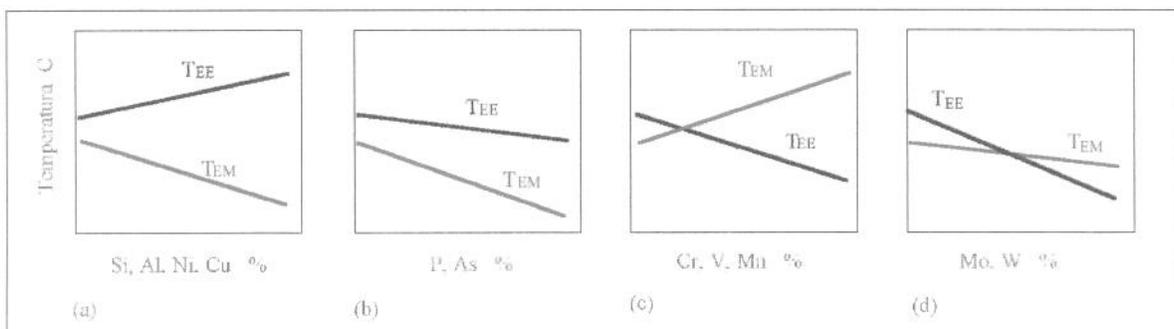


FIGURA 2.5 - Esquema de variação das temperaturas T_{EE} e T_{EM} em função de alguns elementos^[2].

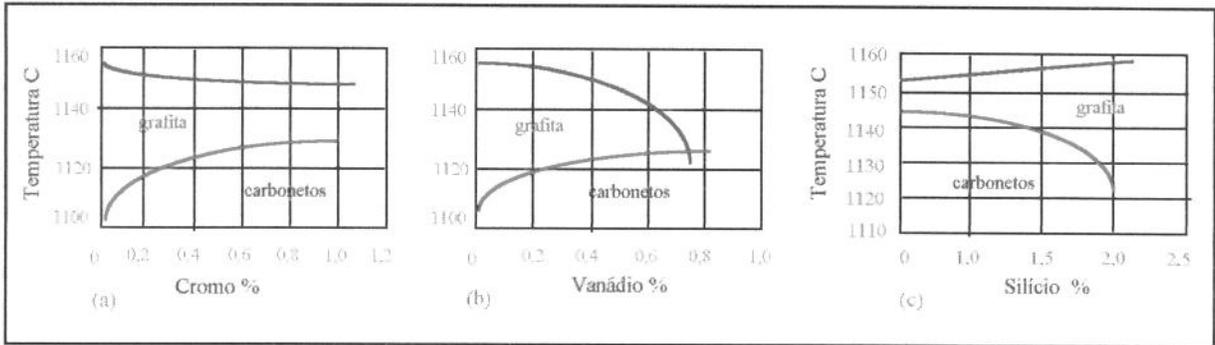


FIGURA 2.6 - Alguns resultados experimentais relacionando a quantidade de cromo (a), vanádio (b), e silício (c) com as temperaturas dos eutéticos^[2].

Como já mencionado anteriormente por SOUZA SANTOS^[5], embora a diferença entre os eutéticos estável e metastável ($T_{EE} - T_{EM}$) seja de apenas 6 °C em ligas puras Fe-C, esta pode exceder a 35 °C em ferros fundidos contendo 2 % de silício (Figura 2.5c). Entretanto, tal intervalo pode ser reduzido, nesta mesma liga, a 14 °C se for adicionado 1,1 % de cromo. Caso o teor de cromo e ou vanádio forem muito elevados (Figuras 2.4a e b), ocorre o cruzamento entre os dois eutéticos, podendo considerar como fase estável a responsável pela formação de carbonetos eutéticos. Enquanto alguns elementos, tais como, o silício, cromo e vanádio parecem influenciar principalmente as temperaturas de equilíbrio, outros elementos podem não provocar os mesmos efeitos.

Com base na influência de alguns elementos, os valores reais para as temperaturas no equilíbrio do eutético estável e metastável podem ser calculadas pelas seguintes expressões^[2]:

$$T_{EE} [^{\circ}\text{C}] = 1154 + 4(\% \text{Si}) + 5(\% \text{Cu}) + 8(\% \text{Al}) + 4(\% \text{Ni}) - 2(\% \text{Mn}) - 30(\% \text{P}) \quad [2.1]$$

$$T_{EM} [^{\circ}\text{C}] = 1148 - 19(\% \text{Si}) - 2,3(\% \text{Cu}) - 15(\% \text{Al}) - 6(\% \text{Ni}) + 7(\% \text{Cr}) + 3(\% \text{Mn}) + 7(\% \text{V}) - 37(\% \text{P}) \quad [2.2]$$

O efeito grafitizante por exemplo, pode estar ligado a um aumento da atividade do carbono na liga. Os elementos de liga também podem atuar diferentemente na distribuição de solutos durante a solidificação, alterando a nucleação e o crescimento das fases sólidas.

Para se levar em conta o efeito da presença de outros elementos na composição dos ferros fundidos comerciais, uma grandeza chamada de *carbono equivalente* (CE) é utilizada para o cálculo^[2]:

$$CE [\%] = \%C + 0,31(\%Si) + 0,33 (\%P) - 0,027 (\%Mn) - 0,4 (\%S) \quad [2.3]$$

Tal expressão do *carbono equivalente* considera tanto a quantidade como o poder grafitizante de cada um dos elementos presentes na liga. Os elementos, no caso do silício e do fósforo, exercem grande efeito no ponto eutético, deslocando-o em direção da esquerda do diagrama. Entretanto, elementos como manganês e enxofre provocam efeitos contrários.

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 **hiperetéticos** (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.

2.2 Solidificação dos ferros fundidos nodulares

A solidificação é basicamente um processo de nucleação e crescimento das fases austenita, grafita e carbonetos (cementita). Dessa forma, apesar das condições termodinâmicas serem favoráveis devido a diminuição da energia livre do sistema, a solidificação normalmente não ocorre quando a liga atinge a temperatura de equilíbrio sólido-líquido. Sendo a nucleação um processo termicamente ativado, é indispensável

um certo grau de superesfriamento em relação à temperatura de equilíbrio, para que os primeiros núcleos sejam formados e atinjam um determinado tamanho crítico com possibilidades de crescimento, dando seqüência à transformação de fase.

Como foi visto no item anterior, o diagrama de equilíbrio Fe-C apresenta dois eutéticos, o **estável** (responsável pela formação da austenita-grafita) e o **metastável** (responsável pela formação da austenita-carbonetos). Dependendo dos teores de *carbono equivalente*, ocorrem diferentes seqüências de solidificação de acordo com os três tipos de ferros fundidos.

2.2.1 Solidificação dos ferros fundidos nodulares hipoeutéticos

Durante o resfriamento da liga (Figura 2.7), após a passagem pela linha liquidus, a solidificação normalmente se inicia com a nucleação de dendritas de austenita, após um certo superesfriamento (ΔT_1) em relação à temperatura liquidus (T_L) da liga, com mudança na inclinação do perfil de temperatura (dependendo do balanço de energia, ocorre a formação de um pequeno patamar). Conforme a temperatura decresce, o crescimento das dendritas de austenita continua, havendo um aumento progressivo no teor de carbono e silício no líquido remanescente. Quando o sistema atinge a temperatura de equilíbrio do **eutético estável**, seu *carbono equivalente* é aproximadamente igual ao do eutético (4,3%). Após um determinado superesfriamento (ΔT_2) abaixo da temperatura do **eutético estável**, inicia-se a formação de nódulos de grafita diretamente no líquido residual saturado em carbono e silício. A curva de resfriamento exibe, então, um patamar que depende das condições de nucleação e de resfriamento do banho metálico, uma vez que estes são os fatores determinantes do tempo e da temperatura para os quais o calor liberado pela solidificação, isto é, a liberação de calor latente de solidificação, compensa em parte a perda de calor para o meio externo, decorrente da velocidade de extração de calor exercida pelo molde. Os nódulos de grafita formados a partir do líquido são posteriormente envolvidos por um envólucro de austenita^[8,12-15] (Figura 2.8). O crescimento da grafita prossegue pela difusão de carbono através desse envólucro de austenita ao mesmo tempo que ocorre o

crescimento da austenita. Tal crescimento desses grãos ou células eutéticas continua até que todo calor latente de solidificação seja liberado finalizando a solidificação.

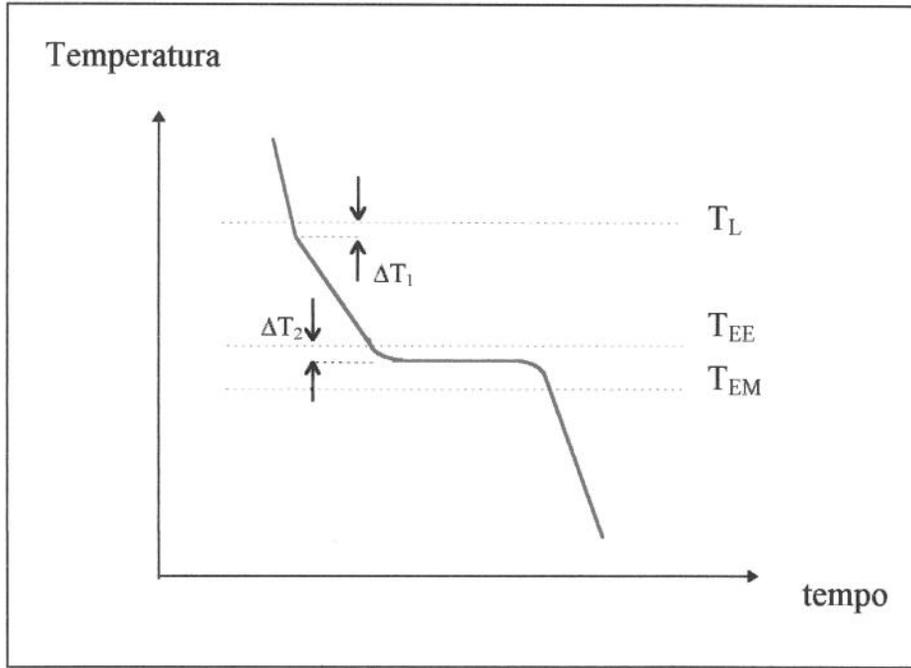


FIGURA 2.7 - Representação do perfil de temperatura durante a solidificação do ferro fundido nodular hipoeutético.

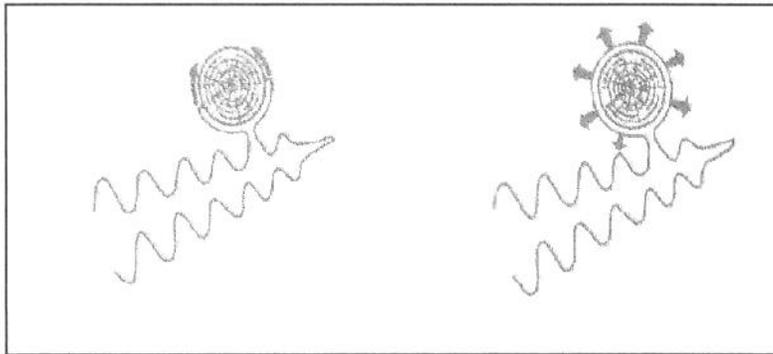


FIGURA 2.8 - Esquema representativo do envolvimento dos nódulos de grafita pela austenita durante a solidificação eutética^[8].

2.2.2 Solidificação dos ferros fundidos nodulares eutéticos

Para as ligas eutéticas, a solidificação se dá após um certo superesfriamento abaixo da temperatura do eutético (Figura 2.9), com a formação divorciada entre os nódulos de grafita e as dendritas de austenita (ao contrário dos ferros fundidos cinzentos onde o crescimento é cooperativo) em contato diretamente com o líquido, sendo a grafita posteriormente envolvida pela austenita. O crescimento das células, então, prossegue até que todo calor latente de solidificação seja liberado. Entretanto, nessas ligas eutéticas não deveria ocorrer a formação de dendritas de austenita^[5]. Todavia, como ocorre um superesfriamento antes da formação e sendo a grafita nodular uma fase de mais difícil nucleação e crescimento e como se tem geralmente diferentes gradientes de concentração e temperatura nas peças fundidas, pode haver a formação de uma rede fina de dendritas de austenita.

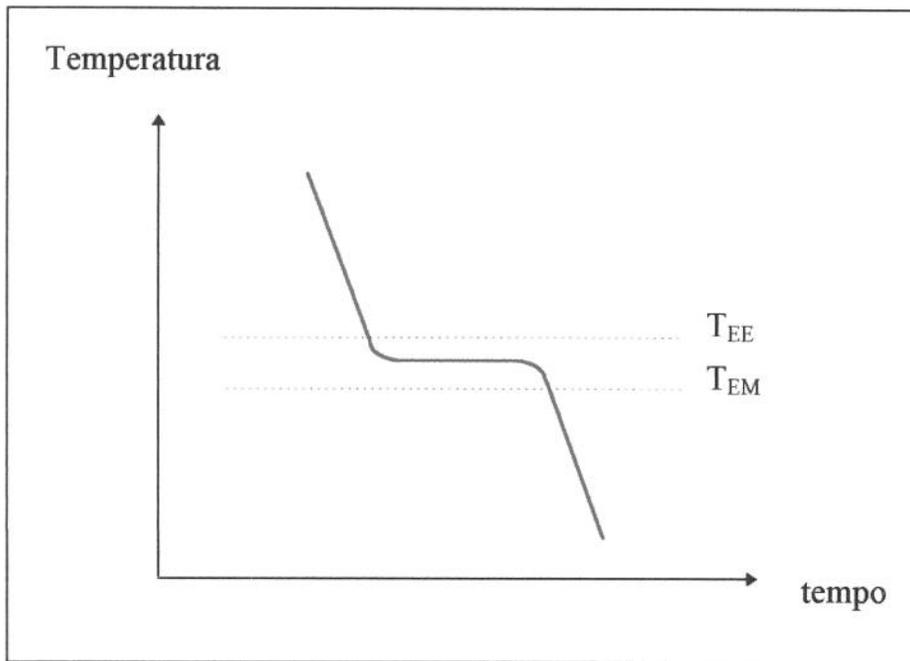


FIGURA 2.9 - Esquema representativo do perfil de temperatura durante a solidificação do ferro fundido nodular eutético.

2.2.3 Solidificação dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos

No caso dos ferros fundidos hipereutéticos quando a temperatura atinge valores abaixo da linha liquidus (superesfriamento), a grafita em forma de nódulos que constituem neste caso a fase primária, começa a precipitar-se a partir do banho (ao contrário do hipoeutético onde a primeira fase é a austenita), embora a inclinação no perfil não seja tão evidente como no caso da formação da austenita primária^[5,13]. À medida que a temperatura decresce, o líquido residual tem sua composição cada vez mais próxima da eutética. A reação eutética verifica-se após um determinado superesfriamento, formando-se então mais nódulos de grafita, os quais são posteriormente envolvidos pela austenita, a exemplo do que ocorre no casos anteriores, a solidificação prossegue até que todo calor latente de solidificação seja liberado.

No caso da solidificação hipereutética, os nódulos de grafita formados durante a primeira fase diferem dos formados durante a reação eutética. Os nódulos maiores são correspondentes aos que se formaram entre as temperaturas de liquidus e a do eutético, enquanto os de menores dimensões são provenientes da reação eutética^[5].

2.3 Análise térmica do processo de solidificação dos ferros fundidos

A análise térmica está baseada no princípio de que os eventos térmicos relacionados com a solidificação de um material estão diretamente ligados com as transformações de fase que ocorrem no mesmo^[16-21]. Tal princípio é classicamente utilizado para a determinação dos diagramas de fase^[16], através da fusão e resfriamento de uma liga de composição conhecida, sendo registrado o perfil de temperatura em função do tempo (curva de resfriamento). A Figura 2.10 representa os perfis de temperatura relacionados com a área em detalhe do diagrama Fe-C. O início da solidificação é dado pela presença de um patamar e ou alteração na inclinação do perfil de temperatura provocada pela evolução do calor latente durante as transformações de fases. Estes pontos de início de transformação são comumente utilizados para a determinação das temperaturas de liquidus e eutética.

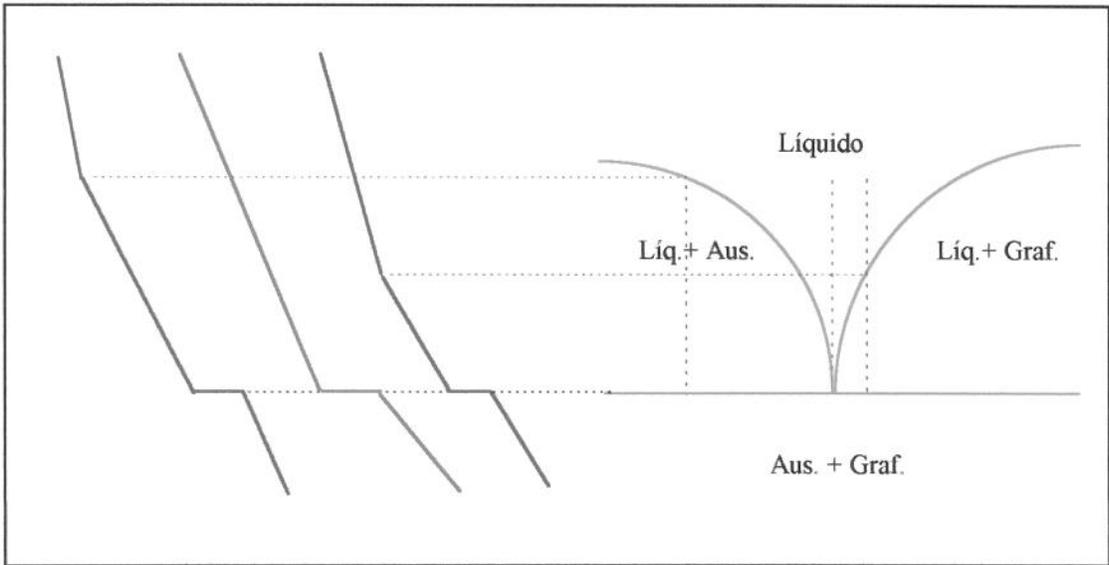


FIGURA 2.10 - Esquema da relação entre os perfis de temperatura e o diagrama Fe-C próximo ao ponto eutético.

Entretanto, este comportamento idealizado na Figura 2.10 não representa na prática os pontos exatos das temperaturas de transformações de fases, como já foi citado anteriormente na descrição do processo de solidificação dos ferros fundidos nodulares. A razão desta diferença está relacionada com a nucleação e crescimento dos cristais no líquido (altamente influenciadas pelas taxas de resfriamento), o que ocorre somente após determinado superesfriamento (ΔT 's) do metal abaixo das temperaturas de transformações.

Na prática para se obter uma maior precisão nos valores com que estas transformações estão ocorrendo, aplica-se a 1ª derivada no perfil de temperatura para determinar quais são as temperaturas de transformações para diferentes taxas de resfriamento (dT/dt), como pode ser verificado na Figura 2.11. Na tabela 2.1 podem ser verificados os diferentes valores das temperaturas obtidos por análise térmica para cada um dos tipos de ferro fundido.

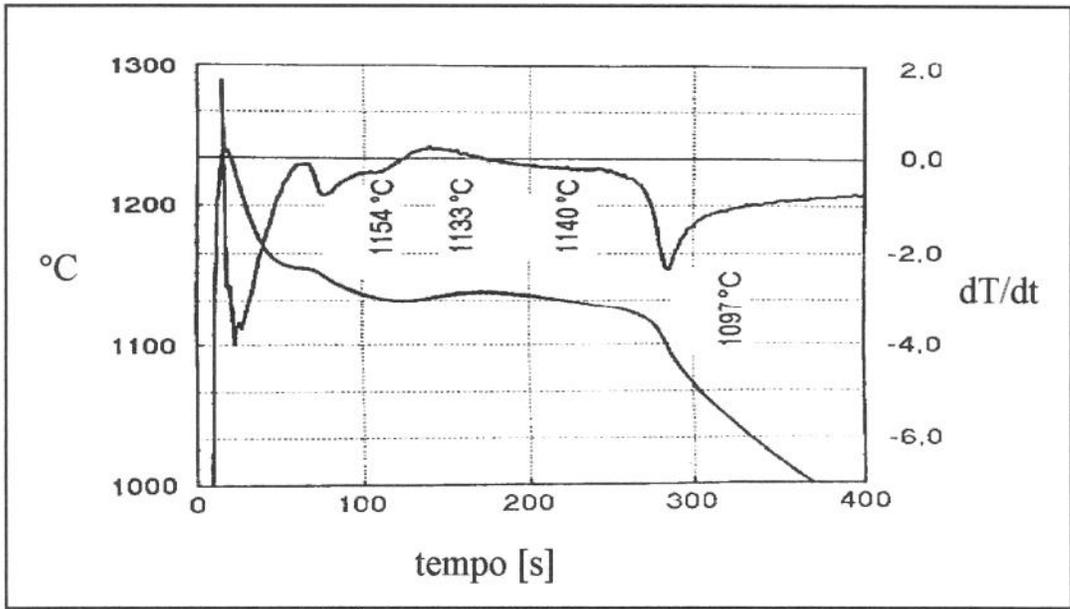


FIGURA 2.11 - Perfil de temperatura e sua derivada obtidos durante a solidificação de um ferro fundido nodular^[22].

TABELA 2.1 - Valores típicos de análise térmica de ferros fundidos de composição hipoeutética^[18].

VARIÁVEL	TIPO DE FERRO FUNDIDO				
	Nodular	Vermicular	Cinzento	Branco	
Carbono Equivalente	4,03 %	4,01 %	4,00 %	4,10 %	
Dados obtidos a partir dos Perfis de Temperatura e 1ª Derivada	* T _L	1184	1186	1188	1176
	* T _{IE}	1167	1158	1171	1156
	* T _{SE}	1140	1125	1149	1111
	* T _{RE}	1143	1149	1158	1114
	* T _{FE}	1092	1113	1115	1085

* Ver apêndice - 1

Também a temperatura do **eutético metastável** (T_{EM}) pode ser calculada para uma determinada composição química a partir da equação 2.2^[20], ou obtida experimentalmente através dos sinais de um termopar, durante o resfriamento da liga de ferro fundido vazada em um molde pintado internamente com uma camada de telúrio, provocando a solidificação da liga de acordo com o sistema metastável^[18].

O **calor latente total** liberado durante a solidificação dos ferros fundidos também pode ser calculado através da integração da área entre a curva de derivada primeira (calor latente liberado durante a solidificação da amostra de ferro fundido) e a *curva zero* que corresponde ao calor liberado por um corpo neutro que não sofre mudança de fase (não libera calor latente) no intervalo de temperatura em análise (pode-se usar a aproximação de se extrapolar a curva de resfriamento correspondente à faixa do perfil de temperatura, após a solidificação para a temperatura superior à temperatura de início linha liquidus) e multiplicando-se o resultado pelo calor específico da liga. A Figura 2.12 apresenta este método de cálculo, que é conhecido como análise térmica diferencial computadorizada (CA-DTA).

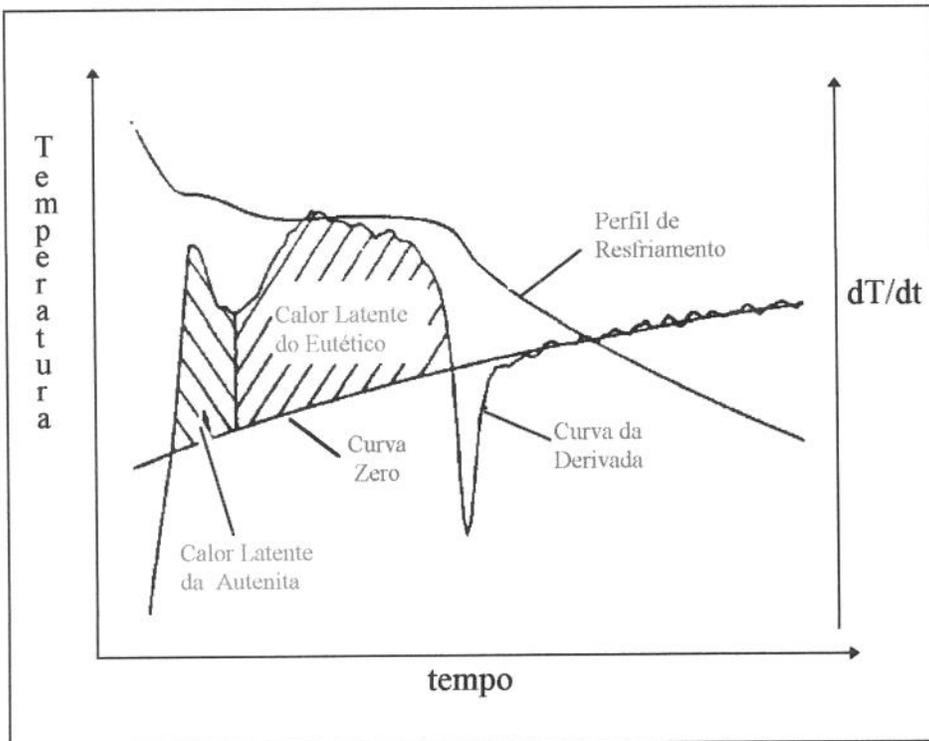


FIGURA 2.12 - Princípios da análise térmica diferencial computadorizada CA-DTA^[18].

Na Tabela 2.2 são apresentados alguns valores comparativos do calor latente para os ferros fundidos com diferentes composições e diferentes formas de grafita calculados por CA-DTA^[18] e valores presentes na literatura^[20,22-24]. Em relação à composição química, temos que tanto o calor específico da grafita (1899 J/kg°C a 896°C) como da cementita (921 J/kg°C a 850°C) são mais altos do que o do ferro (690 J/kg°C entre 15,6 e 1530°C), sendo de se esperar que o calor latente cresça a medida que o teor de carbono no ferro aumente^[19].

TABELA 2.2 - Calor latente de solidificação em KJ/kg

CE %	Nodular	Vermicular	Cinzento	Branco	Ref. Bibl.
3,93 a 4,03	180-197	184-228	233	213	18
4,36		238			18
4,64 a 4,66	203-272				18
4,06			209,3		20
4,36			270		23
4,22	185				24
4,3	258		256		26
4,42	250				27

3. FORMAÇÃO DE CARBONETOS EUTÉTICOS EM FERROS FUNDIDOS NODULARES

3.1 Introdução

A estrutura do ferro fundido é altamente influenciada durante a solidificação pelo superesfriamento, o qual pode ser promovido pelo superaquecimento do metal líquido, por elementos de liga ou por impurezas presentes no metal e por uma alta taxa de resfriamento. Alguns elementos presentes no metal ou impurezas, tal como Mn e Cr, atuam como estabilizantes de carbonetos, outros no entanto como Si, Ni, Cu promovem a formação de grafita^[2].

Em geral, a formação de carbonetos durante a solidificação requer uma ou mais das seguintes condições:

- redução da frequência de nucleação da grafita eutética,
- redução da taxa de crescimento das células eutéticas,
- uma alta taxa de resfriamento, e
- menor separação entre as temperaturas do eutético estável (T_{EE}) e metastável (T_{EM}).

Um dos primeiros estudos, com objetivo de descobrir as causas e as soluções para o problema do *coquilhamento inverso* em ferros fundidos nodulares, foi realizado por CHRIST & O'BRIEN^[9], onde os autores fizeram uma série de experimentos adotando como modelo dos corpos de prova o formato de cunha (Figura 3.1), possibilitando uma progressiva variação na seção e na taxa de resfriamento e conseqüentemente uma solidificação direcionada. O molde foi confeccionado em areia possibilitando a utilização ou não de alimentadores (massalotes) a fim de verificar a relação entre a contração do metal durante a solidificação e a ocorrência de *coquilhamento inverso*, uma vez que ambos ocorrem nas últimas regiões a se solidificarem.

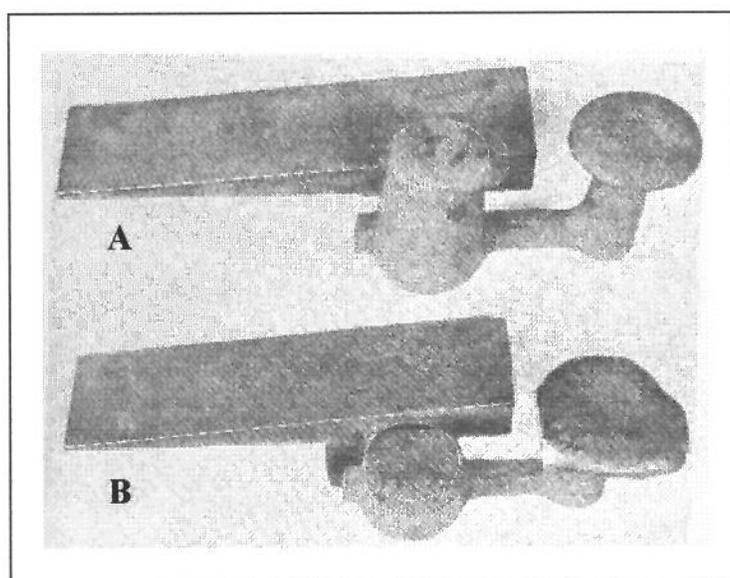


FIGURA 3.1 - Teste com o modelo no formato de cunha, com (A) e sem (B) alimentador.

Os ensaios foram realizados em diferentes fundições, sendo empregados, como equipamentos de fusão, um forno cubilo e um forno elétrico a arco indireto; como matéria prima para obtenção do ferro fundido em uma faixa de composição desejada (3,60-3,80 %C; 2,0-2,80 %Si; 0,10-0,60 %Mn; 0,06-0,60 %Ni; 0,03-0,06 %Mg) foram utilizados: sucata de aço, retornos e ferro gusa. Para o tratamento de nodulização empregaram as técnicas de imersão ou simples transferência por meio de ligas Ni-Si-Mg e durante o tratamento de inoculação utilizaram as técnicas de simples inoculação variando de 0 a 0,75% a quantidade de Fe-Si(85%) e em alguns ensaios foi empregada uma pós-inoculação de 0,20%.

Nenhuma relação direta foi observada entre defeitos de contração e *coquilhamento inverso*. O acréscimo na quantidade de inoculante, bem como uma segunda inoculação de 0,20% Fe-Si (85%) reduziram consideravelmente as duas formas de coquilhamento (inverso e normal), provavelmente porque restauram o efeito de perda ("fading") entre o tempo de início de inoculação e de vazamento no molde. Das várias composições químicas analisadas, observou-se que o aumento da quantidade de silício exerceu um grande efeito na redução dos coquilhamentos, quando a quantidade de silício excedeu os 2,85% as formas de coquilhamento foram

virtualmente ausentes nos testes, entretanto a obtenção de uma microestrutura ferrítica ou perlítica na matriz, bem como as propriedades mecânicas específicas, também são função da quantidade de silício presente na liga. Não foi observada aparentemente nenhuma relação entre o conteúdo de carbono, manganês e níquel e a formação de *coquilhamento inverso*, bem como qualquer relação com as práticas de tratamento e temperaturas de processo. Entretanto, teor residual de magnésio três vezes superior foi encontrado na região onde ocorreu o defeito, embora os próprios autores admitam que em relação à segregação de elementos e gases os testes não foram suficientemente aprofundados para uma maior correlação com o fenômeno.

DELL & CHRIST^[28], com o objetivo de reduzir os efeitos nocivos provocados pelo *coquilhamento normal e inverso* em ferros fundidos nodulares de composição (3,65-4,0 %C; 2,40-2,80 %Si; 0,40-0,60 %Mn; 0,40-0,60 %Ni; 0,08 %P) experimentaram em suas fundições o efeito da técnica de pós-inoculação dentro do molde, utilizando os diferentes inoculantes: Fe-Si(50%, 80%), Fe-Si-Ca e Fe-Si-Ba-Mn; os moldes foram confeccionados em areia e adotaram para os corpos de prova os formatos de cunha e placa escalonada (Figura 3.2), permitindo dessa forma diferentes velocidades de resfriamento ao longo dos corpos de prova.

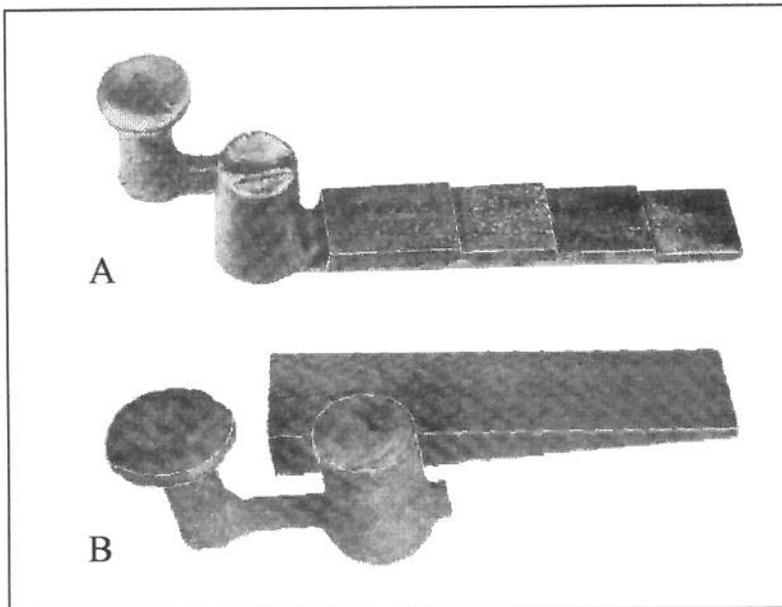


FIGURA 3.2 - Modelos no formato de placa escalonada (A) e cunha (B).

Foi verificado das análises micrográficas um acréscimo no número de nódulos de grafita, indicando uma maior eficiência da técnica de inoculação diretamente no molde, quando comparado, com uma pós-inoculação realizada durante transferência para a panela de vazamento. Quanto aos inoculantes utilizados, o Fe-Si(85%) demonstrou maior eficiência em relação aos demais, reduzindo significativamente em grande parte dos testes, tanto o *coquilhamento normal* como o *inverso*.

KRAUSE et al^[29] também com o propósito de evitar a formação de carbonetos eutéticos em ferros fundidos nodulares realizaram estudos com seis inoculantes comerciais: Fe-Si(75%), Fe-Si-Mn-Al-Ca-Ba, Fe-Si-Ca-Al-Zr, Fe-Si-Ca-TR, Fe-Si-Ca-Ba-Al, Fe-Si-TR-Mg e combinações de Fe-Si(75%) com bismuto. A eficiência de cada inoculante foi avaliada em função do número de nódulos de grafita formados por milímetros quadrados, bem como os custos envolvidos na utilização de cada um dos inoculantes, sendo adotado como padrão para as avaliações a inoculação normalmente utilizada de 0,60% de Fe-Si(75%). Também devem ser consideradas às propriedades mecânicas, uma vez que demasiada inoculação pode acarretar o surgimento de microporosidades, bem como ocorrência de formas degeneradas de grafita esferoidal devido principalmente a uma excessiva adição de bismuto.

Nos testes realizados verificou-se que a quantidade máxima recomendada na adição de Fe-Si(75%) sob os pontos de vista técnico e econômico é de 0,60% de inoculante; nenhum dos inoculantes comerciais experimentados apresentou maior eficiência quanto ao número de nódulos de grafita do que a adição de 0,60% de Fe-Si(75%), entretanto a mesma eficiência foi obtida com 0,30% dos inoculantes Fe-Si-Ca-Al-Zr e Fe-Si-Ca-TR a custos reduzidos. Independentemente da variação na quantidade de Fe-Si(75%), a adição de bismuto promoveu considerável aumento do número de nódulos de grafita, sendo que o emprego de 0,015% Bi adicionado a 0,60% de Fe-Si(75%) proporcionou um acréscimo de 87% em relação ao padrão de 0,60% de Fe-Si(75%), embora a custos superiores de 19%. Entretanto, adições de 0,020% de Bi adicionado entre 0,30% e 0,40% de Fe-Si(75%) proporcionaram acréscimos de 40% no número de nódulos de grafita com reduções de custos entre 25% e 8% respectivamente,

sendo que não foi observada nenhuma forma de grafita degenerada ou ocorrência de microporosidades na estrutura.

DONNINI ^[30,31], também com o objetivo de explicar as principais causas do fenômeno e principalmente encontrar algumas soluções práticas durante o processo de fundição de peças de ferro fundido nodular, atribuiu a formação do *coquilhamento inverso* a:

- relação S/Mn muito elevada,
- alto teor de hidrogênio,
- alto teor de titânio com baixo teor de enxofre,
- baixo conteúdo de oxigênio na liga antes do tratamento de nodulização,
- excessivo tratamento de nodulização,
- ineficiente tratamento de inoculação.

A excessiva presença de magnésio ou de outro esferoidizante, segundo o autor, provocaria um baixo conteúdo de oxigênio na parte do metal situada no centro térmico da peça, a qual solidifica por último; esse mais baixo conteúdo de oxigênio seria insuficiente para promover o adequado desenvolvimento de gás necessário à nucleação da grafita e conseqüentemente ocorreria na estrutura central uma crescente concentração de carbonetos.

Como solução seria conveniente adotar um maior controle durante o tratamento de esferoidização, bem como um eficiente tratamento de inoculação, uma vez que, este impede o empobrecimento de oxigênio, resultando uma estrutura tanto mais uniforme quanto maior será a eficiência do tratamento.

DAWSON ^[11] sugeriu em seu trabalho que o *coquilhamento inverso* algumas vezes pode ser uma conseqüência da geometria do fundido; por exemplo, a taxa de extração de calor pelo molde durante a solidificação pode ser quase constante e como a liberação de calor latente é cada vez menor, isto pode resultar que o último líquido a solidificar sofra um forte superesfriamento e solidifique de acordo com o sistema metaestável, ocorrendo a formação de carbonetos nesta área. Também foi sugerido que o fenômeno estaria algumas vezes associado com áreas de baixo número de nódulos

sendo resultado da flutuação dos nódulos de grafita em fundidos de alto conteúdo de carbono como os ferros fundidos hipereutéticos, ou devido a baixa nucleação do metal extraído do sistema de alimentação (massalote e canais) nos últimos estágios da solidificação.

Também foi sugerido por HUGHES^[32] que o *coquilhamento inverso* pode ocorrer devido a segregação de elementos promovedores de carbetos, incluindo o hidrogênio, para as áreas contendo o último metal a se solidificar. Embora isto não tenha sido provado conclusivamente, qualquer ação que procure reduzir a absorção de hidrogênio mantendo os canais curtos, assim como reduzindo ao máximo a presença de alumínio e magnésio pode ser vantajosa no sentido de reduzir o problema. Também é significativo o fato de que algumas formas de *coquilhamento inverso* sejam impossíveis de se eliminar por extensivo tratamento térmico, o qual é funcional quando a origem dos carbonetos eutéticos é resultante de um superesfriamento devido à geometria da peça ou devido a áreas de baixa taxa de nucleação.

OHNO & KOBAYASHI^[33], na tentativa de explicar o fenômeno, propuseram uma teoria na qual o mecanismo de formação do *coquilhamento inverso* em ferros fundidos, isso é, a ocorrência de carbonetos eutéticos na região central do fundido seria produto da formação desses carbonetos metaestáveis nos canais e paredes do molde, onde os primeiros cristais seriam formados devido a uma maior taxa de resfriamento do metal em contato com essas superfícies. Entretanto, devido à baixa resistência da camada solidificada e aos movimentos de convecção e principalmente do fluxo de metal durante o preenchimento do molde, esses cristais seriam separados e levados em direção ao centro do fundido formando o *coquilhamento inverso* (Figura 3.3).

Para provar a hipótese, foi realizada uma série de experimentos com ferros fundidos de composições hipoeutética e hipereutética, vazados a diferentes temperaturas em moldes de areia com resfriadores metálicos posicionados em diferentes regiões.

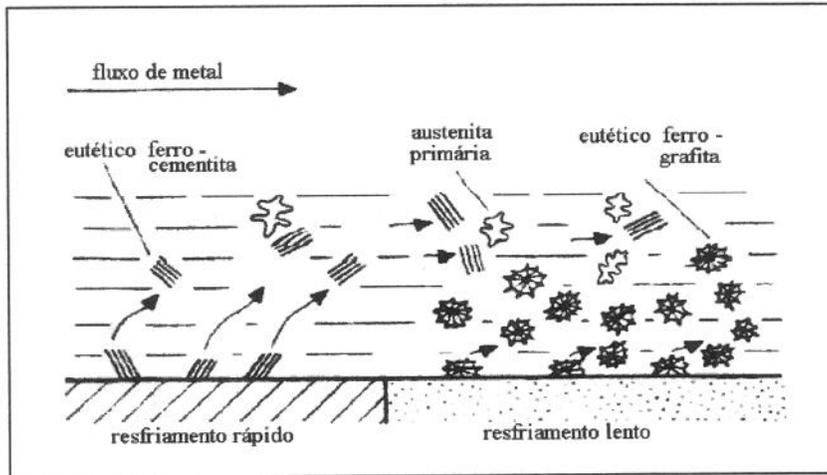


FIGURA 3.3 - Esquema ilustrativo utilizado pelos autores para explicar a formação de *coquilhamento inverso* em ferro fundido hipoeutético^[33].

Dos testes os autores concluíram que o *coquilhamento inverso* surge quando um molde apresenta algumas regiões com alta taxa de resfriamento, onde os carbonetos eutéticos são formados e transportados para regiões de baixa taxa de resfriamento onde normalmente é formada grafita ou pelo fluxo de metal durante o vazamento e ou pela convecção quando suficientemente forte, surgindo dessa forma uma microestrutura composta pelas duas formas de eutéticos. Portanto, segundo os autores para evitar a formação desses carbonetos eutéticos e conseqüentemente o fenômeno, deve-se evitar regiões nos moldes com altas taxas de extração de calor. Também deve ser considerada a composição química do ferro fundido, uma vez que elementos conhecidos como estabilizadores de carbonetos, tais como: S, Cr, Mn, W, Mo e V promovem nas regiões de maior extração de calor a formação do eutético metaestável. Por outro lado, se elementos grafitizantes, tais como: C, Si, Ni e Al estão presentes na liga em quantidades suficientes para promover a formação do eutético estável nos locais de maiores taxas de resfriamento, o fenômeno seria evitado.

BHAVSAR et al.^[34], utilizando ligas de Fe-C-Si de alta pureza e ligas comerciais (Sorel F-10 e S-125) refinadas em forno a vácuo durante três horas a uma temperatura de superaquecimento de 300 °C, estudaram durante a solidificação “in situ” com taxas de resfriamento de 0,3 a 0,5 °C/s a influência dos vários elementos

supostos responsáveis pela formação de *coquilhamento inverso* quando presentes na atmosfera. Para tal, realizaram experimentos com as seguintes atmosferas: vácuo, ar, argônio, argônio-oxigênio, argônio-nitrogênio e argônio-hidrogênio, bem como adições extras de enxofre, carbono e silício às ligas. Também foram medidas através de termopares os perfis de temperatura em diferentes pontos dos corpos de prova (Figura 3.4).

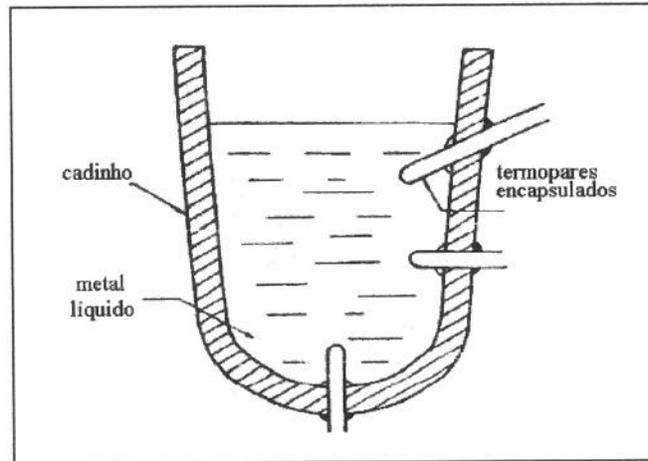


FIGURA 3.4 - Esquema do molde e respectivas posições dos termopares utilizado pelos autores para obtenção dos perfis de temperaturas^[34].

Dos testes realizados pelos autores, somente apresentaram evidências de carbonetos as amostras que foram solidificadas em atmosferas com a presença de oxigênio e argônio, principalmente no caso do oxigênio, muitos carbonetos estavam presentes por toda amostra, embora a maior ocorrência foi localizada na zona central. Com relação ao hidrogênio e enxofre, muito tem sido discutido na literatura ^[30-32] a respeito de suas relações com a ocorrência do fenômeno, entretanto durante os testes com a presença de tais elementos, nada foi observado pelos autores. Também adições extras de carbono com objetivo de elevar o carbono equivalente não apresentaram resultados tão significativos quanto as adições de silício, confirmando seu grande efeito grafitizante e promovendo dessa forma a redução significativa dos carbonetos eutéticos.

Para examinar a relação entre o fenômeno e as taxas de resfriamento foi feita uma análise térmica com medidas de temperaturas em diferentes posições nos corpos de prova durante a solidificação (Figura 3.4). Durante os experimentos, segundo os

autores, as curvas de resfriamento obtidas para as respectivas posições eram praticamente as mesmas, sugerindo que as taxas de resfriamento obtidas durante os testes não apresentam qualquer relação com a ocorrência do fenômeno ocorrido. Entretanto, não foi verificado pelos autores e vale salientar de experimentos já comprovados^[35-36] que o tempo de resposta de termopares encapsulados é relativamente lento, quando comparados com o de termopares nus.

PRINZ et al.^[22] estudaram a formação de *coquilhamento inverso* durante a solidificação de ferros fundidos nodulares através de análises químicas quantitativas nas regiões das inclusões e comparativas entre as regiões de ocorrência e não ocorrência do *coquilhamento inverso* de um mesmo corpo de prova (Figura 3.5). Foram utilizados corpos de prova de diversos diâmetros e uma liga de composição eutética (3,56 %C; 2,10 %Si; 0,41 %Mn; 0,08 %Cr; 0,43 %Cu; 0,05 %P; 0,08 %Mg; 0,02 %Ti; 0,01 %As; 0,008 %Ce; <0,01 %S).

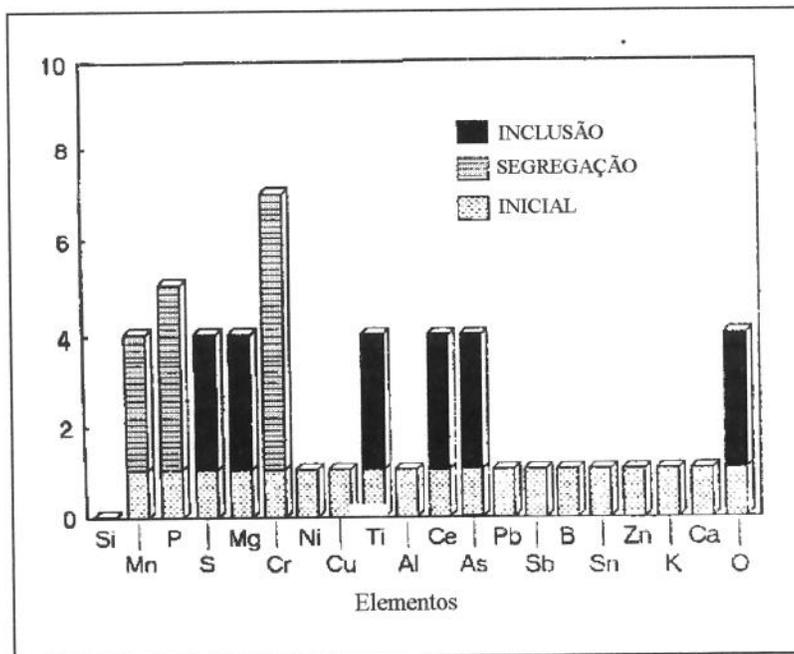


FIGURA 3.5 - Resultado da microanálise em corpos de prova com *coquilhamento inverso*^[22].

Dos resultados das análises os autores concluíram que a ocorrência de *coquilhamento inverso* estaria relacionada com as seguintes condições presentes nas últimas regiões a se solidificarem:

- a redução da quantidade de silício,
- segregação de elementos (Cr, Mn e P) estabilizadores de carbonetos,
- inclusões de Mg, Ti, As e Ce com oxigênio e enxofre.

MAMPAEY^[37] sugeriu que o *coquilhamento inverso* ocorre nos ferros fundidos cinzentos e nodulares, devido a temperatura no final da solidificação estar muito abaixo da temperatura de equilíbrio eutética.

Através de um modelo de nucleação e crescimento baseado no método de Monte Carlo, o autor determinou que esta queda da temperatura de transformação deve-se ao decréscimo da superfície de contato entre os núcleos sólidos e o metal líquido remanescente durante os últimos estágios da solidificação, considerando que a liberação do calor latente é proporcional ao produto da área superficial de contato entre sólido (núcleos esféricos) e líquido pela taxa de crescimento dos núcleos.

À medida que a solidificação prossegue, o calor latente torna-se muito menor que o fluxo de calor do metal em direção ao molde, isto resulta em um acréscimo do superesfriamento do metal líquido remanescente próximo ao final da solidificação, resultando, neste caso, em uma segunda nucleação abaixo da temperatura metastável, dando origem a formação dos carbonetos.

Entretanto, nos experimentos realizados não foi notada a presença de *coquilhamento inverso*.

4. MODELAGEM MATEMÁTICA DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO

4.1 Liberação do calor latente

Durante a solidificação do metal, ocorre a liberação do calor latente que atua como uma fonte de calor, a qual deve ser considerada nos cálculos das temperaturas do sistema. Para contabilizar este calor gerado, foram desenvolvidos alguns métodos^[37-41], tendo como principais exemplos o método da temperatura e o da entalpia.

No método da temperatura, também conhecido como método do calor específico equivalente, as equações de conservação de energia são descritas separadamente para as fases líquida e sólida, sendo acopladas na interface sólido/líquido. O calor latente de solidificação é incluído através da substituição deste por um calor específico equivalente para todo intervalo de solidificação, restando a temperatura como variável dependente.

O método da entalpia, que também é utilizado neste trabalho e equacionado no próximo item, tem como principal vantagem o fato de não ser necessário um tratamento explícito da condição da interface sólido/líquido^[42-44]. Isto é conseguido por meio da reformulação das equações da conservação da energia através da introdução de um termo apropriado de fonte de calor, de modo que uma equação diferencial simples é resolvida, através da consideração de uma malha fixa, para todo o domínio discretizado do metal (sólido e líquido), sendo a entalpia e a temperatura as variáveis em questão.

Um dos maiores problemas na utilização do método da entalpia é a determinação da entalpia total em cada célula da malha discretizada. A entalpia de uma célula sob mudança de fase depende da evolução de fração sólida nesta célula. Quando a malha discretizada é suficientemente refinada de modo que dois ou mais nós façam parte da região em mudança de fase em todo o tempo, resulta em bons resultados. Por outro lado, no caso de uma discretização grosseira ou quando o intervalo de solidificação é diminuto, a solução pelo método da entalpia pode produzir um certo número de falsos patamares de solidificação.

4.2 Aplicação do Método da Entalpia

Neste estudo, será aplicado o método da entalpia para os cálculos dos perfis de temperatura no ferro fundido hipoeutético, (no caso do alumínio comercialmente puro será utilizado o método da temperatura) onde a equação de conservação de energia na forma da equação de condução de calor pode ser escrita, a nível macroscópico^[45, 46], para todo o metal como:

$$\rho_c(x, T) \cdot c_c(x, T) \cdot \frac{\partial T_c(x, t)}{\partial t} - \dot{Q}(x, T) = \frac{\partial}{\partial x} \left[k_c(x, T) \cdot \frac{\partial T_c(x, t)}{\partial x} \right] \quad (4.1)$$

sendo o calor latente de solidificação dado por:

$$\dot{Q}(x, T) = L_f \cdot \rho_c(x, T) \cdot \frac{\partial f_s(x, T)}{\partial t} \quad (4.2)$$

$$\frac{\partial f_s(x, T)}{\partial t} = \frac{\partial f_s(x, T)}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.3)$$

$$\dot{Q}(x, T) = L_f \cdot \rho_c(x, T) \cdot \frac{\partial f_s(x, T)}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.4)$$

em termos de entalpia temos:

$$H(T) = \int_{T_{ref.}}^T c_c(T) \cdot \rho_c(T) \cdot dT - L_f \cdot f_s(T) \cdot \rho_c(T) + L_f \quad (4.5)$$

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \rho_c(T) \cdot c_c(T) \cdot \frac{\partial T_c}{\partial t} - \rho_c(T) \cdot L_f \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (4.6)$$

Substituindo 4.2 e 4.6 em 4.1 obtemos a equação da entalpia em função da temperatura:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = k_c(T) \cdot \frac{\partial^2 T_c}{\partial x^2} \quad (4.7)$$

No caso de representações radiais pode-se escrever a equação 4.7 para coordenadas cilíndricas:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = k_c(T_c) \left[\frac{\partial^2 T_c}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T_c}{\partial r} \right] \quad (4.8)$$

Para o caso do molde como não ocorre transformação de fase (líquido-sólido) e conseqüentemente não liberação de calor latente, tem-se:

$$\rho_m(T_m) \cdot c_m(T_m) \cdot \frac{\partial T_m}{\partial t} = k_m(T_m) \cdot \left[\frac{\partial^2 T_m}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T_m}{\partial r} \right] \quad (4.9)$$

Observa-se que na equação 4.2 o termo f_s representa o valor médio de fração sólida para um pequeno elemento de volume onde coexistem as fases líquido e sólido. Portanto, f_s varia continuamente entre 0 e 1. Para que esta consideração seja válida, a escala deste elemento de volume deve ser muito maior que a da microestrutura e muito menor que a escala do sistema em estudo^[45].

A evolução da fração sólida (f_s) deve ser calculada através da utilização de um modelo a nível microscópico. Tais modelos são normalmente baseados em soluções idealizadas da equação de difusão de soluto em escala microscópica^[47, 48]. Por exemplo, se tivermos uma completa mistura de soluto no líquido, pode-se utilizar as conhecidas equações da *regra da alavanca* e a *equação de Scheil*, correspondendo respectivamente ao caso de uma completa mistura do soluto no sólido em escala microscópica e de não ocorrer difusão de soluto no sólido. Os modelos mais sofisticados de evolução de fração sólida propostos em trabalhos mais recentes levam em conta fenômenos que ocorrem a nível microscópico tais como: nucleação, superesfriamento do metal, e crescimento por difusão do soluto nas fases líquida e sólida, permitem a simulação das microestruturas presente na estrutura solidificada^[48-51].

4.3 Método numérico aplicado a solidificação

Neste item será apresentado o modelo numérico implementado via computador por RIZZO^[52] e MELO^[53], utilizado neste trabalho para o cálculo dos perfis térmicos e velocidades de avanço das isothermas solidus e liquidus.

O estudo dos fenômenos, descritos acima, relativos à solidificação de ligas metálicas realizado neste trabalho, passa pela utilização das equações relativas a problemas de transferência de calor radiais. Na resolução destas equações será empregado o método de diferenças finitas explícito devido às facilidades de implementação computacional oferecidas por este método, aliado ao fato de não ser necessário a discretização das equações em duas ou três dimensões ou para formas geométricas complexas, onde seria mais interessante o emprego de métodos numéricos mais elaborados (por exemplo o método de elementos finitos).

4.3.1 Aplicação do Método de Diferenças Finitas Explícito

Primeiramente vamos considerar um sistema metal e molde onde o fluxo de calor é unidirecional (Figura 4.1).

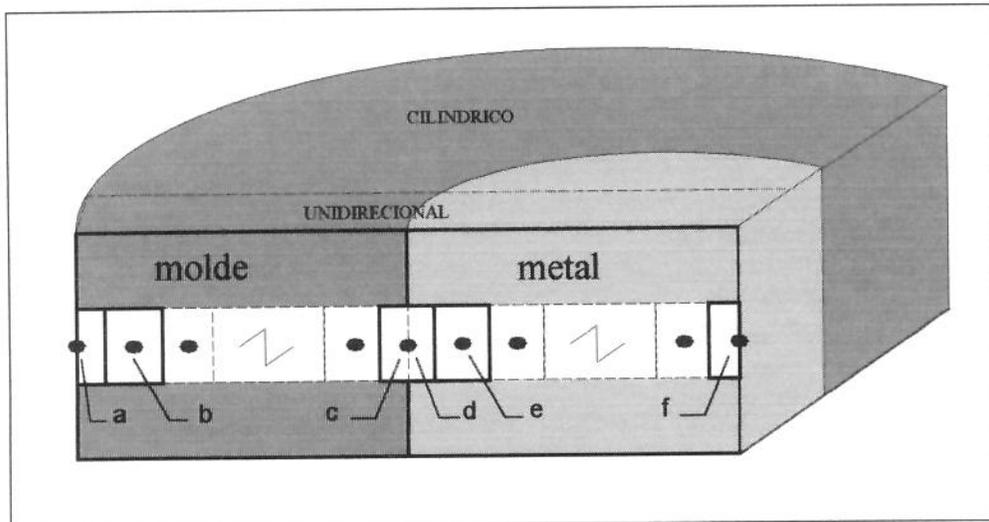


FIGURA 4.1 - Configuração das malhas no sistema em análise.

A aplicação da discretização pelo método de diferenças finitas explícito para as equações correspondente as malhas no interior do metal, com exceção da interface metal/molde e na região de simetria (Figura 4.1 - malha e), transformando-a em equações algébricas, ou seja:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = k_c(T_c) \frac{\partial^2 T_c}{\partial x^2} \quad (4.10)$$

$$H_i^{l+1} = H_i^l + \alpha_c(T_c) \cdot \left[T_{c_{i+1}}^l - 2T_{c_i}^l + T_{c_{i-1}}^l \right] \quad (4.11)$$

onde:

$$\alpha_c(T_c) = \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \cdot k_c(T_c) \quad (4.12)$$

Para o interior do molde (Figura 4.1 - malha b) o equacionamento é mais simples pois o mesmo não sofre mudança de fase durante o seu aquecimento e posterior resfriamento. Portanto, temos:

$$\frac{\partial T_m(x,t)}{\partial t} = \frac{k_m(T_m)}{c_m(T) \cdot \rho_m(T)} \cdot \frac{\partial^2 T_m(x,t)}{\partial x^2} \quad (4.13)$$

que colocando em termos de diferenças finitas resulta em:

$$T_{m_i}^{l+1} = T_{m_i}^l + Fo_m(T_m) \cdot \left[T_{m_{i+1}}^l - 2T_{m_i}^l + T_{m_{i-1}}^l \right] \quad (4.14)$$

onde:

$$Fo_m(T_m) = \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \cdot \frac{k_m(T_m)}{c_m(T_m) \cdot \rho_m(T_m)} \quad (4.15)$$

Para o molde na interface metal/molde podemos aplicar a equação da conservação da energia considerando, em primeiro lugar, como volume de controle a parte da malha relativa ao molde conforme a Figura 4.1 - malha c:

$$\dot{E}_{entra} - \dot{E}_{sai} = \dot{E}_{armazenada} \quad (4.16)$$

Como não há transformação de fase a energia gerada é igual a zero, pois não se considera a geração de qualquer forma de energia no molde.

$$q_{newtoniano} - q_{condução} = q_{armazenada} \quad (4.17)$$

Substituindo as equações correspondentes a cada termo da equação acima obtém-se:

$$h_{cm}(t) \cdot A \cdot [T_{c_i} - T_{m_i}] - k_m(T_m) \cdot A \cdot \frac{\partial T_m}{\partial x} = m_m \cdot c_m \cdot \frac{\partial T_m}{\partial t} \quad (4.18)$$

sendo:

$$m_m = \rho_m \cdot V_m = \rho_m \cdot A \cdot \frac{\Delta x}{2} \quad (4.19)$$

Aplicando o método de diferenças finitas temos:

$$T_{m_i}^{l+1} = T_{m_i}^l + Fo_m(T_m) \cdot Bi_{cm}(T, t) \cdot [T_{c_i}^l - T_{m_i}^l] - 2 \cdot Fo_m \cdot [T_{m_i}^l - T_{m_{i-1}}^l] \quad (4.20)$$

onde:

$$Bi_{cm}(T, t) = \frac{h_{cm}(t) \cdot \Delta x}{k_m(T_m)} \quad (4.21)$$

Considerando a interface metal/molde, onde existe a liberação de calor latente do metal que solidifica e tendo como volume de controle a parte da malha de interface relativa ao metal (Figura 4.1 - malha d), temos a seguinte equação do balanço de energia :

$$q_{condução} + q_{calor\ latente} - q_{newtoniano} = q_{armazenada} \quad (4.22)$$

Substituindo os termos correspondentes a cada termo da equação acima obtém-se:

$$k_c(T_c) \cdot A \cdot \frac{\partial T_c}{\partial x} + \rho_c(T_c) \cdot A \cdot \frac{\Delta x}{2} \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \cdot L_f - h_{cm}(t) \cdot A \cdot [T_{c_i} - T_{m_i}] = m_c \cdot c_c \cdot \frac{\partial T_c}{\partial t} \quad (4.23)$$

sendo:

$$m_c = \rho_c \cdot V_c = \rho_c \cdot A \cdot \frac{\Delta x}{2} \quad (4.24)$$

resultando por diferenças finitas em:

$$H_i^{l+1} = H_i^l + \frac{2 \cdot \Delta t}{\Delta x} \cdot \left[k_c(T_c) \cdot \frac{[T_{c_i}^l - T_{c_i}^l]}{\Delta x} - h_{cm}(t) \cdot [T_{c_i}^l - T_{m_i}^l] \right] \quad (4.25)$$

Para o molde na interface molde/ambiente podemos aplicar a equação da conservação da energia, considerando como volume de controle a parte da malha relativa ao molde conforme a Figura 4.1 - malha a:

$$\overset{\bullet}{E}_{entra} + \overset{\bullet}{E}_{gerada} - \overset{\bullet}{E}_{sai} = \overset{\bullet}{E}_{armazenada} \quad (4.26)$$

considerando ainda que não existe a geração de energia no molde, ou seja,

($\overset{\bullet}{E}_{gerada} = 0$):

$$q_{conduç \tilde{\omega}} - \left[q_{convecç \tilde{\omega}} + q_{radiaç \tilde{\omega}} \right] = q_{armazenada} \quad (4.27)$$

que após a substituição das devidas equações e discretização por diferenças finitas obtém-se:

$$T_{m_i}^{l+1} = T_{m_i}^l - 2 \cdot Fo_m \cdot Bi_{me}(T, t) \cdot \left[T_{m_i}^l - T_{ambiente}^l \right] + 2 \cdot Fo_m \cdot \left[T_{m_{i+1}}^l - T_{m_i}^l \right] \quad (4.28)$$

onde:

$$Bi_{me}(T, t) = \frac{h_{me}(t) \cdot \Delta x}{k_m(T_m)} \quad (4.29)$$

Para o caso de uma geometria simétrica para o metal, temos para a malha correspondente ao centro da peça a situação apresentada na Figura 3.1 - malha f:

$$T_{c_{i-1}}^l = T_{c_{i+1}}^l \quad (4.30)$$

modificando-se assim ligeiramente a equação 4.11 obtém-se a equação discretizada da entalpia como função da temperatura:

$$H_i^{l+1} = H_i^l + \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \cdot k_c(T_c) \cdot \left[2 \cdot T_{c_{i-1}}^l - 2 \cdot T_{c_i}^l \right] \quad (4.31)$$

No caso do sistema cilíndrico, também apresentado na Figura 4.1, basta aplicar o mesmo procedimento para as equações 4.8 e 4.9.

5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

5.1 Materiais e métodos

Em função dos objetivos propostos, dividiu-se a fase experimental deste trabalho nas etapas descritas a seguir, onde foram realizados vários experimentos para ajustar os equipamentos e o modelo numérico.

Todas as experiências foram realizadas nos laboratórios da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas - IPT.

5.1.1 Montagem e ajuste do sistema computacional de aquisição de temperaturas

Com o objetivo de obter medidas precisas para os perfis de temperaturas no metal e no molde, foram preparados primeiramente testes com o sistema de aquisição computacional de temperaturas; para tal, utilizou-se uma placa conversora analógico-digital com as seguintes características:

Placa AD-03 (Moldação):

- Conversor analógico-digital de 12 bits.
- 8 canais multiplexados.
- Fundo de escala 5 volts.

A placa foi conectada a um microcomputador (Figura 5.1) através de uma placa adaptadora (ADR PC/XT/AT da Moldação). Durante os ensaios preliminares com diferentes ligas metálicas, verificou-se uma série de problemas com o sistema de monitoramento de temperaturas relativo à captação dos sinais gerados pelos termopares, uma vez que o fundo de escala da placa (5 volts) era originalmente inadequado para aquisição dos sinais gerados pelos termopares que situam-se normalmente entre 0 e 17 milivolts para termopares tipo S (Pt-Pt/10%Rh) e entre 0 e 64 milivolts para termopares do tipo K (Cromel-Alumel), além da grande quantidade de ruídos (interferência da rede e equipamentos elétricos) provenientes do ambiente.

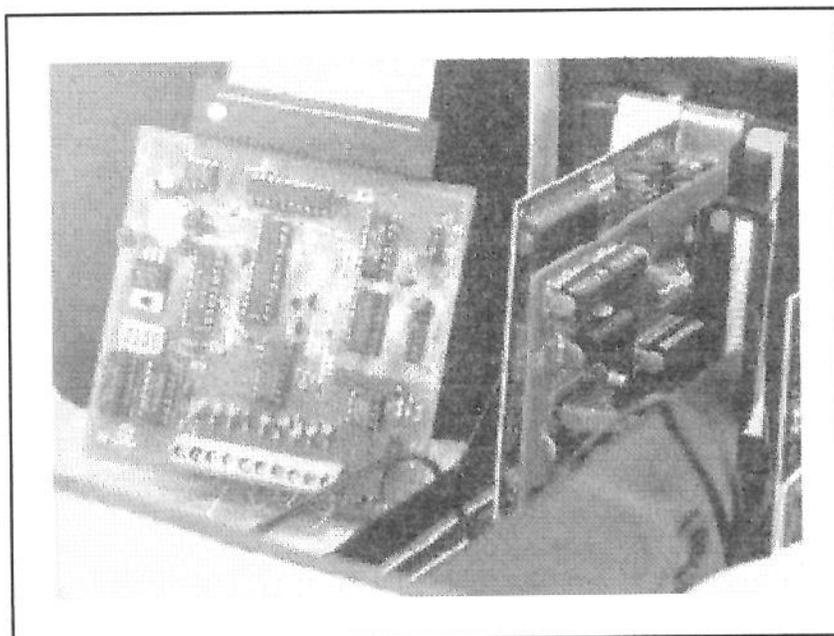


FIGURA 5.1 - Sistema de aquisição de temperaturas através da Placa AD-03 conectada ao microcomputador PC AT 286.

Durante esta etapa, com objetivo de corrigir os problemas citados anteriormente, foram realizadas 3 séries de experimentos de acordo com a Tabela 5.1, utilizando diferentes ligas metálicas, um forno à indução com 25 kg de capacidade e 50 KVA de potência nominais e com uma frequência de operação de 3000 Hz (Figura 5.2), termopares dos tipos “K” e “S”, e moldes cilíndricos confeccionados em areia de “shell molding” (Figura 5.3). Foram realizados os ensaios com alumínio A356, aço inoxidável e ferro fundido nodular. Também foi desenvolvido um programa em Turbo Pascal versão 7.0, o qual permitia a conversão dos sinais de milivoltagem em temperaturas conforme o tipo do termopar empregado.

TABELA 5.1 - Experimentos realizados com a placa AD-03.

experimento	liga metálica	termopar
série I	A356	tipo K
série II	aço inoxidável	tipo S
série III	ferro fundido nodular	tipo S

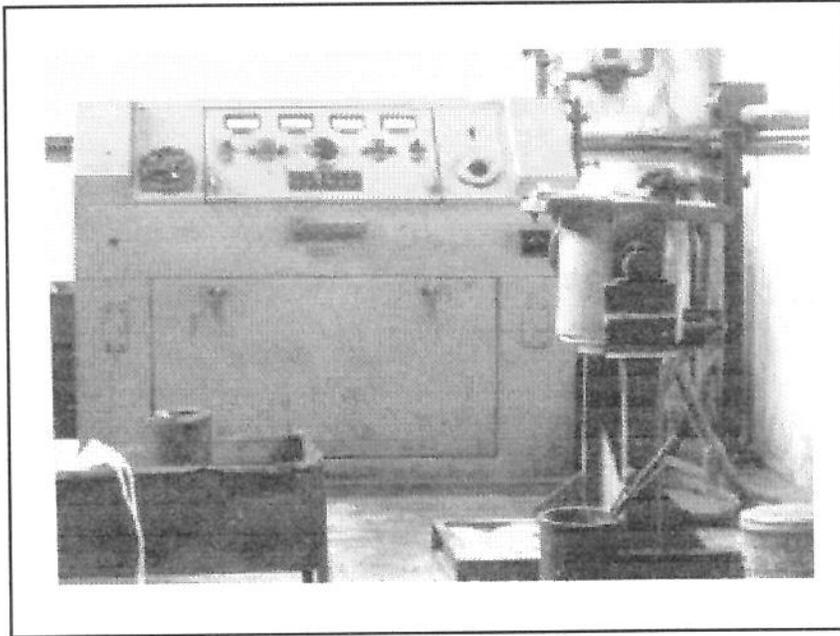


FIGURA 5.2 - Forno de indução e painel de controle.

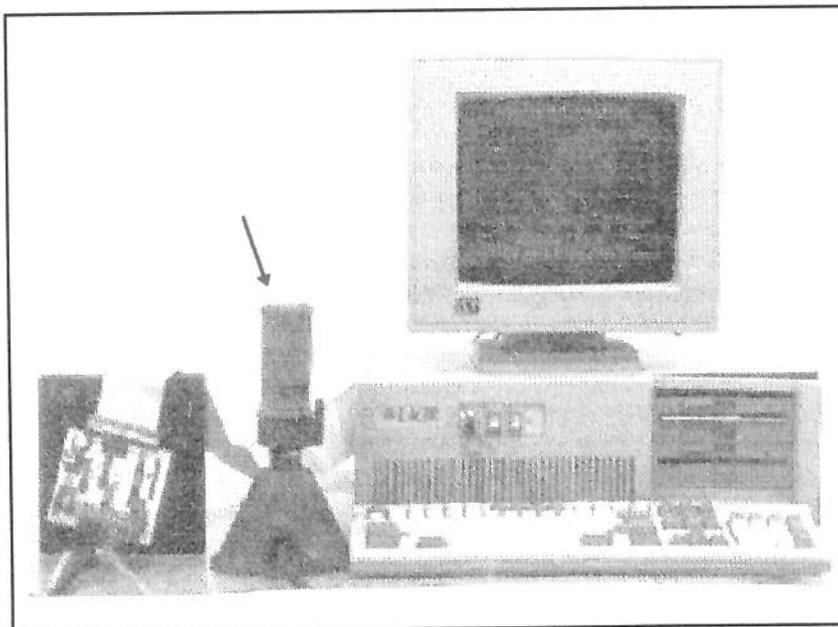


FIGURA 5.3 - Molde utilizado durante os testes com o sistema de aquisição de temperaturas (Placa AD-03).

Entretanto, considerando as limitações com a placa AD-03 devido ao número de canais a serem utilizados (máximo de 8 canais) e principalmente devido a impossibilidade de utilização de diferentes tipos de termopares durante um mesmo experimento, optou-se pela aquisição de um sistema especialista de monitoramento de temperaturas (Aqdados-Linx). Tal sistema foi especificado de acordo com as necessidades particulares de utilização, tendo como base as modificações realizadas no projeto da placa AD-03.

O segundo sistema de aquisição de dados (Figura 5.4) consiste de uma placa de conversão analógico-digital, um conjunto de placas de condicionamento de sinais que possuem a função de coletar o sinal de tensão gerado pelos termopares e ampliar os mesmos para a placa conversora analógico-digital, eliminando ainda os níveis prejudiciais de ruídos e um “*software*” para conversão dos sinais de milivoltagem em temperaturas para diferentes tipo de termopares. Tal sistema permite a visualização simultânea dos perfis de temperaturas, bem como posterior tratamento dos dados coletados, suas principais características são apresentadas as seguir.

Placa A/D (Linx - CAD12/32):

- Capacidade de resolução de 12 bits.
- 32 canais em modo simples e 16 diferenciados.
- Fundo de escala em função do tipo de termopar utilizado.

Placas de condicionamento de sinais (Linx - PCX0802):

- Amplificação e filtragem para 16 canais diferenciados
- Fundo de escala para termopares tipo J, K, T, S e R
- Sensor de temperatura para compensação de junta fria

“*Software*” (Linx - Aqdados 4):

- Aquisição de até 32 canais de entrada analógica

- Visualização gráfica de até 4 canais simultâneos
- Frequência de amostragem programável (0,01 até 100 KHz)
- Exportação e importação de arquivos no formato ASCII

Para o processamento e tratamento dos dados e para os trabalhos de simulação, foi utilizado um microcomputador PC AT 386 DX 40 Mhz.

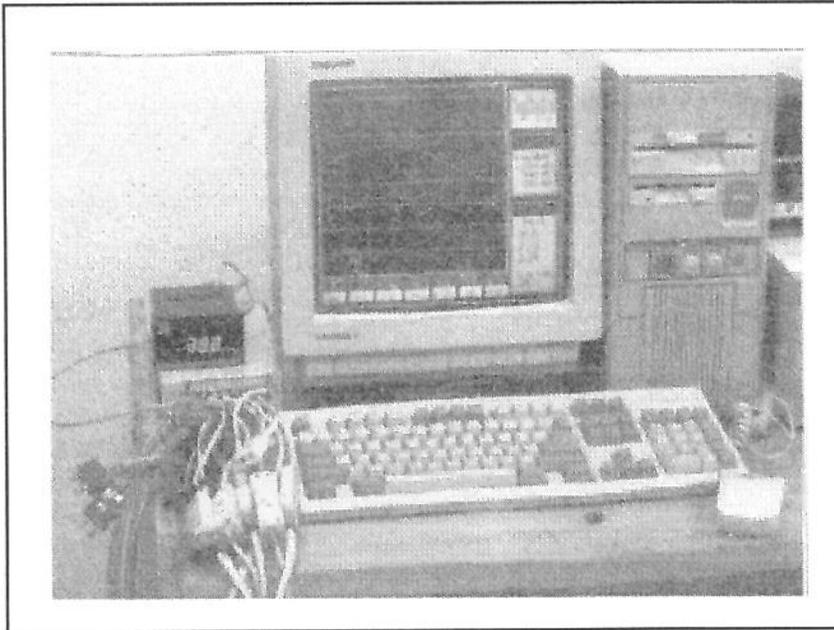


FIGURA 5.4 - Sistema de aquisição de temperaturas através da Placa A/D (Linx - CAD12/32) conectada ao microcomputador PC AT 386 DX.

5.1.2 Ensaio para ajustes das propriedades termofísicas para moldes rígidos confeccionados em areia com resina de cura a frio

Esta etapa compreendeu testes necessários à utilização de valores confiáveis para as propriedades termofísicas de moldes de areia confeccionados com resina de cura a frio, que serão posteriormente utilizados nas experiências com ferro fundido nodular. Tais ajustes foram realizados através da comparação dos perfis de temperaturas experimentais obtidos por termopares posicionados em diferentes pontos

no metal (centro e meio raio) e no molde (4 mm e 8 mm da interface com o metal) com valores simulados pelo modelo matemático desenvolvido.

Foram confeccionados dois moldes dimensionalmente idênticos (Figura 5.5), por moldagem manual, um constituído de areia com resina de cura a frio e outro em areia verde com as seguintes composições:

- **areia de cura a frio** : areia de sílica com 56 a 61 AFS, 0,8% de resina fenólica, 0,8% de resina isocianato e 0,04% de catalisador.
- **areia verde** : areia de sílica com 56 a 61 AFS, 7% em peso de bentonita e 4% em peso de água.

Durante os testes foram realizadas duas corridas, sendo utilizado como metal o alumínio comercialmente puro, devido a existência de valores confiáveis das propriedades termofísicas.

As propriedades termofísicas das areias, bem como do alumínio foram obtidas da literatura e se encontram no Apêndice-2.

Os valores dos perfis de temperatura experimentais foram registrados através de termopares do tipo K, conectados à Placa A/D (Linx - CAD12/32).

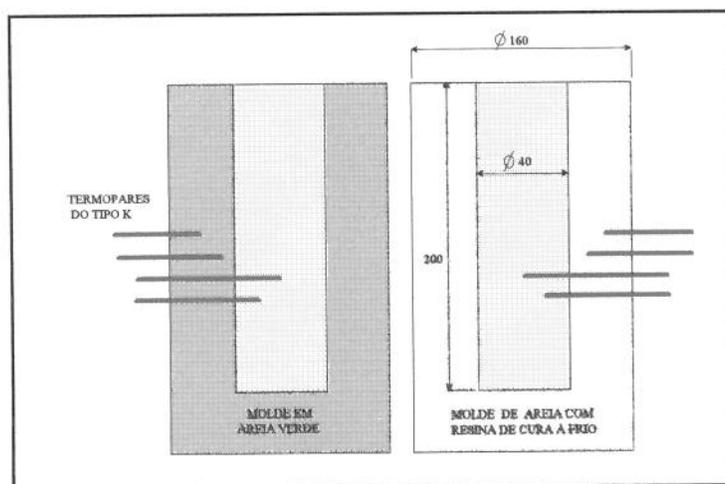


FIGURA 5.5 - Moldes cilíndricos confeccionados com dois tipos de areia de moldagem.

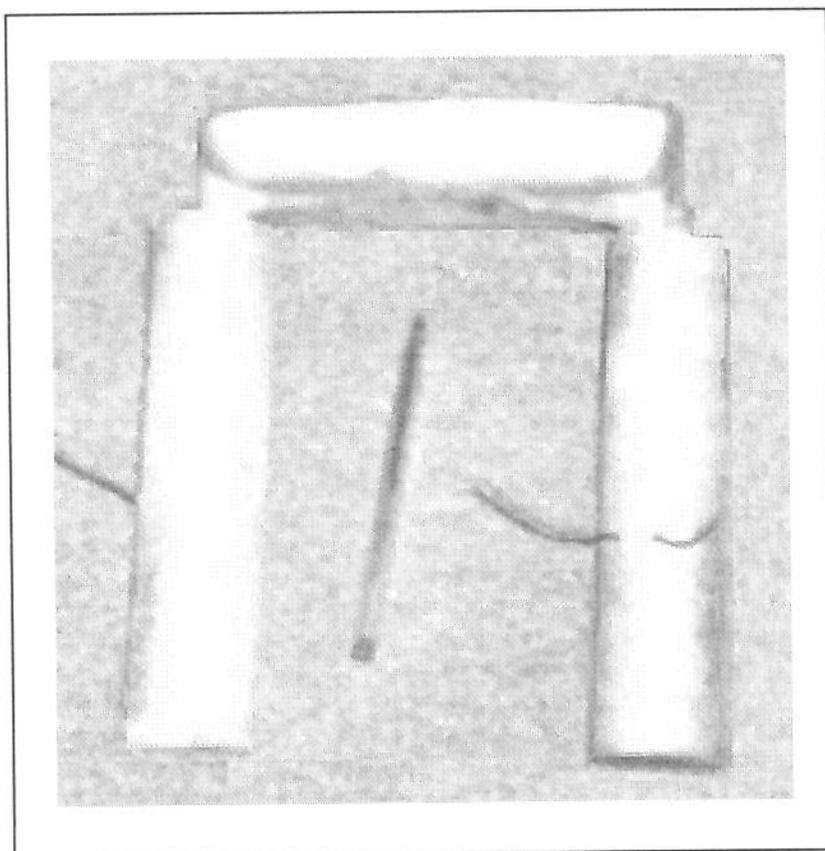


FIGURA 5.6 - Cilindros desmoldados após a solidificação do metal.

5.1.3 Processamento da liga de ferro fundido nodular

Os materiais utilizados na elaboração da carga foram: sucata de aço doce, grafita e adições de ligas para acertos dos teores de silício, manganês e cromo. Nas corridas realizadas, procurou-se manter a composição química final dos ferros fundidos nodulares dentro das seguintes faixas: 3,30 a 3,50 %C; 2,10 a 2,30 %Si; 0,60 a 0,80 %Mn; 0,20 a 0,30 %Cr; 0,02 a 0,05 %Mg; 0,017 a 0,021 %P e 0,012 a 0,017 %S.

O processamento da liga iniciou-se após a fusão dos materiais que compunham a carga; o banho foi superaquecido à temperatura de 1550 °C para homogeneização durante um tempo de quatro a cinco minutos. Seguindo-se então, o tratamento de nodulização à temperatura de 1480-1500 °C, realizado através da simples transferência

do metal para uma panela pré-aquecida com relação altura-diâmetro 2:1. A técnica utilizada foi a de “sandwich” (técnica esta na qual a liga nodulizante é posicionada no fundo da panela e recoberta com pequenas chapas de aço), empregando uma quantidade de 2% da liga nodulizante Fe-Si-Mg (10%). O tratamento de inoculação foi efetuado em uma segunda panela, também pré-aquecida, quando o metal atingiu 2/3 do volume total. A quantidade de inoculante utilizada durante todos os ensaios foi de 0,40% de Fe-Si (75%) quando o banho era a uma temperatura de 1400-1430 °C. No final de cada tratamento, a superfície do banho era limpa com objetivo de separação da escória formada e, em seguida, era realizado o vazamento nos moldes.

5.1.4 Obtenção dos perfis de temperaturas experimentais para o ferro fundido nodular

Esta etapa tem como objetivo testar o modelo computacional desenvolvido (como no caso do item 5.1.2) para a simulação da solidificação direcional do ferro fundido nodular em moldes confeccionados em areia com resina de cura a frio. O projeto do molde foi idealizado de forma a possibilitar um fluxo de calor preferencialmente na direção radial em torno da região longitudinal central dos cilindros, mantendo a altura dos cilindros igual a quatro ou cinco vezes o diâmetro (Figuras 5.7). Os perfis térmicos foram obtidos por termopares posicionados nos seguintes pontos do cilindro de 50 mm de diâmetro:

metal - centro, meio raio e interface-metal.

molde - interface-molde, 5 mm e 10 mm.

No cilindro de 33 mm de diâmetro, posicionou-se um termopar no centro para obtenção do perfil de temperatura.

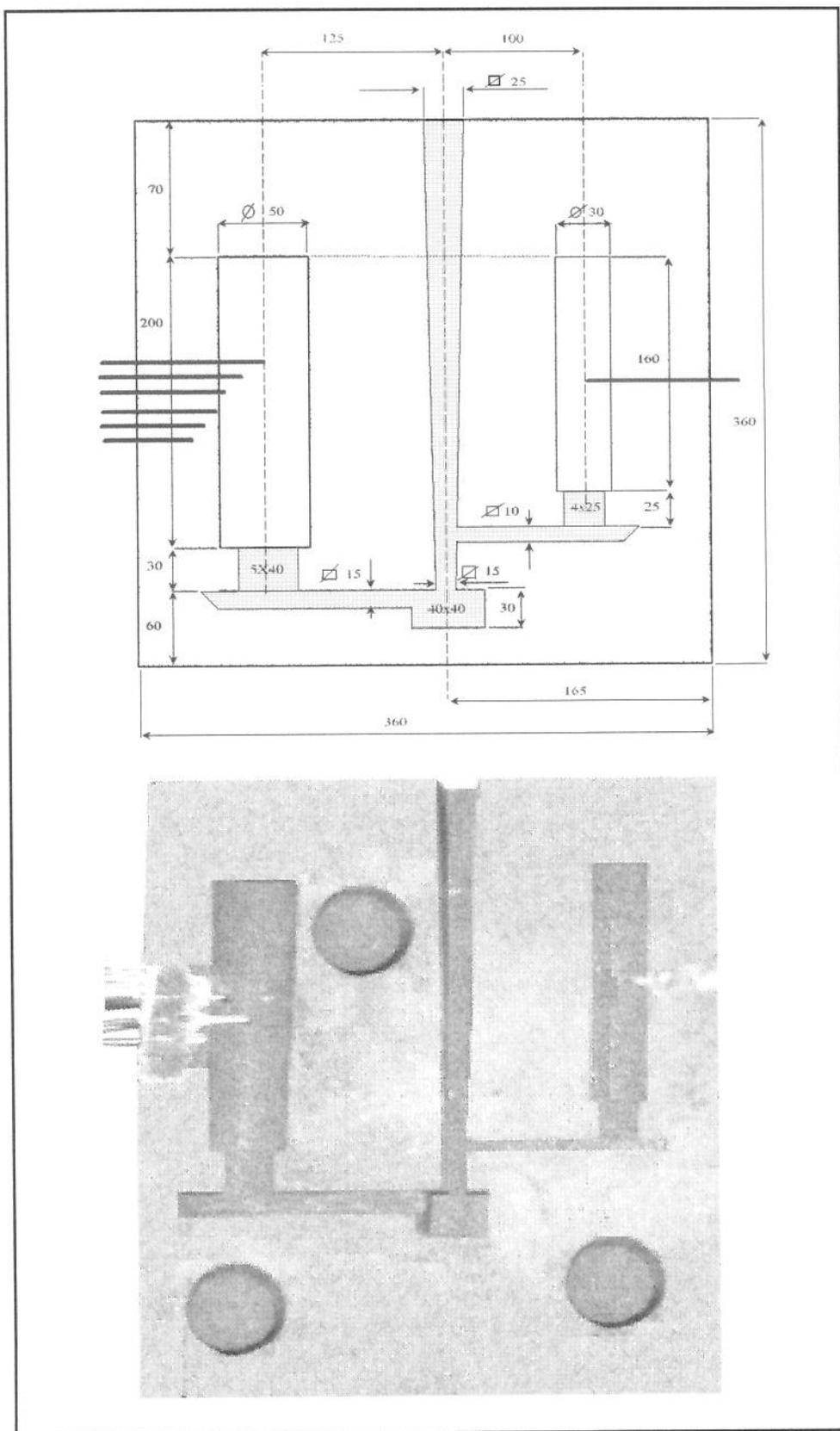


FIGURA 5.7 - Esquema e molde confeccionado em areia com resina de cura a frio.

5.1.5 Determinação das temperaturas de transformações e do número de nódulos de grafita

Com objetivo de determinar as diferentes temperaturas de transformações e principalmente o número de nódulos de grafita (N) em função da taxa de resfriamento (dT/dt), foi incluída no molde uma coquilha metálica de ferro fundido (resfriador), com finalidade de proporcionar diferentes taxas de resfriamento na direção longitudinal do cilindro de 50 mm de diâmetro. Para registrar os perfis de temperatura, foram posicionados 5 termopares em diferentes pontos a partir da coquilha (Figura 5.8.)

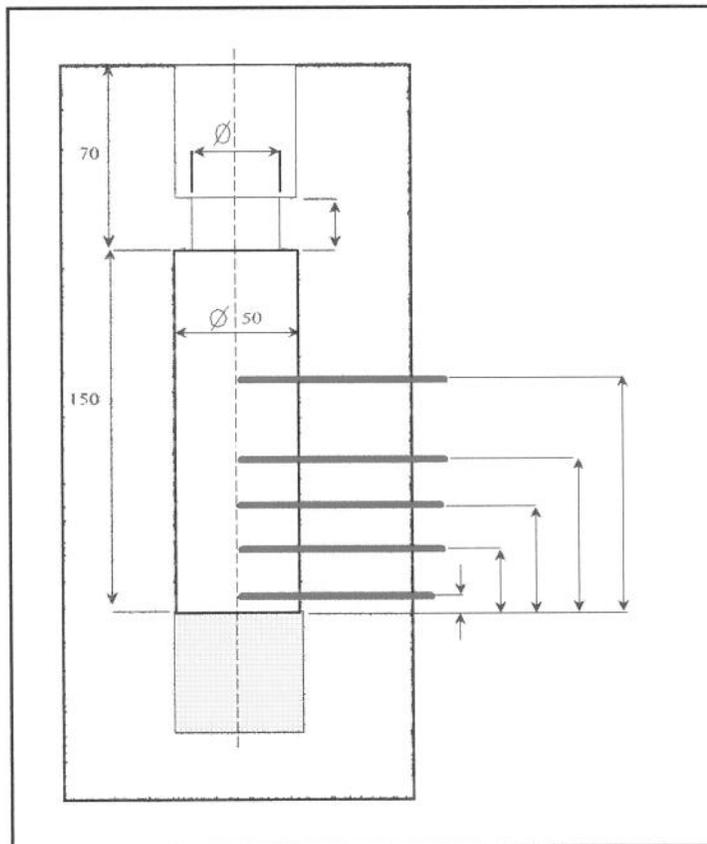


Figura 5.8 - Molde utilizado para determinar as diferentes taxas de resfriamento.

Para determinação da temperatura do eutético metastável (T_{EM}), utilizou-se a equação 2.2, baseada na composição química das amostras retiradas em cada uma das

corridas realizadas. Tal valor pode ser confrontado com o perfil de temperatura obtido através de um molde cilíndrico confeccionado em areia de “shell molding” com revestimento de telúrio, o que deve provocar a solidificação de ferro fundido branco (solidificação segundo o eutético metastável). O perfil de temperatura foi obtido por um termopar do tipo K posicionado no centro do cilindro.

5.1.6 Exame metalográfico

A metalografia realizada em todos os corpos de prova, teve como objetivo revelar a macroestrutura (áreas coquilhadas) e as microestruturas (carbonetos eutéticos e números de nódulos de grafita).

Em todas as experiências com ferro fundido nodular, as amostras dos corpos de prova fundidos, foram retiradas da região central longitudinal dos cilindros como mostra o esquema ilustrado na Figura 5.9.

As amostras destinadas ao exame de macrografia foram lixadas até a lixa 600. Em seguida, após a limpeza da superfície com acetona e posterior secagem, foi realizado o ataque com nital 2% (solução de 2% de ácido nítrico em álcool etílico) com objetivo de revelar as áreas coquilhadas, as quais aparecem em tonalidades mais claras quando comparadas com as não coquilhadas.

As amostras destinadas à micrografia foram embutidas com baquelite e sofreram lixamento até a lixa 1000. Em seguida, foram realizados os polimentos com pasta de diamante com granulometria de 6 e 1 μm ; seguiu-se ainda um polimento final com sílica coloidal de granulometria inferior a 0,25 μm objetivando melhorar a visualização das microestruturas. Após o processo de limpeza com acetona e secagem, foi efetuada a contagem dos nódulos de grafita utilizando um microscópio ótico com um aumento de 100x; efetuada a contagem seguiu-se o ataque com nital 2 % para revelar as demais microestruturas presentes.

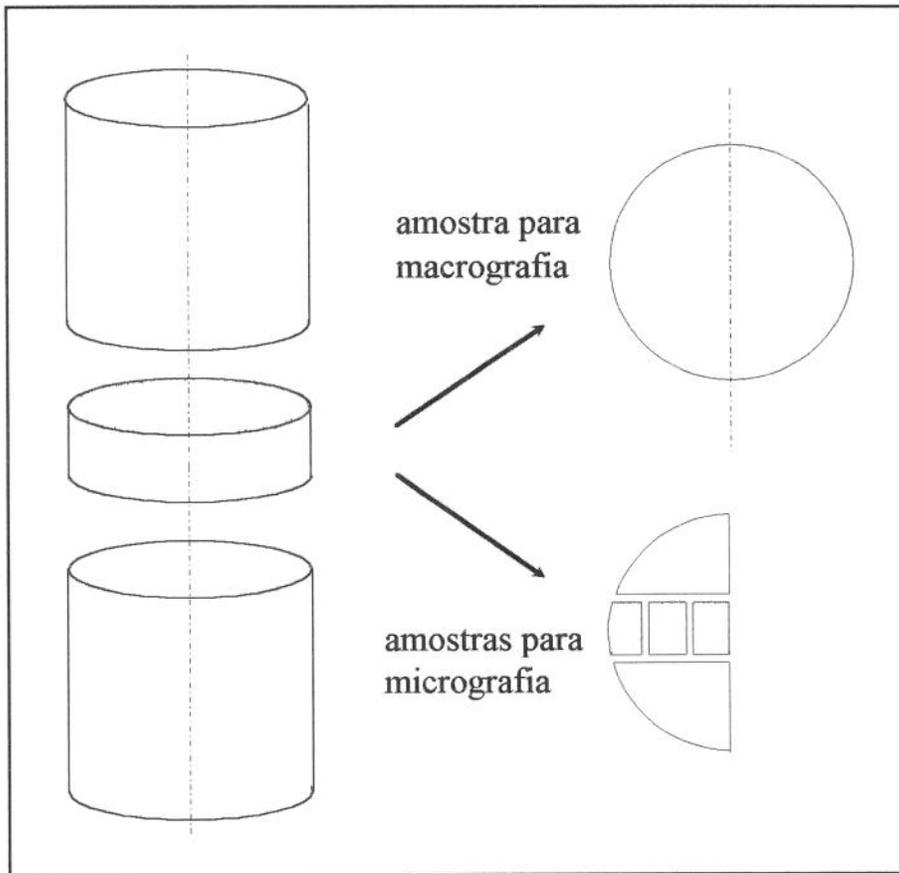


FIGURA 5.9 - Posições nos corpos de prova onde foram retiradas as amostras para exames metalográficos.

5.1.7 Exame Químico

A partir das amostras extraídas de cada uma das corridas de ferro fundido nodular, foram realizadas as análises químicas dos principais elementos presentes. Tais análises foram obtidas através de espectroscopia de emissão ótica e análise química por combustão.

Também com objetivo de determinar a segregação de elementos em diferentes pontos dos corpos de provas, foram realizados exames através de microsonda nas regiões com presença de *coquilhamento inverso* e comparadas às regiões que apresentaram microestruturas normais após a solidificação.

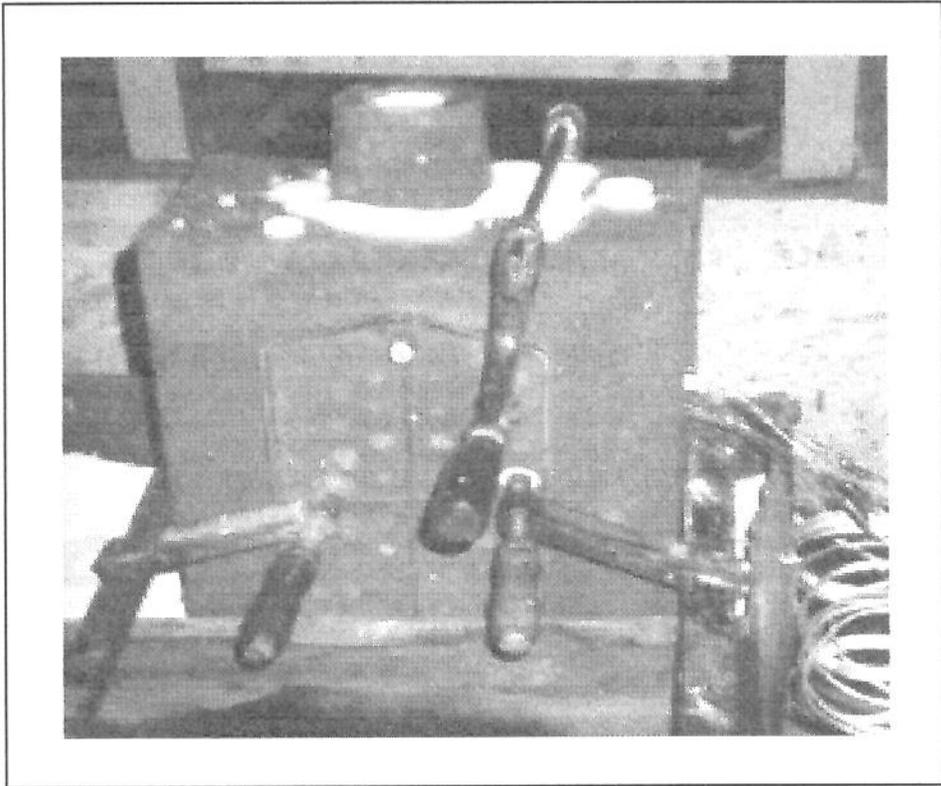


FIGURA 5.10 - Aquisição das temperaturas após o vazamento no molde fechado.

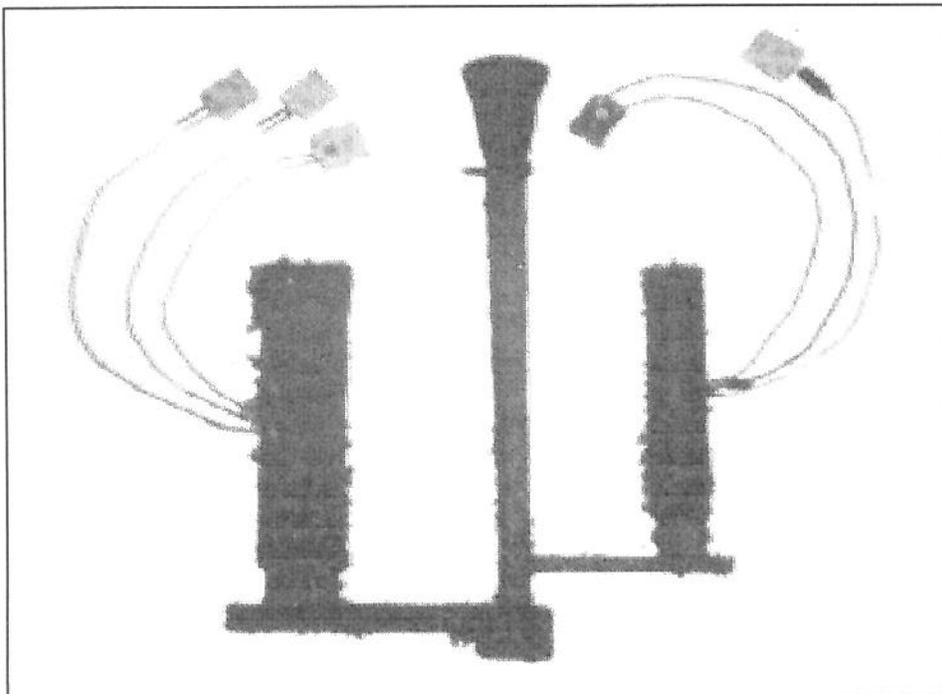


FIGURA 5.11 - Cilindros desmoldados após a solidificação do metal.

6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 - Verificação do modelo para o cálculo de perfis de temperaturas

Para demonstrar a precisão do modelo matemático aplicado para a simulação numérica da solidificação de ferros fundidos hipoeutéticos e eutéticos, o mesmo foi testado através da comparação dos perfis de temperaturas simulados pelo modelo com um modelo numérico e com resultados experimentais presentes na literatura^[15,24]. Com este objetivo, foi realizada a simulação da solidificação de um corpo de prova cilíndrico de ferro fundido nodular resfriado em um molde de areia.

Para a simulação pelo método numérico proposto foram utilizados os seguintes parâmetros:

- resfriamento unidirecional;
- temperatura de vazamento de 1300 °C ;
- cálculo da evolução de fração sólida através da regra da alavanca^[16] (devido a alta difusão do carbono na austenita);
- todas as propriedades termofísicas do sistema, bem como os valores dos coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde e molde/ambiente foram obtidos através do modelo de confronto^[15,24] e se apresentam no Apêndice 2.

Na Figura 6.1 são mostrados os resultados da simulação realizada com o modelo utilizado neste trabalho juntamente com os resultados experimentais e simulados numericamente (por elementos finitos) apresentados por STEFANESCU et al.^[15,24]. Observa-se uma significativa concordância entre as curvas, indicando que o modelo se apresenta suficientemente preciso para os cálculos no decorrer dos trabalhos.

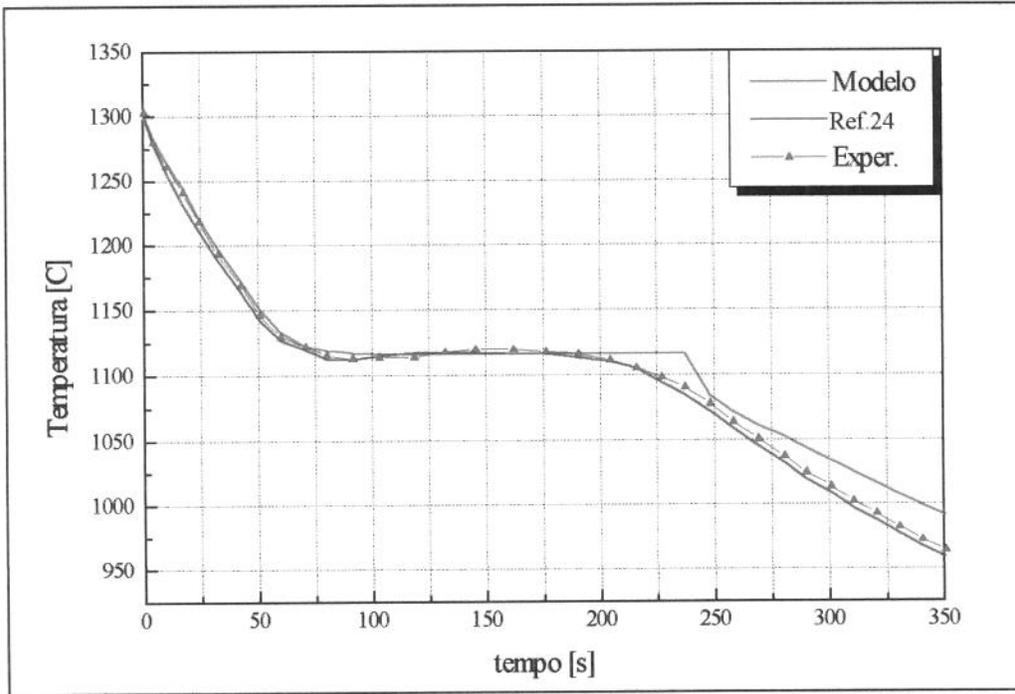


FIGURA 6.1- Comparação entre os perfis de temperatura simulado pelo modelo de diferenças finitas e (por nucleação e experimental) da referência-24.

6.2 Perfis térmicos obtidos durante a montagem e ajuste do sistema computacional de aquisição de temperaturas

Durante os ensaios preliminares com diferentes ligas metálicas (Tabela 5.1), verificou-se uma série de problemas com o sistema de monitoramento de temperaturas relativo à captação dos sinais gerados em função do ambiente onde são realizados os ensaios (interferência da rede e equipamentos elétricos), principalmente no que se refere à amplificação e quantidades de ruídos que afetam muito a precisão dos valores de temperaturas medidos.

As Figuras 6.2 e 6.3 mostram exemplos de resultados obtidos respectivamente para uma liga de alumínio (A365) e um aço inoxidável.

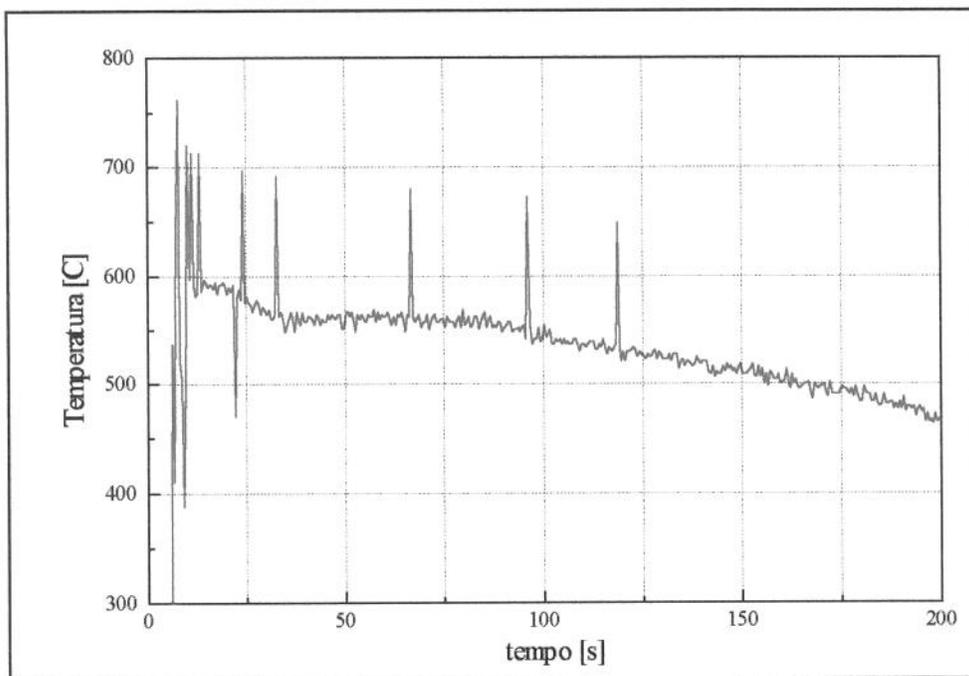


FIGURA 6.2 - Perfil de temperatura obtido durante experiência com uma liga de alumínio (A356), utilizando termopar do tipo K.

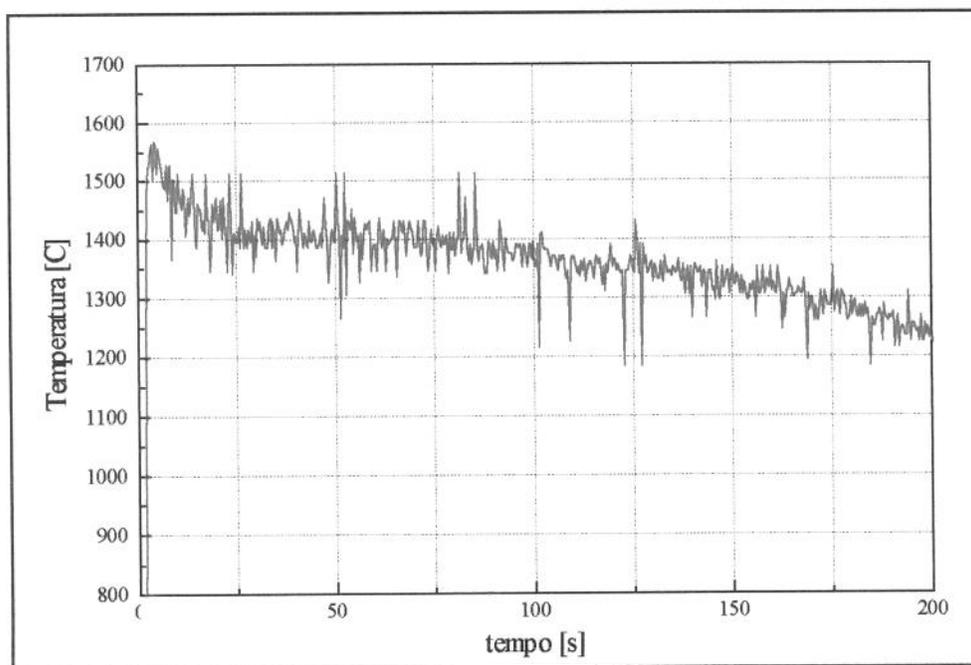


FIGURA 6.3 - Perfil de temperatura obtido durante experiência com aço inoxidável, utilizando termopar do tipo S.

Os problemas tornaram necessárias modificações no projeto do sistema de aquisição de dados com a instalação de amplificadores e filtros de sinais por meio de um banco de capacitores os quais possibilitaram a obtenção de sinais compatível com a precisão necessária.

Após às alterações no sistema de aquisição, o mesmo foi testado com ferro fundido nodular com a composição a ser utilizada nos trabalhos experimentais previstos. Um exemplo de resultado obtido após as modificações pode ser verificado na Figura 6.4. Tal resultado indica que as modificações introduzidas na placa foram suficientes para a solução dos problemas citados anteriormente. Assim, o sistema de aquisição de dados encontra-se em condições de ser utilizado no desenvolvimento dos trabalhos experimentais.

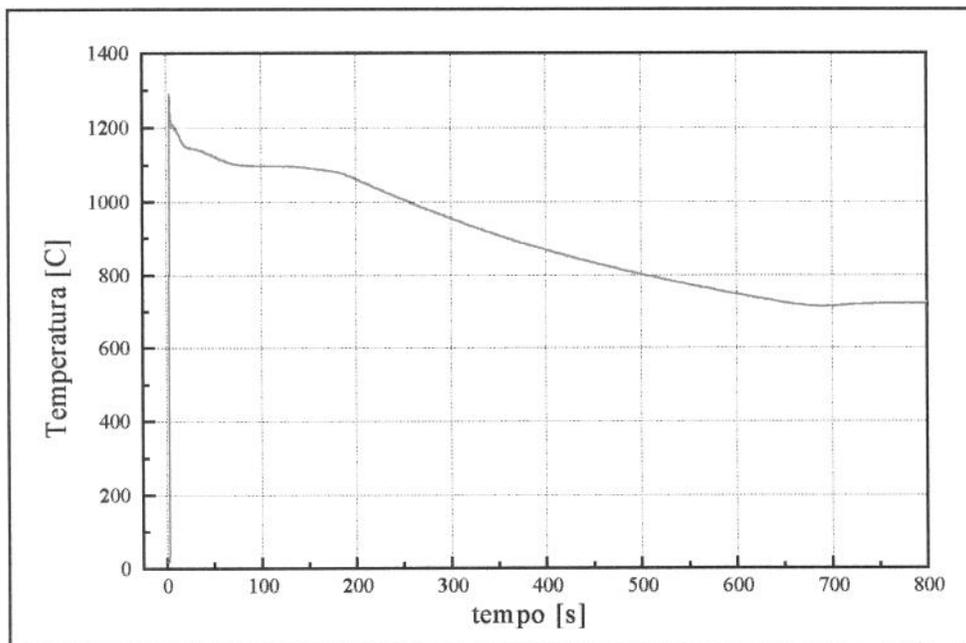


FIGURA 6.4 - Perfil de temperatura obtido durante experiência com ferro fundido nodular, utilizando termopar do tipo S.

6.3 Perfis de temperatura obtidos durante a comparação das propriedades da areia verde e areia com resina de cura a frio

Os resultados, a seguir, apresentam a comparação entre os perfis de temperatura simulados pelo modelo numérico e experimental referentes ao item 5.1.2, obtidos a partir das duas corridas realizadas .

As temperaturas iniciais usadas na simulação foram adquiridas através dos termopares, após os moldes serem completamente preenchidos pelo metal líquido.

No modelo numérico foram utilizados para o alumínio as propriedades da referência-56. Para o **molde de areia verde** utilizaram as propriedades da referência-57 e para o **molde de areia com resina de cura a frio**, as propriedades da referência-20. Tais valores são apresentados no Apêndice-2.

O coeficiente de transferência de calor metal-molde utilizado em todas as simulações foi de $335 \text{ W/m}^2 \text{ }^\circ\text{C}^{[25]}$. Em todos os casos, o molde foi considerado semi-infinito, devido o não aquecimento da superfície externa do molde até o final da solidificação.

6.3.1 Comparação dos perfis de temperatura para molde de areia verde

Os resultados das corridas apresentados nas Figuras 6.5 e 6.6 indicam uma diferença de 20 % e 30 % respectivamente, entre os tempos de solidificação apresentados pelas simulações numérica e os experimentais, entretanto a maior diferença apresentada, no segundo caso, pode ser atribuída à diferença na compactação da areia (os moldes foram confeccionados por processo manual), e da composição química, principalmente em relação à quantidade de água presente, uma vez que foram expostos a variações ambientais durante o tempo de preparo das experiências.



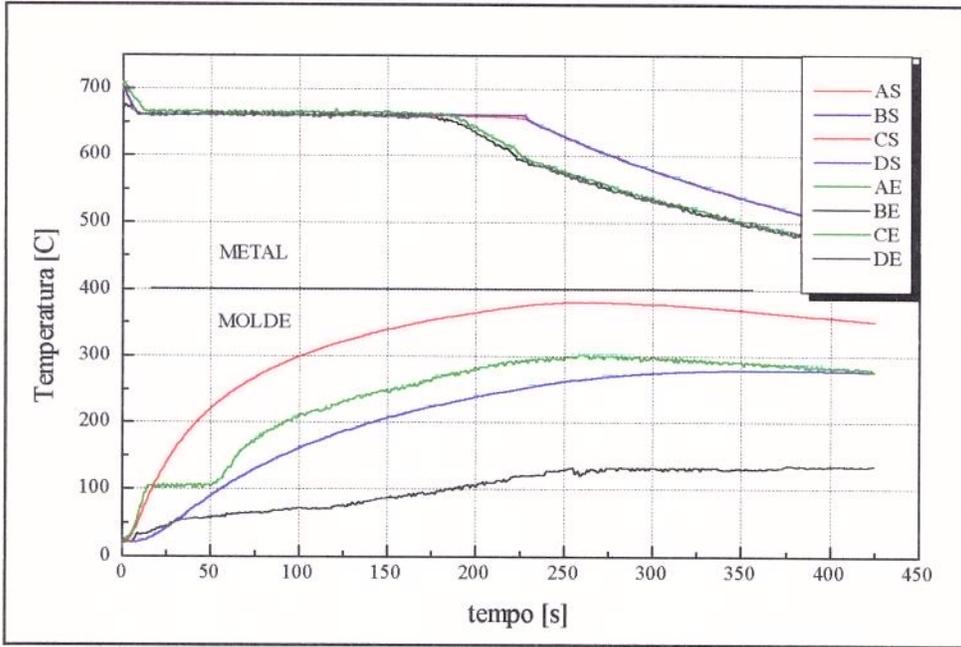


FIGURA 6.5 - Perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) para o molde em areia verde: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 1ª corrida.

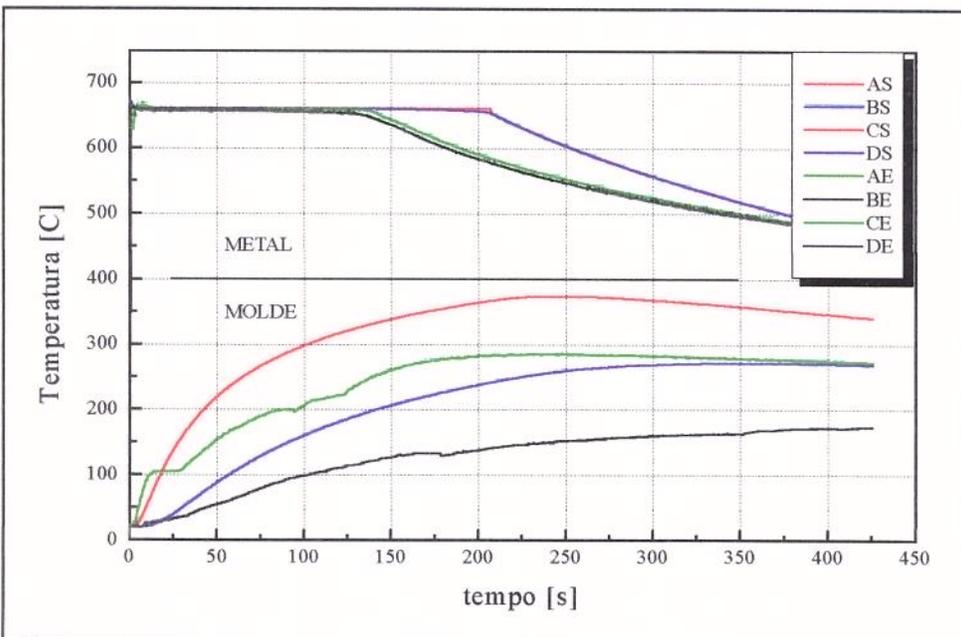


FIGURA 6.6 - Perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) para o molde em areia verde: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 2ª corrida.

6.3.2 Comparação dos perfis de temperatura para o molde de areia com resina de cura a frio

Neste caso, durante as duas experiências realizadas, as diferenças entre os tempos de solidificação foram menores que 10 % (Figuras 6.7 e 6.8). Entretanto, ao contrário do item anterior, os tempos de solidificação simulados foram inferiores aos experimentais, embora também sejam válidas às considerações apresentadas no item anterior.

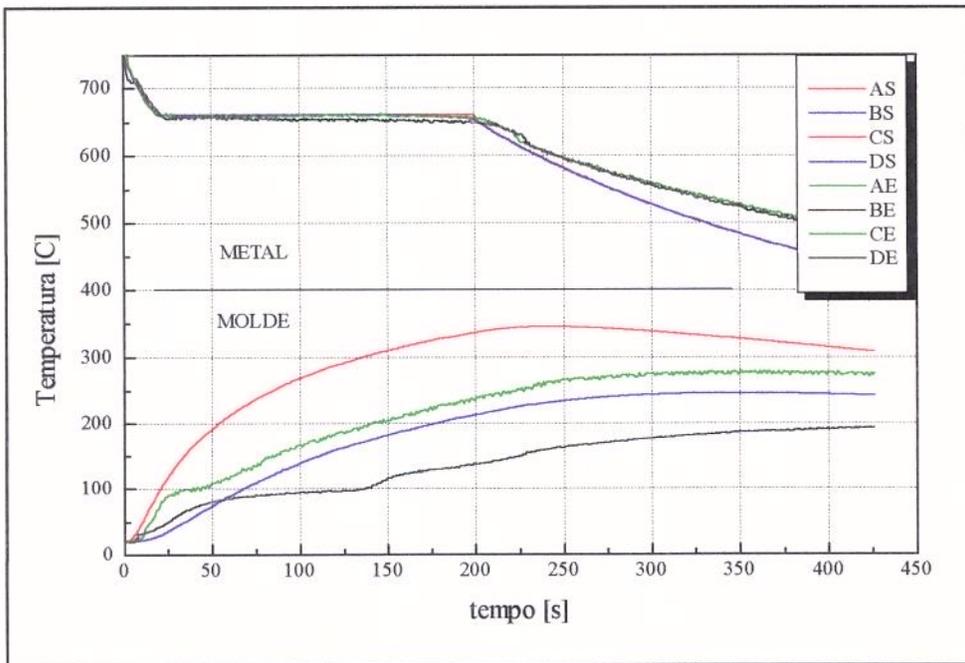


FIGURA 6.7 - Perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) para o molde em areia com resina de cura a frio: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 1ª corrida.

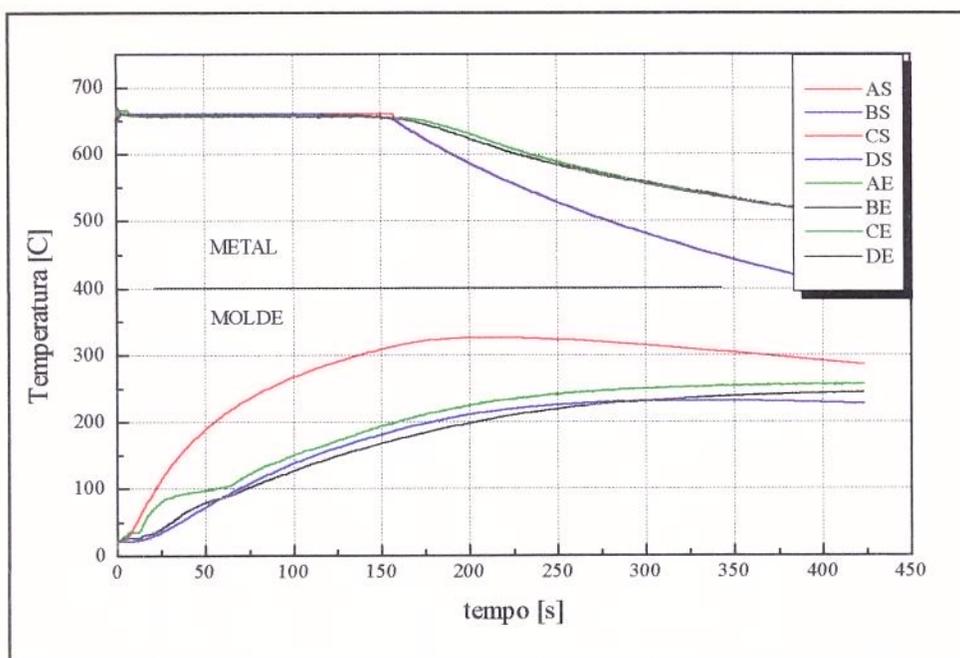


FIGURA 6.8 - Perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) para o molde em areia com resina de cura a frio: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 2ª corrida.

6.3.3 Análise da condutividade térmica das areias de moldagem

É de conhecimento geral que, em processos onde são utilizados moldes de areia para fabricação de peças fundidas, o molde apresenta a maior resistência na passagem do fluxo de calor, sendo neste caso, suas propriedades as variáveis que mais afetam os perfis de temperaturas no sistema em questão.

Como pode ser observado através da comparação dos **perfis de temperatura experimentais no metal**, entre os moldes de *areia verde* e com *resina de cura a frio* (Figuras 6.9a e 6.9b), o tempo de solidificação para o primeiro molde foi sempre inferior ao segundo, contrariando os **perfis de temperatura simulados** (Figuras 6.10a e 6.10b). Tal discrepância, entretanto, pode ser atribuída ao valor 25% maior no coeficiente de condução de calor da *areia com resina de cura a frio* utilizado nas simulações.

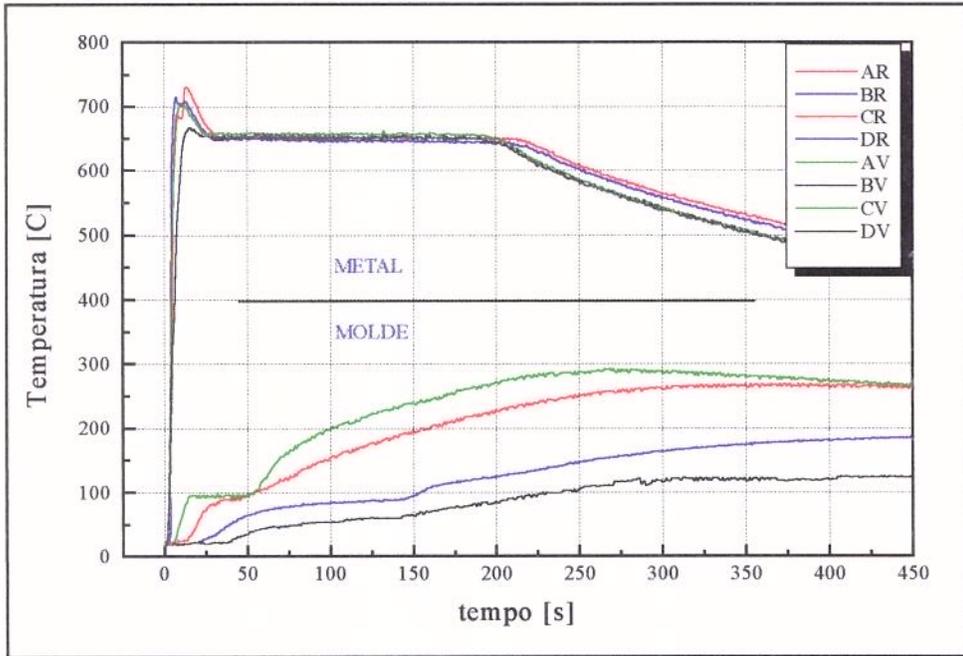


FIGURA 6.9a - Perfis de temperatura experimentais para o molde em areia com resina de cura a frio (R) e areia verde (V): centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 1ª corrida.

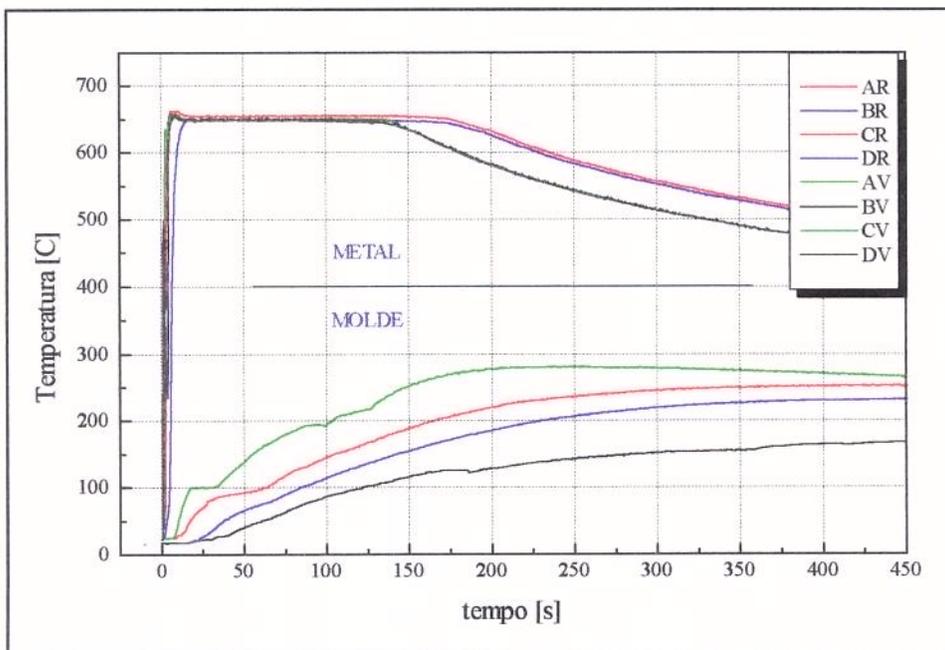


FIGURA 6.9b - Perfis de temperatura experimentais para o molde em areia com resina de cura a frio (R) e areia verde (V): centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 2ª corrida.

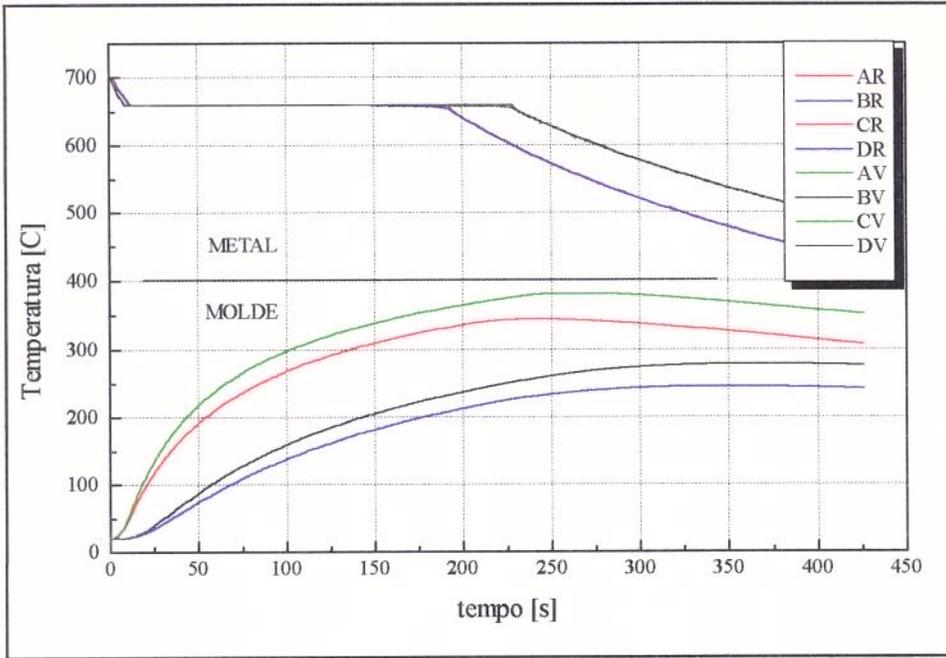


FIGURA 6.10a - Perfis de temperatura simulados para o molde em areia com resina de cura a frio (R) e areia verde (V): centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 1ª corrida.

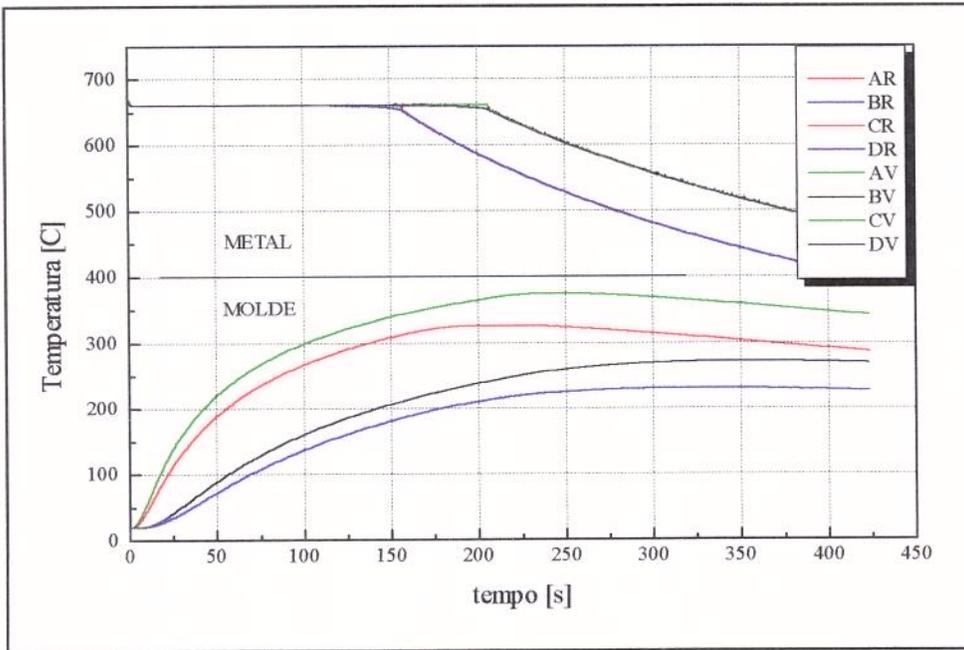


FIGURA 6.10b - Perfis de temperatura simulados para o molde em areia com resina de cura a frio (R) e areia verde (V): centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 2ª corrida.

No que se refere à comparação dos **perfis de temperatura nos moldes**, valem as mesmas considerações feitas para o metal. Entretanto, estes apresentam diferenças mais significativas, devido a não consideração de fatores importantes tais como a evaporação da água (presença de patamares registrados pelos termopares) e queima de componentes ligantes.

6.3.4 Estimativa do coeficiente de condutividade térmica da areia com resina de cura a frio

A dificuldade de obtenção de dados referentes às propriedades do sistema metal/molde, tais como: calor específico, calor latente de solidificação (ligas metálicas), coeficientes de difusão (no sólido e no líquido), valores dos coeficientes de transferência de calor nas interfaces e principalmente neste caso em particular, valores de condutividade térmica para areias levam a uma relativa diferença entre valores simulados e experimentais como observado anteriormente, além da falta de concordância dos dados bibliográficos consultados^[23-25, 54-60], onde a variação chega a ser da ordem de 100 %, motivo pelo qual foram testados tais valores para as próximas simulações com ferro fundido nodular.

Com base nos valores experimentais do item anterior, pode-se concluir que o valor de $1,5 \text{ W/m K}^{[20]}$ para a condutividade térmica da *areia com resina de cura a frio* é compatível com os resultados experimentais (uma vez que outras variáveis a partir daí também começam também a apresentar influências significativas). Entretanto neste caso, como os valores simulados para os perfis de temperatura sempre estiveram abaixo dos experimentais, será adotado nas próximas simulações deste trabalho o valor de $1,4 \text{ W/m K}$ para o *coeficiente de condutividade da areia com resina de cura a frio* (Figuras 6.11a e 6.11b).

Quanto ao molde de *areia verde* fica claro que o valor utilizado de $1,2 \text{ [W/m K]}^{[57]}$ não pode ser extrapolado para os resultados experimentais, uma vez que outros parâmetros também deveriam ser alterados, devido principalmente a maior quantidade de água presente na composição (presença de patamares por volta de $100 \text{ }^\circ\text{C}$ nos perfis de temperatura), o que dificulta uma nova estimativa.

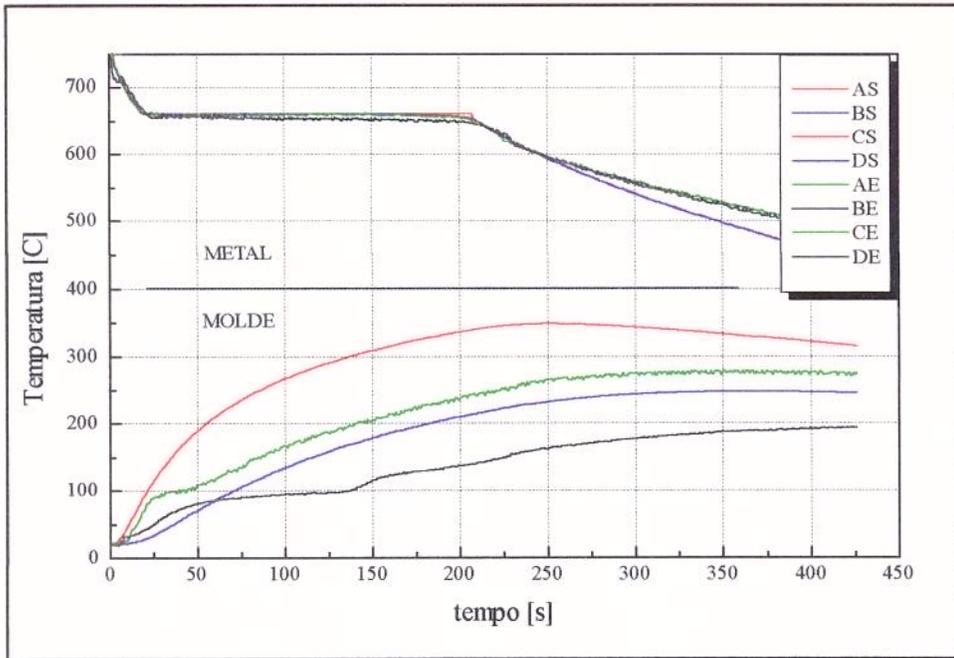


FIGURA 6.11a - Perfis de temperatura para o molde em areia com resina de cura a frio simulados (S) e experimentais (E): centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 1ª corrida.

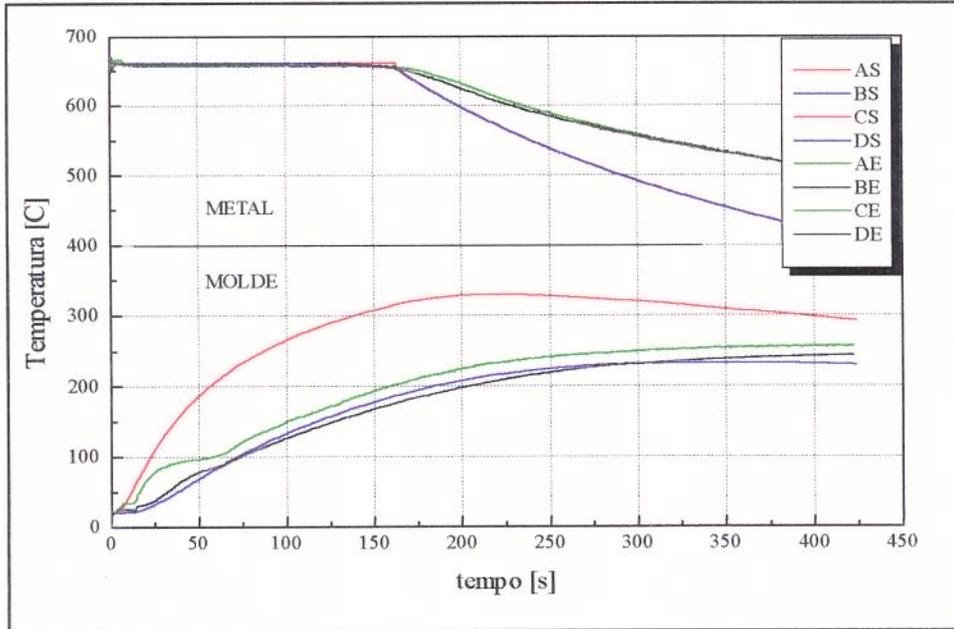


FIGURA 6.11b - Perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) para o molde em areia com resina de cura a frio: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B), molde a 4 mm da interface (C), molde a 8 mm da interface (D), 2ª corrida.

6.4 Análise dos perfis térmicos obtidos durante a solidificação da liga de ferro fundido nodular

Estas experiências tiveram como principal objetivo verificar as influências dos diferentes parâmetros que governam o processo de solidificação dos ferros fundidos nodulares, e estabelecer algumas correlações entre estes parâmetros e a formação das microestruturas. Procurou-se obter através dos perfis de temperatura e suas derivadas, valores para parâmetros que governam o processo de solidificação.

6.4.1 Comparação dos perfis térmicos simulados e experimentais

A Tabela 6.1 apresenta a composição química, o carbono equivalente (CE) calculado pela equação 2.3, e as temperaturas do metal após o enchimento dos moldes. Tais valores foram utilizados no modelo matemático para simulação e comparação com os perfis experimentais obtidos a partir de três corridas realizadas.

TABELA 6.1 - Valores da temperatura de enchimento, carbono equivalente e composição da liga utilizada.

<i>PRIMEIRA CORRIDA</i>								
Temp. °C	% CE	% C	% Si	% Mn	% Cr	% Mg	% P	% S
1280	4,00	3,30	2,30	0,60	0,20	0,02	0,021	0,017
<i>SEGUNDA CORRIDA</i>								
Temp. °C	% CE	% C	% Si	% Mn	% Cr	% Mg	% P	% S
1300	4,10	3,40	2,30	0,80	0,20	0,03	0,020	0,017
<i>TERCEIRA CORRIDA</i>								
Temp. °C	% CE	% C	% Si	% Mn	% Cr	% Mg	% P	% S
1265	4,20	3,60	2,00	0,92	0,36	0,05	0,021	0,012

Nas simulações realizadas foi adotado o valor de 1130 °C para a temperatura de solidificação eutética estável (T_{EE}), obtido a partir do resultado experimental da primeira corrida.

Com base na composição química e na equação 2.2, foi calculado para cada corrida o valor da temperatura de solidificação do eutético metastável (T_{EM}), uma vez que a tentativa de obter tal valor através do vazamento da liga em um molde com telúrio não apresentou resultado satisfatório, devido a ocorrência de estrutura mesclada de grafita e carbonetos.

A seguir nas Figuras 6.12 a 6.17, são apresentados os perfis de temperatura simulados e experimentais, para o **centro** dos cilindros de 30 mm e 50 mm de diâmetro para cada uma das corridas realizadas, bem como a primeira derivada dos perfis experimentais, de onde podem ser obtidos com maior precisão os tempos correspondentes às temperaturas de transformações.

As Figuras 6.18 a 6.20, apresentam a comparação dos perfis de temperaturas simulados e experimentais em diferentes pontos no **metal** e no **molde** para o cilindro de 50 mm de diâmetro (ver Figura 5.6).

A Tabela 6.2, apresenta os **tempos** e **temperaturas** de final de solidificação para os cilindros de 30 mm e 50 mm de diâmetro, obtidos a partir dos perfis experimentais e correspondentes derivadas de cada uma das corridas realizadas, sendo comparados com os resultados simulados.

Da análise dos resultados das três experiências realizadas em condições semelhantes conclui-se que a repetibilidade dos resultados experimentais para cada um dos casos (30 e 50 mm) pode ser considerada muito boa.

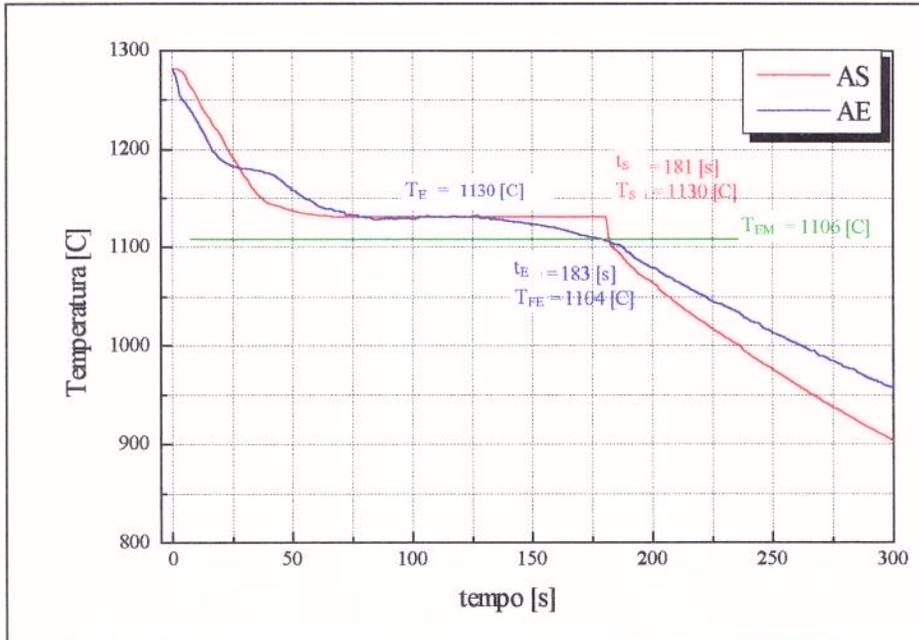


FIGURA 6.12a - Comparação entre os perfis de temperatura simulado (S) e experimental (E), no centro (A) do cilindro de 30 mm de diâmetro para a **primeira corrida**.

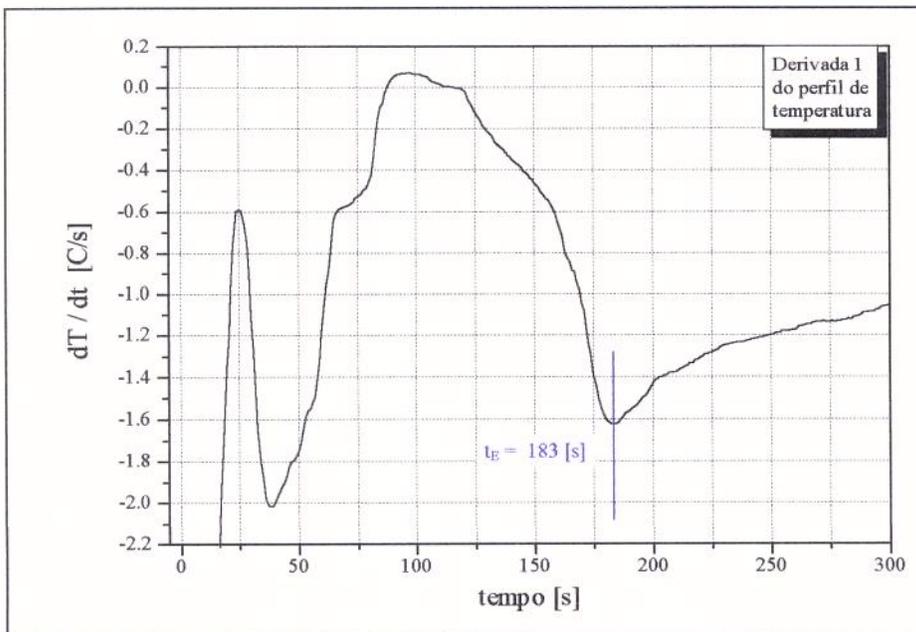


FIGURA 6.12b - Determinação do tempo de solidificação experimental, para o cilindro de 30 mm de diâmetro para a **primeira corrida**.

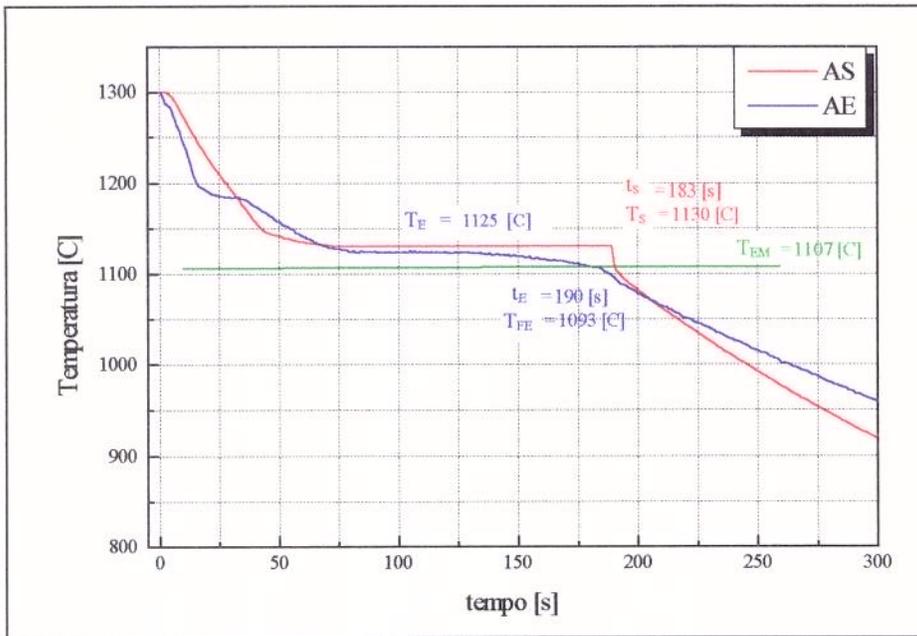


FIGURA 6.13a - Comparação entre os perfis de temperatura simulado (S) e experimental (E), no centro (A) do cilindro de 30 mm de diâmetro para a **segunda corrida**.

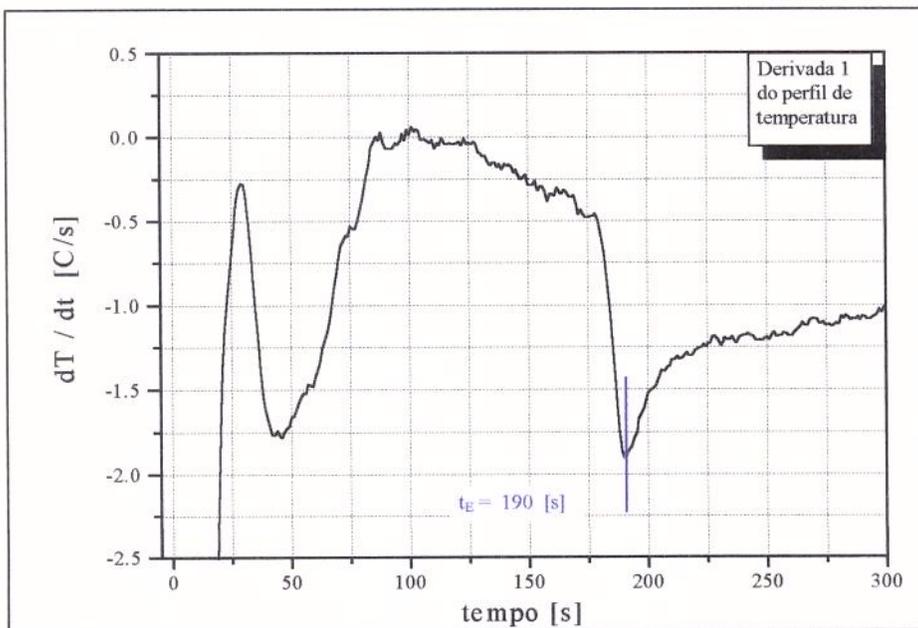


FIGURA 6.13b - Determinação do tempo de solidificação experimental, para o cilindro de 30 mm de diâmetro para a **segunda corrida**.

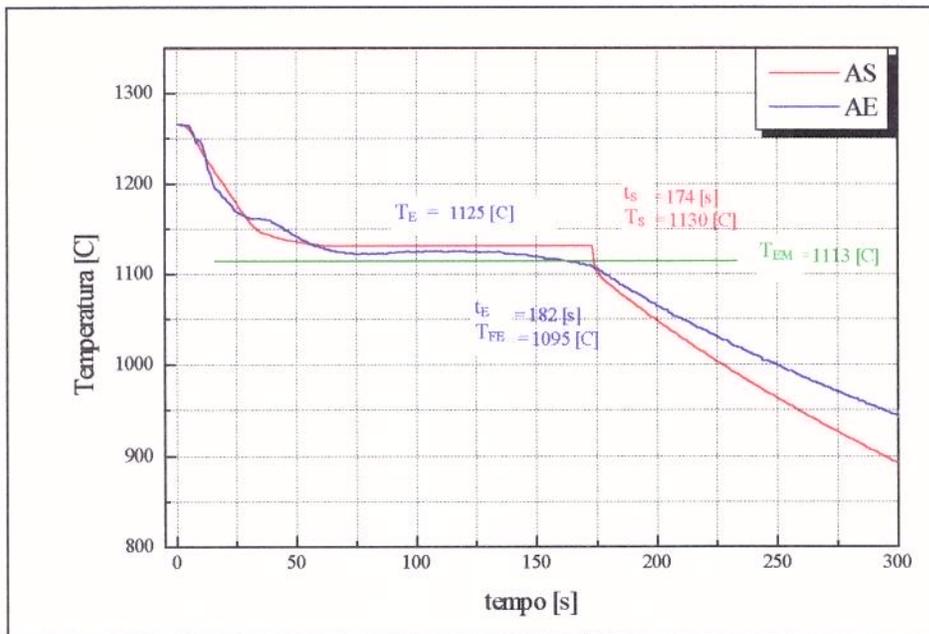


FIGURA 6.14a - Comparação entre os perfis de temperatura simulado (S) e experimental (E), no centro (A) do cilindro de 30 mm de diâmetro para a **terceira corrida**.

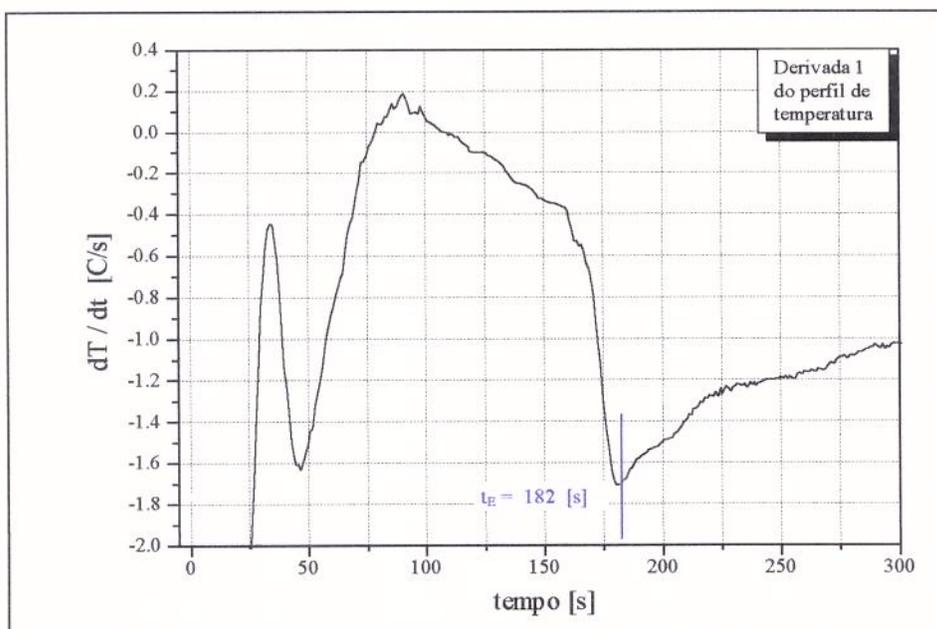


FIGURA 6.14b - Determinação do tempo de solidificação experimental, para o cilindro de 30 mm de diâmetro para a **terceira corrida**.

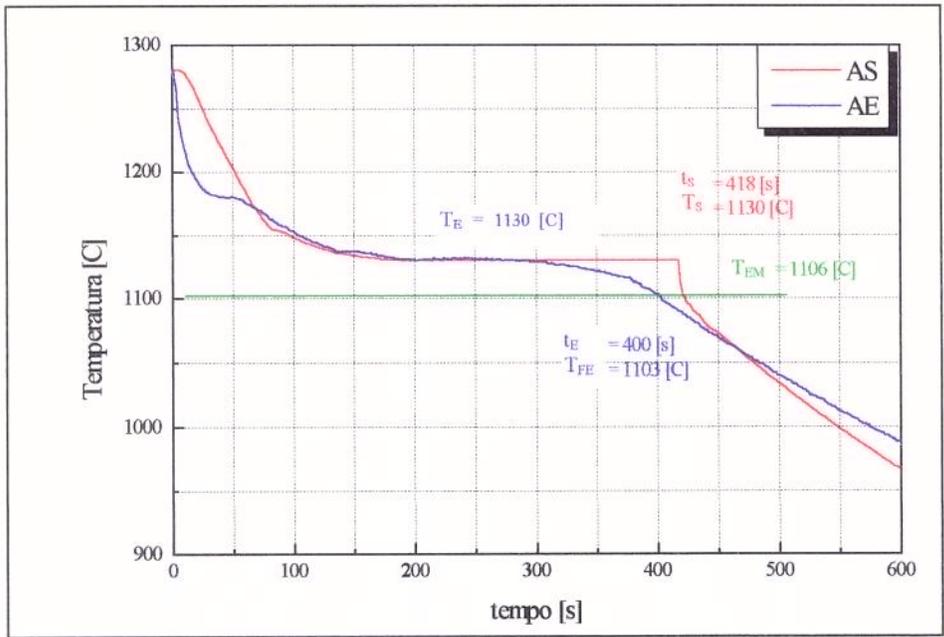


FIGURA 6.15a - Comparação entre os perfis de temperatura simulado (S) e experimental (E) no centro (A), do cilindro de 50 mm de diâmetro para a **primeira corrida**.

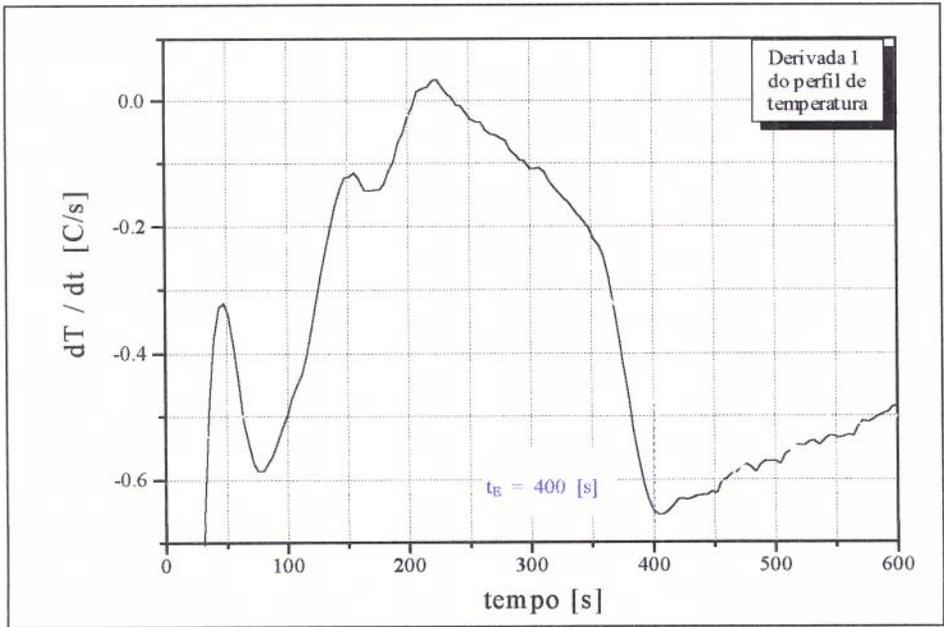


FIGURA 6.15b - Determinação do tempo de solidificação experimental, para o cilindro de 50 mm de diâmetro para a **primeira corrida**.

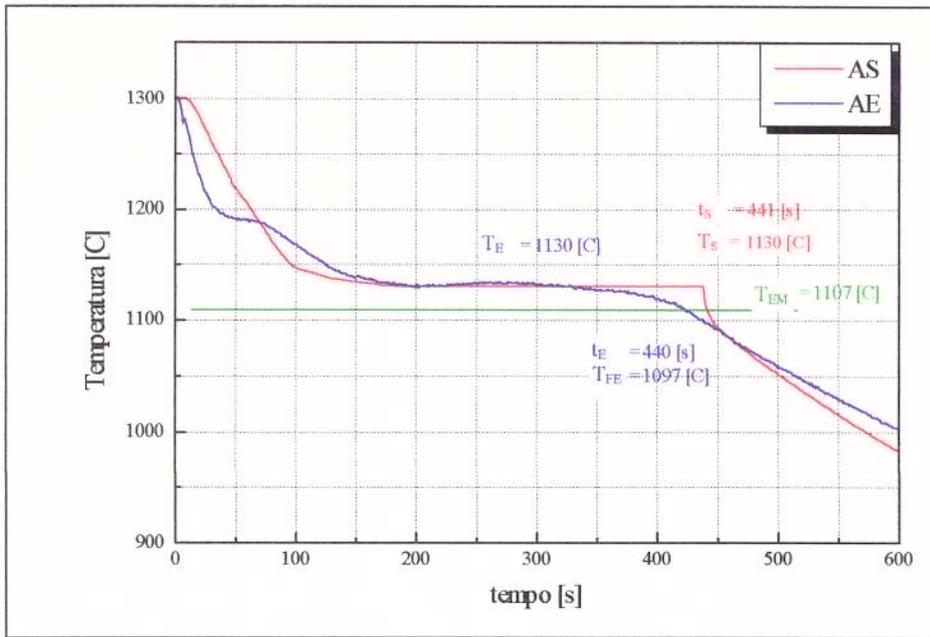


FIGURA 6.16a - Comparação entre os perfis de temperatura simulado (S) e experimental (E), no centro (A) do cilindro de 50 mm de diâmetro para a **segunda corrida**.

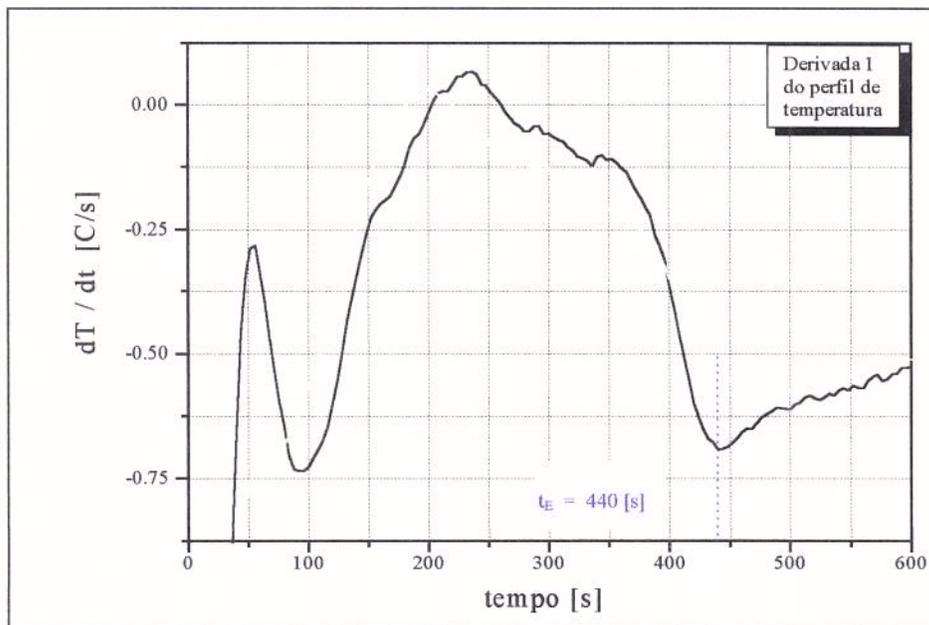


FIGURA 6.16b - Determinação do tempo de solidificação no centro do cilindro de 50 mm de diâmetro durante a **segunda corrida**.

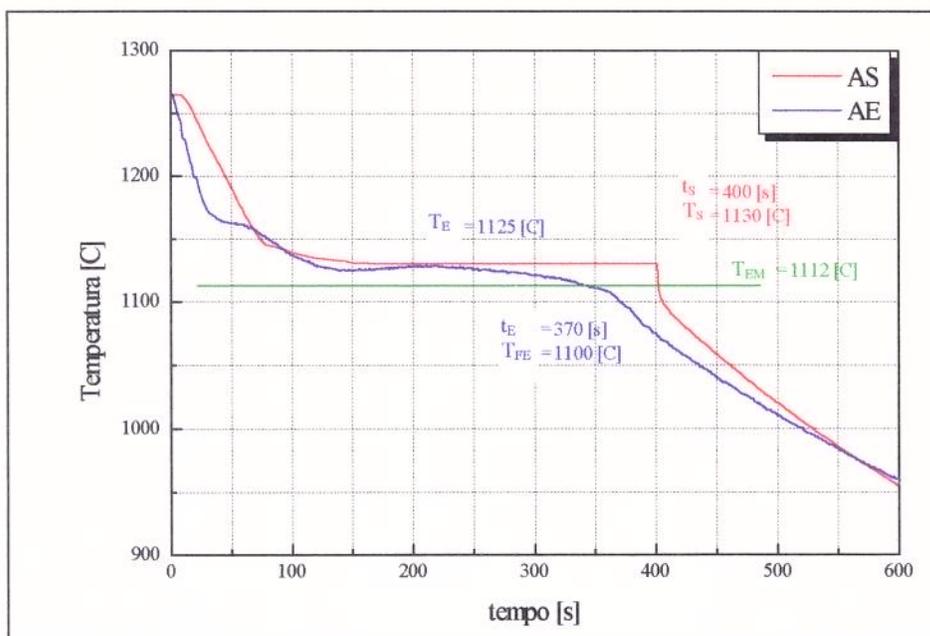


FIGURA 6.17a - Comparação entre os perfis de temperatura simulado (S) e experimental (E), no centro (A) do cilindro de 50 mm de diâmetro para a **terceira corrida**.

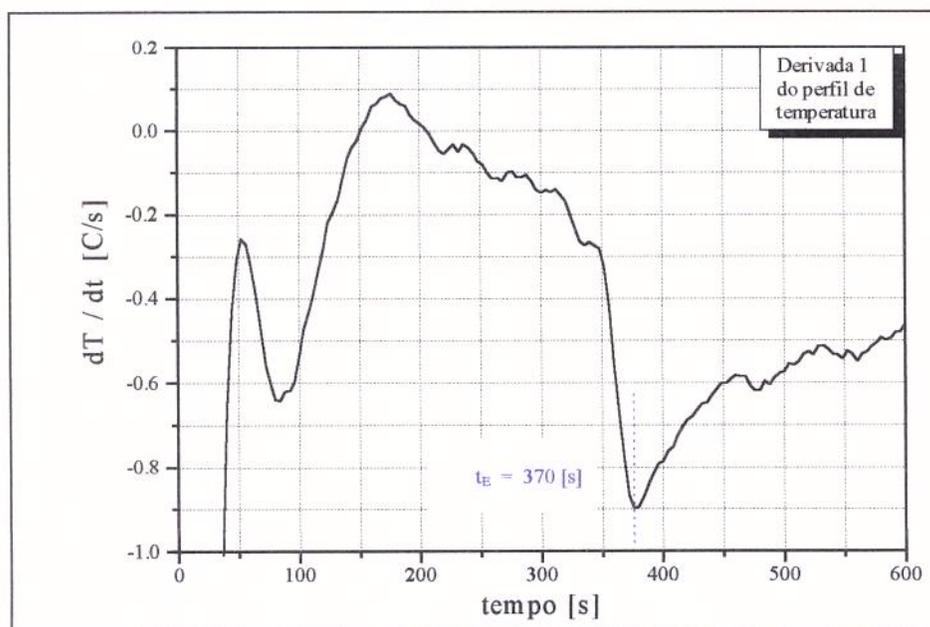


FIGURA 6.17b - Determinação do tempo de solidificação no centro do cilindro de 50 mm de diâmetro para a **terceira corrida**.

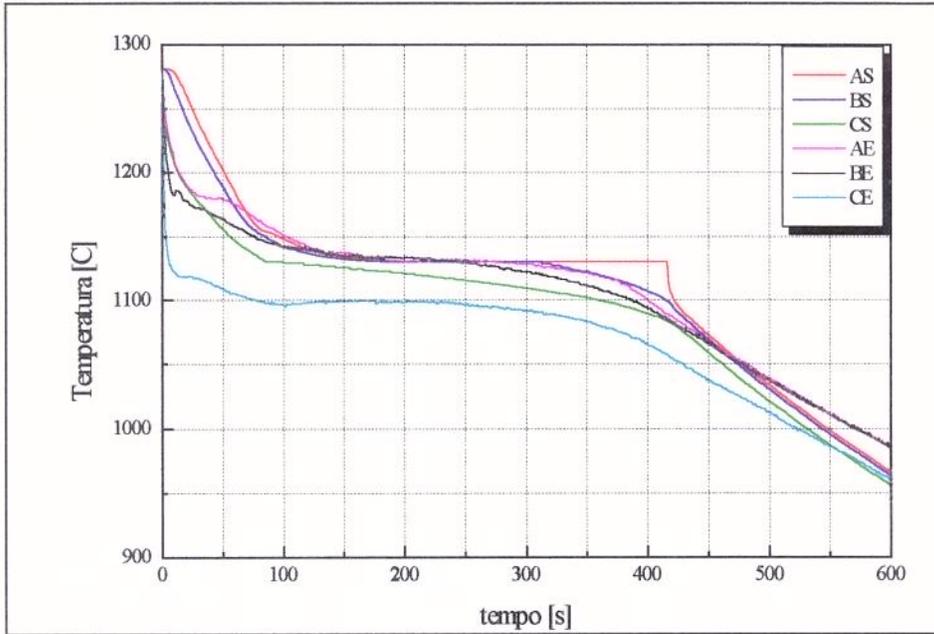


FIGURA 6.18a - Comparação dos perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) nas seguintes posições no metal: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B) e interface metal-molde (C), para a **primeira corrida**.

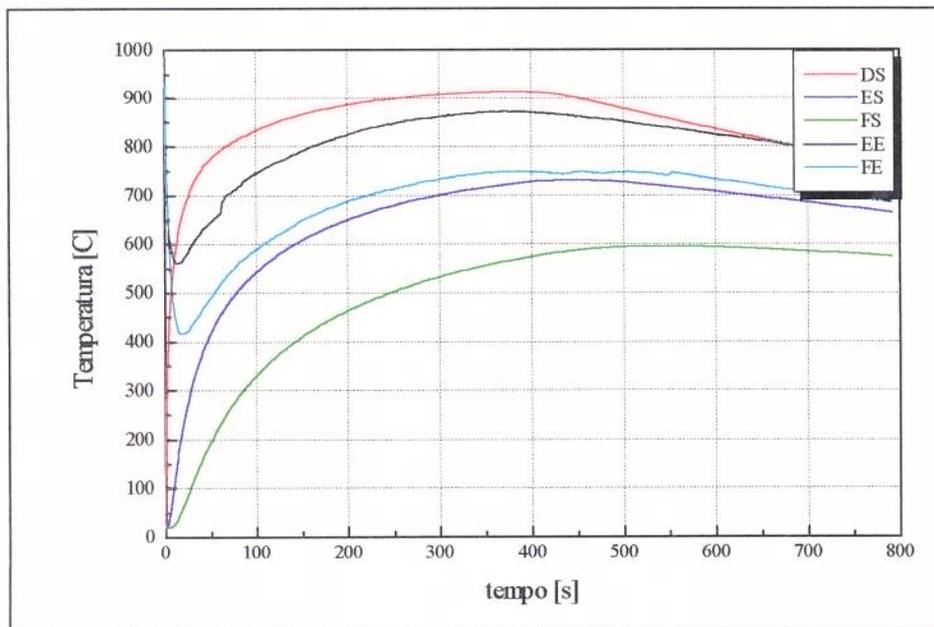


FIGURA 6.18b - Comparação dos perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) nas seguintes posições no molde a partir da interface metal/molde: interface-molde (D), 5 mm (E) e 10 mm (F), para a **primeira corrida**.

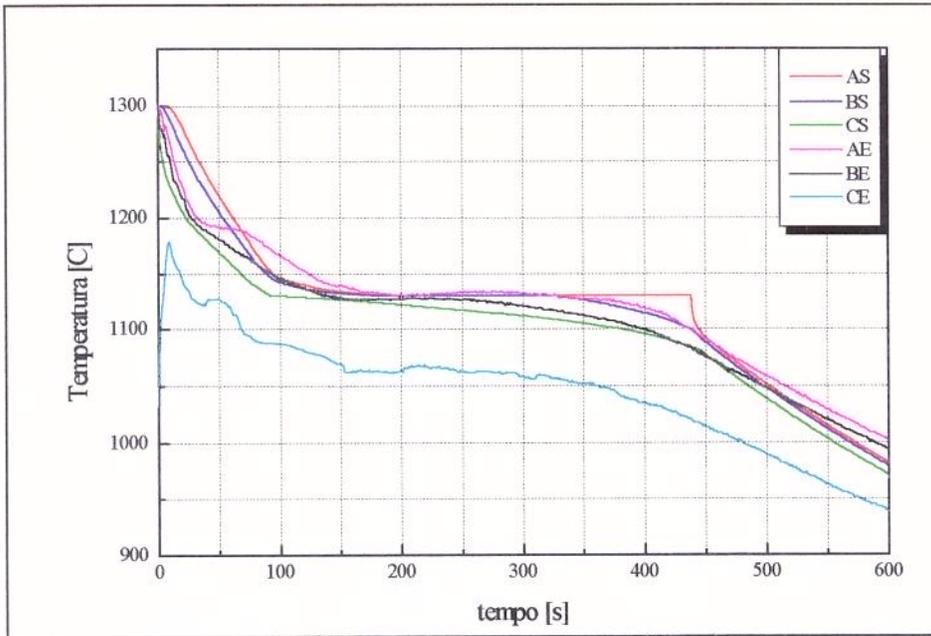


FIGURA 6.19a - Comparação dos perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) nas seguintes posições no metal: centro (A), $\frac{1}{2}$ raio (B) e interface metal-molde (C), para a **segunda corrida**.

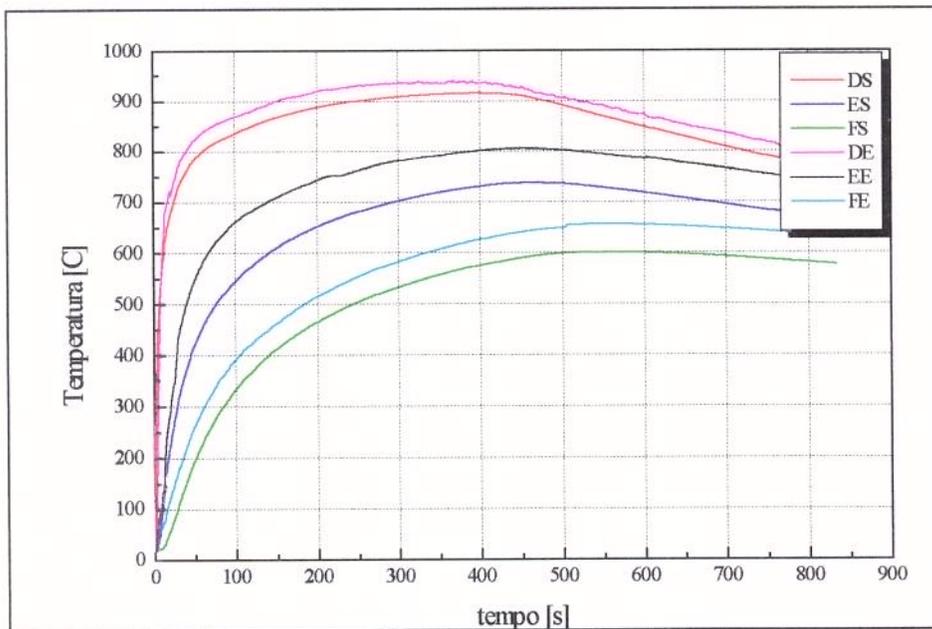


FIGURA 6.19b - Comparação dos perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) nas seguintes posições no molde a partir da interface metal/molde: interface-molde (D), 5 mm (E) e 10 mm (F), para a **segunda corrida**.

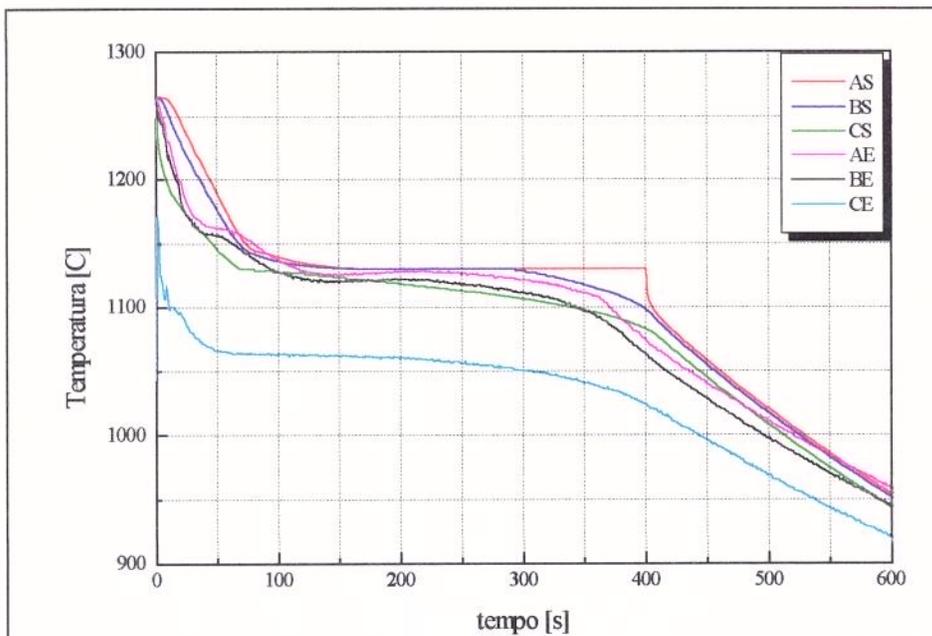


FIGURA 6.20a - Comparação dos perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) nas seguintes posições no metal: centro (A), ½ raio (B) e interface metal-molde (C), para a **terceira corrida**.

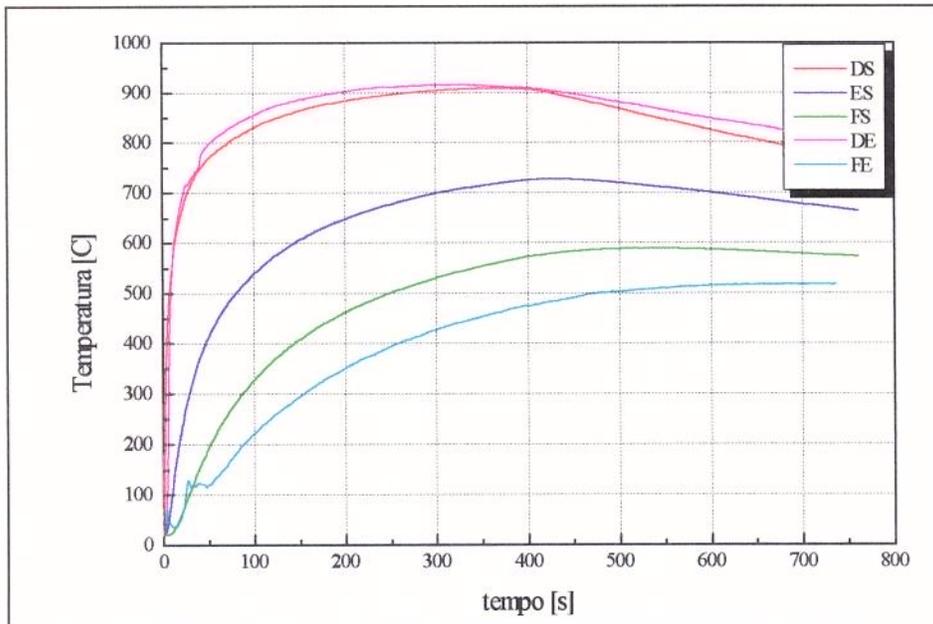


FIGURA 6.20b - Comparação dos perfis de temperatura simulados (S) e experimentais (E) nas seguintes posições no molde a partir da interface metal/molde: interfacemolde (D), 5 mm (E) e 10 mm (F), para a **terceira corrida**.

Tabela 6.2 - Resultados da análise térmica.

Cilindro de 30 mm de diâmetro							
Simulado			Experimental				
	T_s [°C]	t_s [s]	T_E [°C]	T_{FE} [°C]	t_E [s]	T_{EM} [°C]	T_v [°C]
1ª corrida	1130	181	1130	1104	183	1106	1280
2ª corrida	1130	183	1125	1093	190	1107	1300
3ª corrida	1130	174	1125	1095	182	1113	1265
Cilindro de 50 mm de diâmetro							
Simulado			Experimental				
	T_s [°C]	t_s [s]	T_E [°C]	T_{FE} [°C]	t_E [s]	T_{EM} [°C]	T_v [°C]
1ª corrida	1130	418	1130	1103	400	1106	1280
2ª corrida	1130	441	1130	1097	440	1107	1300
3ª corrida	1130	400	1125	1100	370	1113	1265
T_s - Temperatura de Solidificação Simulada t_s - Tempo de Solidificação Simulado T_E - Temperatura de Solidificação Experimental T_{FE} - Temperatura de Final de Solidificação Experimental t_E - Tempo de Solidificação Experimental T_{EM} - Temperatura Eutética Metastável T_v - Temperatura de Vazamento							

Da comparação dos **tempos de solidificação** simulados e experimentais no metal pode ser verificado que a concordância é muito boa, apresentando diferenças inferiores a 5 % na maioria dos casos. Com relação aos **perfis de temperatura** no molde as diferenças em alguns casos são pouco maiores que 10 %, mas mesmo assim podem ser considerados bons em função da liberação de gases, queima de resina e eventual liberação de umidade, que não são considerados na simulação e influem muito nos resultados experimentais. Além disso há dificuldade de obtenção de valores precisos para propriedades termofísicas de moldes de areia, conforme citado no item 6.3, que influem diretamente nos perfis simulados. Na 1ª corrida houve ainda uma pequena abertura do molde com infiltração de metal influenciando sensivelmente os perfis.

6.4.2 Relação entre taxas de resfriamento e número de nódulos de grafita

Com base nos resultados experimentais obtidos com uso da coquilha (Figura 6.23), foram calculadas as derivadas (dT/dt) para cada perfil de temperatura (Figuras 6.24 a 6.29), de onde é possível obter com maior precisão os tempos e as temperaturas de transformações para cada posição no metal. Usando a equação 6.1, procurou-se calcular as **taxas de resfriamento médias** ($\Delta T/\Delta t$), que foram posteriormente relacionadas com o **número de nódulos de grafita** (N), formados durante a solidificação da liga (Figuras 6.30 a 6.36).

$$\Delta T/\Delta t = \frac{1180 - 1140}{t_{1180} - t_{1140}} \text{ [}^\circ\text{C/s]} \quad [6.1]$$

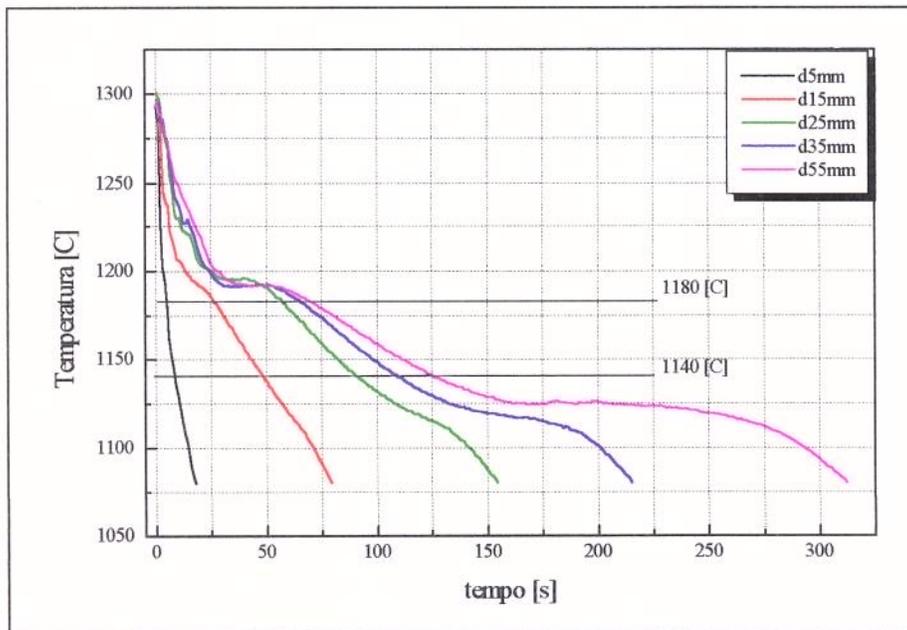


FIGURA 6.23 - Perfis de temperatura obtidos do molde com coquilha correspondente a Figura 5.7.

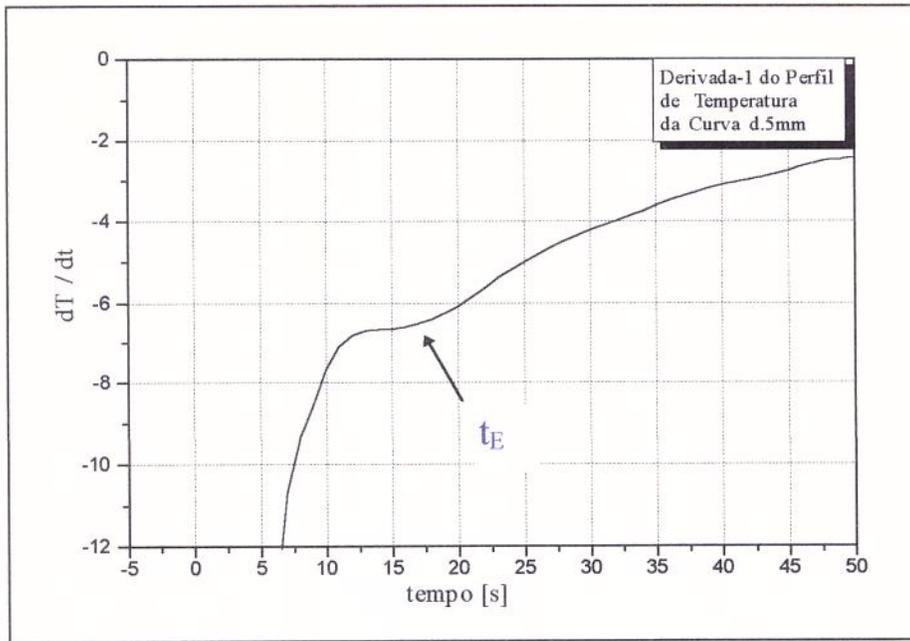


FIGURA 6.24 - Determinação do patamar de solidificação para o perfil de temperatura a **5 mm** da coquilha.

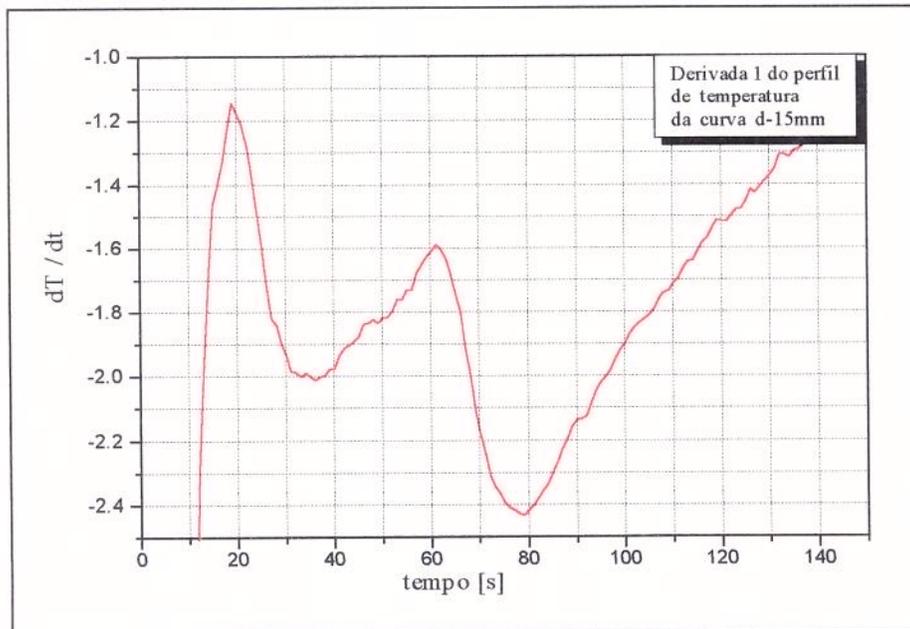


FIGURA 6.25 - Determinação dos tempos de transformações para o perfil de temperatura a **15 mm** da coquilha.

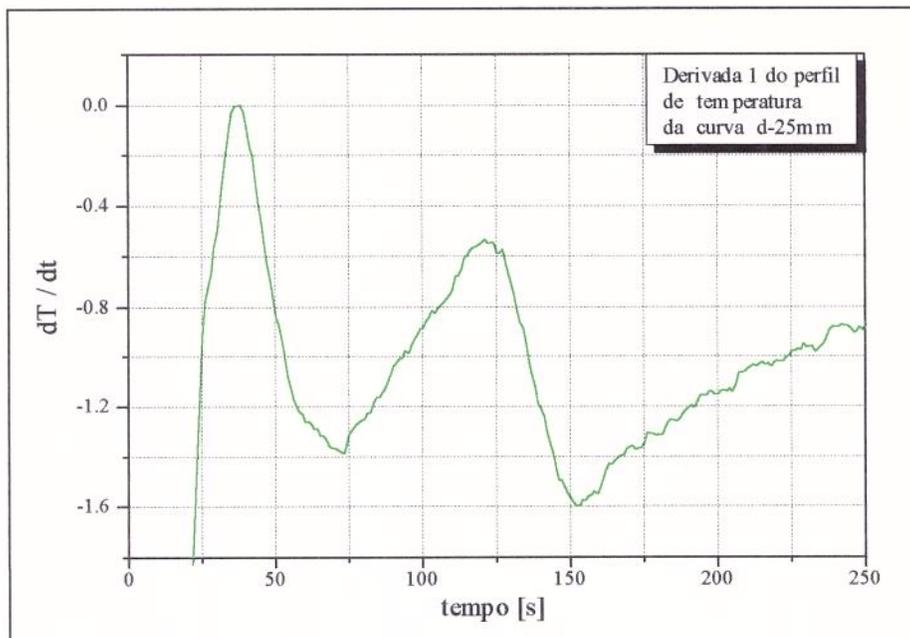


FIGURA 6.26 - Determinação dos tempos de transformações para o perfil de temperatura a **25 mm** da coquilha.

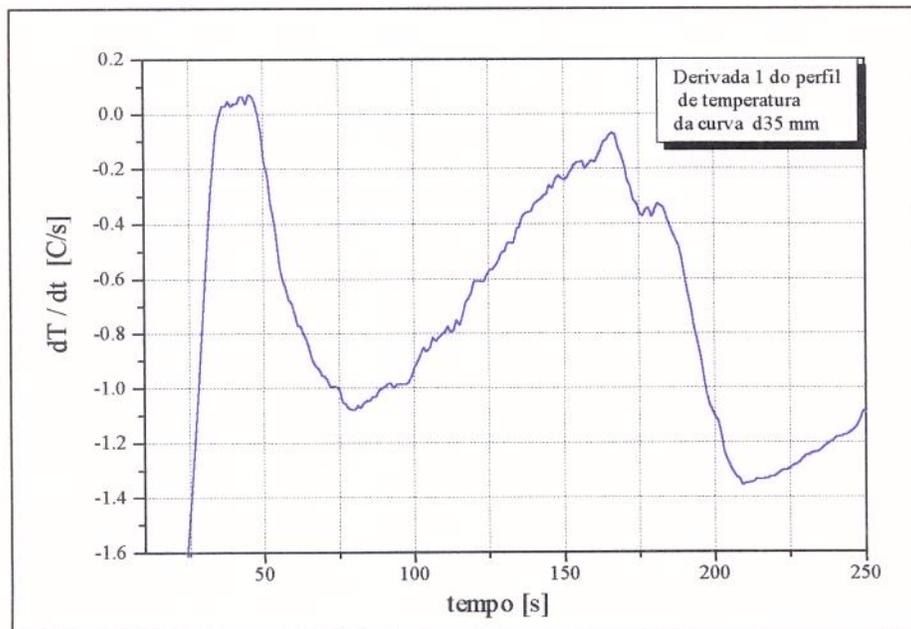


FIGURA 6.27 - Determinação dos tempos de transformações para o perfil de temperatura a **35 mm** da coquilha.

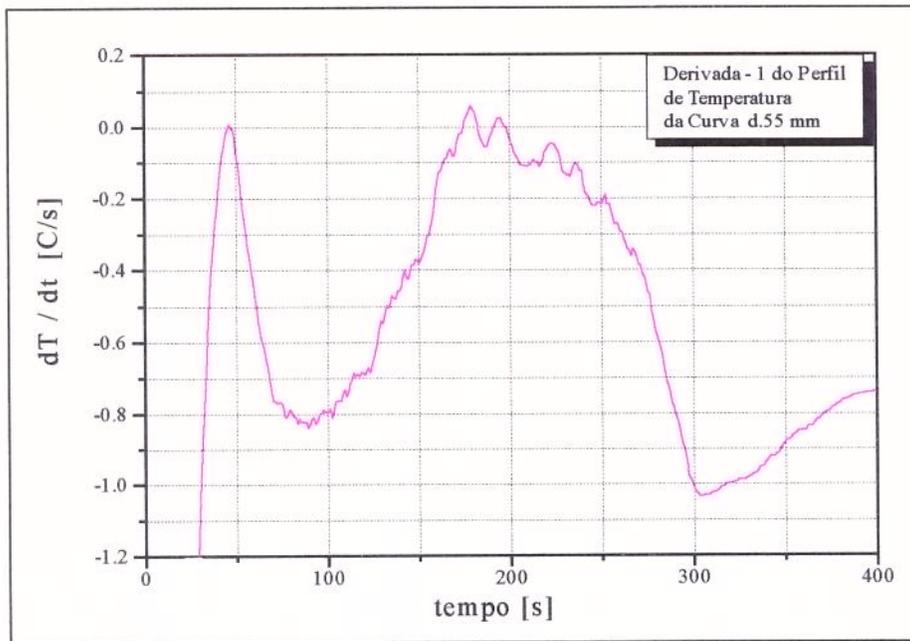


FIGURA 6.28 - Determinação dos tempos de transformações para o perfil de temperatura a **55 mm** da coquilha.

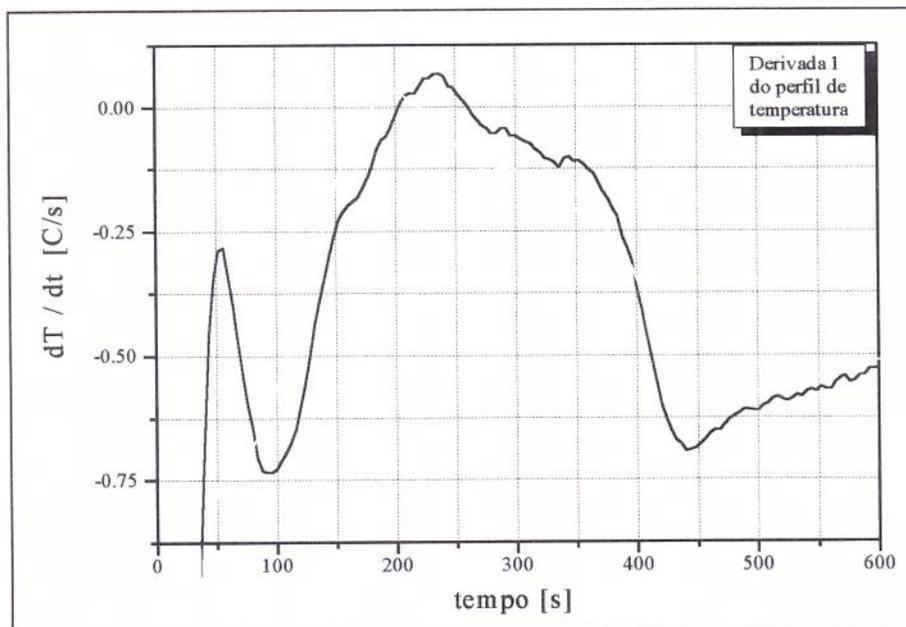


FIGURA 6.29 - Determinação dos tempos de transformações para o perfil de temperatura no centro do cilindro de 50 mm de diâmetro durante a **segunda corrida**.

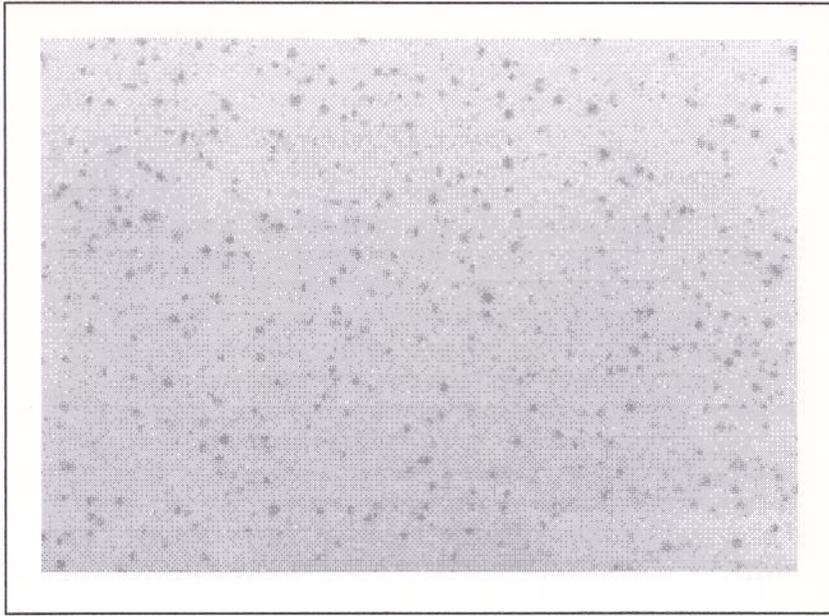


FIGURA 6.30 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular hipoeutético à distância de **5 mm** da coquilha (383 ± 48 nódulos/mm²), (ASTM A 277-67), grafita do tipo I, aumento de 100X, sem ataque.

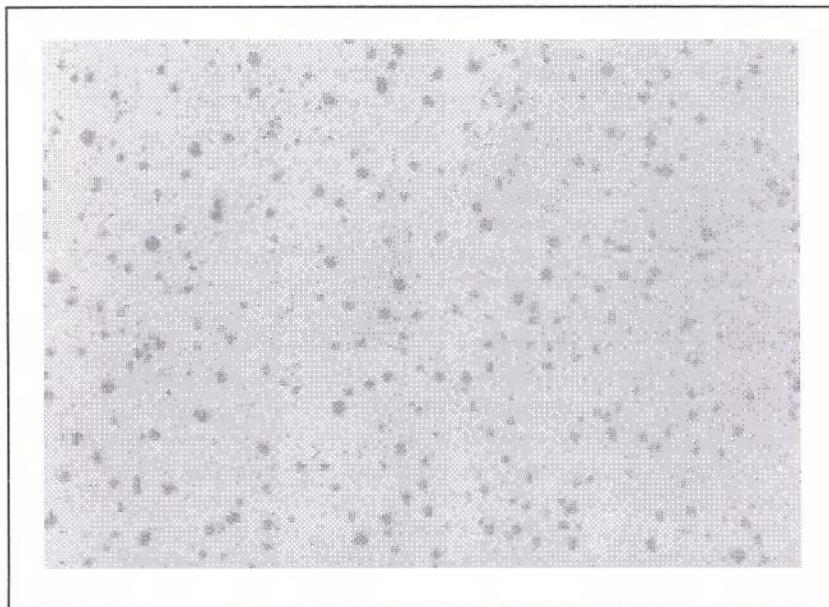


FIGURA 6.31 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular hipoeutético à distância de **15 mm** da coquilha (273 ± 24 nódulos/mm²), grafita do tipo I, aumento de 100X, sem ataque.

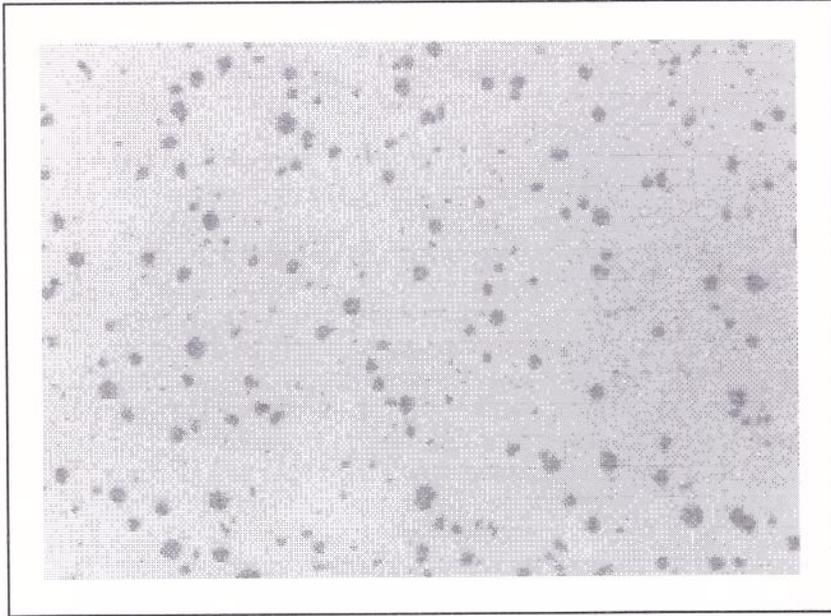


FIGURA 6.32 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular hipoeutético à distância de **25 mm** da coquilha (151 ± 20 nódulos/mm²), grafita do tipo I, aumento de 100X, sem ataque.

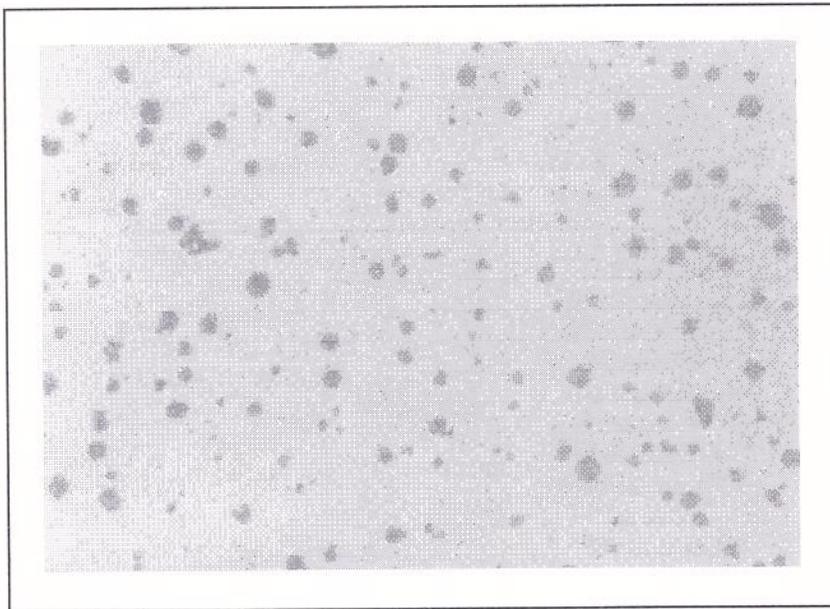


FIGURA 6.33 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular hipoeutético à distância de **35 mm** da coquilha (112 ± 13 nódulos/mm²), grafita do tipo I, aumento de 100X, sem ataque.

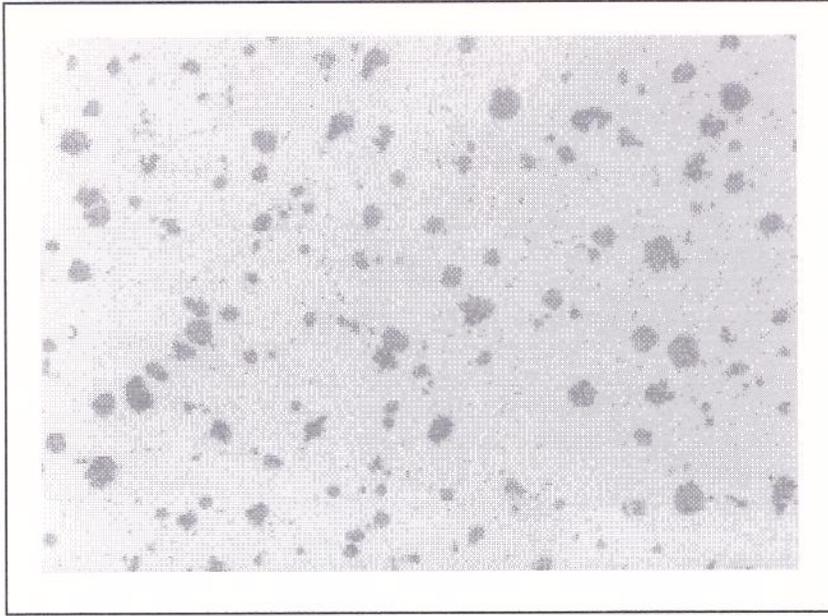


FIGURA 6.34 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular hipoeutético à distância de **45 mm** da coquilha (95 ± 12 nódulos/mm²), grafita dos tipos I e II, aumento de 100X, sem ataque.

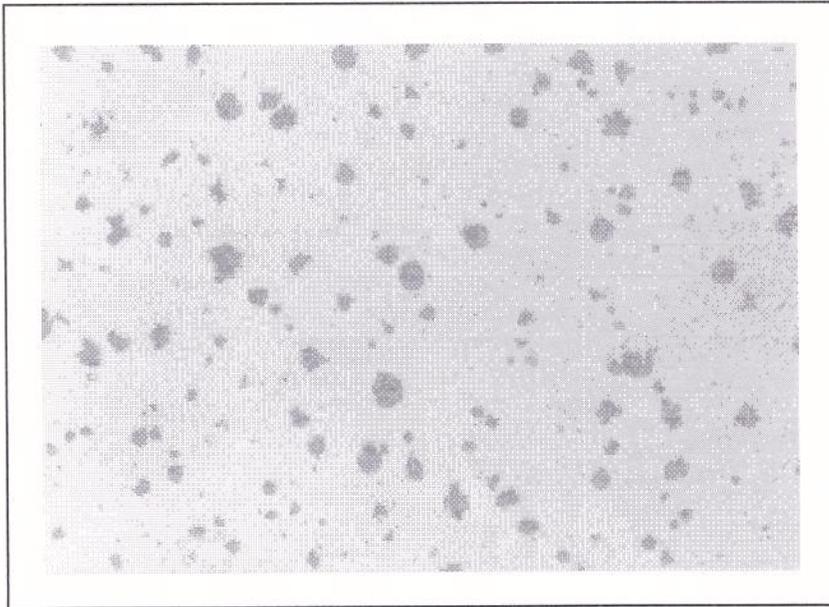


FIGURA 6.35 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular hipoeutético à distância de **55 mm** da coquilha (77 ± 10 nódulos/mm²), grafita dos tipos I e II, aumento de 100X, sem ataque.

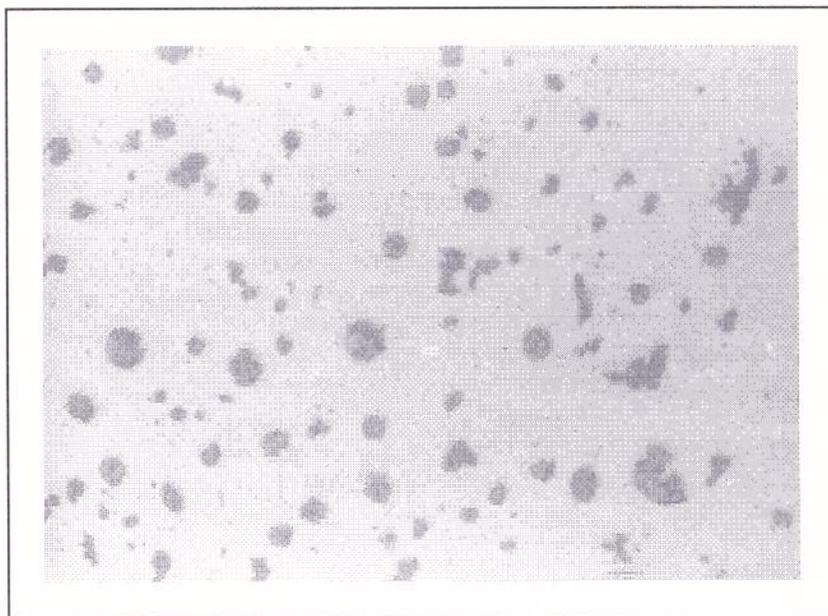


FIGURA 6.36 - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular no **centro** do cilindro de 50 mm de diâmetro (67 ± 8 nódulos/mm²), grafita dos tipos I e IV aumento de 100X, sem ataque, **segunda corrida**.

A partir das taxas de resfriamento calculadas pela equação 6.1 e da contagem dos nódulos de grafita para as posições: 5 mm, 15 mm, 25 mm, 45 mm (taxa média estimada entre 35 mm e 55 mm), 55 mm e centro do cilindro de 50 mm (segunda corrida), foi determinada a relação entre a **taxa de resfriamento** e o **número de nódulos de grafita** para a liga utilizada (Figura 6.37).

Dos valores plotados foi obtida, utilizando *software*, a equação abaixo, a qual relaciona a taxa de resfriamento ($\Delta T/\Delta t$) com o números de nódulos formados.

$$N = 379,79 + (27,213 - 379,73) / \{1 + \exp[(\Delta T/\Delta t - 1,544) / 0,404]\}$$

[Nºnódulos/mm²]

[6.2]

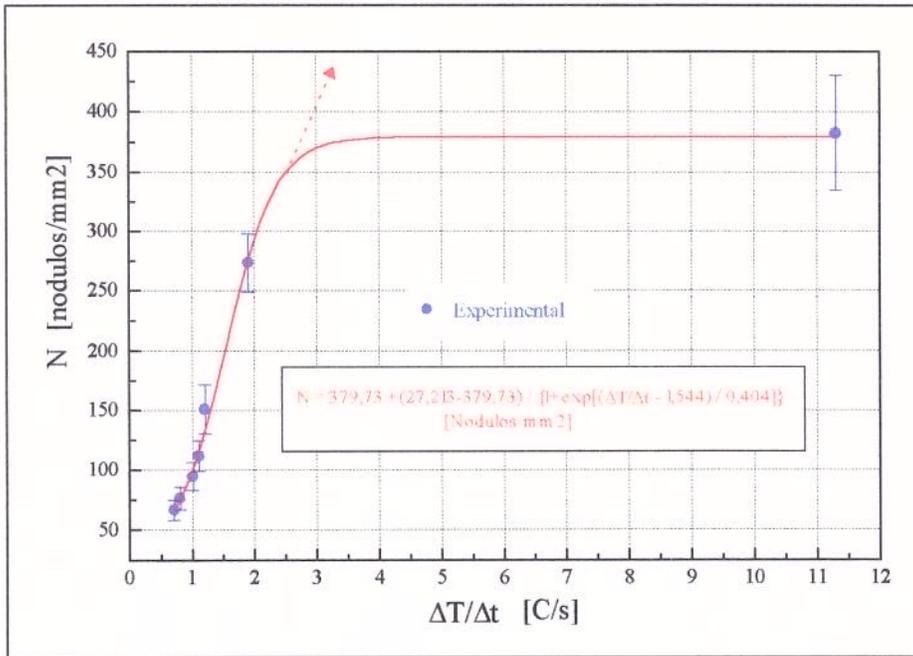


FIGURA 6.37 - Resultado experimental para o número de nódulos em função da taxa de resfriamento.

É possível a comparação das taxas de resfriamento da equação 6.1 (taxa média de resfriamento antes do início da solidificação eutética), com as taxas obtidas através das derivadas 1^{as} dos perfis de temperatura (taxa instantânea). Entretanto, neste trabalho foram utilizadas as taxas calculadas pela equação 6.1, devido à variações nas taxas instantâneas conforme o número de dados experimentais (pontos por segundo) registrado pelo sistema de aquisição.

Dos resultados obtidos pode ser observado que o número de nódulos cresce significativamente com o aumento da **taxa de resfriamento** até cerca de 3 °C/s, apresentando partir deste valor uma pequena variação devido ao grande crescimento de carbonetos, obstruindo a nucleação e crescimento de outros nódulos. Entretanto em ligas com reduzido teor de elementos promovedores de carbonetos e com maior quantidade de inoculante, o número de nódulos poderia aumentar de acordo com a extrapolação da curva que antecede o valor de 3 °C/s (Figura 6.37).

Ainda no que se refere ao **número de nódulos**, no caso da solidificação sem uso da coquilha, foi observado um aumento da quantidade de partículas de grafita do meio raio em direção ao centro do cilindro de 50 mm de diâmetro (Figuras 6.38a, 6.38b e 6.38c). Tal ocorrência já havia sido observada por SOUZA SANTOS^[61], entretanto na época o autor não realizou uma análise térmica mais aprofundada para os diferentes pontos nos corpos de prova, sugerindo tal análise para futuros trabalhos.

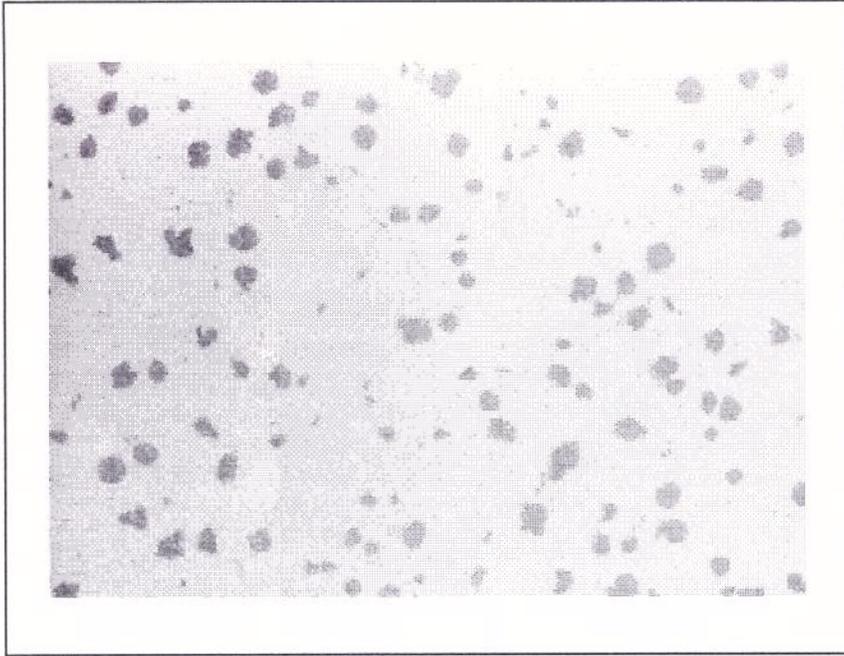


FIGURA 6.38a - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular na **superfície** do cilindro de 50 mm de diâmetro, $(90 \pm 12 \text{ n\u00f3dulos/mm}^2)$, grafita dos tipos I e II aumento de 100X, sem ataque, **segunda corrida**.

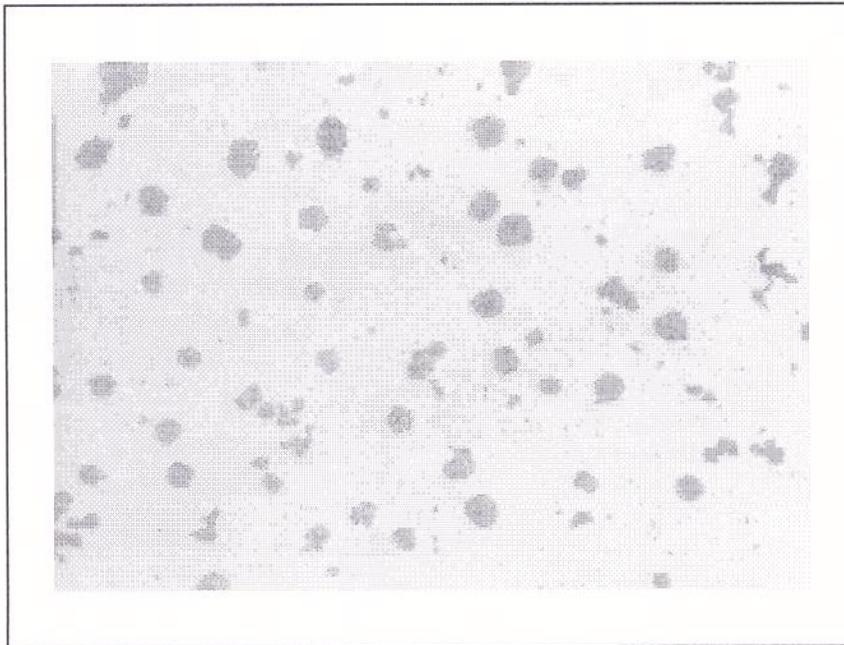


FIGURA 6.38b - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular no $\frac{1}{2}$ **raio** do cilindro de 50 mm de diâmetro, $(56 \pm 9 \text{ n\u00f3dulos/mm}^2)$, grafita dos tipos I e III aumento de 100X, sem ataque, **segunda corrida**.

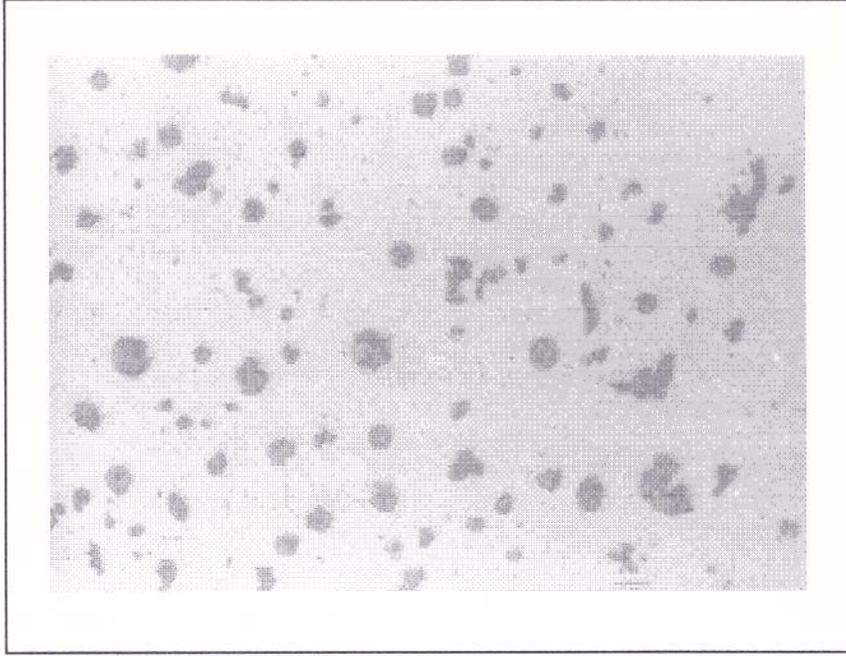


FIGURA 6.38c - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular no **centro** do cilindro de 50 mm de diâmetro, (67 ± 8 nódulos/mm²), grafita dos tipos I e III aumento de 100X, sem ataque, **segunda corrida**.

Desta forma como mostram as Figuras 6.39a a 6.41b, pode-se observar para o **centro** do cilindro uma maior taxa de resfriamento nos últimos estágios da solidificação quando comparado à posição $\frac{1}{2}$ **raio** para as três corridas relativas para o cilindro de 50 mm de diâmetro. Tal aumento é consequência da maior extração de calor por parte do sólido já formado e da pequena quantidade de calor latente de solidificação remanescente, provocando desta forma um acréscimo no número de nódulos de grafita, coerente com os resultados apresentados na Figura 6.37. Esta maior extração de calor em direção ao centro do cilindro é evidenciado pelo aumento das *velocidades de avanço das frentes liquidus e solidus*, simuladas pelo modelo matemático, e apresentadas na Figura 6.42.

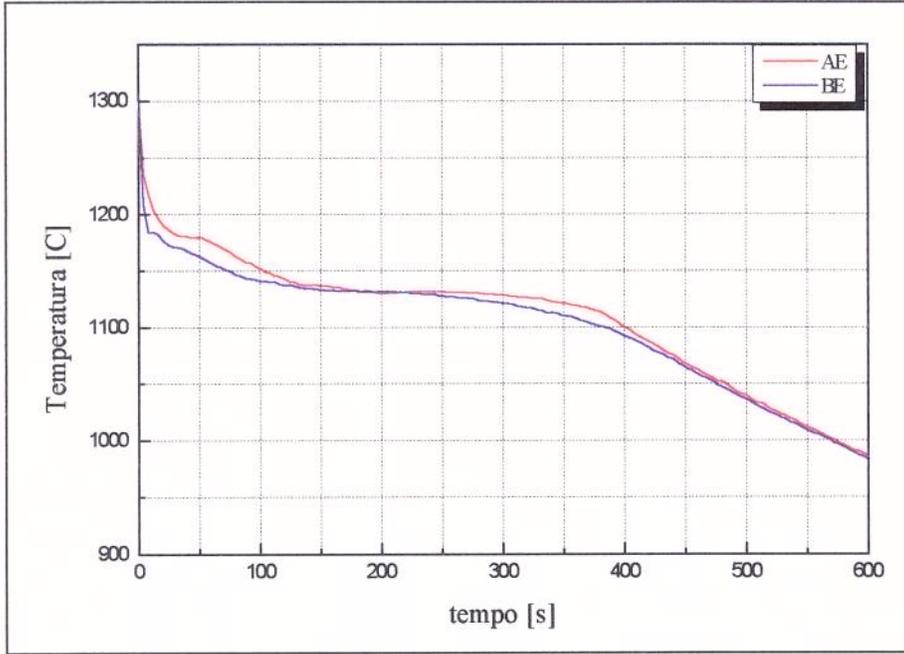


FIGURA 6.39a - Perfis de temperatura experimentais (E), no centro (A) e $\frac{1}{2}$ raio (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **primeira corrida**.

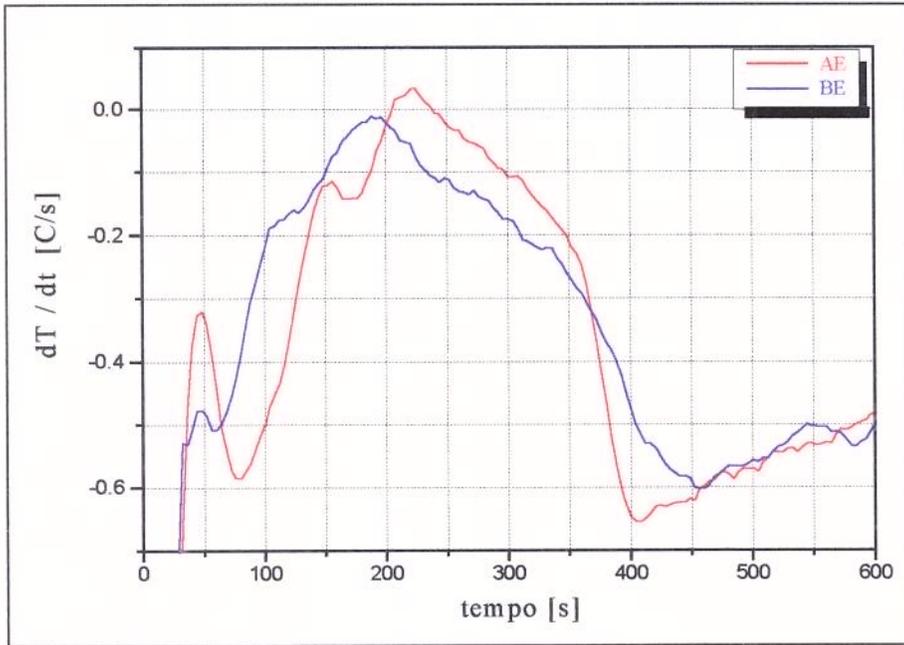


FIGURA 6.39b - Taxas de resfriamento obtidas a partir dos perfis de temperatura experimentais (E), no centro (A) e $\frac{1}{2}$ raio (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **primeira corrida**.

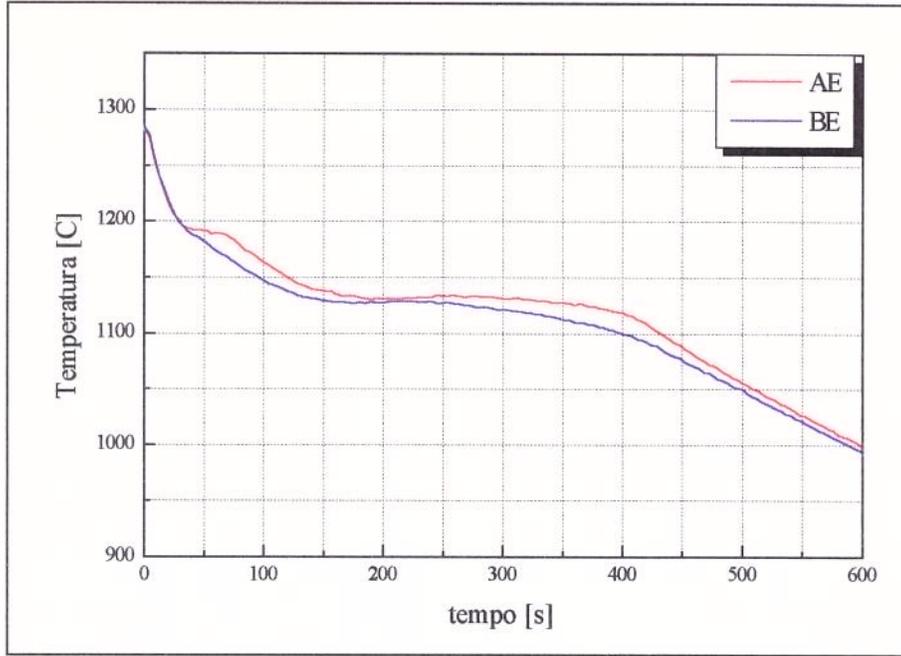


FIGURA 6.40a - Perfis de temperatura experimentais (E), no centro (A) e $\frac{1}{2}$ raio (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **segunda corrida**.

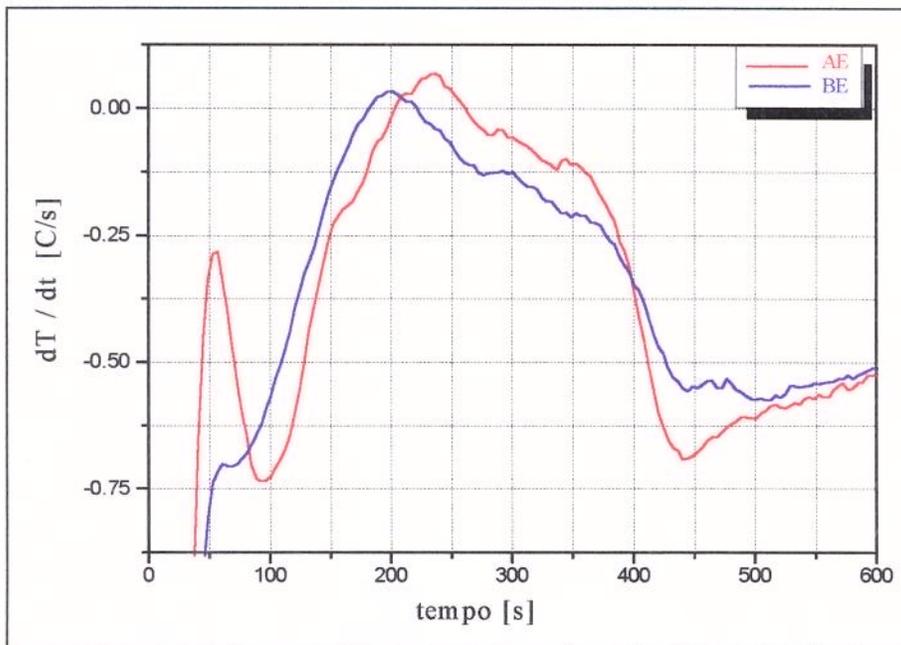


FIGURA 6.40b - Taxas de resfriamento obtidas a partir dos perfis de temperatura experimentais (E), no **centro** (A) e $\frac{1}{2}$ **raio** (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **segunda corrida**.

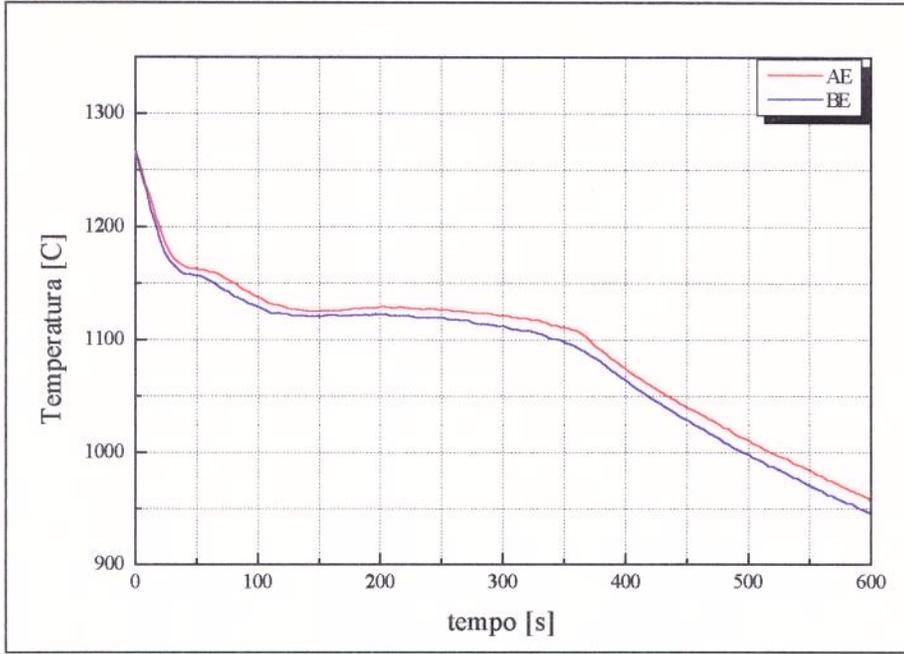


FIGURA 6.41a - Perfis de temperatura experimentais (E), no **centro** (A) e $\frac{1}{2}$ **raio** (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **terceira corrida**.

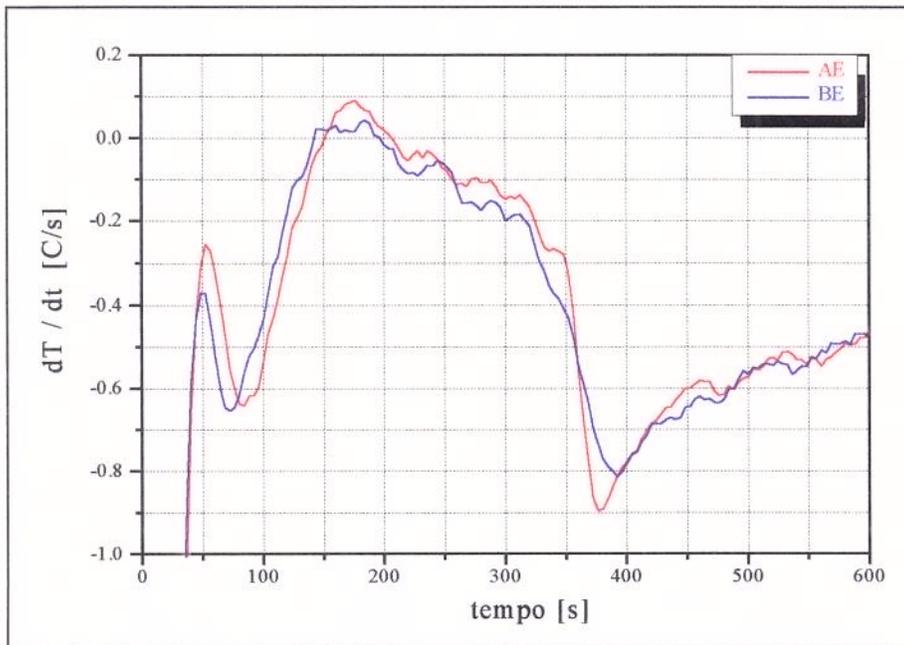


FIGURA 6.41b - Taxas de resfriamento obtidas a partir dos perfis de temperatura experimentais (E), no **centro** (A) e $\frac{1}{2}$ **raio** (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **terceira corrida**.

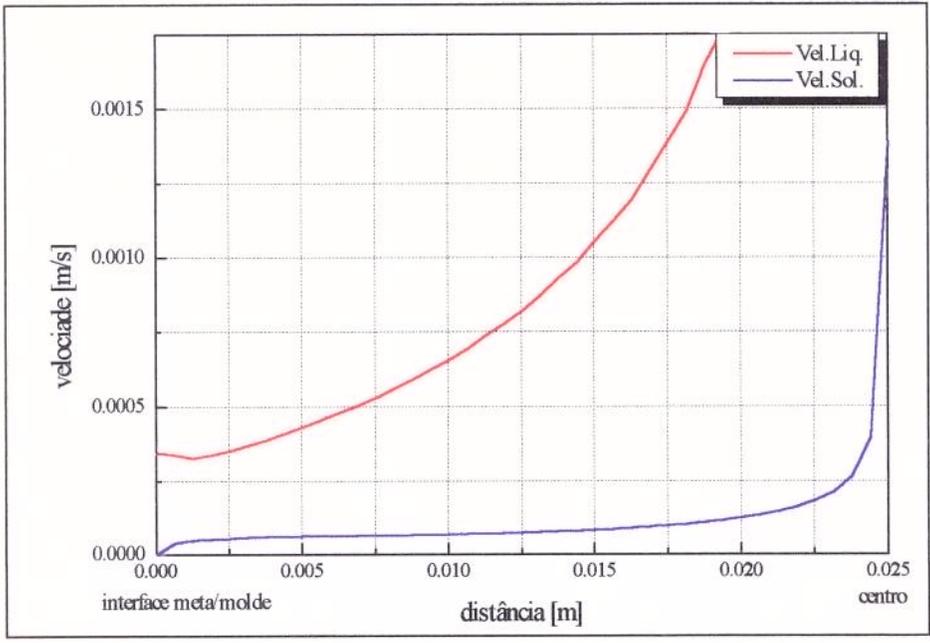


FIGURA 6.42 - Perfis de velocidade das *isothermas liquidus e solidus* simuladas para o cilindro de **50 mm** de diâmetro.

Cabe ainda uma última observação no que diz respeito à utilização da derivada primeira do perfil de temperatura para determinação do tempo de final de solidificação. No caso do tempo total de solidificação (centro do cilindro), pode-se considerar o ponto mínimo da derivada após o início da solidificação como valor real. Já no caso de outras posições no interior do cilindro o mesmo procedimento não é correto, uma vez que ocorre apenas uma inclinação da derivada continuando a apresentar valores decrescente até o final da solidificação do cilindro. Esta mudança na inclinação nem sempre é evidente nas curvas experimentais, devido a problemas inerentes à aquisição de dados. Estes tempos de solidificação em diferentes pontos do cilindro ficam no entanto evidenciados nas curvas das derivadas dos perfis de temperatura obtidas por simulação numérica conforme observado na Figura 6.43a e 6.43b.

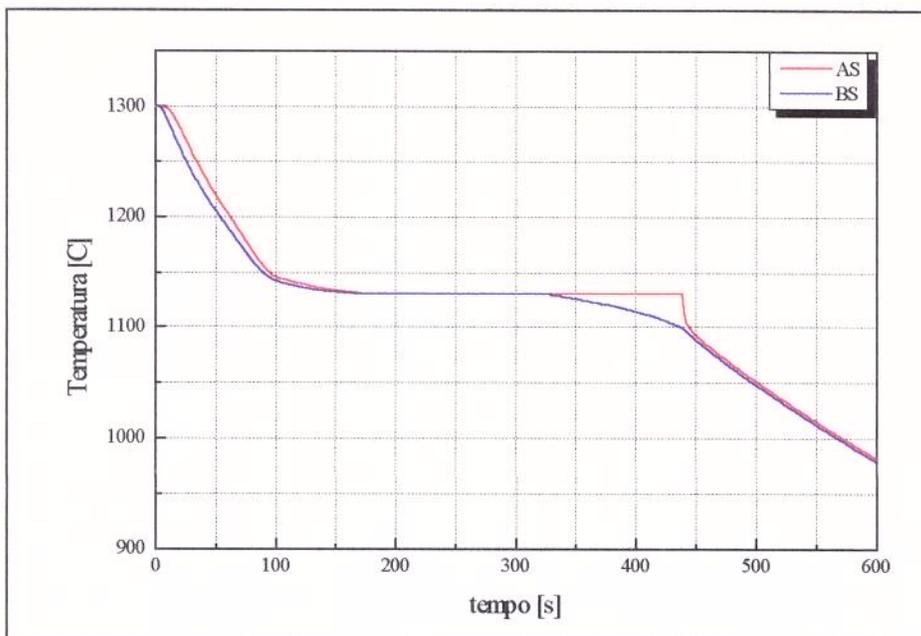


FIGURA 6.43a - Perfis de temperatura simulados (S), no centro (A) e $\frac{1}{2}$ raio (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **segunda corrida**.

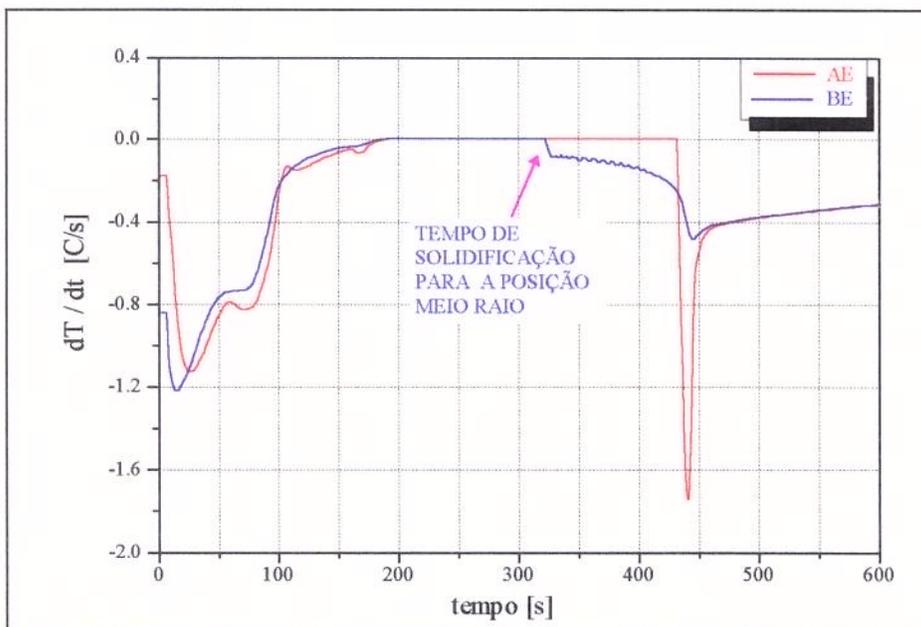


FIGURA 6.43b - Taxas de resfriamento obtidas a partir dos perfis de temperatura simulados (S), no **centro** (A) e $\frac{1}{2}$ **raio** (B), do cilindro de **50 mm** de diâmetro para a **segunda corrida**.

6.4.3 Relação entre as taxas de resfriamento e a composição química com a formação de coquilhamento inverso

Com relação ao *coquilhamento inverso*, são válidas as mesmas considerações feitas para o item anterior a respeito do acréscimo da **taxa de resfriamento** (Figuras 6.39a a 6.41b) e conseqüente aumento da *velocidade de avanço das isotermas solidus e liquidus* (Figura 6.42) nos últimos estágios da solidificação. Este acréscimo na **taxa de resfriamento** provoca o surgimento de carbonetos nestas regiões (Figuras 6.43a a 6.47), devido ao aumento da extração de calor e conseqüente superesfriamento abaixo da temperatura de transformação metastável no líquido remanescente, como visto no resultado da análise térmica presente na Tabela 6.2 para as três corridas realizadas.

No que se refere à composição química localizada, foram retiradas amostras da região central do cilindro da **terceira corrida**, onde foi observado maior concentração de carbonetos (Figura 6.44b) e de regiões superficiais livres de carbonetos (Figura 6.44a). Análises preliminares foram realizadas por microsonda e por espectômetro de absorção atômica, entretanto não foi verificado a segregação de cromo e manganês em direção ao centro do cilindro. O aumento da quantidade de cromo, manganês e decréscimo de silício, foi anteriormente constatado por PRINZ^[22] e descreve que a segregação destes elementos para as regiões centrais alteram as temperaturas de transformações eutéticas como visto no capítulo 2, provocando a solidificação de acordo com o sistema metastável.

Os resultados obtidos neste trabalho indicam que a formação de *coquilhamento inverso*, é devido principalmente ao aumento da taxa de resfriamento nas regiões centrais, bem como, a segregação de cromo e manganês (elementos estabilizantes de carbonetos) para o líquido interdendrítico. Embora não tenha sido observado através das análises preliminares, a segregação destes elementos para o líquido interdendrítico, ocorre devido ao grande acréscimo da *velocidade de avanço da isoterma liquidus* em relação a *isoterma solidus* (Figura 6.42), formando uma extensa região pastosa na região central do cilindro.

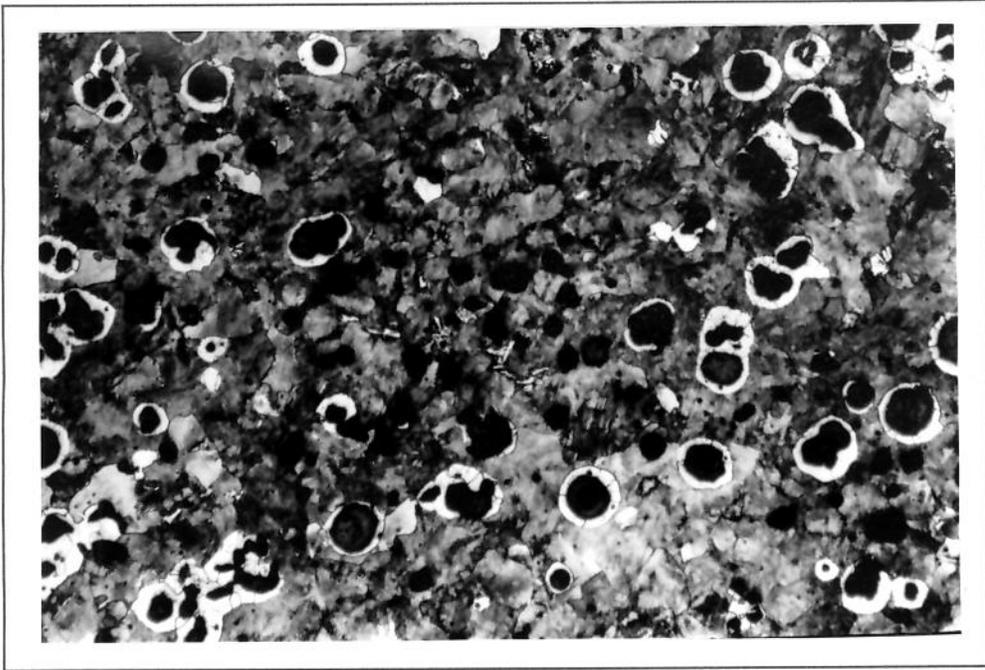


FIGURA 6.43a - Micrografia da amostra de ferro fundido nodular no **centro** do cilindro de 50 mm de diâmetro, grafita dos tipos I e II, presença de pequena quantidade de carbonetos eutéticos, em matriz perlítico-ferrítica com 85 % de perlita, aumento de 100X, ataque: nital 2%, **segunda corrida**.



FIGURA 6.43b - Micrografia da amostra anterior (Figura 6.44a) com aumento de 400X.

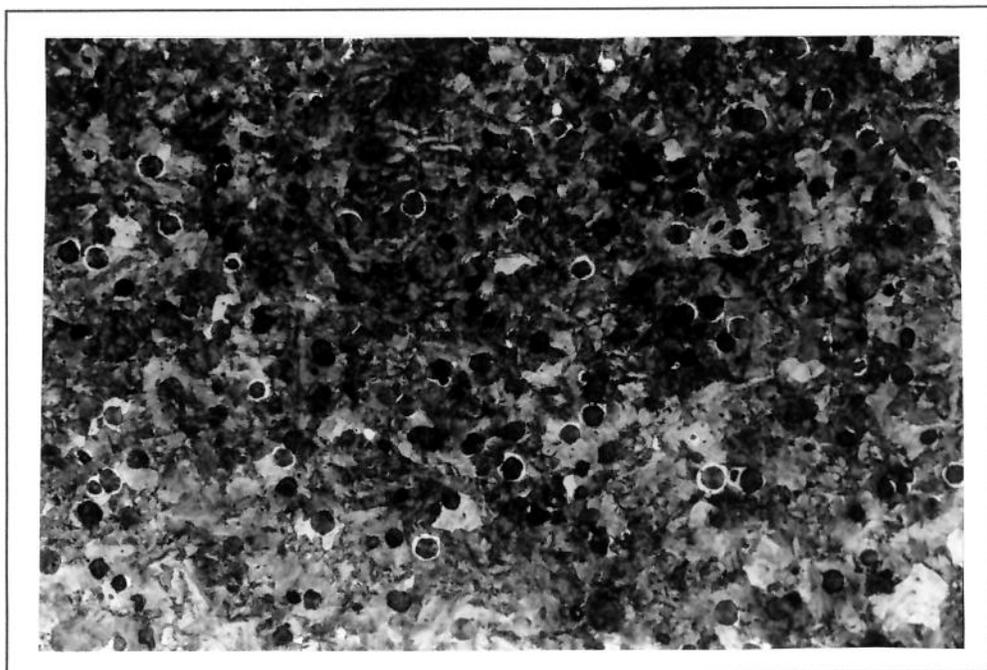
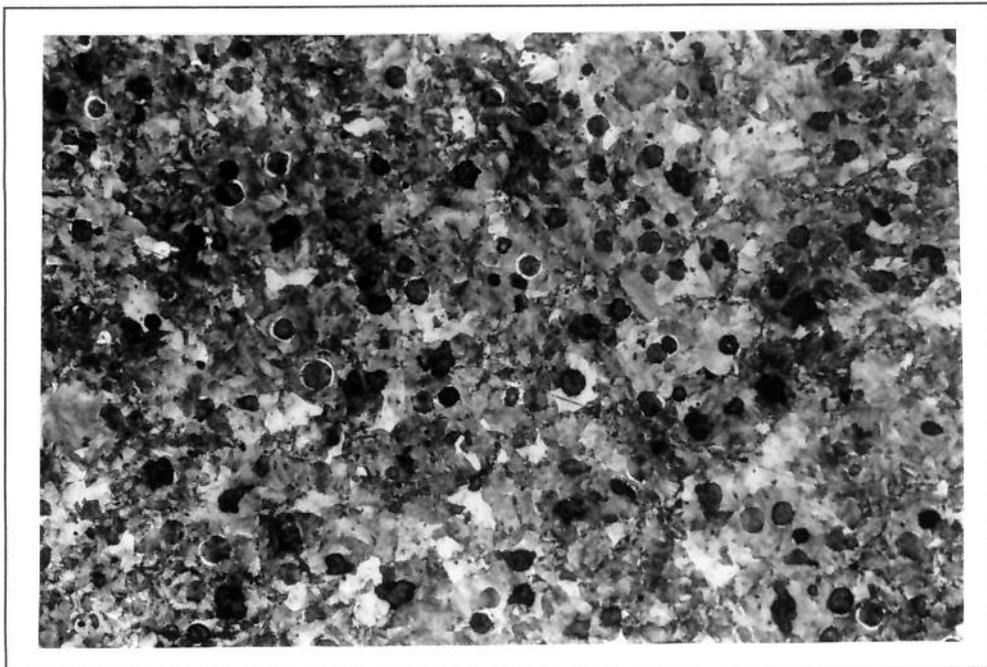


FIGURA 6.44a - Micrografias da amostra de ferro fundido nodular **mais próximas da superfície** do cilindro de 50 mm de diâmetro, grafita dos tipos I e II, em matriz perlítico-ferrítica com 80 % de perlita, aumento de 100X, ataque: nital 2%, **terceira corrida.**

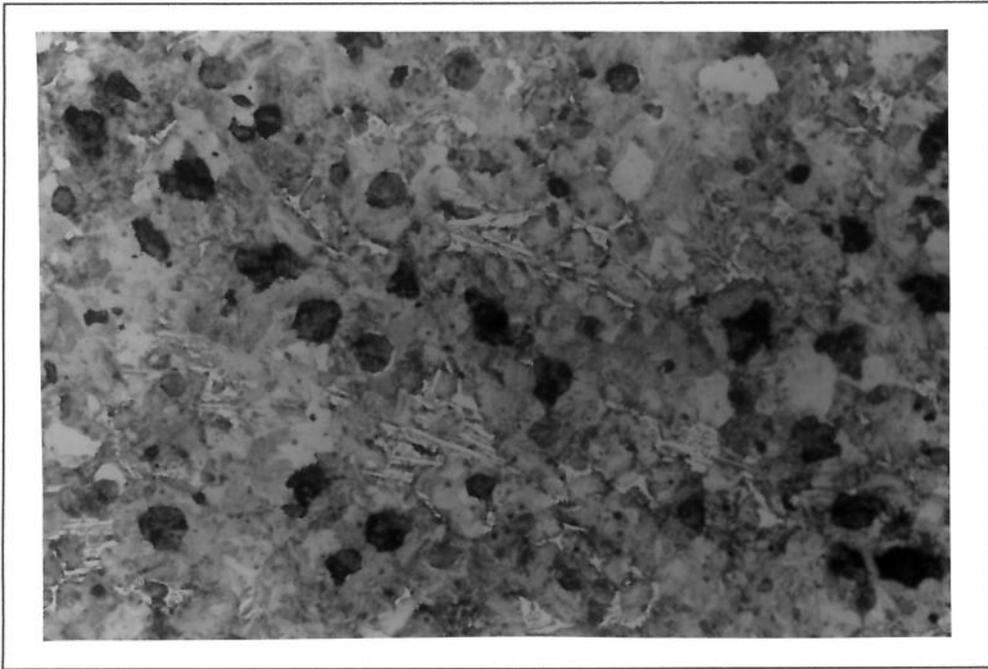
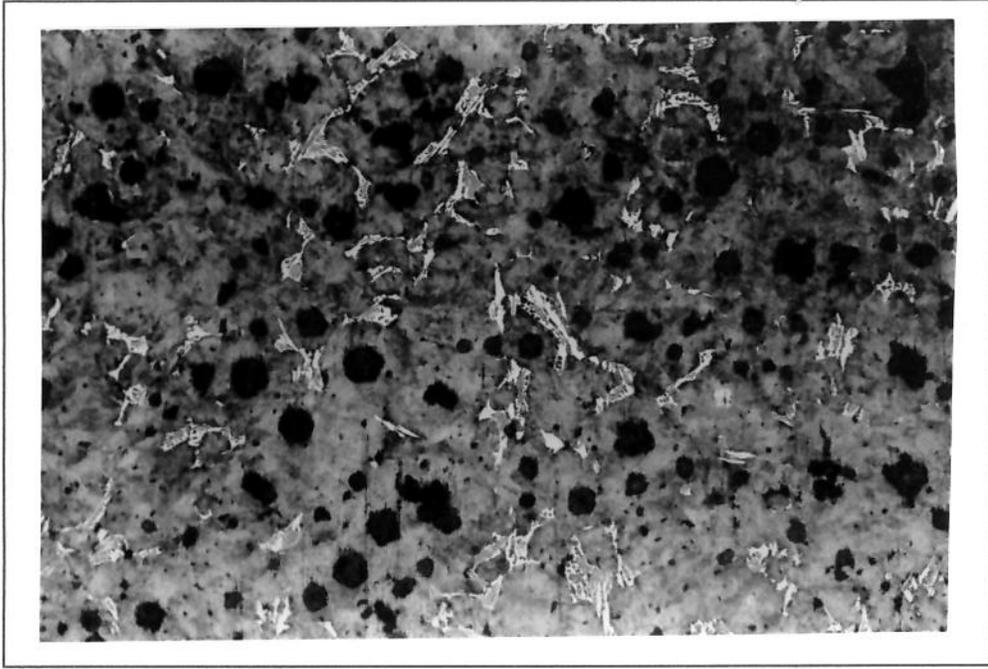


FIGURA 6.44b - Micrografias da amostra de ferro fundido nodular no **centro** do cilindro de 50 mm de diâmetro, grafita dos tipos I e II, presença de grande quantidade de carbonetos eutéticos, em matriz perlítica, aumento de 100X, ataque: nital 2%, **terceira corrida**.

As Figuras 6.45a a 6.46b, apresentam as macrografias de dois cortes no sentido radial, a meia altura do cilindro de 50 mm de diâmetro com diferentes incidência de iluminação, onde nota-se a presença de uma maior concentração de carbonetos eutéticos em torno da região central do cilindro.

Na Figura 6.47, temos o corte central no sentido longitudinal próximo a parte superior do cilindro de 50 mm, onde é possível verificar uma maior concentração de carbonetos na região central. Também é verificado a presença de porosidade devido a falta de alimentação de metal líquido nesta região, durante os últimos estágios da solidificação.

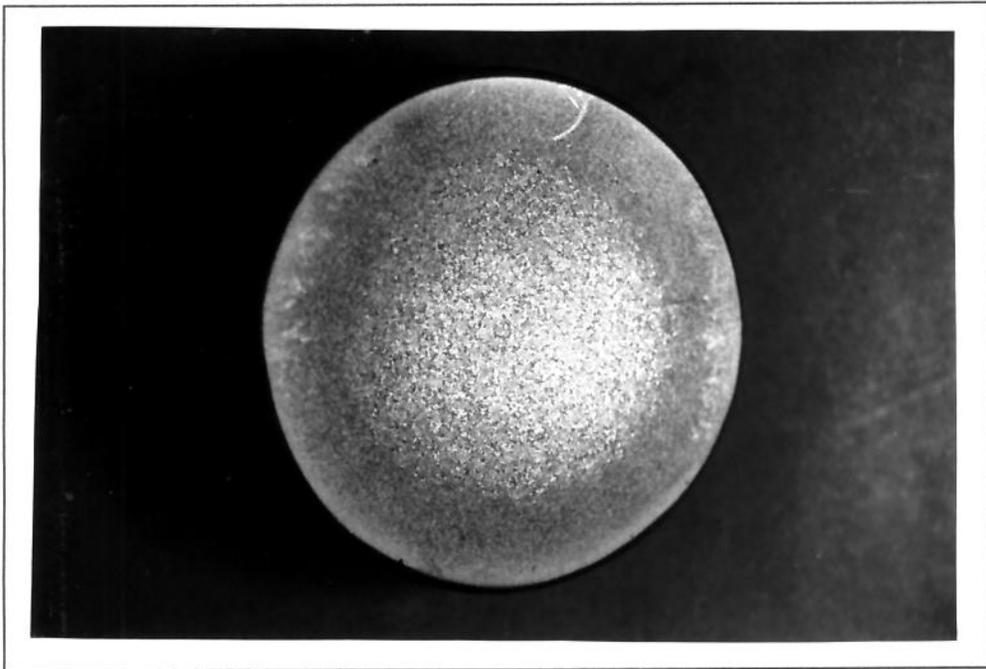


FIGURA 6.45a - Macrografia da região central do cilindro de 50 mm de diâmetro, presença de carbonetos (áreas mais claras na região central), **terceira corrida**.

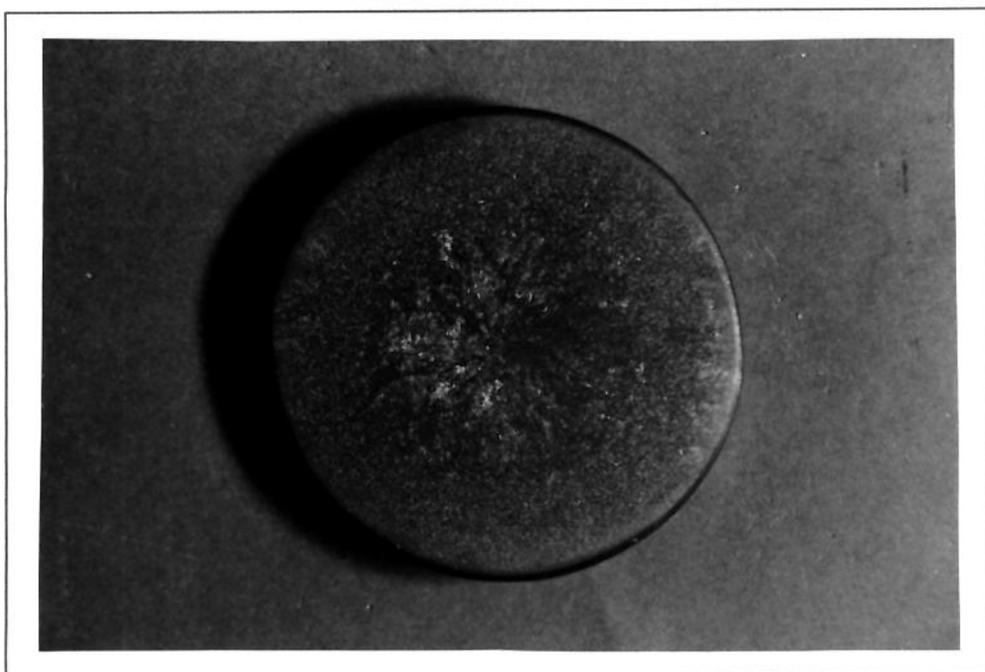


FIGURA 6.45b - Macrografia da região central do cilindro de 50 mm de diâmetro, presença de carbonetos (áreas mais claras na região central), **terceira corrida**.

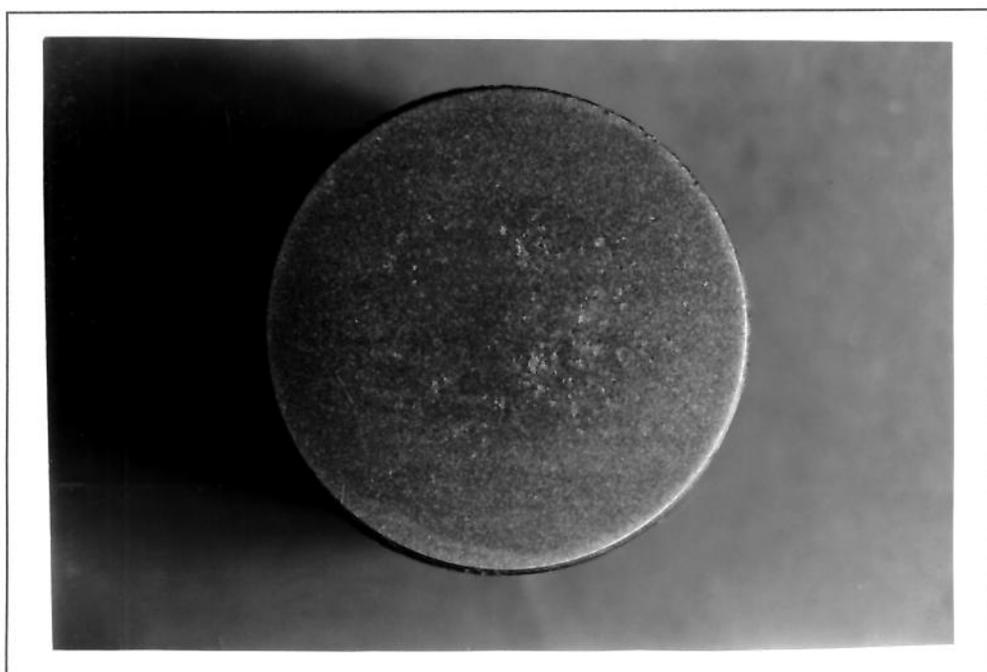


FIGURA 6.46a - Macrografia da região central do cilindro de 50 mm de diâmetro, presença de carbonetos (áreas mais claras na região central), **terceira corrida**.

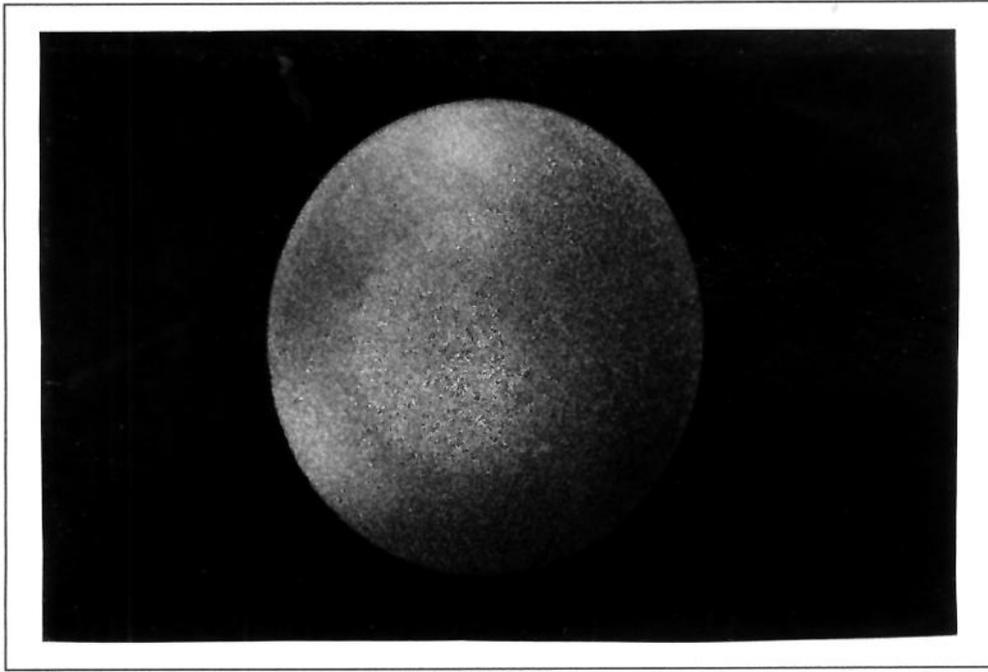


FIGURA 6.46b - Macrografia da região central do cilindro de 50 mm de diâmetro, presença de carbonetos (áreas mais claras na região central), **terceira corrida**.

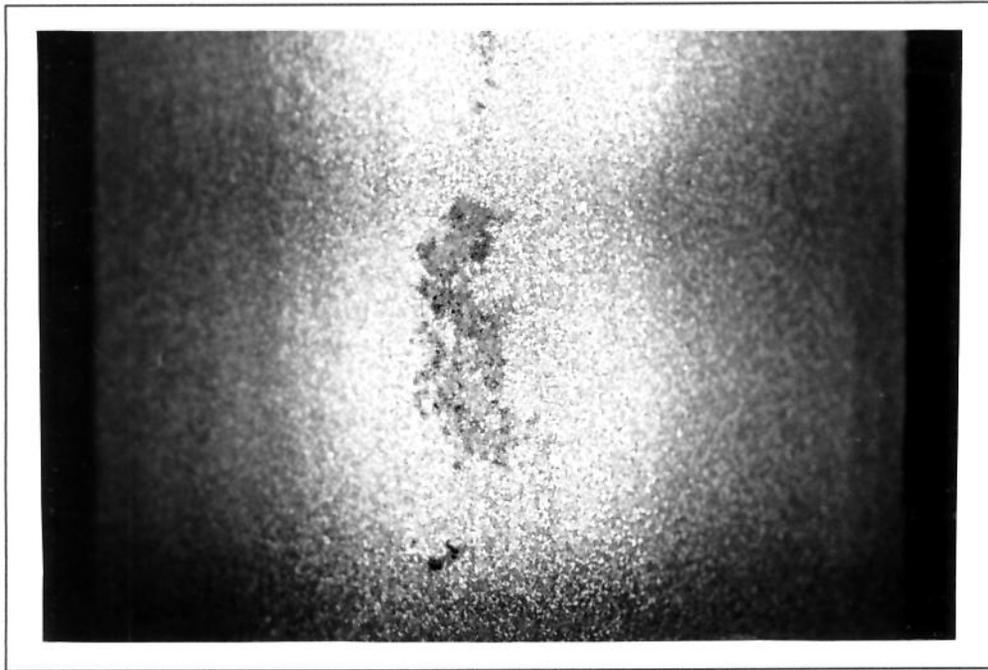


FIGURA 6.47 - Macrografia da região central superior do cilindro de 50 mm de diâmetro (corte longitudinal), presença de carbonetos (áreas mais claras na região central) e porosidade, **terceira corrida**.

6.5 Considerações finais

Os resultados experimentais obtidos permitiram estabelecer as correlações entre coquilhamento inverso e número de nódulos de grafita com a taxa de resfriamento local na peça solidificada, permitindo inclusive a obtenção de uma relação empírica que permite correlacionar a taxa com o número de nódulos. Por outro lado o modelo numérico aplicado mostrou-se adequado para simulação de ferros fundidos nodulares permitindo a determinação de perfis de temperatura, tempos de solidificação, velocidades de avanço das isoterms e taxas de resfriamento. Aplicando conjuntamente a equação empírica acima citada e o modelo numérico pode-se simular, para moldes com diferentes características, a solidificação de ferros fundidos nodulares incluindo a previsão do número de nódulos de grafita em diferentes posições da peça, o que será objetivo da continuidade deste trabalho.

7. CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos neste trabalho podem ser extraídas as seguintes conclusões :

O modelo numérico utilizado permite uma análise precisa do processo de solidificação de ferros fundidos hipoeutéticos, permitindo a obtenção de importantes parâmetros térmicos e microestruturais.

Os experimentos apresentaram uma reprodutibilidade dentro do esperado, tornando possível a utilização de parâmetros térmicos empíricos no modelo matemático.

Através da análise térmica dos perfis de temperatura e da contagem de nódulos de grafita, obtidos durante os trabalhos experimentais, foi possível estabelecer uma relação empírica (equação 6.2) entre taxa de resfriamento e números de nódulos de grafita, mostrando que o número de nódulos formados durante a solidificação aumenta com a taxa de resfriamento.

Os resultados experimentais evidenciaram, que no caso de cilindros de ferro fundido nodular que o número de nódulos de grafita formados durante o processo de solidificação decresce inicialmente a partir da superfície voltando a crescer do meio raio em direção ao centro. Os resultados da simulação numérica mostram que esta inversão de comportamento esta associada a um aumento das velocidades das isothermas no final do processo. A este aumento nas velocidades esta associado ao aumento na taxa de resfriamento, o que pode ser constatado nas derivadas dos perfis de temperatura tanto experimentais como simulados.

A formação de coquilhamento inverso em peças de ferro fundido nodular é provocada pelas altas taxas de resfriamento presentes nas últimas regiões a se solidificarem. Isto ocorre devido a maior extração de calor promovida pelo metal já solidificado e em contrapartida uma menor quantidade de calor latente remanescente, provocando um superesfriamento abaixo da temperatura do eutético metastável, como mostram as derivadas dos perfis de temperatura simulados e experimentais. Tal formação pode ainda ser facilitada pela existência de elementos estabilizadores de carbonetos presentes na composição química.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] MORROGH, H - **Nodular Graphite Structures in Gray Irons.** Transactions of the American Foundrymen's Society, May 1948, 56, p. 72.
- [2] STEFANESCU, D.M. - **Thermodynamic Properties of Iron-Base Alloys.** Metals Handbook 9th edition, vol. 15; Casting, ASM International, 1988, p. 61-70.
- [3] DONOHO, C.K. - **Magnesium Treatment for Nodular Graphite Cast Iron.** The Iron Age, Feb. 1949, 163, p. 97-99.
- [4] GAGNEBIN, A.P., MILLIS, K.D. and PILLING, N.B. - **Ductile Cast Iron - a new engineering material.** The Iron Age, Feb. 1949, 163, p. 77-84.
- [5] SOUZA SANTOS, A.B. e CASTELO BRANCO, C.H. - **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares.** IPT, 1977.
- [6] KARSAY, I.S. - **Ductile Iron II - engineering design properties applications.** Quebec Iron and Titanium Corporation, April 1971.
- [7] ATLAS OF MICROSTRUCTURES OF INDUSTRIAL ALLOYS - **Structures in Chilled Ductile Iron; Abnormal Structures.** Metals Handbook 8th edition, vol. 7, ASM Handbook Committee, 1986, p. 92-93.
- [8] LUX, B., MOLLARD, F. and MINKOFF, I. - **On the Formation of Envelopes Around Graphite in Cast Iron.** The Metallurgy of Cast Iron, Proceedings of Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron, Geneva, May, 1974, p. 371-403.
- [9] CHRIST, R.J. and O'BRIEN, M.J. - **Inverse Chill in Ductile Iron.** Transactions of the American Foundrymen's Society, 1963, p. 75-80.
- [10] TSUTSUMI, N. and MATSUKAWA, Y. - **The Influence of Carbon Equivalent Value, Pouring Temperature and Cooling Rate on the Inverse Chill in Spheroidal Graphite Cast Iron.** Imono (J. jpn. Foundrymen's Soc.), June 1979, 51, p. 339-344.
- [11] DAWSON, J.B. - **Causes and Prevention of Carbide Formation in Nodular (s.g.) Iron.** Foundry Trade Journal, Aug. 1980, p. 239, 260.

- [12] VENUGOPALAN, D. - **A kinetic Model of the $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Gr}$ Eutectoid Transformation in Spheroidal Graphite Cast Irons.** Metallurgical Transactions A, Vol. 21A, April, 1990, p. 913-919.
- [13] KUBAN, M.B., JAYARAMAN, R., and HAWBOLT, E.B. - **An Assessment of Additivity Principle in Predicting Continuous-Cooling Austenite-to-Perlite Transformation Kinetics Using Isothermal Transformation Data.** Metallurgical Transactions A, Vol. 17A, Sept., 1986, p. 1493-1503.
- [14] VENUGOPALAN, D. - **Modeling of Ferrite Formation in Ductile Iron.** AFS Transactions, 1989, p. 271-276.
- [15] CHANG, S., SHANGGUAN, D. and STEFANESCU, D.M. - **Prediction of Microstructural Evolution in SG Cast Iron From Solidification to Room Temperature.** AFS Transactions, 1991, p. 531-541.
- [16] FREDRIKSON, H. - **Interpretation and Use of Cooling Curves (thermal Analysis).** Metals Handbook 9th edition, vol. 15; Casting, ASM International, 1988, p.182-185.
- [17] HRIBOVSEK, B.J. and MARINCEK, B. - **Thermal Analysis of Bulk Solidified Cast Iron Melts.** The Metallurgy of Cast Iron, Proceedings of Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron, Geneva, May, 1974, p. 659-672.
- [18] CHEN, I.G. and STEFANESCU, D.M. - **Computer-Aided Differential Thermal Analysis of Spheroidal and Compacted Graphite Cast Irons.** AFS Transactions, 1984, p. 947-964.
- [19] STEFANESCU, D. M. - **Solidification of Flake, Compacted/Vermicular and Spheroidal Graphite Cast Irons as Reveled by Thermal Analysis and Directional Solidification Experiments.** - International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron, 1985, p. 151-62.
- [20] UPADHYA, G., BANERJEE, D.K. and STEFANESCU, D.M. - **Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Structural Transitions: Chill Formation in Gray Iron.** AFS Transactions, 1992, p. 699-706.
- [21] RIPOSAN, I.; CHISAMBEA, M.; SOFRONI, L. and BRABRIE, V. - **Contribution to the Study of the Solidification Mechanism and of the Influence on the Properties of Compacted/Vermicular Graphite Cast Iron.** International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron, 1985, p. 131-140.

- [22] PRINZ, B., REIFFERSCHIED, K.J. and SCHULZE, T. - **Investigation of Defect Causes in SG iron for Inverse Chill.** Giessereiforschung, vol. 43, Nr. 3, 1991, p. 116-118.
- [23] KANETKAR, C.S., CHEN, I.G. and STEFANESCU, D.M. - **A Latente Heat Method for Macro-Micro Modeling of Eutetic Solidification.** Transactions ISIJ, Vol. 28, 1988, p. 860-868.
- [24] CHANG, S., SHANGGUAN, D. and STEFANESCU, D.M. - **Modeling of the Liquid/Solid and the Eutetoid Phase Transformation in Spheroidal Graphite Cast Iron.** Metallurgical Transactions A, Vol.23A, April, 1992, p. 1333-1344.
- [25] STEFANESCU, D.M., UPADHYA, k.G. and BANDYOPADHYA, Y. - **Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Casting.** Metallurgical Transactions A, Vol. 21A, April, 1990, p. 997-1005.
- [26] UPADHYA, k.G., STEFANESCU, D.M. and LIEU, K. - **Computer-Aided Cooling Curve Analysis: Principles and Applications in Metal Casting.** AFS Transactions, 1989, p. 61-66.
- [27] BRADLEY, F.J., BARTELT, P.F. and FUNG, C.A. - **Considerations in the Application of Numerical Simulation to Shrinkage Prediction in Ductile Iron Casting.** AFS Transactions, 1992, p. 61-66.
- [28] DELL, W.J. and CHRIST, R.J. - **Chill Elimination in Ductile Iron by Mold Inoculation.** Transactions of the American Foundrymen's Society, 1964, Vol. , p.408-416.
- [29] KRAUSE, W., CHAVES FILHO, L.M., SOUZA SANTOS, A.B. and REIMER, J.F. - **Alternativas de Inoculação para Evitar a Formação de Carbonetos Eutéticos em Ferros Fundidos Nodulares.** Metalurgia-ABM, Set. 1981, Vol. 37, nº 286, p. 507-515.
- [30] DONNINI, A. - **I Difetti Nella Fonderia di Metalli Ferrosi : Analise-Diagnosi-Prognosi.** Associazione Nazionale delle Fonderia, XVII Congresso di Fonderia - Terni : 27-29 Settembre 1984.
- [31] LA METALLURGIA DELLE GHISE - **ghisa malleabile e ghisa sferoidale.** Associazione Nazionale delle Fonderia. 1978, vol. 3.
- [32] HUGHES, I.C.H. - **The Roles of Gases in the Structure of Cast Iron.** AFS Transactions, 1970, p.121-133.

- [33] OHNO, A., MOTEGI, T. and KOBAYASHI, N. - **Inverse Chill in Cast Iron. Solidification technology in the foundry and cast house**, Coventry, England, conf., 1980, p. 288-291.
- [34] BHAVSAR, R.D., HUI, D. and SMITH, R.W. - **Inverse Chill in Cast Iron. Transaction of the Japan Institute of Metals**, Vol. 28, N° 10, 1987, p. 797-807.
- [35] AMSTALDEN, J.F. e RIZZO, E.M. - **Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados**. Seminário de IM - 411, UNICAMP, 1993.
- [36] ZHU, P. and SMITH, R.W. - **The Effect of Thermocouple Response on the Determination of Solidification Completion Temperature. Cast Metals**, Vol. 5, N. 3, 1992, p. 158-162.
- [37] KUMAR, K. T. and NAMBURU, R.R. - **Recent Advances, Trends and New Perspectives via Enthalpy-Based Finite Element Formulation for Applications to Solidification Problems. Int. Journal for Numerical Methods in Engineering**, v.30, 1990, p.803-20.
- [38] VOLLER, V.R. and SWAMINATHAN - **General Source-Based Method for Solidification Phase Change. Numerical Heat Transfer**, v.19, 1991, p.175-189.
- [39] MAMPAEY, F. - **Modelling Nucleation in Lamellar and Spheroidal Graphite Cast Iron. 58th World Foundry Congress - Krakow, Sept. 1991, 21, p. 1-38.**
- [40] VISKANTA, R. - **Heat Transfer During Melting and Solidification of Metals. Journal of Heat Transfer**, v. 110, nov. 1988, p.1205-19.
- [41] SAMARSKII, A.A., VABISHCHEVICH, P.N., ILIEV, O.P. and CHURBANOV, A.G. - **Numerical Simulation of Convection/Diffusion Phase Change Problems - A Review. Int. Journal Heat Mass Transfer**, v.36, No.17, 1993, p.4095-4106.
- [42] VOLLER, V. R. - **Fast implicit finite-difference method for the analysis of phase change problems. Numerical Heat Transfer, Part B**, v.17, 1990, p. 155-169.
- [43] VOLLER, V. R. and PRAKASH, C. - **A fixed grid numerical modelling methodology for convection-diffusion mush region phase-change problems. Int. Journal Heat Mass Transfer**. v. 30, No.8, 1987, p.1709-18.

- [44] GRIFFITH, R. and NASSERSHARIF, B. - **Comparison of One-Dimensional Interface-Following and Enthalpy Methods for the Numerical Solution of Phase Change.** Numerical Heat Transfer, Part B, v.18, 1990, p.169- 187.
- [45] BECKERMANN, C. and VISKANTA, R. - **Mathematical modeling of transport phenomena during alloy solidification.** American Society of Mechanical Engineers, v.46, No 1, jan. 1993, p.1-27.
- [46] RAPPAZ, M. and STEFANESCU, D.M. - **Modeling of Microstructural Evolution.** Metals Handbook, 9 ed., v.15 Casting, p. 883-891.
- [47] KURZ, W. and FISHER, D.J. Fundamentals of Solidification. 3.ed. Switzerland, Trans Tech Publications, 1992.
- [48] CHEN, J.H. and TSAI, H.L. - **Comparison on Different Modes of Latent Heat Release for Modeling Casting Solidification.** AFS Transactions, 1990, p. 539-546.
- [49] KANETKAR, C.S. and STEFANESCU, D.M. - **Macro-Micro Modeling of Solidification of Hypoeutectic and Eutectic Al-Si Alloys.** AFS Transactions, 1988, p. 591-598.
- [50] BRADLEY, F.J. - **On micro-modeling of Eutectic Ductile Iron Solidification.** Scripta Metallurgica, Vol. 25, 1991, p. 2091-2096.
- [51] BRADLEY, F.J. - **On the Growth Kinetics of Primary Graphite Nodules in Hiperetectic Ductile Iron Melts.** Scripta Metallurgica, Vol. 26, 1992, p. 443-448.
- [52] RIZZO, E. M. - **Análise numérico e experimental da solidificação do aço rápido M2 no processo de fundição de precisão.** Tese de Mestrado, Campinas, UNICAMP, 1994.
- [53] MELLO, M.L. **Análise Numérica da Variação da Permeabilidade de Canais Interdendríticos Durante a Solidificação de Ligas Metálicas.** Tese de Mestrado, Campinas, UNICAMP, 1991.
- [54] FORTIN, G., LOUCHEZ, P. and SAMUEL, F. H. - **Factors Controlling Heat Transfer Coefficient at the Metal/Mold Interface During Solidification of Aluminum Alloys: An Analytical Study.** AFS Transactions, v.92, 1992, p 863-71.

- [55] LI, Y.X., LIU, B.C. and LOPER, JR. C.R. - **Study of the Solid-Liquid Interface During Unidirectional Solidification of Cast Iron.** AFS Transactions, 1990, p. 483-488.
- [56] PEHLKE, R.D., JAYARAJAN, A. and WADA, A. - Summary of Thermal Properties for Casting Alloys and Molds Materials. Univ. of Michigan, Ann Arbor, MTIS-PB-83-211003, Dez., 1992.
- [57] MONTEIRO, G.G. - **Resfriamento de Peças Fundidas Assistido por Computador.** Fundição e Serviços, Ago-Set., 1992, p. 54-65.
- [58] ZENG, X.C. and PEHLKE, R.D. - **Analysis of Heat Transfer at Metal-Sand Mold Boundaries and Computer Simulation of Solidification of a Gray Iron Casting.** AFS Transactions, 1985, p. 275-282.
- [59] JINCHENG, L. and WEINBERG, F. - **Model Calculations of Cooling Curves for Cast Iron.** Conference Proceedings, Cast Iron IV, 1990, Materials Research Society, p. 477-484.
- [60] VERNUGOPALAN, D. and PILON, K. - **A Model for Describing the Distribution of Matrix Phases in Ductile Iron Microstructure.** AFS Transactions, 1989, p. 565-570.
- [61] SOUSA SANTOS, A.B. - **Microestruturas de Ferros Fundidos Nodulares Esfriados Lentamente.** Tese de Mestrado, São Paulo, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1976.

APÊNDICE 1

1. Simbologia

Símbolo	Denominação	unidade
T_L	Temperatura liquidus	$^{\circ}\text{C}$
T_{IE}	Temperatura de início de solidificação do eutético	$^{\circ}\text{C}$
T_{SE}	Temperatura de superesfriamento do eutético	$^{\circ}\text{C}$
T_{RE}	Temperatura de recalescência do eutético	$^{\circ}\text{C}$
T_{FE}	Temperatura de final de solidificação do eutético	$^{\circ}\text{C}$
A	área da seção transversal	m^2
Bi	número de Biot = $(h\Delta t)/k$	-
C_0	concentração inicial	% em peso
c_c	calor específico do metal	J/kgK
C_e	concentração eutética	% em peso
C_l	concentração do líquido	% em peso
c_m	calor específico do molde	J/kgK
C_s	concentração do sólido	% em peso
D	coeficiente de difusão no líquido	m^2/s
\dot{E}	energia	J
F_0	número de Fourier = $(k\Delta t)/\rho c\Delta x^2$	-
f_l	fração líquida	-
f_s	fração sólida	-
G	gradiente de temperatura	$^{\circ}\text{C}/\text{m}$
H	entalpia	J/m^3
h_{cm}	coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$
h_{cme}	coeficiente de transferência de calor por convecção na interface molde/ambiente	$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$
h_{me}	coeficiente de transferência de calor interface na molde/ambiente	$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$

h_{rme}	coeficiente de transferência de calor por radiação na interface molde/ambiente	W/m^2K
k	coeficiente de partição	-
k_c	condutibilidade térmica do metal	W/mK
k_m	condutibilidade térmica do molde	W/mK
L_f	calor latente de fusão do metal	J/m^3
m	massa	kg
m	inclinação da linha <i>liquidus</i>	-
q	fluxo de calor	J/s
Q	fluxo de calor latente	J/s
r	raio, posição para o sistema radial	m
S	posição	m
S_f	posição da interface sólido/líquido	m
S_i	posição da linha de simetria no metal	m
t	tempo	s
T	temperatura	$^{\circ}C$
T_c	temperatura do metal	$^{\circ}C$
T_f	temperatura de fusão do metal	$^{\circ}C$
T_l	temperatura <i>liquidus</i>	$^{\circ}C$
t_{ls}	tempo local de solidificação	s
T_m	temperatura do molde	$^{\circ}C$
T_s	temperatura <i>solidus</i>	$^{\circ}C$
V	volume	m^3
x	comprimento, posição para o sistema unidirecional	m
α	difusividade térmica = $k/c\rho$	m^2/s
ε	emissividade	-
σ	constante de Stefan-Boltzmann = $5,669 \times 10^{-8}$	W/m^2K^4
Γ	coeficiente de Gibbs-Thompson	mK
∂	diferencial parcial	-
ρ_{cl}	densidade do metal líquido	kg/m^3
ρ_{cs}	densidade do metal sólido	kg/m^3
ρ_m	densidade do molde	kg/m^3

ρ	densidade	kg/m^3
Δx	incremento no espaço	m
Δt	incremento de tempo	s

Sub-índices

c	metal
m	molde
i	referente à posição
l	referente ao tempo
l	líquido
s	sólido
e	externo

APÊNDICE 2

1. Propriedades Termofísicas da liga de ferro fundido nodular^[24]

Densidade	7000	kg/m ³
Calor Específico	880	J/kg K
Condutibilidade Térmica	30	W/m K
Calor Latente de Fusão	185 x 10 ³	J/kg
Coefficiente de Partição	0,49	
Coefficiente de Difusão de Carbono no Líquido	5 x 10 ⁻⁹	m ² /s
Coefficiente de Difusão de Carbono na Austenita	1,5 x 10 ⁻¹⁰	m ² /s
Coefficiente de Transferência de Calor Metal/Molde	315	W/m ² K

2. Propriedades Termofísicas da areia utilizada no item 6.1^[24]

Densidade	1500	Kg/m ³
Calor Específico	1130	J/kg K
Condutibilidade Térmica	0,67	W/m K
Coefficiente de Transferência de Calor Molde/Ar	6,9	W/m ² K

3. Propriedades Termofísicas do alumínio utilizado no item 6.3

Densidade ^[56]	2700	kg/m ³
Calor Específico ^[56]	1000	J/kg K
Condutibilidade Térmica ^[56]	230	W/m K
Calor Latente de Fusão ^[56]	395,5 x 10 ³	J/kg
Coefficiente de Transferência de Calor Metal/Molde ^[24]	335	W/m ² K

4. Propriedades Termofísicas da areia verde utilizada no item 6.3^[57]

Densidade	1500	kg/m ³
Calor Específico	800	J/kg K
Condutibilidade Térmica	1,2	W/m K

5. Propriedades Termofísicas da areia com resina de cura a frio utilizada no item 6.3^[20]

Densidade	1500	kg/m ³
Calor Específico	1130	J/kg K
Condutibilidade Térmica	1,5 *	W/m K

* No item 6.4 o valor utilizado é de 1,4

6. Propriedades Termofísicas da liga de ferro fundido nodular utilizadas no item 6.4

Densidade ^[24]	7000	kg/m ³
Calor Específico ^[24]	880	J/kg K
Condutibilidade Térmica no Líquido ^[23]	29,2	W/m K
Condutibilidade Térmica no Sólido ^[23]	48,9	W/m K
Calor Latente de Fusão ^[18]	203 x 10 ³	J/kg
Coefficiente de Partição ^[29]	0,49	
Coefficiente de Difusão de Carbono no Líquido ^[24]	5 x 10 ⁻⁹	m ² /s
Coefficiente de Difusão de Carbono na Austenita ^[24]	1,5 x 10 ⁻¹⁰	m ² /s
Coefficiente de Transferência de Calor Metal/Molde ^[25]	335	W/m ² K