

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA  
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO  
SECRETARIA DE PÓS-GRADUAÇÃO-LATO SENSU**

**EFEITO DO CARBONO EQUIVALENTE NO NÚMERO DE NÓDULOS EM FERROS FUNDIDOS  
NODULARES PRODUZIDOS POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA**

**LUCIANO ANDRÉ KLUGE**

**Joinville**

**2004**

**LUCIANO ANDRÉ KLUGE**

**EFEITO DO CARBONO EQUIVALENTE NO NÚMERO DE NÓDULOS EM FERROS FUNDIDOS  
NODULARES PRODUZIDOS POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA**

**Trabalho de Conclusão de Curso  
submetida a Universidade Federal de  
Ponta Grossa/ Instituto Superior  
Tupy (SOCIESC) como parte dos  
requisitos para a obtenção do grau de  
especialista em Engenharia de  
Fundição, sob a orientação do  
professor Dr. Wilson Luiz Guesser.**

**Joinville**

**2004**

**EFEITO DO CARBONO EQUIVALENTE NO NÚMERO DE NÓDULOS EM FERROS FUNDIDOS  
NODULARES PRODUZIDOS POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA**

**LUCIANO ANDRÉ KLUGE**

**Mai/2004**

**Orientador: Dr. Wilson Luiz Guesser**

**Área de Concentração: Metalurgia**

**Palavras-chave: fundição contínua, ferro fundido nodular, carbono equivalente**

**Número de Páginas: 30**

**RESUMO**

Os ferros fundidos nodulares produzidos por fundição contínua, apresentam para a mesma seção transversal diferentes microestruturas, no que se refere a grafita e matriz metálica, devido às condições de resfriamento.

Este trabalho tem como objetivo avaliar através da contagem de nódulos, percentuais de perlita e dureza o efeito do aumento do carbono equivalente em ferros fundidos nodulares produzidos por fundição contínua.

Através de análises metalográficas observou-se que o aumento do carbono equivalente eleva o número de nódulos e reduzem os percentuais de perlita e dureza, além de provocar o aparecimento de degeneração de grafita nas formas de grafita flotada e grafita explodida para carbono equivalente de 4,8%.

**EFFECT OF CARBON EQUIVALENT IN THE NUMBER OF NODULES IN DUCTILE IRON  
PRODUCED BY CONTINUOUS CASTING**

**LUCIANO ANDRÉ KLUGE**

**May/2004**

**Advisor: Dr. Wilson Luiz Guesser**

**Concentration Area: Metallurgy**

**Keyword: continuous casting, ductile iron, carbon equivalent**

**Number of Pages: 30**

**ABSTRACT**

**Ductile iron produced by continuous casting process present a variation of microstructure (graphite and matrix) at the transversal section of the bar due to the high cooling.**

**The aim of this work is to evaluate the effect of a carbon increase in the number of nodules, pearlite percentage and hardness in ductile irons produced by continuous casting process.**

**The increase of equivalent carbon elevates the number of nodules, reduces the pearlite percentage and hardness, but on the other side, promotes graphite degeneration like floated and exploded graphites for 4,8% carbon equivalent.**

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2 FERROS FUNDIDOS .....</b>	<b>1</b>
<b>2.1 PROCESSOS DE PRODUÇÃO POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA.....</b>	<b>1</b>
<b>2.2 APLICAÇÕES.....</b>	<b>3</b>
<b>2.3 SOLIDIFICAÇÃO DE FERROS FUNDIDOS.....</b>	<b>4</b>
<b>2.3.1 TRANSFORMAÇÃO EUTETÓIDE.....</b>	<b>9</b>
<b>2.3.2 DIFERENÇAS ENTRE SOLIDIFICAÇÃO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES ECINZENTOS.....</b>	<b>10</b>
<b>2.4 GRAU DE NUCLEAÇÃO EM FERROS FUNDIDOS NODULARES E CINZENTOS.....</b>	<b>12</b>
<b>2.4.1 SUPERAQUECIMENTO.....</b>	<b>13</b>
<b>2.4.2 VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO.....</b>	<b>13</b>
<b>2.4.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....</b>	<b>14</b>
<b>2.4.4 INOCULAÇÃO.....</b>	<b>17</b>
<b>2.5 OBTENÇÃO DE GRAFITA ESFEROIDAL EM FERROS FUNDIDOS NODULARES.....</b>	<b>19</b>
<b>3 MATERIAL E MÉTODOS.....</b>	<b>21</b>
<b>4 RESULTADOS.....</b>	<b>23</b>
<b>5 DISCUSSÃO.....</b>	<b>26</b>
<b>6 CONCLUSÃO.....</b>	<b>28</b>
<b>7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>29</b>

## **1-Introdução**

Originalmente desenvolvido na Europa logo após a segunda guerra mundial, o processo de fundição contínua em ferro fundido foi introduzido na América do Sul em 1975 pela Tupy Fundições Ltda, visando obter um método mais econômico para produção de componentes com qualidade similar ou superior aos obtidas a partir de barras de aço ou por fundição em areia.

Os ferros fundidos nodulares produzidos por fundição contínua, apresentam para a mesma seção transversal diferentes microestruturas, no que se refere a grafita e matriz metálica, devido às condições de resfriamento.

Neste trabalho será analisado o efeito do carbono equivalente no número de nódulos, percentuais de ferrita na matriz e dureza, para a região do núcleo de perfis produzidos por fundição contínua.

## **2- Ferros fundidos**

### **2.1 - Processo de produção por fundição contínua**

A geometria dos perfis de ferros fundidos produzidos por fundição contínua é delineada por uma coquilha de grafite refrigerada, proporcionando ao perfil uma elevada sanidade, associada a uma estrutura uniforme. Isto permite que sejam produzidos perfis de elevada responsabilidade, sem o risco de falhas em serviço atribuídas a defeitos do material.

O processo de fundição contínua (Figura 1) permite que se obtenham os mais diferentes formatos geométricos, tais como: seções redondas, quadradas, retangulares, ovais, e outras que mais se aproximem da geometria final da peça.

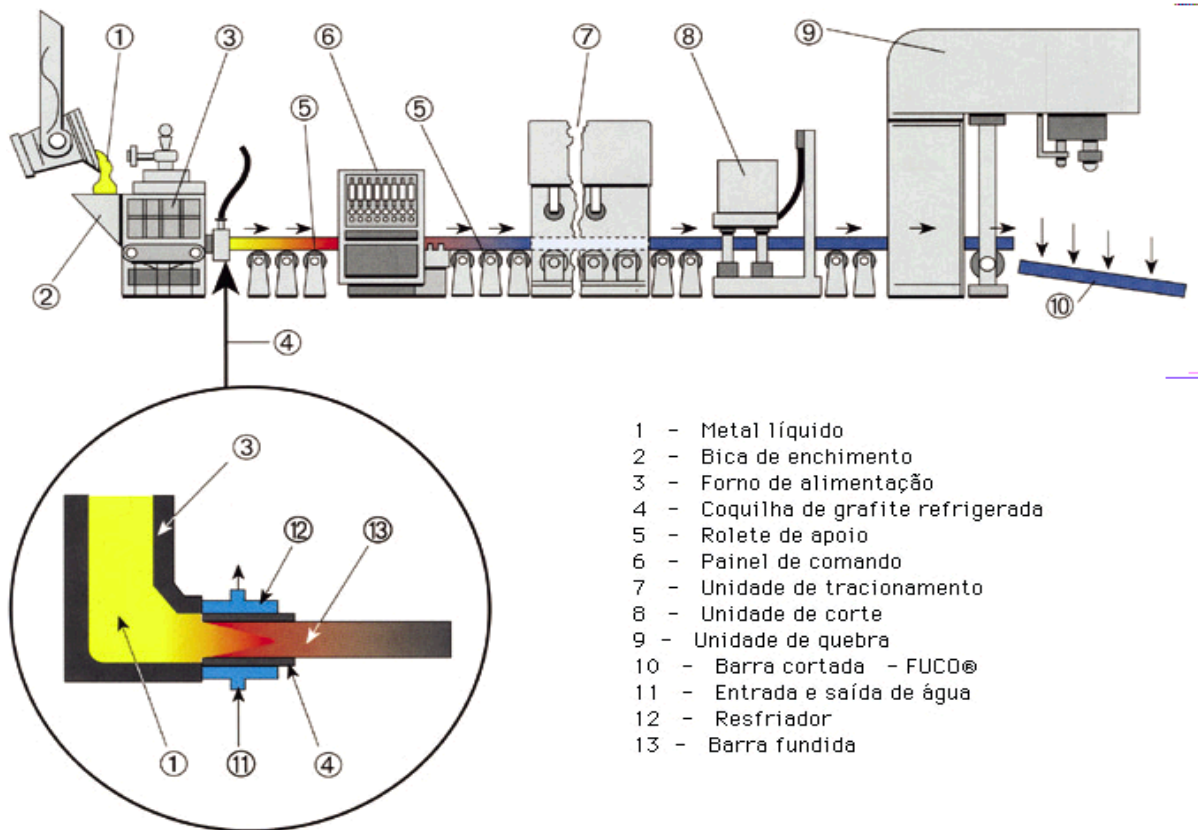


Figura 1- Processo de produção por fundição contínua

## 2.2 - Aplicações

Algumas aplicações podem ser citadas para utilização de perfis produzidos por fundição contínua.

Tabela 1- Segmentos de mercado e respectivos componentes.

Segmento de Mercado	Componentes
HIDRÁULICA E PNEUMÁTICA	Manifols, Êmbolos, Tampas de cilindro, Cabeçotes de cilindro, Corpos de válvula
VIDRARIA	Moldes, Formas, Pinos, Punções, Machos
MÁQUINAS E EQUIPAMENTOS	Polias, Acoplamentos, Roldanas, Eixos, Régua guias, Buchas, Arruelas, Porcas, Engrenagens, Mesas, Flanges, Mancais, Martelos
AUTOPEÇAS	Capas de mancal, Distanciadores, Êmbolos de pistão de freio, Anéis, Guias de válvula, Eixos de comandos,
OUTROS	Protetores de Termopares, Matrizes, Retentores, Cones, Plugs, Placas de válvulas, Rolos de leito de resfriamento, coquilhas.





Figura 2 - Produtos acabados produzidos por fundição contínua

### 2.3 - Solidificação de ferros fundidos

A solidificação de ferros fundidos é essencialmente um processo de nucleação e crescimento da austenita, grafita e carbonetos. A nucleação é um processo termicamente ativo, razão pela qual é necessário ter-se um super-resfriamento em relação à temperatura liquidus para que se inicie a formação da fase pró-eutética.

A solidificação dos ferros fundidos pode se verificar de acordo com o diagrama de equilíbrio estável, com a formação de austenita e de grafita, ou segundo o diagrama metaestável, com a formação de carbonetos e austenita, como mostra a Figura 3.

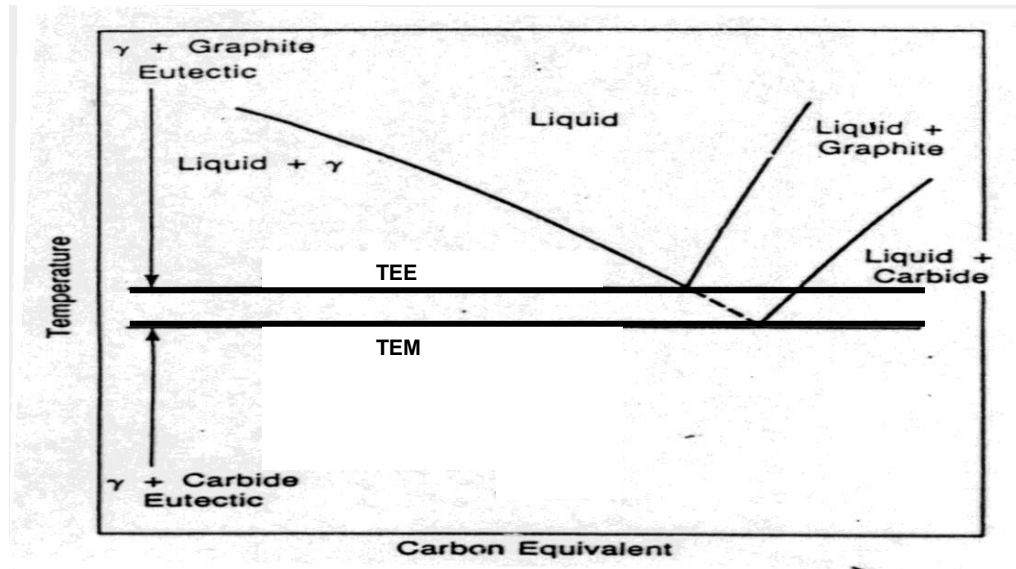


Figura 3 - Diagrama de equilíbrio do sistema Fe -C <sup>1</sup>.

Para os ferros fundidos nodulares hipoeutéticos, a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono. À medida que a temperatura diminui, o líquido residual torna-se mais rico em carbono e silício, que são rejeitados à proporção que a austenita cresce. Após um determinado super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético estável, começam a se formar nódulos de grafita no líquido residual que está saturado em carbono e silício.

A curva de resfriamento típica, proveniente da análise térmica de um ferro fundido nodular hipoeutético (Figura 4), exibe um patamar que depende das condições de nucleação e de resfriamento do banho metálico, uma vez que esses são os fatores determinantes do tempo e da temperatura para os quais o calor liberado pela solidificação (calor latente de solidificação), compensa a perda de calor para o meio externo, decorrente da velocidade da extração de calor pelo molde. Os nódulos de grafita formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por

um envólucro de austenita. O crescimento dessas células eutéticas prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa.

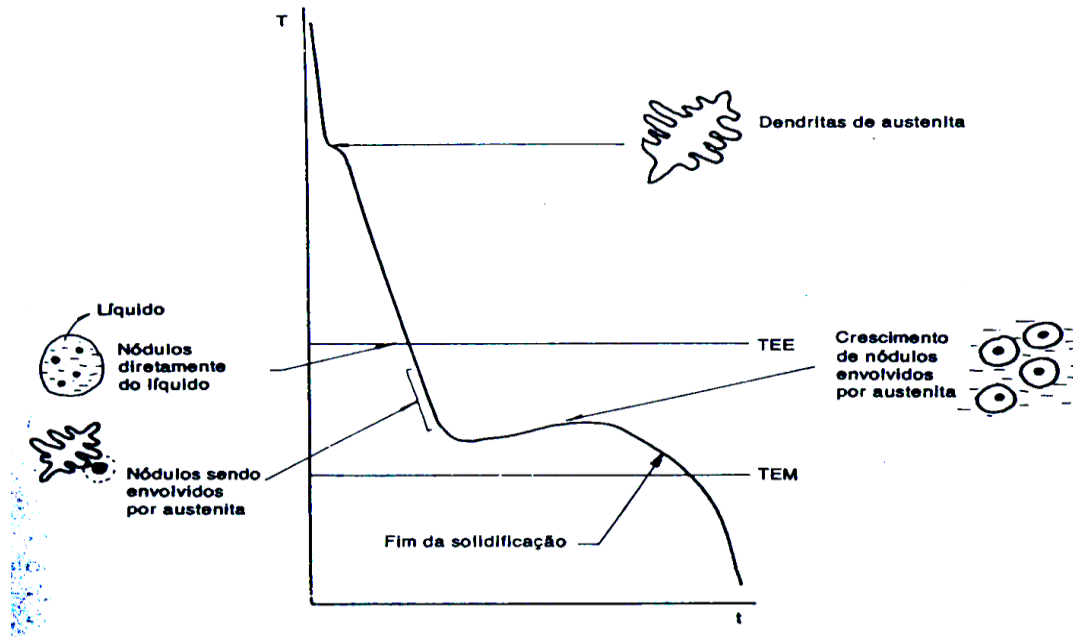


Figura 4- Curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares <sup>4</sup>.

Para ligas eutéticas a solidificação inicia-se após certo super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético, com a formação de nódulos de grafita diretamente a partir do líquido, sendo estes posteriormente envolvidos por um envólucro de austenita. Nessa ligas não deveria ocorrer a formação de dendritas de austenita, todavia, como ocorre um super-resfriamento antes da formação de nódulos de grafita e, como se tem geralmente gradientes elevados de temperatura nas peças fundidas, pode haver a formação de uma fina rede de dendritas de austenita <sup>1</sup>.

A partir da formação desta austenita o crescimento das células eutéticas se verifica por difusão de carbono, do líquido para grafita, através da austenita. O

eutético dos ferros fundidos nodulares é divorciado, e cada célula em crescimento dá origem a um nódulo de grafita.

A estrutura dos ferros nodulares hipereutéticos difere das anteriores, pois nestas ligas a grafita é fase primária. Abaixo da temperatura de liquidus hipereutética a grafita nodular precipita-se a partir do banho que, à medida que a temperatura diminui, tem sua composição cada vez mais próxima da eutética. A reação eutética verifica-se após um determinado super-resfriamento, formando-se então mais nódulos de grafita, os quais são posteriormente envolvidos pela austenita.

Em ferros fundidos nodulares de composição hipereutética, a exemplo do que foi observado em ligas eutéticas, pode ocorrer a formação de dendritas de austenita<sup>2</sup>. Isto seria, segundo Loper e Heine<sup>3</sup>, decorrente de alterações da composição da peça fundida em determinadas regiões, provocadas por distribuição não uniforme dos solutos, antes de se processar a reação eutética.

As curvas de resfriamento de ferros fundidos nodulares e cinzentos que possuem mesma composição química final, exceção feita, evidentemente, a presença de teor residual de elementos nodularizantes na liga em que a grafita é de forma esferoidal, evidenciam diferenças acentuadas, como mostra a Figura 5.

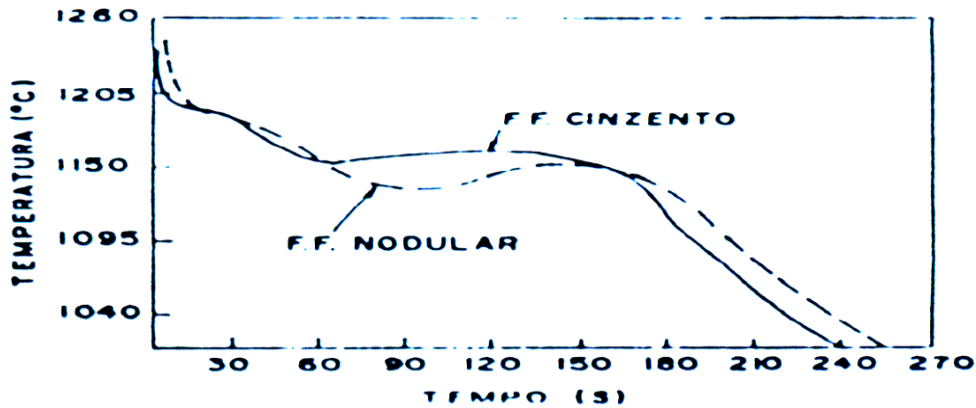


Figura 5 - Curva de resfriamento para ferro fundido cinzento e nodular com 4% CE <sup>16</sup>

O super-resfriamento, a recalescência e o tempo transcorrido durante o patamar eutético são maiores para os ferros fundidos nodulares, o que geralmente é atribuído a diferença entre o mecanismo de crescimento dos eutéticos (cooperativo para os ferros fundidos cinzentos e divorciado para os ferros fundidos nodulares).

Essas diferenças entre as curvas de resfriamento constituem uma forma de controle da morfologia da grafita nos ferros fundidos. O super-resfriamento durante a reação eutética depende do número de núcleos e da velocidade de resfriamento.

Se o número de núcleos for insuficiente e/ou a velocidade de resfriamento for elevada, o calor latente de solidificação liberado durante a nucleação e o crescimento das células eutéticas não será suficiente para compensar o efeito de diminuição da temperatura. Nessas condições o super-resfriamento aumenta e pode ocorrer a solidificação segundo o sistema metaestável, resultando na formação de carbonetos eutéticos na microestrutura. O número de centros efetivos para a nucleação da grafita determina, para um dado conjunto de condições, se a solidificação ocorrerá de acordo com o sistema estável ou metaestável.

### 2.3.1 - Transformação Eutetóide

No ferro fundido solidificado, todos os elementos de liga influem fortemente sobre a transformação eutetóide da austenita em ferrita e grafita, ou então perlita, e esta influência é uma das razões fundamentais que justificam suas adições.

A formação de ferrita e de grafita inicia-se a temperaturas mais elevadas do que a transformação perlítica concorrente, assim suas formações são relativamente lentas, pois envolvem a difusão do teor de carbono da austenita para os precipitados de grafita eutética (Figura 6).

A perlita cresce muito mais rapidamente do que a ferrita e a grafita, entretanto, como a cementita da perlita não é um constituinte totalmente estável, pode decompor-se, formando grafita, o que resulta novamente numa estrutura ferrítica. Este fenômeno é conhecido como ferritização secundária. Como a etapa determinante é a difusão do carbono em direção à grafita eutética, a ferritização primária e secundária se inicia em torno dos nódulos de grafita.

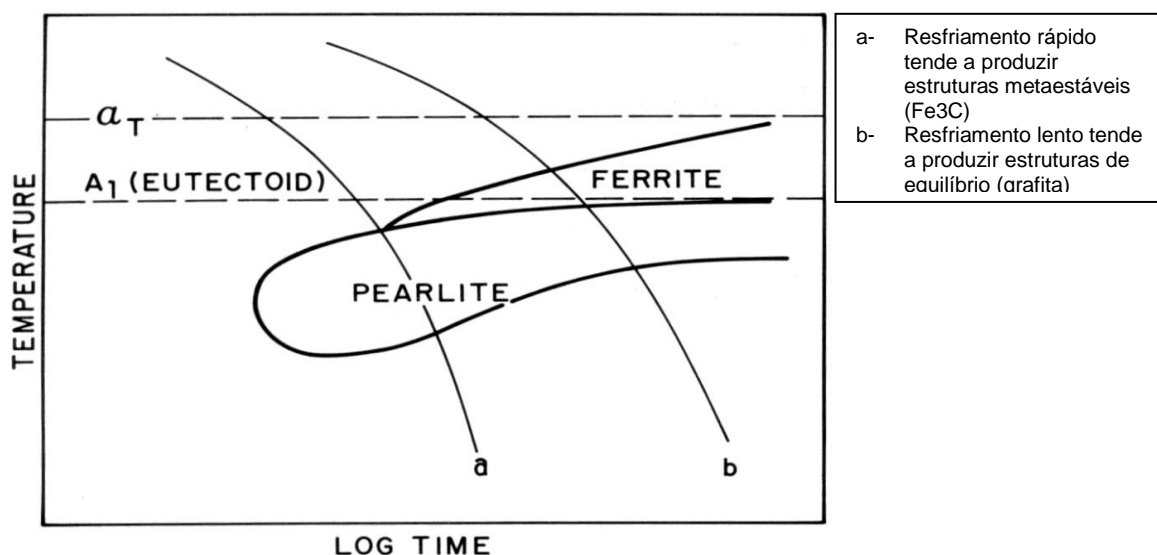


Figura 6 - Competição entre reação estável e metaestável<sup>3</sup>.

O silício aumenta a diferença de temperatura entre transformação estável e metaestável, tornando mais vantajosa a reação de ferritização e a cementita menos estável. A maioria dos elementos de liga favorece a perlitização. Os elementos formadores de carbonetos, como o cromo, manganês, molibdênio e o vanádio são dissolvidos na cementita da perlita, estabilizando-a. O cromo e o manganês são assim mais eficazes, enquanto que o molibdênio e o vanádio tendem a formar seus próprios carbonetos. O níquel e o manganês reduzem a diferença de temperatura entre o início da ferritização e perlitização primárias, neutralizando assim o efeito do silício de modo a favorecer a perlitização.

O cobre e o estanho tendem a segregar-se na superfície da grafita eutética, evitando assim a precipitação de carbono durante a ferritização, bloqueando de modo eficaz a ferritização, sendo que a austenita não pode ser transformada a temperaturas abaixo da temperatura de transformação da perlita. Ambos os elementos são, portanto promotores eficazes da perlita, retardando igualmente a ferritização secundária.

### **2.3.2 - Diferenças entre a solidificação de ferros fundidos nodulares e cinzentos**

A solidificação apresenta características diferentes quando a grafita é lamelar ou esferoidal. Estas diferenças relacionam-se com a condutividade térmica e o processo de solidificação do eutético nessas duas ligas <sup>15</sup>. A solidificação dos ferros fundidos nodulares inicia-se mais rapidamente que a dos ferros fundidos cinzentos. Este efeito confere um caráter eminentemente pastoso à solidificação dos nodulares, sendo a camada sólida formada junto às paredes do molde, geralmente fina.

A solidificação dos ferros fundidos cinzentos não é tão pastosa, uma vez que o número de núcleos que atuam na solidificação é menor para os cinzentos que para os nodulares. A nucleação mais intensa dos ferros fundidos com grafita esferoidal resulta numa pequena diferença entre os tempos para o início da solidificação. Além disto, a maior condutividade térmica dos ferros fundidos cinzentos favorece a formação de cascas mais grossas durante a solidificação; o espaçamento destas camadas é também mais rápido para essas ligas durante o período de contração do líquido.

As características de solidificação podem ainda ser alteradas pelo carbono equivalente dos ferros fundidos nodulares ou cinzentos. Quando as ligas são hipoeutéticas, a solidificação se inicia com a formação de crosta sólida junto ao molde e prossegue com uma frente que se espessa gradualmente da periferia para o centro da peça. Assim, o tempo de início de solidificação nas partes superficiais é menor que nas regiões centrais. Para ligas hipereutéticas, a solidificação se inicia praticamente ao mesmo tempo na periferia e centro das peças <sup>15</sup>, o que pode ser atribuído ao maior poder grafitizante dessas ligas.

Relativamente à reação eutética de ligas hipereutéticas, constata-se que esta se dá mais rapidamente para os ferros fundidos cinzentos. Isto pode ser explicado pelo caráter mais pastoso da solidificação dos ferros fundidos nodulares, que acarreta a transmissão do calor latente de solidificação através do líquido que ainda não se solidificou. No caso de ferros fundidos cinzentos esse transporte se dá através de uma crosta sólida, que possui maior condutividade térmica.



## 2.4 - Grau de Nucleação em Ferros Fundidos Nodulares e Cinzentos

Nos ferros fundidos nodulares e cinzentos cada núcleo em crescimento da origem a uma célula eutética. Por essa razão a intensidade de nucleação nesses materiais pode ser medida pelo número de células eutéticas, determinado em posições correspondentes à mesma velocidade de resfriamento <sup>4-5</sup>.

Conforme já mencionado, o super-resfriamento para a solidificação possibilita avaliar também o grau de nucleação, uma vez que durante a solidificação esta variável aumenta até que se disponha de números suficientes em crescimento para a liberação de calor latente para contrabalançar a diminuição de temperatura. A determinação do super-resfriamento, efetuada através da análise térmica, deve ser realizada para iguais condições de velocidade de resfriamento, para que os resultados possam ser comparados. Para um dado conjunto de condições de fabricação (composição química e velocidade de resfriamento as peças em fabricação), estabelece-se a correlação entre o super-resfriamento para a solidificação e/ou a temperatura mínima atingida durante o patamar eutético e as microestruturas resultantes <sup>5</sup>, o que possibilita a utilização dessa técnica no controle do processo.

A profundidade de coquilhamento, que é determinada pelo ensaio de cunha, constitui outro modo para se avaliar a intensidade de nucleação nos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Embora o ensaio de coquilhamento seja muito comum e eficiente para ferros fundidos cinzentos sua utilização é restrita em nodulares, uma vez que nesses materiais a transição entre as regiões de coquilhamento claro e mesclado é muito menos nítida, razão pela qual geralmente só pode ser melhor estabelecida através do ensaio metalográfico.

As variáveis que influenciam e afetam o grau de nucleação em ferros fundidos nodulares e cinzentos são: superaquecimento, velocidade de resfriamento, composição química e inoculação.

#### **2.4.1 - Superaquecimento**

O superaquecimento, que consiste na elevação da temperatura do metal líquido e sua manutenção por um determinado intervalo de tempo, tem por objetivo promover a homogeneização do banho<sup>4</sup>. Esse tratamento influencia o grau de nucleação, devendo-se evitar temperaturas muito elevadas (superiores a 1520°C), que além de causar destruição de núcleos intensificam a perda de carbono por oxidação, aumentam o consumo de energia e o desgaste de refratários. Por outro lado, quando a temperatura de superaquecimento é muito baixa, ocorrem variações do grau de nucleação, por haver maior influência relativa de pequenas alterações da composição química e de presença de substratos para nucleação, resultando em maiores flutuações da profundidade de coquilhamento e do número de células eutéticas.

#### **2.4.2 - Velocidade de resfriamento**

Para ferros fundidos nodulares e cinzentos, quanto maior a velocidade de resfriamento maior é o super-resfriamento para a solidificação, e conseqüentemente maiores os números de núcleos e células eutéticas. Para maiores super-resfriamentos têm-se a elevação da velocidade de crescimento da grafita, obtendo-se lamelas mais ramificadas e mais finas em ferros fundidos cinzentos, e menores nódulos nos ferros fundidos nodulares. Como a distância de difusão para a reação

eutetóide estável é determinada pela quantidade de nódulos, o aumento deste número, aumenta a tendência à formação de ferrita. A velocidade de resfriamento depende da velocidade de extração de calor pelo molde, da temperatura de vazamento e da espessura da seção da peça.

A velocidade de extração de calor pelo molde varia principalmente com o tipo, composição do material de moldagem e espessura do molde. Diminuindo-se a temperatura de vazamento, aumenta-se a velocidade de resfriamento e, conseqüentemente, o super-resfriamento para a solidificação <sup>6</sup>.

### **2.4.3 - Composição Química**

A composição química base tem influência no grau de nucleação de ferros fundidos nodulares. Para a fabricação de peças em ferro fundido nodular geralmente recomenda-se o uso de ligas de composição eutética ou hipereutética, com carbono equivalente entre 4,3 e 4,7%. Os teores de carbono mais freqüentemente empregados situam-se entre 3,5 e 3,8%, e os de silício entre 2,1 e 2,8%. Nessas condições obtêm-se geralmente nódulos de grafita mais perfeitos, com menor tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura. Para a produção de peças de seção fina (até 10 mm) a principal dificuldade consiste em se evitar a ocorrência de carbonetos eutéticos na microestrutura. Para a produção desses componentes devem-se empregar ligas hipereutéticas (CE de 4,4 a 4,7%), com teores de silício maiores que 2,4%. Portanto, o carbono equivalente deve ser tanto mais elevado, quanto maior a velocidade de resfriamento.

Para peças com seção espessa (acima de 50 mm), os problemas mais críticos são <sup>9</sup>:

- flotação de grafita
- degeneração da grafita
- segregação de elementos da composição química base e de liga (P, Mn, Cr, Sn, Cu, V, W )
- segregação de elementos deletérios (Ti, As, Pb, Bi, Sb, Te)

A presença de carbono na forma de grafita permite que a transformação eutetóide ocorra segundo o sistema estável, isto porque é muito difícil a nucleação da grafita numa transformação no estado sólido, ou seja, a obtenção de ferrita + grafita a partir da austenita só seria possível através da manutenção do material por tempos muito longos a temperaturas correspondentes a esta reação. Assim a precipitação do carbono durante a reação eutetóide estável pode ocorrer diretamente sobre os nódulos de grafita formados durante a solidificação, não sendo necessária, a nucleação desta fase. A variação do percentual de carbono praticamente não altera a solubilidade desse elemento na austenita nas temperaturas em que podem se iniciar as reações eutetóides estável (início da formação da ferrita) e metaestável (início da formação da perlita).

O silício diminui o teor de carbono do eutético, sendo sua contribuição correspondente a cerca de 1/3 do carbono. Teores crescentes de silício aumentam a temperatura do eutético estável e diminuem a do metaestável, promovendo a solidificação do eutético austenita + grafita, sendo, portanto um elemento grafitizante. O silício aumenta o coeficiente de difusão do carbono na austenita e diminui sua solubilidade nesta fase, aumentando assim a velocidade de crescimento da ferrita livre, uma vez que diminui a quantidade de carbono que deve sofrer difusão na austenita para permitir o crescimento da ferrita. Em ferros fundidos

nodulares de matriz ferrítica - perlítica, o acréscimo da concentração de silício causa formação de maiores percentuais de ferrita na matriz metálica, diminuindo dureza, limite de resistência à tração e de escoamento e elevando o alongamento<sup>17</sup>.

Para ferros fundidos nodulares o teor de enxofre do ferro base deve ser o mais baixo possível, para evitar a necessidade de maiores adições de ligas nodularizantes, além da maior tendência à formação de drosses.

No entanto, para teores iniciais muito baixos de enxofre (até 0,005%), constata-se tendência mais acentuada à formação de carbonetos, e estaria também condicionada a presença de cério na liga nodularizante<sup>9-10</sup>. No que se refere à composição química base, são importantes os teores de elementos que promovem a formação de carbonetos na solidificação, tais como: manganês, cromo, molibdênio, vanádio e tungstênio<sup>11</sup>. O teor de oxigênio dissolvido no banho tem também influência, que é atribuída a possibilidade de óxidos que podem vir a atuar como núcleos no processo de solidificação.

Nos ferros fundidos nodulares o teor residual de magnésio tem efeito na tendência à formação de carbonetos eutéticos na microestrutura<sup>8,12</sup>. Para teores superiores a cerca de 0,050% constatou-se uma diminuição no número de nódulos e aumento na quantidade de carbonetos para ligas contendo 4,6% de carbono equivalente<sup>13</sup>.

Nos ferros fundidos nodulares a concentração de manganês geralmente se situa entre 0,15 a cerca de 1%, dependendo principalmente da especificação e da espessura da seção. O manganês em concentrações crescentes desloca o percentual de carbono correspondente ao eutético para teores mais elevados.

O acréscimo do teor de manganês causa diminuição do intervalo entre as temperaturas dos eutéticos estável e metaestável, tendo-se diminuição das temperaturas desses dois eutéticos. Na reação eutética o manganês é rejeitado para o líquido residual, apresentando, portanto maior concentração nessa fase do que nas células eutéticas. Dessa forma, à medida que a reação eutética está se processando, maiores são os teores de manganês no líquido e, em decorrência da maior concentração desse elemento, diminui o intervalo entre as temperaturas do eutético estável e metaestável. Assim, no resfriamento, a temperatura do eutético austenita + carbonetos pode ser ultrapassado, tendo-se condições termodinâmicas para a formação de carbonetos.

O manganês é um forte perlitizante porque estabiliza a austenita, diminui o coeficiente de difusão do carbono e aumenta a solubilidade do carbono nesta fase.

Em ferros fundidos nodulares, teores crescentes de fósforo diminuem o teor de carbono referente ao eutético, sendo sua contribuição igual ao do silício. Na solidificação, o fósforo é fortemente rejeitado para o líquido durante o crescimento das células eutéticas. A segregação desse elemento é muito mais intensa que a correspondente aos elementos que promovem a formação de carbonetos, como manganês, cromo e titânio.

#### **2.4.4 - Inoculação**

A inoculação em ferros fundidos nodulares consiste na adição de compostos grafitizantes, promovendo aumento do grau de nucleação, reduzindo o super-resfriamento, e afetando as temperaturas de início e final de solidificação do

eutético, a recalescência, o patamar eutético e a grafita formada, tendo ainda influência na matriz metálica e nas propriedades obtidas.

A inoculação pode ser efetuada por diferentes técnicas, destacando-se a de adição na transferência do metal para a panela de vazamento, na própria panela, durante o vazamento para os moldes (inoculação no jato) e ainda nos próprios moldes. Para o caso específico de fundição contínua a inoculação de ferro fundido cinzento ou nodular é realizada na transferência do metal para o forno de espera, ou seja, mais próximo da solidificação.

Em ferros fundidos nodulares a inoculação possibilita a elevação do número de nódulos, aumento da quantidade de ferrita da microestrutura e diminuição à tendência a formação de carbonetos. Em virtude dessas influências, obtém-se elevação do alongamento, das propriedades de resistência e inclusive usinabilidade.

A temperatura de inoculação não deve ser elevada, porque pode ocorrer uma destruição dos centros efetivos para nucleação da grafita, mas também não pode ser muito baixo, pois a dissolução das partículas de inoculante pode ser incompleta. Quando a adição de inoculantes é excessiva, aumenta a tendência à formação de drosses, devido a elevação dos teores de alumínio e cálcio. O “fading” é um fator muito importante a ser considerado ao se definir o processo de fabricação em peças de ferros fundidos nodulares, e os aspectos principais relativos ao “fading” são os seguintes <sup>14</sup>:

- Todos os inoculantes apresentam “fading”,
- O “fading” é contínuo,
- A perda de eficiência da inoculação é maior imediatamente após a adição de inoculante,

- O “fading” pode ser influenciado pela composição química do ferro fundido.

Os inoculantes mais utilizados são os que contêm silício, que é um elemento desoxidante. A escória de ferros fundidos é constituída principalmente por óxidos, razão pela qual se deve efetuar sua completa remoção antes de se realizar a adição do inoculante para evitar que uma parcela desse composto grafitizante seja consumida na redução desses óxidos, tendo-se, portanto menor eficiência e maior custo. Independentemente do tipo de inoculante e da técnica de adição algumas recomendações devem ser observadas para a inoculação:

- Controlar sistematicamente o peso do inoculante e o peso do metal que está sendo tratado. Pequenas variações podem significar a ocorrência de defeitos ou a obtenção de microestruturas inadequadas nas peças, além de representar custo adicional quando a adição é excessiva.

- Efetuar a adição do inoculante preferivelmente na faixa de 1420 a 1460°C.

- Obter boa dissolução do inoculante e proceder-se a sua mistura ao banho líquido, de modo a se ter homogeneidade.

- Manter os inoculantes secos, evitando-se umidade.

## **2.5- Obtenção da grafita esferoidal em ferros fundidos nodulares**

A modificação do mecanismo de crescimento lamelar para a forma esferoidal da grafita durante a solidificação de ferros fundidos é obtida industrialmente com o tratamento de nodularização, e pode ser obtido por várias maneiras diferentes, sendo a mais utilizada em escala industrial a adição controlada de magnésio na forma de ligas. Os teores residuais de elementos nodularizantes necessários para a obtenção de ferros fundidos nodulares devem se situar em intervalos bem definidos,



embora outras variáveis de processo como a velocidade de resfriamento, o carbono equivalente, o percentual de enxofre no metal base, o grau de nucleação do metal líquido e os próprios teores residuais de outros elementos nodularizantes, possam também exercer efeito importante, principalmente no sentido de diminuir a concentração mínima necessária de magnésio.

As concentrações residuais de magnésio deve situar-se entre 0,030% e 0,050%<sup>4</sup>. Para percentuais superiores a essa faixa aumenta a tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura e de grafita “spiky”, que é um tipo de grafita degenerada em relação à esferoidal. Se o teor residual de magnésio for insuficiente para obtenção de grafita nodular, ocorrerá a formação de grafita degenerada na estrutura, como grafita compacta ou lamelar e nódulos irregulares.

Utilizando-se ligas a base de terras raras, o intervalo de percentuais residuais de cério para a fabricação de ferros fundidos nodulares seria de 0,020% a 0,040%. Concentrações mais elevadas podem causar a ocorrência de carbonetos eutéticos e de grafita explodida, enquanto teores insuficientes podem resultar na formação de grafita degenerada. Além disso, outros elementos, como o cálcio, bismuto, selênio, bário, estrôncio, enxofre, silício e telúrio podem também promover o crescimento esferoidal da grafita em ferros fundidos.

Algumas técnicas de nodularização utilizadas para o processo de nodularização: simples transferência, sanduíche, tundish cover, tea-pot, imersão por sino, panela rotativa, conversor GF e arame recheado.

### **3- Material e Métodos**

Para determinar o efeito do carbono equivalente no número de nódulos, foram realizadas três experiências, nelas o metal foi fundido em forno cubilo, com a carga composta de 60% de gusa nodular e 40% de sucata de aço, posteriormente corrigido em fornos de indução (capacidade de 8 t), e transferidos através de uma panela do tipo tea-pot (capacidade de 800Kg) para os fornos de alimentação dos perfis. Nesta transferência foi realizado o tratamento de nodularização com cobertura de granalha de ferro, sendo a inoculação ocorrida na transferência para o forno de alimentação.

O percentual de liga nodularizante utilizado para as três experiências foi de 1,1%, sendo sua composição composta de 43 a 48% de silício, 5 a 7% de magnésio, 0,90 a 1,50% de cálcio e 0,80 a 1,20% de terras raras, com granulometria de 5 a 20 mm. O percentual de inoculante utilizado foi de 0,6%, cuja composição é 70% mínimo de silício, 0,80 a 1,20% de alumínio e 0,80 a 1,20% de cálcio, com granulometria de 0,6 a 3,0mm.

A variação do carbono equivalente utilizado nas três experiências foi de 4,2 a 4,8%, sendo que na primeira experiência foi utilizado um forno de 8 t com carbono de 3,40% e silício de 2,40%, e o segundo forno com carbono de 3,50% e silício de 2,40%, totalizando 17 amostras. Para a segunda experiência adotou-se carbono de 3,60% e silício de 2,50% e carbono de 3,70% com silício de 2,50%, totalizando 12 amostras, e, para a terceira experiência um forno com 3,80% de carbono com silício de 2,60% e o segundo com 3,90% de carbono com silício de 2,70%, totalizando 5 amostras.

A especificação de composição química dos demais elementos das três experiências foram as seguintes: Mn: 0,20% máx.; P: 0,08% máx.; S: 0,010-0,015%; Cr: 0,05% máx.; Cu: 0,08% máx.; Mg: 0,030-0,040%.

As moedas para avaliação da composição química foram retiradas do forno de alimentação dos perfis (capacidade de 2 t), no mesmo momento da retirada da amostra para metalografia. O CE foi calculado pela seguinte fórmula:  $\%CE = \%C + 1/3\%Si + 1/3\%P$ . A classe do material das experiências é FE 45012, cujo percentual de perlita é de 30% máximo, 80% mínimo de nodularização, 10% máximo de  $Fe_3C$  e a dureza compreende a faixa de 143 a 217HB. Os parâmetros de máquina para as experiências são os seguintes: Avanço: 0,9 - 1,1 s; Espera: 6,0 - 7,0 s; Volume água: 3,0 - 4,0 m<sup>3</sup>/h.

As faixas de temperaturas no forno indução compreendem as temperaturas de 1370 a 1390°C, e no forno de espera de 1280 a 1310°C.

O diâmetro utilizado nas experiências foi o de 105 mm, sendo que os corpos-de-prova foram retirados do núcleo, conforme a figura 7.

Para a contagem de nódulos e percentuais de perlita foi utilizado um microscópio da marca Nikon, provido de um analisador de imagem (Image Pró-Plus), sendo a análise realizada em oito campos, e o resultado calculado através de uma média. A impressão da dureza foi obtida em um durômetro que utilizou uma esfera de 5 mm e carga de 750Kgf.

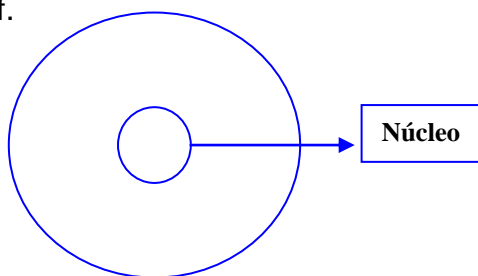


Figura 7- Esquema mostrando a região do núcleo da seção transversal

#### 4- Resultados

A seguir são apresentados os resultados das metalografias, ensaios de dureza e carbono equivalente.

Tabela 2- Resultados do carbono equivalente, número de nódulos, percentuais de perlita e dureza

Amostra	CE (%)	Nódulos/mm2	Perlita (%)	Dureza (HB)
1	4,20	140	40	190
2	4,20	140	40	192
3	4,20	142	37	194
4	4,20	138	37	195
5	4,20	142	40	196
6	4,20	140	39	192
7	4,20	142	38	196
8	4,21	141	40	192
9	4,23	146	40	192
10	4,25	160	30	190
11	4,25	161	38	189
12	4,25	153	34	192
13	4,25	147	38	192
14	4,26	205	27	183
15	4,28	150	40	196
16	4,30	209	21	183
17	4,39	229	15	173
18	4,40	189	24	180
19	4,40	197	23	177
20	4,40	223	15	174
21	4,41	233	15	174
22	4,44	215	21	180
23	4,44	206	23	183
24	4,45	264	13	174
25	4,47	218	22	185
26	4,49	259	9	169
27	4,53	265	11	170
28	4,56	290	11	169
29	4,60	300	9	165
30	4,66	283	9	168
31	4,68	314	9	169
32	4,70	302	10	165
33	4,80	337	8	162
34	4,80	340	8	162

Observações: Faixa de composição química final das experiências: C: 3,40 - 3,90%; Si: 2,40 - 2,70%;

Mn: 0,08 - 0,12% ; Cu: 0,05%máx.; Cr:0,03%máx.; P: 0,05máx., S e Mg: conforme especificação.

Foram construídos três gráficos para as análises das relações das quatro variáveis que são: gráfico 1, que mostra a relação entre o carbono equivalente e o número de nódulos, gráfico 2, que mostra a relação entre número de nódulos e percentuais de perlita e o gráfico 3, que mostra a relação entre o percentuais de perlita e a dureza.

◀ Gráficos construídos a partir da Tabela 2, mostrando as relações entre as variáveis.

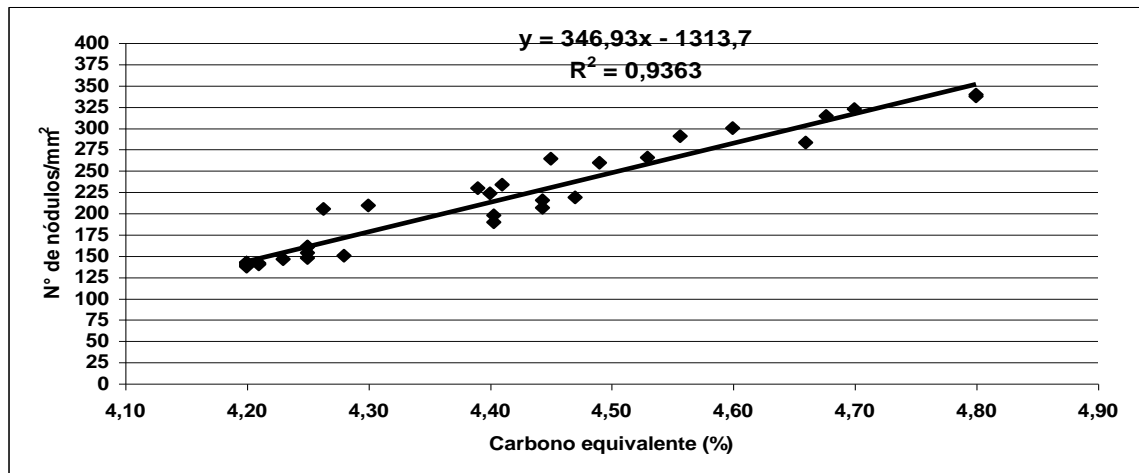


Gráfico 1- Relação entre CE e n° de nódulos

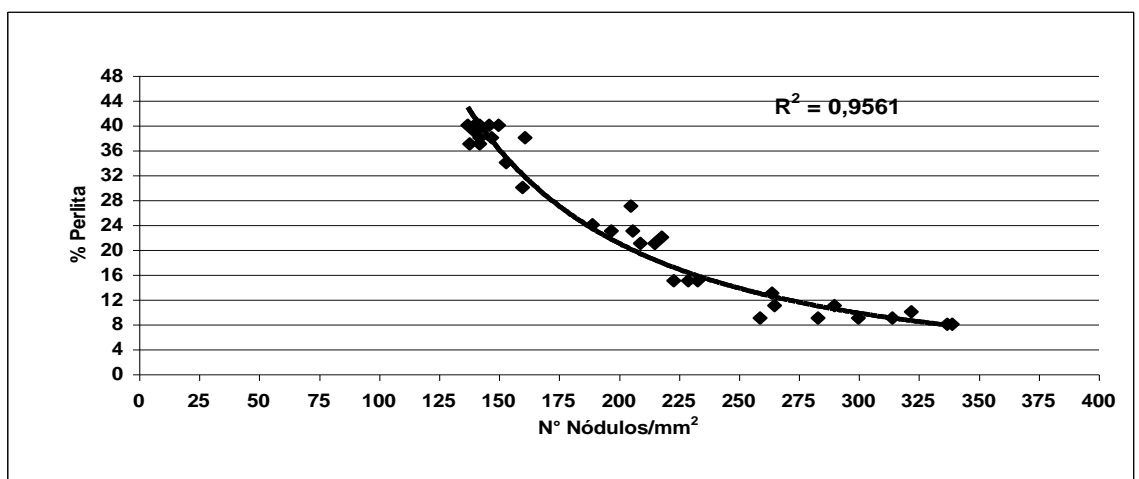


Gráfico 2- Relação entre n° de nódulos e percentuais de perlita

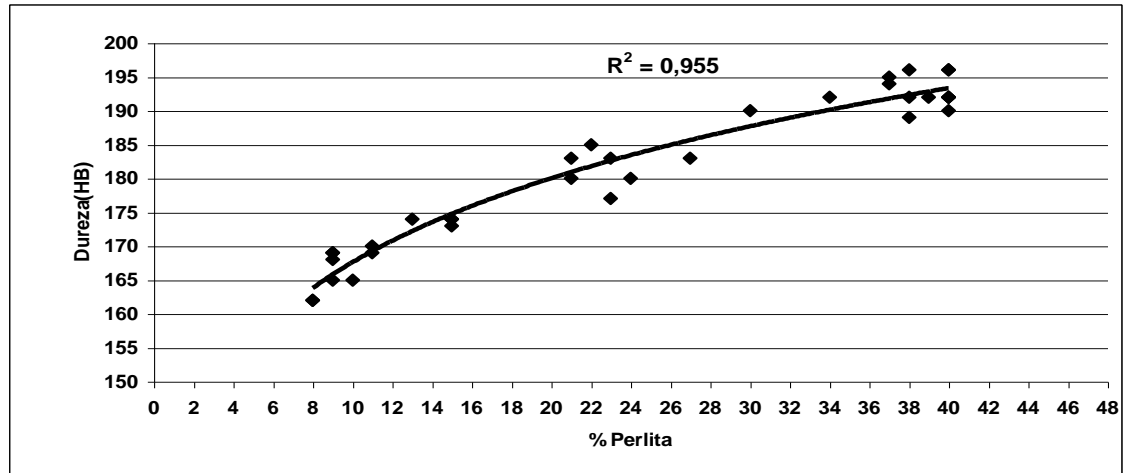


Gráfico 3– Relação entre percentuais de perlita e dureza

- Micrografias representando diferentes carbonos equivalentes na região do núcleo.

(a)

(b)

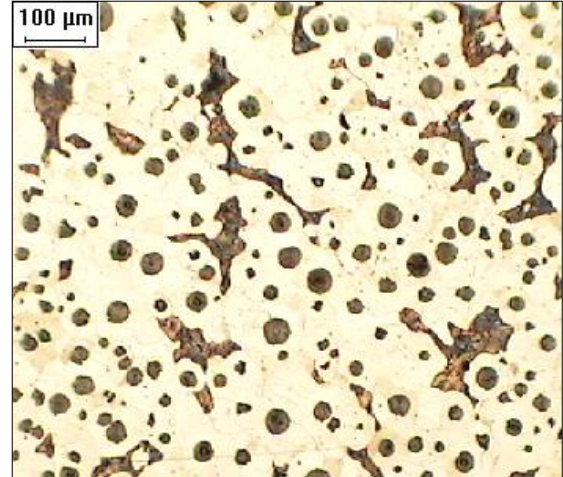
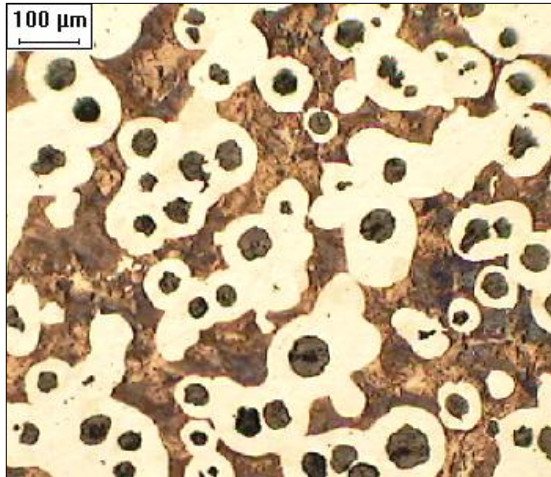


Figura 8 – (a) CE de 4,2%; 140 nód./mm<sup>2</sup>; 40% de perlita; (b) CE de 4,8%; 340 nód./mm<sup>2</sup>; 8% de perlita (100X).

- Micrografias representando degeneração da grafita para CE de 4,8% na região de interface entre o médio-raio e a periferia.

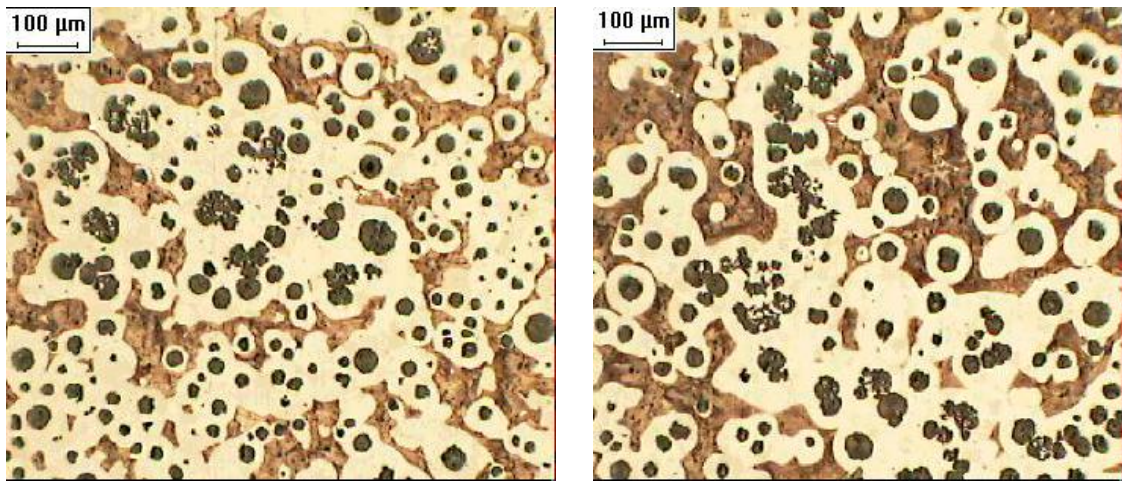


Figura 9 - Amostras onde se verificam flotações de grafita e grafitas explodidas (100X)

## 5- Discussão

O gráfico 1 apresenta os resultados do número de nódulos e do carbono equivalente, os quais indicaram que o aumento do carbono equivalente eleva o número de nódulos no intervalo de 4,2 a 4,8%, demonstrando uma variação de 140 a 340 nódulos/mm<sup>2</sup>. Segundo Sinatora et al.(1976) & Glover et al. (1982), o aumento do carbono equivalente eleva o número de nódulos, para os mesmos teores de adição de inoculante. Da mesma forma, a Figura 8 apresenta duas micrografias, a primeira com carbono equivalente de 4,2%, que indica 140 nódulos/mm<sup>2</sup>, e a segunda micrografia com 4,8% de CE com 340 nódulos/mm<sup>2</sup>.

Em relação à análise dos resultados referentes ao número de nódulos e percentuais de perlita na matriz, foi verificado que o aumento do número de nódulos

reduz o percentual de perlita (Gráfico 2). Os valores de perlita oscilaram entre 8 e 40% para a variação de 140 a 340 nódulos/mm<sup>2</sup>, observado também na Figura 8.

Esses resultados estão de acordo com os observados por Kruger et al. (1998), os quais evidenciaram que o aumento da matriz ferrítica está relacionado com o aumento do número de nódulos.

Assim sendo, menores percentuais de perlita na matriz metálica diminuem a dureza (Gráfico 3), evidenciando variações de 162 a 196HB, no intervalo de 8 a 40% de perlita, respectivamente.

Na Figura 9 estão apresentadas degenerações da grafita, nas formas de flotações de grafitas e grafitas explodidas, observados apenas para carbono equivalente de 4,8%. No entanto, estes defeitos ocorreram na região de interface entre a periferia (orla ferrítica) e o médio-raio, o que corresponde, em produção, à região superior do perfil. Conforme Heine (1991), carbono equivalente maior ou igual a 4,7% pode possibilitar a degeneração da grafita, principalmente em peças de seção acima de 50 mm, considerando ainda que há redução nas propriedades mecânicas e comprometimento da usinabilidade.



## 6- Conclusões

- O aumento do carbono equivalente eleva o número de nódulos, devido a aumentar as quantidades de grafita presentes na microestrutura, alterando assim a matriz metálica, além de exercer influência no poder grafizante do banho metálico;

- Para as especificações deste material quanto ao percentual de perlita e dureza máxima, a elevação do carbono equivalente constituiu em redução de ambos;

- Para não comprometer as propriedades mecânicas, deve-se evitar a utilização de carbono equivalente de 4,8% ou acima, devido à degeneração da grafita, nas formas de flotações de grafita e grafitas explodidas.

- Carbono equivalente abaixo de 4,3% deve ser evitado, a fim de não comprometer as especificações máximas de percentuais de perlita (30% máximo);

- Como os resultados das amostras com elevado carbono equivalente foram satisfatórios, exceto para aqueles onde houve a degeneração da grafita, foi alterado a composição química deste perfil para: 3,60 - 3,80% de carbono e 2,50 -2,70% de Si, com a intenção de obterem-se valores de percentuais de perlita e dureza mais baixa, além de melhorar a usinabilidade deste perfil.

## 7- Referências Bibliográficas

1. COLE, G.S. Solidification of ductile iron. AFS Transactions, V.80, 335-48,1972.
2. WETERFALL, S.E., FREDRIKSSON, H. & HILLERT, M. Solidification process in nodular cast iron. Journal of the Iron and Steel Institute, 210(5): 323-333, 1972.
3. LOPER Jr., C.R. & HEINE, R.W. Grafitization processing cycle in producing ductile iron. AFS Transactions, V.72, 495-507,1964.
4. SOUZA SANTOS, A.B., CASTELO BRANCO C.H. “ Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares”. São Paulo, IPT, 1991,205p.
5. DAWSON, J.V. “ The future role of inoculation technology”. BCIRA. Foundry Technology for the 80s. Birmingham, abr.1979, p.3.1-3.18.
6. MORROGH, H. “The solidification of cast iron and the interpretation of results obtained from chilled test pieces”. The British Foundryman, V-53, n.25, may1980, 221-242.
7. GLOVER, D. et al, “The relationships among carbon equivalent, microstructure and solidification characteristics and their effects on strength and chill in gray cast iron.” AFS Transactions, V.90, 745-757,1982.
8. SINATORA, A. e SOUZA SANTOS, A .B. de, “Efeito da porcentagem de FeSi utilizado como inoculante na estrutura e propriedades de ferro nodular”. Metalurgia ABM, V.32, n.221, abr.1976, 255-263.
9. HEINE, R.W. “Influence of flotation on some foundry properties of ductile iron”. AFS Transactions, V.99, 159-164,1991.
10. SOUZA SANTOS, A.B. de, “ Drosses em ferro fundido nodular”. ABM Congresso anual, Rio de Janeiro, RJ, julho 1993, 20p.

11. GREENHILL, J.M. "Control of Inoculation". BCIRA Modern Inoculation Practices. Birmingham, jan. 1991, 9p.
12. SOUZA SANTOS, A.B. de, "Processo de nodulização de ferros fundidos". Metalurgia ABM, V.39, n.311, out.1983, 521-526.
13. EVANS, W.J. et al, "Factors influencing the occurrence of carbides in thin sections of ductile iron". AFS Transactions, V.89, 293-322,1981.
14. FULLER, A . "Mechanism and effects". BCIRA Modern Inoculation Practices. Birmingham, jan. 1991, 7p.
15. KUSUKAWA, T. & KIM, S.Y. Eutectic solidification of spheroidal graphite cast iron. Report of the Castings Research Laboratory – Waseda University, (22):29-40,1971.
16. STEFANESCU, D.M. et al, "Solidification behavior of hypoeutectic and eutectic compacted graphite cast iron. Chilling tendency and eutectic cells". AFS Transactions, V.91, 205-216, 1983.
17. KRUGER, M., LUCKOW, I. C., BERGMANN, S.J., SOUZA SANTOS, A.B. de, Efeitos de elementos de liga na formação de ferrita e perlita em ferros fundidos nodulares. 53<sup>o</sup> Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais ABM. Belo Horizonte, 23p, 13-17 set. 1998.