



**ASSOCIAÇÃO BENEFICENTE DA INDÚSTRIA  
CARBONÍFERA DE SANTA CATARINA - FACULDADE SATC  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA  
PPGEM/SATC**

LUCAS CUNHA

**EFEITO DA ADIÇÃO DE ANTIMÔNIO E DA TAXA DE RESFRIAMENTO SOBRE  
AS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MORFOLOGIA DA GRAFITA NO FERRO  
FUNDIDO NODULAR TRATADO COM LIGA FeSiMg E TERRAS RARAS**

Dissertação de Mestrado

Criciúma/SC

2020

**ASSOCIAÇÃO BENEFICENTE DA INDÚSTRIA  
CARBONÍFERA DE SANTA CATARINA - FACULDADE SATC  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA  
PPGEM/SATC**

**EFEITO DA ADIÇÃO DE ANTIMÔNIO E DA TAXA DE RESFRIAMENTO SOBRE  
AS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MORFOLOGIA DA GRAFITA NO FERRO  
FUNDIDO NODULAR TRATADO COM LIGA FeSiMg E TERRAS RARAS**

Lucas Cunha

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da SATC, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Criciúma/SC

2020

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, área de concentração Processos de Fabricação aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação

Orientador: Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti  
PPGEM/SATC

**Comissão Examinadora:**

Prof. Daniel Fritzen, Dr. (PPGEM/SATC)

Prof. Jovani Castelan, PhD. (PPGEM/SATC)

Leonardo Marasca Antonini, Dr. (PPGE3M/UFRGS)

**Suplente:**

Prof. Alexandre Milanez, Dr. (PPGEM/SATC)

Prof. Anderson Daleffe, Dr.  
Coordenador do PPGEM/SATC

Dedico esse trabalho a minha filha Alice e esposa Silvia.

## **AGRADECIMENTOS**

A minha esposa Silvia Philippi Gianizella Cunha pelo incentivo e apoio.

A minha filha Alice Gianizella Cunha, pois ela é minha fonte de motivação.

A minha mãe Giseli Cunha que me ensinou o verdadeiro valor do estudo.

A Nobre Indústria de Peças que me apoiou e disponibilizou sua planta fabril para o desenvolvimento das amostras e realização dos ensaios.

Aos caros colegas do mestrado pela troca de experiências durante o período de aula.

A minha orientadora Célia de Fraga Malfatti pela paciência, pelos sábios conselhos e por disponibilizar alguns equipamentos para realização dos ensaios.

Ao Anderson Daleffe pelo acompanhamento nos ensaios realizados e discussão dos resultados.

Enfim, agradeço a todos que de alguma forma contribuíram para a realização desse trabalho.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Morfologia da grafita.....	19
Figura 2 - Microestrutura típica dos ferros fundidos nodulares.....	22
Figura 3 - Diagrama de equilíbrio do sistema ferro carbono.....	23
Figura 4 - Influência dos elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio.....	24
Figura 5 - Curva de resfriamento do ferro fundido.....	26
Figura 6 - Sequência de solidificação do ferro fundido nodular .....	27
Figura 7 - Influência da taxa de resfriamento sobre o superesfriamento.....	28
Figura 8 - Esquema de crescimento da grafita.....	29
Figura 9 - Influência da taxa de resfriamento sobre o invólucro de austenita sobre a grafita.....	29
Figura 10 - Região ferrítica em torno da grafita esferoidal.....	30
Figura 11 - Sulfeto no núcleo da grafita esferoidal.....	33
Figura 12 - Simples transferência.....	34
Figura 13 - Sanduíche.....	35
Figura 14 - Opções do processo panela coberta .....	35
Figura 15 - lustração do fading da liga nodularizante.....	36
Figura 16 - Panela rotativa.....	37
Figura 17 - Processo in mold .....	37
Figura 18 - Efeitos dos elementos de liga no inoculante a base de ferro e silício nos ferros fundidos.....	39
Figura 19 - Seção transversal e técnica de inoculação .....	40
Figura 20 - Percentual ideal de magnésio em relação ao titânio.....	43
Figura 21 - Concentração de antimônio na interface grafita-austenita.....	44
Figura 22 - Grafita de Widmanstätten.....	45
Figura 23 - Geometria do corpo de prova bloco “Y” .....	49
Figura 24 - Lingote de antimônio.....	53
Figura 25 - Retiradas dos corpos de prova do bloco “Y” .....	54
Figura 26 - Fluxograma do processo.....	55
Figura 27 - Grau de nodularização.....	58
Figura 28 - Número de nódulos por unidade de área.....	59

Figura 29 - Microestrutura do corpo de prova sem adição de antimônio e resfriamento rápido sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	60
Figura 30 - Microestrutura do corpo de prova sem adição de antimônio e resfriamento médio sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	60
Figura 31 - Microestrutura do corpo de prova sem adição de antimônio e resfriamento lento sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	60
Figura 32 - Microestrutura do corpo de prova com 0,029% de antimônio e resfriamento rápido sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	61
Figura 33 - Microestrutura do corpo de prova com 0,029% de antimônio e resfriamento médio sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	61
Figura 34 - Microestrutura do corpo de prova com 0,029% de antimônio e resfriamento lento sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	61
Figura 35 - Microestrutura do corpo de prova com 0,058% de antimônio e resfriamento rápido sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	62
Figura 36 - Microestrutura do corpo de prova com 0,058% de antimônio e resfriamento médio sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	62
Figura 37 - Microestrutura do corpo de prova com 0,058% de antimônio e resfriamento lento sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b).....	62
Figura 38 - Percentual dos microconstituintes na matriz metálica.....	63
Figura 39 - Dureza Brinell das amostras.....	63
Figura 40 - Limite de resistência das amostras.....	64
Figura 41 - Limite de escoamento das amostras.....	64
Figura 42 - Alongamento das amostras.....	65
Figura 43 - Impacto das amostras.....	65
Figura 44 - Pontos de realização do EDS para amostra com resfriamento rápido....	66
Figura 45 - Pontos de realização do EDS para amostra com resfriamento médio.....	67
Figura 46 - Pontos de realização do EDS para amostra com resfriamento lento.....	68
Figura 47 - Distribuição dos elementos químicos na matriz metálica .....	69
Figura 48 - Região do mapeamento dos elementos químicos.....	69

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química dos ferros fundidos comuns.....	20
Tabela 2 - Classes dos ferros fundidos nodulares.....	21
Tabela 3 - Efeitos durante as reações durante a solidificação e no estado sólido de alguns elementos no ferro fundido.....	31
Tabela 4 - Morfologia de grafita esferoidal degenerada.....	41
Tabela 5 - Efetividade de alguns elementos perlitizantes.....	46
Tabela 6 - Elementos terras raras e sua classificação.....	47
Tabela 7 - Dimensão do corpo de prova bloco “Y”.....	49
Tabela 8 - Componentes da carga metálica para forno à indução.....	51
Tabela 9 - Composição química da norma SAE J434 [5].....	51
Tabela 10 - Composição química das amostras.....	52
Tabela 11 - Composição química inicial.....	52
Tabela 12 - Composição da liga nodularizante.....	52
Tabela 13 - Composição do inoculante.....	53
Tabela 14 - Composição química do lingote de antimônio.....	54
Tabela 15 - Composição química resultante no forno.....	57
Tabela 16 - Composição química final sem adição de antimônio.....	57
Tabela 17 - Composição química final com adição planejada de 0,030% de antimônio.....	57
Tabela 18 - Composição química final com adição planejada de 0,060% de antimônio.....	58
Tabela 19 - Resultados das equações 2, 3, 4 e relação das terras raras com % de antimônio em função da composição química final.....	58
Tabela 20 - Forma, tamanho da grafita e matriz resultante.....	59
Tabela 21 - Concentração de antimônio na matriz metálica na amostra com resfriamento rápido.....	66
Tabela 22 - Concentração de antimônio na matriz metálica na amostra com resfriamento médio.....	67
Tabela 23 - Concentração de antimônio na matriz metálica na amostra com resfriamento lento.....	68

## LISTA DE SIMBOLOS

%	Percentual
<	Menor
=	Igual
>	Maior
mm	Milímetro
$K_1$	Efeito conjunto dos elementos deletérios
Px	Fator perlitizante
"	Polegada
v	Variação
e	Erro permitido
n	Número de amostra
mm <sup>2</sup>	Milímetro quadrado

## LISTA DE ABREVIATURAS

t	Toneladas
Kg	Quilograma
KW	Quilowatts
D5006	Classe de ferro fundido nodular
SAE J434	Norma da <i>Society American Engineer</i>
FeSiMg	Ferro, silício e magnésio
Fe <sub>3</sub> C	Carboneto de ferro ou cementita
ASTM A247	Norma da <i>American Society for Testing and Materials</i>
D4018	Classe de ferro fundido nodular
D4512	Classe de ferro fundido nodular
D5504	Classe de ferro fundido nodular
D7003	Classe de ferro fundido nodular
D8002	Classe de ferro fundido nodular
MPa	Mega Pascal
HB	<i>Hardness Brinell</i>
J	Joule
°C	Celsius
TEE	Temperatura do eutético estável
TEM	Temperatura do eutético metaestável
Kg/h	Quilograma por hora
CE	Carbono equivalente
C	Carbono
Si	Silício
P	Fósforo
Mn	Manganês
S	Enxofre
Ti	Titânio
As	Arsênio
Sn	Estanho

Sb	Antimônio
Pb	Chumbo
Bi	Bismuto
Al	Alumínio
Mg	Magnésio
Mo	Molibdênio
Cu	Cobre
Ni	Níquel
Cr	Cromo
La	Lantânio
Ce	Cério
Pr	Praseodímio
Nd	Neodímio
Pm	Promécio
Sm	Samário
Eu	Európio
Gd	Gadolínio
Tb	Térbio
Dy	Disprósio
Ho	Hólmio
Er	Érbio
Tm	Túlio
Yb	Itérbio
Lu	Lutécio
Sc	Escândio
Y	Ítrio
AFS	<i>American Foundry Society</i>
Ag	Prata
Fe	Ferro
Zr	Zircônio
V	Vanádio

Te	Telúrio
B	Boro
TR	Terras raras
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva

## RESUMO

A adição de antimônio como elemento perlitizante nos ferros fundidos nodulares é pouco usual em virtude deste elemento ser considerado deletério para a grafita esferoidal. No presente trabalho foi investigado a interação do antimônio com outros elementos deletérios no ferro fundido nodular, com adição de terras raras e o efeito da taxa de resfriamento. Com isso pretende-se aumentar as propriedades mecânicas com a formação de perlita na matriz metálica e identificar se ocorre degeneração da grafita esferoidal pela adição do antimônio. Para isso foi realizada a adição de 0,028% e 0,059% de antimônio na fabricação de 3 diferentes blocos Y cujo suas dimensões proporcionem diferentes taxas de resfriamento de acordo com a norma ASTM A536. Foi realizado a análise de composição química, medida de dureza Brinell, ensaio de tração, ensaio de impacto charpy e caracterização da microestrutura através de microscopia óptica e microscopia de varredura eletrônica. Os resultados mostram que para aplicação na indústria, somente a amostra com adição de 0,059% de antimônio com taxa de resfriamento rápido atendeu todos os requisitos exigido para caracterização da classe D5504 da norma SAE J434.

**PALAVRAS-CHAVE:** Antimônio; Ferro fundido nodular; Taxa de resfriamento; Terras raras.

## **ABSTRACT**

The addition of antimony as perlizant element in nodular cast irons is unusual because this element is considered deleterious to spheroidal graphite. In the present work, the interaction of antimony with other deleterious elements in ductile cast iron was investigated, with the addition of rare earths and the effect of the cooling rate. This is intended to increase the mechanical properties with the formation of perlite in the metallic matrix and to identify if degeneration of spheroidal graphite occurs by the addition of antimony. For this purpose, 0.028% and 0.059% antimony were added in the manufacture of 3 different Y blocks whose dimensions provide different cooling rates according to the ASTM A536 standard. Chemical composition analysis, Brinell hardness measurement, tensile test, charpy impact test and characterization of the microstructure through optical microscopy and scanning electron microscopy were performed. The results show that for application in the industry, only the sample with the addition of 0.059% antimony with a rapid cooling rate met all the requirements for the characterization of class D5504 of the SAE J434 standard.

**KEY- WORDS:** Antimony; Ductile cast iron; Cooling rate; Rare earths.

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	16
1.1 OBJETIVOS.....	17
1.1.1 Objetivos Específicos.....	17
1.2 JUSTIFICATIVA.....	17
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
2.1 FERROS FUNDIDOS.....	18
2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR.....	20
2.2.1 Diagrama de equilíbrio do sistema ferro-carbono.....	23
2.2.2 Transformação durante a solidificação dos ferros fundidos nodulares.....	25
2.2.3 Transformação no estado sólido dos ferros fundidos nodulares.....	29
2.3 PROCESSOS DE OBTENÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR.....	32
2.3.1 Tratamentos de nodularização.....	32
2.3.2 Processos de nodularização.....	34
2.3.3 Tratamento de inoculação.....	38
2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DELETÉRIOS NO FERRO FUNDIDO NODULAR.....	41
2.5 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS PERLITIZANTES NO FERRO FUNDIDO NODULAR.....	46
2.6 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS TERRAS RARAS NO FERRO FUNDIDO NODULAR.....	47
3 METODOLOGIA.....	49
4 RESULTADOS.....	57
5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	70
6 CONCLUSÃO.....	76
7 PESQUISAS FUTURAS.....	78
REFERÊNCIAS.....	79

## 1 INTRODUÇÃO

Segundo a Abifa [1], a produção nacional de fundidos em 2017 foi de 2.216.000 t, um acréscimo de 5,37% se comparado com o mesmo período de 2016. Entre os setores de destaque, com 50,4% destinado a indústria automotiva para fabricação de componentes para automotores, outros segmentos que merecem destaque são indústrias de bens de capital, siderúrgica e ferroviária com participação de 11,7, 4,6 e 6,8% respectivamente.

Dentre os ferros fundidos existentes, destaca-se o ferro fundido nodular devido a suas propriedades mecânicas, principalmente a ductilidade em função da morfologia da grafita esferoidal. Essas propriedades permitem a esse ferro fundido, aplicações na indústria automotiva, na indústria petrolífera, componentes de máquinas sujeitas a choque e fadiga, entre outras aplicações conforme Chiaverini [2].

A obtenção do ferro fundido nodular ocorre pelos processos de nodularização e inoculação ambos realizados momentos antes de iniciar o vazamento do metal líquido no molde de areia.

O antimônio é um forte estabilizador de perlita durante a reação eutetóide, porém Foundrymen's [3] e Pan [4], afirmam que este elemento também é considerado antinodularizante. Por isso, o presente estudo avalia o efeito da adição deste elemento e da taxa de resfriamento sobre a obtenção da grafita esferoidal e as propriedades mecânicas do ferro fundido tratado com liga FeSiMg e terras raras.

É importante realizar estudos sobre a adição de elementos perlitizantes não convencionais no ferro fundido nodular com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas, pois a redução de custo de fabricação sem a alteração na aplicação é o diferencial das empresas em função da competitividade.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a alteração na microestrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular tratado com liga FeSiMg e terras raras em duas dosagens definidas de antimônio (0,028% e 0,059%), variando-se a taxa de resfriamento com a utilização de 3 corpos de provas padronizados. A técnica de nodularização utilizada neste trabalho foi a panela rotativa seguido por uma simples inoculação entre a panela de tratamento e a panela de vazamento, onde foi adicionado o antimônio.

As amostras utilizadas neste trabalho foram produzidas no forno à indução sem núcleo com capacidade nominal de 650 Kg e 400kW de potência efetiva,

utilizando matérias-primas selecionadas na proporção para obter a composição química planejada.

## **1.1 OBJETIVOS**

Avaliar o efeito do antimônio e da taxa de resfriamento sobre as propriedades mecânicas e a morfologia da grafita no ferro fundido nodular tratado com liga FeSiMg e terras raras. Com isso, pretende-se verificar qual dosagem ideal de antimônio em função da taxa de resfriamento para aplicação em escala industrial visando a substituição dos elementos perlitizantes normalmente utilizados em função de redução de custo.

### **1.1.1 Objetivos Específicos**

- ✓ Definir o percentual ideal de antimônio em função da taxa de resfriamento para obtenção do ferro fundido nodular da norma SAE J434.
- ✓ Investigar a interação do antimônio e taxa de resfriamento na morfologia da grafita esferoidal e matriz metálica.
- ✓ Verificar se o percentual de elementos antinodularizantes serão neutralizados pela presença de terras raras contida na liga FeSiMg utilizada.

## **1.2 JUSTIFICATIVA**

Possibilidade de redução de custo no processo de obtenção do ferro fundido nodular com melhores propriedades mecânicas em relação a classe D4018 e D4512 da norma SAE J434 pelo emprego de antimônio como elemento perlitizante combinado com diferentes taxas de resfriamento.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Será apresentado uma breve descrição dos ferros fundidos, em específico o ferro fundido nodular e seu processo de obtenção na indústria.

### 2.1 FERROS FUNDIDOS

Para Chiaverini [2], os ferros fundidos são ligas ternárias de ferro, carbono e silício cujo o teor de carbono é superior a 2,11%, ou seja, quantidade acima da solubilidade do carbono na austenita, ainda com percentuais residuais de manganês, fósforo, enxofre e outros elementos químicos inerentes do processo de fabricação.

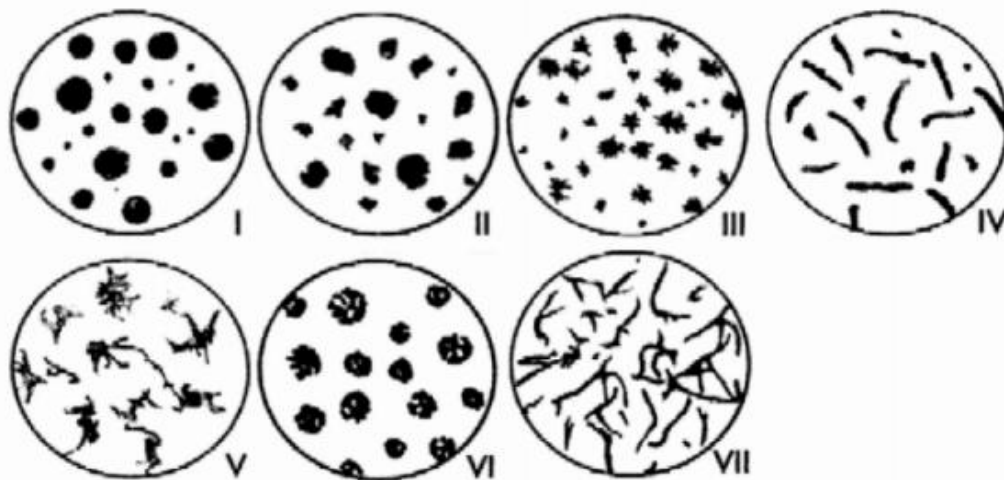
Os ferros fundidos são classificados em 6 categorias de acordo com a disposição do carbono na matriz metálica, sendo:

- Ferro fundido cinzento: A maioria do carbono encontra-se na forma livre, ou seja, na forma de grafita e sua morfologia é lamelar, a outra fração de carbono está na forma combinada em cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) que por sua vez esta agregada com ferrita para formar perlita. Sua fratura é de coloração acinzentada, tal fato caracteriza a nomenclatura deste ferro fundido. Sua aplicação é ampla para peças que necessitam baixas solicitações mecânicas.
- Ferro fundido branco: Todo seu carbono encontra-se na forma combinada, ou seja, na forma de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) devido ao menor percentual de silício e condições de fabricação. Sua fratura é branca, caracterizando sua nomenclatura. É muito duro e frágil em função da microestrutura, é amplamente aplicado em situações severas de desgaste.
- Ferro fundido mesclado: É a mescla do ferro fundido cinzento e branco, ou seja, há presença de grafita lamelar e cementita.
- Ferro fundido maleável: É obtido através do ferro fundido branco por um tratamento térmico chamado de maleabilização, onde praticamente todo o carbono combinado é transformado em nódulos de grafita.

- Ferro fundido nodular: É realizado o tratamento de nodularização ainda com o metal líquido para que o carbono livre obtenha a forma esferoidal e proporciona a este ferro fundido uma boa ductilidade se comparado com o ferro fundido cinzento.
- Ferro fundido vermicular: Apresenta o carbono livre na forma de “vermes” obtido através do tratamento de nodularização ainda com o metal líquido, similar ao ferro fundido nodular, apresenta propriedades intermediárias ao ferro fundido cinzento e nodular.

A forma da grafita conforme normas SAE J434 [5] e ASTM A247 [6] está representada na Figura 1.

Figura 1 - Morfologia da grafita



Fonte: Adaptado da Norma SAE J434 [5]

De acordo com a Figura 1, a morfologia I é classificada de grafita esferoidal e a morfologia II é classificada de grafita esferoidal irregular ambas são típicas dos ferros fundidos nodulares, a morfologia III é classificada de grafita esferoidal degenerada típica dos ferros fundidos maleáveis, a morfologia IV é classificada de grafita vermicular típica do ferro fundido vermicular, a morfologia V é classificada de grafita roseta, a morfologia VI é classificada de grafita explodida e a morfologia VII é classificada de grafita lamelar típico do ferro fundido cinzento.

A faixa de composição química tipicamente utilizada na fabricação dos ferros fundidos na indústria sem adição de elementos de ligas está descrita na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química dos ferros fundidos comuns

<b>Tipos</b>	<b>%C</b>	<b>%Si</b>	<b>%Mn</b>	<b>%S</b>	<b>%P</b>
Branco	1,8-3,6	0,5-1,9	0,25-0,80	0,06-0,20	0,06-0,20
Maleável	2,2-2,9	0,9-1,9	0,15-1,20	0,02-0,20	0,02-0,20
Cinzento	2,5-4,0	1,0-3,0	0,20-1,00	0,02-0,25	0,02-1,00
Nodular	3,0-4,0	1,8-2,8	0,10-1,00	0,01-0,03	0,01-0,10
Vermicular	2,5-4,0	1,0-3,0	0,20-1,00	0,01-0,03	0,01-0,10

Fonte: Adaptado de Chiaverini [2]

## 2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR

O ferro fundido nodular ou ferro dúctil apresenta a grafita na forma esferoidal no estado bruto de fusão de acordo com Figura 1 morfologia I e II, pois segundo Chiaverini [2] e Santos [7] são adicionados agentes nodularizantes momentos antes de ser vertido o metal no molde, alterando a forma de crescimento da grafita durante a solidificação. Devido a esta morfologia da grafita em conjunto com a matriz metálica, os ferros fundidos nodulares apresentam propriedades mecânicas superiores em relação aos ferros fundidos cinzentos.

Para Guesser [8] entre as propriedades do ferro fundido nodular, destaca-se a resistência mecânica e ductilidade, isto justifica sua aplicação extensa na indústria automotiva na fabricação de virabrequins, eixos de comando de válvulas, coletores de exaustão, peças da suspensão, entre outras aplicações.

Conforme Tabela 1, a composição química dos ferros fundidos apresenta uma faixa de composição para cada elemento mencionado, para cada tipo de ferro fundido é possível obter várias classes com propriedade distintas, porém é necessário estreitar a faixa de composição química em função de algumas variáveis do processo de fabricação para obtenção das propriedades mecânicas mínimas

exigidas para caracterização da classe do ferro fundido desejado. A Tabela 2 exemplifica as principais propriedades mecânicas para o ferro fundido nodular da norma SAE J434 de acordo com Chiaverini [2], Santos [7] e Vilella [9].

Tabela 2 - Classes dos ferros fundidos nodulares

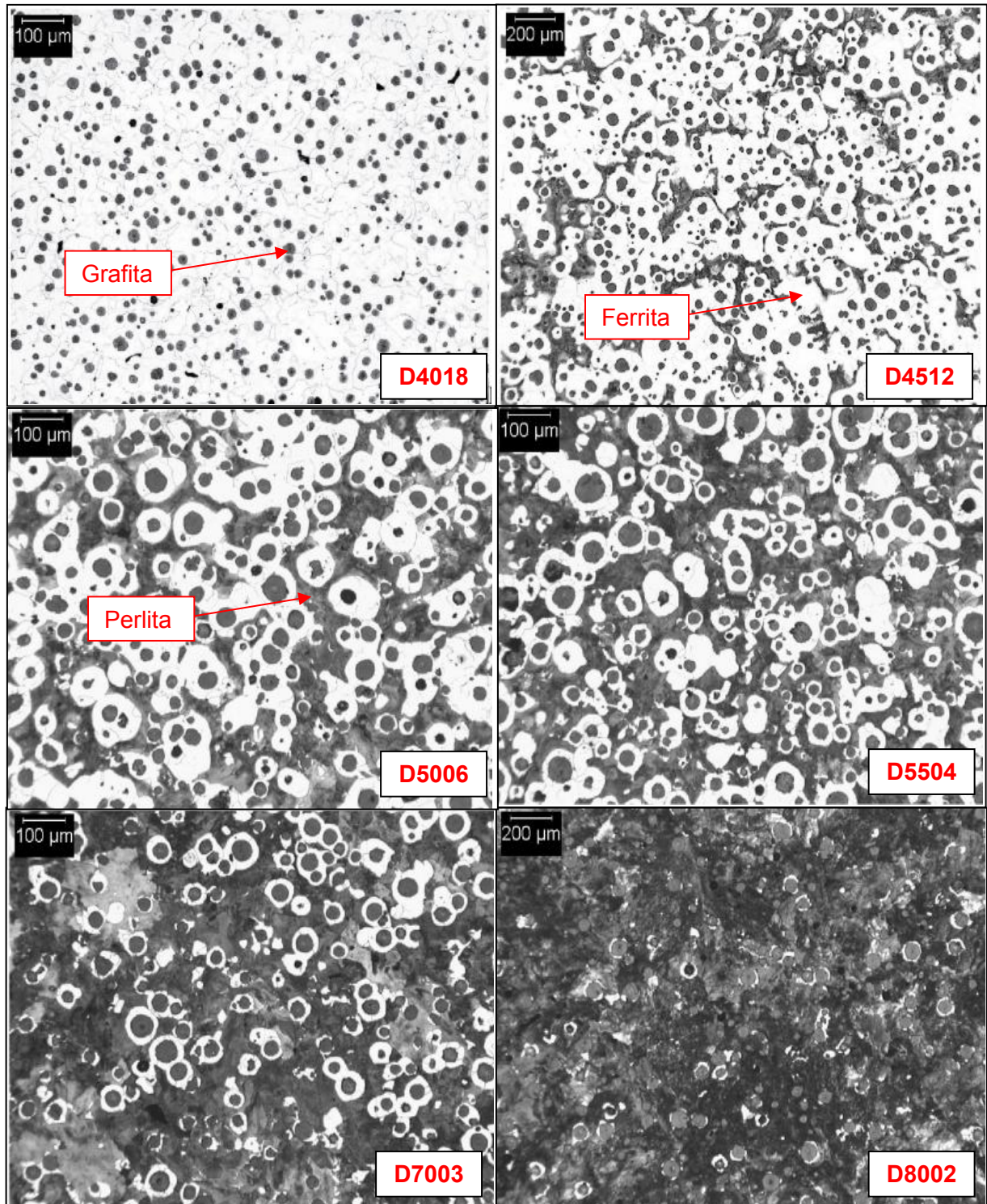
<b>Classe</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>	<b>Limite de Escoamento (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Dureza (HB)</b>	<b>Tenacidade (J)</b>	<b>Matriz</b>
D4018	400	250	18	143-170	120	Ferrita
D4512	450	285	12	156-217	80	Ferrita-Perlita
D5006	500	320	6	187-229	54	Ferrita-Perlita
D5504	550	350	4	217-269	40	Perlita-Ferrita
D7003	700	425	3	241-302	27	Perlita
D8002	800	455	2	255-311	---	Perlita ou Martensita

Fonte: SAE J434 [5]

A microestrutura típica de cada classe de ferro fundido nodular mencionado na Tabela 2 é composto por grafita esferoidal cujo o grau de nodularização seja superior a 80%, este grau de nodularização representa a quantidade de grafita com morfologia I e II, na matriz metálica é possível observar ferrita, ferrita e perlita, perlita ou martensita para os ferros fundidos tratados termicamente. A Figura 2 demonstra imagens metalográficas das classes de ferros fundidos mencionados, observa-se a grafita na forma esferoidal com morfologia I e II em todas as imagens, a matriz metálica iniciando com 100% de ferrita na classe D4018, conforme aumenta-se a quantidade de perlita na matriz, ocorre o aumento do limite de resistência, limite de escoamento e dureza, conseqüentemente o alongamento e tenacidade tendem a reduzir com este aumento de perlita. Para classe D8002 a matriz é composta por 100% de perlita ou quando há necessidade de realização de tratamentos térmicos obtém-se martensita. De acordo com a norma SAE J434 [5] para todas as classes de ferros fundidos devem estar isentas de carbonetos e cementita na matriz metálica, pois esses tendem a reduzir as propriedades mecânicas.

É importante ressaltar que a propriedade de tenacidade, ou seja, resistência ao impacto é de caráter informativo, essa propriedade torna-se requisito somente quando ocorre acordo entre fabricante e cliente.

Figura 2 - Microestrutura típica dos ferros fundidos nodulares

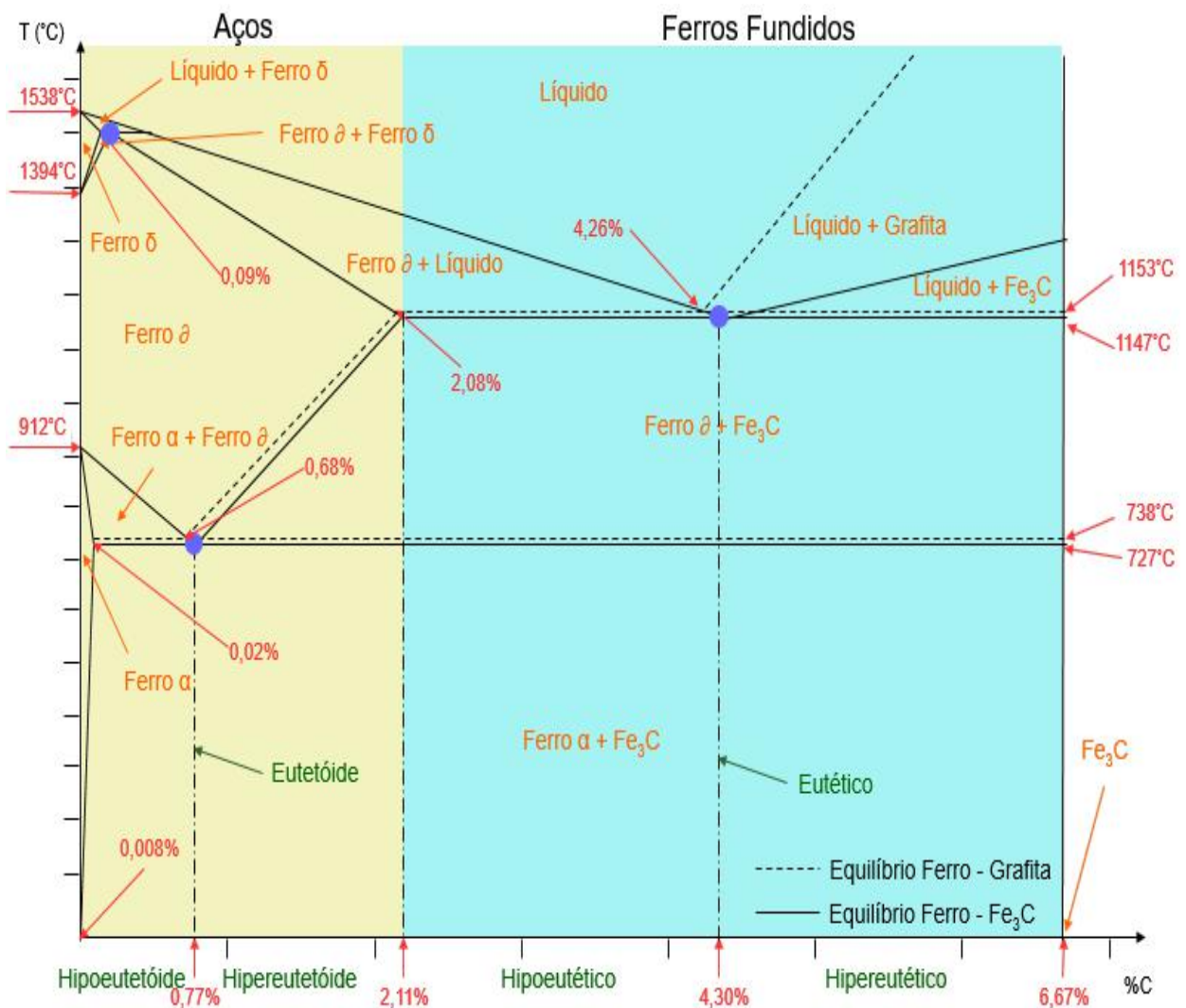


Fonte: Adaptado de SAE J434/04 [5]

## 2.2.1 Diagrama de equilíbrio do sistema ferro-carbono

O diagrama de equilíbrio do sistema ferro-carbono representado na Figura 3, apresenta dois pontos eutéticos provenientes de dois equilíbrios, estável e metaestável. O equilíbrio estável ocorre à 1153°C com 4,26% de carbono no ferro onde no resfriamento o líquido se transforma em austenita e grafita. No equilíbrio metaestável ocorre à 1147°C com 4,3% de carbono no ferro que nas mesmas condições forma austenita e cementita. A diferença de temperatura do equilíbrio estável (TEE) e metaestável (TEM) é somente 6°C segundo Santos [7].

Figura 3 - Diagrama de equilíbrio do sistema ferro carbono

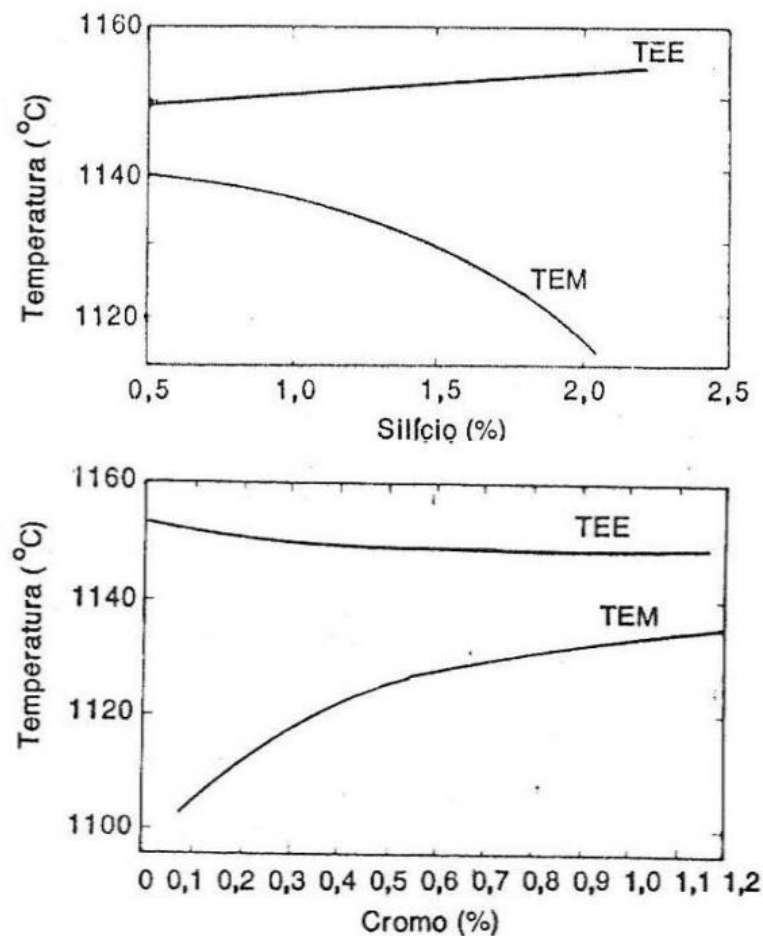


Fonte: Autor

O diagrama ferro-carbono segundo Chiaverini [2] e Santos [7] apresenta similaridade com o diagrama ternário dos ferros fundidos com teor de silício de até 3%. A alteração no diagrama ferro-carbono está evidente na temperatura de equilíbrio devido a adição de elementos que as alteram. O silício apresenta a maior variação nas linhas de transformação TEE e TEM pois, seu efeito nos ferros fundidos é de elemento grafitizante favorecendo a solidificação pelo sistema estável.

Ainda o alumínio, níquel e cobre que apresentam as mesmas características grafitizantes do silício. No entanto, alguns elementos estreitam a diferença entre as linhas dos eutéticos e promovem a formação de cementita, ou seja, favorecem a solidificação pelo sistema metaestável, os principais elementos são o cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio, de acordo com Figura 4.

Figura 4 - Influência dos elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio



Fonte: Adaptado de Santos [7]

Para utilização prática do diagrama ferro-carbono nos ferros fundidos, segundo Chiaverini [2] utiliza-se o conceito do carbono equivalente que introduz numa mesma equação os elementos carbono, silício e fósforo que deve ser substituído no eixo das abcissas o valor do carbono no diagrama ferro-carbono por esta constante, já em trabalhos recentes Riposan [10] e Firican [11], incorporam nesta equação os elementos manganês e enxofre, como mostra a Equação 01.

$$CE = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3} - 0,03 \times \%Mn + 0,40 \times \%S$$

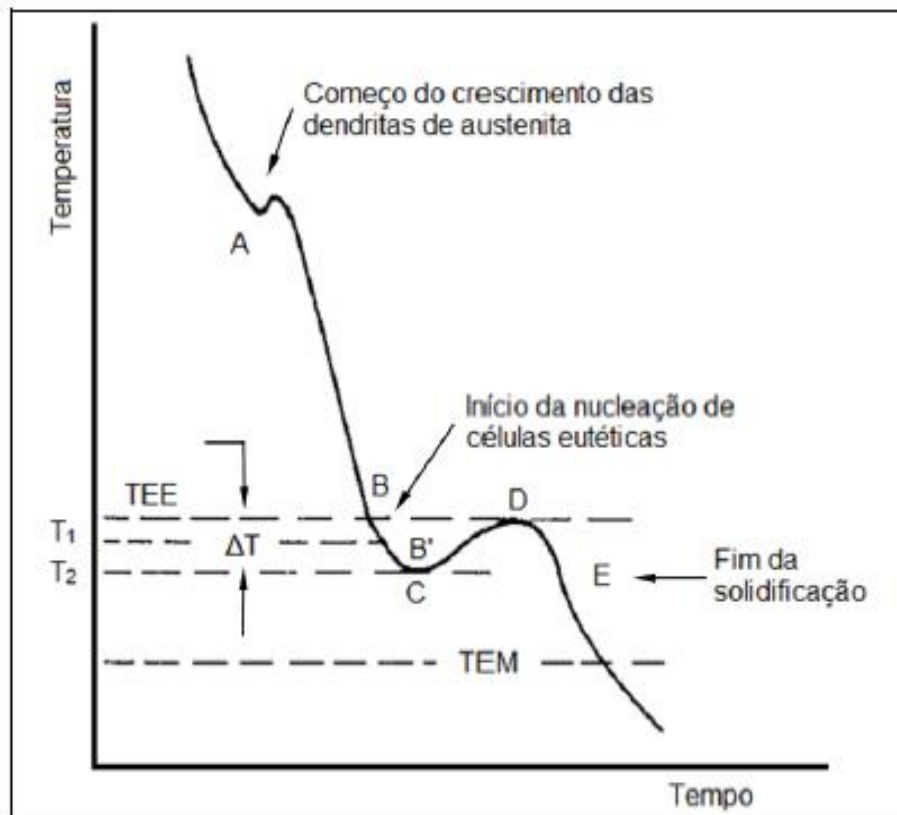
Santos [7] enfatiza a importância dessa grandeza, pois ela mostra a proximidade da composição química com a composição eutética e isso influencia diretamente na sequência de solidificação dos ferros fundidos. Ainda classifica os ferros fundidos em 3 categorias:

- Carbono equivalente menor que 4,3% são os ferros fundidos hipoeutéticos;
- Carbono equivalente igual a 4,3% são os ferros fundidos eutéticos;
- Carbono equivalente maior que 4,3% são os ferros fundidos hiperestáticos.

### **2.2.2 Transformação durante a solidificação dos ferros fundidos nodulares**

Para Santos [7] e Elliott [12], a solidificação do ferro fundido nodular é pela formação de grafita e austenita a partir do líquido e está intrinsecamente ligada a composição química e taxa de resfriamento. Para ocorrer a nucleação dos primeiros núcleos (célula eutética), é necessário um certo superesfriamento em relação a temperatura de equilíbrio representado pelos pontos B ao C, conforme mostrado na Figura 5.

Figura 5 - Curva de resfriamento do ferro fundido

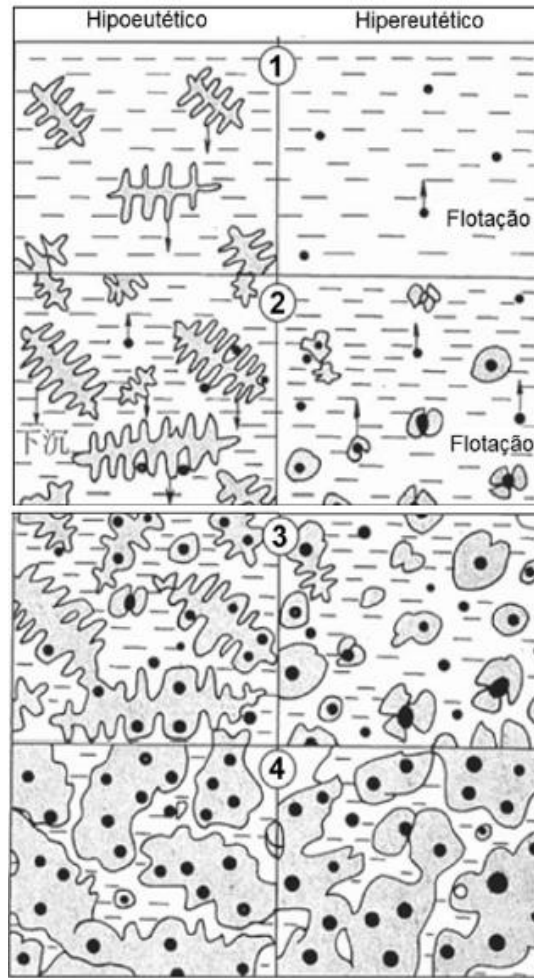


Fonte: Santos [7]

O crescimento das células eutéticas, ou seja, grafita com invólucro de austenita a partir do ponto C, ocorre a recalescência aumentando a temperatura do líquido através da liberação de calor latente compensando momentaneamente a extração de calor do molde até o ponto D, onde as células eutéticas começam a colidir umas às outras cessando o crescimento e completando o processo de solidificação.

A Figura 6 mostra a sequência de solidificação do ferro fundido nodular hipoeutético e hipereutético, evidenciando a diferença entre a formação das primeiras dendritas de austenita conforme ponto A da Figura 5 no caso do hipoeutético e para o hipereutético a formação de grafita primária. Santos [7] afirma que os nódulos de grafita primária são maiores em relação a grafita formada na reação eutética devido a elas se formarem acima da linha de temperatura do eutético estável.

Figura 6 - Sequência de solidificação do ferro fundido nodular



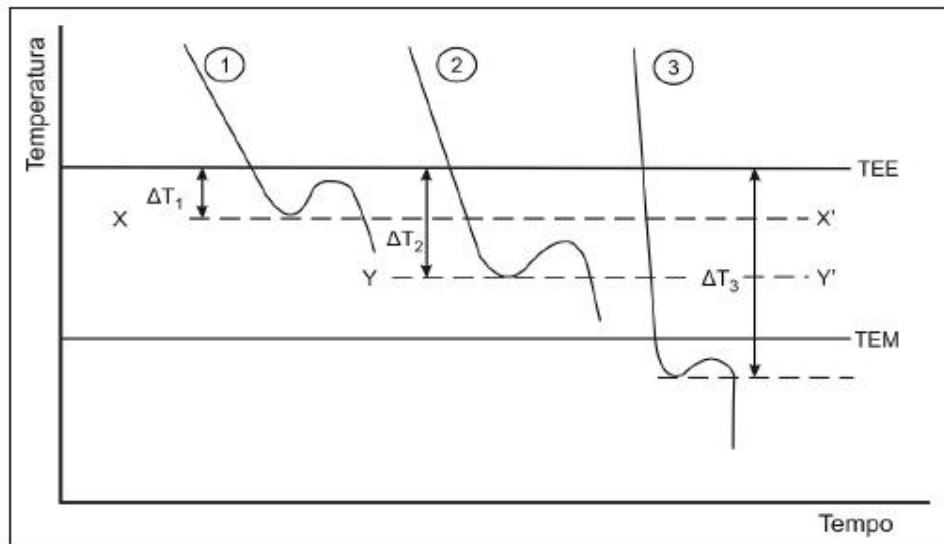
Fonte: Adaptado de Jiyang [13]

A taxa de resfriamento afeta a cinética das transformações durante a solidificação alterando e influenciando as propriedades mecânicas dos ferros fundidos.

Durante a solidificação, a taxa de resfriamento influencia principalmente na quantidade de superesfriamento. A Figura 7 evidencia a afirmação feita por Santos [7] onde representa 3 taxas de resfriamento em um ferro fundido. Para a taxa de resfriamento 1, observa-se uma baixa taxa de resfriamento, pois quando a temperatura atingiu a linha TEE foi necessário um pequeno superesfriamento para iniciar a recalescência e iniciar o crescimento das células eutéticas. Já a curva 2 foi aumentado a velocidade de resfriamento e a recalescência ocorreu numa temperatura menor devido à maior número de células eutéticas e a maior velocidade de crescimento. Finalmente a curva de resfriamento 3 a taxa de resfriamento foi tão

brusca que a recalescência ocorreu abaixo na linha TEM, pois, a quantidade de calor extraído pelo molde foi maior do que a liberada pelo metal, formando cementita segundo o sistema de equilíbrio metaestável.

Figura 7 - Influência da taxa de resfriamento sobre o superesfriamento

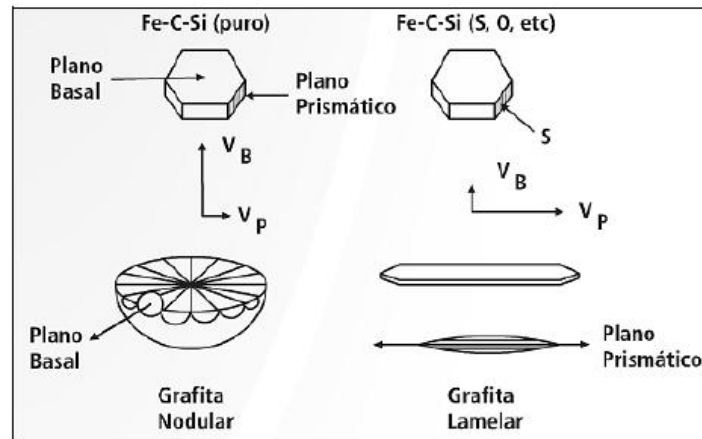


Fonte: Santos [7]

Para concluir, Chiaverini [2] e Santos [7] mencionam que aumentando a taxa de resfriamento, o superesfriamento ocorre em temperatura menores provocando o aumento de número de nódulos e redução do tamanho da grafita, porém não pode ultrapassar a linha de equilíbrio do eutético metaestável, pois ocorre a formação de cementita.

Não só a quantidade de nódulos aumenta em função da taxa de resfriamento, segundo Jiyang [13] e Guesser [8] a morfologia também é beneficiada, pois a velocidade de crescimento no plano basal da grafita é maior em relação ao plano prismático, favorecendo a esfericidade dos nódulos, conforme indicado na Figura 8 e confirmado pelo estudo realizado por Zhe [14] onde foi produzido um ferro fundido nodular e avaliado o resfriamento lento, médio e rápido concluindo que o grau de nodularização melhorou com o aumento da taxa de resfriamento resultando em 30, 61 e 85% o grau de nodularização respectivamente.

Figura 8 - Esquema de crescimento da grafita



Fonte: Guesser [8]

Ainda em relação a morfologia da grafita, outro fator mencionado por Jiyang [13] é a forma que a austenita envolve o nódulo de grafita, pois a austenita tende a nuclear em regiões pobres em carbono criando um invólucro ao redor do nódulo favorecendo a difusão homogênea em todas as direções de crescimento da grafita, de acordo com a Figura 9.

Figura 9 - Influência da taxa de resfriamento sobre o invólucro de austenita sobre a grafita

Invólucro de austenita	Processo de formação da grafita	Forma da grafita
(a) Envolvimento rápido		
(b) Envolvimento lento		
(c) Sem envolvimento		

Fonte: Adaptado de Jiyang [13]

### 2.2.3 Transformação no estado sólido dos ferros fundidos nodulares

Finalizado as transformações que ocorrem durante a solidificação e continuando o resfriamento, segundo Santos [7] e Elliott [12] ainda há as transformações na temperatura do eutetóide para obtenção da matriz metálica. Nesta etapa a microestrutura é composta pelos nódulos de grafita, austenita e inclusões. O carbono presente na austenita migra para os nódulos de grafita,

empobrecendo de carbono a região de contorno da grafita, favorecendo a obtenção de ferrita de acordo com Figura 10. Essa difusão deve ocorrer deste a temperatura eutética até a temperatura do eutetóide, pois se isso não ocorrer, ao ultrapassar a temperatura do eutetóide precipitará perlita que preferencialmente inicia-se no contorno de grão devido ao carbono retido na austenita, conforme Santos [7] e Krauss [15]. A formação de ferrita é favorecida em função da menor taxa de resfriamento, maiores quantidades de nódulos de grafita, pois diminui-se a distância para difusão do carbono e por fim de elementos que favoreçam a decomposição da cementita, formando carbono livre e ferrita, o principal elemento com esta característica é o silício.

Figura 10 - Região ferrítica em torno da grafita esferoidal



Para favorecer a obtenção da perlita na matriz metálica, o primeiro fator é o aumento da taxa de resfriamento, pois isso diminui o tempo de difusão do carbono da austenita para grafita e o segundo fator é a adição de elementos perlitizantes que aumentam a temperatura do eutetóide dificultando esta difusão e conseqüentemente aumenta a concentração de carbono na austenita, relatado por Chiaverini [2], Santos [7] e Krauss [15]. Ainda concluem que a perlita inicia sua nucleação preferencialmente no contorno de grão devido a estas regiões segregarem os elementos de ligas durante a solidificação, mas afirmam que também podem nuclear em inclusões e na interface grafita/austenita.

Diferentes elementos podem ser adicionados no ferro fundido nodular para obtenção de perlita na matriz metálica, quando somente a taxa de resfriamento não

seja suficiente para obtenção do percentual de perlita ideal para o atingimento das propriedades mecânicas desejadas, para Luis Koerich et al [16] e Guessser [8] os elementos perlitizantes mais utilizados nos ferros fundidos nodulares são o manganês, cobre e estanho. Conforme Tabela 3, é possível observar o efeito dos elementos mencionados na reação durante a solidificação e no estado sólido entre outros elementos pouco usuais na perlitização.

Tabela 3 - Efeitos durante as reações durante a solidificação e no estado sólido de alguns elementos no ferro fundido

<b>Elemento</b>	<b>Efeitos durante a solidificação</b>	<b>Efeitos no estado sólido (Eutetóide)</b>
Alumínio	Forte grafitizante	Promove formação de ferrita e grafita
Antimônio	Pequeno efeito	Forte estabilizador de perlita
Boro $\leq 0,15\%$	Forte grafitizante	Promove formação de grafita
Boro $> 0,15\%$	Estabilizador de carboneto	Forte tendência à retenção da perlita
Cromo	Forte ação carbonetante	Forte tendência à formação de perlita
Cobre	Fraco grafitizante	Promove a formação de perlita
Manganês	Fraca tendência carbonetante	Formação de perlita
Molibdênio	Fraca tendência carbonetante	Forte formador de perlita
Níquel	Grafitizante	Fraco promotor de perlita
Silício	Forte grafitizante	Promove formação de ferrita e grafita
Telúrio	Forte tendência carbonetante	Muito fraco estabilizador de perlita
Estanho	Pequeno efeito	Forte tendência à retenção da perlita
Titânio $\leq 0,25\%$	Grafitizante	Promove a formação de grafita
Vanádio	Forte tendência carbonetante	Forte formador de perlita

Fonte: Adaptado de Chiaverini [2]

## 2.3 PROCESSOS DE OBTENÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR

Para obtenção do ferro fundido nodular, Chiaverini [2] e Santos [7] esclarecem que são necessários realizar os controles dos dois tratamentos do banho metálico, cujo os objetivos são de garantir que a grafita precipite na forma esferoidal realizando o tratamento de nodularização e permitindo que a solidificação ocorrerá segundo o sistema eutético estável realizando o tratamento de inoculação, evitando a formação de cementita.

### 2.3.1 Tratamentos de nodularização

O processo de nodularização consiste em adicionar elementos nodularizantes momentos antes de realizar o vazamento do metal líquido para o molde com objetivo de formar grafita esferoidal durante a solidificação, típico dos ferros fundidos nodulares.

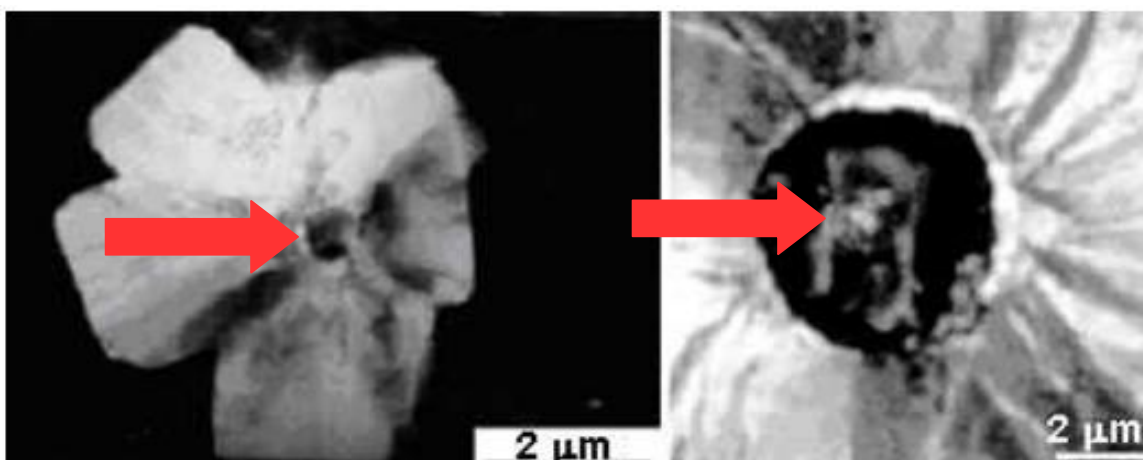
Entre os elementos nodularizantes, segundo Santos [7] o magnésio é o mais utilizado em escala industrial, de forma de compostos ou ligas, o autor ainda afirma que ligas a base de cério, cálcio, ítrio, telúrio e outras terras raras são utilizados na complementação do efeito nodularizante. Para um elemento ser considerado um eficiente agente nodularizante, Santos et al [17] afirmam que deve possuir afinidade com o enxofre e oxigênio, baixa solubilidade no ferro fundido e tendência a segregação durante a solidificação. Para Santos [7] o teor ideal de magnésio nos ferros fundidos nodulares deve ser de 0,040 a 0,080%, embora teores de apenas 0,020% seja suficiente para obtenção de grafita esferoidal desde que os teores de enxofre e elementos deletérios sejam baixos. Se utilizado cério em teores de 0,020% a 0,040% e cálcio de 0,010% a 0,020% pode se obter grafita esferoidal.

Naidek [18] e Labrecque & Gagné [19] afirmam que elementos tensoativos como enxofre e oxigênio tendem a ser adsorvidos no plano prismático, reduzindo os valores de energia interfacial em relação ao plano basal, com a redução da energia interfacial do plano prismático ocorre o crescimento da grafita na forma lamelar. No entanto os elementos nodularizantes neutralizam os elementos tensoativos

formando óxidos e sulfetos e isso explica a influência do processo de nodularização e composição química do forno no rendimento do elemento nodularizante em função do percentual de enxofre encontrado nas matérias-primas utilizadas para fusão do ferro fundido e o oxigênio presente no metal líquido e ambiente. Ainda Guessser [8] e Ferreira [20] complementa que para alterar a forma da grafita é necessário adicionar o magnésio, pois apresenta características desoxidante e dessulfurante diminuindo a energia interfacial do plano basal, favorecendo o seu crescimento e conseqüentemente a formação de grafita esferoidal. Em relação ao percentual de enxofre, Sorelmetal [21] afirma que o teor ideal antes do processo de nodularização deve ser de 0,008% a 0,012%, pois teores abaixo pode ocorre a formação de carbonetos, já Lalich [22] e Hummer [23] ressaltam a importância dos sulfetos durante a solidificação, pois esses atuam com substrato para nucleação da grafita, conforme Figura 11.

Para Suárez [24] teor muito baixo de enxofre no metal base dos ferros fundidos nodulares pode diminuir a quantidade de número de nódulos, ressaltando a importância deste elemento como substrato para nucleação, Riposan et al [25] conclui que o valor do percentual de enxofre após o tratamento de nodularização deve ser de 0,005% a 0,008%. Além dos sulfetos como substrato, Albuquerque [26] menciona que silicatos ricos em alumínio, cálcio e bário ancoram no substrato para que assim inicie a deposição de carbono para formação da grafita.

Figura 11 - Sulfeto no núcleo da grafita esferoidal

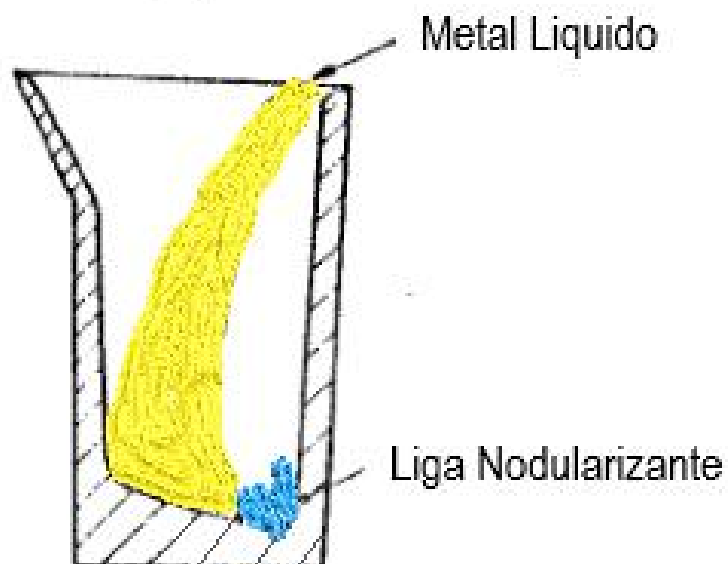


Fonte: Adaptado de Suárez [24]

### 2.3.2 Processos de nodularização

Entre os processos de nodularização, destaca-se em função de sua praticidade e menor investimento a técnica de simples transferência, que segundo Guesser et al [27] consiste na adição de liga nodularizante geralmente contendo de 5 a 10% de magnésio no fundo de uma panela com relação entre altura e diâmetro de 2:1 a 3:1, mas para Guzik [28] a melhor relação é de 2:1, após adiciona-se o metal líquido no lado oposto, conforme Figura 12. Esta técnica apresenta de 20 a 25% de rendimento na adição de magnésio.

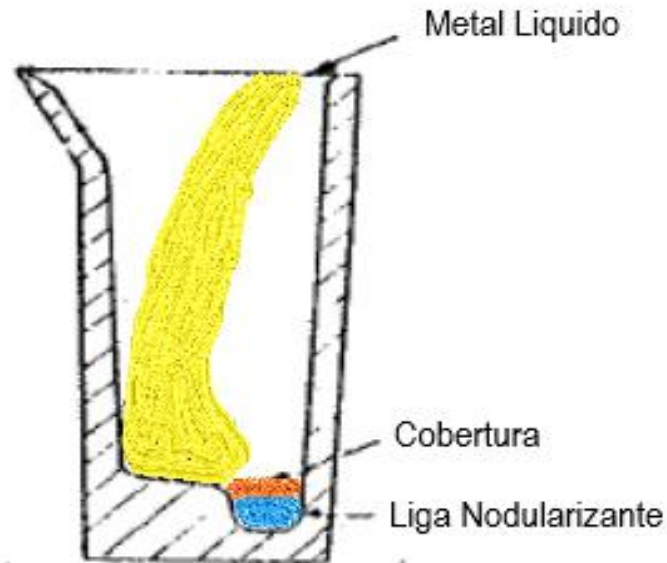
Figura 12 - Simples transferência



Fonte: Adaptado de Guesser et al [27]

Em função da baixa eficiência do processo de simples transferência, foi desenvolvido o processo sanduíche, cujo a principal diferença é no rebaixo no fundo da panela, conforme Figura 13. No rebaixo é adicionado a liga nodularizante coberta com cavaco de ferro fundido ou pequenas chapas de aço. A cobertura da liga nodularizante tem por objetivo retardar a reação com o metal, minimizando as perdas de magnésio por oxidação e vaporização. Este processo apresenta um rendimento de 40 a 50% na adição de magnésio.

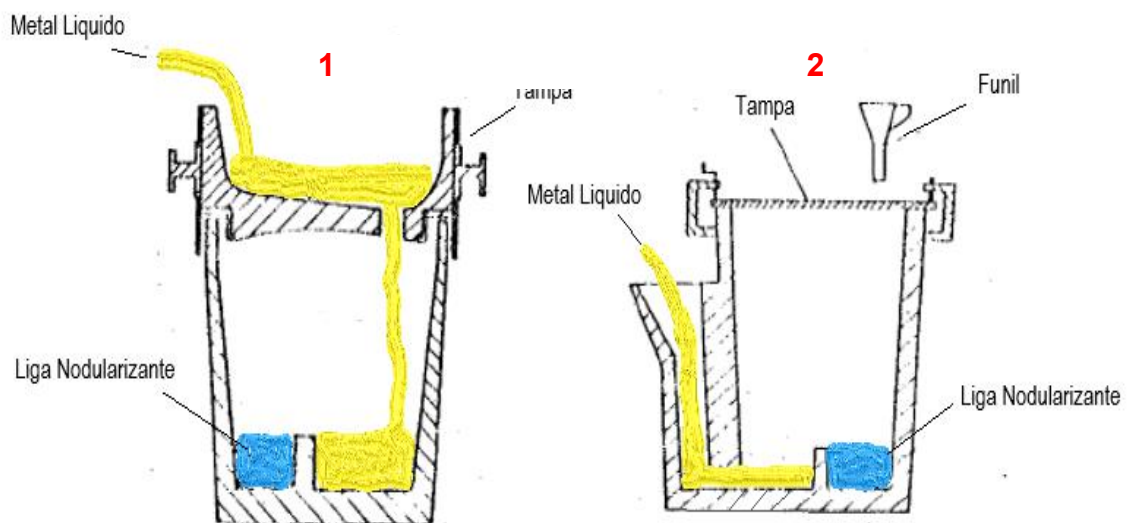
Figura 13 - Sanduíche



Fonte: Adaptado de Guesser et al [27]

Já o processo de nodularização panela coberta, apresenta o princípio de funcionamento limitando o volume de ar em contato com o metal durante a reação de nodularização para evitar ao máximo a formação de óxido de magnésio, com isso o rendimento do processo é superior em relação aos anteriores, cerca de 50 a 70% na adição de magnésio, além de reduzir a evolução de gases e o efeito pirofórico da reação, tudo em função da tampa adicionada na panela, conforme Figura 14.

Figura 14 - Opções do processo panela coberta

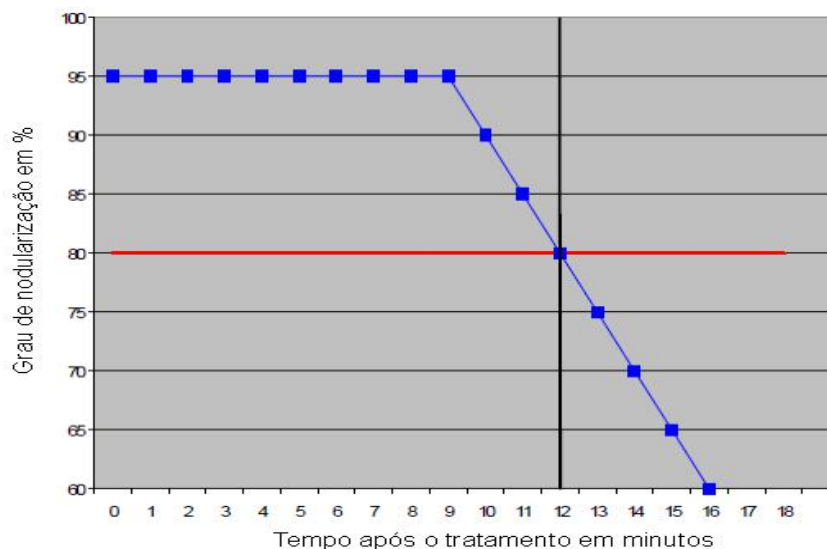


Fonte: Adaptado de Guesser et al [27]

Na opção 1 da Figura 14, inicialmente adiciona-se liga nodularizante na região onde não receberá a queda do metal líquido que posteriormente será posicionado tampa, essa possui um orifício de passagem do metal líquido na região oposta à liga nodularizante. Na opção 2 o princípio de funcionamento é o mesmo da opção 1, a única diferença é a tampa não ser removível e a região de entrada e saída de metal ser o mesmo.

Dos processos de nodularização mencionados, a grande desvantagem está associado ao *fading* do elemento nodularizante, que segundo Santos [7] é o tempo transcorrido entre o final da reação com o elemento nodularizante até a solidificação da última peça vazada do metal reagido, ou seja, em função do tempo o elemento nodularizante reduz sua eficiência devido a perdas por volatilização Huerta [29] exemplifica que para um grau de nodularização inicial de 95% conforme linha azul, após aproximadamente 12 minutos do tratamento de nodularização, o grau de nodularização resultante será inferior a 80% conforme linha vermelha da Figura 15.

Figura 15 - Ilustração do *fading* da liga nodularizante

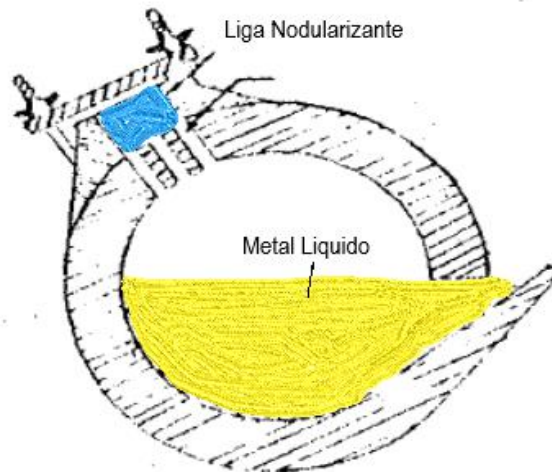


Fonte: Adaptado de Huerta [29]

Para minimizar o *fading*, o processo panela rotativa é utilizado quando a linha de vazamento é distante dos fornos de fusão, pois consiste na adição da liga nodularizante no reservatório localizado na região oposta a entrada de metal, conforme Figura 16. Após rotaciona-se a panela para o preenchimento de metal até o nível onde não entre em contato com a liga nodularizante. Com a panela

preenchida de metal, a tampa é lacrada e transferida até a linha de vazamento para iniciar a reação ao girar a panela no momento que o operador achar conveniente. Este processo apresenta rendimento superior a 50% na adição de magnésio.

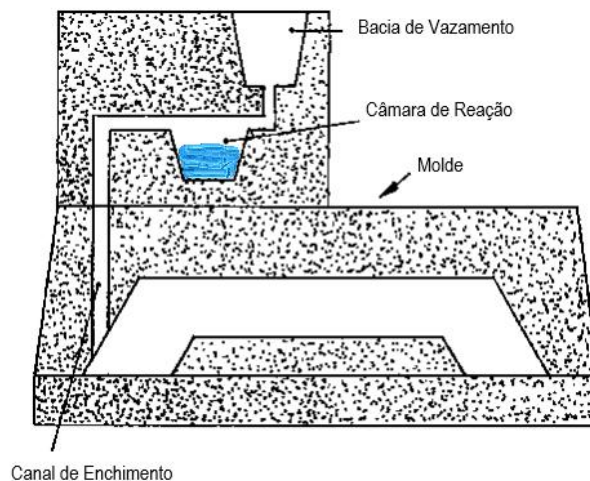
Figura 16 - Panela rotativa



Fonte: Adaptado de Guessser et al [27]

Entre os processos de nodularização, o que apresenta maior rendimento na adição de magnésio é o processo *in mold*, seu rendimento é superior a 80%. O elemento nodularizante é adicionado na câmara de reação localizada no próprio sistema de enchimento no molde, de acordo com Figura 17.

Figura 17 - Processo *in mold*



Fonte: Adaptado de Guessser et al [27]

Além da técnica de tratamento de nodularização utilizada, no estudo realizado por Ochulor et al [30], foi verificado a temperatura de tratamento ideal para obter o melhor grau de nodularização e maior número de nódulos por unidade de área, é necessário que a temperatura esteja entre 1450 a 1490°C.

### **2.3.3 Tratamento de inoculação**

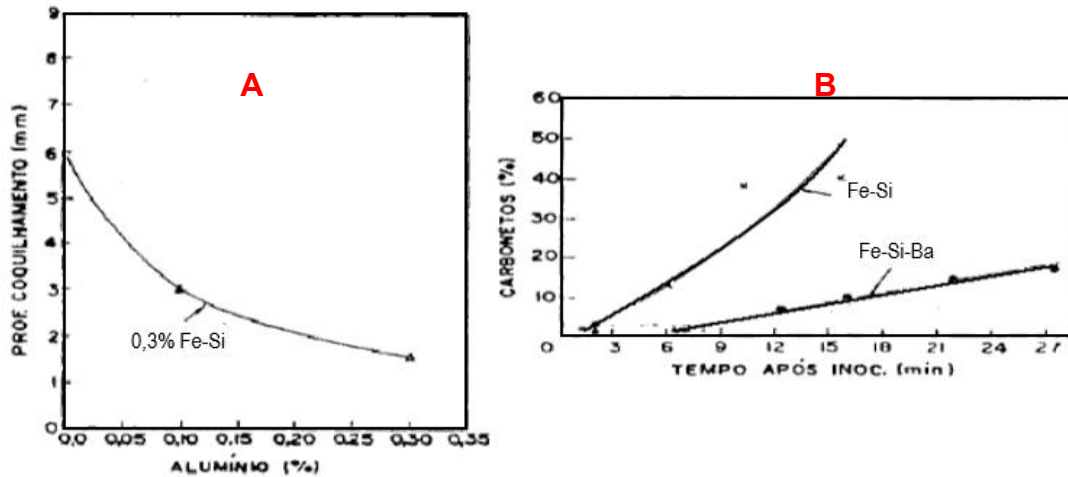
A inoculação para Chiaverini [2] e Santos [7] consiste na adição de elementos grafitizantes no banho metálico na forma de pós, geralmente contendo alto teor de silício, momentos antes do vazamento do metal, cujo o objetivo é aumentar o número de células eutéticas e diminuir o superesfriamento para favorecer a solidificação no sistema estável evitando assim a formação de cementita. Ainda Bierrenbach [31] e Fras [32] comentam que o principal efeito da inoculação é em relação a nucleação e sua alteração promovida na composição química final do metal não é relevante, porém salienta que o acréscimo principal é do elemento silício.

Para os ferros fundidos nodulares, Bierrenbach [31] afirma que a inoculação aumenta o alongamento, resistência à ruptura, resistência ao impacto e a usinabilidade devido ao aumento do número de nódulos, da obtenção de matriz ferrítica, do aumento do grau de nodularização e diminuição a probabilidade de carbonetos em seção finas. Já Fay [33] conclui em seu trabalho que a inoculação favorece a usinabilidade devido ao refino e uniformidade na distribuição das grafitas na matriz metálica.

Os inoculantes podem ser divididos em 3 grupos em função de sua composição química, o primeiro grupo é dos inoculantes mais utilizados na indústria segundo Chiaverini [2] a base de ferro e silício. Este grupo apresenta uma variedade de adição de elementos complementares para maximizar os efeitos desta classe de inoculantes, pois sem adição de outros elementos é considerado pouco efetivo conforme Moore [34] em estudo comparativo realizado com outros inoculantes adicionando alumínio e cálcio. Os elementos mais utilizados nos inoculantes a base de ferro e silício são o alumínio e cálcio, cujo seus efeitos são de diminuir a altura de coquilhamento e aumentar o número de células eutéticas conforme Figura 18(a) e o

bário que além de apresentar o mesmo efeito dos elementos anteriores, ainda diminui a perda de eficiência com o tempo, ou seja, o *fading* conforme Figura 18(b).

Figura 18 - Efeitos dos elementos de liga no inoculante a base de ferro e silício nos ferros fundidos



Fonte: Adaptado de Bierrenbach [31]

O segundo grupo é composto pelos inoculantes a base de cálcio e silício, com geralmente 60% de silício e 30% de cálcio, sendo o restante outros elementos para melhorar suas características. Este grupo de inoculante, são específicos para os ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos, já para os hipereutéticos apresentam baixa eficiência em relação a grafitação e praticamente não são utilizados para os ferros fundidos nodulares.

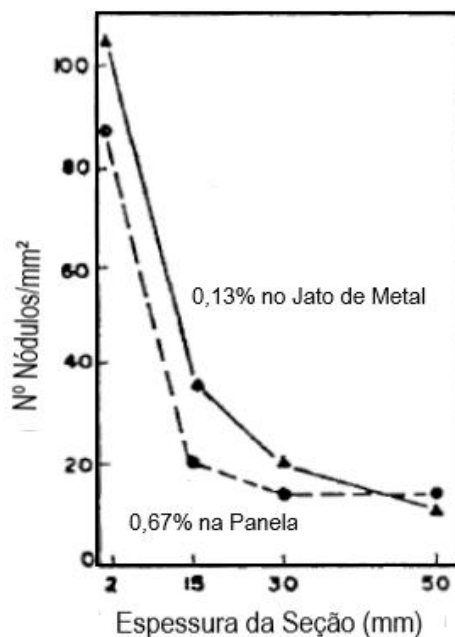
O terceiro grupo é das grafitas, que assim como os inoculantes a base de cálcio e silício, são poucos utilizados na fabricação dos ferros fundidos nodulares. Para aplicação em ferro fundido cinzento, a grafita para ser eficiente como inoculante, desde que na forma cristalina, ou seja, grafita de alta pureza natural, pois as grafitas a base de coque metalúrgico e de petróleo possui seu efeito reduzido na grafitação segundo Bierrenbach [31].

Independente do grupo de inoculante utilizado, sua eficiência também é influenciada pela sua dosagem e técnica de adição no banho metálico. A dosagem de inoculante segundo Santos [7], para os ferros fundidos cinzentos utilizando inoculante a base de ferro e silício é em torno de 0,10 a 0,30% considerando o rendimento de 70% do silício adicionado, já adicionado elementos de liga como bário, estrôncio ou terras-raras, a dosagem pode ser reduzida para 0,10 a 0,25%. Nos

ferros fundidos nodulares a dosagem de inoculante a base de ferro e silício pode variar de 0,50 a 1,00%, com adição dos mesmos elementos de liga a dosagem é reduzida para 0,30 a 0,60%.

Em relação a técnica de adição no banho metálico, Bierrenbach [31] menciona em duas técnicas, a primeira é a inoculação na panela ou simples inoculação, que consiste na adição de inoculante na panela de vazamento durante a transferência do metal do forno, panela de tratamento ou transferência. A segunda técnica tem por principal objetivo em minimizar a ação do *fading*, pois consiste em realizar a adição de inoculante durante o vazamento do metal para o molde ou adicionar o inoculante diretamente no molde, chamado de inoculação posterior ou pós inoculação, a eficiência das duas técnicas está apresentado na Figura 19, onde Morgan [35] avaliou a adição do inoculante de ferro e silício no jato do metal da panela para o molde e comparou com uma maior adição no jato de metal da panela de tratamento para a panela de vazamento em função do número de nódulos por área em função da espessura da seção do corpo de prova. Conclui-se que adicionando 1/5 de inoculante no jato de metal para o molde é mais eficiente em relação a simples inoculação.

Figura 19 - Seção transversal e técnica de inoculação



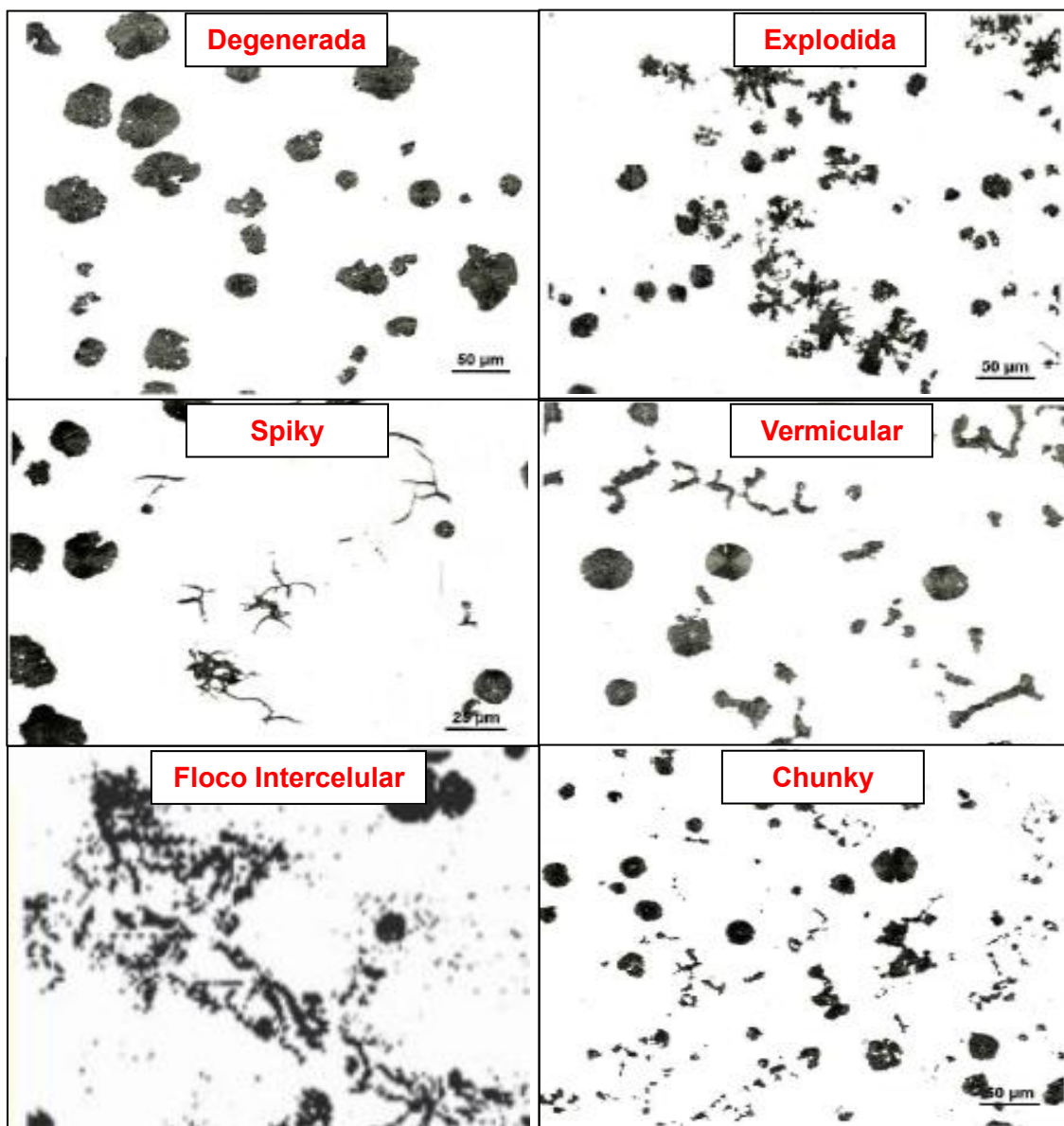
Fonte: Adaptado de Bierrenbach [31]

## 2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DELETÉRIOS NO FERRO FUNDIDO NODULAR

Para Oliveira [36], os elementos deletérios podem ser classificados em dois grupos em função de sua ação na microestrutura do ferro fundido nodular.

O primeiro grupo afeta a integridade da matriz metálica, principalmente como estabilizadores de carbonetos, são o estanho, cromo, manganês, vanádio, molibdênio, níquel, fósforo, arsênio e boro.

Tabela 4 - Morfologia de grafita esferoidal degenerada



Fonte: Adaptado de Riposan et al [37]

O segundo grupo é composto pelos elementos que afetam a integridade do nódulo da grafita, ou seja, são considerados elementos antinodularizantes, principalmente o chumbo, bismuto, titânio, antimônio, arsênio, estanho, cobre, cromo e alumínio. Em relação a morfologia da grafita esferoidal, Riposan et al [37] aponta as principais formas de grafitas degeneradas de acordo com Tabela 4. Santos [7] afirma que a quantidade máxima da degeneração da grafita é 10% para não ocorrer efeitos drásticos nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares, mas é aceitável até 20% conforme norma SAE J434 [5].

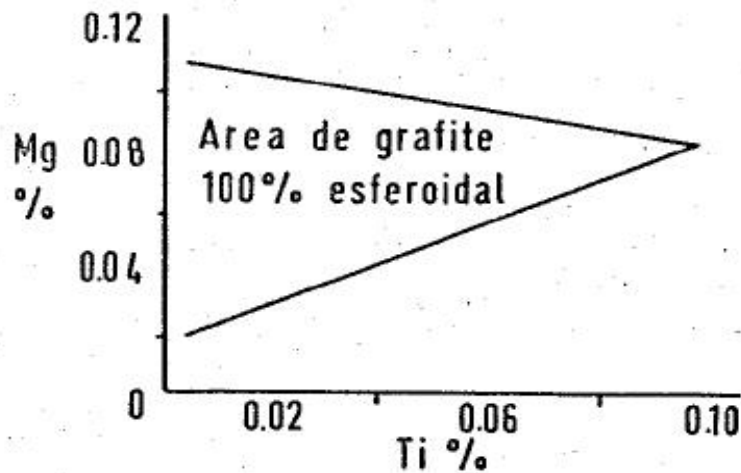
Em função do efeito conjunto dos elementos deletérios Oliveira [36], Uta [38] e Riposan [39] mencionam no coeficiente denominado de  $K_1$  cujo o objetivo é avaliar a influência conjunta dos elementos deletérios na grafita esferoidal e é dado pela Equação 02.

$$K_1 = 4,4 \times Ti + 2,0 \times As + 2,4 \times Sn + 5,0 \times Sb + 290,0 \times Pb + 370,0 \times Bi + 1,6 \times Al \quad (2)$$

Para Oliveira [36], o valor  $K_1$  não deve ser superior a 1,0 devido a tendência da degeneração da grafita esferoidal, já para Riposan [37,39] este valor pode ser de 1,2 a 2,0 quando adicionado terras raras para neutralizar os elementos deletérios, mas Uta [38] concluiu em seu estudo que 0,005 a 0,010% de terras raras e  $K_1 < 0,8$  é o suficiente para não degenerar a grafita esferoidal e não precipitar carbonetos, mas aumentando a dosagem de terras raras e mantendo o valor de  $K_1$  em 0,8 há tendência de degeneração da grafita esferoidal e precipitação de carbonetos. No estudo realizado por Onsoien [40] o excesso das terras raras cério e lantânio promove uma extensa formação de carbonetos e a redução do número de nódulos.

Entre os elementos deletérios Karsay [41], além da interação do titânio com outros elementos deletérios, para maiores teores de titânio seria necessário maiores teores de magnésio para obter exclusivamente a formação de grafita esferoidal, caso contrário ocorre a degeneração da grafita esferoidal, este incremento esta exemplificado conforme ilustrado na Figura 20.

Figura 20 - Percentual ideal de magnésio em relação ao titânio



Fonte: Adaptado de Karsay [41]

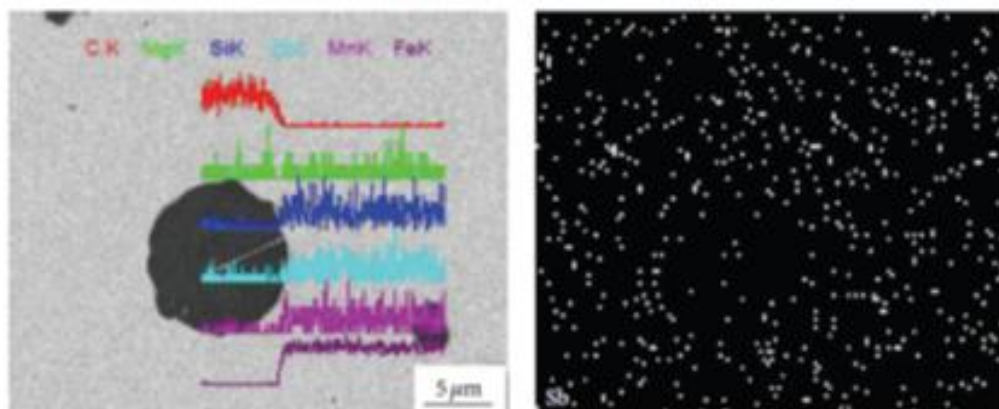
O arsênio acima 0,003% já provoca a degeneração da grafita esferoidal segundo Morrogh [42] e Zhabotinski [43], mas Tybulczuk [44] afirma que até 0,030% pode ser usado em conjunto com adição de terras raras.

O estanho para Chiaverini [2] e Oliveira [36] atua como elemento estabilizador de perlita sem promover a precipitação de carbonetos, efeito similar ao cobre. Porém adições de até 0,10% promove a formação de matriz 100% perlítica em peças de pequenas espessuras e até 0,12% para peças mais espessas, para valores acima deste percentual segundo Schroder [45] pode reduzir a resistência mecânica devido a formação de precipitados deste elemento no contorno de grão.

Segundo Modern Casting [46] o antimônio adicionado como elemento de liga nos ferros fundidos é um potente estabilizador de perlita na reação eutetóide, mas é dependente da composição química do metal base, pois o carbono equivalente e outros elementos de liga podem influenciar na sua eficiência. Foundrymen's [3], Pan [4] e Futas [47] afirmam que o percentual máximo permitido é 0,010%, pois acima deste valor o antimônio causaria a degeneração da grafita esferoidal. Luis Koerich et al [16] estudou que é possível utilizar teores acima de 0,010% sem que haja efeitos pronunciados nas propriedades mecânicas e ainda aumentaria o grau de nodularização se comparado com o corpo de prova sem adição deste elemento, afirmando a possibilidade de utilizar antimônio como agente perlitzante em ferros fundidos nodulares com composição química adequada. Zhe [14] avaliou sob

resfriamento lento a adição de 0,01, 0,02, 0,03 e 0,04% de antimônio no ferro fundido nodular com utilização de liga nodularizante contendo terras raras e concluiu uma melhora na morfologia da grafita e resistência à tração nas amostras com 0,030% de antimônio em relação a outras adições, pois nas amostras contendo este percentual o grau de nodularização resultante foi 89% enquanto as amostras não contendo antimônio o grau de nodularização resultante foi de 30%. Para Glavas [48] no ferro fundido nodular de espessuras de parede de 3,12 e 25 mm adicionando 0,003% de terras raras, resulta no efeito benéfico no número de nódulos por unidade de área e com grau de nodularização superior a 80% e ainda adicionado 0,01% de antimônio os resultados são melhorados, porém para espessura de 3 mm ocorreu a precipitação de carbonetos. Para espessura de 38, 50, 75 e 100 mm contendo o mesmo percentual de terras raras não foi possível obter o grau de nodularização superior a 80% e somente com a adição de 0,01% de antimônio foi possível manter o grau de nodularização superior a 80%. Com esses resultados foi observado uma relação ideal de terras raras e antimônio de 0,34. A distribuição do antimônio na matriz não é homogênea, pois os teores menores são encontrados na interface da grafita e matriz e os maiores teores nos contornos de grão, que se ultrapassar os teores de 0,10% tende a formar carbonetos conforme Figura 21. O antimônio segundo Luis Koerich et al [16], Mourad [49] e Dekker [50] atua como uma barreira de difusão de carbono da austenita para a grafita impedindo a formação de ferrita ao redor da grafita. Porém Luis Koerich et al [16] evidenciou em seu trabalho que o antimônio em excesso, ou seja, acima de 0,069% já ocasiona a degeneração da grafita esferoidal em função da permeabilidade desta barreira formada.

Figura 21 - Concentração de antimônio na interface grafita-austenita



Fonte: Adaptado de Mourad [49]

O chumbo atua na degeneração da grafita esferoidal em teores superiores a 0,009% para Morrogh [42] e Zhabotinski [43]. Para fabricação do ferro fundido vermicular, Santos [7] afirma que adições propositalmente de 0,005 a 0,012% de chumbo seria necessário para induzir o crescimento desta grafita. No ferro fundido cinzento, teores acima de 0,005%, segundo Vreugde [51] e Ankamma [52] ocasiona grafita do tipo *Widmanstätten*, conforme Figura 22.

Figura 22 - Grafita de Widmanstätten



Fonte: Adaptado de Vreugde [51]

O bismuto a partir de 0,003% já afeta a integridade da grafita esferoidal enquanto teores acima de 0,006% obtém-se grafita lamelar conforme Morrogh [42] e Tybulczuk [44]. Estudo realizado por Pan [4] constatou que adições de 0,0015 a 0,0030% de bismuto sem adição de terras raras, o grau de nodularização obtido em corpos de provas cilíndricos de diâmetro de 30 e 60 mm seria de 70 e 85% respectivamente, mas para adições superiores de 0,0045 e 0,0060% o grau de nodularização reduziria para 45 e 60% respectivamente. Adicionando terras raras nos testes realizados com adição de 0,0045% de bismuto, o grau de nodularização foi superior a 80% com adição mínima de cério numa relação com bismuto de 0,8. Mas Pokopec [53] em seu trabalho afirma que pequenas adições deste elemento sem a presença de terras raras inibi a formação de grafita do tipo *chunky* em peças de seções espessas.

Finalmente o alumínio em teores acima de 0,010% pode ocasionar o surgimento de pinholes, ou seja, porosidades devido a gases de hidrogênio segundo Santos [7]. Para Hague [54] o alumínio degenera a grafita esferoidal e pode precipitar carbonetos eutéticos.

## 2.5 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS PERLITIZANTES NO FERRO FUNDIDO NODULAR

Conforme mencionado na Tabela 3, alguns elementos tem a função de promover a formação de perlita durante a reação eutetóide e conforme Tabela 5 é possível verificar a efetividade de cada elemento mencionado por Margerie [55] e Sorelmetal [56].

Tabela 5 - Efetividade de alguns elementos perlitizantes

<b>Elementos</b>	<b>Fator</b>
Sn	39,00
Mo	7,90
P	5,60
Cu	4,90
Ti	4,40
Mn	0,44
Ni	0,37
Cr	0,37

Fonte: Adaptado de Sorelmetal [56] e Riposan [57]

Conforme já mencionado por Luis Koerich et al [16] e Guessser [8], o estanho apresenta a maior efetividade na retenção de perlita durante a reação eutetóide, porém sua solubilidade é limitada em função da redução das propriedades mecânicas, por isso é necessário em casos onde o percentual máximo de estanho e em conjunto a taxa de resfriamento não permitir a obtenção de matriz perlítica, é necessário a utilização de outro elemento perlitizante, para em conjunto obter maior percentual de perlita. O trabalho realizado por Thielman [58] considerou uma gama

maior de elementos que afetam a eficiência de perlitização, onde foi definido uma constante, conhecido como fator perlitizante ( $P_x$ ), conforme Equação 03.

$$P_x = 3,0 \times Mn - 2,65 \times (Si - 2,0) + 7,75 \times Cu + 90 \times Sn + 357 \times Pb + 333 \times Bi + 20,1 \times As + 9,6 \times Cr + 71,7 \times Sb \quad (3)$$

Para obtenção de matriz 100% ferrítica, Riposan [57] afirma que o fator perlitizante deverá ser abaixo de 2,0 e os teores de fósforo e manganês devem ser respectivamente, inferiores a 0,03% e 0,20%. Riposan [39] menciona também, que para maiores teores de manganês e o fator perlitizante entre 2,2 e 2,5 a formação de perlita na matriz metálica é favorecida.

## 2.6 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS TERRAS RARAS NO FERRO FUNDIDO NODULAR

Segundo Riposan [39], as terras raras são um conjunto de 17 elementos químicos, conforme Tabela 6, sendo os 15 lantanídeos com número atômico de 57 a 71 e mais o escândio e ítrio com número atômico de 21 e 39 respectivamente, apesar de serem metais de transição, o escândio e ítrio são considerados terras raras devido a sua ocorrência nos mesmos depósitos que são encontrados só lantanídeos e possuem propriedades químicas similares.

Tabela 6 - Elementos terras raras e sua classificação

Classificação	Leves									Pesados								
Elemento	La	Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd		Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu	Sc	Y

Conforme classificação mencionada na Tabela 6, as terras raras leves são mais abundantes na crosta terrestre, entre 80 e 99% do total são de La, Ce, Pr e Nd. Essas terras raras são geralmente utilizadas para fins metalúrgicos, principalmente como *mischmetal*, ou seja, um composto de aproximadamente 50% Ce, 25% La e o

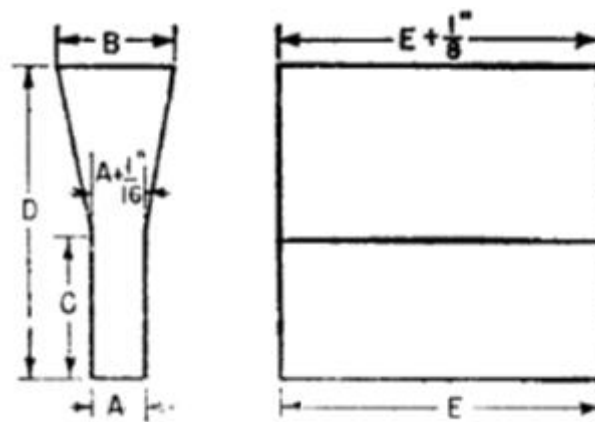
restante são outras terras raras. Algumas ligas nodularizantes e inoculantes específicos possuem em sua composição essas terras raras.

Nos ferros fundidos nodulares a adição de terras raras possui basicamente três objetivos. O primeiro seria em neutralizar a ação deletéria dos elementos Ti, As, Sn, Sb, Pb, Bi e Al conforme Equação 03. A segunda função seria auxiliar o Mg como elementos nodularizante a aumentar o grau de nodularização, ou seja, aumentar a esfericidade da grafita e a última função é ajudar a formação de núcleos para as células eutéticas, esses objetivos foram relatados por Zhe [9], Firican [11], Uta [38] e Riposan [39].

### 3 METODOLOGIA

O corpo de prova produzido para realização dos ensaios de acordo com Figura 23 representam três taxas de resfriamento distintas para verificar o comportamento do antimônio na microestrutura do ferro fundido nodular tratado com liga FeSiMg contendo terras raras.

Figura 23 - Geometria do corpo de prova bloco "Y"



Fonte: Adaptado da Norma ASTM [59]

A geometria dos corpos de provas está de acordo com a norma ASTM [59] e o dimensionamento para determinação das taxas de resfriamento está de acordo com a Tabela 7.

Tabela 7 - Dimensão do corpo de prova bloco "Y"

Dimensão (mm)	Fundidos de espessura menor que 13mm (Resfriamento rápido)	Fundidos de espessura entre 13 e 38mm (Resfriamento médio)	Fundidos de espessura maior que 38mm (Resfriamento lento)
A	13	25	75
B	40	54	125
C	50	75	100
D	100	150	200
E	175	175	175

Fonte: Adaptado da Norma ASTM [59]

Para obtenção de uma confiabilidade de teste de 95%, estimou-se através da Equação 4, o número mínimo de corpos de prova necessários para um coeficiente de variação de 5% e um erro permitido de amostras de 5% de acordo com norma ASTM [60], ou seja, para o devido estudo o número de amostra para cada condição estuda é de 4 unidades.

$$n = (1,96 \times v/e)^2$$

(4)

Onde:

n= número de amostras

v= Coeficiente de variação

e= Erro permitido

A fabricação do molde de areia do corpo de prova foi realizada no processo de moldagem cura à frio utilizando resina fenólica uretânica com dosagem de 0,50% de cada parte e 5% de catalisador sobre o peso da resina parte 1, os insumos foram preparados no misturador contínuo da marca Vick com capacidade produtiva de 3.000 Kg/h.

A areia de moldagem utilizada é de sílica e apresenta granulometria média de 55 AFS, distribuição granulometrica superior a 75,0%, teor de finos menor que 1,0% e perda ao fogo menor que 1,50%.

Após o preenchimento do ferramental com a mistura de areia, resinas e catalisador, após 5 minutos finalizou o processo de polimerização para ser desmoldado e aguardaram por mais 24 horas para finalização do processo de polimerização total das resinas antes de serem encaminhados para a etapa de vazamento.

Finalizado a fabricação dos moldes, a próxima etapa foi a preparação do metal líquido utilizado para fabricação do ferro fundido nodular em um forno à

indução sem núcleo da marca Eletrotec com capacidade nominal de 650 Kg e potência de 400 kW.

Para obtenção da composição química inicial, foi realizado o cálculo de carga em função da composição química desejada, disponibilidade de matéria-prima e custo, para isso foram utilizados os insumos descritos na Tabela 8.

Tabela 8 - Componentes da carga metálica para forno à indução

Insumo	Peso (Kg)
Ferro gusa	100,0
Sucata de aço	300,0
Retorno	250,0
Ferro silício	3,5
Grafite	14,0

A composição química do ferro fundido nodular escolhido para produção das amostras é referente a norma SAE J434 [5], conforme Tabela 9.

Tabela 9 - Composição química da norma SAE J434 [5]

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Mg
% em peso	3,20 a 4,10	1,80 a 3,00	0,10 a 1,00	Máx. 0,050	Máx. 0,035	0,025 a 0,060

Fonte: Norma SAE J434 [5]

Os valores especificados na Tabela 9 é uma recomendação de composição química para todas as classes de ferro fundido nodular da referida norma, a diferenciação das classes é determinada de acordo com os valores de resistência à tração, alongamento, dureza, resistência ao impacto e metalografia, já mostrados na Tabela 2. Para este estudo será adotado a composição química final conforme Tabela 10.

Tabela 10 - Composição química das amostras

<b>Elementos</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Mg</b>
% em peso	3,40 a 3,70	2,30 a 2,80	0,30 a 0,60	Máx. 0,050	Máx. 0,035	0,030 a 0,050

Após a fusão dos insumos da Tabela 8, retira-se uma amostra do forno para realização do ensaio de composição química através do espectrômetro de emissão ótica da marca Spectro modelo Spectromaxx para verificar a conformidade dos elementos químicos de acordo com a Tabela 11.

Tabela 11 - Composição química inicial

<b>Elementos</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Mg</b>
% em peso	3,40 a 3,70	1,40 a 1,70	0,30 a 0,60	Máx. 0,050	Máx. 0,035	<0,005

A composição química da Tabela 11 apresenta o valor de silício e magnésio abaixo do especificado em relação a Tabela 10, pois após a liberação do forno será adicionado dois insumos contendo esses dois elementos. Após a conformidade da composição química o metal no forno é aquecido até atingir 1530°C para ser iniciado a etapa de vazamento das amostras.

Na panela de tratamento tipo rotativo é adicionado a liga contendo ferro, silício e magnésio tipo 4 com terras raras, conforme Tabela 12, com granulometria de 6 a 12 mm na câmara de reação na porção de 1,40% sobre 200 Kg de metal adicionado do forno. O peso do metal é controlado através da balança suspensa fixado na estrutura da panela de tratamento e após o enchimento é fechado a tampa e iniciado a reação da liga nodularizante com o metal líquido.

Tabela 12 - Composição da liga nodularizante

<b>Elementos</b>	<b>Si</b>	<b>Mg</b>	<b>Ca</b>	<b>Al</b>	<b>Ce</b>	<b>La</b>	<b>Nd</b>
% em peso	45,72	6,84	1,29	0,55	0,48	0,32	0,01

Cessado a reação, o metal tratado é transferido para duas panelas de vazamento onde foi adicionado em cada uma 0,40% de inoculante através de uma concha metálica, cujo a composição está descrita na Tabela 13, utilizando a técnica de simples inoculação.

Tabela 13 - Composição do inoculante

<b>Elementos</b>	<b>Si</b>	<b>Ca</b>	<b>Ba</b>	<b>Al</b>	<b>Fe</b>
% em peso	72,20	2,41	1,24	0,35	Balanço

Além do inoculante, foi adicionado em algumas amostras o antimônio moído a partir de um lingote de 36 Kg conforme Figura 24.

Figura 24 - Lingote de antimônio



A composição química do antimônio adicionado está descrita na Tabela 14 cujo a adição planejada para as amostras no qual será adicionado propositalmente este insumo é de 0,030 e 0,060%.

Tabela 14 - Composição química do lingote de antimônio

Elementos	Sb	As	S	Bi	Cu	Sn	Fe	Ag	Pb
% em peso	97,50	0,60	0,18	0,15	0,03	0,02	0,08	0,01	1,60

Nesta etapa é realizado a medição de temperatura do metal na panela de vazamento através do pirômetro de imersão do tipo S da marca Italtherm, a temperatura deve ser de 1380 a 1400°C para todas as amostras, afim de evitar qualquer tipo de defeito metalúrgico que possa influenciar na sanidade dos corpos de prova.

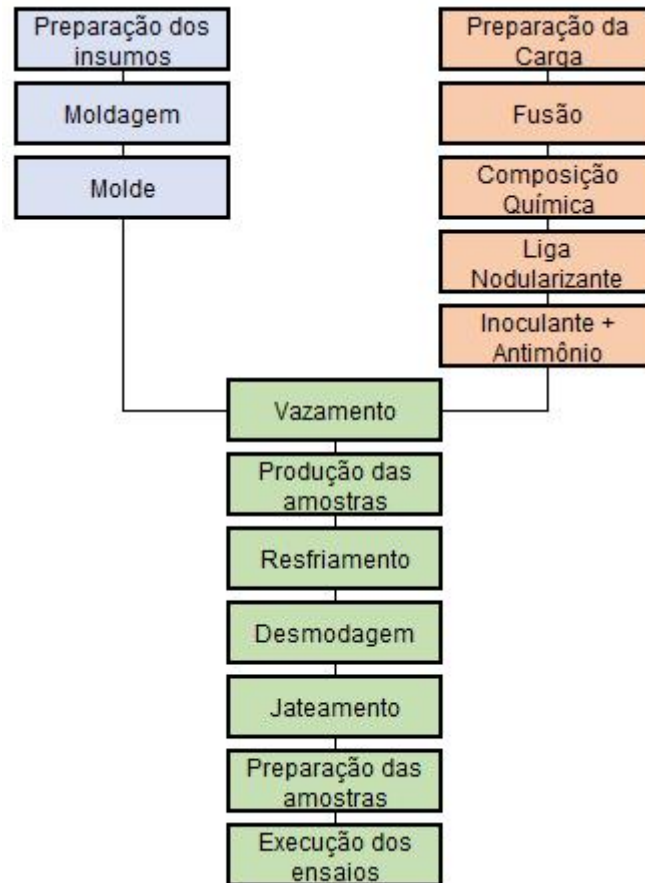
Após o total resfriamento dos corpos de prova realizado no molde, foram encaminhados para o processo de jateamento com granalha de aço para realização de limpeza e devidamente identificados. A localização das amostras que serão retiradas para os determinados ensaios está apresentada na Figura 25.

Figura 25 - Retiradas dos corpos de prova do bloco "Y"



O fluxograma descrito do processo de preparação das amostras está de acordo com Figura 26.

Figura 26 – Fluxograma do processo



Para realização do ensaio de dureza *Brinell*, utilizou-se do durômetro de bancada do fabricante Time Group Inc. Modelo TH600 com esfera de carbeto de tungstênio de diâmetro de 5 mm e carga aplicada de 750 Kgf durante 10 segundos de acordo com a norma ASTM [61] realizando 3 indentações na face bruta identificada na Figura 25.

O ensaio de tração foi realizado na máquina de ensaio universal do fabricante Emic de capacidade de 10.000 Kg conforme norma ASTM [62] utilizando o corpo de prova de acordo com a geometria do bloco “Y” especificado na norma ASTM [59].

O ensaio de impacto charpy foi realizado no pêndulo de impacto da fabricante Panantec modelo ATMI com o pêndulo de 300 J utilizando corpo de prova sem entalhe, conforme indicado na norma ASTM [63].

Para caracterização da microestrutura utilizou-se o microscópio metalográfico do fabricante Olympus modelo UC30 com aumento de até 1000x à seco e normas ASTM [12] e SAE J434 [5], com aumento de 100x em 6 regiões por corpo de prova. A preparação dos corpos de provas para este ensaio foi realizado através do lixamento da superfície a ser avaliadas com lixas 100, 240, 400, 600 e 1200 e posterior polimento com uma suspensão de alumina. Após a caracterização da grafita, as amostras foram atacadas com reagente nital 2% para revelação da matriz metálica.

Para maior adição de antimônio, foi selecionado um corpo de prova metalográfico de cada taxa de resfriamento para caracterização no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do fabricante Zeiss e realizado microanálise química (EDS) para avaliar qualitativamente as concentrações do antimônio na interface da grafita e ferrita, ferrita e no contorno de grão. Ainda para a taxa de resfriamento médio foi realizado o mapeamento do carbono, antimônio, cério e lantânio.

## 4 RESULTADOS

A composição química obtida através da espectrometria ótica no forno à indução antes de realizar os tratamentos de nodularização, inoculação e adição de antimônio, está descrito na Tabela 15.

Tabela 15 - Composição química resultante no forno

<b>Elementos</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>
% em peso	3,65	1,70	0,514	0,027	0,011	0,049	0,005	0,015	0,002	0,033	0,002	0,001
<b>Elementos</b>	<b>Pb</b>	<b>Sn</b>	<b>Mg</b>	<b>As</b>	<b>Zr</b>	<b>Bi</b>	<b>Ce</b>	<b>Sb</b>	<b>Te</b>	<b>B</b>	<b>La</b>	<b>Fe</b>
% em peso	0,001	0,007	0,001	0,001	0,001	0,001	0,002	0,001	0,001	0,001	0,001	93,6

A Tabela 16 apresenta a composição química obtida através da espectrometria ótica após a adição da liga nodularizante e inoculante, neste caso não foi adicionado o antimônio.

Tabela 16 - Composição química final sem adição de antimônio

<b>Elementos</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>
% em peso	3,62	2,74	0,527	0,028	0,008	0,051	0,006	0,012	0,011	0,033	0,003	0,001
<b>Elementos</b>	<b>Pb</b>	<b>Sn</b>	<b>Mg</b>	<b>As</b>	<b>Zr</b>	<b>Bi</b>	<b>Ce</b>	<b>Sb</b>	<b>Te</b>	<b>B</b>	<b>La</b>	<b>Fe</b>
% em peso	0,002	0,006	0,030	0,001	0,001	0,002	0,009	0,001	0,001	0,001	0,006	92,9

As Tabelas 17 e 18 apresentam a composição química obtida através da espectrometria ótica após a adição da liga nodularizante e inoculante com adições de antimônio.

Tabela 17 - Composição química final com adição planejada de 0,030% de antimônio

<b>Elementos</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>
% em peso	3,63	2,69	0,525	0,027	0,008	0,051	0,007	0,012	0,011	0,033	0,003	0,001
<b>Elementos</b>	<b>Pb</b>	<b>Sn</b>	<b>Mg</b>	<b>As</b>	<b>Zr</b>	<b>Bi</b>	<b>Ce</b>	<b>Sb</b>	<b>Te</b>	<b>B</b>	<b>La</b>	<b>Fe</b>
% em peso	0,003	0,007	0,031	0,001	0,001	0,002	0,009	0,028	0,001	0,001	0,006	92,8

Tabela 18 - Composição química final com adição planejada de 0,060% de antimônio

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
% em peso	3,60	2,75	0,527	0,026	0,007	0,052	0,007	0,012	0,011	0,033	0,003	0,001
Elementos	Pb	Sn	Mg	As	Zr	Bi	Ce	Sb	Te	B	La	Fe
% em peso	0,004	0,006	0,029	0,001	0,001	0,002	0,009	0,059	0,001	0,001	0,006	92,8

A Tabela 19 mostra a classificação do ferro fundido obtido através do carbono equivalente, os coeficientes do efeito conjunto dos elementos deletérios na morfologia da grafita esferoidal, fator de perlitização e relação de terras raras com antimônio.

Tabela 19 - Resultados das equações 1, 2, 3 e relação das terras raras com % de antimônio em função da composição química final

Dosagem de antimônio	CE	K <sub>1</sub>	Px	TR/Sb
Sem adição	4,53	1,37	2,37	15,00
0,028%	4,52	1,80	4,88	0,53
0,059%	4,51	2,24	7,23	0,25

As Figuras 27 e 28 mostram os resultados do grau de nodularização e o número de nódulos por unidade de área em relação a taxa de resfriamento e dosagem de antimônio utilizada.

Figura 27 - Grau de nodularização

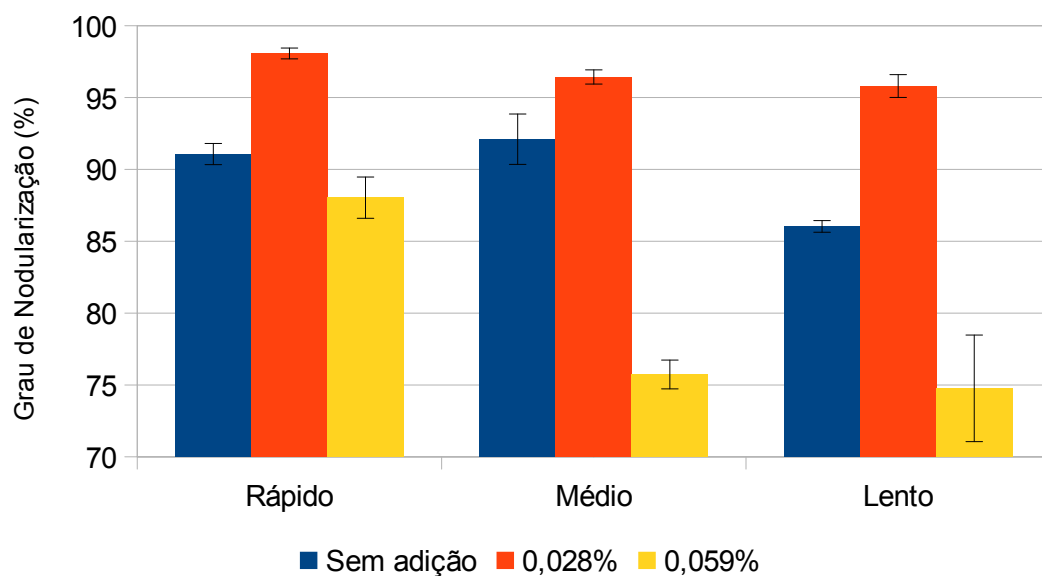
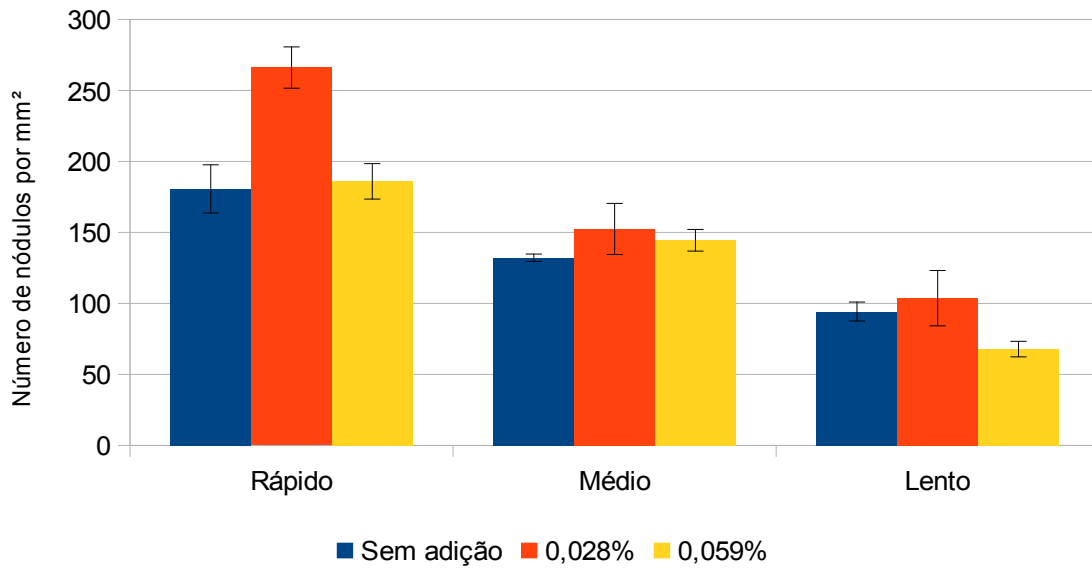


Figura 28 - Número de nódulos por unidade de área



A Tabela 20 mostra a forma e tamanho da grafita esferoidal em relação a taxa de resfriamento e dosagem de antimônio utilizada.

Tabela 20 - Forma, tamanho da grafita e matriz resultante

Dosagem	Resfriamento	Forma	Tamanho
Sem adição	Rápido	I (II)	6 (7)
	Médio	I (II)	6
	Lento	I (II)	6 (5)
0,028%	Rápido	I (II)	6 (7,8)
	Médio	I (II)	6 (7)
	Lento	I (II)	6 (5)
0,059%	Rápido	I (IV, II)	6 (7)
	Médio	I (IV, II)	6 (7)
	Lento	I (II)	6 (5)

As Figuras 29,30 e 31 mostram a microestrutura das amostras sem adição de antimônio conforme taxa de resfriamento.

Figura 29 - Microestrutura do corpo de prova sem adição de antimônio e resfriamento rápido sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)

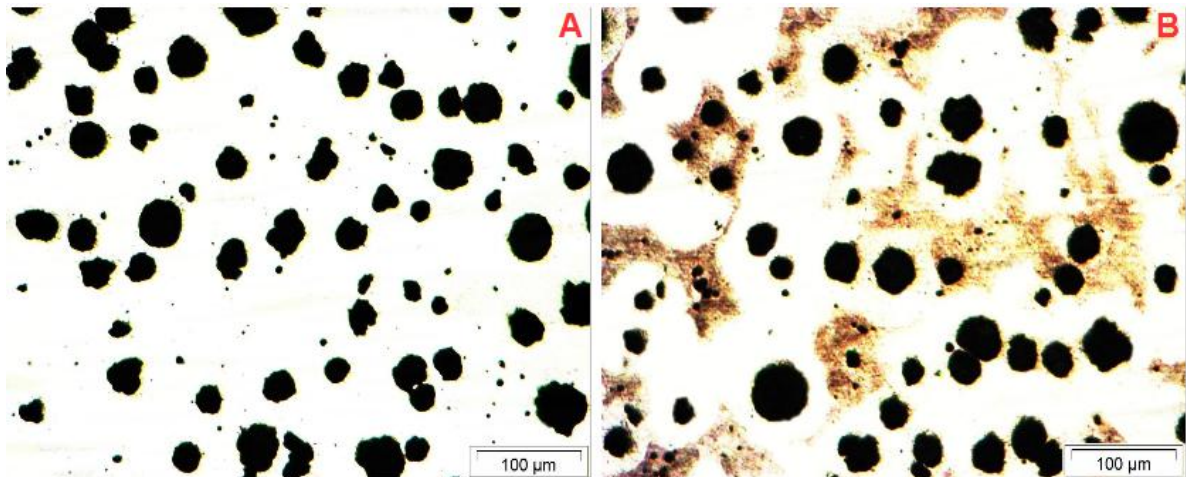


Figura 30 - Microestrutura do corpo de prova sem adição de antimônio e resfriamento médio sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)

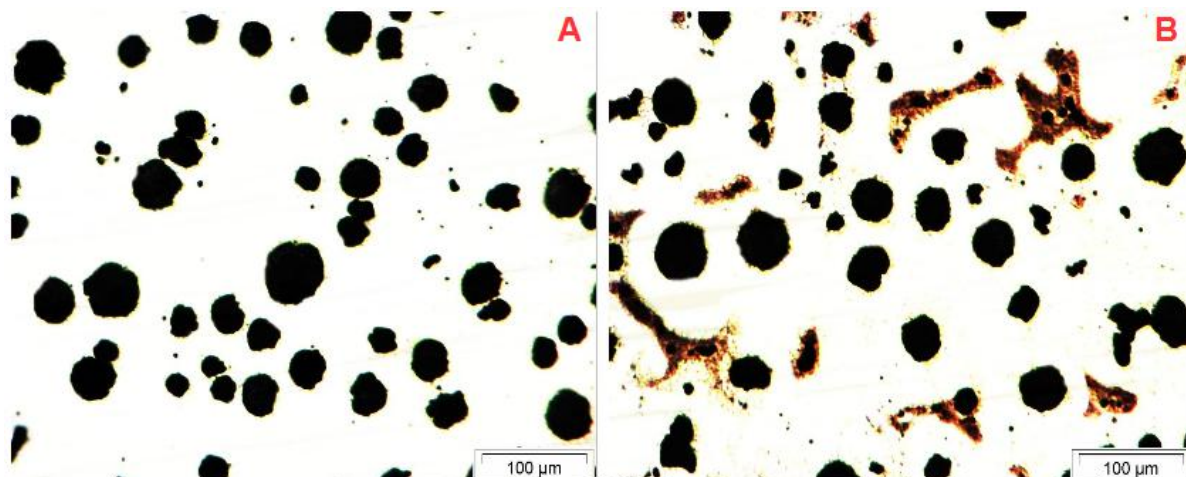
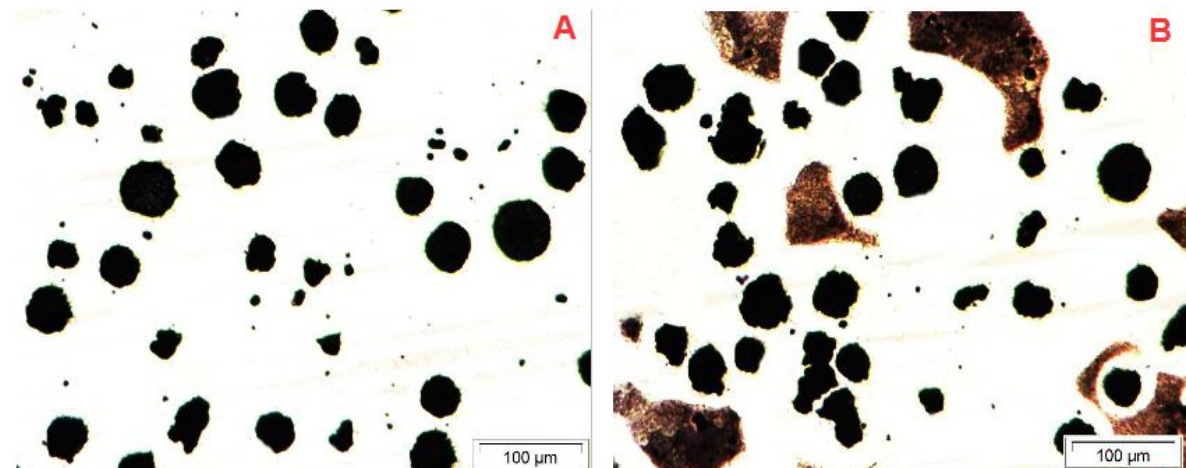


Figura 31 - Microestrutura do corpo de prova sem adição de antimônio e resfriamento lento sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)



As Figuras 32, 33 e 34 mostram a microestrutura das amostras com adição de 0,028% de antimônio conforme taxa de resfriamento.

Figura 32 - Microestrutura do corpo de prova com 0,028% de antimônio e resfriamento rápido sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)

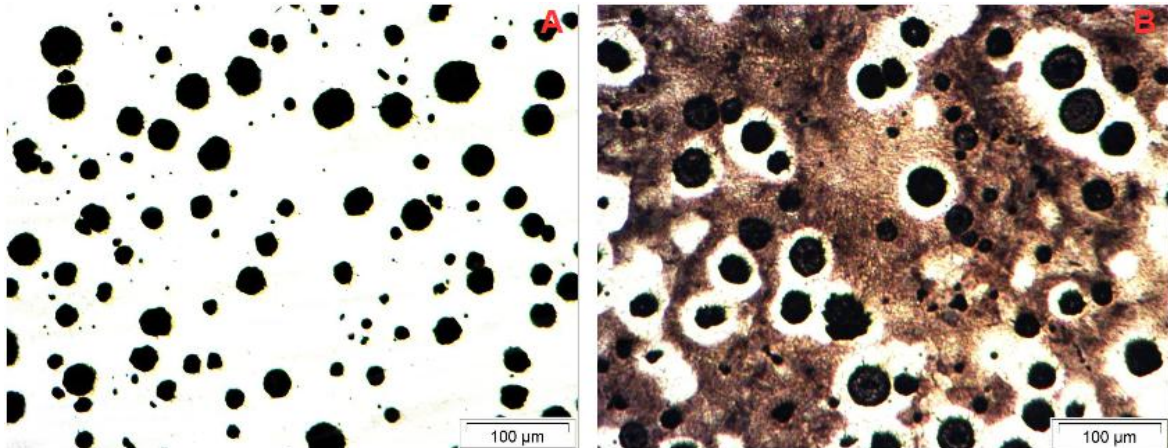


Figura 33 - Microestrutura do corpo de prova com 0,028% de antimônio e resfriamento médio sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)

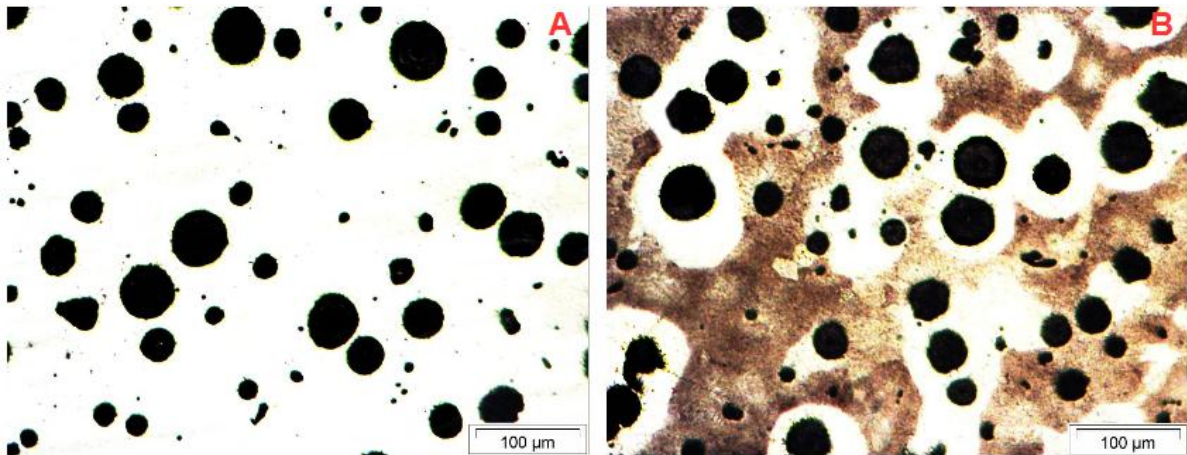
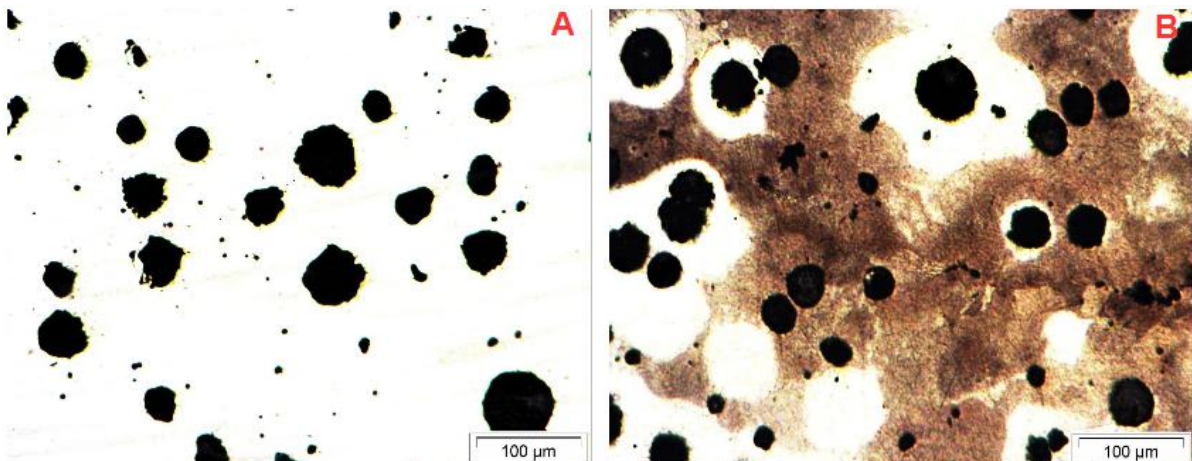


Figura 34 - Microestrutura do corpo de prova com 0,028% de antimônio e resfriamento lento sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)



As Figuras 35, 36 e 37 mostram a microestrutura das amostras com adição de 0,059% de antimônio conforme taxa de resfriamento.

Figura 35 - Microestrutura do corpo de prova com 0,059% de antimônio e resfriamento rápido sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)

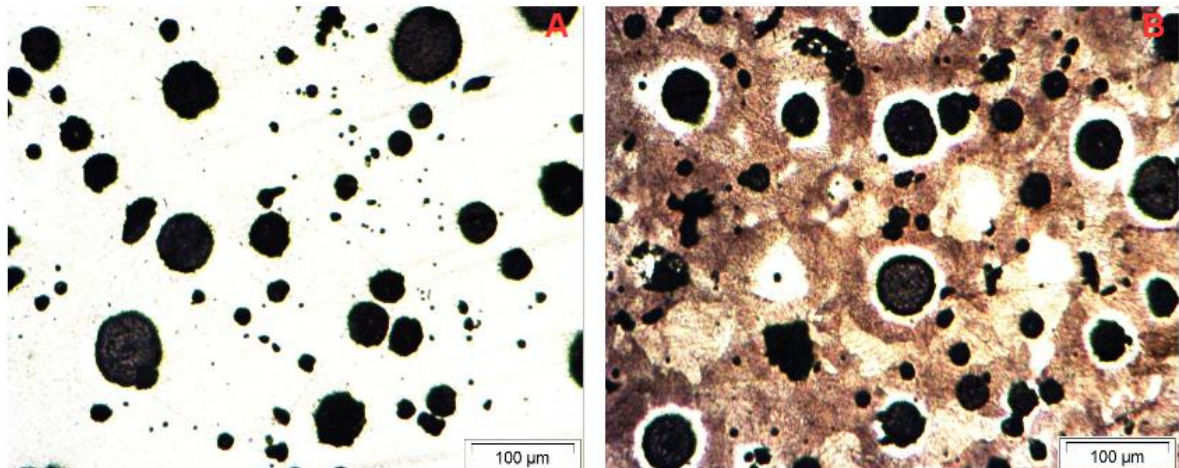


Figura 36 - Microestrutura do corpo de prova com 0,059% de antimônio e resfriamento médio sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)

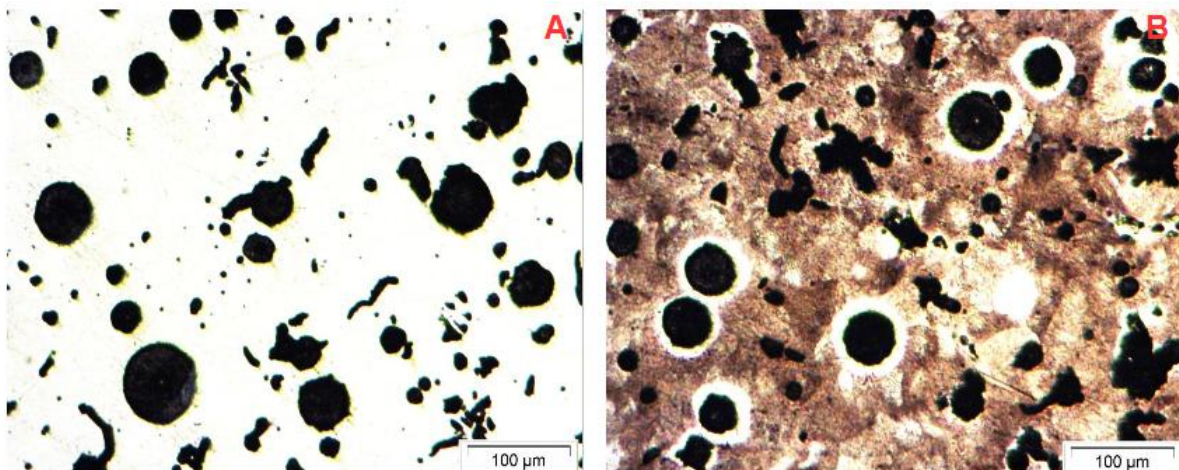
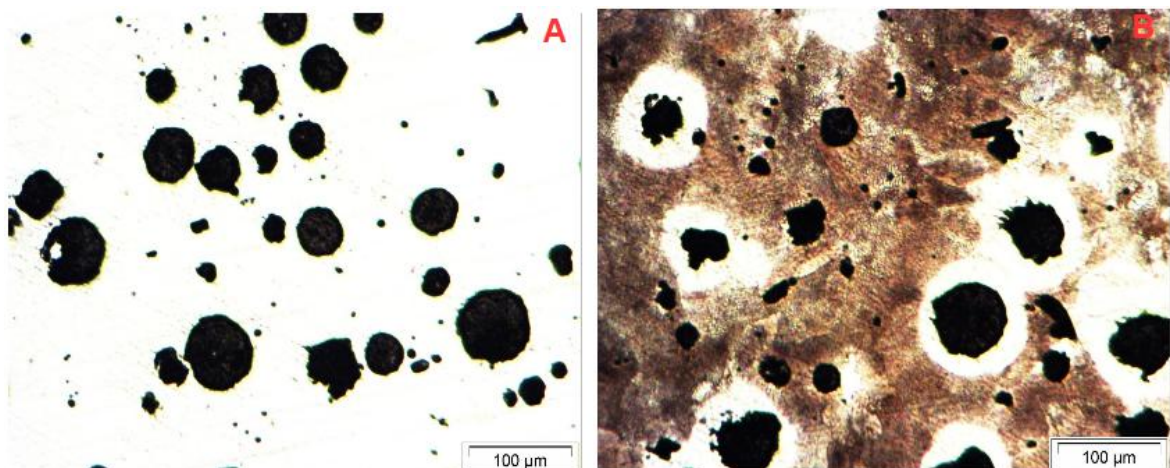
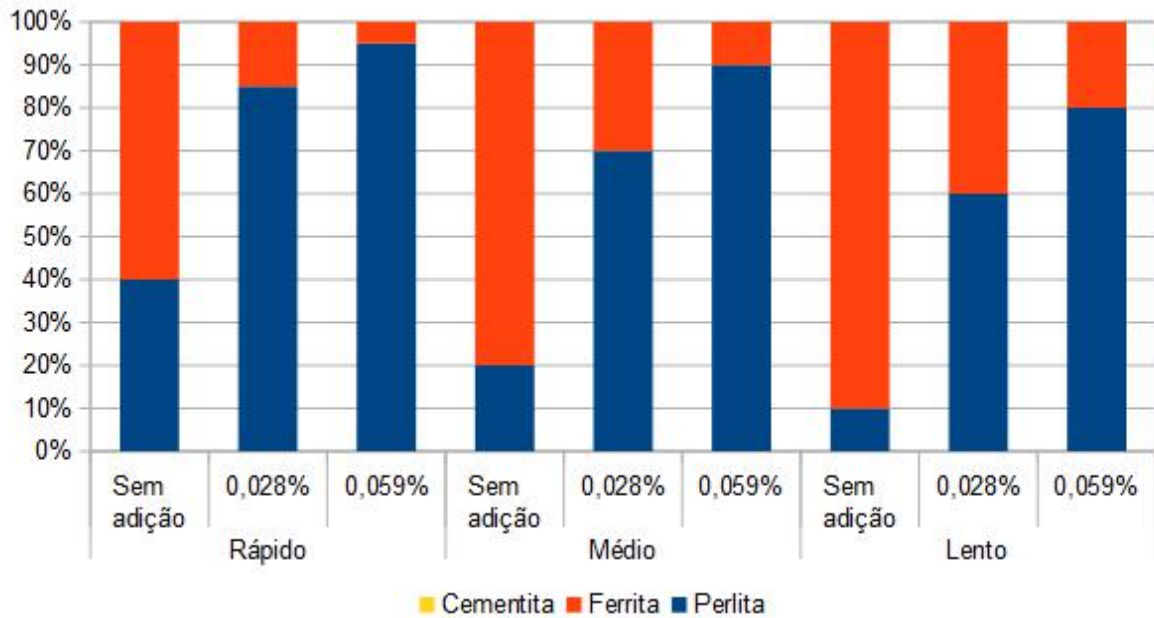


Figura 37 - Microestrutura do corpo de prova com 0,059% de antimônio e resfriamento lento sem ataque (a) e atacado com nital 2% (b)



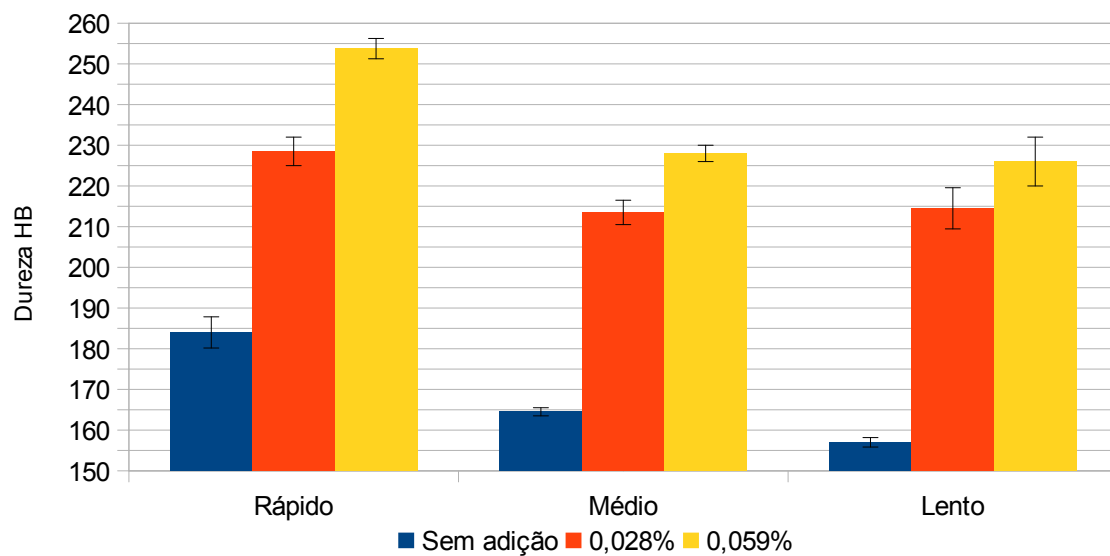
A Figura 38 evidencia o percentual dos microconstituintes presentes na matriz metálica das amostras.

Figura 38 - Percentual dos microconstituintes na matriz metálica



A Figura 39 mostra o resultado da dureza Brinell das amostras em relação a taxa de resfriamento e dosagem de antimônio utilizada.

Figura 39 - Dureza Brinell das amostras



As Figuras 40, 41 e 42 mostram os resultados do ensaio de tração das amostras em relação a taxa de resfriamento e dosagem de antimônio utilizada.

Figura 40 - Limite de resistência das amostras

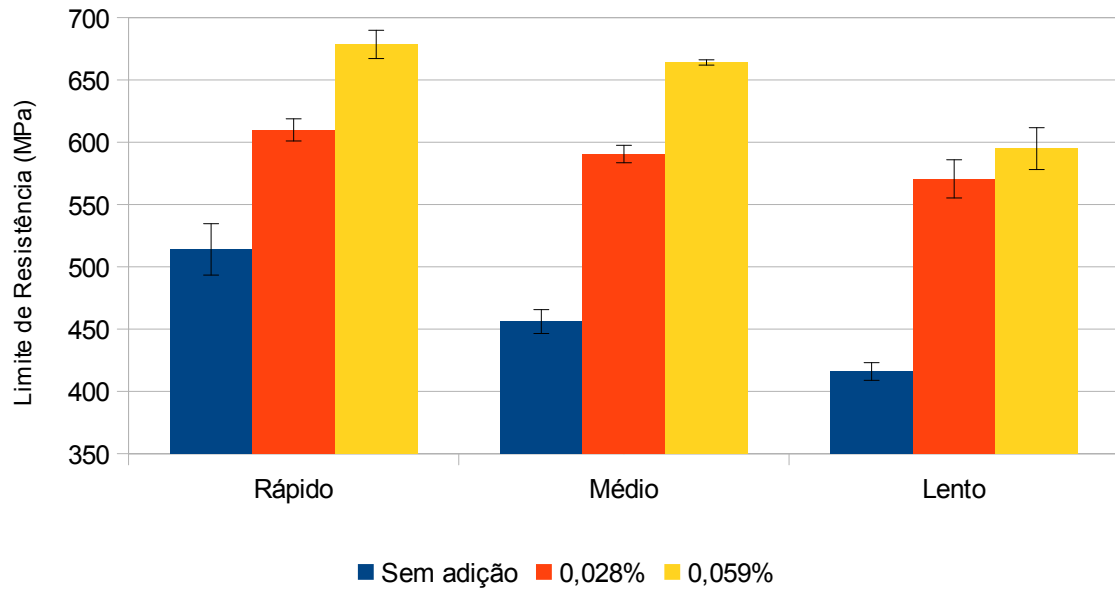


Figura 41 - Limite de escoamento das amostras

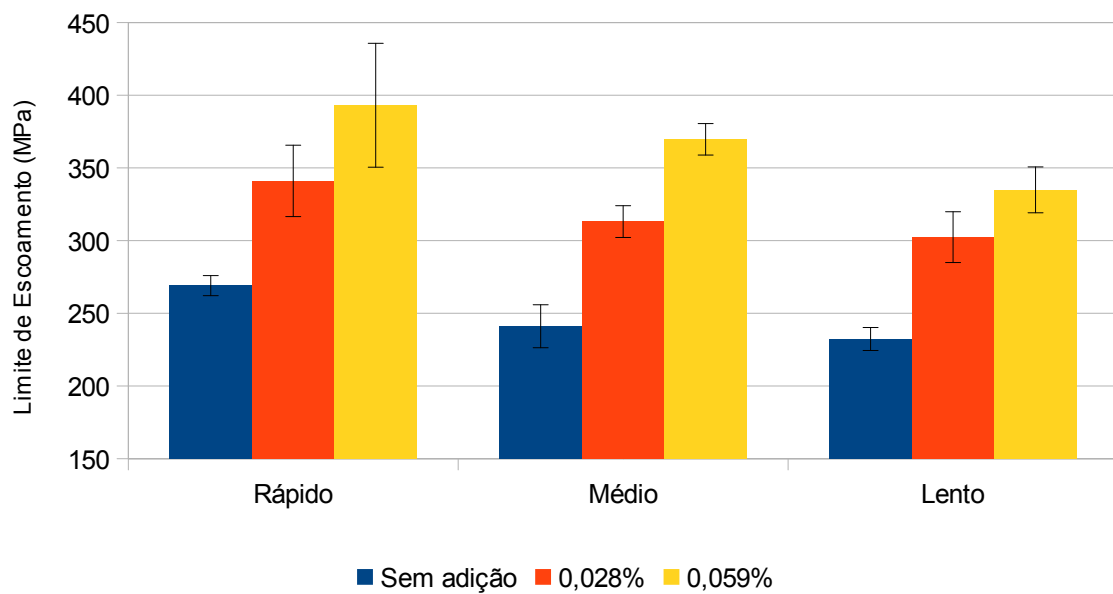
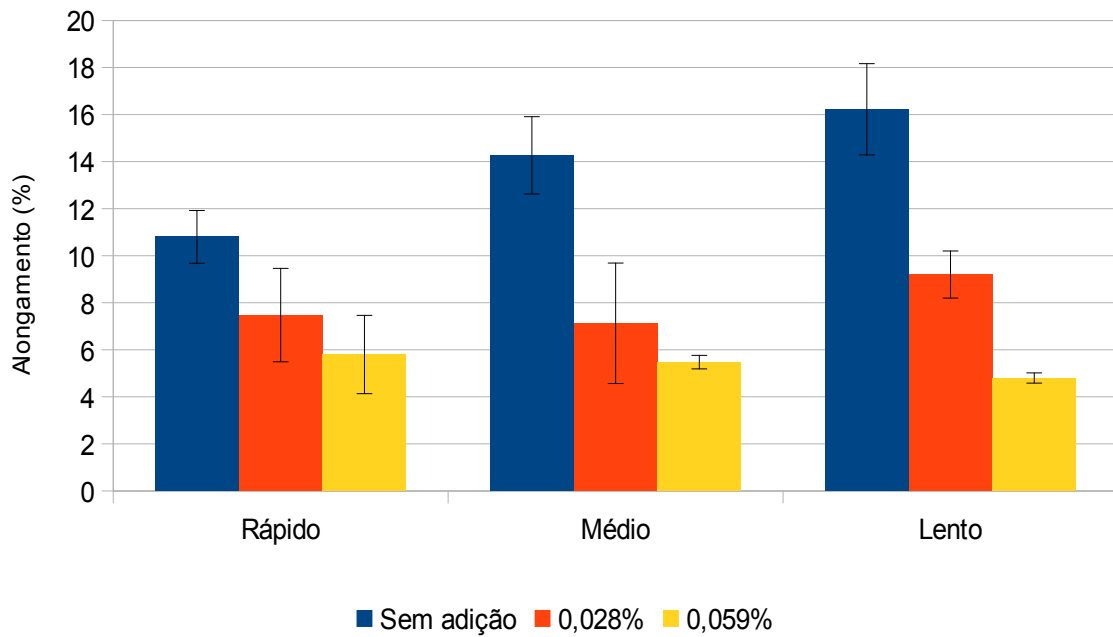
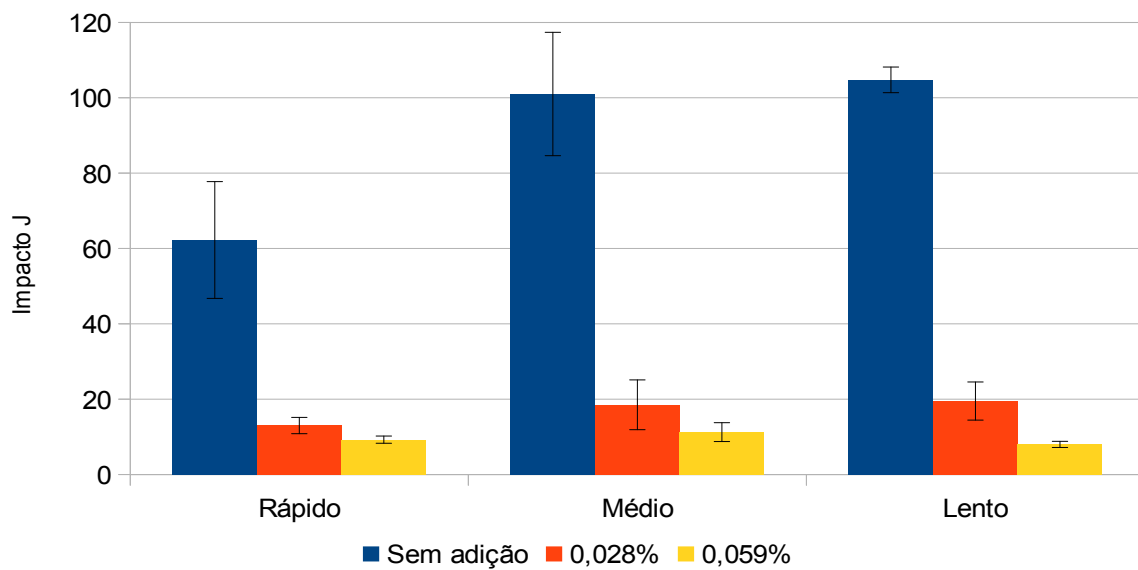


Figura 42 - Alongamento das amostras



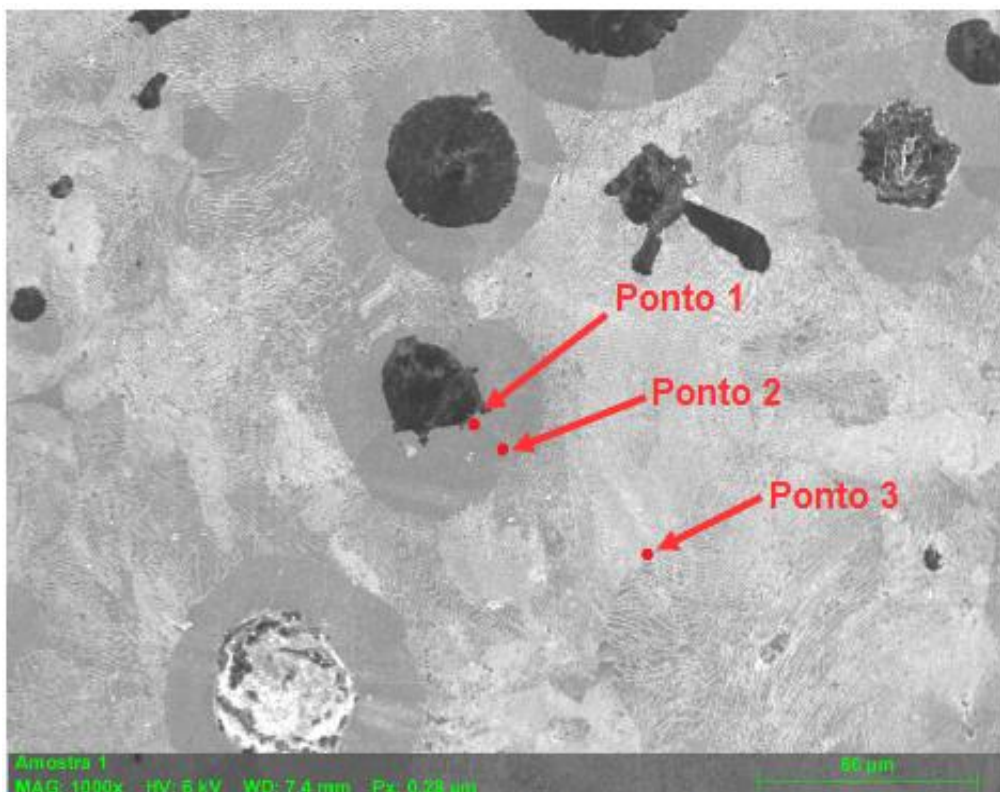
A Figura 43 mostra o resultado do ensaio de impacto charpy das amostras em relação a taxa de resfriamento e dosagem de antimônio utilizada.

Figura 43 - Impacto das amostras



A Figura 44 mostra a imagem da metalografia realizada via MEV da amostra com 0,059% de antimônio para taxa de resfriamento rápido, indicando os pontos de realização da composição química via EDS para verificação da segregação do antimônio na matriz metálica, a localização do ponto 1 é da interface da grafita com a ferrita, o ponto 2 da ferrita ao redor da grafita e o ponto 3 do contorno de grão.

Figura 44 - Pontos de realização do EDS para amostra com resfriamento rápido



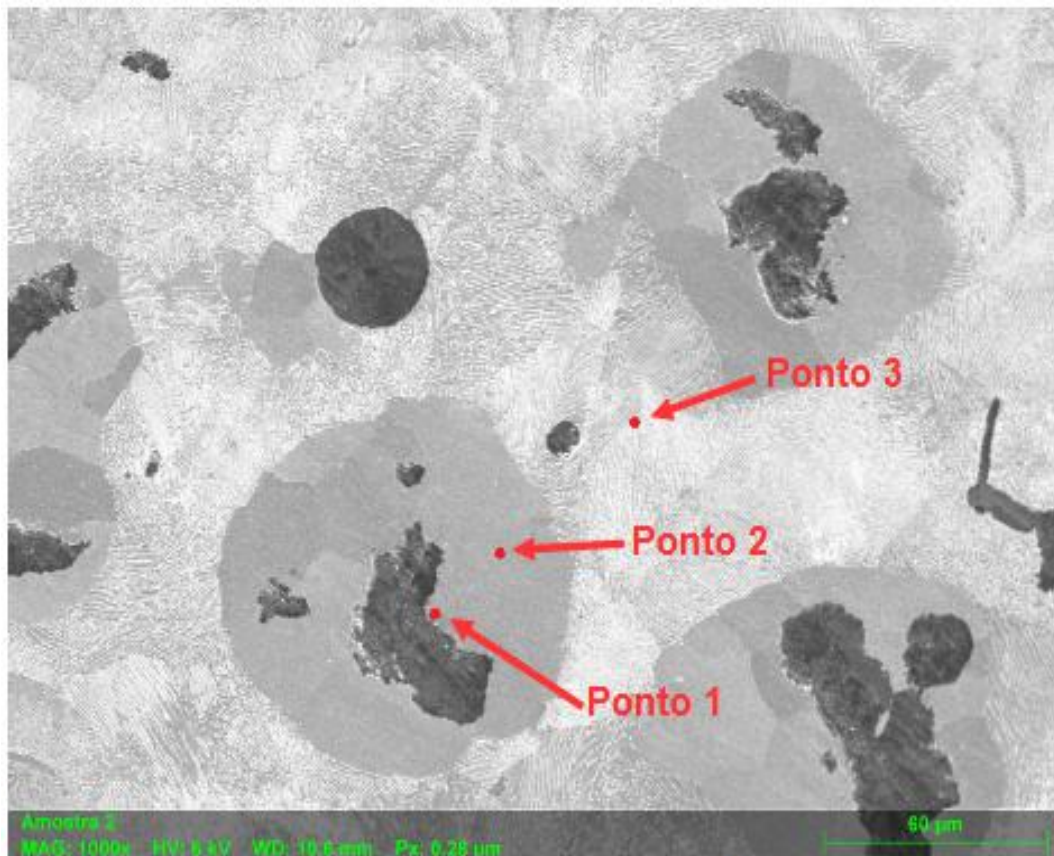
A Tabela 21 indica a concentração de antimônio encontrada de acordo com o ponto avaliado.

Tabela 21 - Concentração de antimônio na matriz metálica na amostra com resfriamento rápido

<b>Região</b>	<b>Concentração de Antimônio</b>
Ponto 1	0,67%
Ponto 2	0,06%
Ponto 3	0,40%

A Figura 45 mostra a imagem da metalografia realizada via MEV da amostra com 0,059% de antimônio para taxa de resfriamento médio, indicando os pontos de realização da composição química via EDS para verificação da segregação do antimônio na matriz metálica, a localização do ponto 1 é da interface da grafita com a ferrita, o ponto 2 da ferrita ao redor da grafita e o ponto 3 do contorno de grão.

Figura 45 - Pontos de realização do EDS para amostra com resfriamento médio



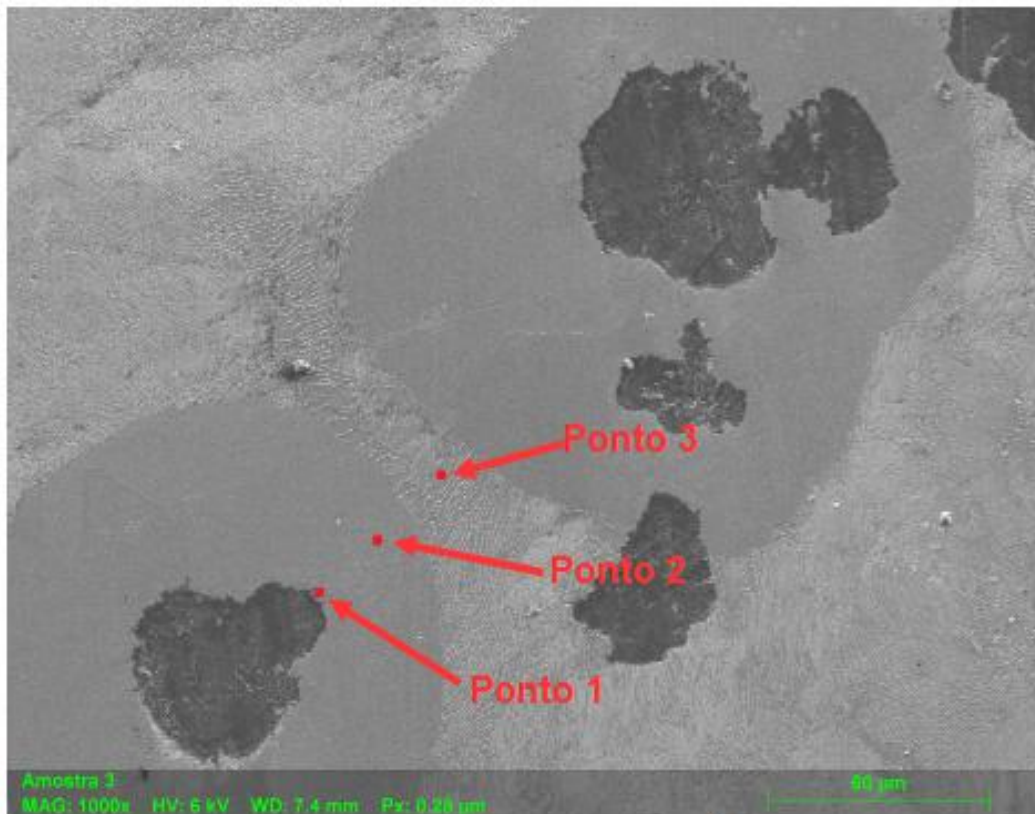
A Tabela 22 indica a concentração de antimônio encontrada de acordo com o ponto avaliado.

Tabela 22 - Concentração de antimônio na matriz metálica na amostra com resfriamento médio

Região	Concentração de Antimônio
Ponto 1	0,74%
Ponto 2	0,05%
Ponto 3	0,19%

A Figura 46 mostra a imagem da metalografia realizada via MEV da amostra com 0,059% de antimônio para taxa de resfriamento lento, indicando os pontos de realização da composição química via EDS para verificação da segregação do antimônio na matriz metálica, a localização do ponto 1 é da interface da grafita com a ferrita, o ponto 2 da ferrita ao redor da grafita e o ponto 3 do contorno de grão.

Figura 46 - Pontos de realização do EDS para amostra com resfriamento lento



A Tabela 23 indica a concentração de antimônio encontrada de acordo com o ponto avaliado.

Tabela 23 - Concentração de antimônio na matriz metálica na amostra com resfriamento lento

Região	Concentração de Antimônio
Ponto 1	0,22%
Ponto 2	0,02%
Ponto 3	0,43%

Para a taxa de resfriamento médio com adição de 0,059% de antimônio, foi feito mapeamento de alguns elementos químicos para verificação de sua distribuição na microestrutura de acordo com Figura 47 e Figura 48.

Figura 47 - Região do mapeamento dos elementos químicos

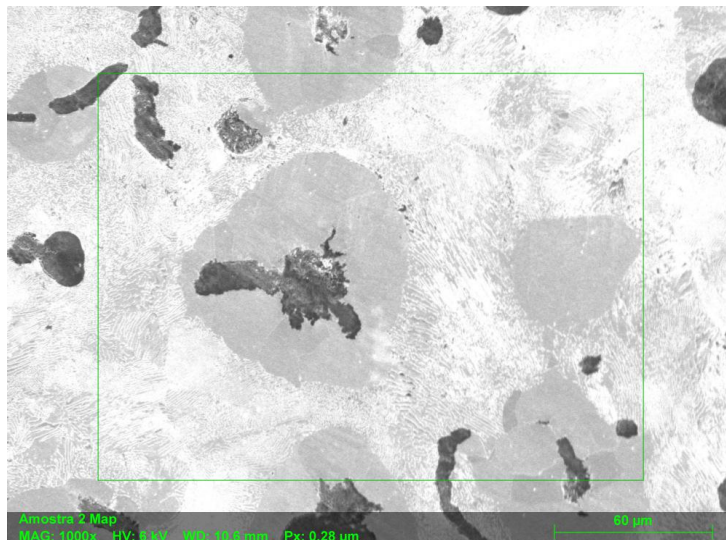
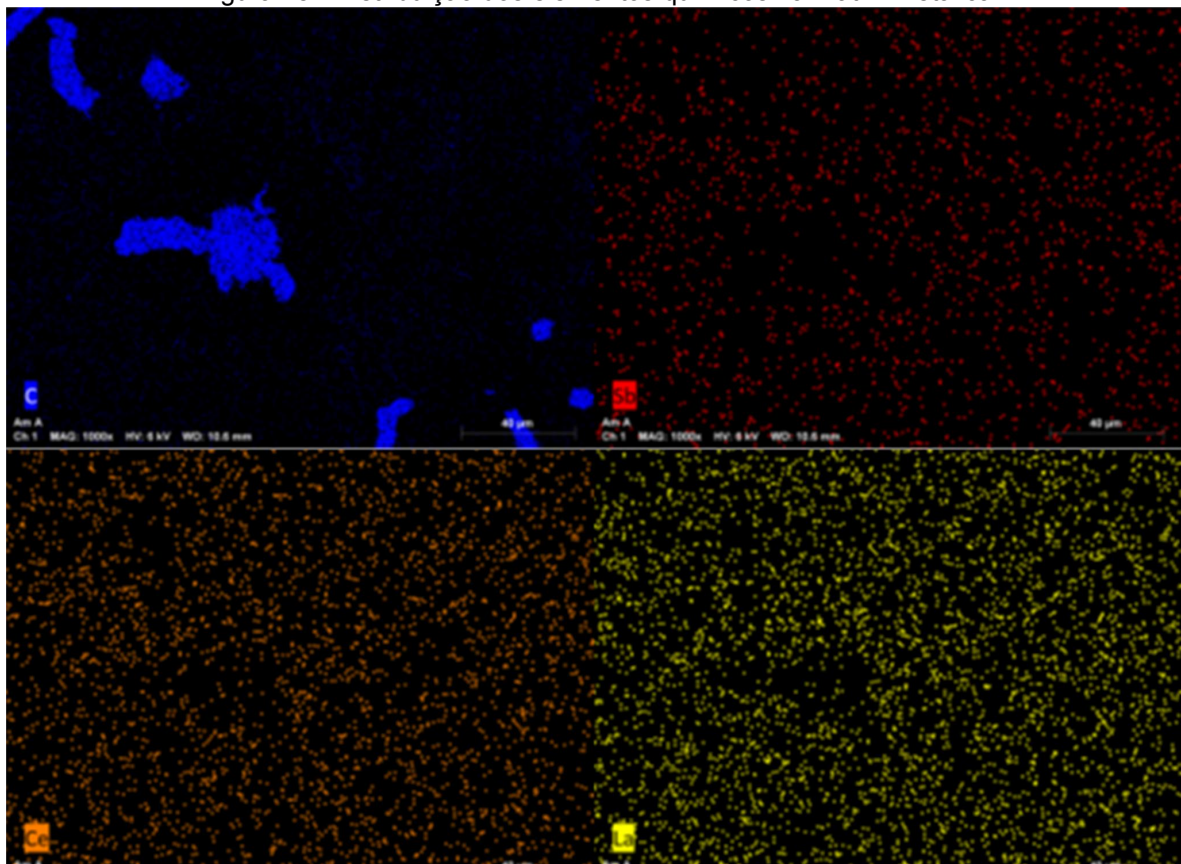


Figura 48 - Distribuição dos elementos químicos na matriz metálica



## 5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A composição química obtida para fabricação das amostras conforme Tabelas 16, 17 e 18 estão de acordo com a especificação adotada segundo Tabela 10 e norma SAE J434 [5]. Observar-se ainda o efeito dessulfurante dos elementos nodularizantes adicionados em função do decréscimo de enxofre encontrado na composição química após o tratamento de nodularização. Os valores obtidos de enxofre estão de acordo com o indicado por Riposan et al [25]. A adição de antimônio metálico moído juntamente com o inoculante através da simples inoculação mostrou-se eficiente, pois a maior perda na adição foi de aproximadamente 7% na dosagem de 0,030% de antimônio, resultando em 0,028% antimônio. Dentre os elementos terras raras, destacou-se o cério e lantânio em função de suas maiores dosagens presente na liganodularizante evidenciado nas Tabelas 16, 17 e 18, o total obtido dos elementos terras raras foi de 0,015% para todas adições, ou seja, 0,009% de cério e 0,006% de lantânio.

Segundo Tabela 19, para todas as dosagens o carbono equivalente obtido esta acima de 4,30%, em função disto conforme Chiaverini [2] trata-se de um ferro fundido nodular hipereutético. Sobre o fator  $K_1$  e o percentual de terras raras, para as amostras sem adição e com 0,028% de antimônio, este valor esta dentro do indicado por Oliveira [36] e Riposan [37,39], para adição de 0,059% de antimônio, o valor  $K_1$  esta acima de 2,0, porém conforme mencionado por Riposan [37,39] a adição de terras raras deve neutralizar o efeito deletério quando para este valor for acima de 0,010%, esta confirmação será verificada com análise metalográfica.

Na Figura 27, as amostras sem adição de antimônio apresentam grau de nodularização para as três taxas de resfriamento acima de 80%, porém para as amostras com o resfriamento médio e rápido o grau de nodularização médio foi superior a 91%, enquanto para resfriamento lento obteve média de 87%, mostrando que o aumento da taxa de resfriamento melhora esfericidade da grafita e para o resfriamento médio e rápido não apresentou mudanças significativas, conforme mencionado por Zhe [14], Guessser [8] e Jiyang [13]. Para as amostras com adição de 0,028% de antimônio, todas as taxas de resfriamento apresentam grau de nodularização acima de 80%, porém para as amostras com resfriamento rápido e médio o grau de nodularização médio foi de 96%, mas para o resfriamento lento foi de 84%. Apesar da redução do grau de nodularização, entre as taxas de

resfriamento rápido, médio e lento, o resultado obtido para o resfriamento lento esta de acordo com o obtido por Zhe [14], porém em seu estudo com resfriamento lento e sem adição de antimônio, o grau de nodularização foi de 30,5% enquanto este estudo foi de 87% que pode ser explicado pelo percentual de terras raras utilizada entre os estudos, Zhe [14] utilizou 66% mais terras raras que segundo Uta [38] o excesso de terras raras tende a degenerar a grafita esferoidal. Para as amostras com adição de 0,059% de antimônio, a maior taxa de resfriamento apresentou grau de nodularização acima de 80%, porém para as taxas média e lenta o grau de nodularização ficou em 76 e 74% respectivamente.

Avaliando em função da taxa de resfriamento, para todas as taxas de resfriamento observa-se que para a adição de 0,028% de antimônio foram obtidos os melhores graus de nodularização, considerando as especificações de Zhe [14]. No entanto, para a adição de 0,059% de antimônio para as taxas média e lenta, a grafita apresentou maior degeneração. De acordo com Luis Koerich et al [16] e Mourad [49], o excesso de antimônio cria permeabilidade na interface austenita e grafita permitindo a difusão de carbono da austenita para grafita e tende a ser mais intenso com a diminuição da taxa de resfriamento como menciona Santos [7] e Krauss [15]. Mesmo com a adição de terras raras, para essas taxas de resfriamento, não foi possível neutralizar o efeito deletério do antimônio, mesmo que na taxa média o valor de  $K_1$  estivesse de acordo com aquele indicado pela literatura.

Na Figura 28 verifica-se a quantificação do número de nódulos por unidade de área, avaliando a taxa de resfriamento rápida o número de nódulos para as amostras sem adição é de  $180,7 \pm 17,0 \text{ nód./mm}^2$ , acrescentando 0,028% de antimônio o número de nódulos aumentou para  $266,2 \pm 14,5 \text{ nód./mm}^2$  e para maior adição de antimônio houve um decréscimo no número de nódulos para  $186 \pm 12,5 \text{ nód./mm}^2$ . Para taxa de resfriamento médio, sem adição de antimônio o números de nódulos é de  $132,2 \pm 2,6 \text{ nód./mm}^2$ , com acréscimo de 0,028% de antimônio o número de nódulos tem um pequeno aumento para  $152,5 \pm 18,0 \text{ nód./mm}^2$  e para maior adição o número de nódulos se manteve em  $144,5 \pm 7,6 \text{ nód./mm}^2$ . Para menor taxa de resfriamento e sem adição de antimônio o número de nódulos é de  $94,3 \pm 6,7 \text{ nód./mm}^2$ , com acréscimo de 0,028% de antimônio o número de nódulos se manteve em  $103,7 \pm 19,5 \text{ nód./mm}^2$  e na maior adição de antimônio o número de nódulos reduziu para  $67,9 \pm 5,5 \text{ nód./mm}^2$ . Verifica-se que a adição de 0,028% de antimônio para todas as taxas de resfriamento tende a aumentar o número de nódulos

e isso foi mais intenso para a taxa de resfriamento rápido. Também comprovou-se o que segundo Chiaverini [2] e Santos [7] afirmam que a redução da taxa de resfriamento o número de nódulos também reduzirá. Assim como o número de nódulos por unidade de área, o tamanho da grafita apresentado na Tabela 20 mostrou o mesmo comportamento, ou seja, para maiores números de nódulos a grafita será menor.

A morfologia da grafita das amostras com 0,059% de antimônio para as taxas de resfriamento médio e lento de acordo com as Figuras 36 e 37, é possível observar a degeneração da grafita em pontos preferenciais do nódulo, comprovando a afirmação de Luis Koerich et al [16] e Mourad [49] sobre o antimônio criar permeabilidade na interface grafita e austenita e isto é mais intenso conforme a taxa de resfriamento diminui em função da redução da cinética de difusão do carbono. Ainda observa-se grafita do tipo vermicular.

A matriz metálica apresentou acréscimo de perlita conforme aumentou o percentual da adição de antimônio comprovando seu efeito perlitizante e com aumento da taxa de resfriamento de acordo com o indicado pela Figura 38 e Figuras 35, 36 e 37 e evidenciado por Chiaverini [2], Santos [7] e Krauss [15]. Para as amostras com taxa de resfriamento rápida, sem adição de antimônio o percentual de perlita resultante foi de 40%, acrescentando 0,028% de antimônio o percentual de perlita aumentou para 85% e para adição de 0,059% de antimônio o percentual de perlita foi para 95%. Já para a taxa de resfriamento média, sem adição de antimônio o percentual de perlita foi de 20%, acrescentando 0,028% de antimônio o percentual de perlita foi de 70% e para adição de 0,059% de antimônio o percentual de perlita foi de 90%. Para a taxa de resfriamento lento, sem adição de antimônio o percentual de perlita resultante foi de 10%, adicionando 0,028% de antimônio o percentual resultante foi de 60% e para adição de 0,059% de antimônio o percentual de perlita foi de 80%. Para todas as dosagens e taxas de resfriamento, não ocorreu a precipitação de carbonetos, isso pode ser explicado conforme Onsoien [40] explica que o excesso das terras raras promove uma extensa formação de carbonetos, neste estudo o percentual utilizado não promoveu precipitação de carbonetos.

Avaliando a constante  $P_x$ , é possível observar que conforme aumentou o percentual de antimônio, o resultado desta constante aumento em 2 e 3 vezes em relação a amostra sem adição deste elemento. De acordo com a variação da taxa de resfriamento, o percentual obtido na matriz metálica para a taxa de resfriamento

rápido com as adições de antimônio, o percentual de perlita aumentou em 2,1 e 2,4 vezes respectivamente em relação as amostras sem adição, para a taxa de resfriamento médio com as adições de antimônio o percentual de perlita aumentou em 2,5 e 4,5 vezes respectivamente em relação a amostra sem adição e para a taxa de resfriamento lenta com as adições de antimônio o percentual de perlita aumentou em 6 e 8 vezes respectivamente em relação as amostras sem adição deste elemento, isso comprova-se que a adição deste elemento promove a obtenção de perlita na matriz metálica e isso foi mais intenso conforme a taxa de resfriamento diminuiu.

Assim como o percentual de perlita encontrado na matriz metálica, a dureza obteve o mesmo comportamento, ou seja, a dureza aumentou conforme aumentou o percentual de adição de antimônio e o aumento da taxa de resfriamento assim como mostra Figura 39. Para as amostras com a taxa de resfriamento rápido, sem adição de antimônio a dureza encontrado foi de  $184,0 \pm 3,8$  HB, com acréscimo de 0,028% de antimônio a dureza obtida foi de  $228,5 \pm 1,0$  HB e para adição de 0,059% de antimônio a dureza foi de  $253,8 \pm 2,5$  HB. Na taxa de resfriamento médio, sem adição de antimônio a dureza obtido foi  $164,5 \pm 1,0$  HB, para adição de 0,028% de antimônio a dureza resultante foi  $213,5 \pm 2,5$  HB e para maior adição a dureza obtida foi  $228,0 \pm 2,0$  HB. Finalmente para taxa de resfriamento lento, sem adição de antimônio a dureza obtida foi  $157,0 \pm 1,2$  HB, acrescentado 0,028% de antimônio a dureza aumentou para  $214,5 \pm 5,0$  HB e na adição de 0,059% de antimônio a dureza encontrada foi  $226,0 \pm 6,0$  HB. Observa-se que para as taxas de resfriamento médio e lento, não houve diferença de dureza analisando as mesmas dosagens, mesmo o percentual de perlita da taxa de resfriamento média seja 10 pontos percentuais maior.

Conforme Figura 40, o limite de resistência para a taxa de resfriamento rápida e sem adição de antimônio, o resultado obtido foi de  $514,0 \pm 20,6$  MPa, acrescentando 0,028% de antimônio o limite de resistência aumentou para  $609,9 \pm 8,9$  MPa e para maior adição de antimônio o resultado obtido foi de  $678,5 \pm 11,3$  MPa. Para taxa de resfriamento médio, as amostras sem adição de antimônio o limite de resistência obtido foi  $456,1 \pm 9,6$  MPa, acrescentando 0,028% de antimônio aumentou para  $590,6 \pm 7,0$  MPa e para maior adição de antimônio o limite de resistência obtido foi de  $664,0 \pm 2,1$  MPa. Para menor taxa de resfriamento, as amostras sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $416,0 \pm 7,1$  MPa, adicionando 0,028% de antimônio

o limite de resistência aumentou para  $570,6 \pm 15,3$ MPa e na maior adição de antimônio o resultado obtido foi de  $594,9 \pm 16,8$ MPa. Assim como a dureza Brinell, o limite de resistência manteve o mesmo comportamento, ou seja, aumentou conforme o acréscimo de antimônio e diminuiu conforme redução da taxa de resfriamento. Este comportamento está relacionado ao percentual de perlita na matriz e em relação a morfologia da grafita para a maior adição de antimônio nas taxas de resfriamento médio e lento, observou-se um decréscimo considerável na taxa de resfriamento lento em relação a taxa de resfriamento rápido se comparado com adição de 0,028% de antimônio, aproximadamente 50%. Ainda é possível observar que com adição de antimônio a diferença entre a taxa de resfriamento rápida e média em relação ao limite de resistência é pequeno se comparado com os 11 e 19% obtidos nas amostras sem adição deste elemento.

Analisando o trabalho realizado por Luis Koerich et al [16], o resultado obtido no limite de resistência para taxa de resfriamento médio com adição de 0,028% e 0,059% de antimônio foi de 660MPa e 670MPa respectivamente, enquanto este trabalho obteve para as mesmas condições o valor de  $590,6 \pm 7,0$ MPa e  $664,0 \pm 2,1$ MPa, isso pode ser explicado pelo percentual utilizado de estanho entre os trabalhos, Luis Koerich et al [16] utilizou aproximadamente 3 vezes mais, já que este elemento apresenta alta efetividade na formação de perlita na matriz metálica conforme já mencionado na Tabela 5. O mesmo comportamento foi obtido no trabalho de Zhe [14] para adição de 0,028% de antimônio com taxa de resfriamento lento, o resultado obtido de limite de resistência foi de 708MPa enquanto este trabalho apresentou somente  $570,6 \pm 15,3$ MPa, desta vez foi o elemento perlitizante cobre que resultou no baixo limite de resistência do presente trabalho, pois Zhe [14] utilizou aproximadamente 14 vezes mais.

A Figura 41 é possível observar os resultados do limite de escoamento das amostras, os resultados obtidos apresentam o mesmo comportamento do limite de resistência, porém a relação entre o limite de escoamento e limite de resistência aumenta conforme é adicionado antimônio, para as amostras sem adição a relação é de aproximadamente 53,7%, com adição de 0,028% de antimônio esta relação aumenta para 53,9% e para maior adição a relação é de 56,6%.

O alongamento representado pela Figura 42, as amostras com a taxa de resfriamento rápida e sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $10,8 \pm 1,1$ %, acrescentando 0,028% de antimônio o alongamento reduziu para  $7,5 \pm 2,0$ % e para

maior adição valor encontrado é de  $5,8 \pm 1,7\%$ . Já para as amostras com a taxa de resfriamento médio e sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $14,3 \pm 1,6\%$ , acrescentando  $0,028\%$  de antimônio o alongamento diminuiu para  $7,1 \pm 2,6\%$  e para maior adição o valor encontrado é de  $5,5 \pm 0,3\%$ . Para as amostras com taxa de resfriamento lento e sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $16,2 \pm 1,9\%$ , acrescentando  $0,028\%$  de antimônio o alongamento reduziu para  $9,2 \pm 1,0\%$  e para maior adição o valor encontrado é de  $4,8 \pm 0,2\%$ .

A Figura 43 representa os resultados do ensaio de impacto charpy, ou seja, a tenacidade do material. Verifica-se que as amostras com taxa de resfriamento rápida e sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $62,3 \pm 15,5\text{J}$ , acrescentando  $0,028\%$  de antimônio a tenacidade reduziu para  $13,0 \pm 2,2\text{J}$  e para maior adição o valor encontrado é de  $9,3 \pm 1,0\text{J}$ . Já para as amostras com a taxa de resfriamento médio e sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $101,0 \pm 16,4\text{J}$ , acrescentando  $0,028\%$  de antimônio a tenacidade reduziu para  $18,5 \pm 6,6\text{J}$  e para maior adição o valor encontrado é de  $11,3 \pm 2,5\text{J}$ . Para as amostras com taxa de resfriamento lento e sem adição de antimônio o resultado obtido foi de  $104,8 \pm 3,4\text{J}$ , com a adição de  $0,028\%$  de antimônio a tenacidade reduziu para  $19,5 \pm 5,1\text{J}$  e para maior adição o valor encontrado é de  $8,0 \pm 0,8\text{J}$ .

Em relação a caracterização via MEV e EDS das amostras com a maior adição de antimônio, conforme Figuras 44, 45 e 46 e Tabelas 21, 22 e 23 é possível observar que o percentual de antimônio encontrado na interface grafita/ferrita é superior nas amostras com resfriamento rápido e médio em relação a taxa de resfriamento lento, já no contorno de grão foi encontrado valores maiores na amostra com resfriamento lento, justificando a segregação deste elemento para o contorno de grão em função da redução da taxa de resfriamento das amostras.

Na amostra com maior adição de antimônio e com a taxa de resfriamento médio, foi realizado o mapeamento dos elementos químicos carbono, antimônio, cério e lantânio para visualizar onde estão localizados na matriz metálica, conforme Figura 47 e Figura 48, é possível observar que a localização do carbono é na grafita e sua distribuição na matriz é na cementita que está combinado com as ferrita formando a perlita, a distribuição do antimônio é bem homogênea na matriz metálica, de preferência na perlita e interface grafita/ferrita e os elementos cério e lantânio a distribuição é homogênea tanto na matriz metálica quanto na grafita, justificando que os elementos terras raras possuem o efeito nodularizante na grafita.

## 6 CONCLUSÃO

A incorporação do antimônio moído junto com o inoculante no processo de simples inoculação mostrou-se eficiente, pois sua perda máxima foi de 7% na dosagem planejada de 0,030%.

Para o grau de nodularização, sem adição de antimônio em todas as taxas de resfriamento a nodularização obtida foi superior a 80%, porém para taxa de resfriamento lento foi obtido o menor grau de nodularização, justificando que a taxa de resfriamento lento degenerou a grafita esferoidal. Para a adição de 0,028% de antimônio em todas as taxas de resfriamento estudadas, a nodularização obtida foi superior a 95% justificando o efeito benéfico para esta dosagem independente da taxa de resfriamento. Isso ocorre devido a criação da barreira de difusão de carbono da austenita para grafita. No entanto, para a dosagem de 0,059% somente a taxa de resfriamento rápido ficou acima de 80% a nodularização, para as taxas de resfriamento médio e lento obteve-se abaixo de 80% a nodularização, evidenciando que para esta dosagem o antimônio degenerou a grafita devido a sua ação de criar permeabilidade a esta barreira. A adição de terras raras para a maior dosagem de antimônio não foi o suficiente para neutralizar o efeito deste elemento em conjunto com outros elementos deletérios na grafita esferoidal.

Em relação ao número de nódulos por unidade de área, foi possível verificar a redução do número de nódulos conforme a redução da taxa de resfriamento. Na adição de 0,028% de antimônio ocorreu o aumento do número de nódulos em todas as taxas de resfriamento, porém ficou evidente a discrepância na taxa de resfriamento rápido, pois em relação as amostras sem adição e com 0,059% de antimônio, o acréscimo foi de 47 e 43% respectivamente.

Para o percentual de perlita encontrado na matriz metálica nas amostras sem adição de antimônio, ocorreu uma redução de 50% de perlita conforme a diminuição da taxa de resfriamento, obteve-se no máximo 40% de perlita na taxa de resfriamento rápido. Com a adição de antimônio o percentual de perlita aumentou consideravelmente em todas as taxas de resfriamento, resultando no mínimo de 60% na adição de 0,028% de antimônio com taxa de resfriamento lento e no máximo 95% na adição de 0,059% de antimônio e taxa de resfriamento rápido. Comprova-se o efeito perlitizante deste elemento no ferro fundido nodular, também evidenciado pelo fator perlitizante.

Os valores de dureza diminuíram com a redução da taxa de resfriamento para as amostras sem adição de antimônio, ou seja, para taxa de resfriamento rápido obteve-se  $184,0 \pm 3,8$  HB enquanto no resfriamento lento resultou em  $157,0 \pm 1,2$  HB. Com o aumento da dosagem de antimônio, ocorreu o aumento de dureza Brinell, cujo o máximo obtido foi  $253,8 \pm 2,5$  HB para taxa de resfriamento rápido e adição de 0,059%. Para adição de 0,028% de antimônio nas taxas de resfriamento médio e lento o valor de dureza se manteve, este mesmo comportamento ocorreu para adição de 0,059% de antimônio.

O limite de resistência diminui conforme redução a taxa de resfriamento para todas as dosagens. Conforme foi adicionado antimônio, o limite de resistência aumentou em relação as amostras sem adição em aproximadamente 15 e 24% respectivamente para taxa de resfriamento rápido, 23 e 31% respectivamente para a taxa de resfriamento médio e 27 e 30% respectivamente para a taxa de resfriamento lento. O limite de escoamento apresentou comportamento similar ao limite de resistência e inversamente proporcional para o alongamento.

A tenacidade apresentada no ensaio de impacto charpy aumentou somente nas taxas de resfriamento médio e lento em relação a rápida nas amostras sem adição de antimônio, para a adição de 0,028% ocorreu um pequeno acréscimo nas taxas de resfriamento médio e lento em relação a rápida de aproximadamente 30% enquanto para adição de 0,059% ocorreu um acréscimo de aproximadamente 17% entre as taxas de resfriamento rápido e médio, porém para as taxas de resfriamento rápido e lento ocorreu uma redução de 16% que pode ser justificado pelo baixo grau de nodularização e número de nódulos das amostras.

Através da microscopia eletrônica de varredura e EDS é possível afirmar que o antimônio apresenta maiores concentrações nas interface grafita/ferrita em relação ao contorno de grão nas taxas de resfriamento rápido e médio em relação a lenta, pois na taxa de resfriamento lento a segregação deste elemento é mais intensa. Foi detectado presença residual de antimônio na ferrita de acordo com o mapeamento realizado. Já os cério e lantânio possui uma distribuição homogênea tanto na matriz metálica quanto na grafita.

Para aplicação na indústria, somente a amostra com adição de 0,059% de antimônio com taxa de resfriamento rápido atendeu todos os requisitos exigido para caracterização da classe D5504 da norma SAE J434 [5].

## 7 PESQUISAS FUTURAS

1. Aumentar o percentual de antimônio de 0,028% para 0,030 a 0,040% afim de verificar se adequaria o limite de escoamento e dureza Brinell para todas as taxas de resfriamento.
2. Avaliar um acréscimo no percentual de terras raras para verificar se adequaria a morfologia da grafita esferoidal na dosagem de 0,059% para taxas de resfriamento médio e lento.
3. Realizar um estudo para aplicação do antimônio em conjunto com outro elemento perlitzante para obtenção da classe D7003 da norma SAE J434 [5].

## REFERÊNCIAS

- [1] ABIFA, **A indústria da fundição no Brasil**. Anuário da associação brasileira de fundições 2018, São Paulo, p. 20-30, Dezembro, 2018.
- [2] CHIAVERINI, Vicente: **Aços e ferros fundidos 7º edição**. São Paulo, ABM. 1996.
- [3] **Foundrymen`s guide to ductile iron microstructure**, 1984, p. 70
- [4] PAN, E. N.; Cheng, C. Y. **Effects of Bi and Sb on graphite structure of heavy section Ductile Cast Iron**. AFS Transactions. Vol. 104. 1996, p. 847
- [5] SAE J434. **(R) Automotive ductile (nodular) iron castings**. SAE International. 2004.
- [6] ASTM A247. **Standart test method for evaluating the microestruture of grafite in iron castings**. ASTM International. 2017.
- [7] SOUZA SANTOS, A. B. & CASTELLO BRANCO: **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares 1º edição**. São Paulo, IPT. 1977.
- [8] GUESSER, W, L. & GUEDES, L. C. **Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística**. Seminário da Associação de Engenharia Automotiva, São Paulo, 1997.
- [9] VILELA, FERNANDO JOSÉ. **Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição**. 2010.
- [10] RIPOSAN, I. et al. **Cast iron inoculation enhancing by oxy-sulphides forming elements contribution**. Politehnica university of Bucharest. Romênia. 2017.
- [11] FIRICAN, M. C. STEFAN, I.C. PANCIU, E. **Enhacing rare earth inoculant effect in compacted graphite cast iron and influence on graphite shape factors**. Politehnica university of Bucharest. Romênia. 2016.
- [12] ELLIOTT, R. **Cast Iron Technology**. Butterworths. 1988.
- [13] JIYANG, Zhou; SCHMITZ, W.; ENGLER, S. **Formation of austenite shell around nodular graphite and its effect on deterioroation of graphite**. Acta Metallurgica Sinica. 1989.

- [14] ZHE, L. WEIPING, C. YU, D. **Influence of cooling rate and antimony addition content on graphite morphology and mechanical properties of a ductile iron.** School of mechanical and automotive engineering. China. 2012.
- [15] KRAUSS, George. **Steels: heat treatment and processing principles.** Materials Park: ASM International, 1989, 497 p. ISBN 087170370X.
- [16] LUIS, Koerich et al, **Efeito do antimônio na matriz e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular,** 6° Congresso brasileiro de engenharia de fabricação, Caxias do Sul/RS. 2011.
- [17] SANTOS, S. A. B.; BECKERT, E. A.; FENILI, R. & PIESKE, A. **Processos de nodularização de ferros fundidos.** Metalurgia ABM, vol. 39: p. 521-527, 1983.
- [18] NAIDEK, V. L.; VERKHOVLIUK. A. M. **Some considerations on the mechanism on nodular graphite formation in cast iron.** Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, National Academy of Sciences of Ukraine, 2015.
- [19] LABRECQUE, C. & GAGNÉ, M. **Ductile Iron: Fifty years of continuous development.** Canadian Metallurgical Quarterly, 1998.
- [20] FERREIRA, V. D. **Análise de estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em processo de fundição produzido pela técnica de imersão por sino.** Dissertação de mestrado. UENF. Rio de Janeiro. 2013.
- [21] SORELMETAL. **What is optimum base sulphur content prior to nodulatisation?.** Rio tinto & titanium inc. 2006
- [22] LALICH, M. J. **The Influence of Rare Earth Elements on Magnesium Treated Ductile Cast Irons.** In: **The metallurgy of cast iron,** 1974, Geneva, Switzerland. Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p. 561-581.
- [23] HUMMER, R. **Some Aspects of Inoculation of Flake and Nodular Graphite Cast Iron.** In: **The Metallurgy of Cast Iron,** 1974, Geneva, Switzerland. Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.174-160.
- [24] SUÁREZ, O. M. et al. **Late Sulfur Additions to Postinoculated High-CE Ductile Iron Melts.** AFS Transactions, p. 63-69, 1999.

- [25] RIPOSAN, I. et al. **Magnesium-sulfur relationships in ductile and compacted cast irons as influenced by late sulfur additions.** AFS transactions n°.93, 2003.
- [26] ALBUQUERQUE, V. A., BRIDI, T. V., BARBOSA, B. J. A. et al. **Estudo sobre a nucleação e crescimento de nódulos de grafita em ferros fundidos nodulares.** TMMM. São Paulo. 2019.
- [27] GUESSER, W. L. et al. **Análise comparativa entre os processos de nodularização.** ABM. São Paulo. 1990.
- [28] GUZIK, E. KOPYCINSKI, D. WIERZCHOWSKI, D. **Manufacturing of ferritic low-silicon and molybdenum ductile cast iron with the innovative 2pe-9 technique.** University of science and technology. Poland. 2014.
- [29] HUERTA, E. POPOVSKY, V. **A study of hold time, fade effects and microstructure in ductile iron.** Proceedings of the AFS cast iron inoculation conference. Illinois. 2005.
- [30] OCHULOR, E. F. ADEOSUN, S. O. AMUDA, M. O. H. et al. **Strength characteristics of inoculated and nodularised thin wall ductile iron castings.** Journal of minerals and materials characterization and engineering. 2015.
- [31] BIERRENBACH, S. S. A. **Efeito de algumas variáveis na inoculação dos ferros fundidos.** Metal consult. Joinville. 1991.
- [32] FRAS, E. GÓRNY, M. **Inoculation effects of cast iron.** Faculty of foundry engineering. Poland. 2012.
- [33] FAY, A. **Influence of inoculation on cast iron machinability: Case studies.** China Foundry. Vol. 17 N°2. France. 2020.
- [34] MOORE, A. **Some factors influencing inoculation and inoculation fade in flake and nodular graphite irons.** AFS transactions, vol. 81, 1973, 268-277.
- [35] MORGAN, H. L., **Late inoculation for economy and efficiency.** BCIRA. Birmingham. 1991.
- [36] OLIVEIRA, M. M. **Elementos residuais em ferros fundidos nodulares.** Revista fundição n° 129. 1980.

- [37] RIPOSAN, I. et al. **Performance of heavy ductile iron castings for windmills.** University of Bucharest, Romênia, 2010.
- [38] UTA, V. RIPOSAN, I. **Structural characteristics of ductile iron at different rare earth contribution from a magnesium ferrosilicon alloys.** Politehnica university of Bucharest. Romênia. 2014.
- [39] RIPOSAN, I. CHISAMERA, M. UTA, V. et al. **The importance of rare earth contribution from nodulizing alloys and subsequent effect on the inoculation of ductile iron.** Politehnica university of Bucharest. Romênia. 2014.
- [40] ONSOEN, M. I. SKALAND, T. GRONG, O. **Mechanics of graphite formation in ductile cast iron containing Ce and La.** International journal of cast metals research. 319-324. 2016.
- [41] KARSAY, S. I., **Selecting chemical composition ductile iron practices.** Des plaines, American foundrymen's society, p. 77-101, 1975.
- [42] MORROGH, H. **Influence of some residual elements and their neutralization in magnesium treatment ductile cast iron.** AFS Transactions, v. 60, p. 439-452, 1952.
- [43] ZHABOTINSKI, M. V. et al. **Influence of Ti, As and Pb traces on structures and properties of Mg treated cast iron.** Russian casting production, p. 387, 1976.
- [44] TYBULCZUK, J. et al. **Etude sur les formes dégenérées du graphite em vie du controle magnetique dès pieces molées em fonte a graphite spheroidal.** Fonderie. v. 55, p. 123-138, 1976.
- [45] SCHRODER, C. G. **Estudo do efeito do cobre e estanho na formação de perlita e nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular.** Universidade de Caxias do Sul. Rio Grande do Sul. 2013.
- [46] MODERN CASTING. **Stabilizing pearlite in Gray Cast Iron.** AFS Cast Iron Division Gray Research Committee. November, 2000.
- [47] FUTAS, P. **Elimination of chunky graphite in castings with large thermal points.** Foundry commission of the polish academy of sciences. v. 16, p. 57-60. 2016.
- [48] GLAVAS, Z. STRKAJ, A. MALDINI, K. **Effects of antimony an wall thickness on graphite morphology in ductile iron castings.** The minerals, metals & materials

society and ASM international. 2016.

[49] MOURAD, M. M. EL-HADAD, S. IBRAHIM, M. M et al. **Effect of processing parameters on the mechanical properties of heavy section ductil iron.** Central metallurgical researcha and development institute. Egito. 2015.

[50] DEKKER, L., TONN, B.,LILIENKAMP, G. **Effect of antimony on grafite growth in ductile iron.** International jornal of metalcasting vol. 14 issue 3. Germany. 2020.

[51] VREUGDE, E. R. **Cast iron microstructure anomalies and their causes.** AFS transactions. p. 669-686. 1997.

[52] ANKAMMA, K. **Effect of trace elements boron and lead on the properties of gray cast iron.** Springer. Índia. 2014.

[53] POKOPEC, I. M., MRVAR, P., BAUER, B. **Effect of inoculation on the formation of chunky grafite in ductile iron castings.** Materials and technology 51. Slovenia. 2017.

[54] HAQUE, M.M., YOUNG, J.M. **Production of Sfheroidal Graphite Aluminium Cast Iron and The Factors Affecting It.** Journal of Materials Processing Technology, n. 55, p.186-192, 1995.

[55] MARGERIE J. C. **The Notion of Heredity in Cast Iron Metallurgy, The Metallurgy of Cast Iron.** Proc. 2nd Int. Symp. on the Physical Metallurgy of Cast Iron. Saphorin: Georgi Publishing Comp., 1975:545-558.

[56] SORELMETAL. **Basic ductile iron alloying.** Rio tinto & titanium inc. 2006.

[57] RIPOSAN, I. et al. **Influencing factors on as-cast and heat treated 400-18 ductile iron grade characteristics.** University of Bucharest, Romênia, 2007.

[58] THIELMAN T. **Zur wirkung von Spurenelementen in Gusseisen mit Kugelgraphit.** Giessereitechnik, 1970(1):16-24.

[59] ASTM A536. **Standart specification for ductile iron castings.** ASTM International. 2014.

[60] ASTM E122. **Standart practice for calculating sample size to estimate, with a specified tolerable error, the average for characteristic of lot or process.** ASTM International. 2017.

[61] ASTM E10. **Standart test method for Brinell hardness of metallic materials.** ASTM International. 2017.

[62] ASTM E8/E8M. **Standart test method for tension testing of metallic materials,** ASTM Intenational. 2016.

[63] ASTM E23. **Standart test methods for notched bar imapct testing of metallic materials,** ASTM International. 2016.