

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

PATRÍCIA ALVES SILVA DE RESENDE BRUM

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO
CINZENTO COM ADIÇÃO DE CARBETO DE SILÍCIO**

BELO HORIZONTE

2016

PATRÍCIA ALVES SILVA DE RESENDE BRUM

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO
CINZENTO COM ADIÇÃO DE CARBETO DE SILÍCIO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2016

PATRÍCIA ALVES SILVA DE RESENDE BRUM

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO
CINZENTO COM ADIÇÃO DE CARBETO DE SILÍCIO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em 01/07/2016

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes – Orientador

Prof. M^a. Luciana Palhares

Prof. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Correa

Eng^a. Morgana Fonseca Maia

Dedico este trabalho a minha mãe e ao meu pai.

AGRADECIMENTOS

Meu primeiro agradecimento é em especial a Deus que me proporcionou ser capaz de realizar todos os meus sonhos, que manteve a fé que tenho em mim mesma e, mesmo nos momentos difíceis, não me abandonou.

À minha família que sempre me ofereceu seu apoio e acreditou em mim, especialmente aos meus pais que nunca duvidaram da minha capacidade e sempre fizeram de tudo para que eu pudesse alcançar todas as minhas conquistas.

Aos amigos que sempre estiveram presentes tanto para oferecer consolo e incentivo quanto comemorar as realizações.

Ao orientador Wellington, que me orientou e não desistiu, mesmo quando pedi tantas coisas além, aceitou os meus desafios.

À professora Elaine pela ajuda com as minhas inúmeras dúvidas.

À Saint-Gobain, em especial à Morgana e ao Klebson, que acreditaram verdadeiramente em mim com um projeto de grande responsabilidade. Só tenho a retribuir dando o melhor de mim.

Ao SENAI Itaúna CETEF, em especial ao Reyler e ao Wendel pela ajuda não só no processo de fundição dos corpos de prova, mas pela disponibilidade em sanar minhas dúvidas.

Ao Carlinhos e ao Geraldinho pelo auxílio na usinagem dos corpos de prova.

À Adriene, pela ajuda com a realização do ensaio de emissão óptica.

Ao Erriston pela realização do ensaio de tração no CEFET Campus Timóteo.

O meu muito obrigado a todos que direta ou indiretamente participaram comigo da realização desse projeto que colaborou tanto para que eu pudesse me tornar uma Engenheira de Materiais!

“Questions of science, science and progress
Don’t speak as loud as my heart”.
(COLDPLAY, 2002)

RESUMO

O presente trabalho visa analisar a viabilidade da utilização do carbetto de silício (SiC) como pré-inoculante no processo de inoculação dos ferros fundidos cinzentos com o objetivo de reduzir a adição de inoculantes tradicionais que tendem a onerar o processo de fundição. Deste modo, fez-se uso de teores de 0,30 e 0,20 % de inoculação aplicando frações diferentes de SiC e inoculante, intercalando entre 0 %, 25 %, 75 % e 100 % para cada um para serem incorporados nas amostras de ferro fundido. A análise térmica foi realizada simultânea à produção das amostras com diferentes adições de SiC e inoculante, visando obter a caracterização das curvas que descrevem seus comportamentos no processo de solidificação. Para avaliar se a adição de SiC em substituição parcial ou total do inoculante não afeta as propriedades finais do material, foram realizadas: caracterização química por espectrometria de emissão óptica, caracterização mecânica (ensaios de dureza e tração) e caracterização micrográfica (obtenção de fotomicrografias por microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura). Foi possível comprovar a viabilidade da utilização do SiC como pré-inoculante, principalmente na concentração 25 / 75 % de SiC para inoculante.

Palavras-chave: Inoculação. Carbetto de Silício. Ferro Fundido Cinzento.

ABSTRACT

This study aims to analyze the feasibility of using silicon carbide (SiC) as a pre-inoculant in the inoculation process of gray cast iron in order to reduce the addition of traditional inoculants that tend to encumber the casting process. Levels of 0.30% and 0.20% of inoculation, applying different fractions of SiC and inoculant, intercalating between 0%, 25%, 75% and 100% for each to be incorporated in the samples of cast iron. Thermal analysis was carried out simultaneously with the production of cast iron samples with different additions of SiC and inoculant to obtain the characterization of the curves describing the behavior of them in the solidification process. To evaluate whether the addition of SiC in partial or total replacement of the inoculant does not affect the final properties of the material were performed: chemical characterization by optical emission spectrometry, mechanical characterization (hardness and tensile tests), and micrographic characterization (obtaining photomicrographs by optical microscope and scanning electron microscope). It was possible to prove the feasibility of using SiC as pre-inoculant, especially in concentration 25/75% of SiC for inoculant.

Keywords: Inoculation. Silicon carbide. Cast Iron Grey.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.....	18
Figura 2 – Forma e distribuição dos veios de grafita.	22
Figura 3 – Diagrama ferro-carbono metaestável.	24
Figura 4 – Ferro fundido nodular de matriz ferrítica.....	25
Figura 5 – Curva de análise térmica esquemática na região de formação do eutético, apresentando os parâmetros a serem analisados.....	30
Figura 6 – Desenho esquemático do Forno Acheson	32
Figura 7 – Fluxograma descritivo da metodologia para caracterizar as amostras de ferro fundido.	35
Figura 8 – Distribuição granulométrica das amostras A, B e C de carvão de silício.	36
Figura 9 – Fluxograma descritivo da 1ª Etapa da fundição.....	37
Figura 10 – Fluxograma descritivo da 2ª Etapa da fundição para avaliar a melhor faixa granulométrica de SiC a ser incorporado no ferro fundido.	38
Figura 11 – Fluxograma descritivo dos procedimentos da 3ª Etapa.....	39
Figura 12 – Corpos de prova de ferro fundido cinzento para ensaios de: (a) composição química; (b) análise térmica e metalografia; (c) tração.	40
Figura 13 – Etapas do processo de fundição.	41
Figura 14 – Cápsulas de análise térmica do tipo K.	43
Figura 15 – Máquina de corte de amostras, marca Telux, do Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.	44
Figura 16 – Máquina Serra a Fita, marca Franho, modelo FM 1600.	44
Figura 17 – Modelo referência para usinagem de corpo de prova em ferro fundido cinzento.	45
Figura 18 – Lixadeiras do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG	45
Figura 19 – Politriz do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.	46
Figura 20 – Microscópio óptico Kontrol IM713 com câmera Digital Camera MDCE-5A USB 2.0 acoplada.	46
Figura 21 – Máquina de ensaios EMIC DL 30 kN do Laboratório de Ensaios Mecânicos do CEFET-MG Unidade de Timóteo.	47
Figura 22 – Durômetro Rockwell IGV, modelo RM-401-A do Laboratório de Tratamentos Térmicos do CEFET-MG.	48

Figura 23 – Espectrômetro de Emissão Óptica, marca Spectro, modelo Spectrolab.	49
Figura 24 – MEV, marca Shimadzu, modelo Superscan SSX-550 do laboratório de caracterização de materiais do CEFET-MG.	50
Figura 25 – Curva de análise térmica esquemática na região de formação do eutético para amostra de referência.	53
Figura 26 – Gráfico Tensão Convencional (σ) X Deformação Convencional (ϵ).	55
Figura 27 – Gráfico comparativo dos parâmetros mecânicos para adição de 0,30% de SiC + Ino.	57
Figura 28 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra na condição 1 (0,30 % de SiC + Inoculante).	58
Figura 29 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO e MEV para a amostra na condição 2.	59
Figura 30 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra na condição 3.	60
Figura 31 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO e do MEV para a amostra na condição 4.	60
Figura 32 – Gráfico comparativo dos parâmetros mecânicos para adição de 0,20% de SiC + Ino.	61
Figura 33 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para as amostras sem inoculação.	62
Figura 34 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra da condição 5.	62
Figura 35 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra da condição 6 à temperatura de vazamento de 1500 °C.	63
Figura 36 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO e do MEV para a amostra da condição 6 à temperatura de vazamento de 1400 °C.	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Diferentes tipos de ferros fundidos e suas características estruturais.....	20
Tabela 2 – Faixas granulométricas das amostras de carbetto de silício	36
Tabela 3 – Quantidade de cada faixa granulométrica da amostra C a ser incorporada na Fusão 3.	38
Tabela 4 – Identificação e condição de preparação das amostras de ferro fundido	42
Tabela 5 – Teores de carbetto de silício (SiC) e inoculante (Ino) adicionados nas amostras de ferro fundido como pré-inoculante e inoculante, respectivamente.....	51
Tabela 6 – Composição química das amostras de ferro fundido.....	52
Tabela 7 – Parâmetros obtidos por meio da análise térmica.	54
Tabela 8 – Valores de LRT e HRC das amostras de ferro fundido.	56

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Fe:	Ferro
C:	Carbono
Si:	Silício
Fe ₃ C:	Carboneto de Ferro ou Cementita
Fe ₃ P:	Fosfeto de Ferro
CCC:	Cúbica de Corpo Centrado
SiC:	Carbeto de Silício
CO:	Monóxido de Carbono
SENAI:	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
LAMAT:	Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais
ABNT:	Associação Brasileira de Normas Técnicas
NBR:	Norma Brasileira de Regulamentação
CEFET-MG:	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
HRC:	Dureza Rockwell C
Mn:	Manganês
P:	Fósforo
S:	Enxofre
Cr:	Cromo
Mo:	Molibdênio
Ni:	Níquel
Al:	Alumínio
Cu:	Cobre
Nb:	Nióbio
Ti:	Titânio
V:	Vanádio
W:	Tungstênio
Pb:	Chumbo
Mg:	Magnésio
Sb:	Antimônio
Zn:	Zinco

LISTA DE SÍMBOLOS

°C:	graus Celsius
kg:	quilogramas
g:	gramas
mm:	milímetros
µm:	micrômetros
F:	Força
N:	Newton
MPa:	mega Pascal
mm ² :	milímetros quadrados

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
2 OBJETIVOS	17
2.1 Objetivo Geral.....	17
2.2 Objetivos Específicos	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 Ferros Fundidos	18
3.1.1 <i>Ferro Fundido Cinzento</i>	21
3.1.2 <i>Ferro Fundido Branco</i>	23
3.1.3 <i>Ferro Fundido Maleável</i>	25
3.1.4 <i>Ferro Fundido Nodular</i>	25
3.1.5 <i>Ferro Fundido Vermicular</i>	26
3.2 Inoculação.....	26
3.2.1 <i>Análise Térmica</i>	28
3.2.2 <i>Super resfriamento e Recalescência</i>	29
3.3 Carbetos de Silício	31
3.3.1 <i>Processo de Produção do SiC</i>	32
3.3.2 <i>Propriedades</i>	33
3.3.3 <i>Aplicações</i>	34
4 METODOLOGIA	35
4.1 Materiais	35
4.2 Análise Térmica	42
4.3 Usinagem dos corpos de prova	43
4.4 Metalografia	45
4.5 Ensaio de Tração.....	46
4.6 Ensaio de Dureza	48
4.7 Espectrometria de Emissão Óptica	49
4.8 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	50

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	51
5.1 Composição Química.....	51
5.2 Análise Térmica	52
5.3 Parâmetros Mecânicos	55
6 CONCLUSÃO.....	65
REFERÊNCIAS	66

1 INTRODUÇÃO

No conjunto das ligas metálicas mais aplicadas nos setores da engenharia e da indústria, as do tipo ferrosas são as mais utilizadas devido ao fácil processamento do elemento Ferro (Fe), principal constituinte das mesmas, bem como sua abundância na crosta terrestre e a facilidade com que se liga a outros elementos metálicos e não metálicos.

O ferro possui uma importante propriedade denominada polimorfismo em que o material pode se apresentar em mais de uma estrutura cristalina possibilitando que as ligas metálicas ferrosas possam sofrer diversas formas de conformação e de tratamentos térmicos a fim de obter uma ampla gama de produtos com propriedades específicas para atender as condições necessárias de solicitação. Além da influência dos processos de fabricação e tratamentos térmicos nas ligas metálicas ferrosas, a composição química é outro parâmetro de extrema importância, sendo o Carbono (C) o elemento de liga base, cujo teor determinará a estrutura e conseqüentemente, as propriedades dessas ligas (CHIAVERINI, 2008).

Dentro do conjunto das ligas Fe-C, os ferros fundidos são formados pelas ligas cujo teor de carbono é maior do que 2,0 % em massa. O Silício (Si) possui elevada influência na constituição estrutural dos ferros fundidos, principalmente na decomposição da cementita (Fe_3C) em ferro e carbono, este último na forma de grafita, sendo que o teor de Si ultrapassa muitas vezes o teor de carbono (CHIAVERINI, 2008). Então, pode-se definir que:

Ferro fundido é a liga ferro-carbono-silício, de teores de carbono geralmente acima de 2,0 %, em quantidade superior à que é retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita. (CHIAVERINI, 2008, p. 494).

Dentre as diversas classes de ferros fundidos, encontra-se o ferro fundido cinzento, cuja aplicação mundial ultrapassa os 70 % em peso da produção mundial total de materiais fundidos (OLOYEDE, *et al.*, 2016), pode ser considerado como um dos materiais de fundição mais importantes. É amplamente aplicado industrialmente devido a possibilidade em se obter forma complexas, a sua flexibilidade no uso, a sua boa fluidez, ao seu baixo custo (de 20 a 40 % menor em comparação com o aço), boa usinabilidade e ao seu baixo ponto de fusão (CHIAVERINI, 2008).

Uma propriedade de grande relevância apresentada pelo ferro fundido cinzento é a sua elevada capacidade de amortecimento, justificada pela presença de um alto teor de carbono, conferindo-lhe elevada aplicabilidade na indústria automotiva. Além disso, é muito utilizado na produção

de componentes de máquinas, por exemplo discos de freio, rolamentos de engrenagens, carcaças de motores e válvulas hidráulicas.

A temperatura utilizada no processo de fundição do ferro fundido, bem como a taxa e temperatura de resfriamento são parâmetros de extrema importância na definição final das propriedades alcançadas por essas ligas que, juntamente com o inoculante, influenciará na nucleação das células eutéticas. O Fe-Si é o inoculante mais comumente utilizado devido as boas propriedades que confere ao ferro fundido, estabilizando a grafita e evitando a formação de cementita que, apesar de elevar a dureza do material, vai elevar também sua fragilidade. O processo de inoculação atuará no ferro fundido evitando a ocorrência de coquilhamento, característico do ferro fundido branco, buscando a obtenção do ferro fundido cinzento ou do nodular, sendo que no processamento deste último se faz necessária a operação de nodulização. No entanto, apesar de promover esse ganho de propriedades nos ferros fundidos, fazendo-os se assemelharem aos aços em geral, a etapa de inoculação agrega um valor elevado ao processo de fundição (EDALATI, *et al.*, 2005).

Atualmente, a instabilidade da economia e as exigências, cada vez maiores, por reduções de custos nas empresas, instigam as fundições a buscarem técnicas eficazes que aperfeiçoem o processo produtivo. Entre essas técnicas destaca-se o emprego da análise térmica de solidificação. Essa técnica consiste em um método clássico de acompanhamento da solidificação dos metais fundidos, com o intuito de analisar as transformações e reações das fases, para assim correlacionar com o processamento, composição química, microestrutura e a resistência mecânica do material (FARIA, 2015).

Com o avanço da tecnologia e de pesquisas para o desenvolvimento de novos materiais, alavancado pela busca constante de produzir materiais com qualidade cada vez mais aprimorada a custos baixos, a relevância deste trabalho está em comparar as propriedades finais do ferro fundido em que o SiC foi utilizado como pré-inoculante na tentativa de manter as propriedades semelhantes ao do ferro fundido com inoculação direta, mas com uma redução representativa nos custos de processo (VAŠKO, 2010).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar a viabilidade da utilização do carbeto de silício como pré-inoculante no processo de inoculação do ferro fundido cinzento sem que haja influência negativa nas propriedades finais do material.

2.2 Objetivos Específicos

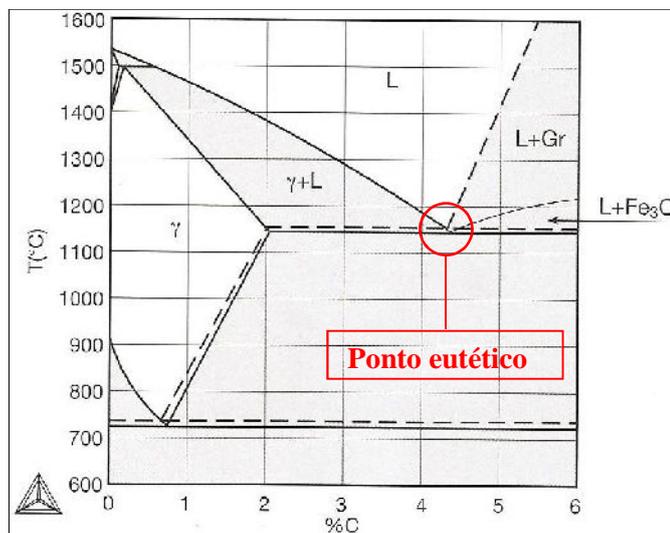
- Caracterizar as amostras de ferro fundido com diferentes teores de adição de carbeto de silício e de inoculante para avaliar a influência dessa variação de composição nas propriedades do material.
- Avaliar por meio da análise térmica, o comportamento das amostras de ferro fundido com diferentes teores de carbeto de silício e inoculante durante o processo de solidificação.
- Avaliar os teores de carbeto de silício mais vantajosas a fim de obter um material com as melhores propriedades mecânicas dentre as amostras analisadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ferros Fundidos

A classe dos Ferros Fundidos enquadra-se em ligas metálicas ferrosas cuja concentração de carbono seja superior a 2,14 %, solubilidade máxima desse elemento na austenita, sendo que grande parte dos mesmos possui entre 3,0 e 4,5 % de teor de carbono em massa (CALLISTER, 2008), bem como outros elementos de liga que possam fazer parte da sua composição. Ao analisar o diagrama de fases Ferro-Carbono, ilustrado na Figura 1, pode-se perceber que as ligas que estão entre a faixa de teor (em massa) de carbono citada acima se encontram líquidas a temperaturas entre 1153 e 1300 °C, na região eutética do Diagrama Fe-C. Com o acréscimo na concentração de carbono, a temperatura em que o líquido se solidifica se reduz, facilitando a fusão do material, o que justifica o fato dessas ligas serem obtidas principalmente pelo método da fundição (COLPAERT, 2008).

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.



Linhas tracejadas: Equilíbrio com grafita (TEE = 1153 °C).
 Linhas sólidas: Equilíbrio com cementita. (TEM = 1147 °C) Há equilíbrios que não são alterados pela presença de grafita ou cementita. Gr = grafita, γ = austenita, L = líquido.
 Fonte: COLPAERT, 2008, p. 550, adaptada.

O elevado teor de carbono que se encontra em solução sólida nos ferros fundidos, em comparação com os aços em geral, e permite que o excesso nesse teor faça com que o carbono se encontre dissolvido em diferentes fases, como cementita (Fe_3C) ou como grafita. As linhas sólidas vão representar um pseudo-equilíbrio, ou seja, a formação de cementita é metaestável, já que ela pode se decompor em ferro e grafita, cujo equilíbrio é estável e representado pelas

linhas tracejadas. Quando o teor de carbono é baixo, na comparação feita com os diferentes tipos de ferro fundido, há a tendência de formação do ferro fundido branco, cuja dureza tende a aumentar com o aumento do carbono, pois a quantidade de cementita presente na microestrutura aumentará (COLPAERT, 2008).

Os constituintes estruturais mais comuns encontrados nos ferros fundidos em geral são (CALLISTER, 2008):

- Ferrita: definida pelo carbono em solução sólida no ferro alfa, cuja estrutura cristalina é cúbica de corpo centrado (CCC).
- Cementita: definida pelo carboneto de ferro (Fe_3C), cuja estrutura cristalina é ortorrômbica e possui a propriedade de elevada dureza.
- Perlita: no diagrama Fe-C (Figura 1), ocorre logo abaixo da linha A1 (723 °C), sendo caracterizada pela transformação total da austenita em ferrita e cementita e ocorre na forma lamelar. Entretanto, quando o processo é rápido, fisicamente a separação se processa em forma de lâminas bastante finas, somente visíveis ao microscópio com elevadas ampliações.
- Ledeburita: sua ocorrência é característica dos ferros fundidos brancos e é um constituinte formado de pequenos glóbulos de perlita, sobre um fundo de cementita, conseqüentemente, apresenta elevada dureza.
- Esteadita: caracterizada por ser um constituinte de natureza eutética, compreendendo partículas de fosfeto de ferro (Fe_3P) e carboneto de ferro (Fe_3C), com baixo ponto de fusão (inferior a 982 °C). Segrega-se em áreas interdendríticas, devido a solidificação das mesmas ser a última a ocorrer. A esteadita ocorre quando a quantidade de fósforo presente é superior a 0,15 %. É um constituinte que possui elevada dureza e fragilidade.

Além da composição base de átomos de ferro e carbono, cujo teor deste último determinará a quantidade de grafita que será possível formar, a estrutura final dessa liga contém ainda átomos de silício (Si), que irão auxiliar na estabilização da grafita permitindo a ocorrência da sua precipitação na estrutura (tendência grafitizante), e sua configuração dependerá principalmente dos teores desses átomos, bem como da sua temperatura e velocidade de resfriamento aplicadas durante a moldagem (OLOYEDE, *et al.*, 2016).

O efeito da adição de silício influencia principalmente na composição de carbono do eutético, ressaltado no diagrama da Figura 1, que diminui com o aumento do teor de silício. Outro fenômeno observado é que a reação eutética (transformação de uma fase líquida em duas fases sólidas) passa a ocorrer em um intervalo de temperatura, diferentemente do que é ilustrado no

diagrama binário Fe-C, cuja temperatura é constante (CHIAVERINI, 2008). Quando não há adição de silício, ou o seu teor não é representativo, há a tendência de formar ferro fundido branco, em que o carbono estará na forma de cementita (COLPAERT, 2008).

Outros elementos químicos são possíveis de se encontrar nos ferros fundidos, mas sua influência não será tão representativa quanto os elementos já citados. O manganês (Mn) apresenta um efeito contrário ao provocado pelo silício, ou seja, estabiliza tanto a cementita quanto a perlita, sendo aplicado principalmente quando se deseja obter uma peça fundida volumosa de matriz predominantemente composta por perlita, equilibrando com o efeito grafitizante do Si. Além disso, possui efeito dessulfurante e sempre fará parte da constituição dos ferros fundidos (CHIAVERINI, 2008).

O fósforo (P) atua como um estabilizador forte do carboneto de ferro atuando na estrutura do material quando em teores mais elevados, pois forma carboneto de ferro e fosfeto de ferro característicos da steadita, cuja aparência é branca e porosa, diminuindo a resistência mecânica do material, deixando-o mais frágil (CHIAVERINI, 2008).

Como dito anteriormente, além da composição química, a velocidade de resfriamento também será um fator que vai influenciar na estrutura dos ferros fundidos e, conseqüentemente, nas suas propriedades e será abordada na subseção 3.2.

Os ferros fundidos podem ser classificados em quatro tipos, analisando o aspecto visual da fratura, mas principalmente a microestrutura do seu componente estrutural mais importante que é a grafita: cinzento, branco, maleável, nodular ou vermicular, sendo influenciados pelos teores dos elementos de liga, temperatura utilizada no processo de fundição e taxa e temperatura de resfriamento. A Tabela 1 apresenta uma visão geral sobre os tipos de ferros fundidos e suas características.

Tabela 1 – Diferentes tipos de ferros fundidos e suas características estruturais.

Nome Comercial	Fase rica em carbono	Matriz	Estrutura final obtida por
Ferro Fundido Cinzento	Grafite lamelar	P, F	Solidificação
Ferro Fundido Nodular	Grafita nodular	F, P, A	Solidificação ou tratamento térmico
Ferro Fundido Branco	Cementita	P, M	Solidificação e tratamento térmico (alívio de tensões)
Ferro Fundido Vermicular	Grafita vermicular compactada	F, P	Solidificação

(F = ferrita, P = perlita, M = martensita, A = austenita).
(COLPAERT, 2008, p. 552, adaptada).

3.1.1 Ferro Fundido Cinzento

Ferros fundidos cinzentos são ligas metálicas ferrosas que apresentam elevado teor de carbono, entre 2,5 a 4,0 % em massa, que estará presente como grafita em formato de flocos. O teor de silício nessa liga varia entre 1,0 e 3,0 % (em massa) (CALLISTER, 2008). Para um resfriamento moderado, a capacidade de difusão dos átomos de carbono é facilitada, permitindo sua agregação em flocos de grafita em uma matriz ferrítica (), configurando sua microestrutura. No entanto, para um resfriamento moderado a rápido, essa difusão será dificultada, o que fará com que os flocos de grafita estejam em uma matriz perlítica (OLOYEDE, *et al.*, 2016).

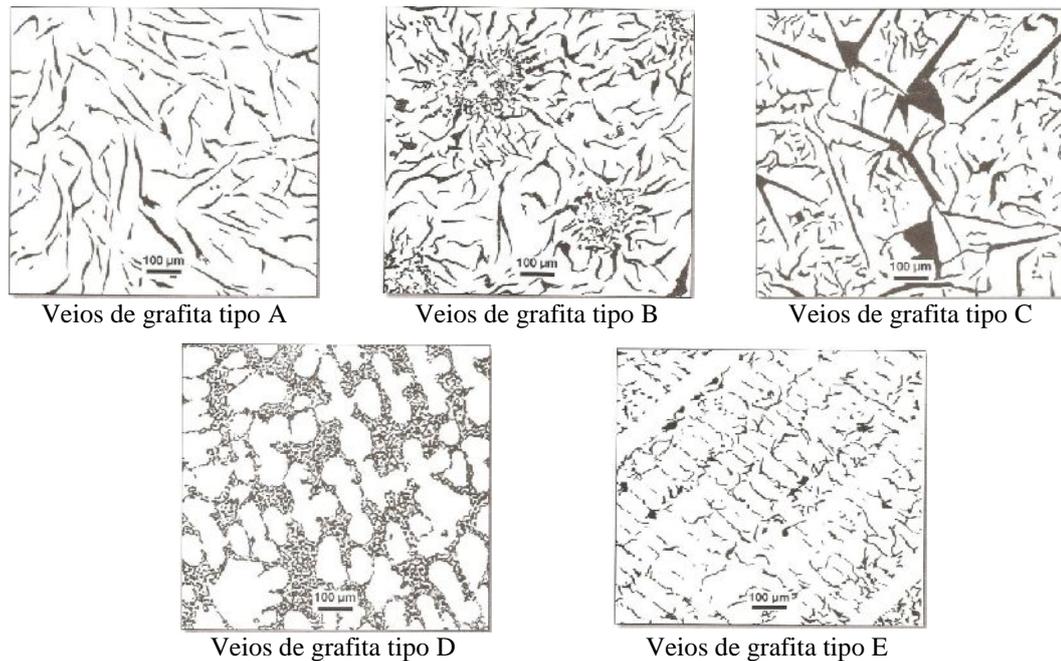
Sua capacidade em apresentar boa fluidez em temperaturas relativamente mais baixas do que o aço, permite sua alta aplicabilidade em fundição, podendo produzir peças de geometrias complexas que muitas vezes se tornam inviáveis em outros processos de conformação. Comercialmente, o fator mais importante para sua ampla aplicação industrial é seu baixo custo (comparativamente de 20 a 40 % menor do que o aço). Apresenta ainda resistência relativamente elevada à corrosão, bem como de uma alta capacidade de amortecimento, devido ao seu alto teor de carbono, o que lhe confere uma vantagem na fabricação de peças automotivas, tais como discos de trava de freio e carcaças de motores, além de rolamentos de engrenagens e bases de máquinas (OLOYEDE, *et al.*, 2016; EDALATI, *et al.*, 2005).

A origem do nome dessa classe deve-se à coloração da superfície quando o material é fraturado, cinza escura e opaca devido à presença de grafita. A configuração dos flocos de grafita apresenta extremidades afiadas e pontiagudas que se caracterizam como pontos concentradores de tensões quando algum esforço mecânico é aplicado, justificando sua resistência relativamente baixa à tração (OLOYEDE, *et al.*, 2016).

A grafita, bem como sua fração volumétrica, forma, tamanho e distribuição influenciarão diretamente nas propriedades, sejam elas mecânicas, térmicas, elétricas, entre outras, dos ferros fundidos cinzentos devido ao fato dos veios de grafita constituírem uma solução de continuidade na estrutura ou matriz básica do material diminuindo a uniformidade ou continuidade dessa matriz (CHIAVERINI, 2008).

Segundo a ISO 945-1 (2008), a grafita lamelar do ferro fundido cinzento é classificada em cinco tipos ilustrados na Figura 2.

Figura 2 – Forma e distribuição dos veios de grafita.



Fonte: COLPAERT, 2008, adaptada.

A grafita lamelar do tipo A apresenta veios irregulares com orientação aleatória, encurvados e algumas vezes bifurcados. A do tipo B apresenta veios com disposição radial em torno de núcleos, formando uma roseta, com aspecto eutético. A grafita do tipo C apresenta veios grandes e quase retos com veios pequenos intercalados entre eles, de forma desigual e irregular. A do tipo D apresenta veios pequenos e curtos no espaço interdendrítico de forma desorientada, com morfologia do eutético. A do tipo E apresenta veios orientados segundo o espaço interdendrítico. (COLPAERT, 2008, adaptado).

O ferro fundido cuja morfologia da grafita se apresenta como flocos, apresenta boa resistência à fadiga térmica, baixa produção de ruído quando friccionado e propriedades de antivibração com excelente resistência ao desgaste. Há uma demanda por materiais em placa de pressão utilizadas em discos de freios com maior capacidade de tolerar tais condições rigorosas para evitar falhas frequentes, manutenção e custos de garantia. O ferro fundido cinzento é um material de custo baixo com redes de flocos de grafite, que possui uma boa condutividade térmica, juntamente com propriedades de resistência mecânica e de desgaste favoráveis, tornando-o adequado para uso em aplicações de placa de pressão. O ferro fundido cinzento convencional atualmente utilizado na produção dessas placas precisa ser modificado por meio da adição de elementos de liga direcionada principalmente a melhorar a resistência ao desgaste e distorção térmica, que são dois requisitos típicos de placas de pressão. A adição de silício aumenta a grafitização potencial em ferros fundidos (VADIRAJ, BALACHANDRAN, KAMARAJ, 2009).

3.1.2 Ferro Fundido Branco

Os ferros fundidos brancos são amplamente utilizados em aplicações onde é necessária a alta resistência ao desgaste, como no setor de mineração e tratamentos de minerais, nos processos de moagem e indústrias de cimento, como revestimento ou como bolas para moinhos de bola, rodas de vagões, entre outros (CHIAVERINI, 2008; SILVA, 2007). Um dos principais elementos de liga encontrado nesse ferro fundido é o cromo (Cr) que, em teores entre 1 a 4 %, aumentará a dureza e resistência ao desgaste do material, devido a sua capacidade em estabilizar a cementita e impedir a formação de grafita. Dessa maneira, a fratura de um ferro fundido branco apresenta uma superfície clara devido à ausência de grafita que influenciará também na usinabilidade, diminuindo-a e tornando-a muito complexa mesmo com o uso das melhores ferramentas de corte. Suas propriedades, devido a altas quantidades de cementita, são a elevada dureza e resistência ao desgaste (ÇOL, 2016; SILVA, 2007).

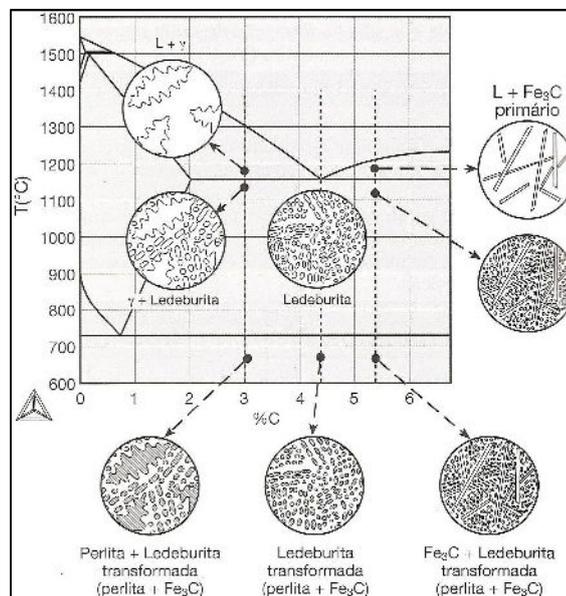
Sabe-se que a resistência ao desgaste não se relaciona apenas com a microestrutura da matriz, mas também depende do tipo de carboneto e das características deste, como tamanho, morfologia, distribuição e orientação. A resistência ao desgaste pode ser aumentada, elevando o teor de carboneto eutético na liga, mas esta situação causa uma diminuição na resistência à fratura. Tenacidade e resistência à tração são problemas envolvidos no desenvolvimento do ferro fundido branco avançado. Uma das maneiras para melhorar a dureza dessas ligas, bem como sua resistência ao desgaste é transformar os carbonetos eutéticos na estrutura de carbonetos finos e mais globulares. Adições de alguns elementos de liga que segregam para a interfase matriz/carboneto, tais como silício e boro, também têm sido utilizadas para modificar a estrutura eutética de carboneto (ÇOL, 2016).

Com o objetivo de aproximar ao máximo possível o comportamento dos ferros fundidos ao dos aços, em geral melhorando as propriedades mecânicas do material, faz-se necessário impedir que um dos fenômenos, denominado coquilhamento ou coquilha, que ocorrem em ferros fundidos brancos, ocorra. Tal fenômeno é descrito quando, ao derramar o metal líquido nos moldes metálicos, o metal vai resfriar em condições tais ou com velocidade específica que praticamente toda grafitação é eliminada e o carbono fica retido na forma combinada de cementita. A temperatura de vazamento e temperatura do molde são os principais parâmetros que exercem influência sobre o controle da ocorrência ou não do processo de coquilhamento (POPESCU; ZAVADIL; SAHOO, 2009).

A solidificação usualmente se dá da parede do molde para o seu interior, à medida que o calor é retirado do sistema através dessa parede. Consequentemente, os constituintes da microestrutura do sólido formado são, de modo geral, formados de maneira heterogênea e vão depender do tempo em que ocorre o resfriamento. Cada constituinte é formado primeiramente pelo resfriamento de algumas camadas, sendo que o líquido remanescente entre elas se solidifica posteriormente. Estas camadas externas formam estruturas denominada de dendritas, cujo crescimento se dá durante a solidificação dos materiais metálicos que se cristalizam no resfriamento. Frequentemente no caso de metais, as dendritas são delineadas por um ataque químico, pois sua composição química varia da parte interna para a externa. Este gradiente de composição entre o primeiro e o último material a se solidificar é denominado segregação dendrítica e, normalmente, é considerado indesejável. Tais gradientes podem ser eliminados pela homogenização da peça segregada, isto é, pelo seu aquecimento a uma temperatura elevada, até que a composição se torne uniforme em todo o material (CABEZAS, 2005).

Podem apresentar uma composição hipo ou hipereutética e, geralmente, quando apresentam elevados teores de cromo, os ferros fundidos brancos são austenitizados em uma faixa de temperatura entre 800 e 1100 °C (Figura 3).

Figura 3 – Diagrama ferro-carbono metaestável.



A evolução microestrutural do ferro fundido branco: hipoeutético (3 % C), eutético (4,3 % C) e hipereutético (5,4 % C) é apresentada de forma simplificada, neste sistema binário. (Ferros brancos hipereutéticos podem não solidificar com cementita pró-eutética). Fonte: COLPAERT, 2008, p. 560.

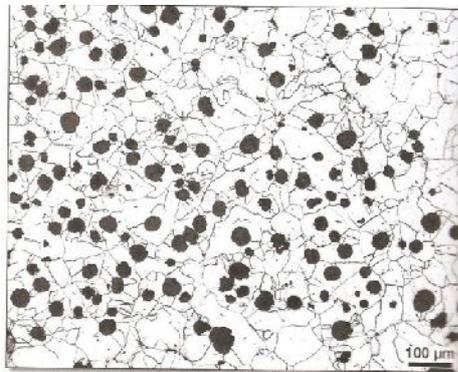
3.1.3 Ferro Fundido Maleável

O ferro fundido maleável constitui-se em um tipo de ferro fundido branco, que após passar por um tratamento térmico de maleabilização, em que a cementita se decompõe em grafita e austenita, vai adquirir certa maleabilidade. Dessa maneira, a liga vai adquirir ductilidade e tenacidade, características que, aliadas a bons níveis de resistência à tração, dureza, resistência à fadiga, resistência ao desgaste e usinabilidade, permitem importantes aplicações industriais. Dentre elas, o ferro fundido maleável pode ser aplicado em conexões para tubulações hidráulicas, conexões para linhas de transmissão elétrica, suportes de mola, caixas de direção e de diferencial, pedais de embreagem e freio, entre outras (SANTOS, BRANCO, 1991; SILVA, 2007).

3.1.4 Ferro Fundido Nodular

Com a finalidade em se obter o ferro fundido nodular, também chamado de ferro fundido dúctil, é feita uma adição de magnésio e/ou cério (em torno de 0,05 % em massa) na liga, resultando em uma estrutura particular em que a grafita apresenta um formato esférico ou em nódulos (Figura 4), de onde seu nome é originado (CALLISTER, 2008). Sua microestrutura típica consiste nas partículas de grafita dispersas em uma matriz de perlita, podendo ainda apresentar uma matriz ferrítica quando a peça passar por um tratamento térmico de recozimento, em que ela é aquecida a 900 °C, resfriada até 700 °C, em uma hora, seguido de resfriamento até 650 °C, a uma razão de 3 °C por hora.

Figura 4 – Ferro fundido nodular de matriz ferrítica.



Ataque: Nital.

Fonte: COLPAERT, 2008.

Comparativamente ao ferro fundido cinzento, o nodular apresenta parâmetros mais elevados de resistência mecânica (variando entre 380 a 480 MPa) e maior ductilidade (medida como alongamento percentual, variando entre 10 a 20 %), se assemelhando aos aços, principalmente quando sua matriz for ferrítica (CALLISTER, 2008).

3.1.5 Ferro Fundido Vermicular

O ferro fundido vermicular, também chamado de ferro fundido semi-dúctil, gera produtos intermediários entre os ferros fundidos cinzento e nodular, apresentando resistência mecânica maior, ductilidade relativamente maior e melhor acabamento por usinagem do que o ferro fundido cinzento, enquanto que comparado ao ferro fundido nodular apresenta maior capacidade de amortecimento e de condutibilidade térmica. Isso se deve à forma da grafita vermicular compacta, cuja microestrutura será mais arredondada e mais grosseira, comparada às grafitas lamelar e nodular (CHIAVERINI, 2008).

Pode ser aplicado preferencialmente como matéria prima na produção de rotores de freios de discos, cabeçotes de motor a diesel, cárteres, caixas de engrenagens, suporte de mancais, rodas dentadas, entre outras, ou seja, em aplicações em que a resistência mecânica exigida seja maior que a alcançada pelo ferro fundido cinzento e em que a aplicação do ferro fundido nodular se torne inviável por não apresentar características favoráveis à sua fundição e baixa condutibilidade térmica (COLPAERT, 2008).

3.2 Inoculação

Como foi descrito nas seções anteriores, os diferentes tipos de ferro fundido são classificados de acordo com sua microestrutura que influenciará diretamente nas propriedades finais do material. A microestrutura característica de cada tipo de ferro fundido é definida principalmente pela grafitização, ou seja, pelo modo, pela distribuição e pela dimensão dos veios de grafita que por sua vez é influenciada principalmente pela composição química, pela velocidade de resfriamento e pelo processo de inoculação (CHIAVERINI, 2008).

O ferro fundido cinzento é inoculado com o objetivo de promover a nucleação da grafita lamelar e para obter uma estrutura eutética estável, que é livre de carbonetos ou de ledeburitas. Por meio da utilização de inoculação, o sub-arrefecimento e recalescência no ponto eutético são

reduzidos e, assim, há uma diminuição da presença de carbonetos livres. Estes carbonetos livres devem ser evitados a fim de impedir que causem a diminuição da usinabilidade do ferro fundido (RIPOSAN, *et al.*, 2013).

A inoculação é o processo que consiste na adição de pequenas quantidades de uma liga metálica comumente denominada de inoculante que possui a capacidade de evitar a formação de carbonetos na estrutura, influenciando no aumento de núcleos disponíveis para a formação de grafitas (função grafitizante). A incorporação do inoculante deve ser feita enquanto o material se apresentar no seu estado líquido, podendo ocorrer diretamente no Forno Cubilot, ou na “panela” de fundição, em que o inoculante é depositado no fundo, ou pouco antes do vazamento do metal, ou no molde em que o inoculante, em forma de pó ou pastilha, é colocado em pontos específicos do canal de alimentação, ou no fluxo/jato de metal líquido no momento da sua transferência para o molde (SANTOS, 1991; CHIAVERINI, 2008).

A inoculação afeta a morfologia da grafita eutética e, portanto, a condutividade térmica e as propriedades mecânicas do ferro fundido. O tipo ideal de grafita a ser formada deve ser o tipo A (Figura 2), caracterizado por possuir flocos de grafite curtos, orientados aleatoriamente e distribuídos uniformemente, resultados a partir de um grau inferior de sub-arrefecimento, devido a um tratamento de inoculação suficiente. Com sub-arrefecimento moderado, a grafita aparece como uma roseta com grafite fina no centro da célula eutética rodeado por flocos de grafita mais grosseira (tipo B). Ao sofrer um maior arrefecimento, a grafita do tipo D é precipitada aleatoriamente em regiões interdendríticas (CHISAMERA, *et al.*, 2009).

A inoculação refina micro-inclusões de grafita lamelar que já possam existir no meio quando o teor de enxofre estiver elevado. O sucesso do tratamento de fusão depende da composição química do agente de inoculação, da quantidade de agente adicionado e do momento em que o agente é adicionado em relação ao tempo de processamento da massa fundida. O tratamento com agentes de Fe-Si contendo cálcio (Ca) e bário (Ba) diminui o sub-arrefecimento eutético e assim a quantidade de austenita primária na forma de dendritas e também os comprimentos dendríticos no ferro fundido cinzento (RIPOSAN, *et al.*, 2010; CHISAMERA *et al.*, 2011).

Quanto à influência da quantidade do agente adicionada à massa fundida, um tratamento de inoculação em excesso conduz a formas de grafite irregular, defeitos de escória e micro contrações. Além disso, o excesso de inoculação aumenta excessivamente o custo de produção (HUERTA, E.; POPOVSKI, V., 2005).

3.2.1 Análise Térmica

A análise térmica envolvendo termopares imerso no metal fundido é conveniente para se obter rapidamente a informação sobre o comportamento de solidificação, mas os métodos de análise térmica clássicos, tais como a análise térmica Newtoniana e a análise de Fourier térmica diferem-se devido ao número de termopares usados (SILVA, 2007).

O mais importante é a chamada inoculação que consiste na adição de uma liga metálica no metal enquanto ele se apresentar no estado líquido, quer no próprio forno ou na panela de fundição, pouco antes do vazamento do metal ou no jorro do metal líquido quando da passagem do forno para a panela de vazamento. Essa prática provoca o aparecimento de núcleos de metal não dissolvido ou precipitado, que atuam como substratos nucleantes. O efeito implica em um decréscimo da tendência de formação de ferro fundido branco, ou seja, numa tendência à grafitação, sem consequência na estabilidade da perlita. Além disso, fica favorecida a formação de veios menores de grafita, com distribuição mais uniforme. (SILVA, 2007).

A solidificação de ferros fundidos consiste na nucleação, aumento no surgimento de fases diferentes, tais como: austenita, grafita e cementita. Para os ferros fundidos hipoeutéticos inicia-se geralmente com a formação dendrítica de austenita, quando ele passa por super-arrefecimento em relação à temperatura do líquido da liga considerada. Com o aumento da velocidade de arrefecimento, por exemplo, através da utilização de moldes permanentes ou com a adição de elementos de liga, os carbonetos se estabilizam, dando origem ao ferro fundido branco em detrimento de ferro fundido cinzento que é termodinamicamente mais estável (CABEZAS, 2005).

A formação de grafita verifica-se em regiões preferenciais do banho metálico, justificando a ocorrência de uma nucleação heterogênea que depende de efeitos externos. A temperatura mais elevada do eutético estável, constituído por austenita e grafita, se comparada a do eutético metaestável, constituído por austenita e cementita e, conseqüentemente, a nucleação da grafita pode ocorrer antes da nucleação da cementita (ou outros carbonetos). A solidificação deveria iniciar pelo eutético estável, cujos parâmetros de influência consistem na composição química, velocidade de extração de calor pelo molde e grau de nucleação do banho (CABEZAS, 2005).

Com pequeno número de centros efetivos de nucleação da grafita, aumenta-se a distância onde o carbono terá que se difundir para alcançar esses centros, podendo-se ter super resfriamento que dê origem a carbonetos eutéticos. A velocidade elevada de extração de calor pelo molde

não permite que se tenha tempo suficiente para permitir a difusão de carbono nos centros de nucleação, podendo-se atingir a temperatura do eutético metaestável o que acarretará a nucleação de carbonetos. O número de centros efetivos de nucleação para formação da grafita definem a solidificação segundo sistema estável e/ou metaestável (SILVA, 2007).

A análise térmica evoluiu significativamente desde a sua criação. Com computadores de alta velocidade, leituras de termopares com maior precisão, e bons procedimentos matemáticos, sendo possível medir as variações de energia de diferentes fases e estruturas e interpretá-las quimicamente ou pela microestrutura. A vantagem é ter informação de qualidade elevada nas indústrias de fundição, de modo a obter em poucos minutos de amostragem e reduzir o tempo de retorno do laboratório para apenas alguns minutos (RIPOSAN *et al.*, 2013).

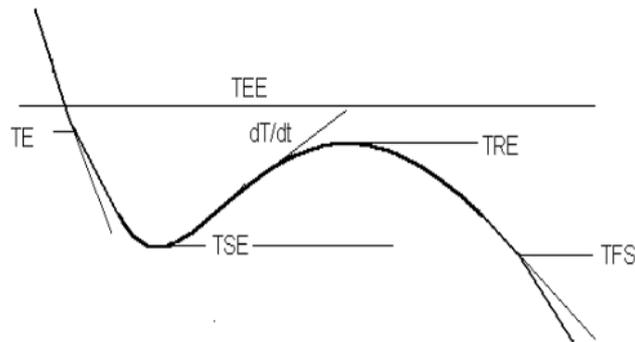
3.2.2 Super resfriamento e Recalescência

Por meio das curvas obtidas pela análise térmica, é possível caracterizar a variação térmica entre o calor que é retirado pelo molde e o calor gerado pelas transformações de fase da amostra durante o processo de solidificação. Assim, durante as transformações de fase, como as que ocorrem devido à solidificação, a geração de calor da amostra tende a equilibrar a extração de calor pelo molde marcando a curva de análise térmica com alterações da inclinação normal da curva, na formação de patamares e, ocasionalmente, podendo apresentar aquecimentos localizados que são denominados de recalescência (CABEZAS, 2005).

Em ferros fundidos, cuja a composição seja hipoeutética, seu primeiro patamar irá corresponder à formação de dendritas de austenita, enquanto que em composições hipereutéticas, o primeiro patamar ou a inflexão irão corresponder à precipitação de grafita primária. O segundo patamar irá corresponder à formação do eutético austenita e grafita. Por meio de uma análise detalhada da forma e da posição destes patamares, é possível determinar as condições de solidificação da amostra, bem como o tipo de grafita formada. Em temperaturas abaixo da termodinamicamente prevista, é possível observar a temperatura real de nucleação do eutético (TE) pela alteração da inclinação da curva de análise térmica (FUOCO, *et al.*, 2000).

A temperatura (TE) é indicada pela mudança de inclinação da curva de análise térmica, como é mostrado na Figura 5.

Figura 5 – Curva de análise térmica esquemática na região de formação do eutético, apresentando os parâmetros a serem analisados.



Fonte: FUOCO, *et al.*, 2000.

No momento em que solidificação da amostra acontece, dá-se início ao crescimento dos núcleos que passam a liberar calor latente de transformação até o ponto em que essa liberação se iguala à extração de calor do molde. A temperatura de super resfriamento (TSE) do eutético é caracterizada pela ocorrência deste fenômeno. Este ponto é marcado na curva de análise térmica como um patamar horizontal equivalente ao ponto de mínimo. Devido ao atraso da solidificação em relação às temperaturas de equilíbrio termodinâmico, o crescimento das células eutéticas se acelera, liberando calor latente de transformação a uma velocidade maior do que a capacidade de extração de calor do molde, podendo ser observada a ocorrência de recalescência. Consequentemente, a curva de análise térmica indicará um aumento na temperatura com o passar do tempo (FUOCO, *et al.* 2000).

Com a continuação da solidificação, as células eutéticas começam a se colidir de forma que a sua taxa de crescimento irá diminuir, reduzindo a liberação do calor latente de transformação. Inicialmente a extração de calor do molde se iguala à liberação do calor latente de transformação, formando um ponto de máximo ou patamar de temperatura. A temperatura máxima que este patamar atinge é chamada de temperatura de recalescência do eutético (TRE) que tende a se aproximar da temperatura do eutético estável (TEE) (CABEZAS, 2005; FUOCO, *et al.* 2000).

A temperatura do eutético estável (TEE) (austenita e grafita) em ferros fundidos comerciais sofre grande influência do teor de silício e pode ser estimada pela Equação 1 (DURAN, 1985):

$$TEE = 1171 - 30 * \left[1 + \%P - \left(\frac{\%Si}{4} \right) \right] \text{ (em } ^\circ\text{C)} \quad (1)$$

Com a diminuição da taxa de crescimento das células eutéticas, a taxa de extração de calor se torna maior que a liberação de calor e a curva volta a ser decrescente com o tempo até a

solidificação completa do material. O ponto de inflexão que ocorre durante a descida indica a temperatura de final de solidificação (TFS) (FUOCO, *et al.*, 2000).

Alguns parâmetros da curva importantes na avaliação do potencial de nucleação de um banho de ferro fundido podem ser calculados a partir das temperaturas observadas por meio das Equações 2, 3 e 4 (FUOCO, *et al.*, 2000):

- Super resfriamento na nucleação (SN), medido por: $SN = TEE - TSE$ (2)

- Super resfriamento no crescimento (SC), medido por: $SC = TEE - TRE$ (3)

- Recalescência (ΔT), medida por: $\Delta T = TRE - TSE$ (4)

3.3 Carbeto de Silício

O carbeto de silício (SiC) é um composto que contém 70 % de silício (em massa) e 30 % de carbono. É produzido comercialmente pela redução de areia de sílica com carbono, sob a forma de coque de petróleo, em fornos cilíndricos de resistência elétrica fabricada com grafita. O SiC é tido como um dos compostos inorgânicos mais complexos, bem como seu comportamento e propriedades que justificam sua ampla aplicação em indústrias metalúrgicas, de refratários e de abrasivos (EDALATI *et al.*, 2005).

Inicialmente, o SiC era utilizado principalmente na produção de materiais refratários e na indústria de ferramentas especializadas em esmerilhamento. Após o fim da Segunda Guerra Mundial, com o avanço nas pesquisas científicas e o desenvolvimento de novos materiais, sua aplicação não se restringiu apenas nas áreas clássicas de ferramentas de corte, refratários e indústria elétrica, bem como passou a ser utilizado em semicondutores, materiais combustíveis e para trocas de calor em aplicações nucleares. O carbeto de silício é utilizado recentemente para produzir agentes protetores de superfícies, como catalizadores e em isolantes térmicos. Tanto em coberturas retardantes de chamas quanto em camadas protetoras de uso aeroespacial, preferencialmente camadas mais finas de SiC, se comparadas a camadas de resina sintética, apresentam-se com alto valor de resistência ao calor (LIMA, 2011).

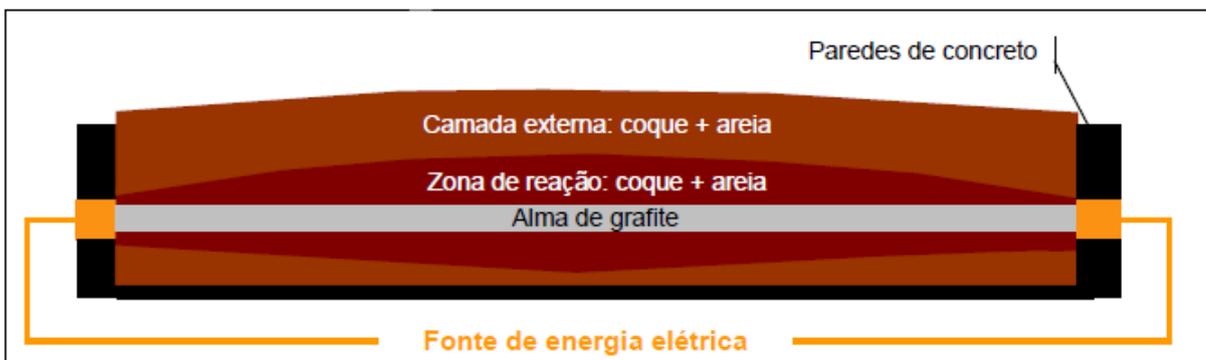
Segundo Lima (2011 apud GMELIN, 1986), o carbeto de silício pode ser ainda encontrado na forma de minério, recebendo o nome de Moissanita, devido a sua descoberta ter sido realizada pelo químico Henrin Moissan entre 1904 e 1905, que detectou a presença do SiC na forma

hexagonal, de coloração verde, associado ao diamante, ao grafite e ao carbono metalúrgico, em um meteorito descoberto no Canon Diablo, no estado do Arizona nos Estados Unidos. Em 1891, ao realizar testes, juntamente com Despretz, para a obtenção de diamante, Acheson desenvolveu o sistema de produção de SiC que pode ser aplicado em larga escala aplicável industrialmente.

3.3.1 Processo de Produção do SiC

A produção do carbeto de silício em escala industrial é realizada em um forno elétrico aberto, cujo nome – Processo Acheson – é oriundo do físico Edward Goodrich Acheson que descobriu como produzir sinteticamente o SiC. Uma resistência de grafite permite a condução da corrente elétrica ocorrer através dela, convertendo a energia elétrica em térmica e transferindo o calor para a mistura de composição estequiométrica definida. Composta por areia (fonte de silício) e coque de petróleo (fonte de carbono) que se encontram distribuídas no entorno deste condutor, perpassando a um ângulo de 360°, levando a formação cilíndrica característica desse tipo de forno (LIMA, 2011), esta mesma mistura é utilizada como cobertura e isolamento térmico do forno. A Figura 6 representa um desenho esquemático das camadas que compõem o forno.

Figura 6 – Desenho esquemático do Forno Acheson



Fonte: LIMA, 2011.

A reação de formação do SiC é composta por duas fases que ocorrem ao mesmo tempo, mas em regiões diferentes do forno, em que, na primeira, a temperatura deve estar em torno de 1700 °C, e vai gerar tanto a fase do β -SiC (com estrutura cristalina cúbica) quanto a liberação de monóxido de carbono (CO). À medida que a temperatura aumenta para valores superiores a 2100 °C, ocorre a segunda etapa, onde o β -SiC sofre transformação de fase (recristalização) para o α -SiC (com estrutura cristalina predominante hexagonal) (LIMA, 2011).

A Equação 5 descreve a reação estequiométrica geral de formação do carbetto de silício que ocorre no forno Acheson entre a sílica (SiO_2) oriunda da areia (quartzo) e o carbono (C) obtido por meio do coque de petróleo como principais matérias primas para o processo:



Um cilindro contendo de 80 a 100 % de SiC, cujo teor é mais elevado no centro, diminuindo em direção à camada externa é obtido durante o processo. A parte externa do bloco composta de um material semicristalino denominado de metalúrgico, é comumente aplicado em metalurgia devido a sua fácil dissociação exotérmica em aços líquidos e ferros fundidos, que vai liberar carbono e silício de elevada reatividade. Em fundições e fabricação de aços, o SiC metalúrgico pode tanto ser utilizado na forma de grãos soltos ou briquetado, podendo atuar como: agente pré-inoculante, agente desoxidante, agente formador de escórias, agente responsável pelo aumento da resistência mecânica do aço, com melhoria na usinabilidade ou agente responsável pela elevação da temperatura do metal tratado, aumentando sua fluidez e plasticidade.

3.3.2 Propriedades

O carbetto de silício é obtido com uma dureza elevada de aproximadamente 9,5 na escala Mohs, ficando abaixo apenas do diamante, cuja dureza é 10 e do carboneto de boro, 9,9. Esta dureza, associada ao coeficiente de fricção e resistência a abrasão fazem com que o SiC seja o constituinte predominante nos produtos utilizados para retificação de metais e componentes cerâmicos (LINDSTAD, 2002).

Sua degradação terá início apenas em temperaturas superiores a 2600 °C. O fato de suas propriedades mecânicas serem mantidas em altas temperaturas associado com sua boa condutividade térmica e elétrica, elevada resistência ao choque térmico, não apresentando quebras, trincas ou defeitos com mudanças bruscas de temperatura, sua alta resistência a abrasão e a habilidade do SiC de se proteger contra oxidação em altas temperaturas (devido a formação de SiO_2 na superfície), justificam sua elevada refratariedade (LIMA, 2011).

Possui elevada resistência mecânica, mas apresenta baixa tenacidade, ou seja, baixa capacidade de absorver energia sem deformar ou fraturar.

Sua alta friabilidade, capacidade de formar novas superfícies com grande facilidade, mantendo-se sempre muito afiado, permite que o carbetto de silício seja largamente empregado na produção de materiais abrasivos, como lixas e rebolos (LIMA, 2011).

Apenas em temperaturas acima de 1000 °C, o SiC sofrerá oxidação formando sílica (SiO₂), no entanto, sua estabilidade química é alta pois sofre ataque por poucas substâncias e em condições especiais de temperatura e pressão (LIMA, 2011).

3.3.3 Aplicações

Graças às propriedades citadas, o carbetto de silício se tornou um dos materiais mais nobres e cada vez mais utilizado na indústria moderna. Dentre as suas aplicações se destacam: refratário para carro torpedo para siderurgia, canais de corrida, tijolos refratários, mobília de forno, trocadores de calor, concreto para siderurgia, incineradores, bicos queimadores, revestimentos de aeronaves espaciais, coletes de defesa pessoal e a prova de bala, rebolos, lixas em geral, discos de corte, para-raios de subestação, material semicondutor, entre outras.

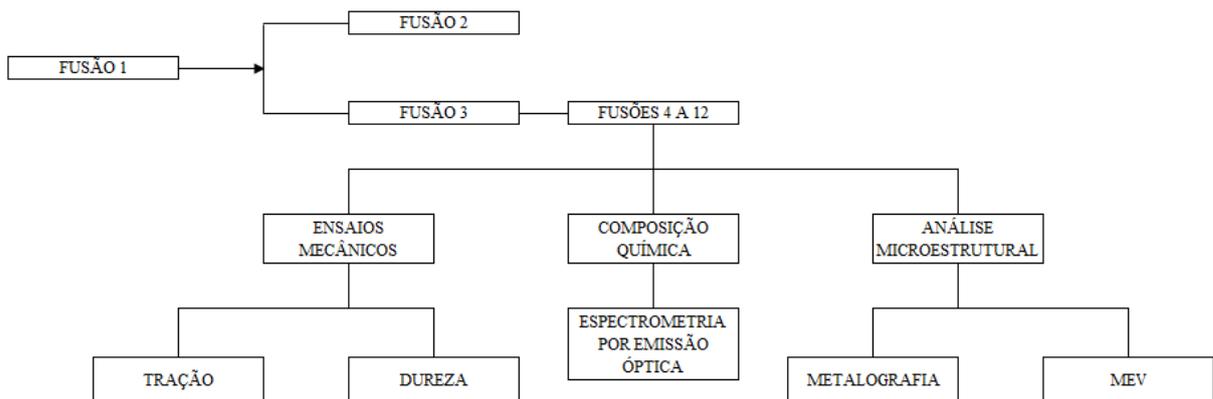
A camada exterior do produto obtido no forno Acheson, contendo aproximadamente 90 % de SiC é conhecido como o carbetto de silício metalúrgico e pode ser usado como um aditivo de liga para a introdução de silício e de carbono em ferro fundido cinzento e ferro fundido dúctil, devido a sua combinação química apresentar esses dois elementos de liga principais do ferro cinzento. As vantagens da sua adição ao ferro fundido cinzento estão associadas a sua eficácia na melhoria da microestrutura (principalmente na definição do tipo e distribuição da grafita), o reforço na usinabilidade, o aprimoramento das propriedades mecânicas permitindo que o ferro fundido se assemelhe aos aços em geral e capacidade do SiC em reduzir os teores de FeO e MnO na escória, levando a um aumento da vida útil do material (EDALATI *et al.*, 2005).

A substituição do ferro silício pelo carbetto de silício é caracterizada por uma série de vantagens técnicas e elevação da qualidade do ferro cinzento. O seu comportamento como fonte de silício e desoxidante é explicado a partir das seguintes propriedades: o SiC não se funde ao atingir elevadas temperaturas, tem um baixo peso específico, resiste às atmosferas oxidantes em altas temperaturas e a sua ligação química silício-carbono. Além disso, pelos seus efeitos específicos, ou seja, inoculação como meio de liga e sua pureza. O SiC metalúrgico pode ser utilizado na metalurgia de ferro e aço, em fornos cubilot, a indução, a cadinho e a arco; na panela e no conversor a oxigênio (BENECKE, 1978).

4 METODOLOGIA

A preparação dos corpos de prova, bem como a caracterização das amostras de ferro fundido com diferentes condições de adição de carbetto de silício e inoculante a diferentes temperaturas de vazamento estão descritas no fluxograma da Figura 7 cujas etapas serão detalhadas na próxima sub seção.

Figura 7 – Fluxograma descritivo da metodologia para caracterizar as amostras de ferro fundido.



Fonte: Própria autora.

4.1 Materiais

As amostras de carbetto de silício utilizadas foram fornecidas pela Saint-Gobain Materiais Cerâmicos – Unidade Barbacena e, a fim de definir as faixas granulométricas a serem utilizadas, foram coletadas amostras de SiC retidas em cada uma das telas (em mm) seguindo a ordem: 0,075; 0,106; 0,150; 0,250; 0,500; 0,710; 1,00; 1,180; 1,40; 1,70; 2,00; 2,36; 2,80 e 3,35. Definiu-se então, três amostras, sendo cada uma com 10 g, classificadas de acordo com a faixa granulométrica, que foram introduzidas nas panelas (cada uma com 5 kg), juntamente com o ferro fundido, sendo a primeira tomada como referência, apresentadas na Tabela 2.

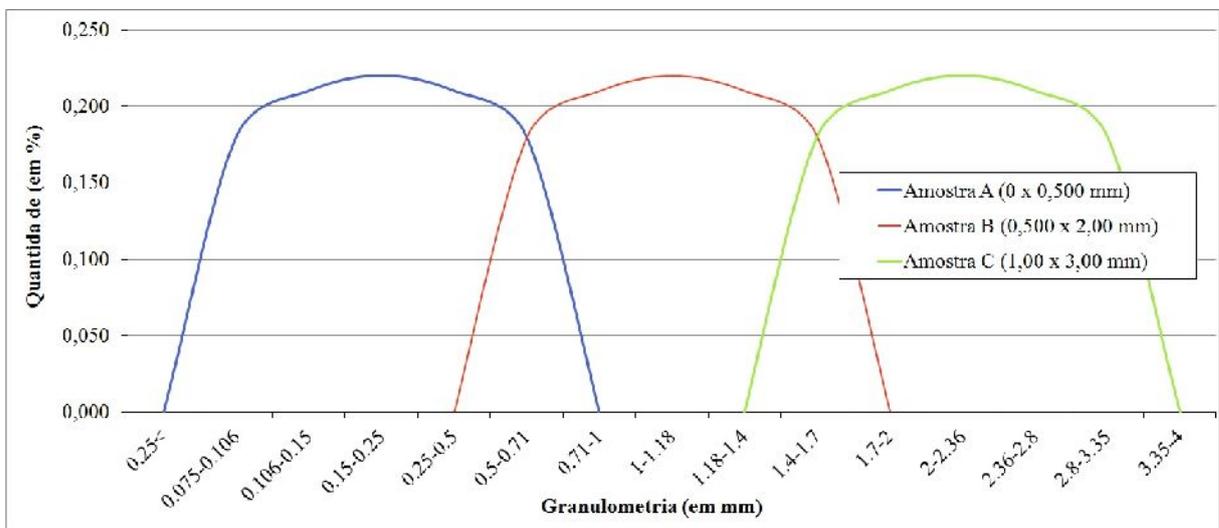
Com o objetivo de obter maior precisão granulométrica da amostra de SiC incorporada, tanto para A e B quanto para C, sendo cada uma com massa final de 10 g, foram separadas faixas limitadas pelas peneiras já descritas anteriormente indicadas na Figura 8.

Tabela 2 – Faixas granulométricas das amostras de carvão de silício

Panelas de 5 kg	Amostra	Faixa Granulométrica (em mm)
Panela 1	Referência	Sem adição
Panela 2	A	0,075 a 0,071
Panela 3	B	0,500 a 1,70
Panela 4	C	1,40 a 3,35

Fonte: Própria autora.

Figura 8 – Distribuição granulométrica das amostras A, B e C de carvão de silício.

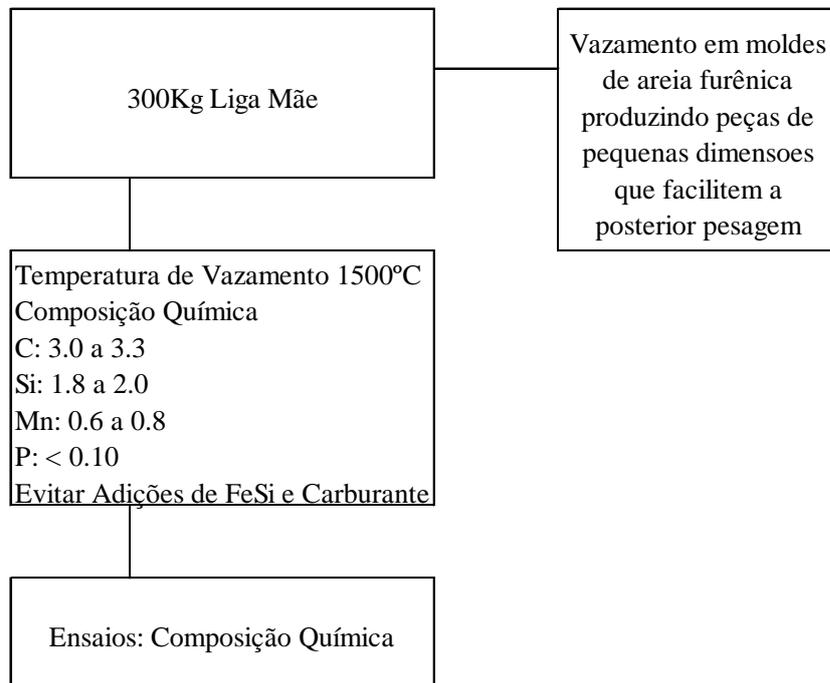


Fonte: Própria autora

A elaboração dos corpos de prova de ferro fundido cinzento com diferentes adições de SiC e inoculante foi realizada no Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (LAMAT) localizado no SENAI Itaúna CETEF e foi composto por três etapas, sendo as duas primeiras descritas nos fluxogramas das Figuras 9 e 10, respectivamente.

Figura 9 – Fluxograma descritivo da 1ª Etapa da fundição.

Fusão 1 Liga Mãe

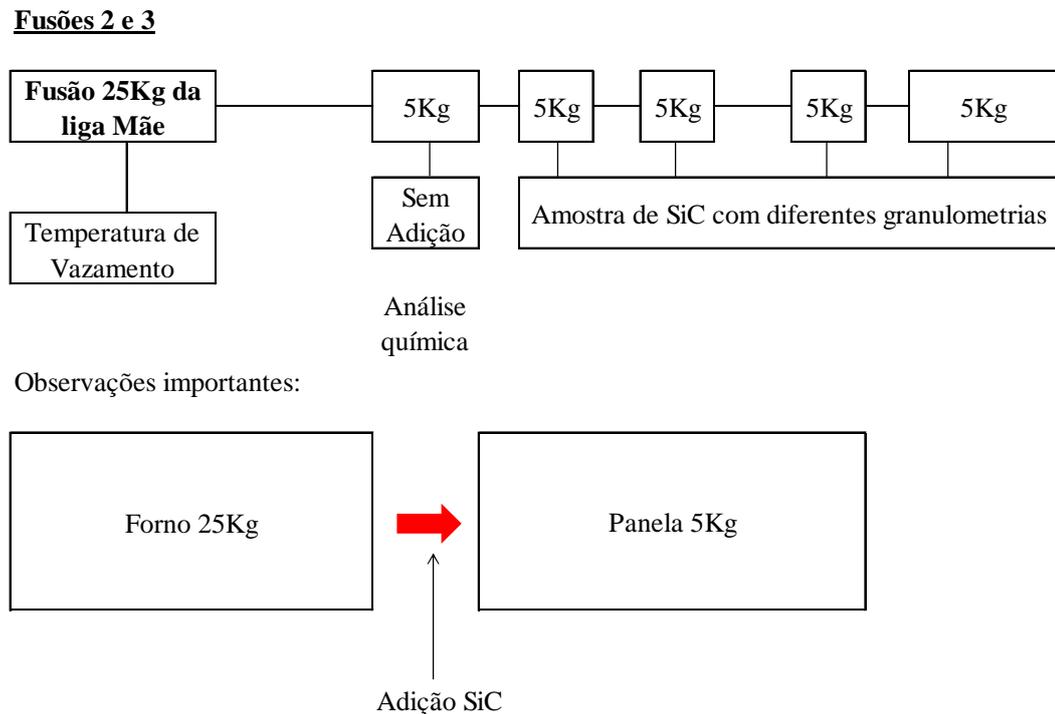


Fonte: Própria autora.

A Fusão 2 teve como objetivo definir a melhor faixa granulométrica de SiC a ser incorporado no ferro fundido no vazamento do forno a indução (capacidade de 25 kg) para cada panela de 5 kg (Figura 13 (d)), sendo que no primeiro vazamento, não foi feita adição para utilizá-lo como referência na comparação. A avaliação realizada foi subjetiva, de maneira visual, analisando qual das amostras dentre a A, B ou C teve melhor incorporação sem apresentar sobrenadante, no caso, resultou na amostra C (Faixa granulométrica: 1,40 a 3,35 mm).

A Fusão 3 teve o objetivo de alcançar uma maior precisão granulométrica de SiC a ser incorporado no ferro fundido de maneira análoga à incorporação realizada na segunda fusão. Utilizando a definição da quantidade (em %) definida para cada faixa granulométrica contida na amostra C (curva verde) ilustrada na Figura 8, obteve-se as quantidades descritas na Tabela 3, baseando o cálculo em 10 g da amostra C. A mesma avaliação realizada na Fusão 2, foi feita de forma visual, analisando qual amostra atingiu melhor incorporação, com a menor quantidade de sobrenadante.

Figura 10 – Fluxograma descritivo da 2ª Etapa da fundição para avaliar a melhor faixa granulométrica de SiC a ser incorporado no ferro fundido.



Fonte: Própria autora.

Tabela 3 – Quantidade de cada faixa granulométrica da amostra C a ser incorporada na Fusão 3.

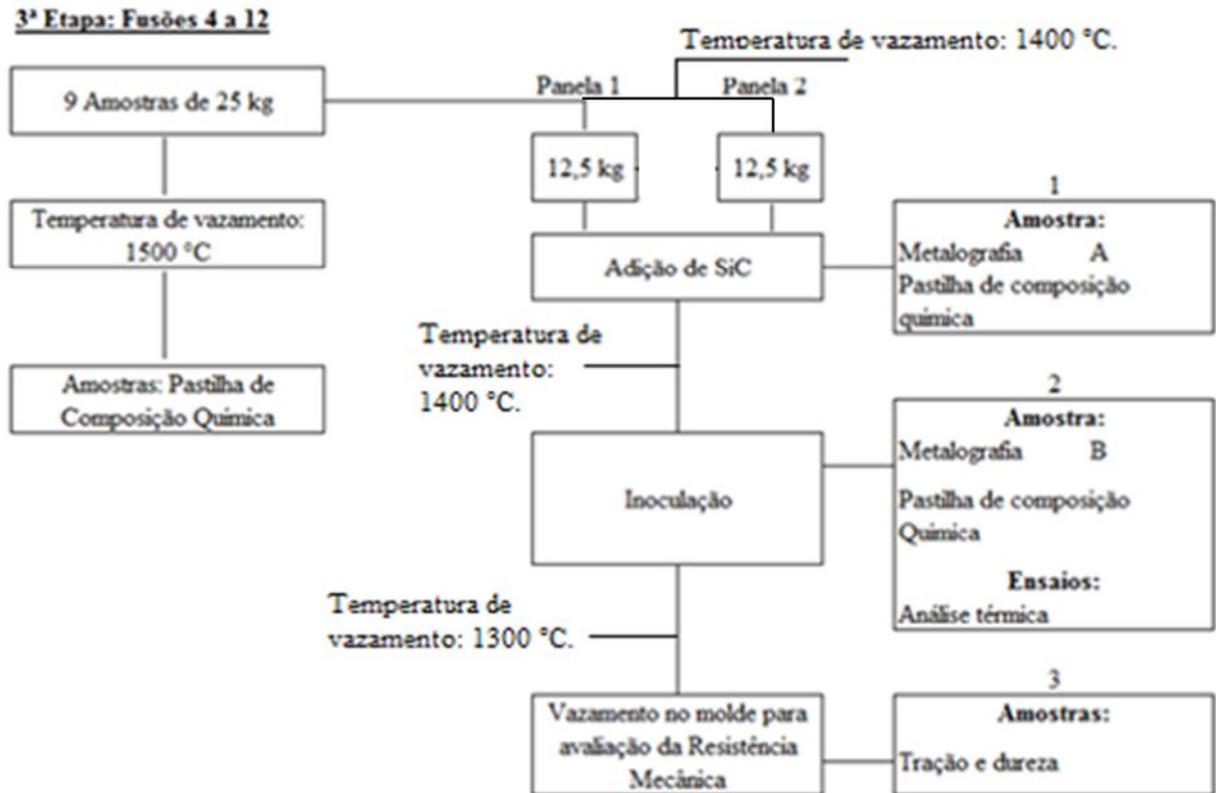
Panela de 5 kg	Amostra	Quantidade (em g)	Faixa granulométrica (em mm)
Panela 1	Referência	0,00	-
Panela 2	C1	2,10	1,7 a 2,0
Panela 3	C2	2,20	2,0 a 2,36
Panela 4	C3	2,10	2,36 a 2,8
Panela 5	C4	1,80	2,8 a 2,35

Fonte: Própria autora.

A 3ª etapa consistiu nas fusões de 4 a 12 com o objetivo de produzir corpos de prova de ferro fundido com diferentes teores de carbetos de silício e inoculante a fim de comparar a influência da adição dos mesmos nas propriedades finais do material. O fluxograma da Figura 11 e as imagens da Figura 13 descrevem as etapas do processo que se repetiu para cada fusão. Do forno a indução, com capacidade de 25 kg a uma temperatura de vazamento de 1500 °C, o ferro fundido foi transferido para a Panela 1 e em seguida para a Panela 2, ambas com capacidade 12,5 kg, adicionando-se o SiC no fluxo que estava sendo vazado. Importante salientar que ao verter o material para a Panela 2, a temperatura estava mais baixa (1400 °C) ao comparar com

a temperatura do ferro fundido vertido na Panela 1, devido elas não terem ocorrido ao mesmo tempo, mas sim uma seguida da outra.

Figura 11 – Fluxograma descritivo dos procedimentos da 3ª Etapa.



Fonte: Própria autora.

Após 1 minuto da adição de SiC, para permitir sua incorporação, foram retiradas uma amostra para análise química (em formato de pastilha – Figura 12 (a)) e para metalografia (corpo de prova onde foi realizada a análise térmica – Figura 12 (b)). Ao atingir a temperatura de 1400 °C o inoculante era adicionado sendo que após 1 minuto da realização deste procedimento, retirava-se novamente uma amostra para análise química e outra para metalografia. Ao atingir 1300 °C, vertia-se no molde para produzir o corpo de prova a ser usinado para tração (Figura 12 (c)). Antes de cada uma das transferências a temperatura era medida utilizando o Pirômetro de imersão, modelo INDIC MAX 2000.

Figura 12 – Corpos de prova de ferro fundido cinzento para ensaios de: (a) composição química; (b) análise térmica e metalografia; (c) tração.



(a)

Fonte: Própria autora.



(b)



(c)

Figura 13 – Etapas do processo de fundição.



(a) Fusão dos lingotes para a obtenção da Liga Mãe no forno Cubilot; (b) Forno à indução para as Fusões 2 a 12; (c) Panela de 5 kg para transferência revestida com areia para diminuir o super resfriamento; (d) Transferência do ferro fundido do forno à indução de 25 kg para a panela de 12,5 kg; (e) Transferência do material para os moldes de ensaios mecânicos; (f) Transferência para os moldes de análise térmica e composição química. Fonte: Própria autora.

A Tabela 4 descreve os teores utilizados considerando o peso das panelas 1 e 2, de 12,5 kg. Considerando a soma de adição de SiC e inoculante, foram estabelecidas duas condições de 0,30 e 0,20 %. A fim de avaliar a substituição do inoculante pelo carbeto de silício, dentro dessas duas condições foram estabelecidas outras quatro: adição de 100 % de SiC com 0 % de inoculante; adição de 0 % de SiC com 100 % de inoculante; adição de 25 % de SiC com 75 % de inoculante; e adição de 75 % de SiC com 25 % de inoculante.

Tabela 4 – Identificação e condição de preparação das amostras de ferro fundido

Amostra	Forno	Panela	SiC + Ino	Fração SiC	Fração Ino	SiC + Ino (g)	Quant. SiC (g)	Quant. Ino (g)
4a	Fusão 4	1	0,30%	0%	100%	37,5	0	37,5
4b		2	0,20%	0%	100%	25	0	25
5a	Fusão 5	1	0,20%	100%	0%	25	25	0
5b		2	0,30%	100%	0%	37,5	37,5	0
6a	Fusão 6	1	0,20%	25%	75%	25	6,25	18,75
6b		2	0,30%	75%	25%	37,5	28,125	9,375
7a	Fusão 7	1	0,30%	25%	75%	37,5	9,375	28,125
7b		2	0,20%	75%	25%	25	18,75	6,25
8a	Fusão 8	1	0,20%	0%	100%	25	0	25
8b		2	0,30%	0%	100%	37,5	0	37,5
9a	Fusão 9	1	0,30%	75%	25%	37,5	28,125	9,375
9b		2	0,20%	25%	75%	25	6,25	18,75
10a	Fusão 10	1	0,20%	75%	25%	25	18,75	6,25
10b		2	0,30%	25%	75%	37,5	9,375	28,125
11a	Fusão 11	1	0,30%	100%	0%	37,5	37,5	0
11b		2	0,20%	100%	0%	25	25	0
12a	Fusão 12	1	0,20%	50%	50%	25	12,5	12,5
12b		2	0,30%	50%	50%	37,5	18,75	18,75

Fonte: Própria autora.

4.2 Análise Térmica

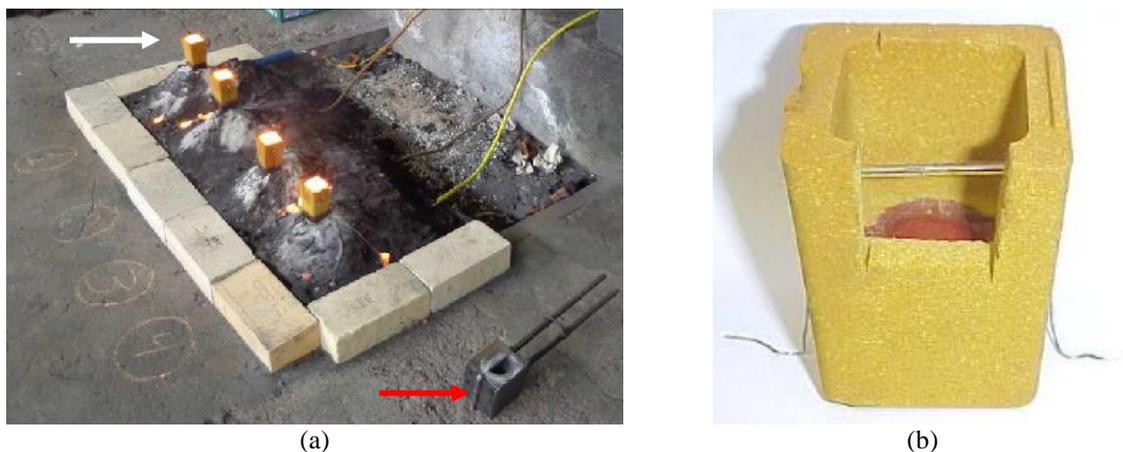
A análise térmica foi realizada no Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (LAMAT) localizado no SENAI Itaúna CETEF no mesmo momento da fundição do material. A técnica consistiu em vaziar uma certa quantidade do metal líquido em um recipiente (Cápsula de análise térmica tipo K) contendo um termopar (para medição de temperatura tipo K) (ver Figura 14).

Este termopar, acoplado a um equipamento de análise de dados, denominado Software de análise térmica de solidificação – Heraeus Electro-Nite, gravou a evolução da temperatura da amostra durante o processo de solidificação gerando curvas de resfriamento ou curvas de solidificação. Seu objetivo foi obter múltiplos registros da evolução da temperatura com o tempo, isto é, das curvas de resfriamento de múltiplas composições químicas do ferro fundido com diferentes teores de adição de carvão de silício e inoculante, permitindo o levantamento de um mapa termodinâmico de estabilidade de fases presentes no material capazes de caracterizar completamente os campos estruturais do estado líquido até à temperatura ambiente.

A grande vantagem desta técnica de análise térmica está no fato dela ser menos sensível à temperatura de vazamento, sendo que esta é registrada na curva. Além disso, qualquer modificação na velocidade de resfriamento da amostra, devido a diferentes temperaturas de vazamento, é refletida na curva de análise térmica, permitindo uma análise crítica do resultado, permitindo ainda, os resultados serem facilmente armazenados.

Em cada condição foram coletadas e analisadas amostras de análise térmica de solidificação, cujo molde é indicado pela seta branca na Figura 14, e de composição química, sendo essa última feita no molde indicado com a seta vermelha na Figura 14. Os resultados obtidos serão correlacionados com as análises metalográficas, químicas e mecânicas.

Figura 14 – Cápsulas de análise térmica do tipo K.



(a) Seta branca: cápsula de análise térmica tipo K. Seta vermelha: molde para amostra de análise química.
 (b) Detalhe da cápsula de análise térmica do tipo K feita como molde de areia contendo o termopar do tipo K.
 Fonte: Própria autora.

4.3 Usinagem dos corpos de prova

Os corpos de prova para realização da composição química (Figura 12 (a)) foram cortados na máquina de corte marca Telux (Figura 15) do Laboratório de Engenharia de Materiais do

CEFET-MG, com um disco abrasivo para retirada do excesso de material que ficou retido no canal de vazamento, restando apenas a pastilha em formato circular.

Para as amostras de metalografia, os corpos de prova (Figura 12 (b)) em que a análise térmica foi realizada passou por corte na máquina de Serra a Fita (Figura 16), marca Franho, modelo FM 1600, do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG para diminuir o tamanho e facilitar os processos de lixamento e polimento.

Figura 15 – Máquina de corte de amostras, marca Telux, do Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.



Fonte: Própria autora.

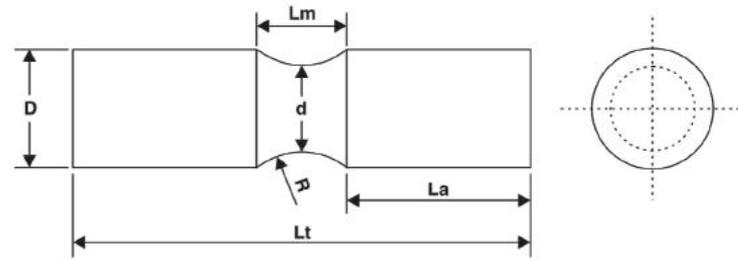
Figura 16 – Máquina Serra a Fita, marca Franho, modelo FM 1600.



Fonte: Própria autora.

A usinagem dos corpos de prova para tração (Figura 12 (c)) foi realizada no Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (LAMAT) localizado no SENAI Itaúna CETEF, seguindo a norma ABNT NBR 6589 com as dimensões descritas na Figura 17.

Figura 17 – Modelo referência para usinagem de corpo de prova em ferro fundido cinzento.



Tipo	D (mm)	d (mm)	R (mm)	Lm (mm)	La (mm)	Lt (recomendado) (mm)	Rosca
A	30	20	25	30	>40	*150 - 200	M 30x3,5

Fonte: ABNT, 1986.

4.4 Metalografia

Devido às dimensões dos corpos de prova obtidos após o corte terem tamanhos suficientemente grandes, não se fez necessária a utilização da técnica de embutimento.

Para a preparação da superfície a fim de atingir a rugosidade ideal para a caracterização do ferro fundido com adição de diferentes concentrações de SiC e inoculante, realizou-se o lixamento úmido dos corpos de prova. Iniciou-se em direção normal aos riscos obtidos no corte até que eles desaparecessem completamente. Ao passar para a lixa mais fina, mudou-se a direção em 90° em relação ao lixamento anterior até que os riscos produzidos por esta tenham desaparecido e assim sucessivamente. Foi utilizada a seguinte sequência de lixas: 80# e 120# (marca Norton), 240#, 400# e 600# (marca Bosh) colocadas nas lixadeiras ilustradas na Figura 18. Em seguida, fez-se o polimento nas Politrizes (Figura 19) utilizando a pasta de diamante na sequência de 9 µm e 3 µm para acabamento das amostras.

Figura 18 – Lixadeiras do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



Fonte: Própria autora.

Figura 19 – Politriz do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

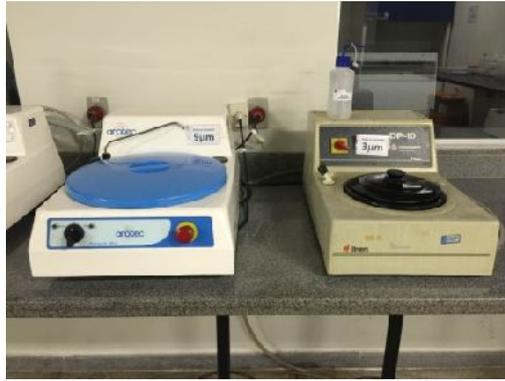


Foto: Própria autora.

O ataque da superfície foi realizado por aplicação em que uma camada de reativo (Nital 3 %) foi aplicada sobre as seções polidas, com o auxílio de um chumaço de algodão.

As imagens foram obtidas utilizando a câmera digital acoplada (Digital Camera MDCE-5A USB 2.0) à lente do microscópio óptico Kontrol IM713 (Figura 20) do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

Figura 20 – Microscópio óptico Kontrol IM713 com câmera Digital Camera MDCE-5A USB 2.0 acoplada.



Fonte: Própria autora.

4.5 Ensaio de Tração

A fim de obter os parâmetros mecânicos dos corpos de prova de ferro fundido com diferentes condições de adição de carvão de silício e inoculante, o ensaio de tração foi realizado utilizando a máquina de ensaios EMIC DL 30 kN, ilustrada na Figura 21, do Laboratório de Ensaios Mecânicos do CEFET-MG Unidade de Timóteo.

Os corpos de prova, descritos na subseção 4.1 deste trabalho, foram acoplados na máquina de ensaios fixando suas duas extremidades (La) por meio de garras, de modo que a máquina promova o alongamento da amostra devido a esforços crescentes na sua direção axial, sendo

medidas as deformações e cargas (Força dada em Newton – N) correspondentes. Os ensaios foram realizados sob taxa de deformação inicial igual a 0,001/s, obtendo assim, uma velocidade para deslocamento do cabeçote (*crosshead*) igual a 1,8mm/min. O ensaio foi realizado até a ruptura do material. Não foi possível a utilização do extensômetro a fim de obter a deformação sofrida pelos corpos de prova, deste modo, considerou-se que o alongamento sofrido pelo material correspondeu ao deslocamento do próprio cabeçote.

Dessa maneira, a medida confiável para caracterização mecânica obtida com o ensaio de tração será o Limite de Resistência a Tração (LRT), correspondente ao valor máximo de tensão no momento da ruptura do material.

Figura 21 – Máquina de ensaios EMIC DL 30 kN do Laboratório de Ensaios Mecânicos do CEFET-MG Unidade de Timóteo.



Fonte: Própria autora.

Para se obter a curva Tensão Convencional () X Deformação Convencional (e) foram utilizadas as Equações 6 e 7 para determinar a deformação e tensão convencionais, respectivamente. A Equação 8 determina o cálculo para se obter a área inicial do corpo de prova.

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (6)$$

em que:

e = deformação convencional

Δl = deslocamento (em mm)

l_0 = comprimento útil inicial (em mm)

$$\sigma = \frac{F}{A_o} \quad (7)$$

em que:

σ = tensão convencional (em MPa)

F = carga ou força aplicada (em N)

A_o = área da seção circular transversal útil do CP (em mm²):

$$A_o = \frac{\pi\phi^2}{4} \quad (8)$$

em que:

A_o = área da seção circular transversal útil do CP (em mm²):

ϕ = diâmetro da seção transversal útil do CP (em mm)

4.6 Ensaio de Dureza

Com o objetivo de analisar a dureza dos corpos de prova, foram realizados ensaios de dureza Rockwell de escala C, seguindo a norma ABNT NBR 6508-1 (2008), cujo penetrador é um cone de diamante com carga inicial de 10Kgf e carga principal de 150 kgf. O equipamento utilizado foi o durômetro, Rockwell IGV, modelo RM-401-A, do Laboratório de Tratamentos Térmicos do CEFET-MG, ilustrado na Figura 22.

Figura 22 – Durômetro Rockwell IGV, modelo RM-401-A do Laboratório de Tratamentos Térmicos do CEFET-MG.



Fonte: Própria autora.

4.7 Espectrometria de Emissão Óptica

A composição química do material foi quantificada utilizando-se a técnica de espectrometria de emissão óptica, por meio do espectrômetro de emissão óptica, marca Spectro, modelo Spectrolab (Figura 23). Essa técnica é baseada na detecção da radiação eletromagnética emitida por átomos neutros ou íons excitados nas regiões do espectro eletromagnético visível e violeta devido à capacidade dos átomos em emitir radiação eletromagnética quando submetidos pela ionização feita pelo plasma indutivo de argônio (LOPES, 2014).

Figura 23 – Espectrômetro de Emissão Óptica, marca Spectro, modelo Spectrolab.



Fonte: Própria autora.

Obtiveram-se informações sobre os teores dos seguintes elementos: ferro (Fe), carbono (C), silício (Si), manganês (Mn), fósforo (P), enxofre (S), cromo (Cr), molibdênio (Mo), níquel (Ni), alumínio (Al), cobre (Cu), nióbio (Nb), titânio (Ti), vanádio (V), tungstênio (W), chumbo (Pb), magnésio (Mg), antimônio (Sb) e zinco (Zn). No entanto, segundo Colpaert (2008) os elementos mais comuns, além do ferro, carbono e silício encontrados nos ferros fundidos, são o manganês, enxofre e fósforo, os quais foram foco da análise de composição química.

Como o ferro fundido cinzento analisado pode ser considerado como uma liga ternária, composto principalmente pelos átomos de Fe-C-Si, principalmente devido à adição de teores variados de silício na forma de SiC, utilizou-se ainda a fórmula descrita na Equação 9 (CABEZAS, 2005), que tem o objetivo de, além de prever o comportamento, na solidificação, dos ferros fundidos possibilitando prever se a liga será hipo ou hipereutética, considerar a influência do silício nas transformações ocorridas nas estruturas cristalinas o que, conseqüentemente, afetará também as propriedades do material. A Equação 9 descreve o

conceito de carbono equivalente (C.E.) calculado a partir dos teores encontrados no ensaio de espectroscopia para o carbono (%C), silício (%Si) e fósforo (%P):

$$C. E. = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3} \quad (9)$$

4.8 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A técnica que envolve a varredura realizada por um feixe de elétrons, denominada Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), permite obter imagens em escala micro e/ou tridimensionais da área superficial de amostras polidas ou com maior rugosidade, apresentando uma elevada resolução e grande profundidade de campo (LOPES, 2014).

O equipamento utilizado foi o MEV (Figura 24) da marca Shimadzu, modelo Superscan SSX-550, do Laboratório de Caracterização de Materiais (microscopia) do CEFET-MG.

Dentro do compartimento, denominado cilindro de Wehnelt, como parte integrante do MEV, o aquecimento de um filamento de tungstênio (W) por meio da aplicação de uma tensão de aceleração, permitirá a emissão de elétrons. O contraste da imagem será obtido devido a existência na variação da quantidade de radiação entre um ponto na imagem e pontos vizinhos, sendo determinado pela natureza e pela quantidade de interações entre a fonte de elétrons e a amostra (LOPES, 2014).

Figura 24 – MEV, marca Shimadzu, modelo Superscan SSX-550 do laboratório de caracterização de materiais do CEFET-MG.



Fonte: Própria autora.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Composição Química

A Tabela 5 contém a descrição de cada uma das 8 condições utilizadas para os teores (em massa) de carbeta de silício como pré-inoculante, adicionado sempre na primeira transferência do forno de indução, com capacidade de 25 kg, para as painelas 1 e 2, com capacidade de 12,5 kg cada uma; e para os teores (em massa) de inoculante (Fe-Si), adicionado nas painelas 1 e 2. Os valores dados em gramas foram calculados utilizando os teores (em %) em relação à capacidade das painelas 1 e 2, ou seja, 12,5 kg.

Tabela 5 – Teores de carbeta de silício (SiC) e inoculante (Ino) adicionados nas amostras de ferro fundido como pré-inoculante e inoculante, respectivamente.

Condição	SiC + Ino (em %)	Fração SiC (em %)	Fração Ino (em %)	SiC + Ino (em g)	Fração SiC (em g)	Fração Ino (em g)
1	0,30	0	100	37,50	0,00	37,50
2	0,30	100	0	37,50	37,50	0,00
3	0,30	75	25	37,50	28,13	9,38
4	0,30	25	75	37,50	9,38	28,13
5	0,20	0	100	25,00	0,00	25,00
6	0,20	100	0	25,00	25,00	0,00
7	0,20	75	25	25,00	18,75	6,25
8	0,20	25	75	25,00	6,25	18,75

Fonte: Própria autora.

A Tabela 6 indica os resultados obtidos para a composição química das amostras em diferentes condições de adição de SiC e inoculante, bem como da temperatura de vazamento (T_V) do ferro fundido, com os teores (em massa) dos principais elementos químicos e do percentual de carbono equivalente (%CE).

É possível perceber que os teores de carbono equivalente das amostras que passaram pelo processo de inoculação foram menores se comparados aos da amostra de referência que não sofreu inoculação, que está associado ao fato da liga mãe ter sido obtida com um teor elevado de carbono, entre 3,0 a 3,3 %. Enquanto que os teores de silício se elevaram em comparação ao da referência, devido a adição de carbeta de silício (SiC) e inoculante (Fe-Si), aumentando, conseqüentemente, a concentração de Si.

Tabela 6 – Composição química das amostras de ferro fundido.

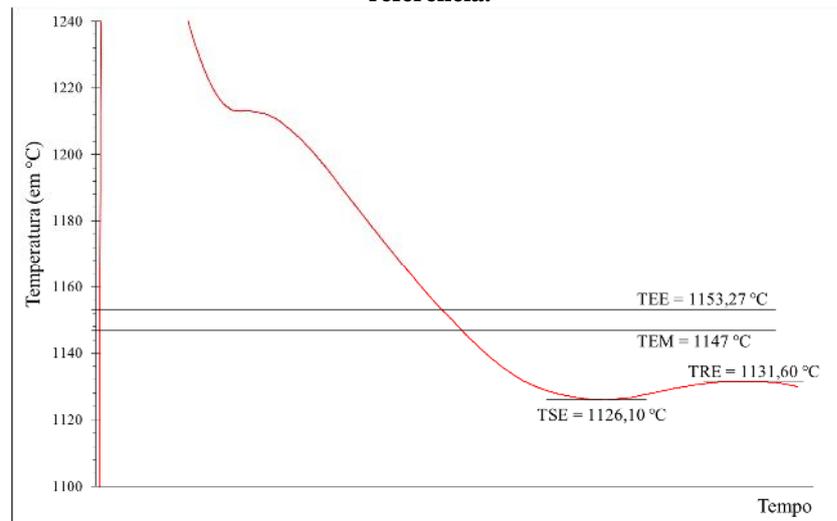
Condição	T _v (em °C)	%C	%Si	%Mn	%P	%CE
referência	1494	3,23	1,98	0,702	0,086	3,92
1	1500	2,96	2,23	0,672	0,092	3,73
	1400	2,95	2,18	0,687	0,092	3,71
2	1500	3,06	2,11	0,689	0,090	3,79
	1400	3,10	2,09	0,704	0,092	3,83
3	1500	3,10	2,11	0,676	0,091	3,83
	1400	3,11	2,06	0,683	0,093	3,83
4	1500	3,12	2,14	0,675	0,096	3,86
	1400	3,01	2,20	0,679	0,091	3,78
5	1500	3,04	2,07	0,674	0,091	3,76
	1400	2,93	2,18	0,661	0,087	3,69
6	1500	3,13	1,99	0,691	0,089	3,82
	1400	3,00	2,05	0,720	0,092	3,71
7	1500	3,14	2,01	0,682	0,094	3,84
	1400	3,10	2,03	0,672	0,091	3,81
8	1500	3,07	1,93	0,699	0,073	3,74
	1400	3,01	2,09	0,673	0,094	3,74
Média	-	3,05	2,09	0,684	0,091	3,78
Desv. padrão	-	0,07	0,08	0,015	0,005	0,06

Fonte: Própria autora.

5.2 Análise Térmica

A Figura 25 ilustra o gráfico obtido por meio da análise térmica realizada no momento da solidificação da amostra da liga mãe (referência), no processo de fundição para elaboração dos corpos prova. O eixo da Temperatura foi alterado para obter o foco na região do início da nucleação de células eutéticas, definida pela temperatura TEE que esteve em torno de $1153,93 \pm 0,57$ °C, ou seja, semelhante à temperatura de equilíbrio do eutético estável, com o objetivo de observar o efeito do super resfriamento e da recalescência. Tanto sua temperatura de super resfriamento do eutético (TSE) quanto sua temperatura de recalescência do eutético (TRE), se apresentam abaixo da temperatura do eutético metaestável (TEM = 1147 °C), então, o material obtido da liga mãe (referência) é caracterizado por ser um ferro fundido branco, por não ter sofrido o processo de inoculação (COLPAERT, 2008).

Figura 25 – Curva de análise térmica esquemática na região de formação do eutético para amostra de referência.



Fonte: Própria autora.

Como foi detalhado na subseção 3.2.2, os parâmetros TSE e TRE foram obtidos no ponto de inflexão da curva, no ponto mínimo e máximo, respectivamente (Figura 25). Os parâmetros de temperatura do eutético estável (TEE), o super resfriamento na nucleação (SN), o super resfriamento no crescimento (SC) e a recalescência (ΔT) foram obtidos por meio das Equações 1, 2, 3 e 4, respectivamente. A Tabela 7 indica os valores desses parâmetros para as amostras de ferro fundido, cujas condições e temperatura de vazamento (T_v) estão definidas na Tabela 5.

Para a amostra de referência é possível avaliar que ela apresentou um elevado super resfriamento em relação à temperatura do eutético estável (TSE distante à TEE, ou seja, elevado SN, o maior se comparado às amostras que sofreram inoculação – ver Tabela 7). Sua temperatura de recalescência é menor do que sua temperatura de super resfriamento do eutético, ou seja, apresentando um elevado SC. Apresentou ainda a recalescência (ΔT) mais elevada. A análise desses parâmetros para a amostra de referência sugere que seu potencial de nucleação do banho para a formação de grafita foi baixo, indicando a importância de se realizar o processo de inoculação a fim de obter um ferro fundido cinzento, e não o ferro fundido branco.

A condição que apresentou melhor potencial de nucleação da grafita, devido ao fato de ter obtido baixos valores de SN, SC e ΔT foi a 4, com o teor de 0,30 % de inoculação utilizando 25 % de SiC como pré-inoculante e o restante (75 %) de inoculante, se assemelhando à utilização de 100 % de inoculante, sugerindo a viabilidade da utilização do carbetto de silício como pré-inoculante, já que foi garantido obter um elevado potencial de nucleação da grafita por meio da avaliação dos parâmetros obtidos com a análise térmica. Analisando a Tabela 6, é

possível perceber que os teores ideais, avaliando a condição 4 e 1, serão entre 3,71 e 3,86 % para o carbono equivalente e, para o silício será entre 2,14 e 2,23 %.

Já o menor potencial de nucleação da grafita foi apresentado pelas condições 2 e 6, devido ao fato de terem obtido elevados valores de SN, SC. Os teores de 0,30 % e 0,20 % de inoculação utilizando apenas a adição de carboxeto de silício, ou seja, buscando avaliar seu potencial não apenas como pré-inoculante, mas sim avaliar a viabilidade da substituição total, não se mostrou favorável. O teor de 0,30 % se mostrou ainda mais negativo do que o de 0,20 %. Analisando a Tabela 6, é possível perceber que os teores de %CE e %Si para essas condições estão, respectivamente, entre 3,71 e 3,83 % e entre 1,99 e 2,11 %. Nas substituições parciais, observa-se que quando utilizado 75 % de SiC e 25 % de inoculante, os parâmetros de super resfriamento e recalescência são elevados, indicando um baixo potencial para nucleação de grafitas.

Tabela 7 – Parâmetros obtidos por meio da análise térmica.

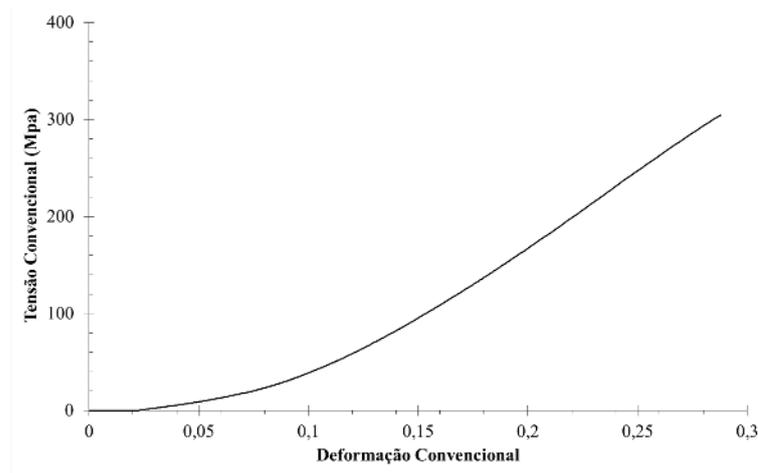
Condição	T _v (em °C)	TEE	TSE	TRE	SN	SC	Recalescência (ΔT)
referência	1404	1153,27	1126,10	1131,60	27,17	24,67	5,50
1	1500	1154,97	1146,00	1148,60	8,96	6,37	2,60
	1400	1154,59	1237,70	1237,90	-83,41	-83,31	0,20
2	1500	1154,13	1135,10	1140,80	19,03	13,33	5,70
	1400	1153,92	1108,10	1111,70	45,82	42,21	3,60
3	1500	1154,10	1142,50	1146,90	11,60	7,19	4,40
	1400	1153,66	1142,20	1146,00	11,46	7,66	3,80
4	1500	1154,17	1229,60	1229,20	-75,43	-75,03	-0,40
	1400	1154,77	1144,80	1148,50	9,97	6,27	3,70
5	1500	1153,80	1141,80	1145,10	12,00	8,70	3,30
	1400	1154,74	1143,00	1146,40	11,74	8,34	3,40
6	1500	1153,26	1113,30	1117,70	39,96	35,56	4,40
	1400	1153,62	1114,20	1119,60	39,42	34,02	5,40
7	1500	1153,26	1233,20	1232,90	-79,94	-79,65	-0,30
	1400	1153,50	1141,20	1145,90	12,29	7,59	4,70
8	1500	1153,29	1143,90	1147,80	9,38	5,49	3,90
	1400	1153,86	1142,00	1146,70	11,86	7,15	4,70
Média	-	1153,93	1152,04	1155,49	1,89	-1,56	3,45
Desv. padrão	-	0,57	40,71	38,98	40,61	38,89	1,91

Fonte: Própria autora.

5.3 Parâmetros Mecânicos

A Figura 26 ilustra, a título de exemplo, o gráfico da Tensão Convencional () X Deformação Convencional (e) obtido para a condição 1.

Figura 26 – Gráfico Tensão Convencional () X Deformação Convencional (e).



A curva representa os valores obtidos com o ensaio de tração para a condição 1. Fonte: Própria autora.

A Tabela 8 indica os valores para as amostras de ferro fundido, cujas condições foram definidas na Tabela 5, obtidos para o LRT (em MPa), por meio do ensaio de tração e calculado como descrito na subseção 4.5. Os valores para a Dureza Rockwell C (HRC) foram obtidos pelo método descrito na subseção 4.6. A T_v indica as temperaturas de vazamento do ferro fundido no momento em que foram adicionados SiC e inoculante.

É possível perceber que os valores para a HRC estão todos abaixo de 20 HRC indicando que o ensaio de dureza Rockwell na escala C mostrou muito representativo para as amostras analisadas. Sugere-se então, em trabalhos futuros a utilização do ensaio de dureza Rockwell na escala B. Esse fato pode justificar a inconsistência em definir uma tendência para os valores de dureza.

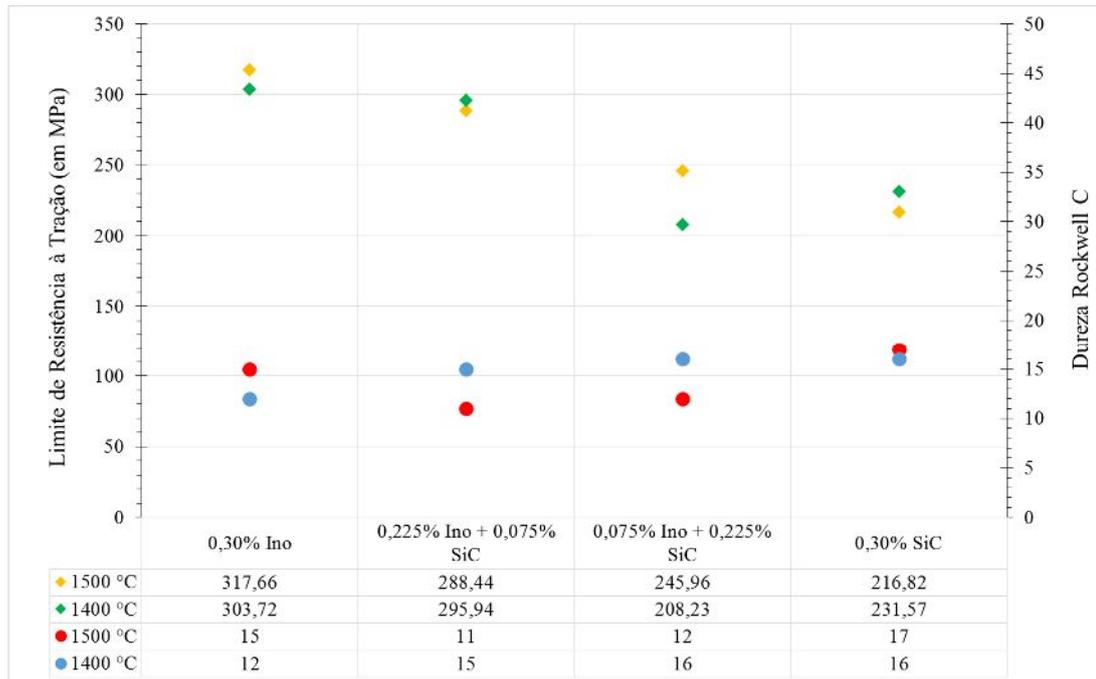
Tabela 8 – Valores de LRT e HRC das amostras de ferro fundido.

Condição	T _v (em °C)	LRT (em MPa)	HRC
referência	1494	-	19
1	1500	317,66	15
	1400	303,72	12
2	1500	216,82	17
	1400	231,57	16
3	1500	245,96	12
	1400	208,23	16
4	1500	288,44	11
	1400	295,94	15
5	1500	299,07	17
	1400	275,64	15
6	1500	238,48	16
	1400	227,71	17
7	1500	225,27	16
	1400	247,29	14
8	1500	260,55	13
	1400	282,26	16
Média	-	260,29	15,33
Desv. padrão	-	34,67	2,25

Fonte: Própria autora.

O gráfico ilustrado na Figura 27 apresenta os parâmetros mecânicos do LRT e da HRC para a inoculação total (SiC, como pré-inoculante, e inoculante) correspondente a 0,30 %. As variáveis correspondem às duas temperaturas de vazamento utilizadas (1500 e 1400 °C) e as diferentes frações de SiC e inoculante, a fim de observar o melhor teor a ser adicionado no material.

Figura 27 – Gráfico comparativo dos parâmetros mecânicos para adição de 0,30% de SiC + Ino.



Os losangos (amarelo e verde) correspondem aos valores de LRT.

Enquanto que os círculos (vermelho e azul) correspondem aos valores de HRC.

Fonte: Própria autora.

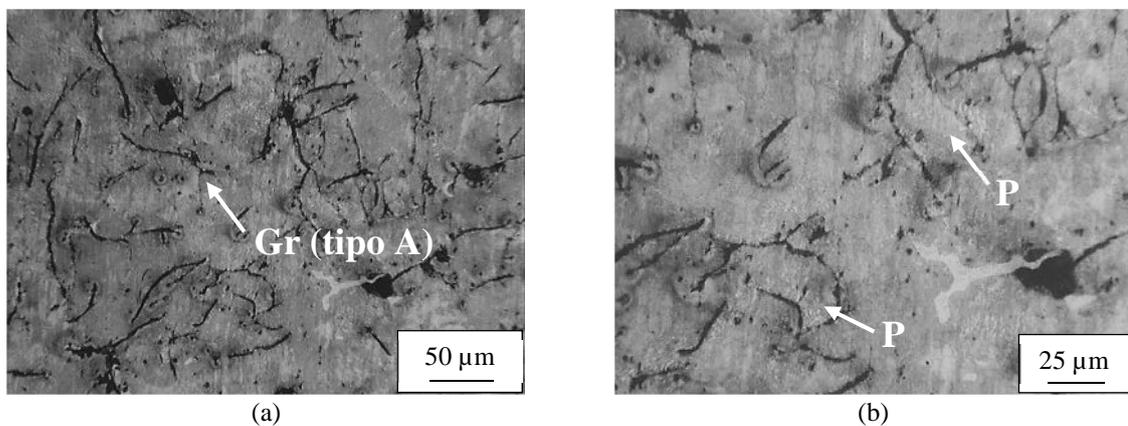
A partir dos dados obtidos, é possível afirmar que, independente da temperatura de vazamento, o limite de resistência à tração diminui com a diminuição do teor de inoculante, mas ainda se mantém na faixa característica dos ferros fundidos cinzentos descrita na literatura como entre 100 a 390 MPa (CHIAVERINI, 2008). Tal resultado prova que a eficiência do inoculante tradicional de Fe-Si para o teor de 0,30 % é maior do que para o SiC, sugerindo que a capacidade grafitizante do Fe-Si é maior. No entanto, ao substituir 25 % do inoculante adicionando SiC, é possível concluir que a variação para o LRT é muito baixa em relação a utilização de 100 % de inoculante. Logo, é possível considerar vantajosa e obter o mesmo feito a utilização de 25 % de SiC com 75 % de inoculante comparado a uma inoculação com um total de 0,30 % de inoculante. Esse resultado do LRT comprova ainda os obtidos para análise térmica.

Os valores obtidos para dureza sugerem uma tendência de elevação com o aumento do teor de SiC em relação ao teor de inoculante, principalmente para a temperatura de 1400 °C, o que contradiz relativamente o resultado encontrado para o LRT, já que com o seu decréscimo, era esperado que a dureza também apresentasse uma queda. Ambos valores podem apresentar uma relação de proporcionalidade, mas não necessariamente terão, devido, por exemplo, a possíveis falhas nos métodos de ensaio, calibração do equipamento ou mesmo alguma heterogeneidade dos corpos de prova (CALISTER, 2008). No entanto, a faixa de dureza obtida para essas

amostras esteve entre 11 e 17 HRC que é característica do ferro fundido de matriz perlítica (COLPAERT, 2008).

As fotomicrografias obtidas com o microscópio óptico (MO) e com o microscópio eletrônico de varredura (MEV) comprovam uma existência predominante da matriz de perlita nas amostras de todas as condições analisada pelo gráfico da Figura 27, principalmente nos aumentos de 400X para o MO nas Figuras 28, 29, 30 e 31. A imagem (a) da Figura 28 e a Figura 31 indicam uma predominância das grafitas lamelares do tipo A que são as mais favoráveis e era o que se esperava obter devido ao processo de inoculação.

Figura 28 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra na condição 1 (0,30 % de SiC + Inoculante).

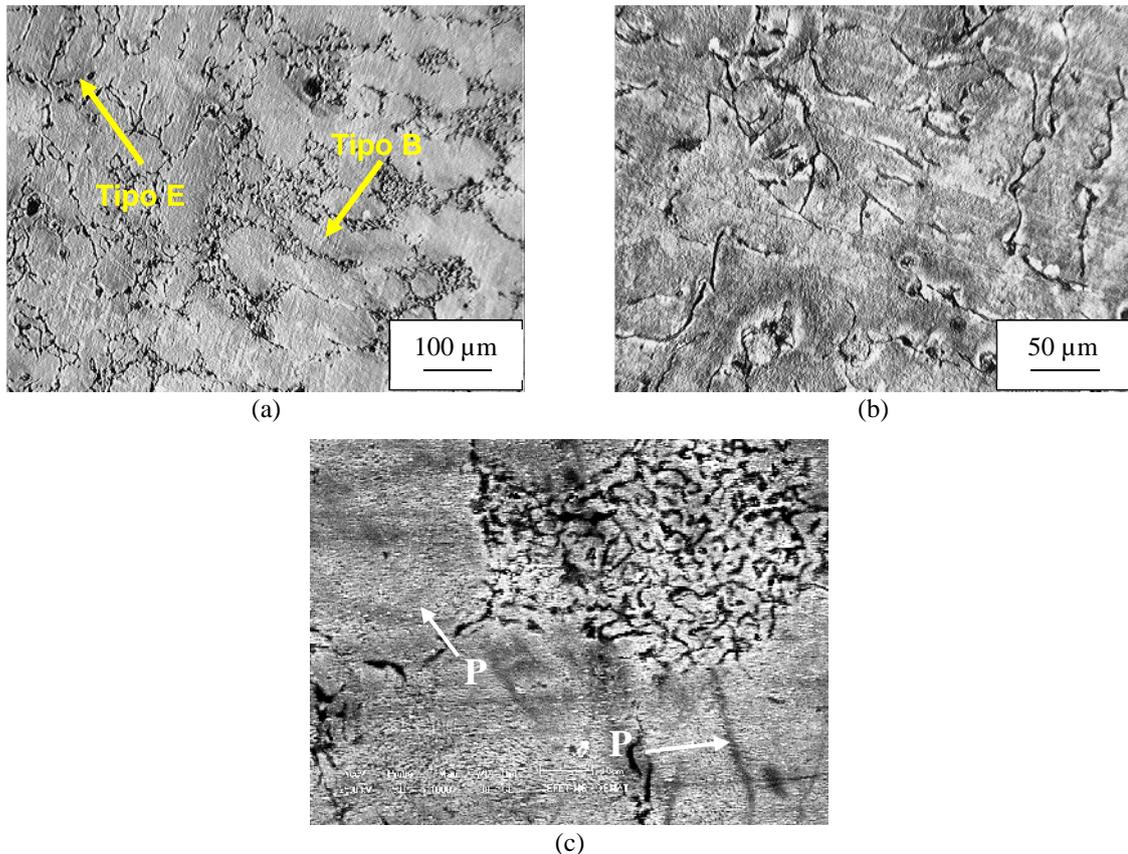


Mesma região da amostra com ampliações distintas. Gr = grafita; P = perlita. Possível perceber a presença de inclusões não metálicas, indicadas por pequenos pontos escuros.

Fonte: Própria autora.

As fotomicrografias da condição 2 ilustram a presença da grafita do tipo B (identificado no detalhe) devido ser caracterizada por veios pequenos e curtos no espaço interdendrítico, podendo ser identificados na fotomicrografia (c) da Figura 29 obtida por MEV, adquirindo uma forma de roseta, e da grafita do tipo E (identificado no detalhe), que se caracteriza por possuir veios orientados segundo o espaço interdendrítico (COLPAERT, 2008).

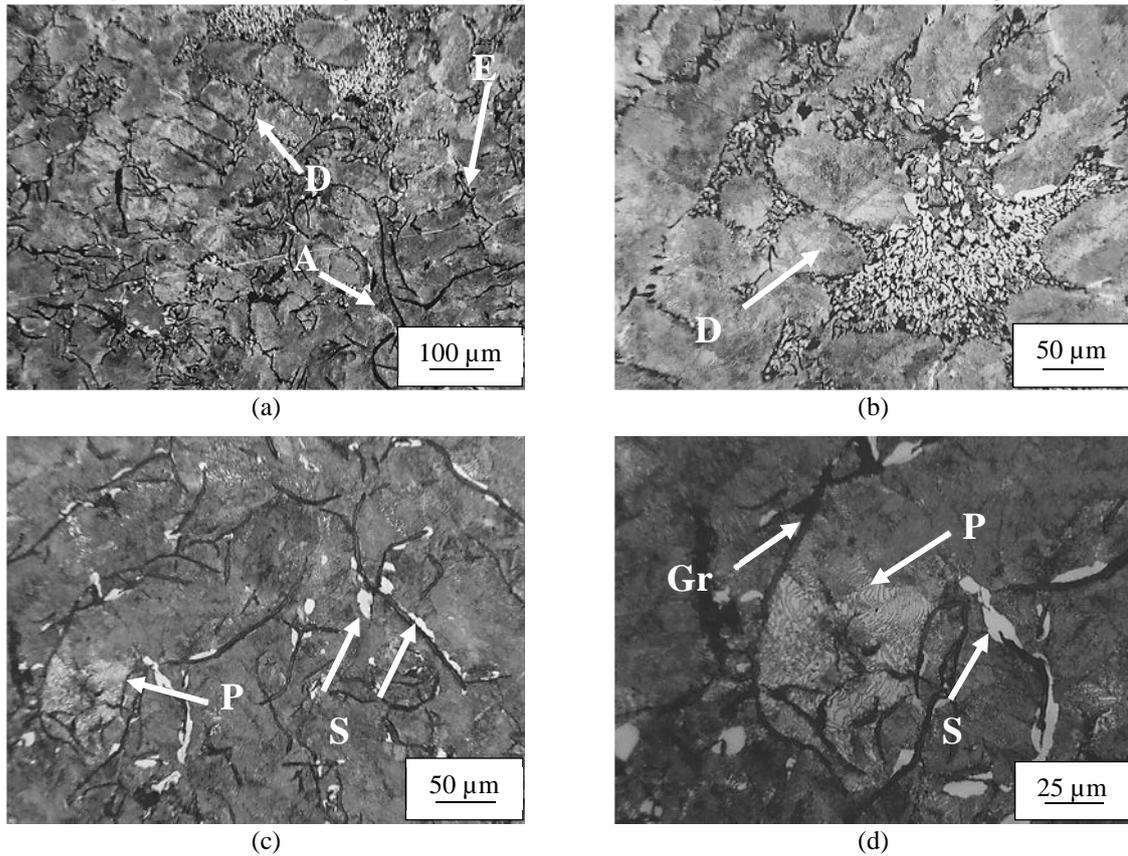
Figura 29 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO e MEV para a amostra na condição 2.



(a) e (b) Ampliações distintas no MO (c) no MEV. P = perlita.
Fonte: Própria autora.

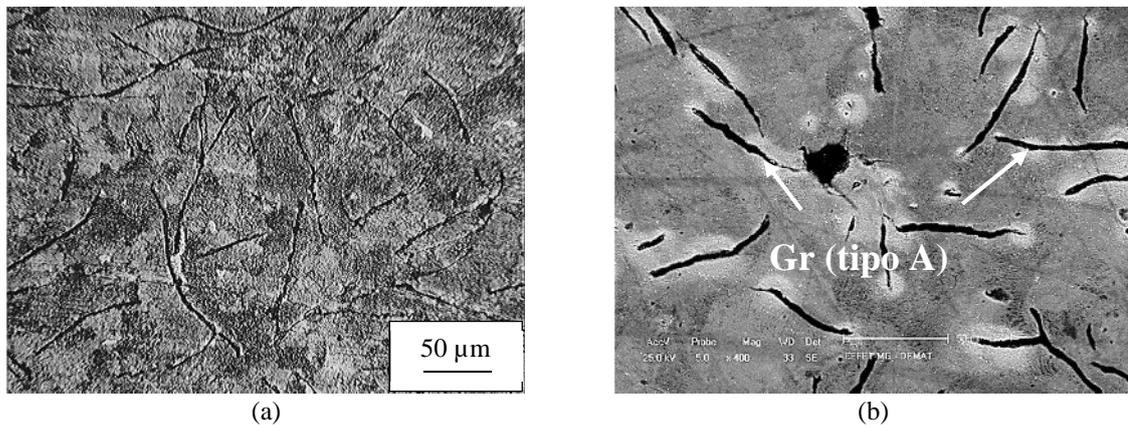
As imagens da Figura 30 ilustram uma condição presente em praticamente todas as amostras avaliadas neste trabalho que é apresentar diferentes tipos de grafita lamelar. Na fotomicrografia (a), é possível observar os tipos A, D e E que caracterizam o ferro fundido mesclado. Esse tipo de ferro fundido é obtido quando aplicadas condições de resfriamento e composição química intermediárias entre as utilizadas para a obtenção do ferro fundido que contém grafita e o ferro fundido branco. Sua estrutura é complexa, caracterizada por apresentar tanto grafitas (Figura 30 – (a)) quanto estruturas características do ferro fundido branco, como a esteadita (Figura 30 – (c) e (d)) (COLPAERT, 2008). A presença da esteadita pode justificar o aumento da dureza obtido na condição 3, já que ela é um constituinte que segrega-se em áreas interdendríticas e possui elevada dureza.

Figura 30 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra na condição 3.



A, D e E = tipos de grafita lamelar. Gr = grafita. P = perlita. S = esteadita. Fonte: Própria autora.

Figura 31 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO e do MEV para a amostra na condição 4.



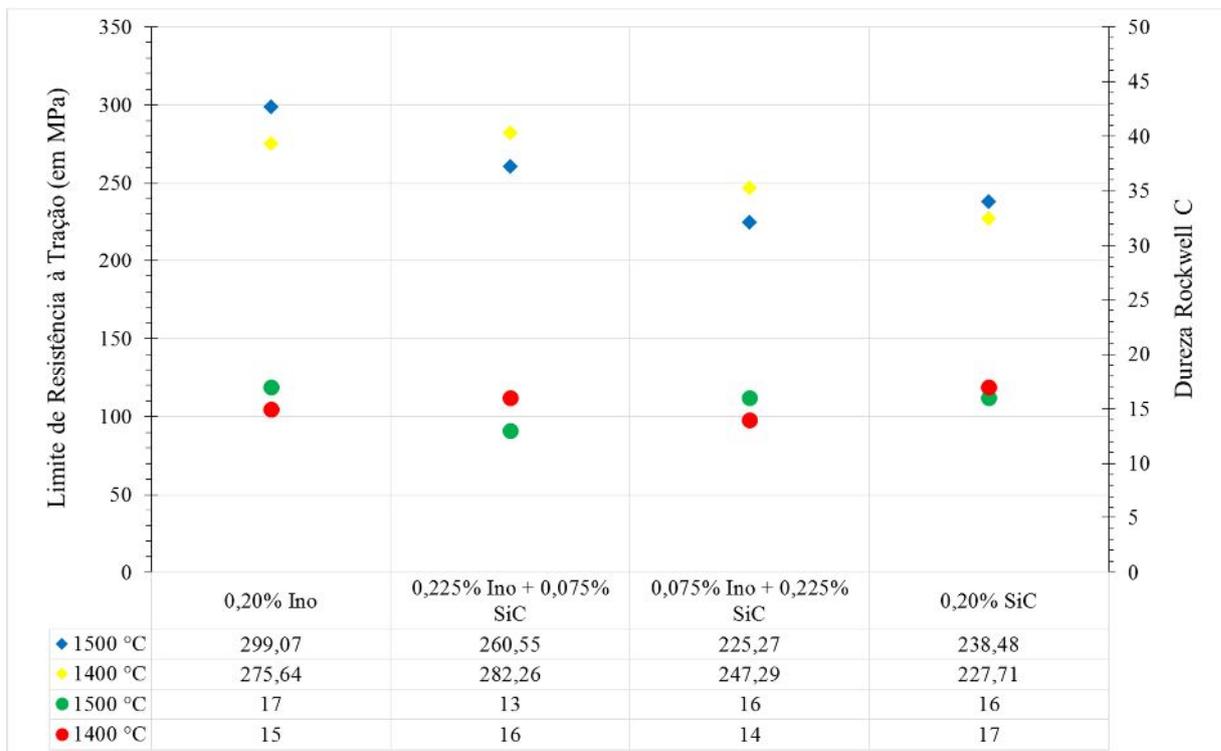
(a) Ampliação obtidas por MO e (b) por MEV. Gr = grafita.
Fonte: Própria autora.

O gráfico ilustrado na Figura 32 apresenta os parâmetros mecânicos do LRT e da HRC para a inoculação total (SiC, como pré-inoculante, e inoculante) correspondente a 0,20 %. As variáveis correspondem às duas temperaturas de vazamento utilizadas (1500 e 1400 °C) e as diferentes frações de SiC e inoculante, a fim de observar o melhor teor a ser adicionado no material.

Conforme analisado no gráfico da Figura 27, é possível dizer que, independente da temperatura de vazamento, o LRT sofrerá uma diminuição quanto o teor de inoculante diminuir, mas mantendo-se na faixa característica dos ferros fundidos cinzentos descrita na literatura como entre 100 a 390 MPa (CHIAVERINI, 2008). Comparativamente, para o teor de 0,30 % de inoculação (SiC + inoculante) apresentou valores maiores tanto para LRT quanto para HRC em relação ao teor de 0,20 %. Esse resultado sugere que a porcentagem ideal de inoculante adicionado aos ferros fundidos está em torno de 0,20 %, já que por mais que se eleve o teor de silício com o aumento do teor da inoculação, aumenta-se também o teor de carbono. Com o objetivo de se obter ferros fundidos com grafita apresentando maior resistência mecânica, ou seja, maior LRT, os teores de silício e de carbono devem ter um limite ideal, para que não se forme ferrita e perlita com espaçamento interlamelar grosseiro (COLPAERT, 2008).

Tanto para o teor de 0,30 % quanto para o de 0,20 % de inoculação, os melhores valores são obtidos com a adição de 100 % de inoculante ou para a combinação de 75 % de inoculante com 25 % de SiC, possibilitando a utilização do carbeta de silício como pré-inoculante sem que as propriedades finais do ferro fundido sejam afetadas.

Figura 32 – Gráfico comparativo dos parâmetros mecânicos para adição de 0,20% de SiC + Ino.

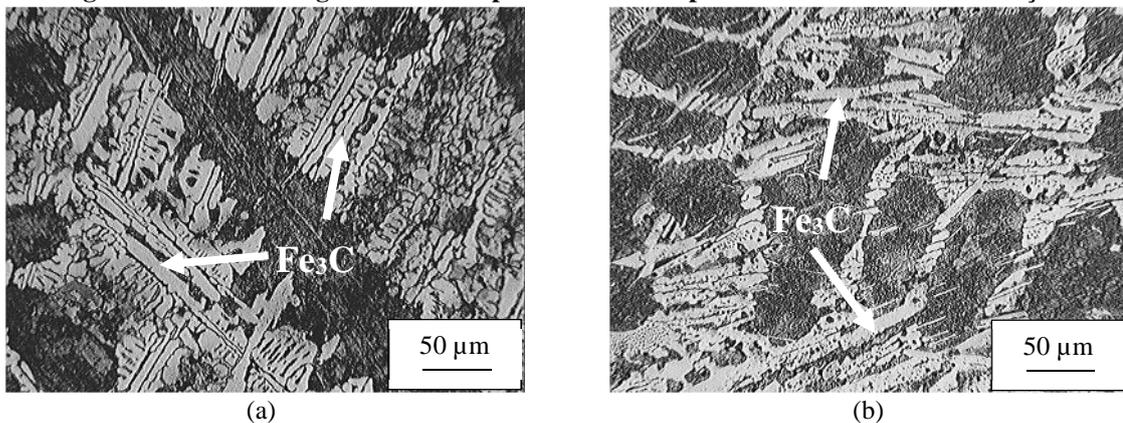


Fonte: Própria autora.

A Figura 33 apresenta fotomicrografias de mesma ampliação para as amostras de ferro fundido da Fusão 1 – Liga Mãe, utilizada como referência para comparação, e da Fusão 3 que não

passaram pelo processo de inoculação. É possível observar a presença de longos cristais de cementita em uma matriz de ledeburita, constituintes característicos do ferro fundido branco que podem ter sido transformados devido ao super resfriamento e por não terem a ação grafitizante do processo de inoculação que iria garantir a estabilização da grafita para formar o ferro fundido cinzento. Tais observações comprovam os resultados obtidos com a análise térmica para essa amostra (ver Figura 25). Devido à elevada dureza tanto da cementita, quanto da ledeburita, a amostra de referência obteve o maior valor de dureza se comparada às amostras com adição de SiC e inoculante (ver Tabela 8). As fotomicrografias comprovam ainda o resultado obtido para análise térmica realizada para a amostra de referência que indicou a formação de um ferro fundido branco.

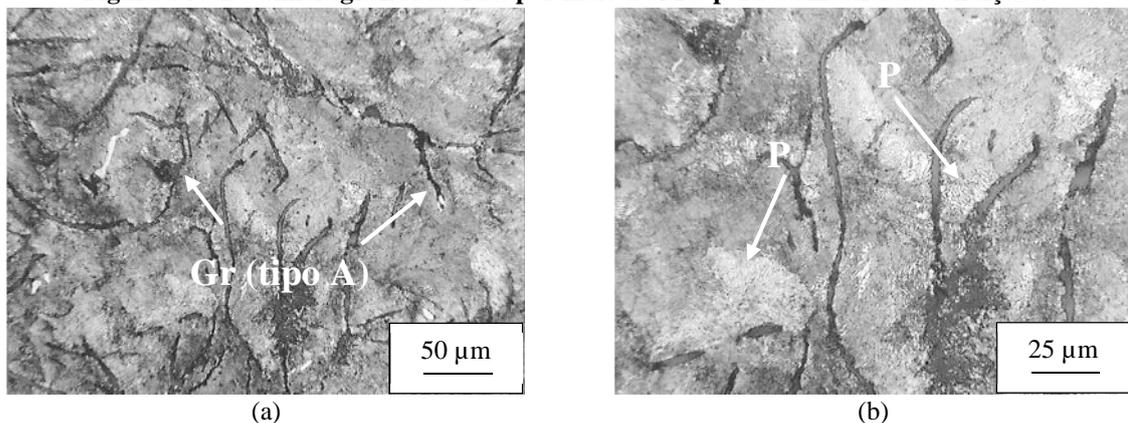
Figura 33 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para as amostras sem inoculação.



Ampliações idênticas para as amostras da (a) Fusão 1 e da (b) Fusão 3, ambas sem inoculação. Fe₃C = cementita. Fonte: Própria autora.

As fotomicrografias contidas na Figura 34 indicam uma predominância das grafitas lamelares do tipo A que são as mais favoráveis e era o que se esperava obter devido ao processo de inoculação. Além disso, comprovam uma existência predominante da matriz de perlita nas amostras de todas as condições analisada pelo gráfico da Figura 32.

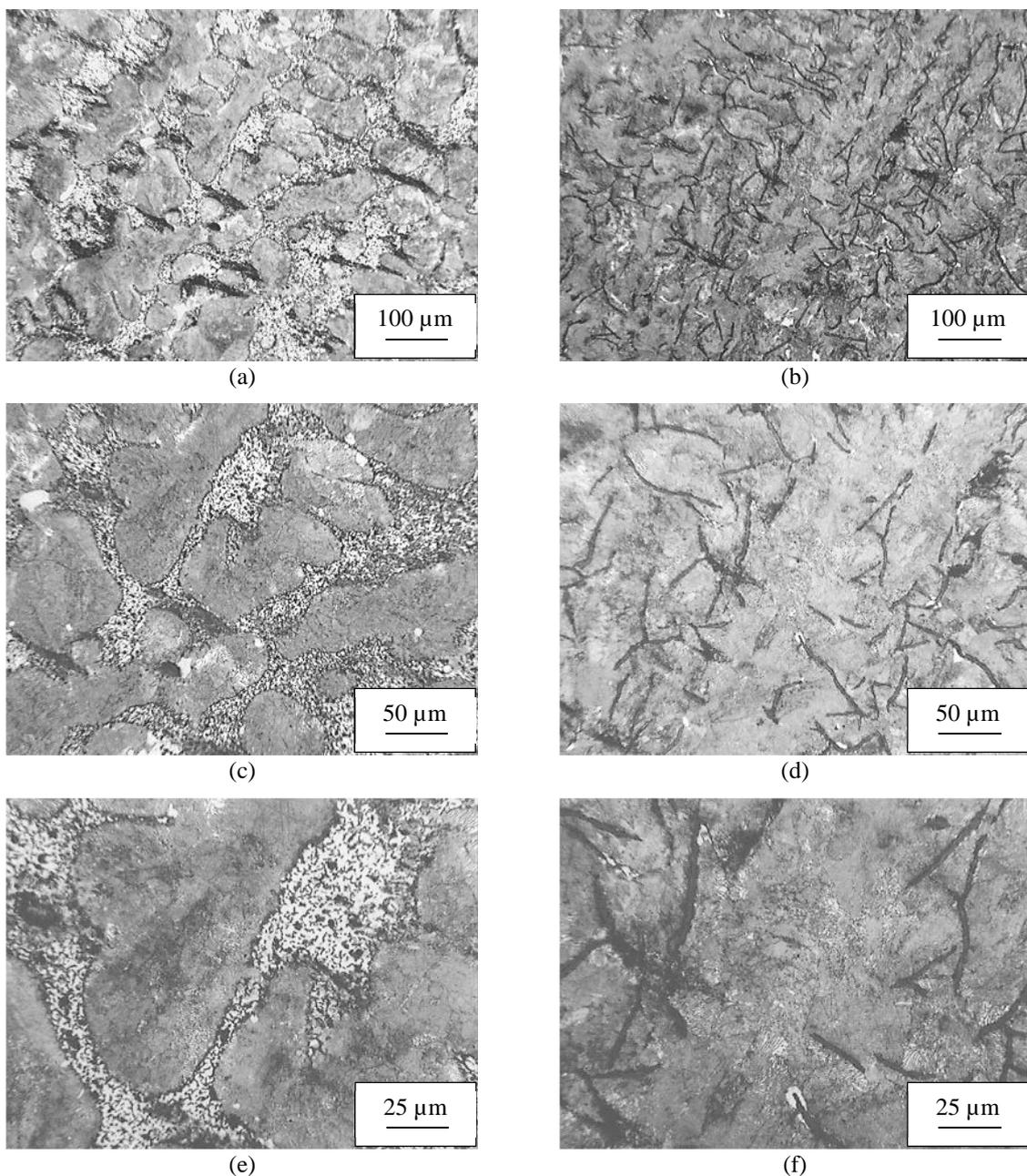
Figura 34 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra da condição 5.



Ampliações distintas (a) e (b), sendo Gr = grafita. P = perlita. Fonte: Própria autora.

Do mesmo modo que ilustram as fotomicrografias da Figura 30, as contidas na Figura 35 ilustram uma condição presente em praticamente todas as amostras avaliadas neste trabalho que é apresentar diferentes tipos de grafita lamelar, no caso, é possível observar os tipos A e D. As imagens (a), (c) e (e) representam ampliações diferentes para uma mesma região em que é formada a grafita lamelar do tipo D, que apresenta veios curtos e pequenos no espaço interdendrítico. Enquanto que as imagens (b), (d) e (f) representam ampliações diferentes da região em que ocorre a grafita do tipo A.

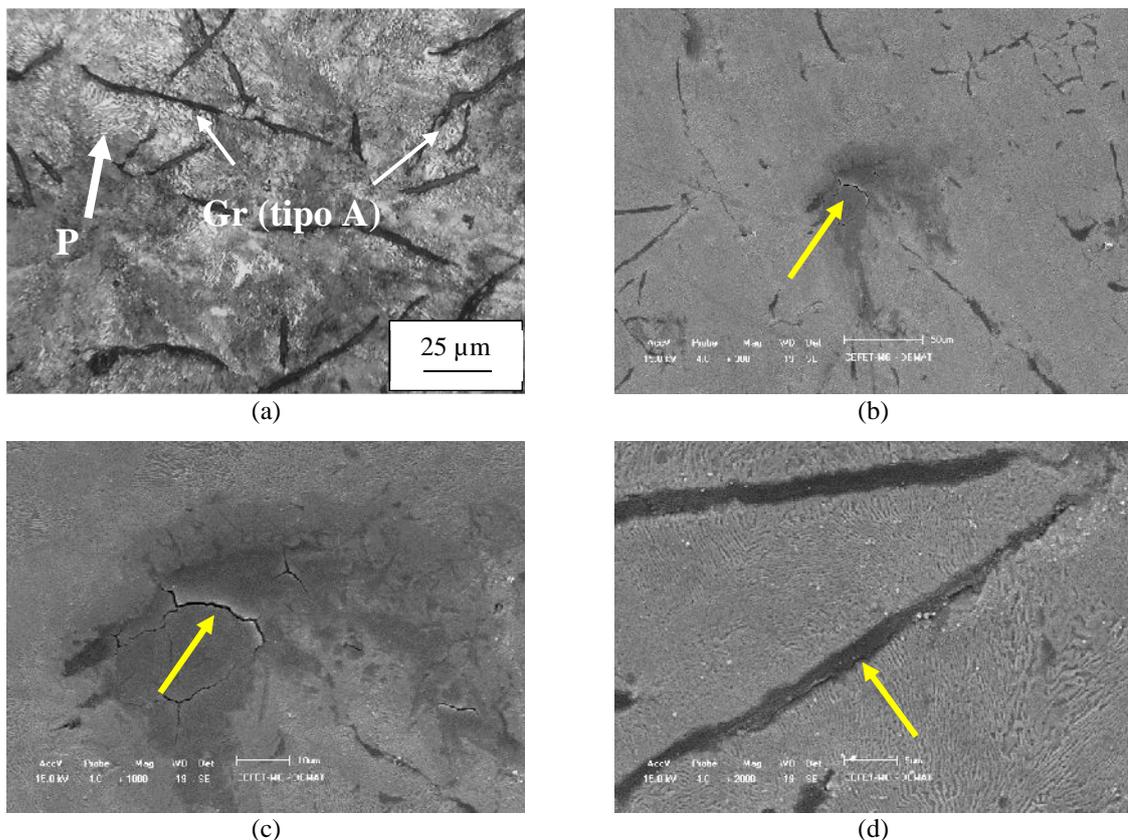
Figura 35 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO para a amostra da condição 6 à temperatura de vazamento de 1500 °C.



Ampliações distintas (a), (c) e (e), mas sendo (a) e (b) mesma ampliação e (c) e (d) mesma ampliação e (e) e (f) mesma ampliação. Fonte: Própria autora.

Na Figura 36, a fotomicrografia (a) ilustra uma estrutura que apresenta grafitas lamelares do tipo A em uma matriz perlítica, que indicariam a melhor morfologia apresentada para os veios de grafita em um ferro fundido cinzento. Pela análise térmica, foi possível analisar que essa condição não se apresentou satisfatória, obtendo elevados valores para os parâmetros que influenciam o super resfriamento e a recalescência. Essa contradição pode ser desfeita devido uma análise mais profunda da microestrutura dessa amostra, devido ao maior alcance de ampliação do MEV em relação ao MO. As fotomicrografias (b) e (c) indicam a presença de microfissuras nas regiões mais escuras e inclusive no contorno da grafita (fotomicrografia (d)). As regiões mais escuras correspondem a um maior teor de grafita, no entanto, devido a utilização de apenas carbeto de silício, sem inoculante, é possível que essa grafita não estivesse completamente estabilizada e possa ter apresentado maior fragilidade nas regiões de contorno, que tendem a concentrar mais tensões residuais, levando a formação das microfissuras.

Figura 36 – Fotomicrografias obtidas por meio do MO e do MEV para a amostra da condição 6 à temperatura de vazamento de 1400 °C.



(a) Fotomicrografia obtida por MO. (b), (c) e (d) Fotomicrografias obtidas por MEV com ampliações distintas. Gr = grafita. P = perlita. Setas amarelas indicam a presença das microfissuras. Fonte: Própria autora.

6 CONCLUSÃO

- A partir da realização desse trabalho, foi possível concluir que a substituição do inoculante tradicional, como o Fe-Si, pelo carbetto de silício (SiC) é viável de maneira parcial, sendo que a fração que apresentou as melhores propriedades foram 25 % de SiC e 75 % de inoculante.
- A granulometria de SiC que obteve melhor incorporação no ferro fundido está na faixa de 1,40 a 3,35 mm.
- O teor ideal promoveu ainda o alcance de bons parâmetros de recalescência e super resfriamento obtidos por meio da análise térmica, caracterizando a formação do ferro fundido cinzento ao invés do ferro fundido branco obtido na amostra de referência.
- A substituição total do inoculante por SiC não é viável pois diminui o limite de resistência à tração e eleva a dureza do material o que, conseqüentemente, aumenta sua fragilidade. Além disso, promove elevados valores de super resfriamento e recalescência do material.
- A caracterização metalográfica permitiu obter fotomicrografias das estruturas das amostras indicando a formação, na maioria delas, de um tipo intermediário de ferro fundido, denominado ferro fundido mesclado, que possui propriedades intermediárias entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido branco.

REFERÊNCIAS

- ACHESON, E. G. (1893). **Production of artificial crystalline carbonaceous materials**. USPTO. USA: 4. [S.l.].
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6508-01**: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Rockwell - Parte 1: Método de ensaio (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T). Rio de Janeiro, 2008.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6589**: Peças em ferro fundido cinzento classificadas conforme a resistência à tração. Rio de Janeiro, 1986.
- BENECKE, T. **Process for treating cast iron melts with silicon carbide**, US Patent No.4642135, 1978.
- CABEZAS, C. S. **Metodologia para estimativa do potencial de nucleação de um banho de ferro fundido com composição hipereutética via análise térmica**. 2005. 226 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2005.
- CALLISTER, Jr., William D. **Ciência e Engenharia dos Materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705 p.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 600 p.
- CHISAMERA, M.; *et al.* Structure characteristics of Ba/Ca/Sr inoculated hypoeutectic grey cast irons. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 24, p. 363–369, 2011.
- _____. Thermal analysis control of in-mould and ladle inoculated grey cast irons. **China Foundry**, v. 6, p. 145–151, 2009.
- ÇÖL, M. *et al.* The role of boron content in high alloy white cast iron (Ni-Hard 4) on microstructure, mechanical properties and wear resistance. **Wear**, Turquia, v. 348-349, p. 158-165, fev. 2016.
- COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008. 652 p.
- EDALATI, K.; AKHLAGHI, F.; NILI-AHMADABADI, M. Influence of SiC and FeSi addition on the characteristics of gray cast iron melts poured at different temperatures. **Journal of Materials Processing Technology**, Tehran, v. 160, p. 183-187, jun. 2005.
- FARIA, R. B.; *et al.* Avaliação do grau de nucleação do ferro fundido cinzento hipoeutético em forno cubilô e em forno a indução através de análise térmica de solidificação. In: Congresso de Fundição – CONAF, 17., 2015, São Paulo, **Anais...**, São Paulo, out. 2015.
- FUOCO, R. *et al.*, Interpretação de curvas de análise térmica de ferros fundidos com grafita vermicular. **Fundição e Matérias Primas**, v. 35, [S.l.], 2000.

HUERTA, E.; POPOVSKI, V. A study of hold time, fade effects and microstructure in ductile iron. In: **Proceedings of the AFS Cast Iron Inoculation Conference**, p.43–55, 2005.

DURAN, P. V. **Emprego de análise térmica na solidificação de ferros fundidos**. 1985. 86 f. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1985.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 945-1: Microstructure of cast irons – Part 1: Graphite classification by visual analysis**. [S.l.], 2008.

LIMA, T. C. F. **Estudo da utilização de briquetes de matéria prima na produção de carbureto de silício**. 2011. 109 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

LINDSTAD, L. H. **Recrystallization of Silicon Carbide**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia) – Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, 2002.

LOPES, Wellington. **Apostila de Caracterização e Ensaio Mecânicos**. Belo Horizonte: [s.n.], 2014. Paginação irregular.

OLOYEDE, O. *et al.* Microstructure evolution and mechanical properties of drop-tube processed, rapidly solidified grey cast iron. **Materials Science & Engineering: A**, Leeds, v. 654, p. 143–150, jan. 2016.

POPESCU, M.; ZAVADIL, R.; SAHOO, M. SiC – The most efficient addition to increase the nodule count in ductile iron. **International Journal of Metalcasting**, Ottawa, p. 53-63, 2009.

RIPOSAN, I.; *et al.* Identifying chill tendency of cast iron melts by thermal analysis. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 26, p. 152–159, 2013.

_____. Three-stage model for nucleation of graphite in grey cast iron. **Material Science Technologie**, v. 26, p. 1439–1447, 2010.

SANTOS, Adalberto Blerrenbach de Souza; BRANCO, Carlos Haydt Castello. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 1991. 205 p.

SILVA, J. A. **Análise Térmica na Solidificação de Ferros Fundidos Cinzentos Hipoeutéticos**. 2007. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas: [S.n.] 2007.

VADIRAJ, A.; BALACHANDRAN, G.; KAMARAJ, M. Effect of misch metal inoculation on microstructure, mechanical and wear properties of hypoeutectic gray cast irons. **Materials and Design**, Chennai, v. 30, p. 4488-4492, 2009.

VAŠKO, A. Microstructure and mechanical properties of synthetic nodular cast iron. **Archives of Foundry Engineering**, Žilina, v. 10, p. 93-98, jan. 2010.