



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
INSTITUTO FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Campus Caxias do Sul

Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais

**EFEITO DO ELEMENTO DE LIGA NIÓBIO NA CONDUTIVIDADE TÉRMICA,  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA DE FERRO  
FUNDIDO CINZENTO**

Marcos Alexandre da Silva

Dissertação de mestrado submetida ao programa de Pós-Graduação do IFRS – Instituto Federal do Rio Grande do Sul como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Tecnologia dos Materiais do curso de Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Professor Dr. **Juliano Cantarelli Toniolo**

Caxias do Sul  
2017

62

S586e

Silva, Marcos Alexandre da

Efeito do elemento de liga nióbio na condutividade térmica, microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga de ferro fundido cinzento / [manuscrito] / Marcos Alexandre da Silva; Orientador, Juliano Cantarelli Toniolo. -- Caxias do Sul, RS : 2017.  
104 f. : il.

Trabalho de Conclusão de Curso (mestrado) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul, *Campus* Caxias do Sul. Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

Inclui anexo

1. Engenharia - Tecnologia. 2. Engenharia de materiais. 3. Nióbio. 4. Ferro fundido cinzento. 5. Microestrutura. 6. Propriedades mecânicas. 7. Condição de resfriamento. 8. Condutividade térmica. I. Toniolo, Juliano Cantarelli. II. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais. III. Título.

CDU 62

**MARCOS ALEXANDRE DA SILVA**

**TÍTULO DO TRABALHO FINAL OU QUALIFICAÇÃO**

Trabalho Final apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre Profissional em Tecnologia e Engenharia de Materiais.

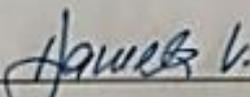
**BANCA EXAMINADORA**



Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes - UFRGS



Prof. Dr. Cleber Rodrigo de Lima Lessa - IFRS



Prof. Dra. Daniela Lupinacci Villanova - IFRS



Orientador: Prof. Dr. Juliano Cantarelli Toniolo - IFRS

Apresentado e aprovado em: 17, de novembro de 2017.

Local da defesa: IFRS, Campus Caxias do Sul.

**“Eu não tenho nenhum talento especial, apenas sou apaixonadamente curioso. A pessoa que nunca cometeu um erro é aquela que nunca tentou algo novo.”  
(Albert Einstein, 1879 – 1955).**

**“A maravilhosa disposição e harmonia do universo só pode ter tido origem segundo o plano de um “Ser” que tudo sabe e tudo pode. Isso fica sendo a minha última e mais elevada descoberta.”  
(Isaac Newton, 1643 – 1727).**

## AGRADECIMENTOS

A Deus que me deu forças e persistência.

À minha mãe, Ana Alexandre da Silva, pelo incentivo e carinho.

Ao meu pai, José Mir da Silva, *in memoriam*.

À minha esposa Andyara e minha filha Amanda, pela paciência, compreensão, amor, carinho e incentivo prestado em todos os momentos.

Aos meus irmãos, Samuel, Marcia, João Vitor e Cléo, pelo incentivo e carinho.

À minha sogra Eliana e meu sogro Abelino, pelo incentivo e carinho.

A todos os professores e colaboradores do Instituto Federal do Rio Grande do Sul. Em especial aos professores Dr. Juliano Cantarelli Toniolo pela orientação, ensino, incentivo e oportunidade de desenvolvimento deste trabalho. Aos professores Dr. Cleber Rodrigo de Lima Lessa e Dr. Rafael Menezes Nunes, pelas sugestões, orientações e ensinamentos prestados com a avaliação de pré-banca. Ao professor Dr. André Zimmer, pelos ensinamentos e ajuda prestada na realização dos testes aplicados neste trabalho.

A empresa Metalúrgica Spillere, nas pessoas dos senhores Renato Spillere e Aguinaldo Pereira Gonsalez, pela ajuda na fabricação dos materiais usados para elaboração deste trabalho.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	III
LISTA DE TABELAS .....	VII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	VIII
RESUMO .....	XI
ABSTRACT .....	XII
1. INTRODUÇÃO.....	18
2. OBJETIVOS.....	19
3. IMPORTÂNCIA ECONÔMICA E CIENTÍFICA .....	20
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
4.1 SISTEMA DE FREIO A TAMBOR .....	21
4.1.1 Materiais para Fabricação de Tambores de Freio.....	22
4.1.2 Desgaste e Atrito .....	24
4.1.3 Aquecimento do Tambor de freio.....	26
5 FERROS FUNDIDOS.....	29
5.1 SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS .....	29
5.2 TIPOS DE FERROS FUNDIDOS – CLASSIFICAÇÃO .....	32
5.2.1 Fatores que Influenciam a Estrutura dos Ferros Fundidos .....	33
5.2.2 Influência do Silício e Carbono Equivalente no Ferro Fundido .....	34
5.2.3 Influência da Velocidade de resfriamento no Ferro Fundido .....	36
5.3 FERRO FUNDIDO CINZENTO.....	39
5.3.1 Solidificação e Crescimento das Grafitas no Ferro Fundido Cinzento .....	40
5.3.2 Características do Ferro Fundido Cinzento Relacionadas a Estrutura .....	41
5.4 NORMAS E CLASSES DE FERRO FUNDIDO CINZENTO .....	43
5.4.1 Classificação das Grafitas no Ferro Fundido Cinzento .....	43
5.4.2 Normas para Classificação e Produção de Fundido Cinzento.....	45
5.5 CONDUTIVIDADE TÉRMICA DO FERRO FUNDIDO CINZENTO.....	47
6. NIÓBIO .....	49
6.1 FERRO FUNDIDO CINZENTO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO.....	50
6.1.1 Efeito do Nióbio na Estrutura do Ferro Fundido Cinzento .....	52
7. MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
7.1 PRODUÇÃO E VAZAMENTO DOS CORPOS DE PROVA .....	58

7.1.1	Confecção dos Moldes .....	58
7.1.2	Corpos de Prova Fundidos.....	59
7.2	TÉCNICAS DE ANÁLISE .....	65
7.2.1	Composição Química .....	65
7.2.2	Ensaio de Tração .....	65
7.2.3	Análise de Dureza Brinell e Microdureza Vickers .....	66
7.2.4	Análise da Microestrutura .....	69
7.2.5	Ensaio de Condutividade Térmica.....	71
8.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	75
8.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	75
8.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DUREZA.....	76
8.2.1	Microscopia Eletrônica de Varredura e Dureza .....	76
8.2.2	Análise Metalográfica e Dureza .....	83
8.2.2	Análise Metalográfica dos Materiais Após Aquecimento e Resfriamento ao Ar .....	87
8.3	ENSAIO DE TRAÇÃO .....	88
8.4	ENSAIO DE CONDUTIVIDADE TÉRMICA .....	89
8.4.1	Validação do Ensaio de Condutividade Térmica .....	89
8.4.2	Condutividade Térmica do Material GG 25 Com e Sem Adição de Níbio .....	90
9.	CONCLUSÕES .....	92
10.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	93
11.	REFERÊNCIAS .....	94

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Sistema de freio a tambor e componentes. ....	22
Figura 2 - Difusividade térmica versus aumento máximo de temperatura.....	23
Figura 3 – Desgaste adesivo (a) e desgaste abrasivo (b). ....	24
Figura 4 – Pares de desgaste em sistemas de freio. ....	25
Figura 5 – Pressão, Desgaste e Temperatura do Freio a Tambor Ensaiado em Dinamômetro.	27
Figura 6 - Condições de desgastes encontradas em tambores de freio: (a) desgaste uniforme; (b) trincas devido a fadiga térmica; (c) pontos escuros ou manchas térmicas; (d) vitrificação ou espelhamento da superfície interna do tambor. ....	28
Figura 7 - ferro fundido cinzento submetido a fadiga térmica por Zhou. ....	28
Figura 8 - (a) Micro trincas originadas pela fadiga térmica; (b) Agulhas de martensita.....	29
Figura 9 – Diagrama metaestável Fe-Fe <sub>3</sub> C. ....	30
Figura 10 – Diagrama estável Fe-C-Si para uma liga contendo 2%Si. ....	30
Figura 11 - Secção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C. TEE – Temperatura de equilíbrio estável; TEM – Temperatura de equilíbrio metaestável. .....	31
Figura 12 - Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio eutético, (a) elementos grafitizantes e (b) elementos que promovem a formação de carbonetos. ....	31
Figura 13 - Aspecto Geométrico dos Tipos de Grafitas. ....	33
Figura 14– Diagrama Fe-C-Si para quatro diferentes teores de Si.....	34
Figura 15– Curvas de resfriamento e a influência da velocidade de resfriamento sobre o super resfriamento. ....	36
Figura 16 – Cunha de coquilhamento utilizada para demonstrar a influência da taxa de resfriamento e teor de Si em ferros fundidos.....	38
Figura 17 - Dendritas de austenita e célula eutética (grafita + austenita) em ferro fundido cinzento. A grafita é contínua na célula eutética e apresenta a forma de plaquetas.....	39

Figura 18 - Cristalografia e Direção de Crescimento da Grafita Lamelar.....	41
Figura 19 - Intensidade de Tensões da Grafita na Forma de Lamelas. ....	42
Figura 20 - Capacidade de amortecimento do ferro fundido em comparação ao aço pelo método de ensaio Foeppl-Pertz. ....	43
Figura 21 – Tipos de Grafita em Ferro Fundido Cinzento. ....	44
Figura 22 - Tamanho das Lamelas de Grafita em Ferro Fundido Cinzento.....	45
Figura 23 - Fluxo de Calor em Ferro Fundido Nodular, Vermicular e Cinzento.....	47
Figura 24 - Efeito do Teor de Carbono Sobre a Condutividade Térmica do Ferro Fundido Cinzento.....	48
Figura 25 - Influência da Adição de Nióbio na Contagem de Células Eutéticas e na Resistência à Tração em Diferentes Tipos de Ferro Fundido Cinzento. ....	53
Figura 26 - Sistema Binário Fe + 4,23% C - Nbc Indicando a Sequência de Precipitação para 0,3% em Peso de Nb, e a Solubilidade do Nb, V E Ti na Austenita. ....	55
Figura 27 - Microestruturas de Diferentes Tipos de Ferro fundido contendo NbC. A – Ferro Fundido Cinzento; B – Ferro Fundido Nodular; C – Ferro Fundido Mesclado. ....	55
Figura 28 – Micrografia com Fragmento de Nb não Dissolvido.....	56
Figura 29 - Secção a 1500 °C do Sistema Fe-Nb-C Mostrando a Dissolução de Fe-Nb em Ferro Fundido. ....	57
Figura 30 - Tempo de Dissolução de Fe-Nb em Ferro Fundido Cinzento (4,23% de C) em Função da Temperatura do Banho e Tamanho dos Grãos de Fe-Nb.....	57
Figura 31 - Fluxograma com etapas de fabricação dos moldes em areia verde. ....	59
Figura 32 - Moldes para vazamento dos corpos de prova. ....	59
Figura 33 - Fluxograma com etapas de fabricação dos CP na fundição.....	60
Figura 34 – (A) forno a Indução, (B) panela de vazamento. ....	61
Figura 35 - Coquilha para verificação e refino da composição química. ....	61

Figura 36 – (A) transferência do metal para a panela de vazamento, (B) vazamento dos CP's em GG 25. ....	62
Figura 37 – (A) material não incorporado, (B) partícula de Nb não dissolvida pelo banho metálico. ....	62
Figura 38 - Verificação do aumento de temperatura para dissolução do Nb no banho metálico. ....	63
Figura 39 - FeNb dissolvido pelo banho metálico.....	63
Figura 40 – (A) transferência do metal para a panela de vazamento, (B) vazamento dos CP em GG 25 com Nb.....	64
Figura 41 – (A) corpo de prova fundido, (B) dimensões.....	64
Figura 42 – (A) corpo de prova fundido, (B) dimensões - largura 35 mm.....	64
Figura 43 - Espectrômetro de Emissão Óptica .....	65
Figura 44 – Máquina para ensaio de Tração.....	66
Figura 46 – Corpo de prova para ensaio de tração. ....	66
Figura 46 – Durômetro Brinell .....	67
Figura 47 – Corpo de prova para ensaio de dureza .....	67
Figura 48 – Corpo de prova para verificação de dureza Vickers .....	68
Figura 49 – Microdurômetro .....	68
Figura 50 – Microscópio Óptico.....	70
Figura 51 – Microscópio Eletrônico de Varredura.....	71
Figura 52 – Posição dos CP e termopares. ....	72
Figura 53 – Equipamento para ensaio de condutividade térmica.....	74
Figura 54: A – Montagem dos corpos de prova; B – Manta térmica e termopares.....	74
Figura 55 – Lamelas de grafita encontradas no material GG 25 sem Nióbio na composição..	77
Figura 56 – Lamelas de grafita encontradas no material GG 25 com Nióbio na composição .	77

Figura 57 – Quantidade e percentual de lamelas de grafita encontradas no material GG 25 sem Nióbio na composição verificadas com ImageJ .....	78
Figura 58 – Quantidade e percentual de lamelas de grafita encontradas no material GG 25 com Nióbio na composição verificadas com ImageJ .....	78
Figura 59 – Evolução da dureza em função da área e tamanho das lamelas de grafita.....	79
Figura 60 – Matriz metálica material GG 25 sem Nióbio .....	80
Figura 61 – Matriz metálica material GG 25 com Nióbio.....	80
Figura 62 – Mapa EDS material GG 25 com Nióbio. ....	81
Figura 63 – Mapa EDS material GG 25 com Nióbio. ....	82
Figura 64 – Carbonetos de Nióbio (Partículas ricas em Nióbio).....	83
Figura 65 – Metalografias região 1 sem Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)....	84
Figura 66 - Metalografias região 2 sem Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital) ....	84
Figura 67- Metalografias região 3 sem Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital) ....	84
Figura 68- Metalografias região 1 com Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital) .....	85
Figura 69- Metalografias região 2 com Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital) .....	85
Figura 70- Metalografias região 2 com Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital) .....	85
Figura 71- Evolução dos resultados da tabela 15 – Material GG 25 sem Nióbio .....	86
Figura 72- Evolução dos resultados da tabela 16 – Material GG 25 com Nióbio.....	86
Figura 73 – Análises metalográficas: A – Sem Nióbio; B – Com Nióbio.....	87
Figura 74 – Impressão gerada pelo Microdurômetro .....	88
Figura 75 – Evolução resultados do ensaio de tração.....	88

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação dos Ferros Fundidos .....	32
Tabela 2 - Composição Química de Ferros Fundidos Cinzentos .....	39
Tabela 3 – Resistência das Classes de Ferro Fundido Cinzento.....	46
Tabela 4 - Composição Química das Classes de ferro Fundido Cinzento.....	46
Tabela 5 – Correlação para Classificação de Ferro Fundido Cinzento em Diferentes Normas. .....	47
Tabela 6 - Valores de Condutividade Térmica para Diferentes Constituintes do Ferro Fundido Cinzento.....	48
Tabela 7 - Condutividade térmica (W/(m.K) para classes de ferro fundido cinzento. ....	49
Tabela 8 - Composição Química e Propriedades Mecânicas Obtidas em Ferro Fundido Cinzento com Nióbio.....	50
Tabela 9 - Propriedades físicas do Carboneto de Nióbio – NbC obtidas em ferro fundido cinzento.....	51
Tabela 10 - Efeito do Nióbio na Estrutura do Ferro Fundido Cinzento. ....	52
Tabela 11 - Diâmetro Médio e Contagem de Células Eutéticas sob Influência do % de Nb. ...	54
Tabela 12 - Composição química final dos CP construídos em GG 25 sem Nb.....	75
Tabela 13 - Composição química final dos CP construídos em GG 25 com Nb .....	75
Tabela 14 - Carbono Equivalente .....	76
Tabela 15 – Resultados encontrados com ImageJ .....	79
Tabela 16 – Análise qualitativa e quantitativa do material GG 25 Sem Nióbio .....	84
Tabela 17 – Análise qualitativa e quantitativa do material GG 25 com Nióbio.....	85
Tabela 18 – Resultados do ensaio de tração .....	88
Tabela 19 – Posições dos termopares verificadas para o teste do cobre .....	90
Tabela 20 – Temperaturas dos termopares verificadas para o teste do cobre .....	90
Tabela 21 – Resultado da condutividade térmica ( $\lambda$ 's) verificada para o cobre .....	90

Tabela 22 – Posições dos termopares verificadas para o teste do material GG 25 com e sem adição de Nióbio.....	90
Tabela 23 – Temperaturas dos termopares para o teste do material GG 25 com e sem adição de Nióbio .....	91
Tabela 24 – Resultados da condutividade térmica ( $\lambda$ 's) do material GG 25 com e sem adição de Nióbio .....	91

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Fe	Ferro
Fe <sub>3</sub> C	Cementita
Si	Silício
C	Carbono
CE	Carbono Equivalente
P	Fosforo
Cr	Cromo
Cu	Cobre
S	Enxofre
Ti	Titânio
V	Vanádio
NbC	Carboneto de Nióbio
FoFo	Ferro Fundido
FeNb	Ferro liga de Nióbio
CP	Corpo de Prova
Nb	Nióbio
$\lambda$ 's	Condutividade Térmica
$\lambda_M$	Condutividade Térmica dos CP padrões
$q'_{T}$	Fluxo de calor do corpo de prova padrão inferior
$q'_{B}$	Fluxo de calor do corpo de prova padrão superior
Z1	Posição dimensional do Termopar 1
Z2	Posição dimensional do Termopar 2
Z3	Posição dimensional do Termopar 3
Z4	Posição dimensional do Termopar 4
Z5	Posição dimensional do Termopar 5
Z6	Posição dimensional do Termopar 6
T1	Temperatura do Termopar da Posição 1
T2	Temperatura do Termopar da Posição 2
T3	Temperatura do Termopar da Posição 3
T4	Temperatura do Termopar da Posição 4
T5	Temperatura do Termopar da Posição 5
T6	Temperatura do Termopar da Posição 6
K	Kelvins

W	Watts
m	Metros
$\mu\text{m}$	Mícrons
T	Temperatura em Kelvins

## RESUMO DO TRABALHO

Este trabalho teve como principal objetivo o estudo da microestrutura, propriedades mecânicas e condutividade térmica da liga de ferro fundido cinzento GG 25. A proposta consiste na análise comparativa, verificando as alterações microestruturais provocadas pela adição de 0,36 % de nióbio nesta liga e seu reflexo nas propriedades mecânicas e condutividade térmica. Também foram estudadas as alterações microestruturais provocadas pelo aquecimento do material até 900°C com posterior resfriamento ao ar e, diferentes condições de resfriamento. O estudo foi realizado através de investigações metalográficas, análises de dureza, resistência mecânica e análise da condutividade térmica. Observou-se que a adição de nióbio na liga de ferro fundido cinzento alterou a morfologia das lamelas de grafita, aumentou as propriedades mecânicas e reduziu a condutividade térmica do material. Também foi observado que condições de resfriamento mais bruscas afetam a microestrutura do ferro fundido cinzento, elevando também sua dureza. Quanto ao aquecimento até 900°C com posterior resfriamento ao ar, não foi observado a formação de martensita ou cementita.

***Palavras Chaves:*** Nióbio. Ferro Fundido Cinzento. Microestrutura. Propriedades Mecânicas. Condição de Resfriamento. Condutividade Térmica.

## ABSTRACT

The main objective of this work was to study the microstructure, mechanical properties and thermal conductivity of the gray cast iron alloy GG 25. The proposal consists in the comparative analysis, checking the microstructural changes caused by the addition of 0,36% of niobium in this alloy and its effect on mechanical properties and thermal conductivity. Microstructural changes caused by heating the material up to 900 ° C with subsequent air cooling and different cooling conditions were also studied. The study was carried out by metallographic investigations, hardness analyzes, mechanical strength and thermal conductivity analysis. It was observed that the addition of niobium in the gray cast iron alloy changed the morphology of the graphite lamellar, increased the mechanical properties and reduced the thermal conductivity of the material. It was also observed that more abrupt cooling conditions affect the gray iron microstructure, also raising its hardness. As for heating up to 900 ° C with subsequent air cooling, the formation of martensite or cementite wasn't observed.

***Key words:*** *Niobium. Gray Cast Iron. Microstructures. Mechanical Properties. Cooling Condition. Thermal Conductivity.*

## 1. INTRODUÇÃO

Na atualidade, devido ao desenvolvimento acelerado da agroindústria e o aumento das exportações, observa-se no Brasil a tendência ao uso crescente de veículos pesados e longos no transporte rodoviário de cargas. Nestes veículos pode-se observar a combinação entre um caminhão, denominado cavalo trator, acoplado a implementos rodoviários para o transporte de cargas.

Os implementos rodoviários têm como principal função acomodar os mais diversos tipos de cargas transportadas. Nos últimos anos devido a necessidade de se transportar maiores cargas, bem como ao aumento da velocidade média no transporte das cargas devido a maior potência dos motores dos cavalos tratores, os implementos têm sido a cada dia mais exigidos em sua aplicação. Exigências estas que influenciam desde a construção de suas estruturas, que devem suportar as grandes cargas transportadas, até seus sistemas de freio, que devem promover confiança e segurança nos momentos de frenagem.

Dentro de sua construção, o sistema de freio de um implemento rodoviário também é constituído por tambores e lonas de freio. No momento da frenagem a lona de freio é pressionada contra o tambor, e o contato entre ambos deve promover a desaceleração do implemento. Devido ao atrito oriundo do contato entre lona e tambor ocorre um aumento na temperatura do sistema, que por sua vez deve apresentar uma rápida recuperação, ou seja, para não ter seu funcionamento prejudicado o tambor de freio deve apresentar, entre várias características, uma boa dissipação de calor.

Neste contexto, apresenta-se como de muita relevância o estudo de novos materiais para construção de tambores de freio, principalmente no que tange a capacidade deste componente em dissipar calor, a fim de promover maior vida útil, eficiência e segurança no sistema de freio. Segurança e eficiência são as características mais exigidas do sistema de freio de um implemento rodoviário. Considerado um item de suma importância no projeto, o sistema de freio deve garantir a segurança em quaisquer condições, sendo colocado diariamente em situações de esforço e altas temperaturas. Meios que permitam garantir a segurança na frenagem e aumento de vida útil do sistema de freio tornam-se imprescindíveis.

Rhee (1970) relata que a maneira de reduzir a tendência ao *fading* – perda do atrito em função do aquecimento gerado pelas superfícies em contato do sistema de freio, e aumentar a vida útil do sistema, é reduzir a temperatura na interface do par de fricção (lona/tambor) através do uso de rotores/tambor com materiais de elevada condutividade térmica.

A baixa dissipação de calor em tambores é um dos fatores que afetam o desempenho do sistema de freio de um implemento rodoviário. Ao esquentar, o tambor de freio dilata radialmente afastando-se das lonas, e esse aquecimento também afeta o coeficiente de atrito dos materiais (Fading), sendo necessário, desta forma, um maior curso e pressão no pedal de freio para aplicação do torque necessário para realizar a frenagem. A alta temperatura afeta diretamente o sistema de freio reduzindo-lhe a eficiência. O aquecimento também pode levar ao desgaste e quebra de vários componentes do sistema, podendo gerar falha e ocasionar um grave acidente.

## **2. OBJETIVOS**

A seguir serão apresentados os objetivos deste trabalho, os quais foram divididos em objetivo geral e objetivos específicos.

### **2.1 OBJETIVO GERAL**

O presente trabalho tem como objetivo geral o estudo da microestrutura, propriedades mecânicas e condutividade térmica da liga de ferro fundido cinzento GG 25 para aplicação na fabricação de tambores de freio de veículos rodoviários. A proposta consiste na análise comparativa, verificando as alterações microestruturais provocadas pela adição de 0,36 % de Nióbio nesta liga e seu efeito nas propriedades mecânicas e condutividade térmica da liga.

### **2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

Para a obtenção do objetivo proposto, foi necessário atingir os seguintes objetivos específicos:

- Caracterização da composição química da liga de ferro fundido com adição e sem adição de Nióbio;
- Caracterização da estrutura, propriedades mecânicas e condutividade térmica da liga de ferro fundido cinzento GG 25 aplicada neste trabalho;
- Caracterização da estrutura, propriedades e condutividade térmica da liga de ferro fundido cinzento GG 25 com adição de 0,36 % de nióbio;

- Avaliação, de forma comparativa, do efeito do elemento de liga nióbio sobre o tipo, disposição e percentual de grafita lamelar das ligas de ferro fundido cinzento GG 25 com e sem nióbio na composição;
- Avaliar a microestrutura e dureza verificadas na liga de ferro fundido cinzento com e sem adição de nióbio em diferentes condições de resfriamento;
- Verificar possíveis alterações na microestrutura do material GG 25 com e sem adição de nióbio, após aquecimento até aproximadamente 900 °C e resfriamento ao ar.

### **3. IMPORTÂNCIA ECONÔMICA E CIENTÍFICA**

Tambores de freio fabricados com ferro fundido cinzento fazem parte da construção de grande parte da frota de caminhões e veículos de carga produzidos no Brasil. O tambor de freio é essencialmente um dispositivo de dissipação e, portanto, deve dissipar uma grande quantidade de calor quando da utilização do sistema de freio. Eles devem ser projetados para absorver e transferir este calor sem causar danos a si mesmo ou a seu entorno. Frequentemente, é a habilidade de transferir calor de um sistema de freio que limita sua capacidade (NORTON, 2004).

O processo de frenagem veicular consiste basicamente em aplicar uma força sobre o material de fricção, pressionando-o contra o tambor, gerando um atrito capaz de controlar ou interromper o movimento do mesmo durante o processo de frenagem. O par tribológico sofre desgaste e deformações que são minimizados com baixas temperaturas de trabalho alcançadas através de boas condições de dissipação de calor do sistema de freio. Para as análises dos materiais de fricção (lonas de freio) quando utilizadas diretamente no sistema de freio, o tambor é uma variável importante a ser considerada. Em razão do contato entre as lonas e tambor durante a frenagem, ocorrem transformações na superfície de frenagem do tambor. Transformações estas, oriundas dos mecanismos de desgaste e altas temperaturas do sistema, que podem resultar na formação de filme depositado do material da lona de freio, manchas térmicas, pontos duros, ranhuras, sulcos, trincas e deformações estruturais da superfície de frenagem do tambor (SILVA, 2013).

O ferro fundido cinzento possui excelentes propriedades, entre elas boa usinabilidade, boa condutividade térmica e capacidade de absorver vibrações, permitindo a aplicação dessas ligas em uma vasta gama de produtos aplicados nos mais diversos segmentos. A difusão do conhecimento sobre os ferros fundidos cinzentos permite o entendimento das alterações

estruturais e das propriedades desse material decorrentes dos processos de inoculação, diferentes condições de resfriamento em moldes de areia e utilização de elementos de liga como nióbio. A análise sistemática das alterações de microestrutura, propriedades mecânicas e condutividade térmica justificam cientificamente e economicamente a realização deste trabalho.

#### 4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será apresentada a teoria de diversos autores sobre tambores de freio, efeito da temperatura em um sistema de freio a tambor, condutividade térmica bem como o efeito do elemento de liga nióbio sobre as características dos materiais.

##### 4.1 SISTEMA DE FREIO A TAMBOR

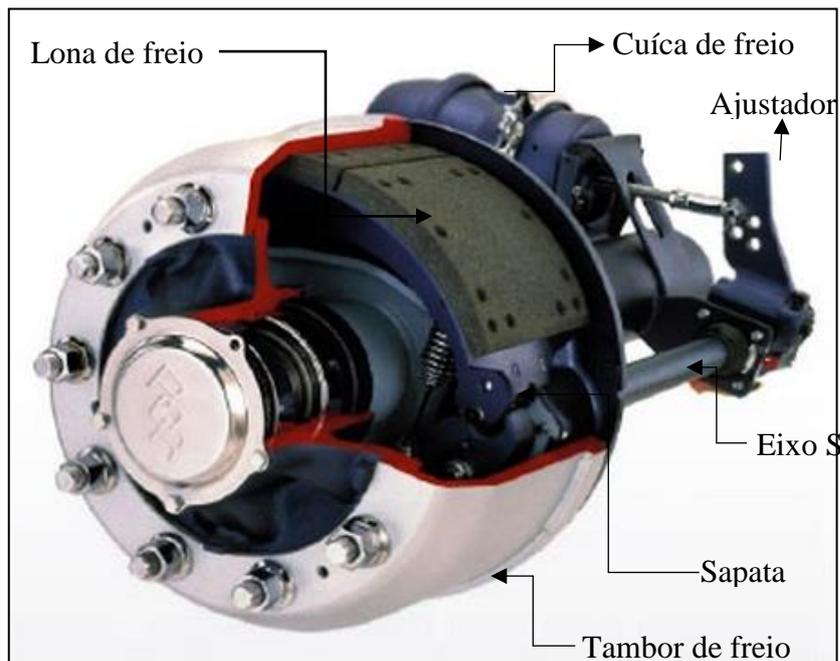
O sistema de freio pode ser definido como sendo um dispositivo que transforma energia cinética de uma massa em movimento rotacional em calor. Trata-se, portanto, de um dispositivo cuja a finalidade é reduzir a velocidade ou parar um “corpo” em movimento (GENTA, 2000).

Os principais componentes de um sistema de freio são destacados por Eriksson (2000):

- **Rotor ou Tambor** – É o componente que gira fixado à roda. No par de fricção é o componente que recebe a maior parte da energia térmica do processo de frenagem e, por isso, precisa ser projetado para dissipá-la.
- **Material de Fricção** – É o componente estacionário do par de fricção, denominado lona de freio, que é pressionado contra o tambor durante a frenagem. As forças de atrito entre o material de fricção e o tambor transformam a energia cinética em calor.
- **Sistema Hidráulico ou Pneumático** – Transmite a força aplicada no pedal do freio para o sistema de atuação que pressiona o material de fricção contra o tambor.

A Figura 1 mostra a vista de um freio a tambor típico com a descrição de seus principais componentes.

Figura 1 - Sistema de freio a tambor e componentes.



Fonte: <http://www.caminhoes-e-carretas.com/2015/08/de-olho-nos-freios-de-caminhoes.html>

O sistema de freio a tambor basicamente força o material de atrito, lona de freio, contra uma superfície cilíndrica denominada tambor de freio. A lona de freio é fixada normalmente com rebites na sapata de freio que corresponde ao componente estrutural do mesmo. A força para frenagem, oriunda normalmente de sistemas pneumáticos que acionam a cuíca de freio, deslocam o ajustador que age com efeito alavanca sobre o eixo S pressionando a lona de freio contra o tambor, provocando atrito em ambos até a desaceleração da roda presa ao tambor de freio (Adaptado de SILVA, 2013).

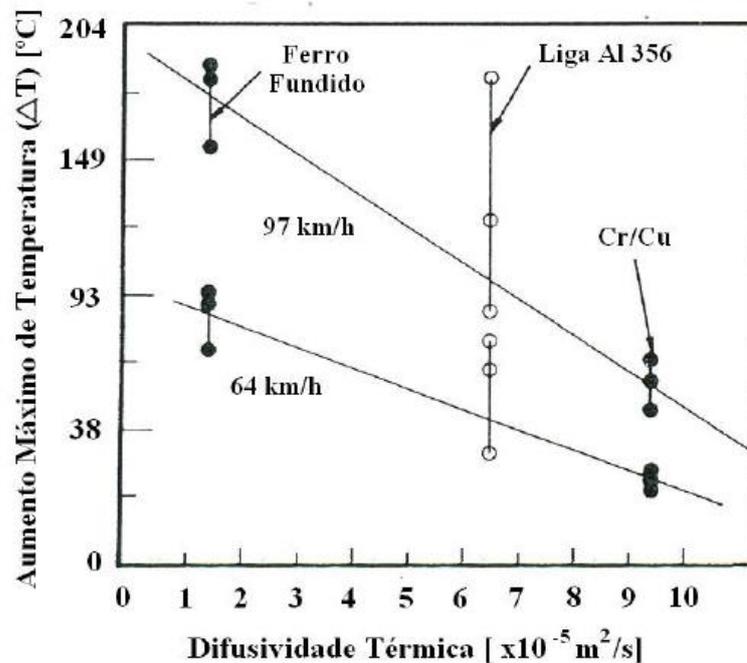
#### 4.1.1 Materiais para Fabricação de Tambores de Freio

Com relação ao material empregado nos tambores de freio, deve-se levar em conta que os principais fatores de risco dizem respeito ao desgaste e condutividade térmica. Além destes, outros fatores devem ser levados em conta quando em serviço, tais como capacidade de amortecimento de vibrações e ruído, resistência mecânica e resistência à fadiga, módulo de elasticidade e resistência a fadiga térmica. Algumas destas propriedades podem ser influenciadas principalmente pela grafita (capacidade de amortecimento de vibrações, condutividade térmica), entretanto, a maioria destas propriedades é afetada tanto pela grafita quanto pela matriz (GUESSER, 2003).

Dentre as variadas possibilidades, o ferro fundido cinzento de alto carbono é o material que melhor atende as necessidades para aplicação em tambores de freio. Visando otimizar o desempenho de discos e tambores de freio, foi desenvolvida uma classe de ferro fundido cinzento de alta condutividade térmica, associada a bons valores de resistência mecânica e resistência ao desgaste. A microestrutura destes materiais apresenta grande quantidade de grafita e matriz perlítica, a grafita conferindo alta condutividade térmica e a matriz perlítica fornecendo resistência mecânica e ao desgaste (GUESSER, 2003; GUEDES 1997).

RHEE (1970) relata que a maneira de reduzir a tendência ao *fading* – perda do atrito em função do aquecimento gerado pelas superfícies em contato do sistema de freio, e aumentar a vida útil do sistema, é reduzir a temperatura na interface do par de fricção (lona/tambor) através do uso de rotores/tambor com materiais de elevada condutividade térmica. Em seu estudo, Rhee testou 3 tipos de tambores com difusividades térmicas ( $Dt$ ) distintas em ensaio com dinamômetro. Ferro fundido cinzento com compósito de Al 356 ( $Dt = 6,7 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ), Ferro fundido cinzento com adição de Cr-Cu ( $Dt = 9,7 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ), e ferro fundido cinzento ( $Dt = 1,6 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ). A Figura 2 mostra a difusividade térmica versus aumento máximo de temperatura para ambas as ligas.

Figura 2 - Difusividade térmica versus aumento máximo de temperatura.



Fonte: (Rhee, 1970).

Em seu estudo RHEE concluiu que o aumento da temperatura foi maior para o tambor de ferro fundido cinzento, intermediária para o tambor de Al/Fe e menor para o tambor de Cr-

Cu. Também verificou que o aumento da temperatura diminui linearmente com o aumento da difusividade térmica dos materiais dos tambores.

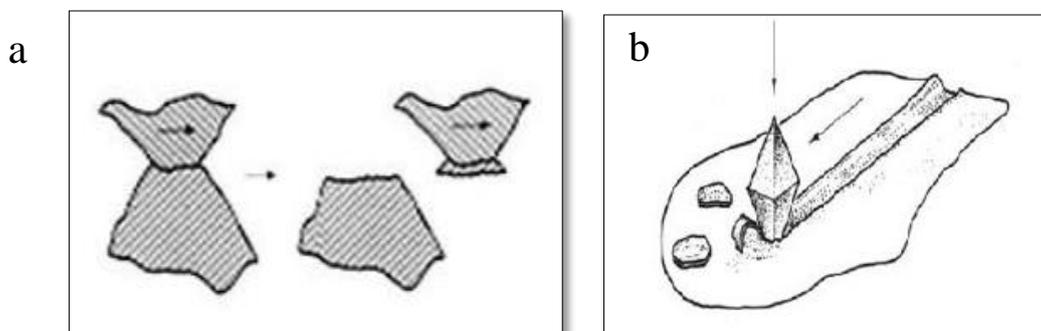
#### 4.1.2 Desgaste e Atrito

Segundo ROCHA (2011), os prováveis modos de falha em freios por atrito são: desgaste adesivo, desgaste abrasivo e desgaste corrosivo, os quais ocorrem devido a elevadas pressões de interface e deslizamentos relativos; empenamento, fadiga térmica e alterações na estrutura dos materiais, os quais são resultados da elevada geração de calor na interface lona e tambor.

Para PORPLIGIO (2012), o desgaste adesivo ocorre quando duas superfícies são pressionadas uma contra outra, e algumas das asperezas em contato tenderão a aderir umas às outras devido às forças de atração entre os átomos superficiais dos dois materiais. À medida que se introduz um escorregamento entre as superfícies, estas adesões serão quebradas e, neste caso, um pedaço de uma peça é transferido á outra, causando rompimento superficial e danos.

Desgaste abrasivo em freios ocorre de dois modos distintos: a dois corpos ou a três corpos. A abrasão a dois corpos, ocorre quando a superfície do tambor e da lona encontram-se limpas, onde um material duro e rugoso desliza sobre um material com menor dureza. A superfície mais dura penetra e remove material da superfície de menor dureza. A abrasão a três corpos, ocorre quando há partículas como poeira e detritos entre as superfícies do tambor e da lona, onde há introdução de partículas duras entre duas superfícies deslizantes. Tendo a lona ou o tambor dureza menor que estas partículas, ocorre a abrasão em uma das superfícies ou em ambas (lona ou tambor) (PORPLIGIO, 2012).

Figura 3 – Desgaste adesivo (a) e desgaste abrasivo (b).



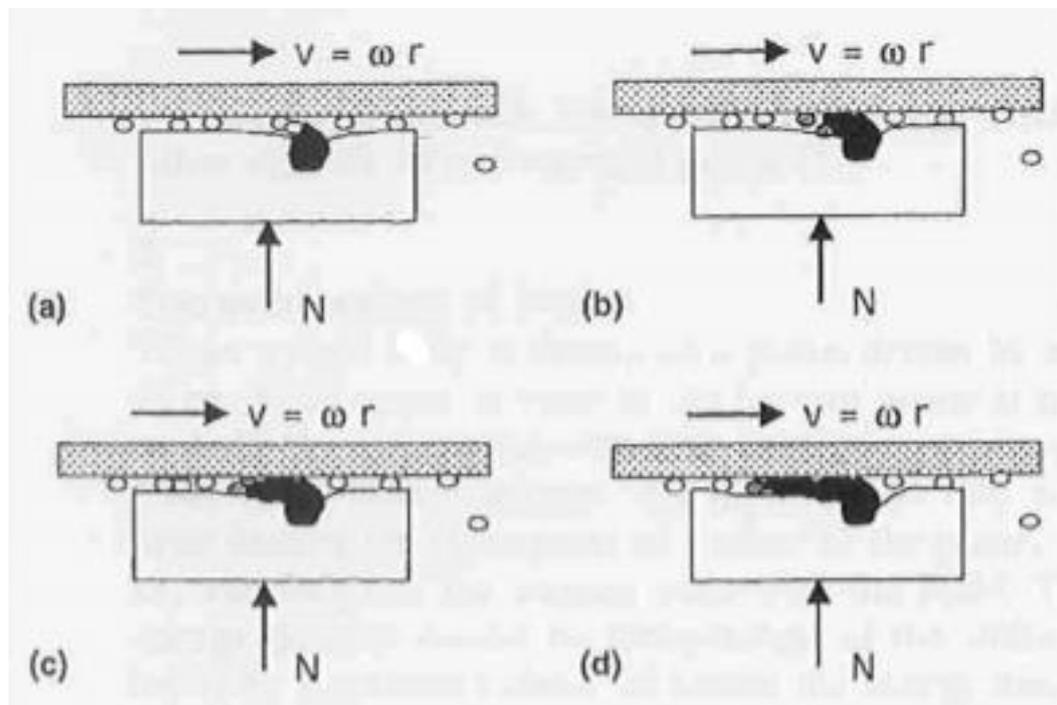
Fonte: (Porpligio, 2012)

O desgaste por corrosão ocorre principalmente no tambor de freio. A forma mais comum de corrosão é a oxidação presente na maioria dos metais, pois possuem elevado potencial o

contato com a água e o oxigênio resulta na formação de óxidos. Neste caso no tambor de freio que é constituído de ferro fundido cinzento, é formado um filme de óxido descontínuo e poroso em sua superfície, que se desprende e expõe mais substrato a elementos reativos, aumentando assim a taxa de corrosão e, por sua vez, o desgaste. As partículas de óxido desprendidas contribuem também para o desgaste abrasivo (JUVINALL, 2008).

OSTERMEYER (2001) afirma que o coeficiente de atrito é afetado pela temperatura do sistema de freio. O coeficiente de atrito se encontra entre 0,1 a 0,9 e apresenta decréscimo quando aumentado o nível de calor e força de atrito, gerando *fading* (perda da eficiência da frenagem). O autor sugere que o efeito do *fading* é gerado como resultado de uma taxa de destruição temporária da camada contida na interface lona/tambor ou disco/pastilha devido ao atrito e força aplicada para frenagem. A figura 4 ilustra o mecanismo de desgaste e aquecimento proposto por Ostermeyer (2001) para sistemas de freios a disco e a tambor.

Figura 4 – Pares de desgaste em sistemas de freio.



Fonte – Ostermeyer (2001).

Para Ostermeyer (2001) o calor gerado por este sistema pode ocasionar temperaturas acima de  $1000\text{ C}^\circ$ , tal calor é gerado devido a força normal e tangencial entre as partículas formadas pelo par de fricção nos momentos de frenagem.

### 4.1.3 Aquecimento do Tambor de freio

Preston e Forthofer (1971) destacam que o desempenho do material de fricção é fortemente influenciado pelos efeitos térmicos e que estes são os fatores mais importantes para um bom desempenho. Características mecânicas e condições ambientais também tem efeito sobre o material de fricção, porém, o coeficiente de atrito é principalmente dependente da temperatura da interface entre material de fricção/rotor, sendo que um rotor com boa capacidade de extração de calor do sistema, condutividade térmica, aumenta a performance do sistema em durabilidade, capacidade de frenagem e recuperação.

Tsang (1985) afirma que a temperatura a qual atinge o sistema de freio está diretamente associada a capacidade de dissipação de calor do material de fricção. Apesar do ferro fundido cinzento ser o material mais comumente utilizado em discos e tambores de freio, outros materiais alternativos, ou a adição de elementos nas ligas de ferro fundido cinzento, com maior condutividade térmica são de suma importância.

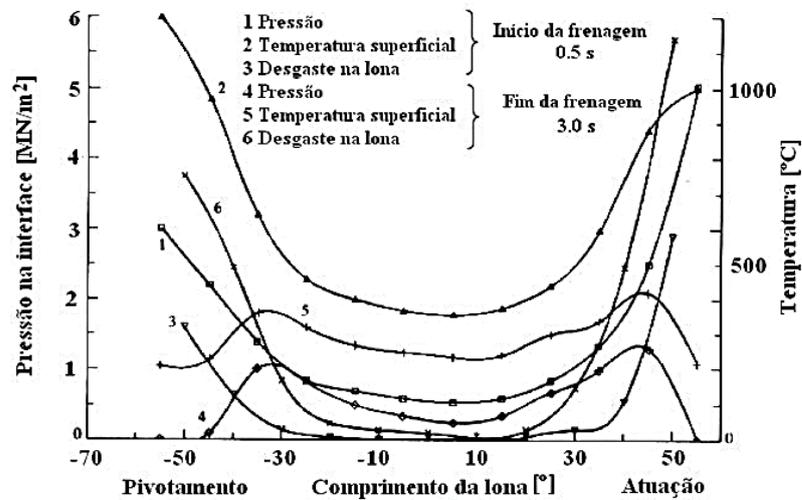
Quando comparados aos freios a disco, os freios a tambor possuem grandes desvantagens em relação ao seu aquecimento durante sua operação. Day e Newcomb (1984) relatam em seu estudo que freios a tambor frequentemente indicam variações no torque de frenagem, tendo como principal causa a expansão térmica sofrida pelo tambor, recomendando que uma temperatura máxima de 430 °C não seja ultrapassada, tanto pela variação no coeficiente de atrito, quanto pela dilatação excessiva do tambor. Limpert (1999) indica que a 375 °C, o diâmetro de um tambor de freio de carro de passeio pode aumentar de 1 a 1,5 mm, suficiente para aumentar entre 30 a 40% a distância do pedal. Já em freios a tambor do tipo S Camo aplicados em veículos rodoviários, indicam um aumento de 12 mm na abertura das sapatas de freio para um aumento de, aproximadamente, 320 °C na temperatura do tambor.

Segundo Neis (2008, Apud RAMOUSSE et al., 2001, Apud OSTERMEYER, 2003, Apud BULTHÉ et al., 2007, Apud LOMBRILLER, 2002) durante as frenagens, temperaturas da ordem de 1000 °C são observadas na superfície de fricção dos materiais. Especula-se que temperaturas pontuais maiores que 1200°C sejam atingidas pela superfície da pastilha durante as frenagens. Fenômenos de sobre aquecimento localizado, como os pontos quentes – ou “hot spots” e bandas quentes – ou “hot bands, têm sido frequentemente relatados pela literatura. Ao ocorrer o resfriamento dos pontos quentes, ocorre uma transformação da fase perlítica para martensítica. Esta nova fase possui um volume maior que a primeira, o que leva à criação de

tensões residuais que podem acarretar trincas no material do disco construído em ferro fundido cinzento.

Em seu estudo e testes realizados com dinamômetros simulando condições de frenagens, Day (1991) relata que a temperatura do tambor de freio pode atingir patamares superiores a 1000 °C. Indica a formação de pontos azulados e estrias na superfície do tambor, que poderiam ser formados devido a fadiga térmica e mudanças na estrutura do material do tambor de freio.

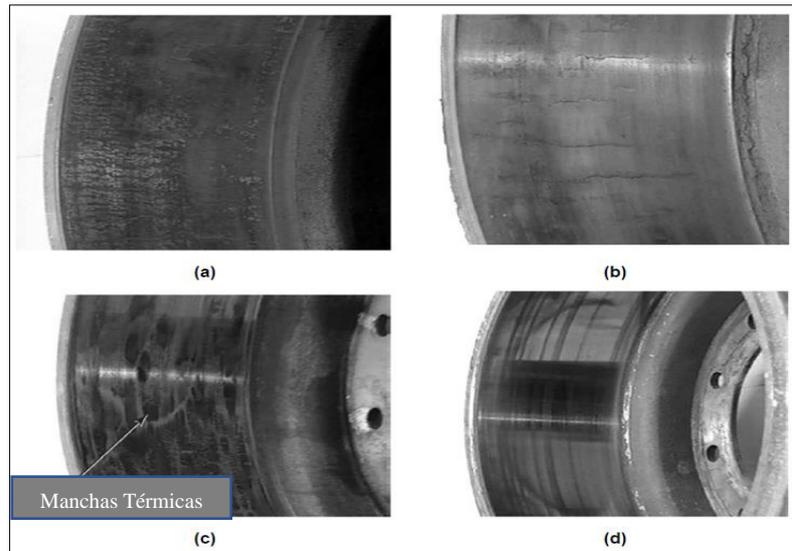
Figura 5 – Pressão, Desgaste e Temperatura do Freio a Tambor Ensaiado em Dinamômetro.



Fonte: (Day et. Al., 1991)

Ribeiro (2015) relata que solicitações de fadiga térmica associadas a carregamentos e, dependendo do tempo e das condições de ciclagem, normalmente implicam na geração de tensões residuais pontuais na superfície de frenagem que promovem o surgimento e a propagação de trincas no tambor. Antes do surgimento das trincas, as tensões térmicas inicialmente formam pontos escuros (manchas térmicas) conhecidos também por *hot spot* (ponto quente), ocasionados a temperaturas acima dos 700°C, podendo ocorrer transformações de fase do material passando de perlítico para martensítico em alguns pontos, elevando a dureza superficial na região atingida contribuindo para o descarte do tambor de freio (Figura 6).

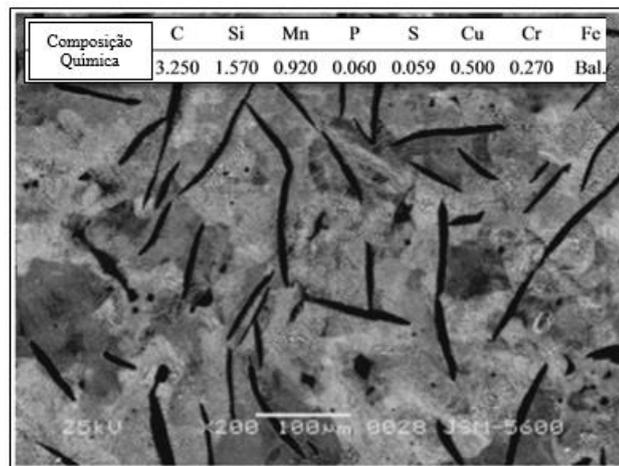
Figura 6 - Condições de desgastes encontradas em tambores de freio: (a) desgaste uniforme; (b) trincas devido a fadiga térmica; (c) pontos escuros ou manchas térmicas; (d) vitrificação ou espelhamento da superfície interna do tambor.



Fonte: (Apud RIBEIRO, 2015).

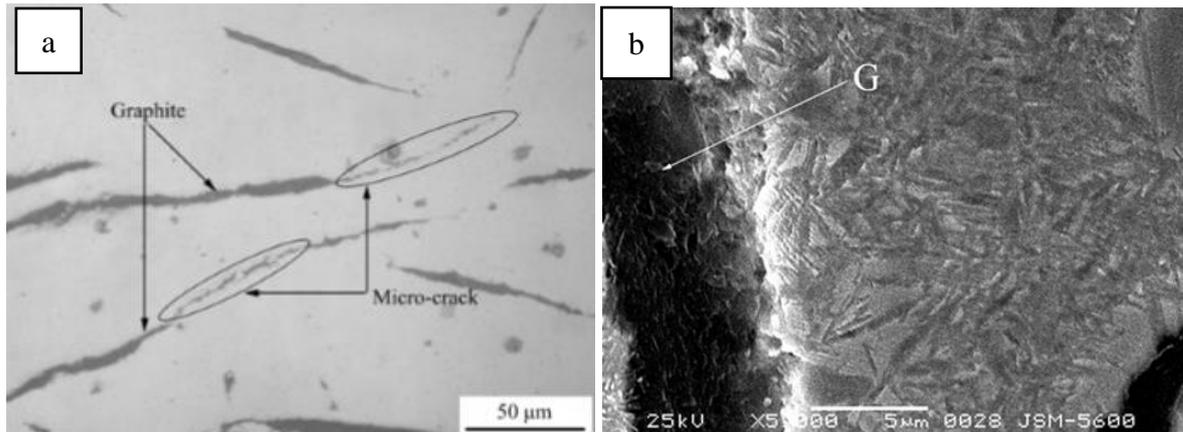
Zhao et. al. (2008) realizou um estudo comparando a resistência ao desgaste por atrito e a resistência à fadiga térmica do ferro fundido cinzento usado para fabricação de tambor de freio. Inicialmente, o método aplicado consistiu em aquecer os materiais até 600 °C com posterior arrefecimento até 25 °C, este ciclo foi realizado 200 vezes e posteriormente a estrutura dos materiais foi avaliada com auxílio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). A figura 7 mostra a composição química e estrutura lamelar do ferro fundido aplicado no teste. Após 50 ciclos de aquecimento e resfriamento, Zhao relata o surgimento de micro trincas (Figura 8 a) e alterações microestruturais no ferro fundido cinzento, com a formação de martensita (Figura 8 b).

Figura 7 - ferro fundido cinzento submetido a fadiga térmica por Zhou.



Fonte: (ZHAO, 2008).

Figura 8 - (a) Micro trincas originadas pela fadiga térmica; (b) Agulhas de martensita.



Fonte: (ZHAO, 2008).

## 5 FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e silício, que se caracterizam por apresentarem reação eutética durante a solidificação (SOUZA SANTOS, 1991).

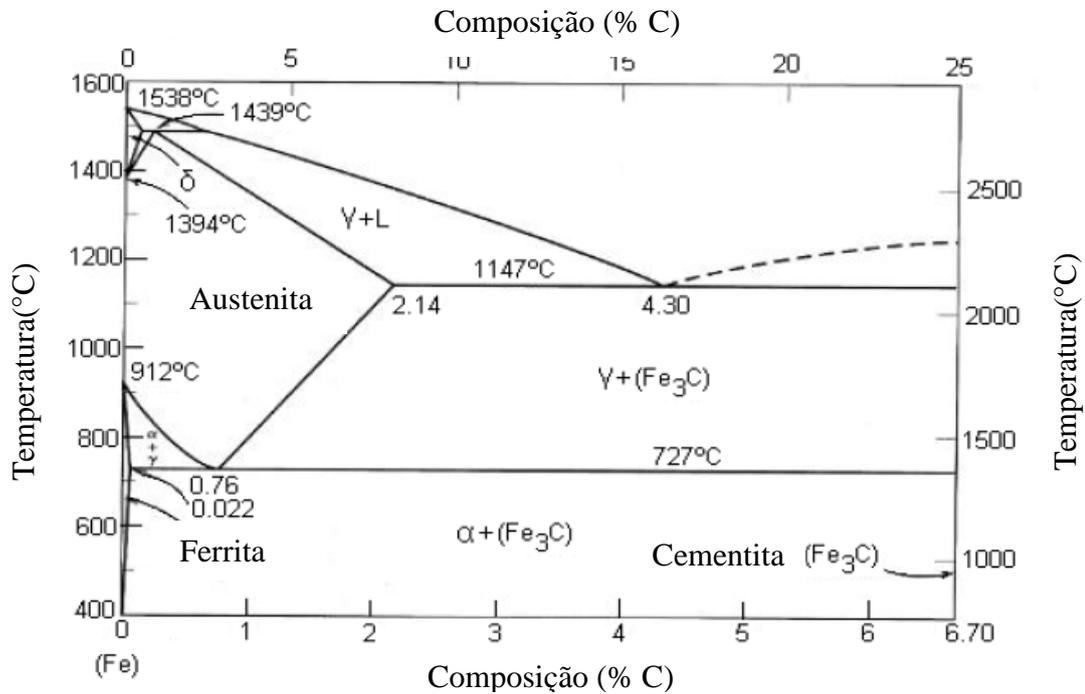
Segundo Chiaverini (2002), para a caracterização dos ferros fundidos é necessário considerar os diagramas de fases metaestável Fe-Fe<sub>3</sub>C e estável Fe-C (com carbono “livre” na forma de grafita). Com base no diagrama metaestável, os ferros fundidos são definidos como ligas de ferro e carbono, em que a concentração de carbono encontra-se acima de 2% aproximadamente. Porém, considerando o diagrama de fases estável, onde o carbono se apresenta em grande quantidade na forma de grafita, é possível atribuir aos ferros fundidos a seguinte definição: “Ferro fundido é a liga de Fe-C-Si, com teores de carbono geralmente acima de 2%, em quantidade superior à que se é retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita. Em ambos os casos, ainda é constante a presença dos elementos manganês, fósforo e enxofre nas ligas de ferro fundido, sendo os elementos fósforo e enxofre considerados impurezas”.

### 5.1 SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS

Segundo Souza Santos (1991) para o melhor entendimento da solidificação de ferros fundidos faz-se necessário recorrer ao auxílio do diagrama de fases. O processo de solidificação

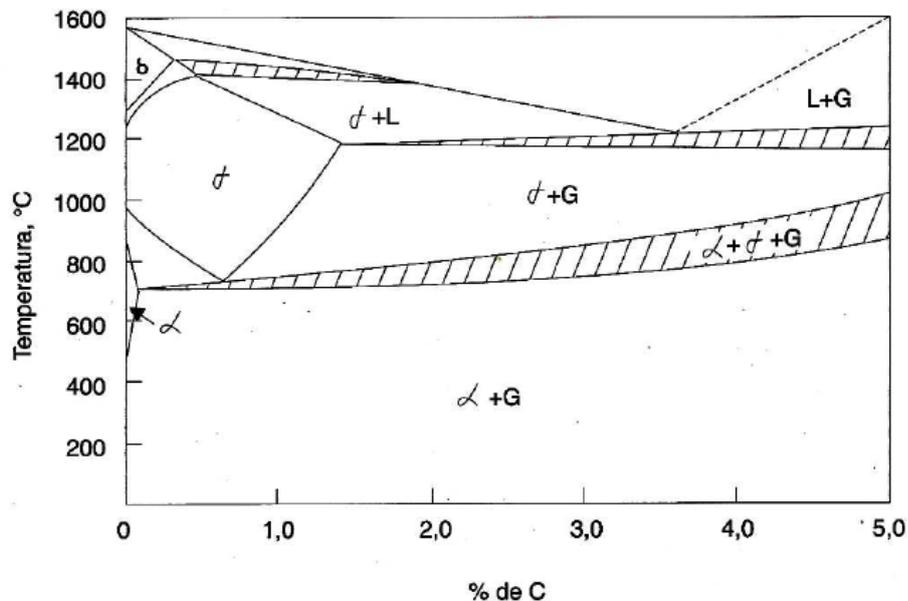
de ferros fundidos pode ocorrer de duas formas distintas: solidificação segundo diagrama metaestável (Figura 9), e solidificação segundo diagrama estável (figura 10).

Figura 9 – Diagrama metaestável Fe-Fe<sub>3</sub>C.



Fonte: (CALLISTER, 2002).

Figura 10 – Diagrama estável Fe-C-Si para uma liga contendo 2%Si.



Fonte: (CHIAVERINI, 2002).

Guesser (2009) afirma que uma liga eutética de ferro fundido contendo 4,3% de C resfriada isotermicamente, seguindo as condições de metaestabilidade, passará por duas reações, que resultam nas seguintes transformações de fase:

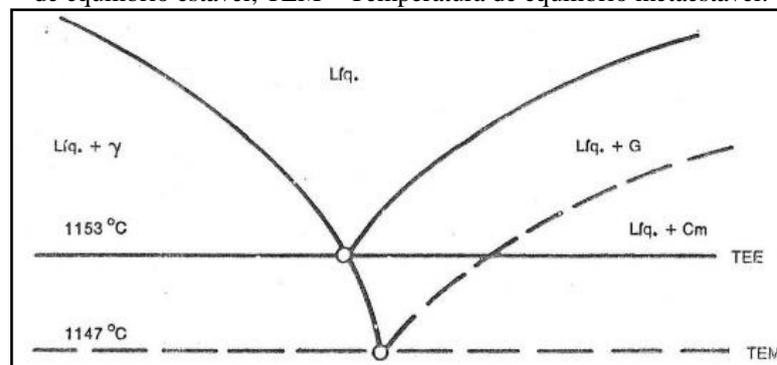
- Reação eutética: Líquido  $\longrightarrow$  Austenita + Cementita (Ledeburita)
- Reação eutetóide: Austenita  $\longrightarrow$  Ferrita + Cementita (Perlita)

Porém com o resfriamento sob condições de estabilidade passará por transformações de fase diferentes:

- Reação eutética: Líquido  $\longrightarrow$  Austenita + Grafita
- Reação eutetóide: Austenita  $\longrightarrow$  Ferrita + Grafita

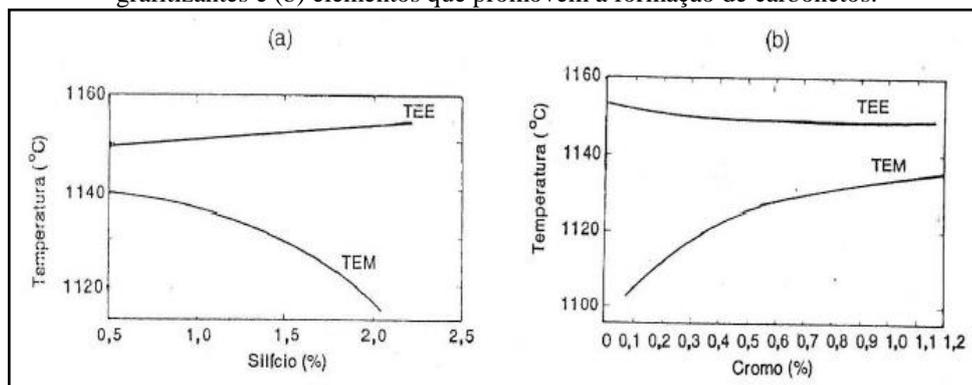
Segundo Souza Santos (1991) o diagrama para o sistema ferro-carbono apresenta uma diferença de aproximadamente 7 °C entre as temperaturas de equilíbrio eutético estável e metaestável (figura 11). A presença de silício, níquel e cobre, denominados grafitizantes tem a propriedade de ampliar a faixa entre as temperaturas dos eutéticos. No entanto, elementos como o cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio, que promovem a formação de carbonetos, tornam essa faixa mais estreita. A figura 12 mostra a influência do silício e do cromo nas temperaturas de equilíbrio eutético.

Figura 11 - Seção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C. TEE – Temperatura de equilíbrio estável; TEM – Temperatura de equilíbrio metaestável.



Fonte: (Souza Santos, 1991).

Figura 12 - Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio eutético, (a) elementos grafitizantes e (b) elementos que promovem a formação de carbonetos.



Fonte: (SOUZA SANTOS, 1991).

## 5.2 TIPOS DE FERROS FUNDIDOS – CLASSIFICAÇÃO

Historicamente as primeiras formas de se classificar os ferros fundidos eram baseadas no aspecto de sua fratura, nas quais cada tipo de material apresenta um aspecto diferente na região de fratura. Os ferros fundidos brancos e cinzentos receberam estes nomes pois apresentavam colorações claras e cristalinas na região de fratura, ou aspecto acinzentado e com pequenas facetas no caso do ferro fundido cinzento.

Com o aumento dos conhecimentos metalúrgicos, aliados ao surgimento de técnicas metalográficas, outras classificações e tipos de ferros fundidos foram especificados, agora baseados não somente pelo aspecto de suas regiões de fratura, mas também pela forma da grafita e matriz metálica apresentada por estes materiais. Verificou-se por exemplo, que o ferro fundido mesclado apresenta combinações de tipos de grafitas, e os ferros fundidos nodulares e cinzentos, apresentam distintas ductilidades e resistências mecânicas caracterizadas principalmente pelo formato no qual as grafitas se apresentam em ambos os materiais. A tabela 1 mostra os tipos e classificações para os ferros fundidos, e esta classificação é bastante utilizada pelos metalúrgicos de todo o Brasil até a atualidade (SOUZA SANTOS, 1991)

Tabela 1 - Classificação dos Ferros Fundidos

Tipo de ferro fundido	Microestrutura típica	Comentários
<b>Branco</b>	Todo carbono presente na liga encontra-se na forma de cementita ou outros carbonetos metálicos.	A sequência de solidificação e a microestrutura desses materiais podem ser interpretadas pelo diagrama de equilíbrio metaestável (Fe-Fe <sub>3</sub> C), com as modificações necessárias em virtude da presença de outros elementos de liga.
<b>Cinzento</b>	As fases formadas na solidificação são austenita e grafita, conforme diagrama de equilíbrio estável, onde se obtém grafita em forma de veios.	Distinguem-se os teores de carbono grafítico e carbono combinado, cuja soma fornece o teor total de carbono desses ferros fundidos.
<b>Mesclado</b>	Quando a solidificação resulta na formação de regiões de ferro fundido branco e cinzento.	A região com ferro fundido cinzento se solidificou conforme o sistema estável (austenita-grafita) e a região com ferro fundido branco segundo o metaestável (austenita-carboneto).
<b>Nodular</b>	A grafita se apresenta na forma de nódulos no estado bruto de fusão.	Esta forma é decorrência da adição de certos elementos químicos ou condições particulares de fabricação, que modificam a forma de crescimento da grafita, não se obtendo grafita em veios como nos ferros fundidos cinzentos.
<b>Maleável</b>	Solidificam como nos ferros fundidos brancos, sendo posteriormente submetidas a um tratamento térmico (maleabilização), onde a cementita se decompõe em grafita e austenita.	Recebem, também a designação de ferros maleáveis de núcleo preto ou americano, e, ferro maleável de núcleo branco ou europeu.
<b>Vermicular</b>	Obtém-se, no estado bruto de fusão, através da adição de elementos de liga, a chamada grafita vermicular.	Esta morfologia é um produto intermediário entre a grafita em veios e a nodular.

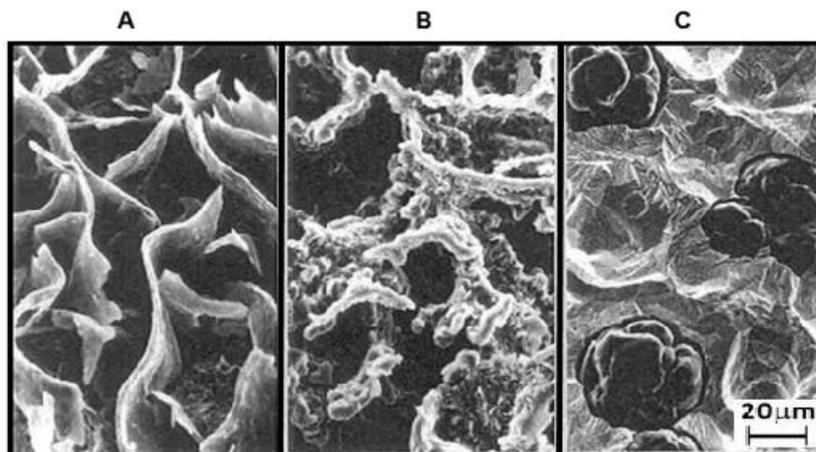
Fonte: (SOUZA SANTOS, 1991).

Marquard (1998) relata que a forma escrita, sendo usada para descrever os tipos de ferros fundidos relacionados ao tipo de grafita apresentada, pode acarretar em complicações pois é

passível de distintas interpretações, sendo mais fácil apresentar o formato geométrico das grafitas em imagens, correlacionando com o tipo de ferro fundido a ser constituído por tais. A figura 13 mostra alguns exemplos das morfologias das grafitas encontradas nos principais tipos de ferros fundidos. As imagens foram geradas por Marquard com utilização de MEV após ataque químico profundo para remoção da matriz metálica:

- Região A, mostra grafita do tipo lamelar em forma de placas onduladas encontrada nos ferros fundidos cinzentos.
- Região B, mostra grafita vermicular, placas onduladas mais curtas com extremidades arredondadas, encontrada nos ferros fundidos vermiculares.
- Região C, mostra nódulos ou esferas de grafita encontrados nos ferros fundidos nodulares.

Figura 13 - Aspecto Geométrico dos Tipos de Grafitas.



Fonte: (MARQUARD, 1998).

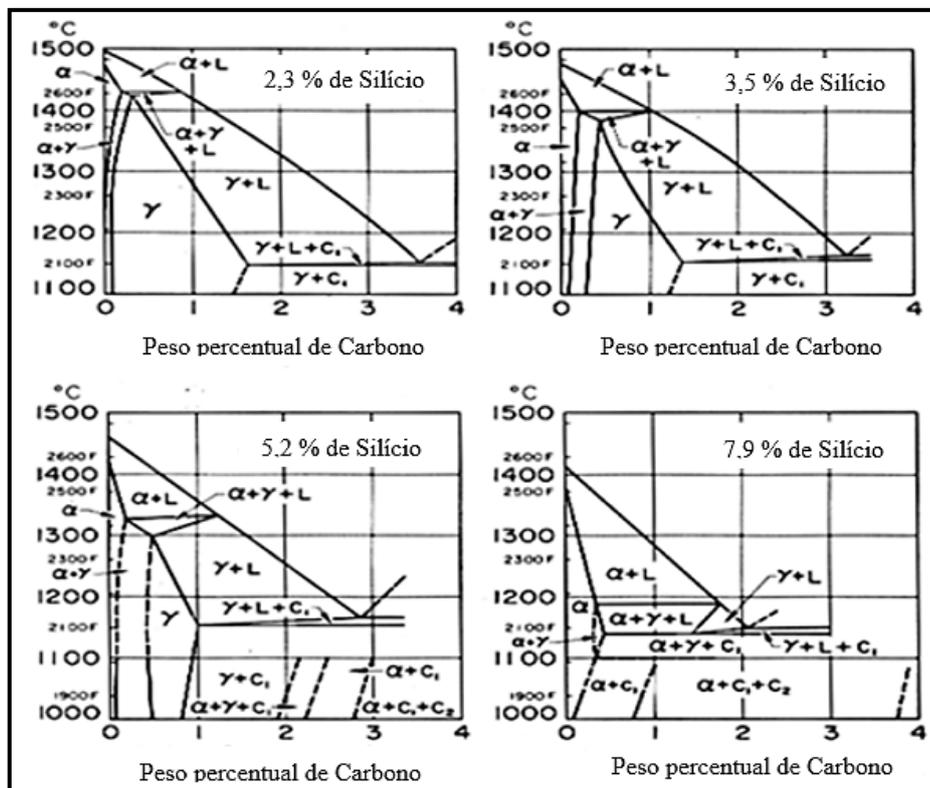
### 5.2.1 Fatores que Influenciam a Estrutura dos Ferros Fundidos

São dois os fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido: composição química e velocidade de resfriamento. A maior influência relacionada a composição química é dada pela presença do silício e do carbono. O carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é essencialmente o elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro. Sua presença independentemente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco (CHIAVERINI, 2002).

### 5.2.2 Influência do Silício e Carbono Equivalente no Ferro Fundido

O silício é um elemento denominado grafitizante. Presente nas ligas de ferro fundido acelera a decomposição da cementita, formando a grafita. Para melhor entendimento da formação da grafita, é necessário compreender a influência do silício nos ferros fundidos e como ocorre o mecanismo de grafitação. A figura 14 mostra o efeito causado pelo silício nos diagramas ternários Fe-C-Si. Verifica-se que com a variação da concentração de silício ocorrem duas modificações nos diagramas. A primeira consiste no deslocamento do eutético no sentido do campo da austenita. Para uma liga Fe-C-Si contendo 2,3%Si, o eutético se encontra a aproximadamente 3,4%C, enquanto que para uma liga com 5,2%Si o eutético se fixa próximo a 2,8%C. A segunda modificação é transformação do patamar eutético, em faixa de temperatura de transformação eutética. Chiaverini (2002) atribui a formação da grafita à ocorrência de reações complexas, ainda não devidamente explicadas, que ocorrem na faixa de transformação eutética, e que são dependentes de dois fatores: composição química da liga e velocidade de resfriamento.

Figura 14— Diagrama Fe-C-Si para quatro diferentes teores de Si.



Fonte: (CHIAVERINI, 2002)

O tratamento de inoculação dos ferros fundidos é efetuado com a adição de elementos grafitizantes, geralmente ricos em silício, pouco tempo antes do vazamento do metal no molde. Tem como objetivo a introdução de pequenas quantidades de material composto de partículas

nucleantes (ricas em Si) no metal fundido, pouco antes ou durante o vazamento deste, buscando controlar a microestrutura final e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material. A formação de uma matriz ferrítica está relacionada com a eficiência do inoculante utilizado e a velocidade de resfriamento no estado sólido. A velocidade de resfriamento influencia na velocidade de difusão do carbono da austenita para os nódulos de grafita, aumentando a quantidade de perlita na microestrutura, quanto maior for esta velocidade. O processo de inoculação influencia no número de nódulos, e quanto maior o número de nódulos, menores serão as distâncias entre eles e menores serão as distâncias que o carbono terá que percorrer, facilitando a difusão do mesmo (SOUZA SANTOS, 1991).

Em função da complexidade do estudo de ferros fundidos com o uso de diagramas ternários, os pesquisadores do Gray Research Institute introduziram a equação 1, utilizada para determinação do carbono equivalente (SOUZA SANTOS, 1991).

$$CE = C + (Si + P) / 3 \quad \text{EQUAÇÃO 1}$$

Onde:

CE = Carbono Equivalente,

C = %p de carbono na liga;

Si = %p de silício na liga;

P = %p de fósforo na liga.

A expressão do carbono equivalente considera não só a quantidade dos elementos químicos presentes no material, mas também o poder grafitizante de cada um deles. Elementos como o silício e o fósforo exercem grande influência no ponto eutético, deslocando-o para a esquerda. Já efeitos do manganês e do enxofre são praticamente desprezíveis. A finalidade dessa grandeza é, pois, a de determinar a proximidade de uma liga em relação ao eutético, além da construção de um diagrama Fe-CE, que pode ser utilizado para se entender a sequência de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Considerando que o eutético possui CE = 4,3%, as ligas hipoeutéticas possuirão CE < 4,3% e as hipereutéticas CE > 4,3% (SOUZA SANTOS, 1991).

Segundo Chiaverini (2002), a equação CE = C + (Si + P) / 3 indica que o efeito do silício corresponde ao de um terço do efeito do carbono na liga. Excluindo a ação do fósforo da equação, e tomando como exemplo uma liga com 2,3% Si e com 3,6%C, tem-se a equação 2:

$$CE = C + (Si/3) \quad \text{EQUAÇÃO 2}$$

$$CE = 3,6 + (2,3/3)$$

CE = 4,3 (aproximadamente)

Em resumo, a liga com 3,6% C e 2,6% Si comporta-se como uma liga eutética e apresenta teoricamente à temperatura ambiente, uma estrutura ledeburítica (CHIAVERINI, 2002).

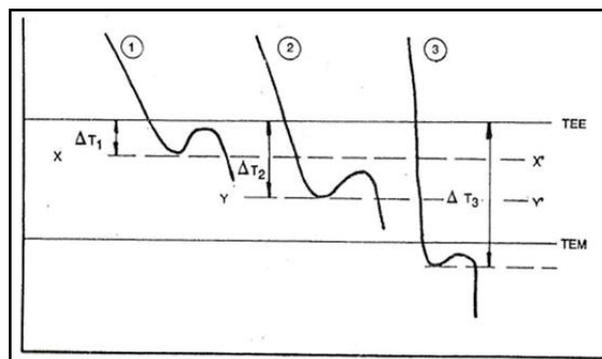
### 5.2.3 Influência da Velocidade de resfriamento no Ferro Fundido

A influência da velocidade de resfriamento está ligada ao formato e dimensão das peças de ferro fundido bem como com a capacidade dos moldes em extrair calor. Segundo Chiaverini (2002), esse fator relaciona a velocidade de resfriamento propriamente dita durante a solidificação no interior dos moldes e a espessura das peças moldadas. Em outras palavras, secções espessas significam velocidades de resfriamento relativamente lentas e secções finas, velocidades rápidas, o que significa também que em peças de secções de diferentes espessuras, ocorrem diversas velocidades de resfriamento.

Com as velocidades de resfriamento lentas das secções mais espessas, ocorre uma apreciável grafitização, dependente sempre do teor de silício. A estrutura será constituída essencialmente de perlita e grafita. Para resfriamento ainda mais lento e teor de silício mais elevado, a cementita da perlita pode também decompor-se parcialmente, originando-se assim a estrutura constituída de veios de grafita, perlita e ferrita. Para elevadas velocidades de resfriamento, como as verificadas em secções finas ou nas áreas adjacentes às paredes do molde, não há muito tempo para a decomposição da cementita, de modo que nenhuma grafitização ocorre e há tendência para formar ferro fundido branco. Produz-se o que se chama na prática de secções coquilhadas (CHIAVERINI, 2002).

Para Souza Santos (1991) o super resfriamento aumenta com o aumento da velocidade de resfriamento. Essa variação pode ser verificada pela análise de diferentes três curvas de resfriamento da figura 15 estudadas pelo autor.

Figura 15– Curvas de resfriamento e a influência da velocidade de resfriamento sobre o super resfriamento.



Fonte: (Apud SOUZA SANTOS, 1991)

Curva de resfriamento 1 – Para ferros fundidos resfriados com velocidades mais baixas, se atinge a temperatura do eutético estável, sendo necessário um pequeno super resfriamento para se conseguir a recalescência (SOUZA SANTOS, 1991).

Curva de resfriamento 2 – Quando este ferro fundido, resfriado com velocidade maior, atingiu a temperatura  $X$  ou  $X'$ , na qual ocorreu o início da recalescência para o primeiro, a quantidade de calor liberada no processo de solidificação, para o número de núcleos existentes e velocidade de crescimento associadas a  $\Delta T_1$ , não foi suficiente para provocar a recalescência. A quantidade de calor extraída era maior que no primeiro caso, havendo necessidade de um aumento no super resfriamento para que a quantidade de calor fornecida atingisse ou superasse a extraída, em consequência do número e velocidade de crescimento das células eutéticas (SOUZA SANTOS, 1991).

Curva de resfriamento 3 – A velocidade de resfriamento deste ferro fundido foi tão alta que a quantidade de calor extraída superou a liberada durante toda a faixa entre os equilíbrios estável e metaestável, possibilitando a formação de ferro fundido branco, uma vez que a recalescência ocorreu abaixo da temperatura do eutético metaestável.

O fenômeno da recalescência está ligado a um balanço entre o calor extraído pelo molde ( $Q_1$ ) e o calor liberado ao meio pela reação de solidificação ( $Q_2$ ). Quando a diferença entre  $Q_1$  e  $Q_2$  é positiva, o molde é capaz de extrair mais calor que o liberado. Quando a diferença entre  $Q_1$  e  $Q_2$  é negativa, ocorre a recalescência, visto que o molde saturado não consegue retirar o calor liberado continuamente pelo crescimento de células. O resultado é um aumento da temperatura do processo, que leva a colisão entre as células provocando uma interferência no seu crescimento, reduzindo progressivamente a velocidade de liberação de calor (SOUZA SANTOS, 1991).

Para Souza Santos (1991) o número de núcleos, o número de células eutéticas e a velocidade de crescimento aumentam com a velocidade de resfriamento, já que variam diretamente com o grau de super resfriamento. O resultado é o aumento da tendência à produção de ferro fundido branco. Alguns recursos metalúrgicos podem ser empregados para o controle da velocidade de resfriamento, com o objetivo de obtenção de ferro fundido com microestrutura desejada, conforme estes três métodos:

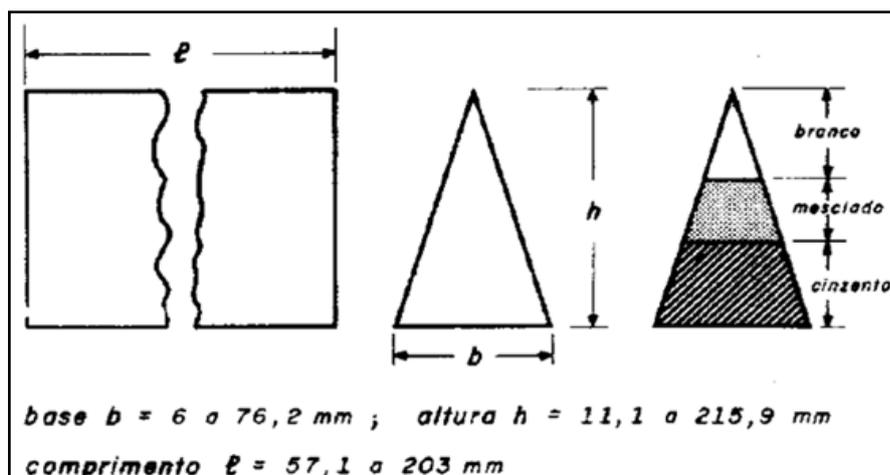
- Alterar a velocidade de extração de calor pelo molde através da variação da espessura do molde e/ou do material que o constitui;

- Modificar a temperatura de vazamento, quanto mais alta a temperatura de vazamento, mais lentamente a peça esfria, pois, o molde é rapidamente encharcado de calor, reduzindo velocidade da condução de calor pelo mesmo;
- Variação do tamanho da secção de peças fundidas. Diminuindo-se o tamanho da secção, aumentam-se a velocidade de esfriamento, o número de núcleos e consequentemente o número de células eutéticas. A velocidade de resfriamento decresce à medida que se aumenta a distância em relação à periferia da peça.

Segundo Chiaverini (2002) a velocidade de resfriamento não influi apenas na grafitização, outra ação importante é na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Velocidades altas produzem veios finos, com distribuição dendrítica, comumente indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição de tamanhos normais, e velocidades muito lentas em uma distribuição de veios grosseiros de grafita.

O controle da velocidade de resfriamento, juntamente com a ação do silício pode ser realizado com um pequeno ensaio a ser realizado pelo fundidor, utilizando um pequeno corpo de prova de forma especificada, chamado cunha de coquilhamento, mostrado esquematicamente na figura 16. Desse modo, tem-se um meio rápido e eficiente de controlar a tendência à grafitização de um ferro fundido e corrigir em tempo as cargas do forno de fundição, mediante adição de elementos grafitizantes ou estabilizadores (CHIAVERINI, 2002).

Figura 16 – Cunha de coquilhamento utilizada para demonstrar a influência da taxa de resfriamento e teor de Si em ferros fundidos.



Fonte: (CHIAVERINI, 2002).

### 5.3 FERRO FUNDIDO CINZENTO

Os ferros fundidos cinzentos apresentam a grafita na forma de veios. Na metalografia ótica os veios aparecem como partículas isoladas, constituindo, porém, um esqueleto contínuo em cada célula eutética (GUESSER, 2009). As lamelas de grafita podem ser grossas ou finas, diferenciando-se também quanto à forma e tamanho. Estas alterações originam-se do processo de solidificação do eutético e ocorrem quando as chamadas variáveis do processo são modificadas (SOUZA SANTOS, 1991).

A tabela 2 mostra a faixa de composição típica dos ferros fundidos cinzentos e a figura 17 mostra uma célula eutética (Grafita + austenita) nos ferros fundidos cinzentos.

Tabela 2 - Composição Química de Ferros Fundidos Cinzentos

C <sub>t</sub>	Si	Mn	P	S
2,5 a 4,0%	1,0 a 3,0%	0,20 a 1,0%	0,02 a 1,0%	0,02 a 0,25%

Fonte: (CHIAVERINI, 2002)

Figura 17 - Dendritas de austenita e célula eutética (grafita + austenita) em ferro fundido cinzento. A grafita é contínua na célula eutética e apresenta a forma de plaquetas.



Fonte: (SOUZA SANTOS, 1991).

O processo de crescimento da grafita pode ser rápido ou vagaroso, dependendo do super resfriamento envolvido. De maneira geral, se o super resfriamento for aumentado, obtém-se maior número de núcleos e conseqüentemente de células eutéticas que crescem. A formação de grafita mais fina nesse caso é uma conseqüência do aumento da velocidade de crescimento, decorrente do maior super resfriamento. Com o aumento da velocidade de crescimento, a

velocidade de difusão dos elementos químicos do líquido para a grafita e austenita é prejudicada, sofrendo um decréscimo. Há, portanto, a necessidade de uma diminuição da distância de difusão, de modo a proporcionar um incremento neste processo de transporte, tendo-se assim o refino da grafita (SOUZA SANTOS, 1991).

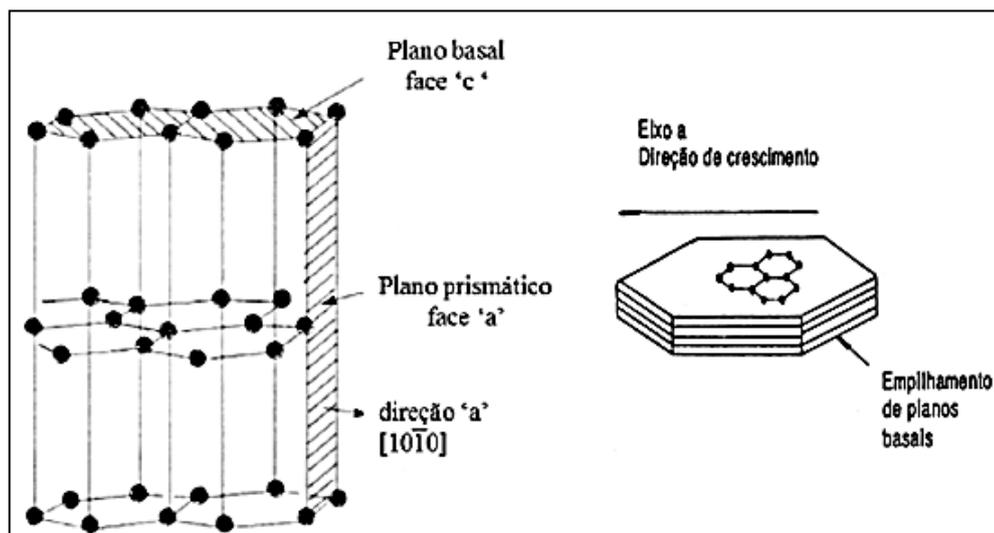
### 5.3.1 Solidificação e Crescimento das Grafitas no Ferro Fundido Cinzento

A solidificação de um ferro fundido cinzento hipoeutético normalmente se inicia com a nucleação de dendritas de austenita, quando se tem certo super resfriamento em relação à temperatura de *liquidus* da liga considerada. Conforme a temperatura decresce, o crescimento das dendritas de austenita continua, havendo um enriquecimento progressivo de carbono no líquido remanescente. Quando o sistema atinge a temperatura de equilíbrio do eutético estável seu carbono equivalente é aproximadamente igual ao do eutético (4,3%), ocorrendo uma separação simultânea de austenita e grafita através da transformação eutética após um super resfriamento, quando aumenta o número de núcleos necessários ao processo. O eutético cresce a partir desses núcleos, sendo que o crescimento se dá com uma frente de solidificação aproximadamente esférica. Cada unidade de crescimento, isto é, cada agregado esférico de austenita e grafita lamelar, é chamado célula ou grão eutético. A solidificação se completa após a recalescência, sendo que imediatamente após o final da solidificação do eutético, as dendritas de austenita primária formam uma fase contínua com a austenita do eutético (SOUZA SANTOS, 1991).

Nos ferros fundidos hipereutéticos, a primeira fase a precipitar é a grafita hipereutética na forma de lamelas longas, retas e ramificadas. O processo de solidificação que se segue é similar ao dos ferros fundidos hipoeutéticos, com formação de células eutéticas. A grafita primária pode ser em geral, facilmente distinguida daquela proveniente da transformação eutética por possuir lamelas mais grossas e retilíneas, em decorrência de maior tempo para seu crescimento. A austenita primária nas ligas hipoeutéticas, só pode ser observada com facilidade se houver formação de grafita de super resfriamento (SOUZA SANTOS, 1991).

O ferro fundido cinzento também é conhecido e denominado como ferro fundido lamelar, isto se deve ao fato da grafita apresentar formato de lamelas. O crescimento da grafita em lamelas ocorre devido a seu reticulado cristalino ser do tipo hexagonal compacto, conforme figura 18.

Figura 18 - Cristalografia e Direção de Crescimento da Grafita Lamelar.



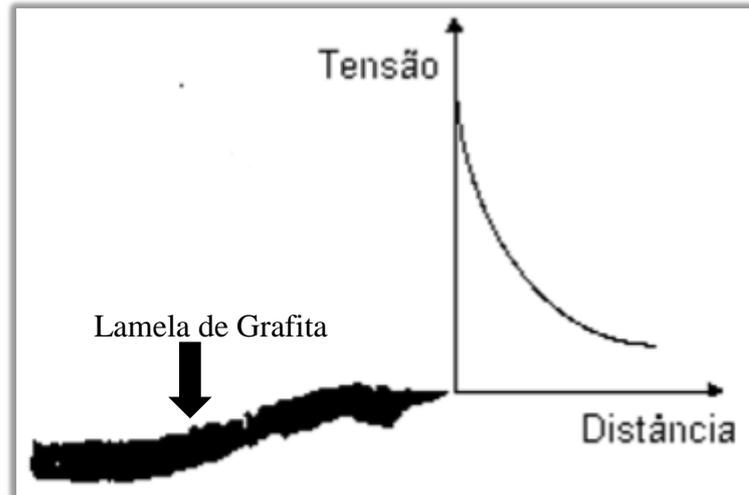
Fonte: (SOUZA SANTOS, 1991).

Em ligas de Fe-Si-C puras a grafita cresce ao longo dos planos basais, na direção  $c$  formando nódulos. No entanto, a presença de elementos tensoativos, tais como enxofre e oxigênio, alteram seu crescimento. Sugere-se que estes elementos quando presentes na liga, são adsorvidos nos planos prismáticos, reduzindo a energia de interface entre esses planos e o líquido, até atingir um valor menor que o correspondente à energia de interface entre os planos basais da grafita e o líquido. Portanto os átomos se depositam preferencialmente nos planos prismáticos havendo o crescimento na direção  $a$ , gerando a formação de lamelas (SOUZA SANTOS, 1991).

### 5.3.2 Características do Ferro Fundido Cinzento Relacionadas a Estrutura

Para Goodrich (2003) a grafita possui resistência mecânica muito baixa, de modo que, com relação a propriedades mecânicas, a sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, exercendo um efeito de concentração de tensões. A forma desta descontinuidade, isto é, a forma da grafita, exerce profundo efeito sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento, pois a forma aguda da grafita em veios ou lamelas resulta em alta concentração de tensões conforme mostra a figura 19 (GUESSER, 2009).

Figura 19 - Intensidade de Tensões da Grafita na Forma de Lamelas.



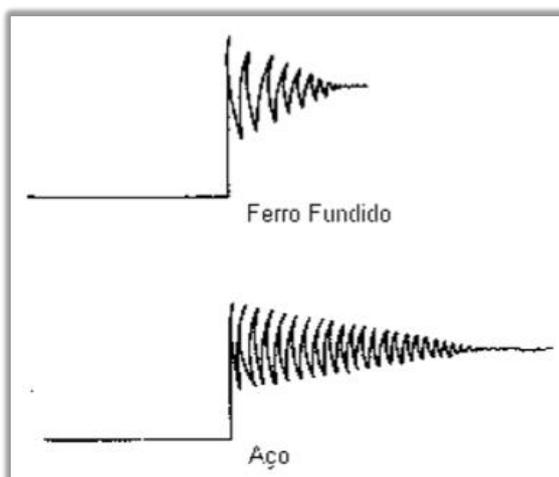
Fonte: (Apud GUESSER, 2009)

A grafita em forma de veios fornece bons valores de condutividade térmica, o que torna o ferro fundido cinzento um material muito empregado para componentes sujeitos à fadiga térmica (tambores e discos de freio, cabeçotes de motor). Outra propriedade de destaque dos ferros fundidos cinzentos é a capacidade de amortecimento de vibrações, importante para base de máquinas e de aplicações com restrições de ruídos (blocos de motor, carcaças, discos e tambores de freio) (Guesser, 2009).

Chiaverini (2002) também destaca a capacidade de amortecimento dos ferros fundidos cinzentos, e define essa capacidade como a habilidade de um metal absorver vibrações, resultantes de tensões cíclicas, por fricção interna, transformando a energia mecânica em calor. A capacidade de amortecimento dos ferros fundidos cinzentos foi demonstrada através do ensaio de Foepppl-Pertz (Figura 20), o qual mostra a duração relativa de um impulso vibratório torcional conferido a corpos de prova de ferro fundido e de aço. Chiaverini (2002), atribui essa propriedade ao fato de que os veios da grafita não apresentam resistência mecânica, constituindo espécies de vazios na estrutura do material, o que permite a deformação plástica do material localizado ao redor dos veios, sob tensões nominais menores que em outros casos.

Outra propriedade característica do ferro fundido cinzento é a usinabilidade. Os ferros fundidos cinzentos mais comumente produzidos apresentam uma estrutura em que a matriz é ferrítica ou ferrítica-perlítica. Além da influência evidente dos veios da grafita (quantidade, distribuição e tamanho), a própria matriz ou a porcentagem relativa de ferrita e perlita presentes é fator importante na usinabilidade do material (Chiaverini, 2002).

Figura 20 - Capacidade de amortecimento do ferro fundido em comparação ao aço pelo método de ensaio Foeppl-Pertz.



Fonte: (Apud CHIAVERINI, 2002).

Chiaverini (2002) afirma que em caso de a ferrita predominar, a usinabilidade do material será melhor, mas sua resistência mecânica e sua resistência ao desgaste são prejudicadas. Se a perlita for o constituinte predominante na matriz metálica, os ferros fundidos cinzentos correspondentes apresentarão melhor resistência mecânica. Uma matriz metálica contendo ferrita e perlita em proporções praticamente idênticas proporcionará ao material dureza e resistência mecânicas intermediárias. Essas características podem ser alteradas caso exista a presença de algum elemento de liga.

#### 5.4 NORMAS E CLASSES DE FERRO FUNDIDO CINZENTO

Guesser (2009) relata que os produtos fundidos são produzidos segundo padrões estabelecidos em normas técnicas, facilitando assim o comércio, por meio do estabelecimento de padrões mínimos de qualidade e redução de custos, e permitindo escalas crescentes de produção.

##### 5.4.1 Classificação das Grafitas no Ferro Fundido Cinzento

A American Society for Testing and Materials (ASTM) classifica o aspecto e a forma de apresentação da grafita para ferros fundidos cinzentos em cinco tipos:

**A - Irregular desorientada** - Lamelas finas e uniformes distribuídas ao acaso;

**B - Em roseta** - Conhecida como tipo roseta, sendo o centro do esqueleto formado por grafita fina e as bordas de grafita grosseira;

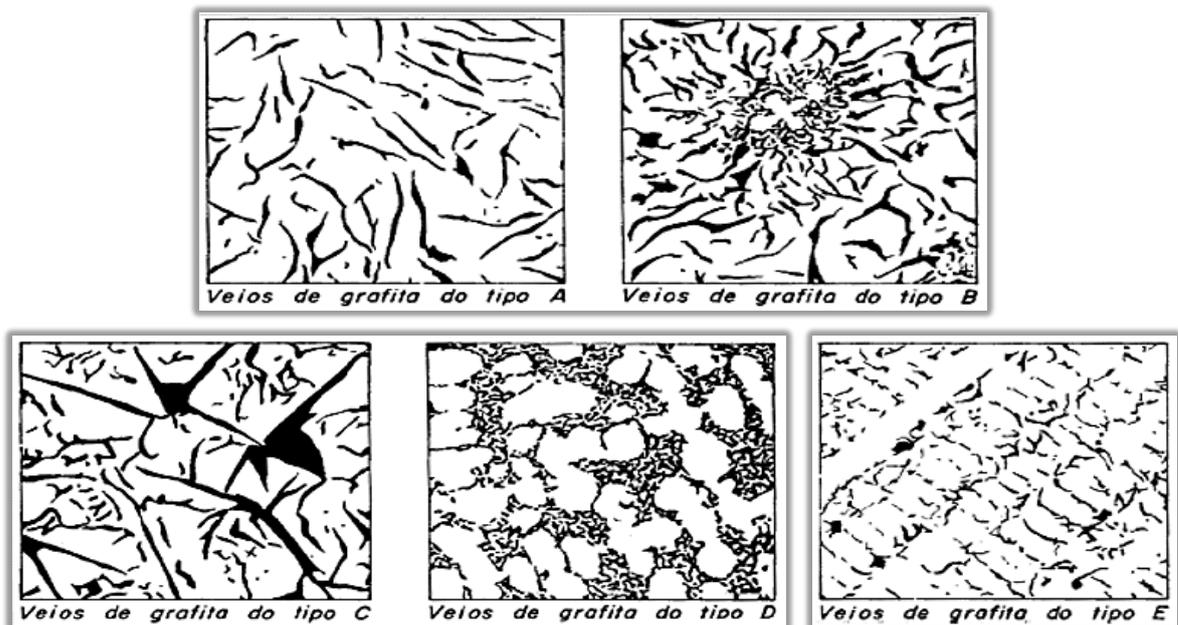
**C - Desigual irregular** - Conhecida como grafita primária, veios grandes, típica de ferros fundidos hipereutéticos;

**D - Interdendrítica desorientada** - Grafita fina e Interdendrítica com distribuição ao acaso, típica de solidificação com elevado superesfriamento;

**E – Interdendrítica orientada** - Veios finos e interdendríticos com orientação definida, típica de ferros fundidos de baixo carbono equivalente e cuja solidificação ocorreu com elevado superesfriamento.

A Figura 21 mostra a classificação dos tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos. Para a verificação, amostra deve ser preparada e a avaliação é feita por comparativo com aumento de 100x sem ataque.

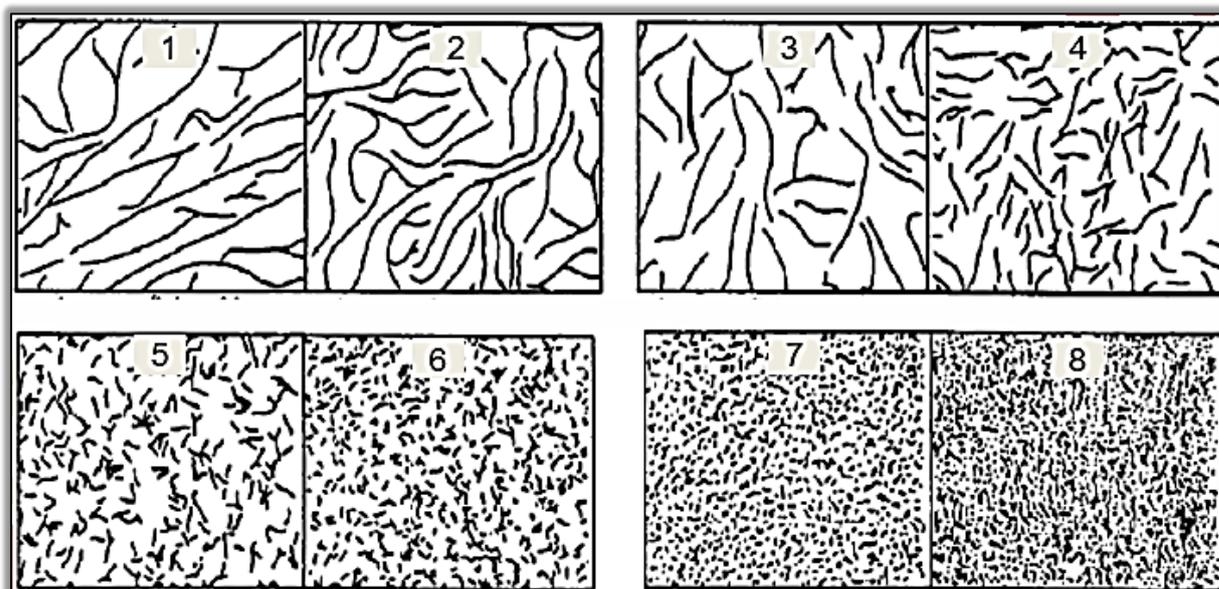
Figura 21 – Tipos de Grafita em Ferro Fundido Cinzento.



Fonte: (ASTM A 48, 1965).

O tamanho das grafitas em ferro fundido cinzento também é classificado pela ASTM conforme padrão da figura 22. O tamanho da grafita é classificado de 1 a 8, desta forma, compara-se a metalografia sem ataque em 100x de ampliação com este padrão.

Figura 22 - Tamanho das Lamelas de Grafita em Ferro Fundido Cinzento.



Fonte: (ASTM A247, 2006).

#### 5.4.2 Normas para Classificação e Produção de Fundido Cinzento

Atualmente os ferros fundidos cinzentos podem ser classificados seguindo diferentes normas, como por exemplo: ASTM, DIN, SAE, ABNT. A especificação para os diferentes tipos de ferros fundidos é feita geralmente pela ASTM. Já em aplicações automotivas essa especificação segue as normas da SAE. A norma ASTM classifica os ferros fundidos segundo os limites de resistência à tração, enquanto a SAE o faz segundo a dureza mínima do material (MANGONON, 1999).

A norma DIN EN 1561, cita que o ferro fundido cinzento, constituído por grafita lamelar, é uma liga fundida que tem como base o ferro-carbono, onde este último elemento ocorre em forma de grafita lamelar. As características do ferro fundido com grafita lamelar, dependem da forma e da distribuição da grafita e da massa metálica base. As especificações para os ferros fundidos cinzentos são baseadas em suas propriedades mecânicas, medidas através de corpos de prova padronizados, indicando normalmente os valores mínimos para seus limites de resistência.

Nas normas ASTM A 48 e DIN EN 1561, com o aumento do nível das classes, através do aumento do percentual de carbono bem como elementos de liga, as seguintes propriedades são aumentadas:

- Resistência mecânica, também a altas temperaturas;

- Acabamento superficial após usinagem;
- Módulo de elasticidade;
- Resistência ao desgaste.

Por outro lado, as seguintes propriedades são afetadas e decrescem:

- Usinabilidade;
- Resistência ao choque térmico;
- Capacidade de amortecimento;
- Preenchimento de seções finas.

Pelo sistema ASTM, as classes dos ferros-fundidos situam-se entre 20 e 60, tendo os seguintes valores para resistência a tração mostrados na tabela 3:

Tabela 3 – Resistencia das Classes de Ferro Fundido Cinzento

Classe	20	25	30	35	40	50	60
Resistência [MPa]	140	175	210	245	270	340	410

Fonte: (CHIAVERINI, 2002).

A ASTM indica também a composição química para cada classe de ferro mostrados na tabela 4. A indicação é feita em faixas amplas, com valores que se sobrepõem: os teores mais elevados de carbono e silício correspondem aos corpos de prova de menor diâmetro, ou seja, à medida que a espessura aumenta, decresce a porcentagem de carbono e silício presentes (MANGONON, 1999).

Tabela 4 - Composição Química das Classes de ferro Fundido Cinzento.

Classe ASTM	Composição química [%]				
	Carbono	Silício	Manganês	Enxofre	Fósforo
20	3,1 – 3,8	2,2 – 2,6	0,5 – 0,8	0,08 – 0,13	0,2 – 0,8
25	3,0 – 3,5	1,9 – 2,4	0,5 – 0,8	0,08 – 0,13	0,15 – 0,5
30	2,9 – 3,4	1,7 – 2,3	0,45 – 0,8	0,08 – 0,12	0,15 – 0,3
35	2,8 – 3,3	1,6 – 2,2	0,45 – 0,7	0,06 – 0,12	0,1 – 0,3
40	2,75 – 3,2	1,5 – 2,2	0,45 – 0,7	0,05 – 0,12	0,07 – 0,25
50	2,55 – 3,1	1,4 – 2,1	0,5 – 0,8	0,06 – 0,12	0,07 – 0,2
60	2,5 – 3,0	1,2 – 2,2	0,5 – 1,0	0,05 – 0,12	0,05 – 0,2

Fonte: (CHIAVERINI, 2002).

A Tabela 5 mostra as correlações para a classificação de ferro fundido cinzento em diferentes normas.

Tabela 5 – Correlação para Classificação de Ferro Fundido Cinzento em Diferentes Normas.

Norma	DIN	ASTM	ABNT	SAE	EU
Classe	GG15	20	FC 150		GJL 150
	GG20	30	FC 200	G 3000	GJL 200
	GG25	35	FC 250	G 3500	GJL 250
	GG30	45	FC 300		GJL 300

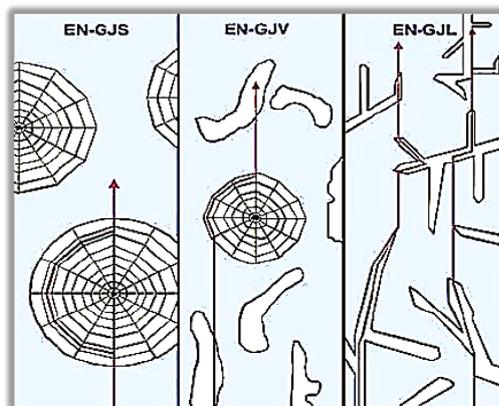
Fonte: (MANGONON, 1999).

## 5.5 CONDUTIVIDADE TÉRMICA DO FERRO FUNDIDO CINZENTO

Atualmente o ferro fundido cinzento perlítico-ferrítico com grafita lamelar tem sido o material tradicionalmente mais aplicado para a fabricação de discos e tambores de freio. A principal vantagem deste material é a alta condutividade térmica assegurada pela estrutura continua das grafitas, que promove a dissipação de calor com eficiência (HECT, 1996).

A eficiência em dissipar calor típica dos ferros fundidos cinzentos, promove a diminuição do gradiente térmico dos componentes melhorando o desempenho com relação a fadiga térmica e demais características relacionadas ao aumento da temperatura. Tal eficiência pode ser explicada pela morfologia da grafita lamelar, pois além da conectividade do esqueleto das grafitas, a condutividade térmica é maior do que a matriz ferrítica ou perlítica, e também maior do que as grafitas dos tipos vermicular e nodular, pois a condutividade paralela ao plano basal é maior em relação a seu plano prismático conforme mostrado na figura 23 (KEMPERS, 1966), e a tabela 6 (GUESSER, 2005).

Figura 23 - Fluxo de Calor em Ferro Fundido Nodular, Vermicular e Cinzento.



Fonte: (KEMPERS, 1966).

Tabela 6 - Valores de Condutividade Térmica para Diferentes Constituintes do Ferro Fundido Cinzento.

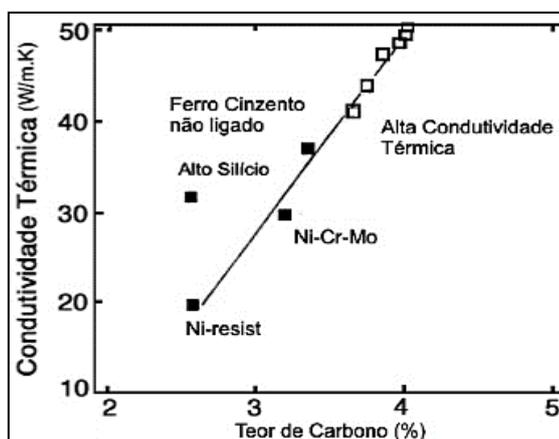
Constituintes Metalográficos	Condutividade Térmica – W (m.K)		
	0 – 100 °C	500 °C	1000 °C
Ferrita	71 - 80	42	29
Perlita	50	44	40
Cementita	7 - 8	-	-
Grafita	-	-	-
Paralelo ao plano basal	293 - 419	84 - 126	42 - 63
Perpendicular ao plano basal	84	-	-

Fonte: (GUESSER, 2005).

Em seu estudo, Guesser (2003), visando otimizações no desempenho de discos e tambores de freio, desenvolveu uma classe de ferro fundido cinzento de alta condutividade térmica, associada ainda a bons valores de resistência mecânica e de resistência ao desgaste. A microestrutura destes materiais apresenta grande quantidade de grafita e matriz perlítica, a grafita conferindo alta condutividade térmica e a matriz perlítica fornecendo resistência mecânica e ao desgaste. Este material é obtido com o uso de teores relativamente elevados de carbono (3,7 a 3,9%) e de elementos de liga perlitizantes, como o cobre, cromo e estanho.

A alta concentração de carbono promove maior quantidade de grafita, porém resulta em menor resistência mecânica. Por outro lado, com aumento da condutividade térmica verificada com maiores percentuais de carbono, ocorre um aumento da vida de componentes sujeitos a fadiga térmica, devido a redução da temperatura em serviço. A redução de resistência provocada pela quantidade de carbono pode ser compensada com a aplicação de elementos perlitizantes na liga (Guesser, 2003). A figura 24 mostra o efeito do percentual de carbono sobre a condutividade térmica de ligas de ferro fundido cinzento ligados e não ligados.

Figura 24 - Efeito do Teor de Carbono Sobre a Condutividade Térmica do Ferro Fundido Cinzento.



Fonte: Adaptado (GUESSER, 2003).

Na tabela 7 são mostrados os valores da condutividade térmica para diversas classes de ferro fundido cinzento, conforme norma DIN EN 1561. Pode-se observar que os valores para a condutividade térmica aumentam para as classes de ferro fundido com menor resistência mecânica. Isto ocorre devido contribuição da grafita na condutividade térmica, de modo que as classes que contém maiores quantidades de grafita apresentam maior condutividade térmica e, por consequência, menor resistência mecânica.

Tabela 7 - Condutividade térmica (W/(m.K) para classes de ferro fundido cinzento.

Temperatura	Classe conforme norma DIN EN 1561				
	150	200	250	300	350
100 °C	52,5	50	48,5	47,5	45,5
200 °C	51	49	47,5	46	44,5
300 °C	50	48	46,5	45	43,5
400 °C	49	47	45	44	42
500 °C	48,5	46	44,5	43	41,5

Fonte: (Norma EN 1561/1997).

## 6. NIÓBIO

O Nióbio (Nb) foi descoberto no início do século passado, por Charles Hatchett, na Inglaterra, inicialmente denominado como columbium. O Nióbio é o elemento metálico de número atômico 41 da Tabela Periódica, sua massa específica é de 8,57g/cm<sup>3</sup>, pouco superior à do ferro, e seu ponto de fusão é de 2.468 °C. Possui baixa resistência à oxidação e tem propriedade de supercondutividade em temperaturas inferiores à -264 °C (SILVA, 2001).

A ocorrência de Nióbio na natureza está associada aos pegmatitos, sob a forma de colombita-tantalita, ou associada a carbonatitos de maciços alcalinos, que constituem o mineral denominado pirocloro. Desde 1932, o ferro-nióbio vem sendo utilizado para melhorar a qualidade dos aços e, como carboneto, é utilizado para a fabricação de ferramentas de corte rápido. Segundo Silva, 2001, o perfil do consumo de Nióbio distribui-se em: 75% na fabricação de aços microligados (sob a forma de ferro nióbio); 12% são utilizados na fabricação de aços inoxidáveis resistentes ao calor, também sob a forma de ferro nióbio; 10% na produção de superligas na forma de óxido de Nióbio; e 3% para outros usos (também na forma de óxido de Nióbio).

Em 1992, foi desenvolvido pela Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração - CBMM, um ferro liga, ferro-nióbio, especialmente para adição em aços e ferros fundidos e outras ligas metálicas. A faixa de Nióbio varia de 65 a 95% podendo ter em sua composição outros elementos como Tântalo (1,0%), Silício (3,0%), Alumínio (1,5%), Fósforo (0,2%),

Enxofre (0,10%), Titânio (1,0%) e Estanho (0,15%). A microestrutura desse ferro liga facilita a dissolução do Nióbio (SILVA, 2001).

## 6.1 FERRO FUNDIDO CINZENTO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO

Silva (2000) cita que a adição de Nióbio em ligas ferrosas, como em ferros fundidos, normalmente é feita através da utilização de ferro nióbio fragmentado.

Sweden (2001) relata que os estudos mais importantes de adição de Nióbio em ferro fundido, até a data do artigo, se referiam à utilização da liga na indústria automotiva (para peças como cabeçotes de cilindro, anéis para pistão), e ainda com poucos estudos realizados. Essa aplicação se refere à necessidade de resistência ao desgaste exigida. Segundo o autor, a melhoria da resistência ao desgaste se deve ao fato de que o Nióbio (da mesma forma como a maioria dos elementos presentes nos grupos 4 e 6 da Tabela Periódica), apresenta tendência à formação de carbonetos. Seus estudos mostraram pequenas alterações na estabilidade da austenita, na microdureza, no refino da estrutura gráfitica e precipitações de Carbonetos de Nióbio - NbC. Os valores obtidos nesse estudo estão mostrados na tabela 8.

Tabela 8 - Composição Química e Propriedades Mecânicas Obtidas em Ferro Fundido Cinzento com Nióbio.

Amostra	Composição química(%)						Carbono equivalente	Propriedades mecânicas	
	C	Si	Mn	P	S	Nb		Resistência a Tração (MPa)	Dureza (HB)
1	3,43	2,13	0,89	0,09	0,045	0	4,17	203,4	199
2	3,47	2,10	1,06	0,12	0,037	0,077	4,22	220,4	204
3	3,54	2,05	0,79	0,12	0,041	0,26	4,26	230,6	207
4	3,50	2,15	0,91	0,11	0,043	0,37	4,25	251,3	226
5	3,44	2,55	0,98	0,10	0,044	0,58	4,32	254,5	234
6	3,40	2,50	0,94	0,09	0,044	0,77	4,26	267,4	227
7	3,40	2,53	0,98	0,09	0,039	0,87	4,27	260,8	228

Fonte: Adaptado (SWEDEN 2001).

Quanto à microestrutura obtida nos ferros fundidos com adição de Nióbio, Sweden (2001) chama a atenção para o fato da formação dos Carbonetos de Nióbio (esses são formados tanto nos aços quanto nos ferros fundidos). Esses carbonetos são formados em temperaturas elevadas e suas propriedades foram estudadas. Algumas delas são apresentadas na tabela 9.

Tabela 9 - Propriedades físicas do Carboneto de Nióbio – NbC obtidas em ferro fundido cinzento.

<b>Propriedades físicas</b>	<b>Valores</b>
Densidade – g/cc	7,82
Dureza Rockwell	90
Microdureza Vickers	2400
Estrutura cristalina	Cúbica
Temperatura liquidus - °C	3575

Fonte: Adaptado (SWEDEN 2001).

Com a adição de Nióbio no ferro fundido, ocorre a precipitação de partículas de NbC em temperaturas muito mais altas do que a temperatura *liquidus* nominal da liga base (CASTELLO BRANCO, 1984). A questão é que a dissolução precisa ser controlada para não causar aglomeração e perda de NbC para a escória do forno e panela, reduzindo assim o rendimento do Nióbio adicionado. Essa dissolução controlada foi estudada e patenteada no caso específico de produção de cilindros para laminadores a quente, produzidos em ferro fundido mesclado (SWEDEN, 2001).

A assimilação de ferro-nióbio em ferros fundidos é muito lenta quando comparada à assimilação do mesmo em aço. Isto ocorre devido à menor temperatura de elaboração e a solubilidade reduzida do carboneto de Nióbio neste tipo de liga. Dessa forma, devem ser tomados alguns cuidados na adição em ferros fundidos para evitar a persistência de fragmentos de ferro-nióbio não dissolvidos no banho. Quando o ferro nióbio é colocado em contato com banhos de elevado teor de Carbono, ocorre a formação de uma camada aderente de carbonetos de Nióbio junto à superfície do ferro liga que prejudica a sua incorporação. Essa camada dificulta a incorporação do Nióbio (SILVA, 2000).

Silva (2000) concluiu através da análise termodinâmica e de ensaios realizados, que a dissolução de ferro nióbio em ferros fundidos ocorre através de uma carburação superficial do ferro nióbio, que provoca a liberação de aglomerados de carbonetos de Nióbio no banho. Como resultado desta carburação o ferro nióbio é convertido em carbonetos de nióbio contidos numa matriz de ferro. A liberação de aglomerados de carbonetos no banho é causada pela fusão desta matriz de ferro ou pela formação de uma camada líquida na frente da reação caso a temperatura ali seja superior a do patamar eutético da reação  $L \rightarrow Fe + Fe_2Nb$  (1372 °C). Portanto, segundo as considerações feitas pelos autores, quando se deseja atingir teores de Nióbio em ferros fundidos acima do valor de saturação em NbC e ainda assim obter carbonetos dispersos e

poligonais, deve-se fazer a adição do ferro liga em temperaturas próximas a 1380 °C e esperar tempo suficiente para que ocorra a dissolução total do ferro nióbio.

### 6.1.1 Efeito do Nióbio na Estrutura do Ferro Fundido Cinzento

De um ponto de vista de aplicação, adições de nióbio na faixa de 0,25 em peso percentual são suficientes para proporcionar de 10% a 30% de aumento na resistência mecânica para os ferros fundidos cinzentos. Este benefício de aumento da resistência pode ser o suficiente para atualizar este tipo de fundido de uma forma que se enquadrem em especificações de classes de resistência mais elevados (CASTELO BRANCO, 1984).

Castelo Branco (1984) relata a capacidade do Nb em refinar a microestrutura do ferro fundido cinzento. Tal capacidade deriva da ação catalítica das partículas de Nb sobre a nucleação na austenita. O refino das células eutéticas por Nb seria um processo indireto, menos eficaz do que o refino alcançado com inoculantes como Fe-Si ou Ca-Si. Conforme figura 35, Castelo Branco relata que o percentual de grafita tipo A e o percentual de ferrita não são significativamente alterados pela adição de Nb. Por outro lado, o tamanho das grafitas tipo A tendem a ser menores com a liga contendo Nb, demonstrando sua interferência no processo de grafitização, diminuindo o tamanho das células eutéticas conforme pode ser verificado na tabela 10.

Tabela 10 - Efeito do Nióbio na Estrutura do Ferro Fundido Cinzento.

% Fe-Si	% Nb	% Ferrita	Grafita Tipo A	
			%	Tamanho - ASTM
0,2	-	10	80	3
	0,25	5	70	3 - 4
	-	5	70	4
	0,75	5	70	4
	-	2	80	3
	1,5	-	80	4
0,4	-	2	80	3 - 4
	0,25	2	80	4
	-	2	70	3
	0,75	2	70	3 - 4
	-	2	80	3
	1,5	-	80	3 - 4
0,6	-	15	100	3
	0,75	10	100	3 - 4
	-	2	80	3
	0,75	2	80	3 - 4
	-	5	100	3
	1,5	2	100	4

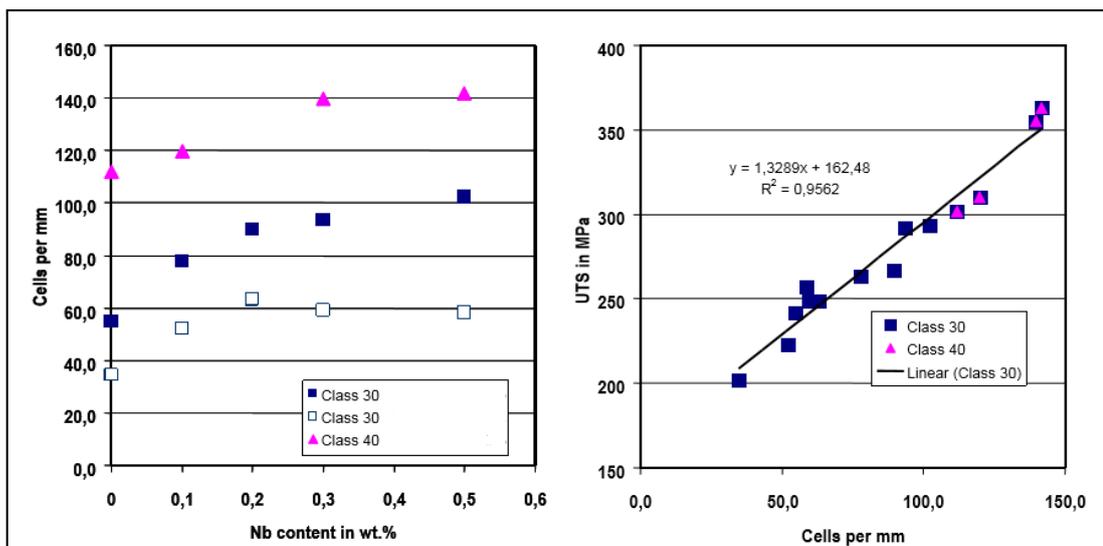
Fonte: (CASTELO BRANCO, 1984).

Mesmo verificando que o tamanho das grafitas tipo A foram reduzidos, porém o percentual de grafita não foi afetado, o que poderia levar a conclusão de que a presença do Nb também poderia ocasionar uma maior formação de células eutéticas, resultando em menores grafitas, porém em maiores números devido a nucleação. Castelo Branco relata não ser possível quantificar tal efeito precisamente.

Mohrbacher, a partir de experiências laboratoriais e experiências práticas para ligas contendo 0,3 em peso percentual de Nb, com Fe-Nb totalmente dissolvido e NbC precipitados de forma homogênea, relata os efeitos abaixo sobre a nucleação e microestrutura dos ferros fundidos cinzentos (Figura 25).

- O Nb apresenta efeitos sobre a nucleação da grafita;
- Altas temperaturas e resfriamentos lentos não apresentam efeito sobre o potencial de nucleação obtido com a adição de Nb;
- O Nb aumenta o grau de nucleação em temperaturas acima da dos inoculantes convencionais;
- O Nb promove a formação de perlita mesmo com aumento da nucleação de grafitas.
- O Nb diminui a tendência ao coquilhamento;
- O Nb abaixo de 3% reduz a zona de coquilhamento e de mesclado;
- O Nb aumenta o número de células eutéticas levando a formação de grafitas mais curtas e mais finas;
- O Nb refina o espaçamento interlamelar da perlita.

Figura 25 - Influência da Adição de Nióbio na Contagem de Células Eutéticas e na Resistência à Tração em Diferentes Tipos de Ferro Fundido Cinzento.



Fonte: Adaptado (MOHRBACHER).

A influência do Nb sobre a quantidade de células eutéticas bem como a capacidade de refinamento da perlita também foi estudada por ZHOU (2010). O autor relata que a formação de NbC a altas temperatura proporciona o surgimento de partículas no banho líquido, contribuindo para o refinamento e um maior surgimento de células eutéticas, que por consequência teve seu tamanho reduzido. A tabela 11 mostra a contagem de células eutéticas analisadas por ZHOU.

Tabela 11 - Diâmetro Médio e Contagem de Células Eutéticas sob Influência do % de Nb.

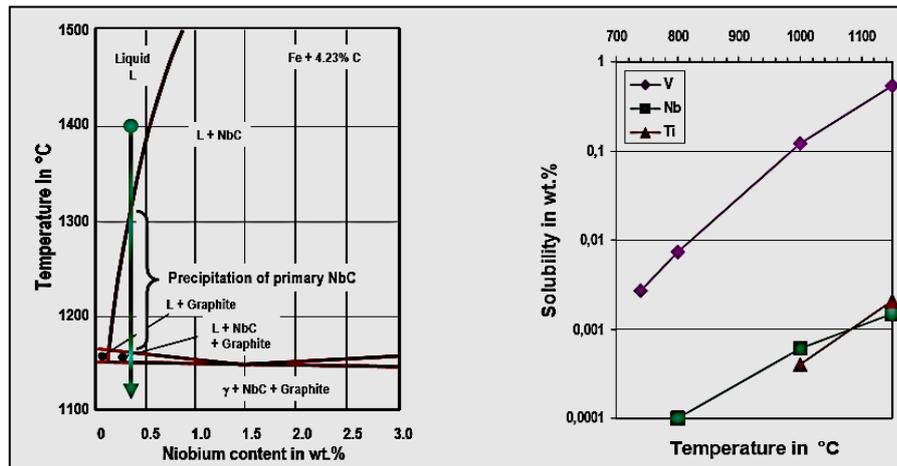
% Nb	Quantidade de células eutéticas	Diâmetro médio
0,042	< 50	950 $\mu\text{m}$
0,29	< 150	500 $\mu\text{m}$
0,85	< 250	300 $\mu\text{m}$
1,48	< 180	400 $\mu\text{m}$

Fonte: Adaptado (ZHOU, 2010).

A figura 26 mostra o diagrama de fase para o sistema Fe + 4,24% C – NbC estudado por Mohrbacher. O autor relata que pequenas adições de Nb (<0,1%) não apresentam influência sobre a sequência da temperatura de solidificação, e que o NbC é formado durante a reação eutética. A solubilidade de Nb na austenita em ligas de ferro fundido é muito baixa, como quando comparado ao Ti e V. Com o aumento de Nb acima de 0,1% serão formados carbonetos primários no ferro líquido. Estes NbC podem agir como núcleos favorecendo a reação eutética, e a transformação da fase líquida em austenita e ferrita. Isto explica o fato das células eutéticas se tornarem mais finas com a adição de Nb. Se o teor de Nb exceder o limite de 0,2%, tais carbonetos primários são formados a uma temperatura mais elevada e tornam-se mais grosseiros podendo ser encontrados na microestrutura com uso de metalografia óptica. As partículas maiores de NbC melhoram a dureza e são benéficas para a resistência ao desgaste (MOHRBACHER).

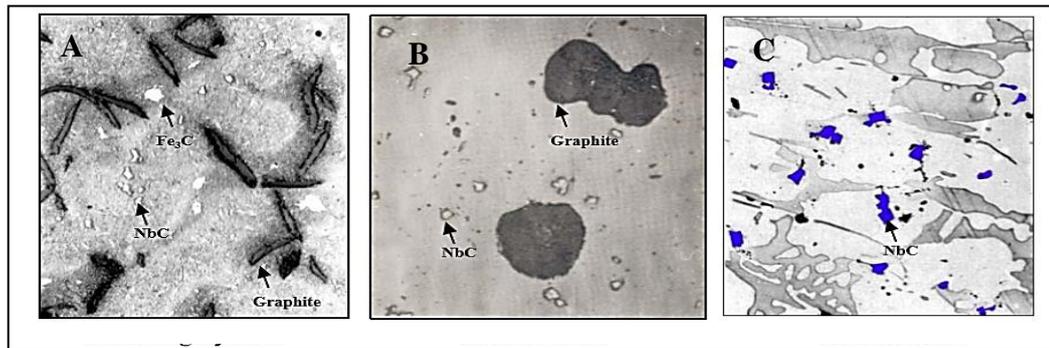
A Figura 27 analisada por Mohrbacher, mostra a aparência de partículas primárias de NbC em diferentes tipos de ferro fundido. Pode ser observado que a morfologia das grafitas não são afetadas pela presença das partículas de NbC.

Figura 26 - Sistema Binário Fe + 4,23% C - NbC Indicando a Sequência de Precipitação para 0,3% em Peso de Nb, e a Solubilidade do Nb, V E Ti na Austenita.



Fonte: (MOHRBACHER).

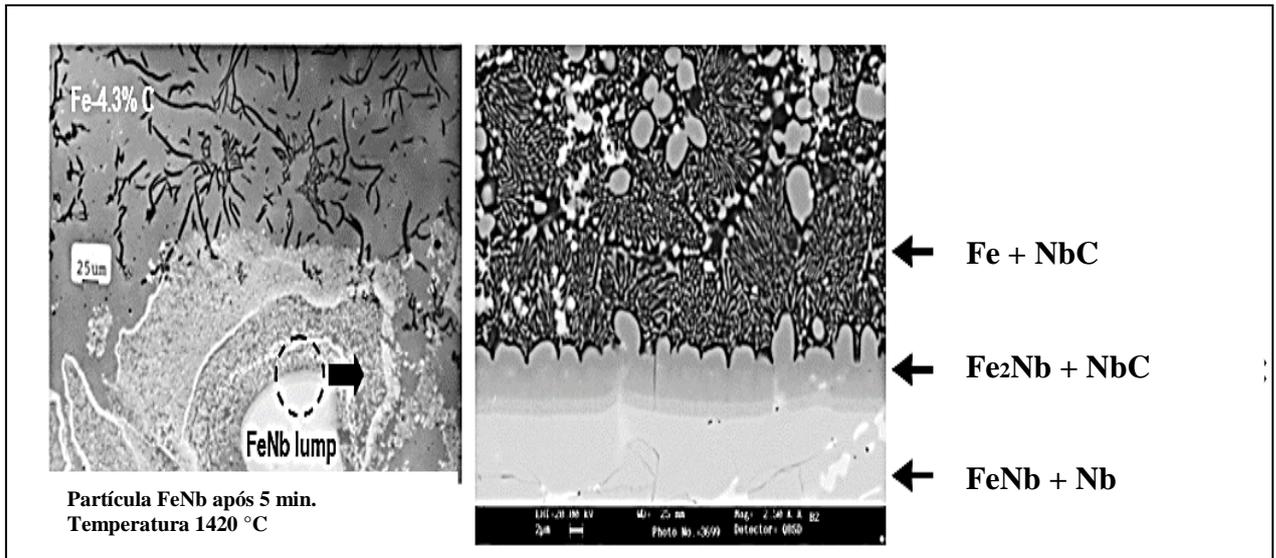
Figura 27 - Microestruturas de Diferentes Tipos de Ferro fundido contendo NbC. A – Ferro Fundido Cinzento; B – Ferro Fundido Nodular; C – Ferro Fundido Mesclado.



Fonte: (MOHRBACHER).

Mohrbacher cita que o ferro liga padrão aplicado na fabricação de aços e ferros fundidos apresenta cerca de 66% em peso de Nb. Esta composição quase corresponde à fase intermetálica FeNb, conhecido como o  $\mu$ -phase no diagrama de fases Fe-Nb. O ferro-nióbio apresenta uma temperatura de fusão de 1580 °C a 1630 °C, respectivamente. Por consequência das menores temperaturas, o ferro liga contendo Nb não funde quando da fabricação do ferro fundido cinzento (Figura 28), e o mesmo precisa ser dissolvido no banho, o que acaba diminuindo a velocidade de reação. A figura 28 mostra um fragmento de Nb não dissolvido no ferro fundido cinzento. Mohrbacher ampliou a interface entre o ferro-nióbio e a massa fundida, verificou que o fragmento encontra-se cercado por anéis concêntricos e, na superfície do FeNb várias fases são visíveis exibindo maior teor de carbono do que o próprio FeNb. Somente as partículas da superfície, de poucos microns em tamanho, são libertados para a massa fundida através da carburação.

Figura 28 – Micrografia com Fragmento de Nb não Dissolvido.



Fonte: (MOHRBACHER).

Para Mohrbacher, as diferentes fases vistas nesta micrografia podem ser explicadas através do sistema Fe-Nb-C a 1500 °C (Figura 29), permitindo descrever o processo de dissolução do Fe-Nb no ferro fundido cinzento. Primeiramente a superfície do fragmento fica enriquecida de carbono. Desta forma, surgem as fases  $\mu$ -(FeNb),  $\lambda$ -(Fe<sub>2</sub>Nb), bem como o carboneto de nióbio (Nb<sub>2</sub>C), como pode ser observado. No entanto, a carburação é contínua e, finalmente, Nb<sub>2</sub>C e NbC são liberados para a massa fundida. Como resultado do excesso de carbono, somente NbC existirá no produto fundido que vai ser dissolvido a uma extensão permitida pelo equilíbrio, isto é, cerca de 0,8% em peso de Nb a 1500 °C. No entanto, durante o resfriamento, o nióbio em solução irá precipitar novamente e formar partículas de NbC: o tamanho destas partículas não está relacionado com o da partícula inicial de NbC que havia sido liberada para a massa fundida durante a dissolução do ferro-liga.

Mohrbacher relata que o alto teor de carbono bem como as baixas temperaturas de fusão nas ligas de ferro fundido cinzento, alteram o mecanismo de dissolução do Nb e a cinética do processo quando comparado aos aços. Tais fatores podem explicar a dissolução parcial do FeNb. A figura 30 mostra o tempo calculado para a dissolução completa de um dado diâmetro de protuberância da partícula de FeNb. A turbulência no banho de fusão, que pode ser obtida por meio de agitação ou injeção, pode melhorar a cinética de dissolução. Considerando uma temperatura de aproximadamente 1400 °C usada para fundição, e visando reduzir os custos para processos os quais utilizam a aplicação de FeNb em ligas fundidas, Mohrbacher relata que para a adição de FeNb pouco tempo antes do vazamento, grãos finos FeNb podem ser adicionados para que a dissolução ocorra em poucos minutos. Por consequência, muitas fundições trabalham com FeNb na ordem de tamanho de 1-3 mm.



## 7. MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho experimental teve a construção das amostras e testes realizados por etapas, conforme sequenciamento a seguir:

- Confeção dos modelos de fundição para produção dos CP's com dimensionais conforme normas DIN EN 1561, ASTM A247 e ASTM E 1225;
- Confeção dos moldes para vazamento e produção dos CP's;
- Produção dos CP em ferro fundido cinzento GG 25 e caracterização química conforme norma DIN EN 1561;
- Produção dos CP em ferro fundido cinzento GG 25 e caracterização química conforme norma DIN EN 1561 com adição de Nb na composição;
- Análise metalográfica para caracterização da microestrutura conforme norma ASTM A247;
- Preparação dos CP para ensaio de tração conforme norma DIN EN 1561;
- Ensaio de tração para caracterização mecânica conforme norma ABNT/NBR 6892.
- Ensaio de dureza conforme norma NBR ISO 6506-1. Dimensional dos CP conforme norma DIN EN 1561;
- Preparação dos CP para ensaio de condutividade térmica conforme norma ASTM E 1225;
- Ensaio de condutividade térmica conforme norma ASTM E 1225;

### 7.1 PRODUÇÃO E VAZAMENTO DOS CORPOS DE PROVA

Todo o processo de fabricação bem como as matérias primas necessárias para fabricação dos corpos de prova foram fornecidos pela Metalúrgica Spillere Ltda.

#### 7.1.1 Confeção dos Moldes

Para a produção dos moldes dos corpos de prova foram utilizados modelos construídos em madeira. Os moldes foram fabricados em areia com resina fenólica, nos quais, para evitar a influência do molde nas propriedades metalúrgicas dos corpos de prova, foi utilizado sempre o mesmo tipo de areia e porcentagem de mistura controlada via análise laboratorial. A figura

31 mostra as etapas de fabricação dos moldes, a figura 32 mostra os moldes após sua construção antes do envio para linha de vazamento.

Figura 31 - Fluxograma com etapas de fabricação dos moldes em areia verde.

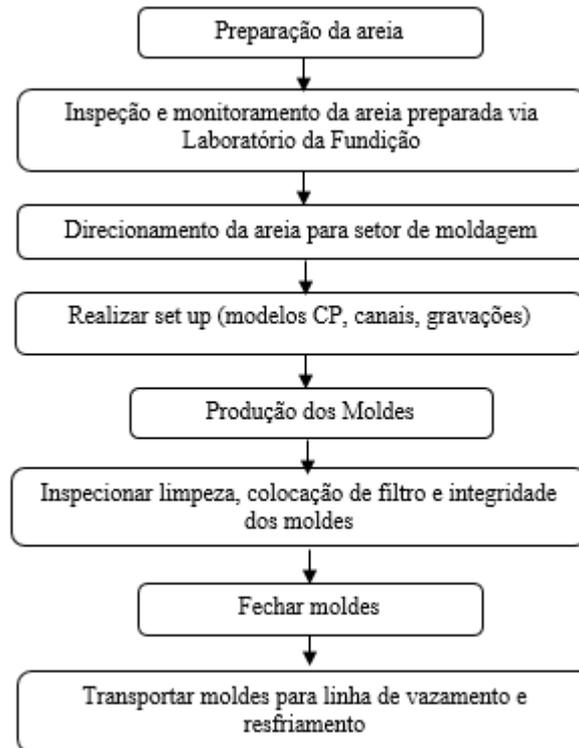


Figura 32 - Moldes para vazamento dos corpos de prova.



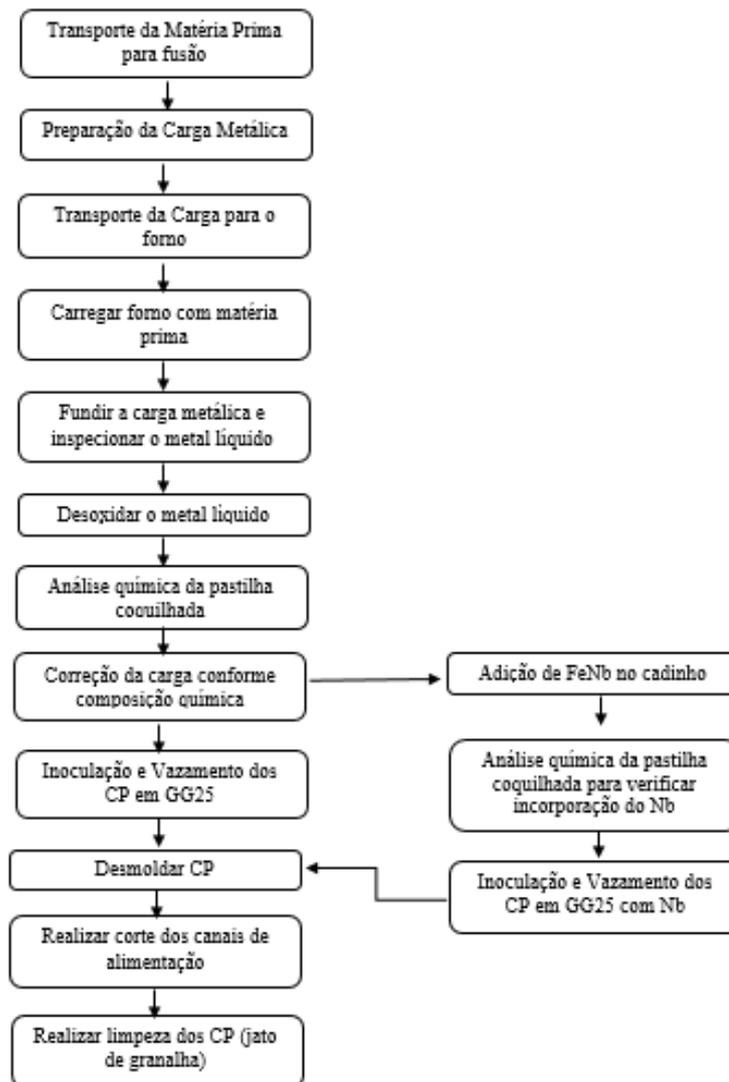
### 7.1.2 Corpos de Prova Fundidos

Para a produção dos corpos de prova foram utilizados os seguintes materiais: Sucata de aço, sucata de ferro fundido cinzento, ferro silício (FeSi) como inoculante, e ferro nióbio (FeNb) para os CP com nióbio na composição. A composição química destes materiais foi verificada por espectrometria óptica com auxílio de um Espectrômetro de Emissão Óptica, marca

Spectromaxx. Tal análise se faz necessária para realização do cálculo de carga , no qual se definiu as proporções de cada material necessário para fabricação do ferro fundido cinzento com composição química estipulada, bem como o ferro fundido cinzento com adição de nióbio. A composição química do FeNb foi informada pela CBMM, apresentando 65% em peso de Nióbio com densidade de 8,1991 (g/cm<sup>3</sup> a 20°C), ponto de fusão de 1530 °C e com partículas de 12mm.

As etapas de fundição e vazamento dos CP's podem ser evidenciadas no fluxograma conforme figura 33.

Figura 33 - Fluxograma com etapas de fabricação dos CP na fundição.



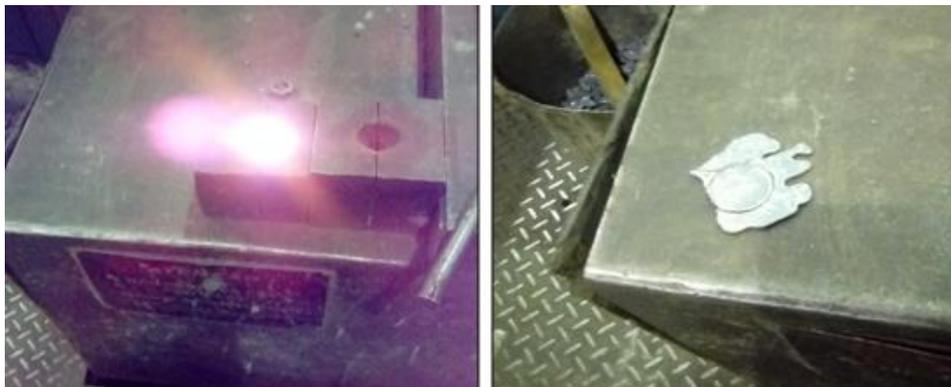
A fusão do material foi realizada em um forno a indução da marca ServTerm com cadinho de 2200 kg e potência de 1100 kW. O vazamento foi realizado em uma panela com capacidade de 400 Kg (Figura 34).

Figura 34 – (A) forno a Indução, (B) panela de vazamento.



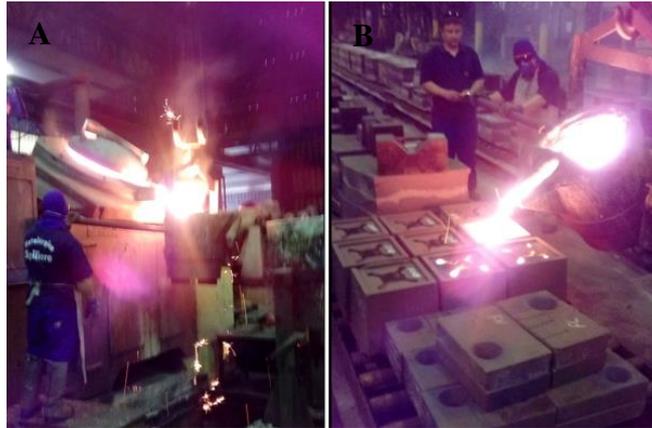
Para construção da carga metálica, foram adicionados ao forno 450 kg de sucata de aço, 1300 kg de sucata de ferro fundido cinzento, 10 kg de ferro silício com 75% em peso de silício e 17 kg de grafite. Após a fusão do metal, foi retirado uma coquilha, com dimensões de 30 mm de diâmetro e aproximadamente 4 mm de espessura, para verificação e refino da carga (Figura 35), a qual foi primeiramente refinada na composição desejada para posterior vazamento dos CP em GG 25 com e sem Nióbio.

Figura 35 - Coquilha para verificação e refino da composição química.



Após verificação da composição química da carga do forno, para refino e ajuste da composição foram adicionados 6,6 kg de Cobre, 6,7 kg de ferro silício e 7,5 kg de ferro manganês. A verificação da temperatura no forno foi realizada com auxílio de um pirômetro portátil, posteriormente foi transferido o metal líquido para a panela de vazamento, realizado a inoculação e feito o vazamento dos CP's em GG 25. A temperatura de vazamento foi de aproximadamente 1380 °C.

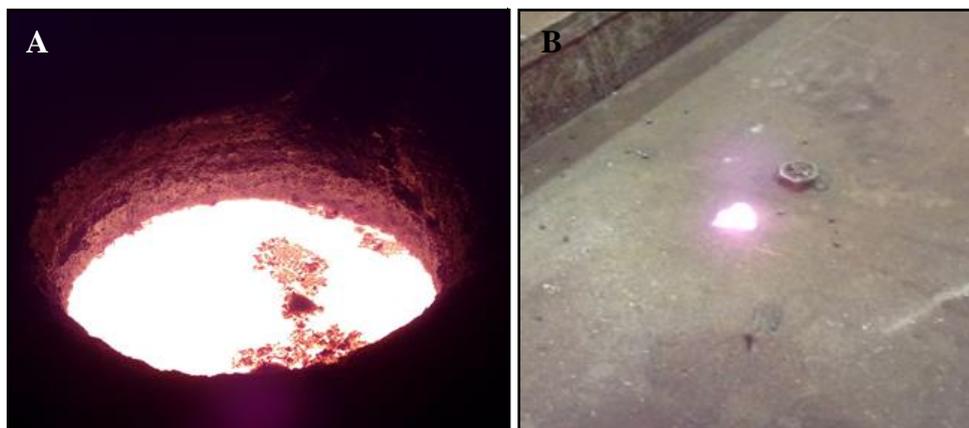
Figura 36 – (A) transferência do metal para a panela de vazamento, (B) vazamento dos CP's em GG 25.



Finalizado-se o vazamento dos CP's em GG 25, o metal líquido restante na panela de vazamento foi novamente para o forno. Posteriormente foram adicionados no forno 12 kg de FeNb a fim de promover a incorporação de Nb na composição química para vazamento dos CP's de prova com adição do mesmo.

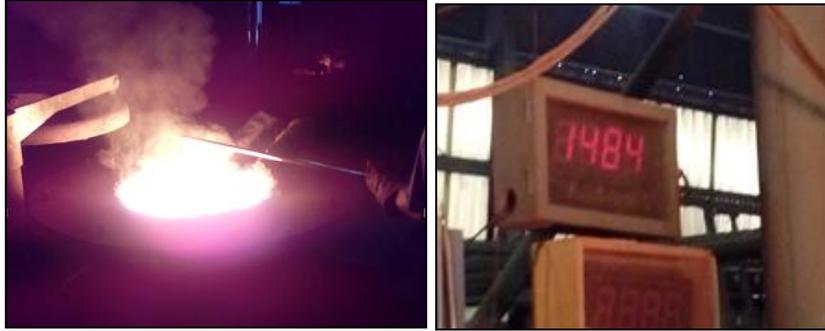
Após adição de FeNb no forno, passando-se 10 minutos a uma temperatura de aproximadamente 1400 °C, retirou-se uma coquilha para verificar a composição química. Foi verificado que a carga estava com apenas 0,064 % em peso de Nb, mostrando que o FeNb não havia sido incorporado pelo banho metálico. A figura 37 mostra partículas de Nióbio não dissolvidas.

Figura 37 – (A) material não incorporado, (B) partícula de Nb não dissolvida pelo banho metálico.



Conforme relatado na revisão bibliográfica, para que o Nb seja dissolvido no banho metálico tem-se uma função entre a temperatura e o tamanho das partículas de Nb. A fim de promover tal dissolução deste elemento em um menor tempo, a temperatura do forno foi elevada a aproximadamente 1480 °C.

Figura 38 - Verificação do aumento de temperatura para dissolução do Nb no banho metálico.



Passados 10 minutos após a elevação da temperatura, foi retirada uma nova coquilha da carga metálica e verificada a composição química. Foi evidenciado um aumento no peso percentual de Nb para 0,29. Com a mesma faixa de temperatura e passados mais 10 minutos, uma nova verificação da composição foi realizada, e o peso percentual de Nb passou para 0,336. No momento de transferência do metal líquido para panela de vazamento, a uma temperatura de aproximadamente 1420 °C foi novamente verificada a composição química, sendo esta a composição final do material que apresentou 0,36 % em peso de Nb. Pode-se evidenciar de forma visual, a incorporação e dissolução do Nb no banho metálico conforme figura 39. Este percentual de Nb foi selecionado para os testes do presente trabalho, por ser o percentual normalmente aplicado nas ligas de ferro fundido cinzento usadas para fabricação de componentes como discos de freios, conforme pode ser evidenciado na revisão bibliográfica.

Figura 39 - FeNb dissolvido pelo banho metálico.



Posterior a liberação e ajustes da composição química, o banho metálico foi transferido para panela de vazamento e inoculado. O vazamento nos moldes para produção dos CP's em GG 25 com Nb na composição se deu em aproximadamente 1400 °C.

Figura 40 – (A) transferência do metal para a panela de vazamento, (B) vazamento dos CP em GG 25 com Nb.



Após o resfriamento dos CP's foi realizada a desmoldagem. As figuras 41 e 42 mostram os CP's em suas dimensões brutas após a quebra dos canais de alimentação. Posteriormente foi realizada a limpeza dos CP's em jato de granalha.

Figura 41 – (A) corpo de prova fundido, (B) dimensões.

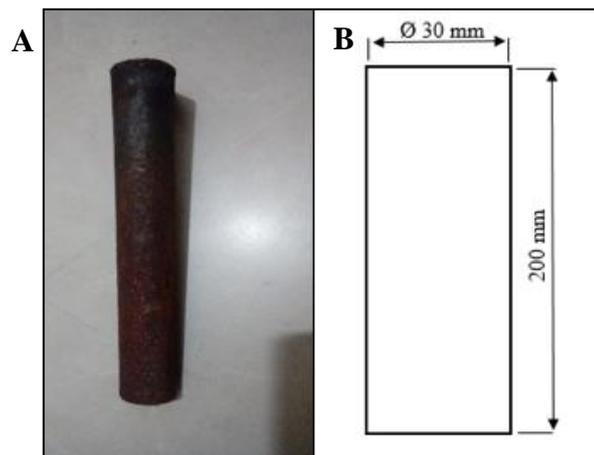
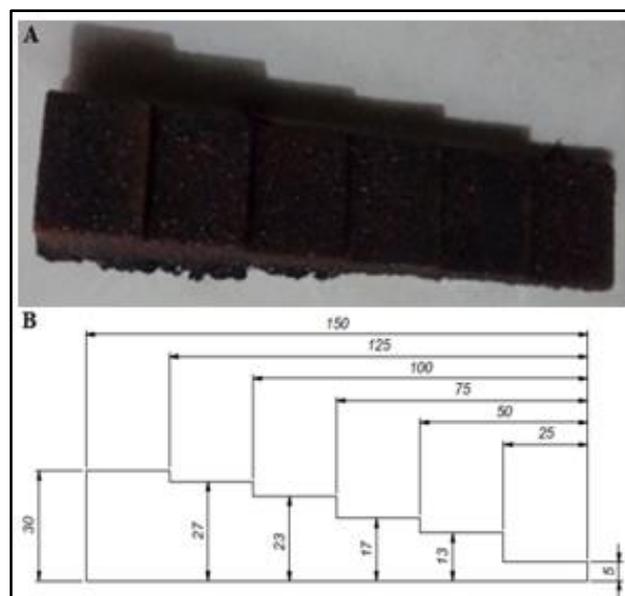


Figura 42 – (A) corpo de prova fundido, (B) dimensões - largura 35 mm.



## 7.2 TÉCNICAS DE ANÁLISE

### 7.2.1 Composição Química

O objetivo da análise química é determinar a composição química final dos corpos de prova com e sem adição de Nióbio. A composição química dos corpos de prova foi verificada por espectrometria óptica com auxílio de um Espectrômetro de Emissão Óptica, marca Spectromaxx (Figura 43). As análises para determinação da composição química final foram feitas em coquilhas, com dimensões de 30 mm de diâmetro e aproximadamente 4 mm de espessura, retiradas da panela de vazamento.

Figura 43 - Espectrômetro de Emissão Óptica



### 7.2.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração tem como objetivo principal verificar as propriedades mecânicas apresentadas pelos corpos de prova com e sem adição de Nióbio. Os valores apresentados foram gerados a partir de média de três ensaios realizados para cada material.

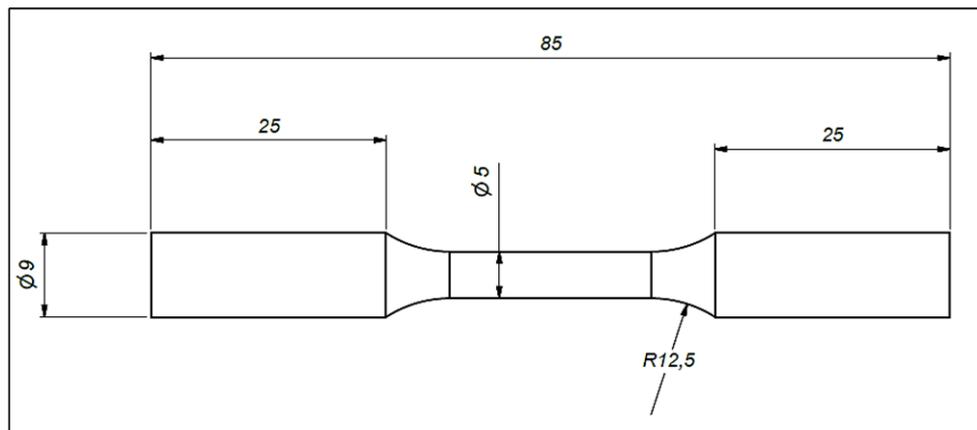
A análise foi realizada no laboratório da Metalúrgica Spillere, com auxílio de uma máquina de tração EMIC com capacidade de 10 toneladas (figura 44).

Figura 44 – Máquina para ensaio de Tração



Os corpos de prova da figura 42 foram usinados até as dimensões finais conforme norma DIN 1561 (Figura 46), após foram ensaiados até a fratura conforme norma ABNT/NBR 6892. Os resultados encontrados foram comparados entre ambos os materiais a fim de verificar a influência da adição de Nióbio no ferro fundido cinzento.

Figura 45 – Corpo de prova para ensaio de tração.



Fonte: DIN 1561

### 7.2.3 Análise de Dureza Brinell e Microdureza Vickers

#### 7.2.3.1 Dureza Brinell

A análise de dureza em Brinell teve como principal objetivo verificar a dureza apresentada para os corpos de prova com e sem nióbio na composição, em condições normais de resfriamento e em condições de resfriamento mais bruscas. Os valores mostrados foram gerados através da média de três medições tomadas para cada corpo de prova. O ensaio foi

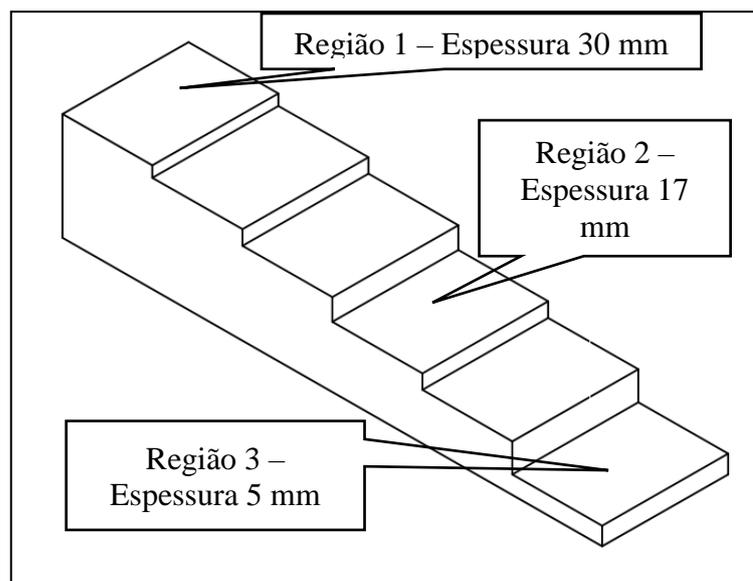
realizado conforme norma NBR ISO 6506-1, em um Durômetro para escala Brinell da Marca Entex modelo DHB Super, com esfera de tungstênio de 10 mm e carga de 3000 kgf. (Figura 46).

Figura 46 – Durômetro Brinell



Foi utilizado um corpo de prova de fabricação própria da empresa Metalurgica Spillere Ltda., moldado em areia a verde conforme figura 47. O corpo de prova apresenta regiões com diferentes espessuras, no qual o objetivo é medir a dureza nas regiões um, dois e três, a fim de analisar o efeito do resfriamento sobre a dureza do material com e sem adição de nióbio.

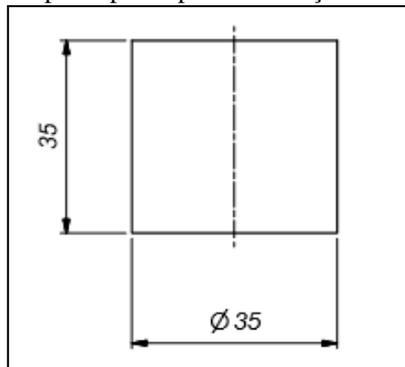
Figura 47 – Corpo de prova para ensaio de dureza



### 7.2.3.2 Microdureza Vickers

A análise de microdureza foi realizada somente em corpos de prova com e sem adição de nióbio na composição após aquecimento até 900 °C, com patamar de 20 minutos e resfriado ao ar. A figura 48 mostra as dimensões dos corpos de prova usados nesta análise. O objetivo principal é verificar a ocorrência de variações na dureza provocadas por alterações na microestrutura das amostras após o processo de aquecimento e resfriamento ao ar citado acima.

Figura 48 – Corpo de prova para verificação de dureza Vickers



O principal objetivo foi verificar a dureza de algumas fases apresentadas pelos materiais após o processo de aquecimento e resfriamento ao ar, a fim de identificar tal fase através da dureza mostrada. Para verificação da microdureza foi usado um microdurômetro da marca Wilson modelo Tukon 89749 conforme figura 49. No ensaio foi usado uma carga de 100 gramas com aumento de 500x para posterior verificação da impressão gerada pelo durômetro, e cálculo da dureza com base nas diagonais encontradas na impressão gerada pelo durômetro.

Figura 49 – Microdurômetro



## 7.2.4 Análise da Microestrutura

### 7.2.4.1 Preparação das Amostras

A preparação das amostras foi realizada no laboratório do IFRS- Instituto Federal de Caxias do Sul. O processo de preparação das amostras contou com as etapas de corte, embutimento com baquelite, lixamento, polimento e ataque químico.

Inicialmente as amostras foram seccionadas com o uso de um cortador mecânico equipado com disco de corte, e após foi realizado o embutimento com baquelite a quente.

A etapa de lixamento foi executada de forma manual em bases fixas equipadas com lixas de granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh nesta exata sequência. Através do lixamento foram eliminados os riscos inseridos na amostra durante a etapa de corte. A cada troca de lixa a amostra foi lavada e girada em 90° para garantir a retirada dos riscos do lixamento anterior.

Após o lixamento, iniciou-se o processo de polimento das amostras. O mesmo foi realizado em uma lixadeira Politriz Simples, com o objetivo de reduzir ao mínimo a camada estruturalmente danificada pelo lixamento. Para a execução dessa etapa os seguintes recursos foram empregados: pano de feltro para polimento e microabrasivo de alumina em pasta de granulometria de 1 µm, 2 µm e 3 µm. Durante o polimento, as amostras foram submetidas à lavagem e secagem com o auxílio de secador com ar frio. Como última etapa do processo de preparação metalográfica, foi feito o ataque químico das amostras em uma solução contendo 2% de Nital.

### 7.2.4.2 Microscopia Óptica

Através do emprego das técnicas e recursos associados à microscopia ótica, e com o auxílio do software ImageJ, foi possível realizar as avaliações quantitativas e qualitativas das amostras. As imagens foram geradas com auxílio de um microscópio óptico da marca Topcon (Figura 50).

Figura 50 – Microscópio Óptico



Inicialmente, com as amostras sem ataque retiradas das regiões um, dois e três do corpo de prova da figura 49, foram coletadas imagens com aumento de 100 x para verificação do tamanho, tipo e disposição das lamelas de grafitas, classificadas conforme norma ASTM A 247. Posteriormente as amostras foram atacadas em uma solução contendo nital, a fim de revelar as fases e microconstituintes presentes em cada amostra.

A análise por Microscopia Ótica também foi realizada em corpos de prova com e sem adição de nióbio na composição após aquecimento até 900 °C e resfriado ao ar. A figura 50 mostra as dimensões dos corpos de prova usados nesta análise. O Objetivo principal foi verificar a ocorrência de variações na microestrutura das amostras após os processos de aquecimento e resfriamento ao ar citados acima.

#### 7.2.4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV

A Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) consiste numa técnica de investigação microestrutural que permite a obtenção de detalhes microestruturais da amostra que não são possíveis por meio de microscopia ótica. Além disso, permite a realização de análise química das amostras. Neste trabalho foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo Mira3 da Marca Tescan acoplado com EDS – Espectro de Dispersão de energia (Figura 51), disponível no Laboratório Central de Microscopia da UCS - Universidade de Caxias do Sul. O Objetivo da análise de MEV é obter imagens da amostra em grandes aumentos, gerados a partir

de elétrons secundários ou elétrons retroespalhados. Os elétrons secundários fornecem contraste topográfico da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção das imagens de alta resolução, e os elétrons retroespalhados fornecem imagem característica de contraste de fase e da composição das mesmas.

Figura 51 – Microscópio Eletrônico de Varredura



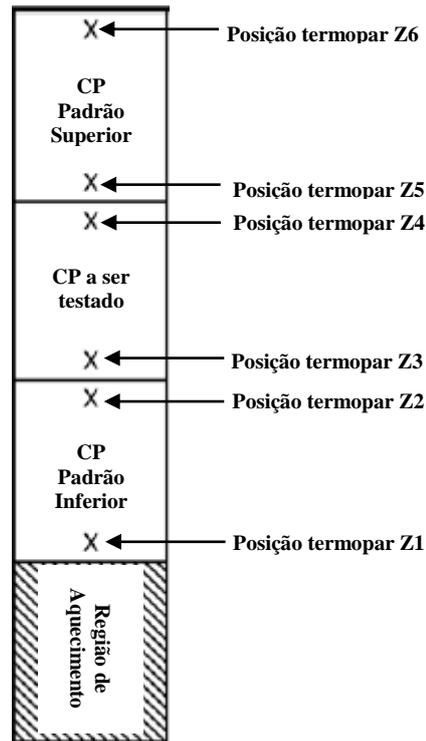
A análise de MEV foi realizada somente para amostras com condições normais de resfriamento, retiradas da região 1 do corpo de prova da figura 47. Inicialmente, com as amostras atacadas com solução contendo 2% de nital, foram geradas imagens de várias regiões das amostras com aumentos de 100x, 250x, 1000x, 5000x e 30000 x. Após, com auxílio do EDS foram avaliadas as composições químicas das fases presentes em cada amostra avaliada. Inicialmente foram geradas imagens com aumentos de 100x de ambos os materiais, onde posteriormente foram avaliadas com ImageJ para verificação do percentual e quantidade de lamelas de grafita das amostras.

## 7.2.5 Ensaio de Condutividade Térmica

### 7.2.5.1 Métodos para Obtenção dos Resultados

O método para verificação da condutividade térmica da norma ASTM E 1225 consiste na utilização de um corpo de prova no qual deseja-se verificar a condutividade, disposto entre dois corpos de prova construídos a partir de materiais com condutividade térmica conhecida. Os corpos de prova devem ser dispostos, com termopares em posições conhecidas (Z1, Z2, Z3, Z4, Z5 e Z6), conforme figura 52, onde serão verificadas as temperaturas (T1, T2, T3, T4, T5, T6) respectivas a cada posição de termopar.

Figura 52 – Posição dos CP e termopares.



Fonte: ASTM E 1225.

Com as posições Z1, Z2, Z3, Z4, Z5 e Z6 conhecidas, o aquecedor deve ser ajustado para a temperatura a qual deseja-se verificar a condutividade térmica do material a ser testado, onde a temperatura real do teste se dá entre as médias das temperaturas dos termopares das posições Z3 e Z4. Após a temperatura ter estabilizado na faixa desejada, foi calculado o fluxo de calor dos CP's padrões superiores ( $q'_T$ ), e inferiores ( $q'_B$ ) conforme equações 3 e 4.

$$q'_T = \lambda_M \cdot \frac{T_2 - T_1}{Z_2 - Z_1} \quad \text{EQUAÇÃO 3}$$

$$q'_B = \lambda_M \cdot \frac{T_6 - T_5}{Z_6 - Z_5} \quad \text{EQUAÇÃO 4}$$

Em cada uma das equações 3 e 4, o valor da condutividade térmica dos CP's padrões ( $\lambda_M$ ) deve ser calculado usando a média das temperaturas T1 e T2 para  $q'_T$ , e T5 e T6 para  $q'_B$ . Para o cobre utilizado como material dos CP padrões deste trabalho, os valores de ( $\lambda_M$ ) foram calculados conforme equação 4 indicada na norma ASTM E 1225.

$$\lambda_M = 416.31 - 0.05904T + 7.0872 \times 10^7/T^3 \quad \text{EQUAÇÃO 5}$$

Após encontrado os valores de  $q'_T$  e  $q'_B$ , foi possível então calcular a condutividade térmica ( $\lambda'_s$ ) dos corpos de prova com e sem adição de Nióbio, através da equação 6 que traz como resultado a condutividade térmica em (W/(m·K)).

$$\lambda'_s = \frac{(q'_T + q'_B) (Z_4 - Z_3)}{2 (T_4 - T_3)} \quad \text{EQUAÇÃO 6}$$

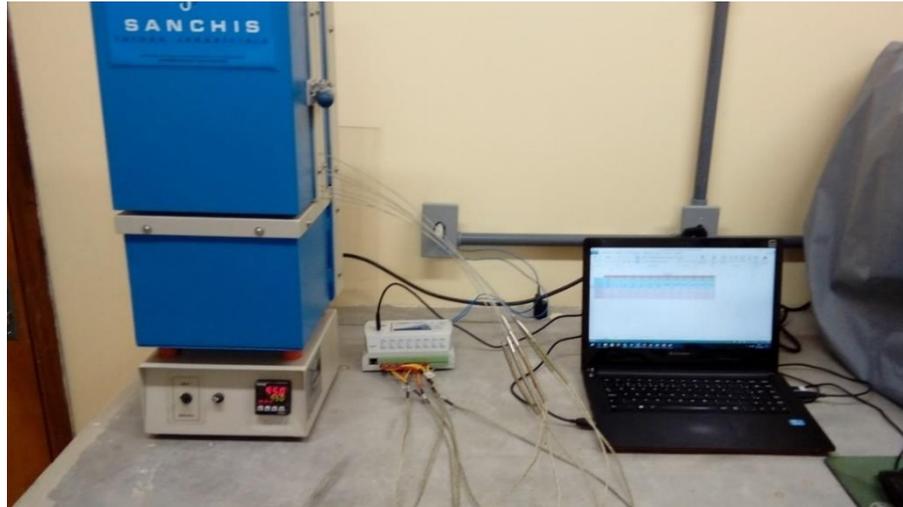
#### 7.2.5.2 Materiais e Equipamentos usados no Teste de Condutividade Térmica

O ensaio foi realizado no laboratório do IFRS – Instituto Federal do Rio Grande do Sul, Campus de Feliz. O ensaio de condutividade térmica foi realizado conforme norma ASTM E 1225, que descreve uma técnica para determinação da condutividade térmica ( $\lambda$ ) dos sólidos no estado estacionário, com variações de temperatura entre 90 e 1300 Kelvins.

Foram testados dois corpos de prova de ferro fundido GG 25, e dois corpos de prova de ferro fundido GG 25 com Nióbio na composição química. Também foi realizado um teste em um corpo de prova construído em cobre com condutividade térmica conhecida, a fim de verificar se o equipamento apresenta resultado confiável quando comparado aos valores informados para o cobre por outros autores. Ambos os corpos de prova foram preparados com diâmetro de 30 mm e comprimento de 50 mm, com furações de diâmetro de dois milímetros em suas extremidades para acoplamento dos termopares. Os corpos de prova padrão foram construídos em cobre eletrolítico com condutividade térmica igual  $416.31 - 0.05904T + 7.0872 \times 10^{-7}/T^3$ , e preparados com diâmetro de 30 mm e comprimento de 50 mm com furações de diâmetro de dois milímetros em suas extremidades para acoplamento dos termopares. Ambos os corpos de prova tiveram suas extremidades lixadas com lixas de 600 e 1200 mesh antes da montagem no forno e início do teste. Neste caso, o objetivo do lixamento é reduzir picos de rugosidade e reduzir a resistência de contato segundo INCROPERA, 2008.

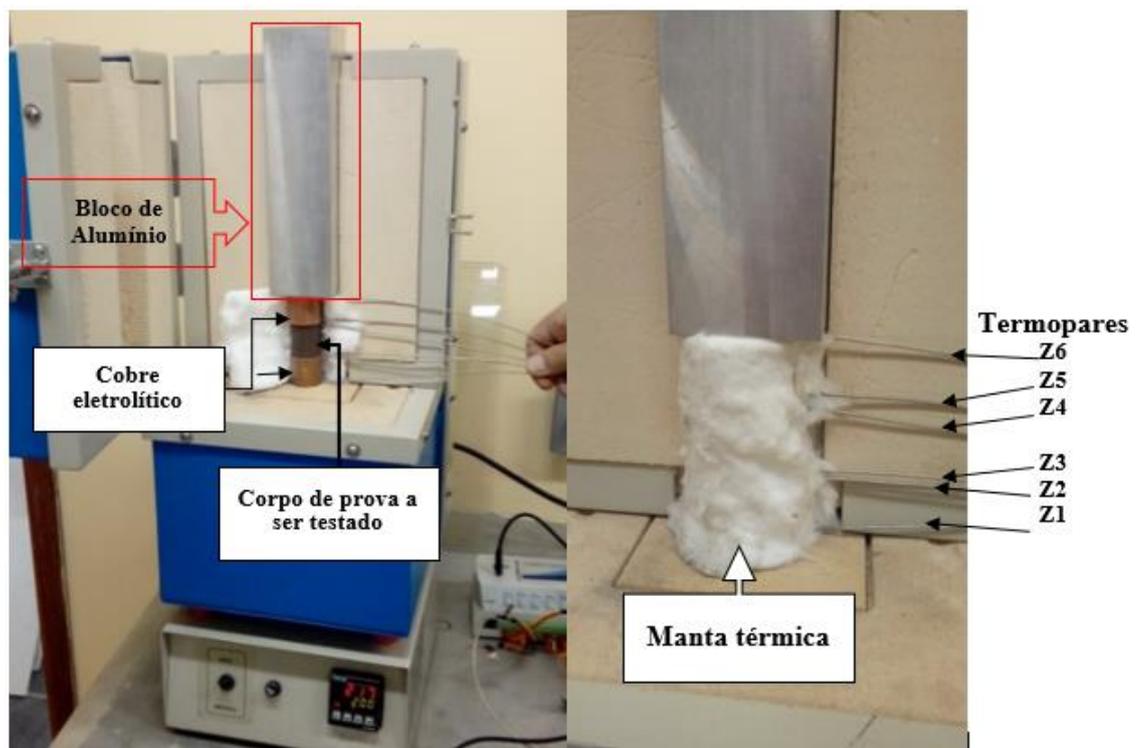
O equipamento utilizado para o ensaio consiste em um forno da marca Sanchis, e termopares acoplados em uma célula, da marca FieldLogger, conectada em um computador com software FieldLogger para registro dos tempos e temperaturas medidas em cada termopar (Figura 53).

Figura 53 – Equipamento para ensaio de condutividade térmica.



Com os corpos de prova montados dentro do forno e acoplados aos termopares, foi utilizado um bloco de alumínio de aproximadamente três quilogramas disposto sobre os mesmos (Figura 54a). O bloco de alumínio tem como função exercer carga sobre os corpos de prova e auxiliar na extração de calor do sistema, até a estabilização conforme norma ASTM E 1225. Para evitar a interferência de aquecimento por convecção, devido à distância entre os corpos de prova e o refratário do forno, os corpos de prova foram montados conforme norma ASTM E 1225 envoltos por uma manta térmica, conforme figura 54b.

Figura 54: A – Montagem dos corpos de prova; B – Manta térmica e termopares.



## 8. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesse capítulo serão apresentadas as caracterizações química, mecânica, microestrutural e resultado do ensaio de Condutividade Térmica do ferro fundido cinzento GG 25 com e sem adições de Nióbio. Serão apresentados também os resultados para dureza e microestruturas das amostras de ferro fundido cinzento com e sem adição de Nióbio com diferentes resfriamentos, e com processo de aquecimento e resfriamento ao ar como citado anteriormente.

### 8.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

O resultado final das composições químicas foram obtidos por espectrometria ótica quando da liberação do material para vazamento após o refino na fundição. As tabelas 12 e 13 mostram, de forma resumida, os resultados da composição química dos ferros fundidos cinzentos elaborados com e sem adição de Nióbio. Todos os elementos, e seus respectivos teores analisados durante o processo de fundição podem ser verificados nos Anexos A, B e C.

Tabela 12 - Composição química final dos CP construídos em GG 25 sem Nb

<b>C</b>	<b>% Si</b>	<b>% P</b>	<b>% S</b>	<b>% Mn</b>	<b>%Cr</b>	<b>%Cu</b>	<b>% Fe</b>
3,44	2,25	0,046	0,03	0,74	0,12	0,42	92,8

Tabela 13 - Composição química final dos CP construídos em GG 25 com Nb

<b>% C</b>	<b>% Si</b>	<b>% P</b>	<b>% S</b>	<b>% Mn</b>	<b>%Cr</b>	<b>%Cu</b>	<b>% Nb</b>	<b>% Fe</b>
3,44	2,38	0,048	0,027	0,76	0,12	0,42	0,36	92,3

Com o cálculo inicial da carga no forno, estabeleceu-se que o teor de Nióbio a ser incorporado seria de aproximadamente 0,40 % em peso, pode-se observar que o teor obtido se aproxima do almejado, mesmo com as dificuldades encontradas na incorporação desse elemento. Os teores de Carbono, Cromo e Cobre apresentaram valores similares na composição final de ambos os materiais, por partirem do mesmo ferro fundido base. Os teores de Fósforo obtidos foram muito próximos, e os teores de Silício e Enxofre apresentaram variação, porém

ambos se enquadram nos % recomendados para este tipo de material. Os teores de Manganês também apresentaram-se nas faixas recomendadas. Os dados das composições químicas encontrados na prática, basicamente indicam que os materiais diferem quanto aos teores de Nb.

Partindo-se das composições químicas já conhecidas nas tabelas 11 e 12, pode-se determinar o Carbono Equivalente - CE através da Equação 1, como uma análise conjunta dos teores obtidos em cada ferro fundido. A tabela 14 mostra o Carbono Equivalente calculado para ambos os materiais.

Tabela 14 - Carbono Equivalente

<b>MATERIAL</b>	<b>CE</b>
GG 25	4,205 %
GG 25 com NB	4,249 %

Os valores obtidos para o CE mostram, conforme verificado na revisão bibliográfica, uma situação de solidificação para condição hipoeutética.

## 8.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DUREZA

### 8.2.1 Microscopia Eletrônica de Varredura e Dureza

A microscopia eletrônica teve como principal objetivo identificar fases contidas em cada material, e posteriormente com auxílio do EDS, buscar através da composição química identificar tais fases. Também foram verificadas imagens em vários pontos das amostras, a fim de verificar se a presença de Nióbio na composição afeta o percentual e o número de lamelas de grafita, essa avaliação foi realizada com auxílio do ImageJ.

Figura 55 – Lamelas de grafita encontradas no material GG 25 sem Nióbio na composição  
A – Aumento de 500x; B – Aumento de 100x

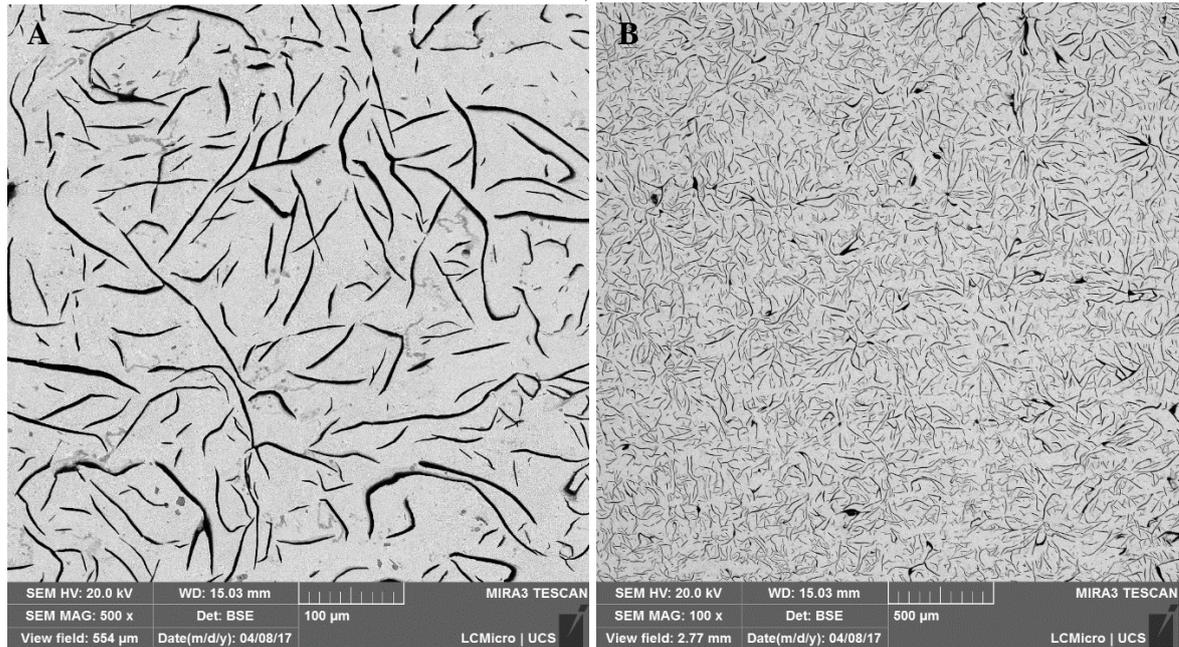
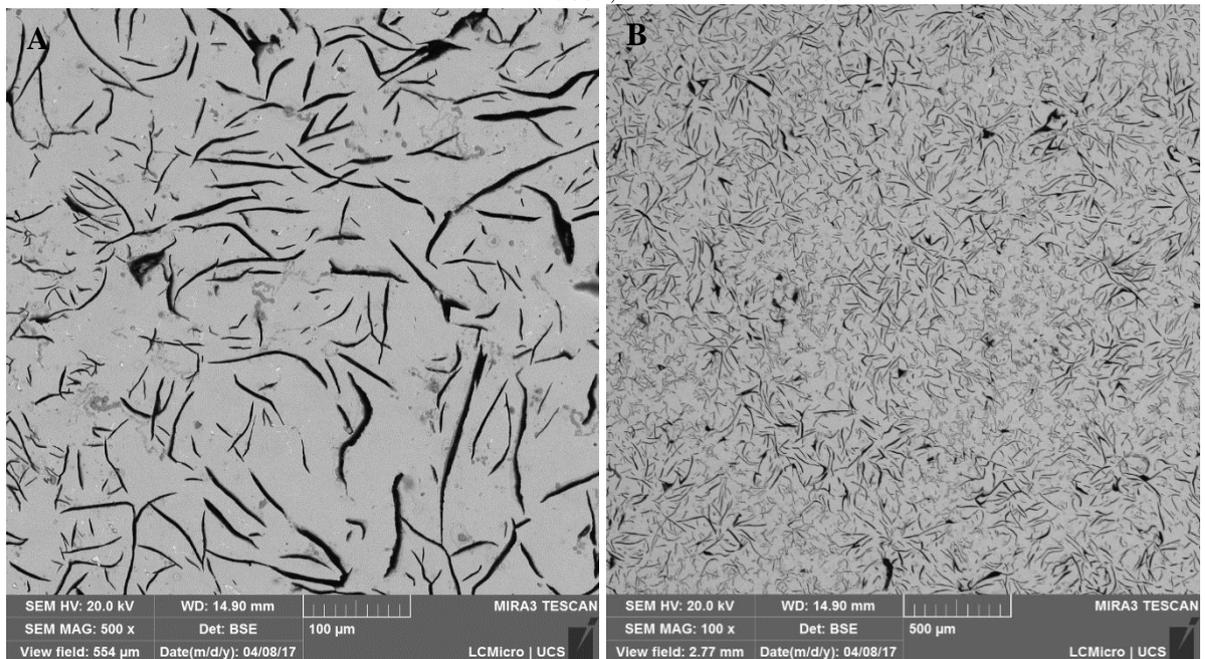


Figura 56 – Lamelas de grafita encontradas no material GG 25 com Nióbio na composição  
A – Aumento de 500x; B – Aumento de 100x



De forma visual, analisando as imagens das figuras 55 e 56, pode-se verificar que a presença de Nióbio não interferiu para a produção de ferro fundido cinzento, onde é possível verificar a presença de grafitas na forma de lamelas para ambos os materiais. Por outro lado, comparando-se as duas micrografias pode-se notar que o tamanho, quantidade e morfologia das grafitas diferem para os materiais com e sem nióbio na composição. A quantidade e percentual

das lamelas de grafita foram avaliadas com auxílio do ImageJ conforme segue abaixo, o tamanho e morfologia foram estudadas no item 8.2.2 deste trabalho.

Figura 57 – Quantidade e percentual de lamelas de grafita encontradas no material GG 25 sem Nióbio na composição verificadas com ImageJ

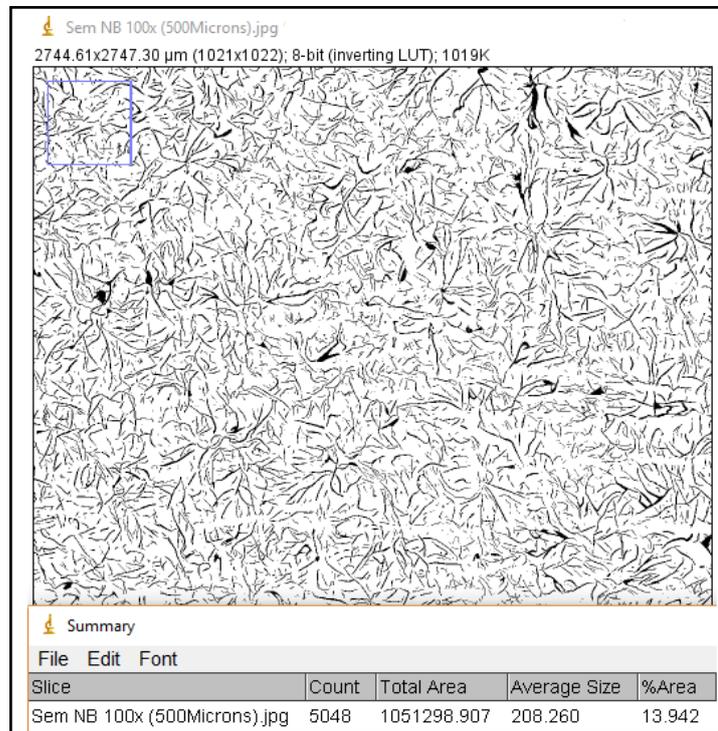


Figura 58 – Quantidade e percentual de lamelas de grafita encontradas no material GG 25 com Nióbio na composição verificadas com ImageJ

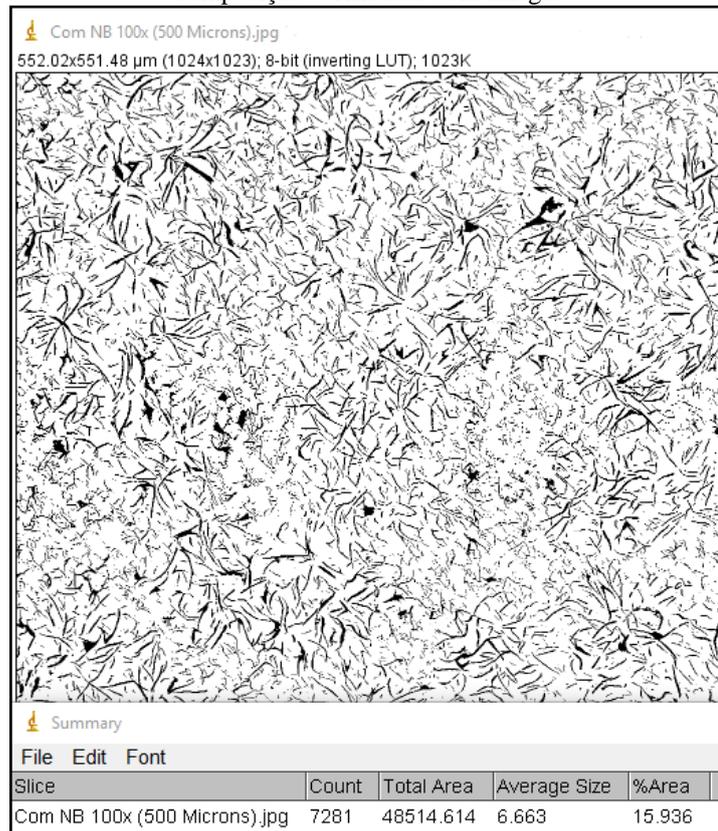
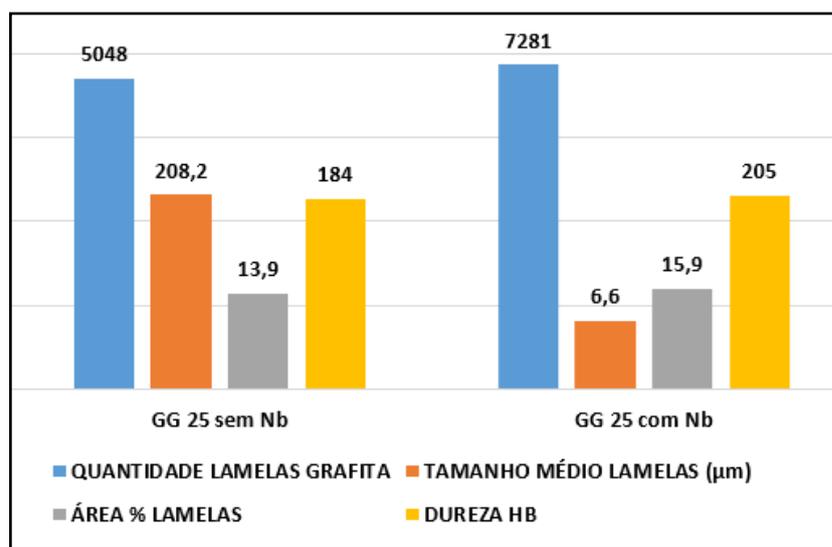


Tabela 15 – Resultados encontrados com ImageJ

AMOSTRA	QUANTIDADE LAMELAS GRAFITA	TAMANHO MÉDIO LAMELAS ( $\mu\text{m}$ )	ÁREA % LAMELAS	DUREZA HB
GG 25 sem Nb	5048	208,2	13,9	184
GG 25 com Nb	7281	6,6	15,9	205

A figura 59 mostra a evolução dos resultados verificados na tabela 15.

Figura 59 – Evolução da dureza em função da área e tamanho das lamelas de grafita.



Os resultados encontrados mostram uma quantidade maior de lamelas de grafita para o material GG 25 com Nióbio na composição, com maior área percentual porém com tamanho médio das lamelas muito inferior. Levando em consideração que ambos os materiais foram vazados com temperaturas similares, ambos materiais apresentam carbono equivalente similares, bem como em moldes de mesma composição e tempos similares de resfriamento, pode-se afirmar que o Nióbio contribui para o crescimento de um maior número de lamelas, porém com menores tamanhos resultando em uma maior área de formação de grafitas. Tal ação do Nióbio sobre o refino das células eutéticas ou lamelas de grafitas, também foi relatado por Castelo Branco (1984) e Zhou (2010). Segundo os autores a formação de NbC a altas temperaturas proporciona o surgimento de partículas no banho líquido, contribuindo para o refinamento e um maior surgimento de células eutéticas, devido a ação catalítica destas partículas formadas.

A dureza, quando comparada, também se mostrou superior para o material GG 25 com Nióbio. O fato do material apresentar menores tamanhos de lamelas de grafita, bem como carbonetos de Nióbio e perlita mais refinada pode ter contribuído para esse aumento. Com maiores magnificações foi possível avaliar de forma comparativa a matriz metálica e precipitados mostrados nos materiais. Referente a matriz metálica, ambos os materiais

mostraram matriz predominante perlítica, porém no material GG 25 com Nióbio foi possível notar a presença de Carbonetos de Nióbio (NbC) bem como uma estrutura perlítica mais refinada.

Figura 60 – Matriz metálica material GG 25 sem Nióbio

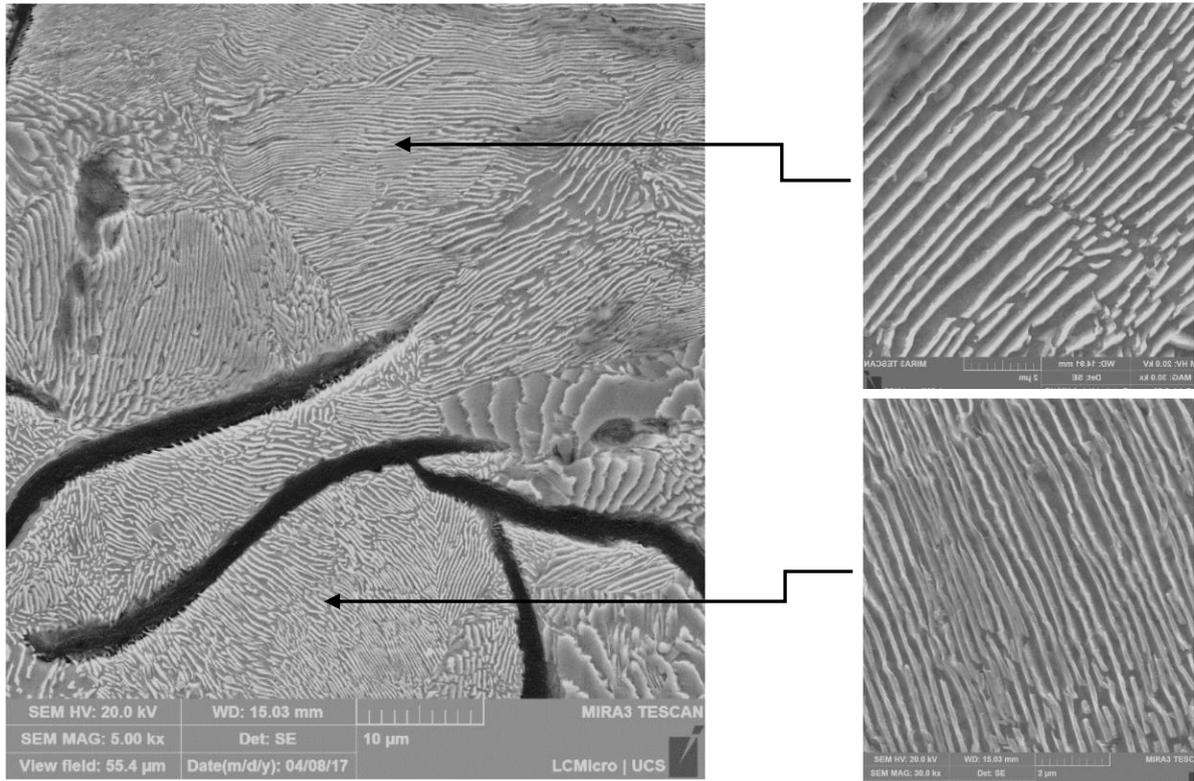
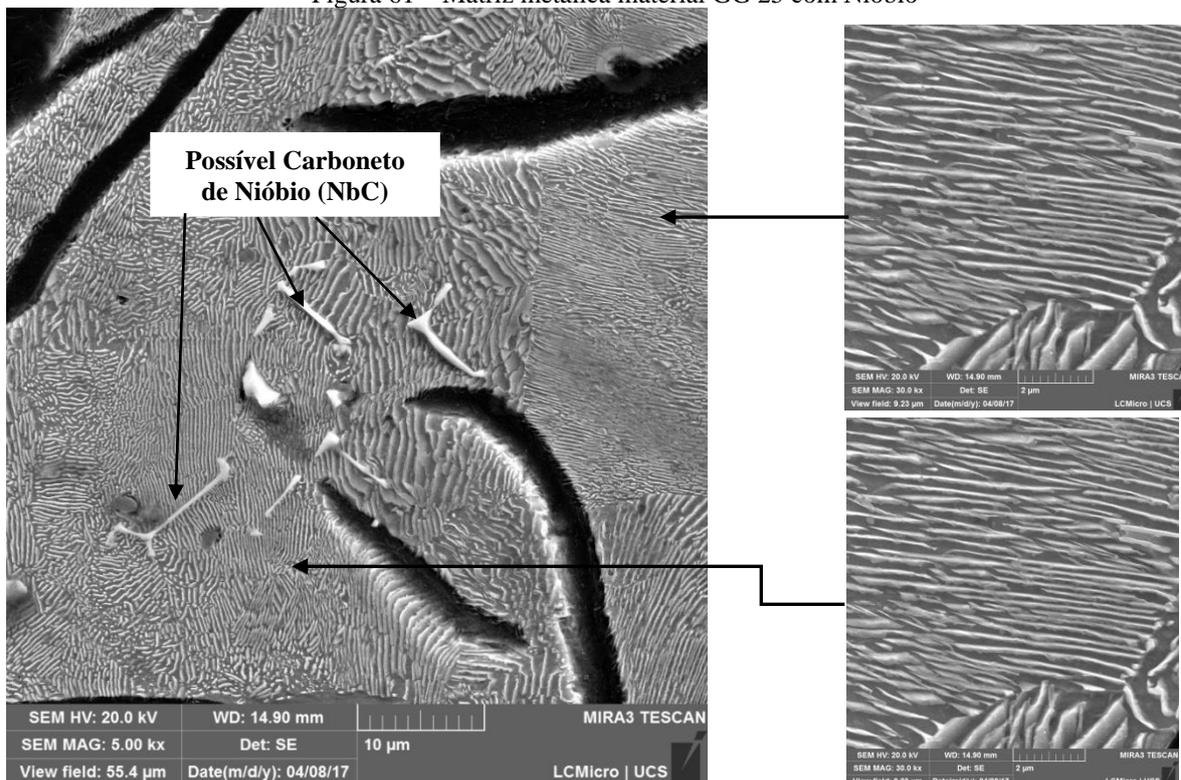
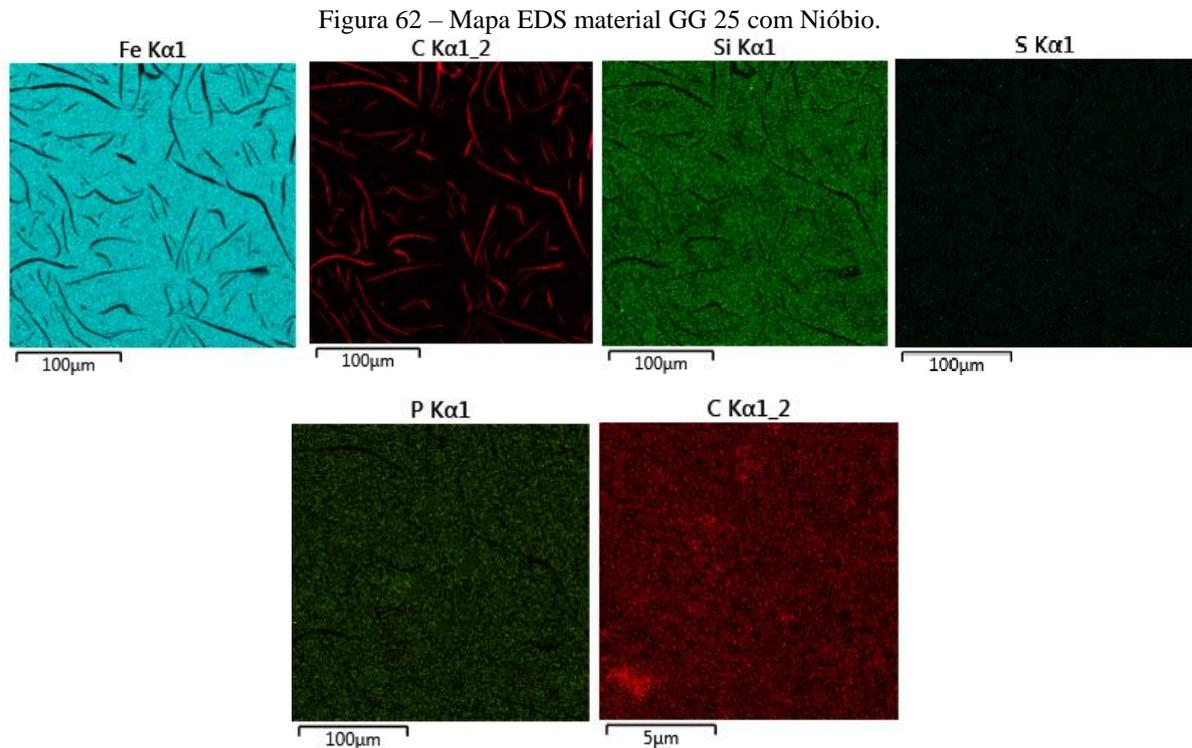


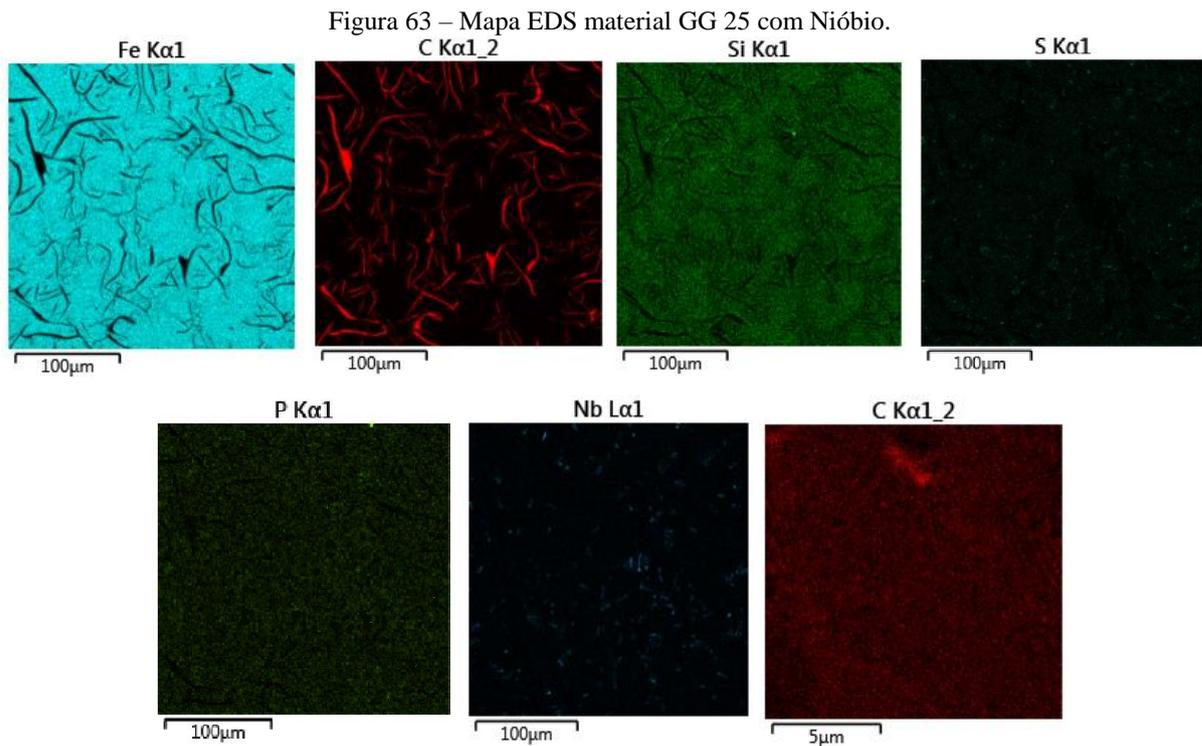
Figura 61 – Matriz metálica material GG 25 com Nióbio



O refinamento da perlita formada após adição de nióbio, verificado através do espaçamento interlamelar não foi medido neste trabalho, entretanto é possível observar nas figuras 60 e 61 que o material GG 25 com Nióbio pode apresentar menor espaçamento entre as lamelas de perlita. Este refino da perlita por ação do Nióbio foi relatado por Mohrbacher, Castelo Branco (1984) e Zhou (2010). Os autores atribuíram o refinamento da perlita devido a diminuição da temperatura eutética promovida com a adição de Nióbio, e concluíram que com o aumento de Nióbio ocorre um aumento e refino da perlita. Bedolla (2003) relata em seu estudo que a fração de volume da ferrita variou de forma inversa à proporção de perlita. Como, pela análise de EDS, não se constatou a presença de Nióbio nas matrizes e esse fato pode ser atribuído à baixa solubilidade de Nióbio na matriz metálica, o autor acredita que uma pequena quantidade de Nióbio pode estar presente na matriz, interferindo na cinética da reação eutética e promovendo a formação de uma quantidade maior de perlita.

Com o auxílio do EDS, foi possível verificar a distribuição de alguns dos elementos presentes nos materiais com e sem adição de Nióbio. Ambos os elementos se mostram de forma homogênea nos dois materiais.

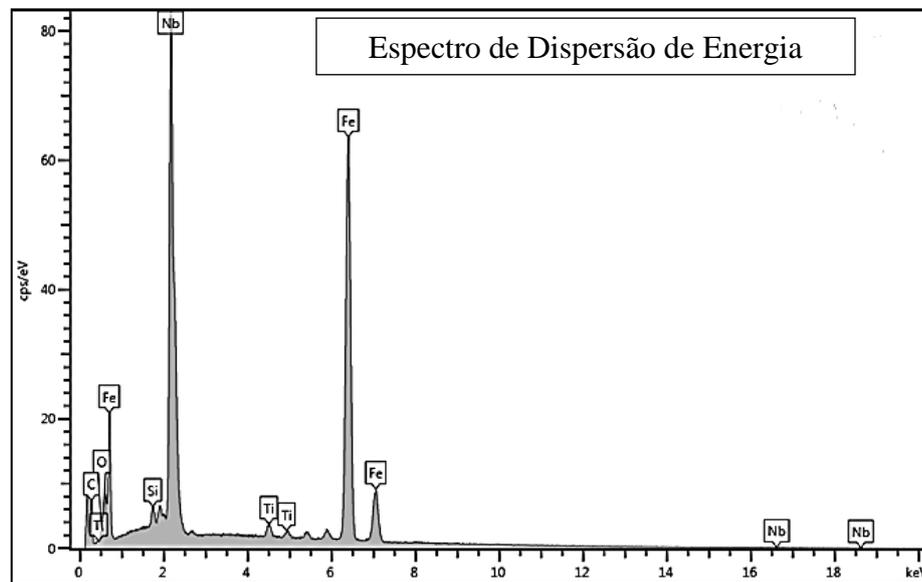
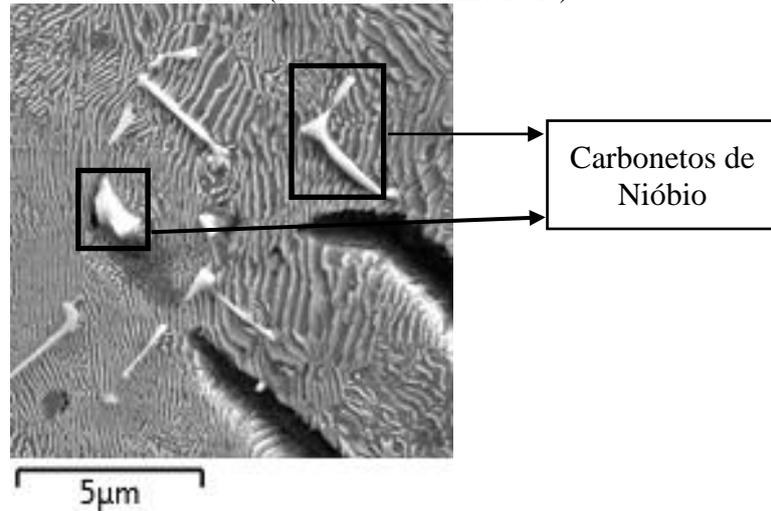




O principal objetivo da avaliação da distribuição dos elementos via EDS foi identificar a distribuição dos carbonetos de Nióbio. O fato dos carbonetos se apresentarem bem distribuídos pode estar relacionado à temperatura de vazamento, e o tempo de espera para a incorporação do elemento no banho metálico quando do processo de fundição do material GG 25 com Nióbio na composição química. Segundo Silva (2000), quando se deseja atingir teores de Nióbio em ferros fundidos acima do valor de saturação em NbC e ainda assim obter carbonetos dispersos e poligonais, deve-se fazer a adição do ferro liga em temperaturas próximas a 1380°C e esperar tempo suficiente para que ocorra a dissolução total do ferro nióbio.

Também se observou nas amostras a presença da grafita, da matriz metálica e dos carbonetos de Nióbio (NbC). O formato poligonal para os carbonetos de Nióbio são similares ao descrito na literatura (BEDOLLA, 2003). Pela análise de EDS não se constatou a presença de Nióbio nas matrizes metálicas, esse fato pode ser atribuído à baixa solubilidade de Nióbio na matriz metálica.

Figura 64 – Carbonetos de Nióbio (Partículas ricas em Nióbio)



### 8.2.2 Análise Metalográfica e Dureza

Nesta etapa foi realizada a caracterização qualitativa e quantitativa da microestrutura mostrada pelos materiais em condições normais de resfriamento e condições de resfriamento mais bruscas. Os resultados encontrados para o material GG 25 sem Nióbio são mostrados nas figuras e tabelas a seguir:

Tabela 16 – Análise qualitativa e quantitativa do material GG 25 Sem Nióbio

AMOSTRA	MATRIZ	% GRAFITA	TIPO GRAFITA	TAMANHO GRAFITA	FORMA GRAFITA	DUREZA HB
Região 1	98% Perlita 02% Ferrita	15	A – 100%	3	VII	184
Região 2	99% Perlita 01% Ferrita	19	A – 90% C – 10%	3-4	VII	201
Região 3	99% Perlita 01% Precipitados	21	B – 100%	6	VII	225

Figura 65 – Metalografias região 1 sem Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)

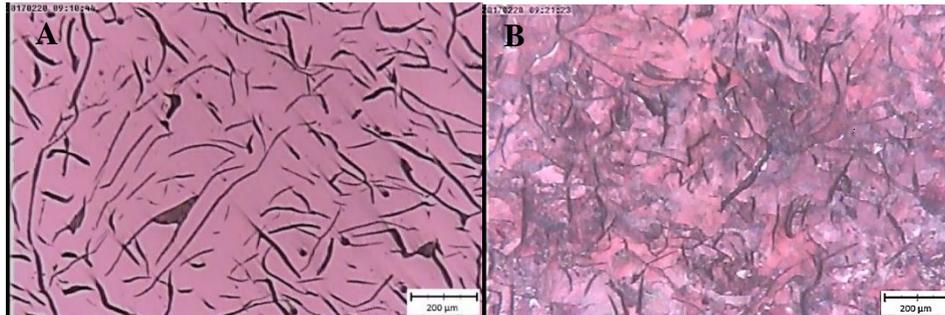


Figura 66 - Metalografias região 2 sem Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)

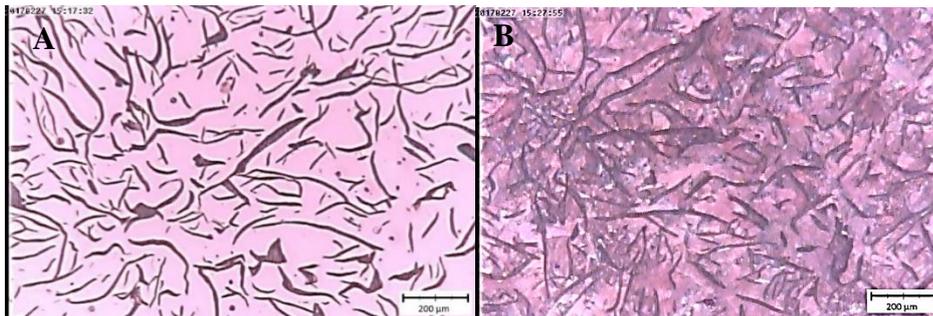
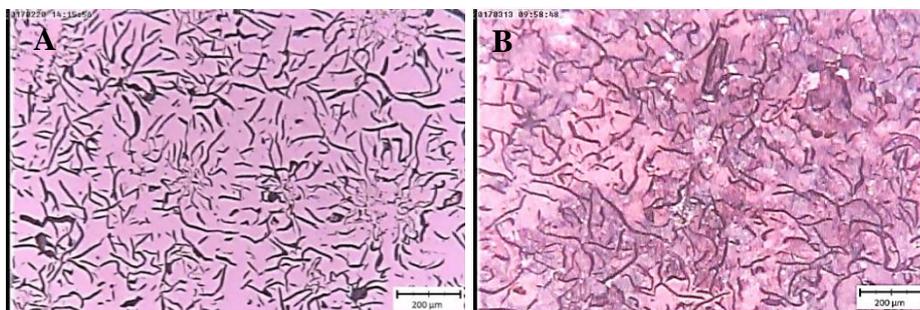


Figura 67- Metalografias região 3 sem Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)



Os resultados encontrados para o material GG 25 com Nióbio na composição são mostrados nas figuras e tabelas abaixo:

Tabela 17 – Análise qualitativa e quantitativa do material GG 25 com Nióbio

AMOSTRA	MATRIZ	% GRAFITA	TIPO GRAFITA	TAMANHO GRAFITA	FORMA GRAFITA	DUREZA HB
Região 1	98% Perlita 02% Ferrita	17	A – 95% C – 05%	4-5	V II	208
Região 2	99% Perlita 01% Ferrita	20	A – 30% B – 70%	5-6	V II	226
Região 3	97% Perlita 03% Precipitados	23	E – 100%	6-5	V II	245

Figura 68- Metalografias região 1 com Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)

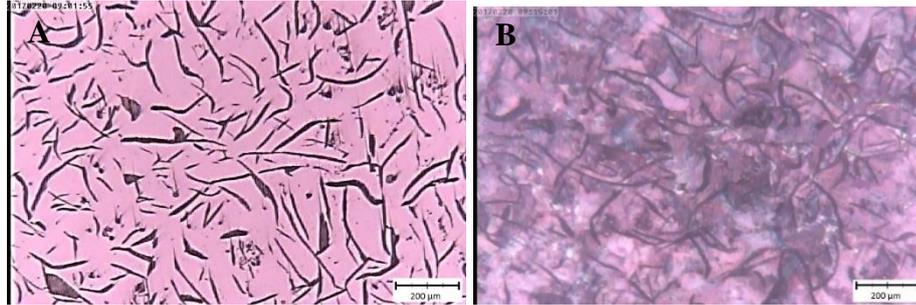


Figura 69- Metalografias região 2 com Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)

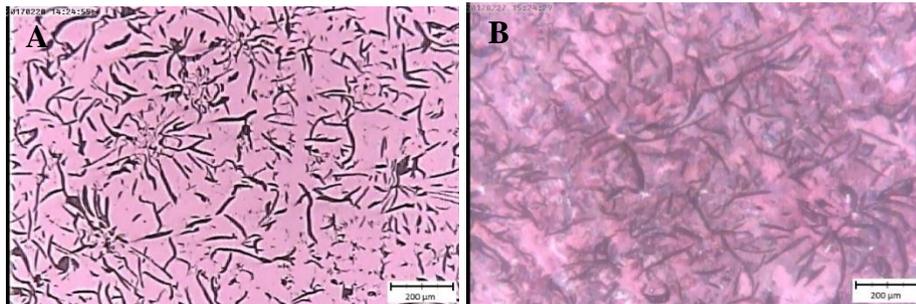
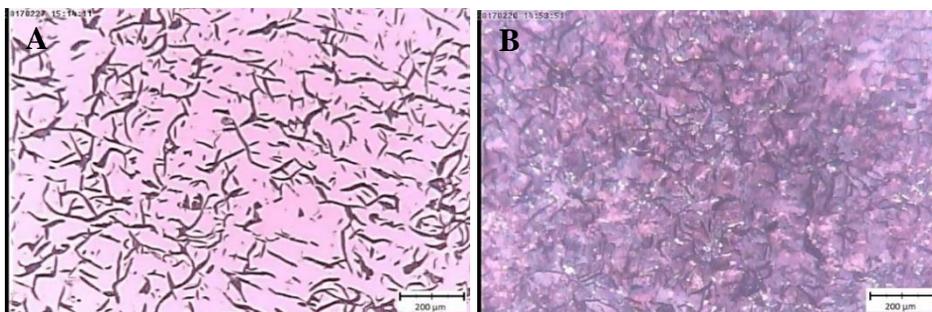


Figura 70- Metalografias região 2 com Nióbio: A – Sem ataque; B – Com ataque (Nital)



As figuras 71 e 72 mostram a evolução dos resultados verificados na tabela 16 e 17.

Figura 71- Evolução dos resultados da tabela 15 – Material GG 25 sem Nióbio

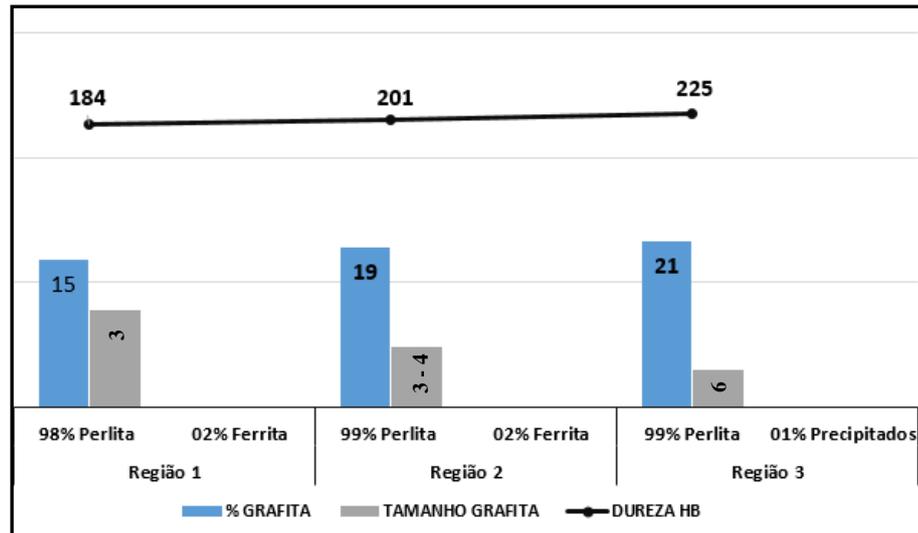
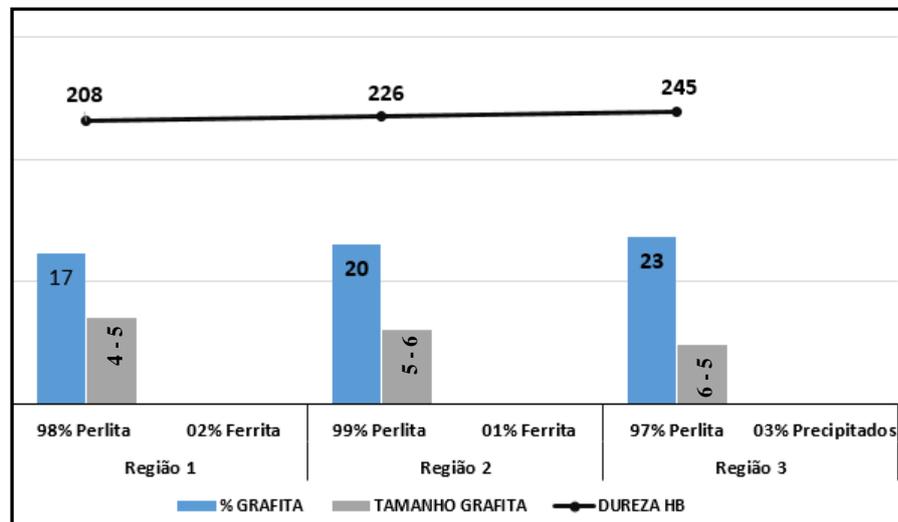


Figura 72- Evolução dos resultados da tabela 16 – Material GG 25 com Nióbio



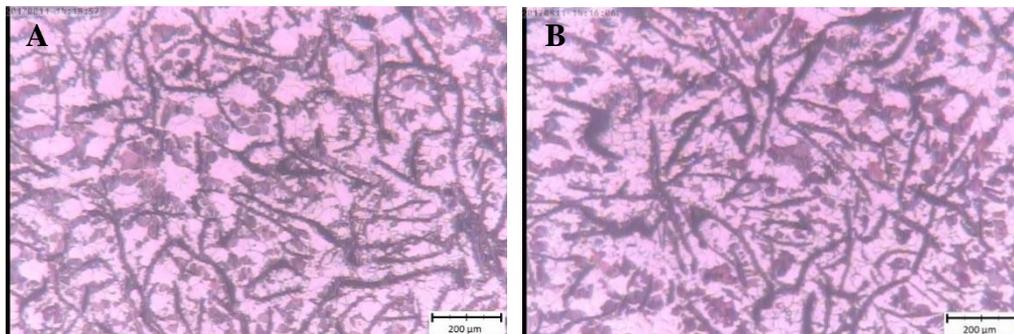
Pode-se verificar que as diferentes espessuras dos corpos de prova tiveram como consequência diferentes condições de resfriamento, e impactaram diretamente na forma, tipo e disposição das lamelas de grafita. Embora a matriz metálica tenha sofrido pouca variação, tendo se mostrado quase que perlítica na totalidade em ambos os casos, pode-se verificar a formação de cementita para a condição de resfriamento mais brusca, na região três com espessura de cinco milímetros. Tais condições refletem diretamente nas propriedades mecânicas dos materiais estudados, quando pode-se verificar diferentes durezas que se mostraram maiores para condições mais bruscas de resfriamento. Outros fatores a serem levados em consideração são as diferentes morfologias apresentadas pelo material GG 25 com Nióbio na composição, quando comparado com material GG 25 sem Nióbio nas mesmas condições de resfriamento e espessura do material. Foi possível verificar valores superiores quanto ao percentual de lamelas

de grafita mesmo com menores tamanhos de lamelas, isto pode ter ocorrido devido a influência do elemento Nióbio sobre a nucleação de células eutéticas como citado anteriormente. A dureza verificada no material com Nióbio também se mostrou superior em ambas as condições, tal superioridade pode ter ocorrido devido a presença de carbonetos de Nióbio como mostrado no item 8.2.1 deste trabalho.

### 8.2.2 Análise Metalográfica dos Materiais Após Aquecimento e Resfriamento ao Ar

Esta etapa do trabalho teve como principal objetivo verificar a ocorrência de formação de novas fases, tais como cementita livre e martensita, na microestrutura dos materiais GG 25 com e sem adição de Nióbio na composição, após aquecimento e resfriamento ao ar. Nesta etapa do trabalho não foi realizada a caracterização das lamelas de grafita na condição “sem ataque” visto os objetivos citados acima, porém conforme pode ser verificado na figura 73, ambos os materiais mostraram alterações, principalmente no tamanho das lamelas de grafita.

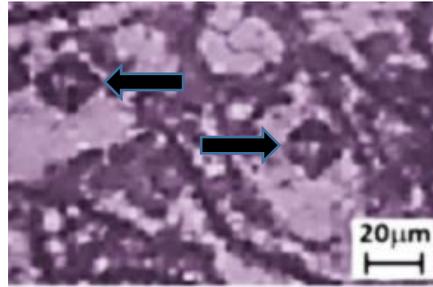
Figura 73 – Análises metalográficas: A – Sem Nióbio; B – Com Nióbio



Quanto à matriz metálica, os materiais mostraram percentuais similares, aproximadamente 60% de ferrita e 40% de perlita. Como o ataque foi realizado com nital, as regiões claras correspondem a fase ferrítica, e as regiões escuras correspondem a fase perlítica. Pode-se verificar que ocorreu a ferritização em ambos os materiais, onde o carbono excedente, da perlita transformada em ferrita, pode ter difundido proporcionando assim o aumento das lamelas de grafita.

Em ambos os materiais não foi evidenciada a formação de martensita e cementita. Tal afirmação foi fundamentada com a análise metalográfica e na microdureza verificada conforme figura 74, posteriormente convertida em dureza HB.

Figura 74 – Impressão gerada pelo Microdurômetro



Foram realizadas medidas de dureza em 5 pontos nas regiões claras, que correspondem a fase ferrítica com dureza entre 73 e 75 HB. Também foram realizadas medidas em 8 pontos nas regiões escuras, com dureza entre 240 e 249 HB, tal dureza é característica da fase perlítica segundo (CHIAVERINI, 2002).

### 8.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

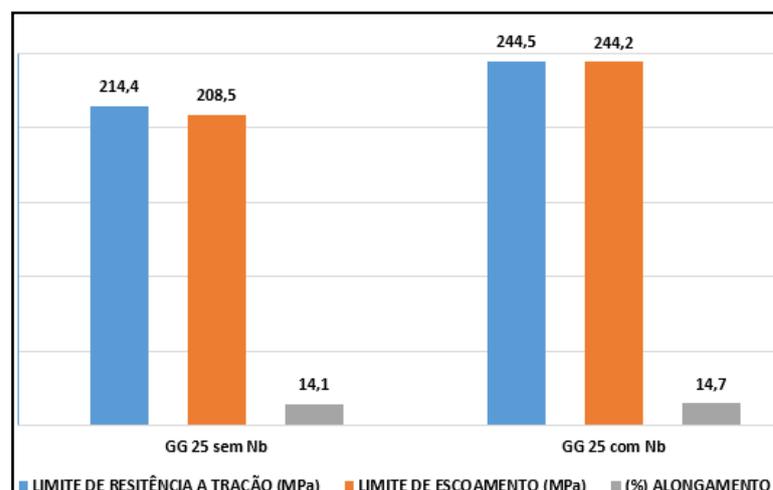
O ensaio de tração teve como principal objetivo verificar a resistência à tração, limite de escoamento e percentual de alongamento dos materiais GG 25 com e sem adição de Nióbio na composição. Os resultados obtidos são mostrados na tabela abaixo.

Tabela 18 – Resultados do ensaio de tração

AMOSTRA	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO	LIMITE DE ESCOAMENTO	(%) ALONGAMENTO
GG 25 sem Nb	214,4	208,5	14,1
GG 25 com Nb	244,5	244,2	14,7

A figura 75 mostra a evolução dos resultados verificados na tabela 18.

Figura 75 – Evolução resultados do ensaio de tração



Os resultados mostraram que a resistência à tração e limite de escoamento do material são influenciadas pelo teor de Nióbio. Observou-se que sua adição aumentou o limite de escoamento e a resistência à tração. Pode-se verificar que o material GG 25 com Nióbio mostrou valores superiores para o limite de escoamento e o limite de resistência. É de se esperar que a presença de fases duras, como carbonetos verificados para o material GG 25 com Nióbio, aumente o limite de escoamento e resistência e diminua o alongamento ao atuarem como obstáculos ao movimento das discordâncias (REED HILL, 2008), bem como a presença de perlita mais refinada, que apresenta propriedades mecânicas mais elevadas contribuindo também para redução do alongamento.

Nos ensaios realizados pode-se verificar que o alongamento é menos sensível à presença de Nióbio que os limites de escoamento e resistência. Castello Branco (1984) e Bedolla (2003) relatam que o ferro fundido com adição de Nióbio apresenta alongamento superior ao obtido para o ferro fundido sem adição de Nióbio. Esse fato pode estar associado ao maior número de lamelas de grafita presente no material com adição de Nióbio.

#### 8.4 ENSAIO DE CONDUTIVIDADE TÉRMICA

O ensaio de condutividade térmica teve como principal objetivo verificar e comparar os resultados encontrados para os materiais com e sem adição de Nióbio.

##### 8.4.1 Validação do Ensaio de Condutividade Térmica

Inicialmente, para validar o teste e os equipamentos utilizados, foi realizado o ensaio em um corpo de prova construído com cobre e os resultados foram comparados com outros autores. Segundo Incropera (2008), a condutividade térmica do cobre a aproximadamente 462 Kelvin é de aproximadamente 388 W/m·K. A norma ASTM E 1225 mostra que a uma temperatura de 462 Kelvins, o cobre apresenta condutividade térmica de 389,75 W/ m·K.

As tabelas 19 e 20 mostram as posições e temperaturas de cada termopar, e a tabela 21 mostra o resultado encontrado para a condutividade térmica do corpo de prova construído em cobre. A fim de validar a técnica e experimento o resultado encontrado foi comparado com os valores da condutividade térmica indicados por Incropera (2008) e a norma ASTM E 1225.

Tabela 19 – Posições dos termopares verificadas para o teste do cobre

CORPO DE PROVA	POSIÇÃO DOS TERMOPARES (METROS)					
	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6
COBRE	0	0,024	0,0286	0,05311	0,05841	0,08331

Tabela 20 – Temperaturas dos termopares verificadas para o teste do cobre

TEMPERATURA EM CADA TERMOPAR (KELVINS)					
T°1	T°2	T°3	T°4	T°5	T°6
523,407	520,664	463,202	460,968	447,11	445,408

Tabela 21 – Resultado da condutividade térmica ( $\lambda$ 's) verificada para o cobre

$\lambda_m$ (CP PADRÃO INFERIOR)	q'b	$\lambda_m$ (CP PADRÃO SUPERIOR)	q't	$\lambda$ 's (W/ m·K)
385,9871906	-44115,1	390,7603375	-26709,8	388,52

O resultado encontrado para a condutividade térmica do cobre apresentou variação menor que 0,5% quando comparado aos valores citados por Incropera (2008) e a norma ASTM E 1225. Com base nesta informação o procedimento e teste adotado no presente trabalho foi considerado adequado, sendo possível executar o teste conforme citado por Incropera (2008) e a norma ASTM E 1225.

#### 8.4.2 Condutividade Térmica do Material GG 25 Com e Sem Adição de Níbio

Realizou-se a análise a aproximadamente 200 °C (473 Kelvins), onde a temperatura efetiva de cada teste pode ser verificada através da média das temperaturas dos corpos de prova a serem testados, neste caso as médias de T3 e T4.

As tabelas 22 e 23 mostram as posições e temperaturas de cada termopar, e a tabela 24 mostra os resultados encontrados para a condutividade térmica do material GG 25 com e sem adição de Níbio na composição química.

Tabela 22 – Posições dos termopares verificadas para o teste do material GG 25 com e sem adição de Níbio

CORPO DE PROVA	POSIÇÃO DOS TERMOPARES (METROS)					
	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6
1 - Sem Níbio	0	0,024	0,0286	0,0584	0,0637	0,0886
2 - Sem Níbio	0	0,024	0,0286	0,0584	0,0637	0,0886
3 - Com Níbio	0	0,024	0,0286	0,0584	0,0637	0,0886
4 - Com Níbio	0	0,024	0,0286	0,0584	0,0637	0,0886

Tabela 23 – Temperaturas dos termopares para o teste do material GG 25 com e sem adição de Nióbio

CORPO DE PROVA	TEMPERATURA EM CADA TERMOPAR (KELVINS)					
	T°1	T°2	T°3	T°4	T°5	T°6
1 - Sem Nióbio	511,938	510,124	489,031	457,492	436,125	434,078
2 - Sem Nióbio	512,319	510,729	487,834	456,619	436,019	433,573
3 - Com Nióbio	513,419	511,639	490,978	447,992	433,224	430,397
4 - Com Nióbio	508,851	507,336	486,334	444,935	430,406	427,676

Tabela 24 – Resultados da condutividade térmica ( $\lambda$ 's) do material GG 25 com e sem adição de Nióbio

SEQUÊNCIA DE TESTES	CORPO DE PROVA	$\lambda_m$ (CP PADRÃO INFERIOR)	q'b	$\lambda_m$ (CP PADRÃO SUPERIOR)	q't	$\lambda$ 's (W/ m·K)	Média $\lambda$ 's (W/ m·K)
4°	1 - Sem Nióbio	386,669	-29225,8	391,482	-32183,3	29,01	29,80
2°	2 - Sem Nióbio	386,639	-25614,8	391,501	-38458,4	30,58	
3°	3 - Com Nióbio	386,576	-28671,1	391,696	-44470,9	25,35	24,77
1°	4 - Com Nióbio	386,852	-24420,1	391,876	-42964,8	24,25	

Os resultados encontrados mostram que o material com nióbio na composição tem condutividade térmica ( $\lambda$ 's) 16,87% inferior quando comparado ao material sem nióbio na composição. A redução na condutividade pode estar associada aos efeitos que o nióbio causa na microestrutura dos materiais.

Holmgren (2007), relata que a morfologia das lamelas de grafita dos ferros fundidos cinzentos influenciam em sua capacidade de conduzir calor, e segundo o autor, tal propriedade também é melhorada com o aumento no tamanho e quantidades de lamelas presentes no ferro fundido. No presente trabalho, foi verificado que a presença de nióbio reduziu consideravelmente o tamanho das lamelas de grafita, o que pode ter contribuído para uma menor capacidade de conduzir calor quando comparado ao material sem nióbio na composição. Incropera (2008) e Callister (2002) relatam que a condutividade térmica dos materiais é reduzida com a presença de elementos de liga, novas fases e redução do tamanho de grão dos materiais. Desta forma o nióbio pode ter contribuído também para a redução da condutividade térmica como pode ser verificado nos valores encontrados.

## 9. CONCLUSÕES

Com base nos resultados e análises pode-se concluir que:

- Foi possível produzir ferro fundido cinzento com incorporação de nióbio e formação de carbonetos de nióbio bem distribuídos, com ferro liga de FeNb em partículas com tamanho de aproximadamente 12  $\mu\text{m}$ . No entanto, ao se usar um forno de fusão sem agitação, foi necessário aumentar a temperatura do banho para promover a incorporação do nióbio na composição química do material;
- A adição de 0,36% de nióbio na composição química do ferro fundido cinzento pode refinar a perlita;
- A adição de 0,36% de nióbio na composição química do ferro fundido cinzento alterou a morfologia das lamelas de grafita;
- Diferentes condições de resfriamento alteraram a dureza e microestrutura do ferro fundido cinzento com e sem a adição de nióbio;
- O Nióbio afetou as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento. A adição de nióbio promoveu alterações nas propriedades de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e dureza do material.
- O ferro fundido cinzento com e sem adição de nióbio não apresentou a formação de martensita ou cementita quando aquecido a 900°C e resfriado ao ar. Por outro lado, ocorreram alterações na morfologia das grafitas e aumento na fase ferrítica;
- A adição de nióbio na liga de ferro fundido cinzento afetou a condutividade térmica do mesmo, e o material contendo nióbio na composição apresentou menor capacidade de conduzir calor;
- Para aplicação na fabricação de tambores de freio, a liga de ferro fundido cinzento pode apresentar performance inferior quando comparada a tambores de freio fabricados com ferro fundido cinzento sem Nióbio na composição. A liga contendo Nióbio mostrou propriedades mecânicas superiores, porém mostrou uma condutividade térmica 16,87% inferior.

## 10. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base na análise dos dados obtidos, sugerem-se os seguintes temas para trabalhos futuros:

- Verificar o refino da perlita para diferentes percentuais de nióbio na composição química de ligas de ferro fundido cinzento;
- Verificar a influência sobre a morfologia das grafitas, resistência mecânica e condutividade térmica para ligas de ferro fundido cinzento ferríticas com e sem nióbio na composição química;
- Construir tambores de freio em ferro fundido cinzento com nióbio na composição química, e verificar a performance através de teste em dinamômetro, medindo nesta aplicação a resistência ao desgaste, durabilidade e *fading*;
- Verificar, com taxas de resfriamento conhecidas, a influência de diferentes condições de resfriamento sobre as propriedades do ferro fundido cinzento com e sem nióbio na composição química.

## 11. REFERÊNCIAS

ABNT/NBR 6892. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos - Ensaio de Tração à Temperatura Ambiente**, 2002.

ASM Handbook, **Casting**, Volume 15, 3th edition, ISBN: 0-87170-007-7.

ASM Handbook, **Classification and Basic Metallurgy**, Volume 1, 5th edition, ISBN: 087170-377-7.

ASM Handbook, **Mechanical Testing, 6th edition**, Volume 8, ISBN:0-87170-007-7.

ASTM A 48. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS STANDARDS. **Standard Specification for Gray Cast Iron**, 1965.

ASTM A 247. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Practice for evaluating the microstructure of graphite in gray cast iron**, Philadelphia, 2006.

BREMBO, I., **Manual Técnico de La Pastilla de Freno** - Argentina, 1997.

BEDOLLA, A.J, SOLIS E, HERNANDEZ. B. **Effect of niobium in medium alloyed ductile cast irons**. International Journal of Casting Metal Research. 2003.

CALLISTER, W. D., **Ciência e Engenharia de Materiais** – Uma Introdução. 5ª Ed. Rio de Janeiro, Editora LTC, 2002.

CASTELLO BRANCO, C. H., **Beckert, Niobium Technical Report NbTR 05/84**, CBMM, São Paulo (Brazil), 1984.

CHATTERLEY, T. C., MACNAUGHTAN, M. P., **Cast Iron Brake Discs – Current Position, Performance and Future Trends in Europe**. Disponível em: <<http://papers.sae.org/1999-01-0141/>>. Society of Automotive Engineers, 1999.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**, 7ª Edição, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2002.

DAY, A. J.; NEWCOMB, T. P., **Combined Thermal and Mechanical Analysis of Drum Brakes**. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineering. Automotive Engineering, v. 198, 1984.

DIN EN 1561. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **Founding – Grey Cast Irons**. Germany, 1997.

ELKEM A. S., **Cast iron Inoculation - Technical information sheet**, 2012.

ERIKSSON, M., **Friction and Contact Phenomena of Disc Brakes Related to Squeal**, Uppsala – Sweden, 2000.

FRUM, **Manual Técnico**. Disponível em: <<http://www.frum.com.br/impressos/manual.pdf>>. Acesso em: 10 Jun. 2016.

FRAS-LE, **Manual Técnico Linha Pesada Fras-le. Disponível em:** <  
[http://www.maxxitraining.com.br/Documentos/livraria\\_do\\_conhecimento/Manual\\_Tec\\_Linha\\_Pesada\\_Frasle.pdf](http://www.maxxitraining.com.br/Documentos/livraria_do_conhecimento/Manual_Tec_Linha_Pesada_Frasle.pdf)>. Acesso em: 12 Jun. 2016.

GARCIA A., **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas, São Paulo – Editora da Unicamp, 2001.

GENTA, G., **Meccanica dell Autoveicolo**, Torino – Itália, Editora. Levrotto&Bella, 2000.

GOODRICH, G. M., **Iron Castings Engineering Handbook**. AFS - American Foundry Society, 2003.

GUESSER, W. L., GUEDES L. C., **Desenvolvimentos Recentes em Ferros Fundidos Aplicados à Indústria Automobilística**. Seminário da Associação de Engenharia Automotiva - AEA, São Paulo, 1997.

GUESSER, W. L., BAUMER, I., TSCHIPTSCHIN, A. P., CUEVA, G., SINATORA, A., **Ferros Fundidos Empregados para Discos e Tambores de Freio**. Brake Colloquium, Gramado – Brasil, 2003.

GUESSER W. L., MASIERO I., MELLERAS E., CABEZAS C. S., **Thermal Conductivity of Gray Iron and Compacted Graphite Iron Used for Cylinder Heads**. Revista Matéria, v. 10, n. 2, pp. 265 – 272, Jun. 2005.

GUESSER, W L., **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**, 1ª edição, São Paulo: Editora Blucher, 2009.

HECT, R. L., DINWIDDIE, R. B., PORTER, W. D., WANG, H., **Thermal Transport Properties of Grey Cast Irons**, SAE paper, 1996.

HOLMGREN, D., DIÓSZEGI, A., SVENSSON, I. L., **Effects of Carbon Content and Solidification Rate on the Termal Conductivity of Grey Cast Iron**, Jönköping University, Article ID: 1672-6421, 2007.

INCROPERA, F.; De WITT, D.; BERGMAN, T., LAVINE, A.; **Fundamentos de transferência de Calor e de Massa**. 6a Edição. Rio de Janeiro – RJ. Editora LTC. 2008.

JUVINALL, R. C.; MARSHEK, K. M., **Fundamentos do Projeto de Componentes de Máquinas**, Editora LTC, 2008.

KEMPERS, H., **Giesserei**. Volume 53, Alemanha, 1966.

LIMPERT, R., **Brake Design and Safety**. 2º Edição. Warrendale: SAE International, 1999.

MANGONON, P. L. **The Principles of Materials Selection for Engineering Design**. Prentice-Hall, 1999.

MARQUARD, R.; SORGER, H.; McDONALD, M. **Crank it Up: New Materials Create New Possibilities**. Engine Technology International, v. 2, p. 58-60, 1998.

MOHRBACHER, H., **Niobium Products Company GmbH**, Steinstrasse 28, 40210 Düsseldorf, Germany.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G.C. **Estatística Aplicada e Probabilidade Para Engenheiros LTC**, 5ed. 2012.

NBR ISO 6506-1. **Materiais metálicos – Ensaio de dureza Brinell**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2010.

NEIS, P. D., **Projeto e Construção de um Tribômetro para Estudos Relacionados a Materiais de fricção Veiculares**. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas**, Editora Bookman, 2º Edição, São Paulo, 2004.

NYLEN, T. K. et al. **Cast Iron Indefinite Chill Roll Produced By the Addition of Niobium**. US006013141A, 2000.

OSTERMEYER, G. P., **Friction and Wear of Brake Systems**. Forschung in Ingenieurwesen, Springer-Verlag, 2001.

PENTTINEN, M. et al. **Grey Cast Iron Alloy and Cast Internal Combustion Engine Component**. WO03095692A, 2003.

PORKERT, J. K., et al. **Optimized Gray Cast Iron Plate Alloy for Utility Vehicle Brake Disks**. US00A5894010, 1999.

PORPLIGIO, I. S., **Projeto Preliminar de um Freio a Tambor: Análise Estrutural**. Trabalho de Conclusão de Curso, EESC – USP, 2012.

PRESTON, J. D, FORTHOFFER, R.J., **Correlation of Vehicle, Dynamometer and Other Laboratory Tests for Brake Friction Materials**. Disponível em <<http://papers.sae.org/710250/>>. Society of Automotive Engineers, 1971.

REED- HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. 2 ed. Litton Education Publishing.1982

RHEE, S. K., **An Inertial Dynamometer Evaluation of Three Alloys for Automotive Brake Drums**. Disponível em < <http://papers.sae.org/700138/> >. Society of Automotive Engineers, 1970.

RIBEIRO, G. S., **Análise do Comportamento Termoelástico de um Freio a Tambor Utilizando o Método dos Elementos Finitos**. Dissertação de Mestrado – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2015.

ROCHA, A. B., **Implementação de um Programa Computacional para Auxílio ao Projeto de Freios Automotivos Utilizando Técnicas de Metodologia de Projeto**. Tese de Mestrado, EESC – USP, 2011.

SILVA, C., SANTOS, D. B. **Influência do Número de Nódulos de Grafita nas Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Austemperado**. UFMG tese (mestre). 2005.

SILVA, C. S., **Balço Mineral Brasileiro: Nióbio**. Brasília, 2001.

SILVA, L. R. C., **Caracterização da Superfície de Frenagem do Tambor de Freio de Veículos Comerciais Após Ensaio em Dinamômetro**. Trabalho de Conclusão de Curso – Engenharia Mecânica, UCS, Caxias do Sul, 2013.

SILVA, R. C. S.C., **Dissolução de ferro-nióbio em ferro fundido**. Dissertação (Mestre) - Curso de Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000. Disponível em: <<http://www.bdpi.usp.br/result.php?authors%5B%5D=Guimaraes,%20Jose%20Roberto%20Costa&year%5B%5D=2008>>. Acesso em: 10 Jun. 2016.

SOUZA SANTOS, A. B., CASTELLO BRANCO, C. H., **Metalurgia dos ferros Fundidos cinzentos e nodulares**, São Paulo; Editora IPT (1991).

STEFANESCU, D. M., **ASM Handbook**, 9º Ed., ASM International, 1998, volume 15.

SWEDEN. **A Adição de Nióbio em Ferros Fundidos**. Fundação e Serviços, 2001.

TENACE FUNDIÇÃO, **Ferro Fundido Cinzento – Comparação de Normas**. Disponível em:< <http://www.fundicaotenace.com.br/Cinzento.xls> >. Acesso em: 15 Jun. 2016.

TOMÉ, **Tambores de Freio - Manual do Usuário**. Disponível em:<<http://www.tome.ind.br/pdf>>. Acesso em: 11 Jun. 2016.

TSANG, P. H. S., **Comparisom of Chase and Inertial Dynamometer Testing of Automotive Friction Materials**. International Conference on Wear of Materials, 1985.

WHITE, C. V., **ASM Handbook**, 9º Ed., ASM International, 1998, volume 1.

ZHAO Y., REN L., TONG X., ZHOU H., CHEN L., **Frictional Wear and Thermal Fatigue Behaviours of Biomimetic Coupling Materials for Brake Drums**. Science Direct, Journal of Bionic Engineering Suppl, 2008.

ZHOU W., ZHU H., ZHENG D., HUA Q., ZHAI Q., **Effect of Niobium on Solidification Structure of Gray Cast Iron**, Supplemental Proceedings: Volume 3: General Paper Selections TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Shanghai, 2010.

**ANEXOS**















