

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE VAZAMENTO ATÉ 45 MIN E DOS  
TEORES DE SILÍCIO, FÓSFORO E TITÂNIO NA ESTRUTURA E  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR**

**EVERTON MAICK RANGEL PESSANHA**

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE  
DARCY RIBEIRO – UENF**

**CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ  
AGOSTO – 2016**

# **INFLUÊNCIA DO TEMPO DE VAZAMENTO ATÉ 45 MIN E DOS TEORES DE SILÍCIO, FÓSFORO E TITÂNIO NA ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR**

**EVERTON MAICK RANGEL PESSANHA**

Tese apresentada ao Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) do Centro de Ciência e Tecnologia (CCT) da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Liudmila Aleksandrovna Matlakhova.

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ  
AGOSTO – 2016

## FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do **CCT / UENF**

**173/2016**

Pessanha, Everton Maick Rangel

Influência do tempo de vazamento até 45 min e dos teores de silício, fósforo e titânio na estrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular / Everton Maick Rangel Pessanha. – Campos dos Goytacazes, 2016.

xxvi, 249 f. : il.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2016.

Orientador: Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 219-228.

1. FERRO FUNDIDO NODULAR 2. ESTRUTURA 3. PROPRIEDADES MECÂNICAS 4. PARÂMETROS DE FUNDIÇÃO 5. TEORES DE SILÍCIO, FÓSFORO E TITÂNIO I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título

CDD

669.94

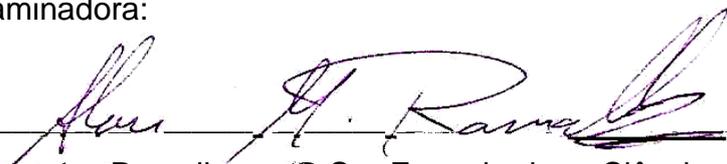
# INFLUÊNCIA DO TEMPO DE VAZAMENTO ATÉ 45 MIN E DOS TEORES DE SILÍCIO, FÓSFORO E TITÂNIO NA ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR

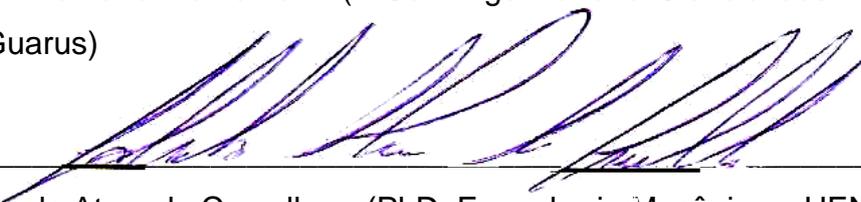
**EVERTON MAICK RANGEL PESSANHA**

Tese apresentada ao Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) do Centro de Ciência e Tecnologia (CCT) da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovado em 25 de agosto de 2016

Comissão Examinadora:

  
\_\_\_\_\_  
Profº. Alan Monteiro Ramalho – (D.Sc. Engenharia e Ciência dos Materiais – IFF  
Campus Guarus)

  
\_\_\_\_\_  
Profº. Eduardo Atem de Carvalho – (PhD. Engenharia Mecânica – UENF)

  
\_\_\_\_\_  
Profª. Elaine Cristina Pereira – (D.Sc. Engenharia e Ciência dos Materiais – UENF)

  
\_\_\_\_\_  
Profª. Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova (PhD. Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais – UENF)

"Tenho a impressão de ter sido uma criança brincando à beira-mar, divertindo-me em descobrir uma pedrinha mais lisa ou uma concha mais bonita que as outras, enquanto o imenso oceano da verdade continua misterioso diante de meus olhos".

(Isaac Newton)

A Deus,

responsável por todas as minhas conquistas.

A minha avó Carmencita Pessanha (*in memoriam*) e a minha mãe Inácia Rangel Pessanha pelo amor e proteção de cada dia e mais ainda por acreditar em mim, no meu sonho, mesmo nos momentos em que eu desacreditava.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por tudo o que tem feito em minha vida e de muito mais que vem preparando para mim. Agradeço pela força nos momentos em que pensei que não conseguiria, pelos instantes indescritíveis de alegria ao lado de pessoas especiais e ainda pelos momentos de tribulação que me fez forte para seguir em frente.

Agradeço a minha mãe e minha avó (*in memoriam*) por estarem comigo em todos os momentos e acreditarem que eu seria capaz de completar mais esta etapa da minha vida.

Agradeço as minhas irmãs Tatiana e Thávila por fazerem parte da minha vida e estarem sempre comigo nos momentos que mais preciso. Também agradeço a minha família, primos, tios, sobrinhos, em especial a minha tia Arlete, Maria, tio Elanir (*in memoriam*), aos primos Ney, Danusa, Léo, Lenilson, Cristina que sempre torceram por mim me apoiando e tendo orgulho de cada caminho percorrido.

Agradeço a minha orientadora e amiga professora Liudmila por cada instante de atenção na execução deste trabalho me proporcionado um conhecimento e experiência a cada dia e mais ainda pela paciência, comprometimento, confiança e dedicação, sendo uma pessoa que terei o maior prazer em me espelhar profissionalmente. Agradeço também ao professor Anatoliy (*in memoriam*) pelos momentos eternos de aprendizagem e contribuição na minha formação e que tive o prazer de aprender um pouco, deixando-nos um grande exemplo de dedicação e o conhecimento semeado na UENF.

Agradeço a minha amiga Renata que sempre esteve comigo nesta trajetória e que juntos estamos realizando a concretização de um objetivo de vida. Agradeço pelas palavras de conforto de amizade nos momentos em que precisei.

Agradeço também aos meus amigos que estiveram comigo em mais esta etapa da minha vida e que compreenderam cada minuto de ausência, em especial Giselly, Maria Fernanda, Danielle Franklin, Geórgia, Pollyana e Marlúcia.

Agradeço também aos meus amigos conquistados na UENF e que passaram a fazer parte desta história de conquistas, em especial a Zulmira e ao Douglas, grandes amigos conquistados no laboratório, por cada momento de estudo, de alegria, conversas, pelo incentivo e companheirismo. Agradeço também a Cristiane, Valdenir, Fernanda e a Isabela e Nicolle, por sua amizade mais recente,

mas que já me conquistou, juntos passamos por aflições, discutimos as dúvidas e dividimos as alegrias durante o curso e que ficarão registrados.

Agradeço a empresa Pam Saint Gobain Canalização (SGC) por possibilitar o desenvolvimento deste trabalho disponibilizando desde material até equipamentos e profissionais, em especial agradeço ao Geraldo, Juliana, Júlio, Priscilla e ao Rodrigo, profissionais que sempre nos atenderam na empresa e que em meio à correria de trabalho disponibilizaram um tempo para contribuir com este trabalho.

Agradeço ao Dilmar por possibilitar o diálogo inicial para o desenvolvimento desta pesquisa, quando ainda trabalhava na SGC, me recebendo sempre de forma atenciosa abrindo portas para cada etapa de sucesso e que mesmo após a sua saída sempre se prontificou a me auxiliar no que for preciso, acreditando no sucesso do nosso trabalho.

Agradeço aos alunos de iniciação científica Flavia, Lucas e Afonso que contribuíram com as tarefas no laboratório na preparação das amostras.

Agradeço em especial ao técnico Silvio da oficina de metalografia que entrou na UENF para somar no laboratório, por sua disponibilidade, atenção e comprometimento no ambiente de trabalho. Agradeço também ao técnico Gabriel, pelas análises de microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X, bem como ao técnico Michel e a Rosana, que de forma atenciosa contribuíram com o trabalho no momento em que precisávamos, e a Vanilda pela atenção e disposição em fazer o café do dia para aliviar a nossa tensão.

Agradeço aos professores Herval Paes, Eduardo Atem, Luís Augusto Terrones, Ana Lúcia e Rubem Rosenthal, pelo apoio e por cada momento de aprendizado obtido nas disciplinas que contribuíram para que tivesse sucesso no curso, em especial quero agradecer ao professor Eduardo Atem, por cada momento de atenção e paciência quando tinha dúvida ou precisava realizar os testes mecânicos, e a professora Elaine que sempre contribuiu, de forma atenciosa, quando precisei realizar alguma análise.

Agradeço ao professor Alan e ao seu bolsista Ariel do IFF/Guarus pela disponibilidade na realização da usinagem dos corpos de prova para ensaio mecânico, além de sempre contribuir de forma atenciosa com este trabalho.

Enfim, agradeço a todos que contribuíram para esta conquista, fruto de muito estudo e dedicação de momentos de constante aprendizado a cada dia.

Desejo o mais sincero obrigado por fazerem parte da minha vida.

## SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS .....	IV
ÍNDICE DE TABELAS .....	XX
LISTA DE SÍMBOLOS ESPECÍFICOS .....	XXIV
LISTA DE ABREVIATURAS .....	XXVI
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO .....	1
1.1. Objetivo Geral .....	3
1.1.1. Objetivos Específicos .....	3
1.2. Justificativas .....	4
1.2.1. Importância Científica .....	4
1.2.2. Importância Econômica .....	5
1.2.3. Importância Tecnológica .....	5
1.2.4. Importância Regional .....	5
1.2.5. Importância Nacional .....	6
1.3. Ineditismo .....	6
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	8
2.1. Fundamentos sobre os Ferros Fundidos .....	8
2.2. Classificação dos Ferros Fundidos .....	13
2.3. Influência de composição química e temperatura na estrutura dos ferros fundidos .....	14
2.3.1. Diagrama de fase do sistema Fe-C correspondente aos ferros fundidos .....	15
2.3.2. Diagrama de fase metaestável do sistema Fe-C-Si .....	19
2.3.3. Componentes estruturais dos ferros fundidos .....	22
2.3.4. Fatores que influenciam a estrutura dos ferros fundidos .....	28
2.3.4.1. Influência da composição química na estrutura dos ferros fundidos .....	28
2.3.4.2. Influência da velocidade de resfriamento na estrutura dos ferros fundidos .....	31

---

---

2.4. Ferros Fundidos Nodulares .....	34
2.4.1. Efeito da composição química e elementos de liga nos ferros fundidos nodulares .....	35
2.4.2. Tratamento de nodulização de ferros fundidos .....	38
2.4.2.1. Técnica de nodulização .....	39
2.4.3. Tratamento de inoculação de ferros fundidos nodulares .....	42
2.4.3.1. Técnica de inoculação .....	46
2.4.3.2. Avaliação da eficiência do inoculante .....	47
2.4.4. Solidificação dos ferros fundidos nodulares .....	48
2.4.5. Tratamentos térmicos dos ferros fundidos nodulares .....	54
2.4.5.1. Alívio de tensões .....	54
2.4.5.2. Recozimento .....	56
2.4.5.3. Normalização .....	58
2.4.5.4. Têmpera e revenido .....	60
2.4.5.5. Austêmpera .....	61
2.4.5.6. Têmpera superficial .....	63
2.4.6. Aplicações dos ferros fundidos nodulares .....	64
2.5. Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos Nodulares .....	65
CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS .....	72
3.1. Material Utilizado .....	72
3.1.1. Obtenção do Ferro Fundido Nodular .....	72
3.1.2. Retirada dos Corpos de Prova .....	76
3.2. Análise de Composição Química .....	77
3.3. Análise Microestrutural do Ferro Fundido Nodular .....	79
3.3.1. Preparação Metalográfica .....	79
3.3.2. Microscopia Ótica .....	80
3.3.3. Metalografia Quantitativa .....	81
3.3.4. Microdureza Vickers .....	82
3.4. Análise por Difração de Raios X .....	83
3.5. Análise de Propriedades Mecânicas .....	83
3.5.1. Ensaio de Deformação por Tração .....	83
3.5.2. Ensaio de Dureza Brinell .....	84
3.6. Microscopia Eletrônica de Varredura .....	85

---

---

CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	86
4.1. Temperatura de Vazamento dos Lingotes .....	86
4.2. Análise de Composição Química .....	87
4.3. Análise Estrutural por Difração de Raios X .....	89
4.4. Análise Estrutural por Microscopia Ótica .....	96
4.4.1. Análise Microestrutural Quantitativa antes do Ataque Químico .....	101
4.4.2. Análise por Microscopia Ótica após Ataque Químico .....	108
4.4.3. Análise Microestrutural Quantitativa após o Ataque Químico .....	123
4.5. Análise de Propriedades Mecânicas .....	126
4.6. Análise de Fratura por Microscopia Eletrônica de Varredura .....	136
4.7. Análise de Microdureza Vickers (HV) .....	159
4.8. Análise de Dureza Brinell (HB) .....	166
4.9. Efeito dos Elementos Químicos nos Lotes 1 e 2 do Ferro Fundido Nodular	171
4.9.1. Influência dos Teores de Carbono .....	172
4.9.2. Influência do Teor de Silício .....	179
4.9.3. Influência do Teor de Fósforo .....	183
4.9.4. Influência do Teor de Titânio .....	191
CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES .....	215
CAPÍTULO 6: SUGESTÕES .....	217
CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	219
APÊNDICE A .....	230
APÊNDICE B .....	238
APÊNDICE C .....	246

---



---

 ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1 –	Diagrama Fe-C, as curvas sólidas representam o sistema metaestável Fe-Fe <sub>3</sub> C e as curvas tracejadas o sistema estável de Fe-Gr (Handbook, 1996) .....	16
FIGURA 2 –	Micrografia da ledeburita com a estrutura típica de um ferro fundido branco eutético formada por glóbulos de perlita sobre matriz de cementita no aumento de 530x (Chiaverini, 2012) .....	17
FIGURA 3 –	Micrografia de um ferro fundido branco hipoeutético. A estrutura apresenta dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de Fe <sub>3</sub> C no aumento de 530x (Chiaverini, 2012)	18
FIGURA 4 –	Micrografia de um ferro fundido branco hipereutético com estrutura de longos cristais de Fe <sub>3</sub> C sobre uma matriz de ledeburita no aumento 150x (Chiaverini, 2012) .....	18
FIGURA 5 –	Ampliação da região do ponto eutético no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C. TEE – Temperatura de equilíbrio estável; TEM – Temperatura de equilíbrio metaestável (Santos e Branco, 1989) .....	19
FIGURA 6 –	Diagramas de equilíbrio metaestável Fe-C-Si para quatro diferentes teores de Silício, 2,3% (a), 3,5% (b), 5,2% (c) e 7,9% (d) (Handbook, 2012; Handbook, 1996; Chiaverini, 2012) .....	20
FIGURA 7 –	Evidência experimental de crescimento circunferencial da grafita ao longo da direção <i>a</i> (a) com o seu esquema de possíveis mecanismos (b) e o crescimento da grafita ao longo da direção <i>c</i> (c) com o seu esquema de possíveis mecanismos ao longo desta direção (d) (Lux <i>et al.</i> , 1974) .....	22
FIGURA 8 –	Representação esquemática da estrutura hexagonal da grafita. O crescimento preferencial na direção do plano basal resulta em grafita nodular, enquanto que o crescimento na direção da fase prismática produz grafita lamelar (Adaptado de Jiyang, 2009) .....	23
FIGURA 9 –	Representação esquemática de crescimento da grafita em veios e em nódulos (McSwain e Bates, 1974) .....	24

---

---

FIGURA 10 –	Formas e distribuição dos veios de grafita, segundo as normas ASTM e da AFS. (a) Veios de grafita do tipo A; (b) veios de grafita do tipo B; (c) veios de grafita do tipo C; (d) veios de grafita do tipo D; (e) veios de grafita do tipo E (Chiaverini, 2012; Alp <i>et al.</i> , 2005; White, 2005; Jiyang, 2009) .....	25
FIGURA 11 –	Características das curvas de resfriamento associadas às distintas formas de grafita. TEE corresponde à temperatura de equilíbrio eutético (Stefanescu, 2005b) .....	25
FIGURA 12 –	Classificação da forma da grafita (Norma ISO 945/2008) .....	27
FIGURA 13 –	Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio eutéticos, elementos grafitizantes (a) e elementos que promovem a formação de carbonetos (b) (Santos e Branco, 1989) .....	29
FIGURA 14 –	Curvas de resfriamento variando-se a velocidade de crescimento de células eutéticas através da composição química do ferro fundido. TEE – Temperatura eutética estável; TEM – Temperatura eutética metaestável (Santos e Branco, 1989) .....	31
FIGURA 15 –	Influência da velocidade de resfriamento sobre o super-resfriamento. TEE – Temperatura eutética estável; TEM – Temperatura eutética metaestável (Santos e Branco, 1989) .....	33
FIGURA 16 –	Micrografias de ferro fundido nodular no aumento de 100x com a grafita esférica em uma matriz ferrítica (a) e perlítica (b), sem tratamento térmico, e ferrítica (c) e perlítica (d), tratada termicamente (Jenkins e Forrest, 2005) .....	35
FIGURA 17 –	Esquema do tratamento de nodulização de imersão por sino (a), de simples transferência (b) e sandwich (c) (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000) .....	40
FIGURA 18 –	Esquema mostrando a similaridade dos parâmetros de rede da grafita e de carbeto de cálcio (c) (Fraš e Górný, 2012) .....	44
FIGURA 19 –	Variação do número de nódulos de grafita por milímetro quadrado em relação à porcentagem de inoculante, para as técnicas de simples (S) e pós-inoculação (D) (Santos e Branco, 1989) .....	45
FIGURA 20 –	Esquema de solidificação do ferro fundido nodular (Fraš e Górný, 2012; Rivera <i>et al.</i> , 2003) .....	50
FIGURA 21 –	O efeito do super-resfriamento na contagem de células eutéticas (Stefanescu, 2005a) .....	50

---

---

FIGURA 22 –	Esquema de uma curva de resfriamento típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares. TEE – Temperatura eutética estável; TEM – Temperatura eutética metaestável (Santos e Branco, 1989) .....	51
FIGURA 23 –	Peças em ferro fundido nodular, (a) válvula borboleta, (b) hidrante de coluna e (c) tubo de adução e distribuição de água. Cortesia da SGC .....	64
FIGURA 24 –	Efeitos da microestrutura e de variáveis de processo tecnológicos sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares com matriz perlítica e ferrítica (Guesser, 2009) .....	66
FIGURA 25 –	Curva tensão versus deformação de dois tipos de ferro fundido nodular (Goodrich, 2003, Walton e Opar, 1981) .....	68
FIGURA 26 –	Fluxograma do processo de obtenção do FFN para o desenvolvimento do trabalho de doutorado. T – Temperatura de vazamento no seu respectivo tempo .....	72
FIGURA 27 –	Sino de imersão com o invólucro (a) e início do tratamento de inoculação e nodulização pela técnica de imersão por sino (b). Cortesia da SGC .....	74
FIGURA 28 –	Procedimento de escorificação (a) e transferência para a panela de vazamento e início do tratamento de pós-inoculação (b). Cortesia da SGC .....	75
FIGURA 29 –	Molde de areia com o metal líquido para obtenção de amostras do tipo CP Ybloc (a) e molde metálico de cobre eletrolítico para obtenção de CP em forma de pastilhas coquilhadas para análise química (b). Cortesia da SGC .....	75
FIGURA 30 –	Material utilizado após a desmoldagem. Lingote CP Ybloc (a), após o corte ao meio (b), e em seguida seccionado (c) para usinagem dos corpos de prova para o ensaio de tração e o corpo de prova usinado (d) .....	77
FIGURA 31 –	Esquema do corpo de prova utilizado para o ensaio mecânico do FFN com suas respectivas dimensões (a) e o corpo de prova produzido e usinado (b) .....	84
FIGURA 32 –	Temperatura de retirada dos lingotes de FFN dos Lotes 1 e 2, em função do tempo de vazamento .....	86
FIGURA 33 –	Composição química do metal base e do metal tratado do FFN determinado na empresa SGC .....	88

---

---

FIGURA 34 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T1/10 min, correspondente ao Lote 1 à 1398°C e ao Lote 2 à 1362°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	90
FIGURA 35 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T2/15 min, correspondente ao Lote 1 à 1378°C e ao Lote 2 à 1326°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	91
FIGURA 36 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T3/20 min, correspondente ao Lote 1 à 1349°C e ao Lote 2 à 1303°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	91
FIGURA 37 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T4/15 min, correspondente ao Lote 1 à 1327°C e ao Lote 2 à 1285°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	92
FIGURA 38 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T5/30 min, correspondente ao Lote 1 à 1299°C e ao Lote 2 à 1268°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	92
FIGURA 39 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T6/35 min, correspondente ao Lote 1 à 1256°C e ao Lote 2 à 1254°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	93
FIGURA 40 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min, correspondente ao Lote 1 à 1225°C e ao Lote 2 à 1244°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	93
FIGURA 41 –	Difração de raios X do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min, correspondente ao Lote 1 à 1210°C e ao Lote 2 à 1232°C (a). Ampliação do difratograma para análise estrutural (b) .....	94
FIGURA 42 –	Difração de raios X sobrepostas do FFN para os distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) correspondente ao Lote 1 .....	95
FIGURA 43 –	Difração de raios X sobrepostas do FFN para os distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) correspondente ao Lote 2 .....	95

FIGURA 44 –	Microestruturas do FFN, correspondente ao Lote 1, sem ataque químico, observadas em campo claro no aumento de 50x para os tempos de vazamento T1/10 min (a), T2/15 min (b), T3/20 min (c), T4/25 min (d), T5/30 min (e), T6/35 min (f), T7/40 min (g) e T8/45 min (h) .....	96
FIGURA 45 –	Microestruturas do FFN, correspondente ao Lote 2, sem ataque químico, observadas em campo claro no aumento de 50x para os tempos de vazamento T1/10 min (a), T2/15 min (b), T3/20 min (c), T4/25 min (d), T5/30 min (e), T6/35 min (f), T7/40 min (g) e T8/45 min (h) .....	97
FIGURA 46 –	Microestruturas do FFN, antes do ataque químico, no aumento de 100x, correspondente ao tempo de vazamento T1/10 min (a), T2/15 min (c), T3/20 min (e) e T4/25 min (g) para o Lote 1 e T1/10 min (b), T2/15 min (d), T3/20 min (f) e T4/25 min (h) para o Lote 2 .....	98
FIGURA 47 –	Microestruturas do FFN, antes do ataque químico, no aumento de 100x, correspondente ao tempo de vazamento T5/30 min (a), T6/35 min (c), T7/40 min (e) e T8/45 min (g) para o Lote 1 e T5/30 min (b), T6/35 min (d), T7/40 min (f) e T8/45 min (h) para o Lote 2 .....	99
FIGURA 48 –	Microestruturas do FFN, correspondente ao Lote 1, sem ataque observadas em campo claro no aumento de 200x para o tempo de vazamento T1/10 min (a), T2/15 min (b), T3/20 min (c), T4/25 min (d), T5/30 min (e), T6/35 min (f), T7/40 min (g) e T8/45 min (h) .....	100
FIGURA 49 –	Microestruturas do FFN, correspondente ao Lote 2, sem ataque observadas em campo claro no aumento de 200x para o tempo de vazamento T1/10 min (a), T2/15 min (b), T3/20 min (c), T4/25 min (d), T5/30 min (e), T6/35 min (f), T7/40 min (g) e T8/45 min (h) .....	101
FIGURA 50 –	Histograma granulométrico da quantidade relativa dos nódulos por área correspondente ao Lote 1 e 2 para T1/10 min (a) e T2/15 min (b) .....	102
FIGURA 51 –	Histograma granulométrico da quantidade relativa dos nódulos por área correspondente ao Lote 1 e 2 para T3/20 min (a) e T4/25 min (b) .....	103
FIGURA 52 –	Histograma granulométrico da quantidade relativa dos nódulos por área correspondente ao Lote 1 e 2 para T5/30 min (a) e T6/35 min (b) .....	103
FIGURA 53 –	Histograma granulométrico da quantidade relativa dos nódulos por área correspondente ao Lote 1 e 2 para T7/40 min (a) e T8/45 min (b) .....	104

---

---

FIGURA 54 –	Varição da quantidade relativa de nódulos de grafita livre com área até 850 $\mu\text{m}^2$ e acima de 850 $\mu\text{m}^2$ em função dos distintos tempos de vazamento para os Lotes 1 e 2 .....	105
FIGURA 55 –	Quantidade relativa dos nódulos por área em função do tempo de vazamento, após o tratamento de inoculação e nodulização para o Lote 1 e 2 .....	106
FIGURA 56 –	Varição total da fração volumétrica de grafita e da matriz em função do tempo de vazamento após o tratamento de inoculação e nodulização para os Lotes 1 e 2 .....	107
FIGURA 57 –	Microestruturas do FFN, Lote 1, para distintos tempos de vazamento, após ataque, observado em campo claro no aumento de 100x. (a) T1/10 min, (b) T2/15 min, (c) T3/20 min, (d) T4/25 min, (e) T5/30 min, (f) T6/35 min, (g) T7/40 min, (h) T8/45 min .....	109
FIGURA 58 –	Microestruturas do FFN, Lote 2, para distintos tempos de vazamento, após ataque, observado em campo claro no aumento de 100x. (a) T1/10 min, (b) T2/15 min, (c) T3 /20 min, (d) T4/25 min, (e) T5/30 min, (f) T6/35 min, (g) T7/40 min, (h) T8/45 min .....	110
FIGURA 59 –	Microestruturas do FFN, Lote 1, para distintos tempos de vazamento, após ataque químico, observado em campo claro no aumento de 400x. (a) T1/10 min, (b) T2/15 min, (c) T3/20 min, (d) T4/25 min, (e) T5/30 min, (f) T6/35 min, (g) T7/40 min, (h) T8/45 min .....	111
FIGURA 60 –	Microestruturas do FFN, Lote 2, para distintos tempos de vazamento, após ataque químico, observado em campo claro no aumento de 400x. (a) T1/10 min, (b) T2/15 min, (c) T3/20 min, (d) T4/25 min, (e) T5/30 min, (f) T6/35 min, (g) T7/40 min, (h) T8/45 min .....	112
FIGURA 61 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, no aumento de 50x, correspondente à T1/10 min (a), T2/15 min (c), T3/20 min (e) e T4/25 min (g) para o Lote 1 e T1/10 min (b), T2/15 min (d), T3/20 min (f) e T4/25 min (h) para o Lote 2 .....	114
FIGURA 62 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, no aumento de 50x, correspondente à T5/30 min (a), T6/35 min (c), T7/40 min (e) e T8/45 min (g) para o Lote 1 e T5/30 min (b), T6/35 min (d), T7/40 min (f) e T8/45 min (h) para o Lote 2 .....	115
FIGURA 63 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T1/10 min para o Lote 1 à 1398°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1362°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	116

---

---

FIGURA 64 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T2/15 min para o Lote 1 à 1378°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1326°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	117
FIGURA 65 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T3/20 min para o Lote 1 à 1349°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1303°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	118
FIGURA 66 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T4/25 min para o Lote 1 à 1327°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1285°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	119
FIGURA 67 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T5/30 min para o Lote 1 à 1299°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1268°C nos aumentos de 200x (d) e 400x (e, f) .....	120
FIGURA 68 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T6/35 min para o Lote 1 à 1256°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1254°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	120
FIGURA 69 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T7/40 min para o Lote 1 à 1225°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1244°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	121
FIGURA 70 –	Microestruturas do FFN, após o ataque químico, correspondente a T8/45 min para o Lote 1 à 1210°C nos aumentos de 200x (a), 400x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 à 1232°C nos aumentos de 200x (d), 400x (e) e 500x (f) .....	122
FIGURA 71 –	Variação do percentual de grafita, perlita e ferrita no FFN em função do tempo de vazamento para os Lotes 1 e 2 .....	125
FIGURA 72 –	Limite de resistência à tração em função dos distintos tempos de vazamentos para os Lotes 1 e 2 do FFN obtido na SGC .....	127
FIGURA 73 –	Limite de resistência à tração e quantidade relativa dos nódulos em função dos distintos tempos de vazamento correspondente aos Lotes 1 e 2 do FFN obtido na SGC .....	130
FIGURA 74 –	Alongamento relativo em função dos distintos tempos de vazamentos para os Lotes 1 e 2 de FFN obtido na SGC .....	131

FIGURA 75 –	Comportamento comparativo do limite de resistência à tração e do alongamento relativo em função dos distintos tempos de vazamentos para os Lotes 1 e 2 de FFN obtido na SGC .....	132
FIGURA 76 –	Tensão de escoamento a 0,2% em função do tempo de vazamento para os Lotes 1 e 2 de FFN obtido na SGC .....	133
FIGURA 77 –	Módulo de elasticidade em função dos distintos tempos de vazamento para os Lotes 1 e 2 de FFN obtido na SGC .....	135
FIGURA 78 –	Superfície de fratura obtida por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T1/10 min para o Lote 1, nos aumentos de 150x (a) e 700x (b, c) e para o Lote 2 nos aumentos de 300x (d), 400x (e) e 2700x (f) .....	137
FIGURA 79 –	Superfície de fratura do FFN exibindo o nódulo de grafita para T1/10 min à 1362°C, Lote 2, no aumento de 1000x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (a). Espectro de EDS determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (b), 2 (c) e 3 (d) .....	138
FIGURA 80 –	Superfície de fratura do FFN para T1/10 min à 1362°C, Lote 2, no aumento de 1000x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (a). Espectro de EDS determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1(b), 2(c) e 3(d) .....	139
FIGURA 81 –	Superfície de fratura do FFN para T1/10 min à 1362°C, Lote 2, no aumento de 50x (a) e em 200x (b) com o resultado de microanálise semi-quantitativa por EDS realizada em área com o seu respectivo espectro (c). Microanálise sobreposta diferenciando por cores os elementos presentes na microestrutura (d), bem como a indicação separada de cada um: Si (e), Fe (f), C (g) e Mg (h) .....	140
FIGURA 82 –	Superfície de fratura por MEV do ferro fundido nodular submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T2/15 min para o Lote 1, nos aumentos de 150x (a), 600x (b) e 1200x (c) e para o Lote 2 nos aumentos de 100x (d), 350x (e) e 1000x (f) .....	142
FIGURA 83 –	Superfície de fratura do FFN para T2/15 min à 1326°C, Lote 2, no aumento de 300x (a) e em 1800x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (b) .....	143
FIGURA 84 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para T2/15 min à 1326°C, Lote 2, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1(a) e 2(b) da Fig. 83 (b) .....	144

FIGURA 85 –	Superfície de fratura por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T3/20 min para o Lote 1 nos aumentos de 200x (a) e 500x (b, c) e para o Lote 2 nos aumentos de 200x (d), 540x (e) e 3000x (f)	145
FIGURA 86 –	Superfície de fratura alveolar da constituinte perlítica obtida por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T3/20 min para o Lote 2 nos aumentos de 4000x .....	145
FIGURA 87 –	Superfície de fratura por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T4/25 min para o Lote 1 nos aumentos de 240x (a), 300x (c) e 500x (c) e para o Lote 2 nos aumentos de 200x (d) e 1000x (e, f) ..	147
FIGURA 88 –	Superfície de fratura por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T5/30 min para o Lote 1 nos aumentos de 300x (a), 200x (b) e 500x (c) e para o Lote 2 nos aumentos de 540x (d, e) e 3000x (f) ..	148
FIGURA 89 –	Superfície de fratura por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T6/35 min para o Lote 1 nos aumentos de 500x (a), 200x (b) e 1200x (c) e para o Lote 2 nos aumentos de 300x (d), 4000x (e) e 20000x (f) .....	149
FIGURA 90 –	Superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, Lote 1, no aumento de 70x (a) e em 500x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (b) .....	150
FIGURA 91 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, Lote 1, determinada por microanálise pontual referente ao pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 90 (b) .....	151
FIGURA 92 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, Lote 1, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 90 (b) .....	151
FIGURA 93 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, Lote 1, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 5 (a) e 6 (b) da Fig. 90 (b) .....	152
FIGURA 94 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, Lote 1, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 7 (a) e 8 (b) da Fig. 90 (b) .....	152

FIGURA 95 –	Superfície de fratura por MEV do FFN submetido ao ensaio de tração, correspondente ao tempo de vazamento T7/40 min para o Lote 1 nos aumentos de 100x (a), 300x (c) e 700x (c) e para o Lote 2 nos aumentos de 100x (d), 540x (e) e 900x (f) .....	154
FIGURA 96 –	Superfície de fratura do FFN por MEV, correspondente ao tempo de vazamento T8/45 min para o Lote 1, nos aumentos de 100x (a), 600x (c) e 300x (c) e para o Lote 2 nos aumentos de 100x (d), 300x (e) e 1000x (f) .....	155
FIGURA 97 –	Superfície de fratura do FFN para T8/45 min à 1232°C, Lote 2, no aumento de 19x (a), 100x (b) e em 1000x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (c) .....	157
FIGURA 98 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C, Lote 2, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 97 (c) .....	158
FIGURA 99 –	Espectro da análise de EDS obtido por MEV da superfície de fratura do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C, Lote 2, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 97 (c) .....	158
FIGURA 100 –	Variação de HV dos microconstituintes presente no FFN em função dos distintos tempos de vazamento para os Lotes 1 e 2 .....	161
FIGURA 101 –	Microestruturas do FFN, após ataque químico, correspondente ao tempo de vazamento T8/45 min para o Lote 1 (a, b) e para o Lote 2 (c, d) no aumento de 400x, com a marcação do losango na microconstituente perlítica para a medição de dureza Vickers de 361 kgf/mm <sup>2</sup> (Lote 1) e de 346 kgf/mm <sup>2</sup> (Lote 2) .....	162
FIGURA 102 –	Microestruturas do FFN, após ataque químico, correspondente ao tempo de vazamento T8/45 min para o Lote 1 (a, b) e para o Lote 2 (c, d) no aumento de 400x, com a marcação do losango no nódulo de grafita para a medição de microdureza Vickers de 63,7 kgf/mm <sup>2</sup> (Lote 1) e 25 kgf/mm <sup>2</sup> (Lote 2) .....	164
FIGURA 103 –	Microestruturas do FFN, após ataque químico, correspondente ao tempo de vazamento T8/45 min para o Lote 1 (a, b) e para o Lote 2 (c, d) no aumento de 400x, com a marcação do losango na fase cementítica para a medição de microdureza Vickers de 780 kgf/mm <sup>2</sup> (Lote 1) e 1088 kgf/mm <sup>2</sup> (Lote 2) .....	165

- 
- 
- FIGURA 104 – Variação de dureza Brinell (HB) do FFN em função do tempo de vazamento para os Lotes 1 e 2 ..... 167
- FIGURA 105 – Valores de limite de resistência, tensão de escoamento e alongamento do FFN em função da dureza HB para os distintos tempos de vazamento, de T1/10 min à T8/45 min, correspondente ao os Lotes 1 e 2 ..... 168
- FIGURA 106 – Variação do percentual de grafita, perlita e ferrita com a dureza HB do FFN em função dos distintos tempo de vazamento para os Lotes 1 e 2 ..... 170
- FIGURA 107 – Variação do CE, da quantidade relativa de nódulo/mm<sup>2</sup> e do limite de resistência à tração em função dos distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 ... 173
- FIGURA 108 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T1/10 min à 1362°C (Lote 2) após o ataque químico, no aumento de 3600x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos para a microanálise pontual ..... 175
- FIGURA 109 – Espectro de análise de EDS obtido por MEV do FFN no tempo de vazamento T1/10 min à 1362°C (Lote 2), determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 108 ..... 175
- FIGURA 110 – Espectro de análise de EDS obtido por MEV do FFN no tempo de vazamento T1/10 min à 1362°C (Lote 2), determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 108 ..... 176
- FIGURA 111 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, no aumento de 2000x (a) analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos para a análise pontual. Espectro EDS determinada por microanálise pontual referente ao ponto 1 (b) ..... 177
- FIGURA 112 – Espectro de análise de EDS obtido por MEV do FFN no tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 2 (a) e 3 (b) da Fig. 111 (a) ..... 177
- FIGURA 113 – Espectro de análise de EDS obtido por MEV do FFN no tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 4 (a) e 5 (b) da Fig. 111 (a) ..... 178

- 
- 
- FIGURA 114 – Variação do teor de silício, da quantidade relativa de nódulos por área e do limite de resistência à tração em função dos distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 ..... 180
- FIGURA 115 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento de T5/30 min à 1268°C (Lote 2), após o ataque químico, no aumento de 2400x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos para a análise pontual ..... 181
- FIGURA 116 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T5/30 min à 1268°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 115 ..... 181
- FIGURA 117 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T5/30 min à 1268°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 115 ..... 182
- FIGURA 118 – Variação do teor de fósforo, do  $\delta$  e do limite  $d$  no  $\sigma_r$  em função dos distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 ..... 183
- FIGURA 119 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento de T3/20 min à 1349°C correspondente ao Lote 1, após o ataque químico, no aumento de 500x (a) e em maior ampliação, 1000x, analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (b) ..... 184
- FIGURA 120 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento de T3/20 min à 1349°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 119 (b) ..... 185
- FIGURA 121 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento de T3/20 min à 1349°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 119 (b) ..... 185
- FIGURA 122 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento de T3/20 min à 1349°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 5 (a) e 6 (b) da Fig. 119 (b) ..... 186
- FIGURA 123 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento de T3/20 min à 1349°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 7 (a) e 8 (b) da Fig. 119 (b) ..... 186

- FIGURA 124 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento de T3/20 min à 1349°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente ao ponto 9 da Fig. 119 (b) ..... 187
- FIGURA 125 – Resultado da microanálise semi-quantitativa por EDS obtida por MEV, realizada em área, na microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T5/30 min à 1268°C (Lote 2) no aumento de 8000x (a). Microanálise sobreposta diferenciando por cores os constituintes presentes na microestrutura (b), bem como a indicação separada para cada composição: P (c), C (d), Fe (e), Mg (f), Si (g), Ca (h) e Ti (i) ..... 189
- FIGURA 126 – Variação do teor de fósforo e da dureza Brinell em função dos distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 ..... 190
- FIGURA 127 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento de T2/15 min à 1378°C (Lote 1) após o ataque químico, no aumento de 1000x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise pontual (a) ..... 191
- FIGURA 128 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T2/15 min à 1378°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 127 ..... 192
- FIGURA 129 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T2/15 min à 1378°C (Lote 1), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 127 ..... 192
- FIGURA 130 – Variação do teor de titânio, do alongamento relativo e do limite de resistência à tração em função dos distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 ... 194
- FIGURA 131 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C (Lote 1), sem ataque químico, no aumento de 1000x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise (a). Espectro de EDS determinada por microanálise pontual referente ao ponto 1 (b) ..... 195
- FIGURA 132 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C (Lote 1), sem ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 2 (a) e 3 (b) da Fig. 131 (a) ..... 195

- 
- 
- FIGURA 133 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C (Lote 1), sem ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 4 (a) e 5 (b) da Fig. 131 (a) ..... 196
- FIGURA 134 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C (Lote 1), sem ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 6 (a) e 7 (b) da Fig. 131 (a) ..... 196
- FIGURA 135 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1) após o ataque químico, no aumento de 1500x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos da análise (a). Espectro de EDS determinado por microanálise no ponto 1 (b) ..... 197
- FIGURA 136 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 2 (a) e 3 (b) da Fig. 135 (a) ..... 198
- FIGURA 137 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 4 (a) e 5 (b) da Fig. 135 (a) ..... 198
- FIGURA 138 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 6 (a) e 7 (b) da Fig. 135 (a) ..... 199
- FIGURA 139 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 8 (a) e 9 (b) da Fig. 135 (a) ..... 199
- FIGURA 140 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 10 (a) e 11 (b) da Fig 135 (a) ..... 200
- FIGURA 141 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T4/25 min à 1285°C (Lote 2) após o ataque químico, no aumento de 4000x (a) analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos para a análise ..... 201
- FIGURA 142 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T4/25 min à 1285°C (Lote 2) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 141 ..... 201

- 
- 
- FIGURA 143 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T4/25 min à 1285°C (Lote 2) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 141 ..... 202
- FIGURA 144 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T4/25 min à 1285°C (Lote 2) após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 5 (a) e 6 (b) da Fig. 141 ..... 202
- FIGURA 145 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2) após o ataque químico, no aumento de 1600x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos para a análise pontual ..... 203
- FIGURA 146 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 145 ..... 204
- FIGURA 147 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 145 ..... 204
- FIGURA 148 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 5 (a) e 6 (b) da Fig. 145 ..... 205
- FIGURA 149 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 7 (a) e 8 (b) da Fig. 145 ..... 205
- FIGURA 150 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 9 (a) e 10 (b) da Fig. 145 ..... 206
- FIGURA 151 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T3/20 min à 1303°C (Lote 2) no aumento de 10000x (a). Microanálise semi-quantitativa por EDS obtida no MEV, realizada em área, sobrepostas diferenciando por cores os elementos químicos presentes na microestrutura (b), bem como a indicação separada para cada elemento identificado: C (c), Fe (d), Si (e), P (f), Ca (g) e Ti (h) ..... 208

---

---

FIGURA 152 – Microestrutura do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C (Lote 2), após o ataque químico, no aumento de 900x analisada por EDS no MEV com a indicação dos pontos para a microanálise pontual .....	209
FIGURA 153 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 1 (a) e 2 (b) da Fig. 152 .....	210
FIGURA 154 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 3 (a) e 4 (b) da Fig. 152 .....	210
FIGURA 155 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 5 (a) e 6 (b) da Fig. 152 .....	211
FIGURA 156 – Espectro da análise de EDS obtido por MEV do FFN para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C (Lote 2), após o ataque químico, determinada por microanálise pontual referente aos pontos 7 (a) e 8 (b) da Fig. 152 .....	211
FIGURA 157 – Variação do teor de titânio e da dureza Brinell em função dos distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 .....	213

## ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1 –	Efeitos sobre a estrutura de alguns elementos de liga no ferro fundido (Chiaverini, 2012; Ghosh, 1995; Novikov, 1994) .....	30
TABELA 2 –	Composição química básica para a produção de ferro fundido nodular (Adaptada de Chiaverini, 2012) .....	36
TABELA 3 –	Recomendações fundamentais para a fabricação de ferros fundidos nodulares (Baseado em Brown, 2000; Santos e Branco, 1989; Hollis e Dunks, 1967; Loper Jr. e Heine, 1965) .....	53
TABELA 4 –	Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento térmico de alívio de tensões (Guesser, 2009) .....	55
TABELA 5 –	Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento térmico de recozimento de ferritização (Guesser, 2009) .....	57
TABELA 6 –	Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de recozimento (Santos e Branco, 1989) .....	58
TABELA 7 –	Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento de normalização (Guesser, 2009) .....	59
TABELA 8 –	Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de normalização (Santos e Branco, 1989) .....	60
TABELA 9 –	Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento térmico de têmpera e revenido (Guesser, 2009) .....	60
TABELA 10 –	Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de têmpera e revenido (Santos e Branco, 1989) .....	61
TABELA 11 –	Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento austêmpera (Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009) .....	63
TABELA 12 –	Propriedades típicas de diferentes classes de ferro fundido nodular de acordo com a norma DIN 1693/1973 (Chiaverini, 2012) .....	69
TABELA 13 –	Efeito dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (Baseado em Santos e Branco, 1989; Chiaverini, 2012) .....	71
TABELA 14 –	Composição química do metal base dos Lotes 1 e 2 do FFN, de acordo com as normas estabelecidas pela SGC .....	73
TABELA 15 –	Temperaturas de retirada dos lingotes dos Lotes 1 e 2 do FFN para distintos tempos e temperaturas de vazamento .....	76

TABELA 16 –	Variações dos elementos químicos após três análises químicas no Espectrômetro OES-5500 II (IQBM-095 (2012) ....	78
TABELA 17 –	Composição química do metal base e do metal tratado para os Lotes 1 e 2 de FFN .....	87
TABELA 18 –	Composição química dos lingotes de FFN correspondente ao Lote 1, após o tratamento de inoculação e nodulização e vazamento .....	89
TABELA 19 –	Composição química dos lingotes de FFN correspondente ao Lote 2, após o tratamento de inoculação e nodulização e vazamento .....	89
TABELA 20 –	Fases presentes no FFN, após distintos tempos e temperaturas de vazamento identificadas por DRX .....	94
TABELA 21 –	Análise quantitativa dos microconstituintes presente no FFN após ataque químico para os distintos tempos e temperaturas de vazamento correspondente ao Lote 1 .....	124
TABELA 22 –	Análise quantitativa dos microconstituintes presente no FFN após ataque químico para os distintos tempos e temperaturas de vazamento correspondente ao Lote 2 .....	124
TABELA 23 –	Propriedades mecânicas do Lote 1 do FFN para os distintos tempos e temperaturas de vazamento .....	126
TABELA 24 –	Propriedades mecânicas do Lote 2 do FFN para os distintos tempos e temperaturas de vazamento .....	127
TABELA 25 –	Composição química da superfície de fratura do FFN, apresentada na Fig. 79 (a), correspondente ao Lote 2 para o tempo de vazamento de 10 min à 1362°C determinada por microanálise pontual .....	137
TABELA 26 –	Composição química da superfície de fratura do FFN, apresentada na Fig. 80 (a), correspondente ao Lote 2 para o tempo de vazamento T1/10 min à 1362°C determinada por microanálise pontual .....	139
TABELA 27 –	Composição química da superfície de fratura do FFN, apresentada na Fig. 83 (b), correspondente ao Lote 2 para o tempo de vazamento de T2/15 min à 1326°C determinada por microanálise pontual .....	143
TABELA 28 –	Composição química da superfície de fratura do FFN, apresentada na Fig. 90 (b), para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, correspondente ao Lote 1, determinada por microanálise pontual .....	153

---

---

TABELA 29 – Composição química da superfície de fratura do FFN, apresentada na Fig. 97 (c), correspondente ao Lote 2 para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C, determinada por microanálise pontual .....	159
TABELA 30 – Dureza Vickers da perlita e o erro absoluto para distintos tempos de e temperaturas de vazamento correspondente aos Lotes 1 e 2 .....	159
TABELA 31 – Microdureza Vickers da ferrita e o erro absoluto para distintos tempos e temperaturas de vazamento correspondente aos Lotes 1 e 2 .....	160
TABELA 32 – Microdureza Vickers da grafita e o erro absoluto para distintos tempos e temperaturas de vazamento correspondente aos Lotes 1 e 2 .....	160
TABELA 33 – Dureza Brinell e o erro absoluto em função do tempo e da temperatura de vazamento, após o tratamento de inoculação e nodulização para o Lote 1 .....	166
TABELA 34 – Dureza Brinell e o erro absoluto em função do tempo e da temperatura de vazamento, após o tratamento de inoculação e nodulização para o Lote 2 .....	166
TABELA 35 – Composição química do FFN, após ataque químico, para o tempo de vazamento T1/10 min à 1362°C (Lote 2), apresentada na Fig. 108, determinada por microanálise pontual no MEV .....	176
TABELA 36 – Composição química do FFN, após ataque químico, para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), apresentada na Fig. 111 (a), determinada por microanálise pontual no MEV .....	178
TABELA 37 – Composição química do FFN, após ataque químico para o tempo de vazamento T5/30 min à 1268°C (Lote 2), apresentada na Fig. 115, determinada por microanálise pontual no MEV .....	182
TABELA 38 – Composição química do FFN, após ataque químico para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C (Lote 1), apresentada na Fig. 119 (b), determinada por microanálise pontual no MEV .....	187
TABELA 39 – Composição química da microestrutura do FFN, após ataque para o tempo de vazamento T2/15 min à 1378°C (Lote 1), apresentada na Fig. 127, determinada por microanálise pontual no MEV .....	193

---

---

TABELA 40 – Composição química da microestrutura do FFN, antes do ataque para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C (Lote 1), apresentada na Fig. 131 (a), determinada por microanálise pontual no MEV .....	197
TABELA 41 – Composição química da microestrutura do FFN, após ataque para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C (Lote 1), apresentada na Fig. 135 (a), determinada por microanálise pontual no MEV .....	200
TABELA 42 – Composição química da microestrutura do FFN, após ataque para o tempo de vazamento T4/25 min à 1285°C(Lote 2), apresentada na Fig. 141, determinada por microanálise pontual no MEV .....	203
TABELA 43 – Composição química da microestrutura do FFN, após ataque químico para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C (Lote 2), apresentada na Fig. 145, determinada por microanálise pontual no MEV .....	206
TABELA 44 – Composição química da microestrutura do FFN, após ataque para o tempo de vazamento T3/20 min à 1303°C (Lote 2), apresentada na Fig. 151, determinada por microanálise em área no MEV .....	209
TABELA 45 – Composição química da microestrutura do FFN, após ataque para o tempo de vazamento T8/45 min à 1232°C (Lote 2), apresentada na Fig. 152, determinada por microanálise pontual no MEV .....	212

## LISTA DE SÍMBOLOS ESPECÍFICOS

Al	Alumínio
Bi	Bismuto
C	Carbono
C <sub>t</sub>	Carbono total
C <sub>c</sub>	Carbono combinado
C <sub>g</sub>	Carbono livre na forma de grafita
CE	Carbono equivalente
Cr	Cromo
CO	Monóxido de carbono
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono
Cu-Mg	Liga de cobre e magnésio
CaC <sub>2</sub>	Carbeto de cálcio
Ce	Cério
Fe	Ferro
Fe-Fe <sub>3</sub> C	Sistema metaestável ferro e cementita
Fe-Gr	Sistema estável ferro e grafita
Fe-Si	Liga de ferro e silício
Fe-C-Si	Liga ternária de ferro, carbono e silício
Fe <sub>3</sub> C	Carboneto de ferro
FeS	Sulfeto de ferro
Fe <sub>3</sub> P	Fosfeto de ferro (steadita)
Gr	Grafita
Mn	Manganês
Mg-Fe-Si	Liga nodulizante a base de magnésio, ferro e silício
Mo	Molibdênio
Mg	Magnésio
MnS	Sulfeto de manganês
M <sub>s</sub>	Temperatura de início de transformação martensítica
M <sub>f</sub>	Temperatura de final de transformação martensítica
Ni	Níquel
Ni-Mg	Liga de níquel e magnésio

---

---

P	Fósforo
Q <sub>1</sub>	Calor extraído pelo molde
Q <sub>2</sub>	Calor liberado ao meio pela reação de solidificação
S	Enxofre
Si	Silício
Se	Selênio
Sc	Grau de saturação
Sb	Antimônio
Te	Telúrio
Ti	Titânio
TiC	Carbeto de titânio
Tipo A	Veios de grafita irregular desorientada
Tipo B	Veios de grafita em rosetas
Tipo C	Veios de grafita desigual irregular
Tipo D	Veios de grafita interdendrítica desorientada
Tipo E	Veios de grafita interdendrítica orientada
γ	Austenita
γ+L	Equilíbrio da fase austenita e líquido
γ+Fe <sub>3</sub> C	Ledeburita constituída de austenita e cementita
α+Fe <sub>3</sub> C	Perlita constituída de ferrita e cementita
ΔT	Super-resfriamento
σ <sub>r</sub>	Limite de resistência à tração
δ	Alongamento relativo,
σ <sub>0,2</sub>	Tensão de escoamento a 0,2%,
E	Módulo de elasticidade

## LISTA DE ABREVIATURAS

ABIFA	Associação Brasileira de Fundição
ADI	<i>Austempered Ductile Iron</i>
AFS	<i>American Foundrymen's Society</i>
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCT	Centro de Ciência e Tecnologia
CE	Carbono Equivalente
CP	Corpo de prova
DRX	Difração de Raios X
ECIL	Empresa Comercial Importadora Ltda
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
FFN	Ferro Fundido Nodular
JCPDS	<i>Joint Committee on Powder Diffraction Standards</i>
LAMAV	Laboratório de Materiais Avançados
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
RJ	Rio de Janeiro
SGC	Saint-Gobain Canalização
TEE	Temperatura de Equilíbrio Estável
TEM	Temperatura de Equilíbrio Metaestável
UENF	Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro

---

---

## RESUMO

A presente tese de doutorado teve como objetivo avaliar de forma sistemática a influência do tempo de vazamento até 45 min e dos teores de silício, fósforo e titânio na estrutura e propriedades mecânicas de dois lotes de ferro fundido nodular (FFN) produzido na empresa PAM Saint-Gobain Canalização. O FFN é caracterizado por apresentar o carbono livre na forma de grafita esferoidal devido ao tratamento de inoculação e nodulização realizado ainda no banho metálico. O magnésio e o Fe-Si (75%Si) correspondem ao nodulizante e o inoculante mais utilizado na indústria. Para a investigação do FFN foram empregadas técnicas de análise de composição química, difração de raios X, microscopia ótica e análise metalográfica quantitativa. Ainda foi realizada análise de microdureza Vickers, de dureza Brinell, ensaios de tração até a fratura e microscopia eletrônica de varredura através da análise semi-quantitativa por EDS e das superfícies de fratura. Os resultados mostraram que os Lotes 1 e 2 de FFN hipereutético foram sensíveis à composição química, após o tratamento, sobretudo para os teores de silício, fósforo e titânio que apresentaram-se mais elevados no Lote 1. Estes elementos foram identificados no FFN na forma de inclusões de óxido de silício e de carboneto estável de titânio, próximo à estrutura grafítica degenerada, e ainda a constituinte eutética steadita rica em fósforo. A matriz possui estrutura ferrítica-perlítica com predominância da fase ferrítica com percentual mais elevada para o Lote 1 ( $59 \pm 5\%$ ) em relação ao Lote 2 ( $50 \pm 15\%$ ). Foi revelada a cementita livre em maiores tempos de vazamento, T7/40 min e T8/45 min, para os Lotes 1 e 2, provenientes da atuação do mecanismo metaestável. Os maiores valores de limite de resistência foram identificados para o Lote 2 que apresentou  $494 \pm 37$  MPa, com até 22% de alongamento e menores valores de dureza HB (de 164 a 182 kgf/mm<sup>2</sup>) em comparação com o Lote 1 que variou de  $410 \pm 82$  MPa com até 14% de alongamento e maiores valores de dureza HB (de 171 a 191 kgf/mm<sup>2</sup>). A forma da grafita se revelou mais regular no Lote 2 do Tipo V e VI enquanto o Lote 1 apresentou a grafita na forma degenerada do Tipo II ao VI e ainda pequenos nódulos regulares do Tipo V que tende a se aglomerar à medida que aumenta o tempo de vazamento até 45 min. O aspecto morfológico da fratura foi do tipo dúctil-frágil, com microcavidades fibrosas e fratura por clivagem. Os resultados demonstram um potencial para a utilização do FFN para maiores tempos de vazamentos, obtendo ainda grafita nodular e conferindo ao material adequadas propriedades mecânicas.

---

---

## ABSTRACT

The present doctoral thesis had as objective evaluate systematically the influence of the casting time up to 45 minutes and the levels of silicon, phosphorus and titanium in the structure and mechanical properties of two lots of nodular cast iron produced in the company Saint-Gobain PAM. The nodular cast iron is characterized for present the free carbon in the form of spheroidal graphite because of the nodulization and inoculation treatment still held in the metal bath. The magnesium and the Fe-Si (75% Si) correspond to nodulizante and the inoculants, more used in industry. For the investigation of nodular cast iron, techniques of analysis of chemical composition, X-ray diffraction, optical microscopy and quantitative metallographic analysis were used. Also was performed analysis of Vickers microhardness, Brinell hardness, tensile tests until fracture and scanning electron microscopy by semi-quantitative analysis by Energy Dispersive Spectroscopy and fracture surfaces. The results showed that Lots 1 and 2 of hypereutectic nodular cast iron were sensitive to chemical composition, after treatments, mainly for contents of silicon, phosphorus and titanium they are presenting themselves to higher in Lot 1. These elements were identified in the nodular cast iron in the form of silicon oxide inclusions and stable titanium carbide, near the degenerate graphitic structure, and also the eutectic constituent steadita rich in phosphorus. . Its matrix has a ferritic-pearlitic structure with predominantly ferritic phase with highest percent for Lot 1 ( $59 \pm 5\%$ ) compared to Lot 2 ( $50 \pm 15\%$ ). It was revealed free cementite in higher leak times, T7/40 minutes and T8/45 minutes, for Lots 1 and 2, from the acting of the metastable mechanism. The highest tensile strength values were identified for Lot 2 which showed  $494 \pm 37$  MPa, up to 22% elongation and lower HB hardness values (164-182 kgf/mm<sup>2</sup>) compared with lot 1 which varied from  $410 \pm 82$  MPa up to 14% elongation and higher HB hardness values (171-191 kgf/mm<sup>2</sup>). The form of graphite was proved more regular in Lot 2, being of Type V and VI while the Lot 1 showed the graphite in the degenerate form of Type II to the VI and still small nodules regular of Type V which tended to agglomerate as it increased leakage of the time up to 45 minutes. The morphology of the fracture was ductile-brittle type, with fibrous microcavities and cleavage fracture. The results demonstrate a potential for the use of the nodular cast iron for times greater leakage still getting nodular graphite and giving the material appropriate mechanical properties.

---

---

## CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

A indústria de fundição, em meio aos distintos processos de fabricação, permite a produção de peças com grande variedade de formas e tamanhos, bem como peças de extrema responsabilidade como as que se destinam à indústria aeronáutica, aeroespacial e automobilística. Dentre os materiais produzidos pelo processo de fundição, os ferros fundidos se destacam por possuir ampla aplicação devido ao menor custo de produção associado às suas boas propriedades. Isso ocorre, sobretudo, devido aos avanços em pesquisas e técnicas que proporcionam o desenvolvimento de novos e diversificados métodos de sua obtenção, bem como alteração de sua estrutura.

Considerando os distintos tipos de ferros fundidos, tais como o ferro fundido branco, cinzento, maleável, vermicular e nodular, destacam-se no presente trabalho de doutorado os ferros fundidos nodulares (FFN) que apresentam elevada ductilidade devido à formação de sua estrutura com grafita em nódulos, possibilitando, assim, a obtenção de alongamentos de 10-22%, aliada à boa resistência mecânica, na faixa de 380-450 MPa para uma matriz perlítica (Guessser, 2009). A produção mundial de FFN está em constante crescimento, estima-se que a produção anual seja de mais de 20 milhões de toneladas (Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009). Segundo dados da Associação Brasileira de Fundição (ABIFA), de dezembro de 2014 (127.088 t) a outubro de 2015 (154.096 t) o desempenho da fundição brasileira do ferro teve um aumento de 21%.

Esse conjunto de propriedades, responsáveis pela aplicação dos FFN em vários segmentos industriais, tais como na produção de tubos e conexões para o transporte de água, válvulas e corpos de bomba na indústria de petróleo, estão correlacionadas com a forma da grafita e com a microestrutura da matriz, que pode ser ferrítica, perlítica, ferrítica-perlítica, martensítica, bainítica e austenítica (Luo *et al.* 2002; Iacoviello *et al.*, 2007), e que pode ser modificada pelo controle de algumas variáveis, como a composição química, velocidade de resfriamento e ainda tratamentos térmicos (Guessser, 2009; Chiaverini, 2012).

O FFN é caracterizado por apresentar o carbono livre na forma de grafita esferoidal devido ao tratamento de nodulização, realizado ainda no estado líquido, que consiste na adição de elementos químicos tais como cério, cálcio, magnésio,

bem como ligas a base de magnésio, que promovem a formação de nódulos grafiticos conferindo ao material característica de boa ductilidade e elevados valores de limites de resistência à tração. O magnésio e suas ligas correspondem aos nodulizantes mais utilizados devido ao seu menor custo (Chiaverini, 2012).

Distintas tecnologias são empregadas no tratamento de nodulização, entre as mais utilizadas encontram-se as técnicas de simples transferência, de *sandwich* e de imersão por sino. Utilizou-se no presente trabalho a técnica de imersão por sino, no qual o elemento nodulizante é colocado num invólucro na ponta de uma haste presa à tampa da panela, e, entrando em contato com o metal líquido, inicia o processo de nodulização produzindo a grafita sensivelmente esférica (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000; Chiaverini, 2012).

Foi utilizado ainda o tratamento de inoculação, realizado pouco antes do vazamento através da adição de compostos grafitizantes, geralmente contendo elevado teor de silício com o objetivo de promover a formação de grafita na solidificação dos ferros fundidos, que reduz o super-resfriamento para a solidificação e, desta forma, minimiza a tendência ao coquilhamento, além de aumentar significativamente o número de nódulos de grafita, auxiliando na microestrutura final (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000; Gundlach e Doane, 2005). O Fe-Si, contendo cerca de 75% de silício, é o inoculante normalmente empregado para os FFNs (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000; Fraś e Górný, 2012).

Portanto, levando em consideração a influência da composição química e das condições no processo de produção dos FFNs em sua estrutura e propriedades, o presente trabalho de doutorado tem por objetivo estudar as alterações na estrutura e propriedades mecânicas provocadas pela variação no tempo e temperatura de vazamento, até 45 min, e nos teores dos elementos silício, fósforo e titânio para dois lotes de FFN produzido pela técnica de imersão por sino na empresa PAM Saint-Gobain Canalização (SGC) utilizando o magnésio como nodulizante e a pós-inoculação com o Fe-Si (75% de Si).

A empresa está localizada na Via Dr. Sérgio Braga, 452, Barra Mansa/RJ, e atua no ramo da produção e comercialização de tubos e conexões para sistemas de transporte de água aplicados as atividades de saneamento e industriais de ferro fundido no Brasil, se destacando no mercado mundial a mais de 90 anos na produção de ferro nodular, com uma capacidade produtiva de cerca de 127,5 mil toneladas/ano.

---

---

## 1.1. Objetivo Geral

O presente trabalho de doutorado tem como objetivo principal analisar de forma sistemática a influência do tempo de vazamento até 45 min, após o tratamento de inoculação e nodulização, e dos teores de silício, fósforo e titânio na estrutura e propriedades mecânicas de dois lotes de ferro fundido nodular produzido pela técnica de imersão por sino na empresa PAM Saint-Gobain Canalização.

### 1.1.1. Objetivos Específicos

- Determinar a composição química dos Lotes 1 e 2 do FFN para os distintos tempos e temperaturas de vazamento (T1/10 min à T8/45 min), por análise de espectrometria de massa e elementar para o teor de carbono.
- Identificar as fases presentes para os distintos tempos e temperaturas de vazamento correspondentes aos Lotes 1 e 2 do FFN, por análise de difração de raios X.
- Analisar a microestrutura para os distintos tempos e temperaturas de vazamento correspondente aos Lotes 1 e 2 do FFN, por microscopia ótica.
- Determinar quantitativamente os nódulos gráfiticos e as constituintes presentes nos Lotes 1 e 2 do FFN para os diversos tempos e temperaturas de vazamento, com o auxílio do *software* de medidas estereológicas *FIJI Image J2*.
- Medir a microdureza em escala Vickers nas amostras de FFN obtidas em distintos tempos e temperaturas de vazamento para os Lotes 1 e 2, após a caracterização microestrutural.
- Medir a dureza Brinell nas amostras de FFN obtidas em distintos tempos e temperaturas de vazamento para os Lotes 1 e 2.

- Avaliar o comportamento mecânico nos distintos tempos e temperaturas de vazamento para os Lotes 1 e 2, após a deformação por tração até a fratura.
- Investigar as características da superfície de fratura das amostras de FFN para os distintos tempos e temperaturas de vazamento para os Lotes 1 e 2 através do microscópio eletrônico de varredura, após o ensaio mecânico.
- Avaliar os teores de carbono, silício, fósforo e titânio presente nos distintos tempos e temperaturas de vazamento para os Lotes 1 e 2 por Espectroscopia de Energia Dispersiva.
- Investigar de forma sistemática a influência dos teores de silício, fósforo e titânio na estrutura e propriedades mecânicas dos Lotes 1 e 2 de FFN até o tempo de vazamento de 45 min.

## **1.2. Justificativas**

### **1.2.1. Importância Científica**

Os FFNs apresentam boas propriedades mecânicas aliadas a sua excelente ductilidade e resistência que permitem a sua aplicação em diversos segmentos. Para tanto, a difusão do conhecimento deste material é, sem dúvida, de extrema importância para a ampliação de suas propriedades, auxiliando na compreensão das alterações estruturais decorrentes dos tratamentos de inoculação, nodulização e resfriamento em moldes de areia e ainda da presença de elementos químicos.

Deste modo, a importância científica da presente tese de doutorado está correlacionada com a análise sistemática de alterações de estrutura e propriedades mecânicas após 45 min de tratamento de inoculação e nodulização e ainda a influência dos teores dos elementos silício, fósforo e titânio nos dois lotes analisados e assim confrontar os dados obtidos com as pesquisas sobre os FFNs que destacam que o vazamento do metal líquido deve ser realizado em até 10 ou 15 minutos após o tratamento para que não ocorra a degeneração da grafita. Se comprovado cientificamente que a ampliação do tempo de vazamento não interfere de forma

significativa em sua microestrutura e conseqüentemente em suas propriedades, estas novas informações relativas ao processo de produção, poderão contribuir para o meio científico-tecnológico.

### **1.2.2. Importância Econômica**

Os FFNs demonstram um grande potencial comercial, dentro das ligas de Fe-C e apresentam um importante grupo de ligas para a indústria, devido ao baixo custo de produção e extensa aplicação, antes exclusivas dos aços. Assim, a utilização de distintos tempos de vazamento e o maior controle de elementos químicos, possibilitando ainda a obtenção de grafita nodular, contribui para a redução dos custos de produção, permitindo que mais peças sejam vazadas no processo de fabricação, além de evitar refugos com a devolução do material ao forno, economizando gastos e tempo de produção atendendo as demandas do mercado com maior agilidade.

### **1.2.3. Importância Tecnológica**

O desenvolvimento tecnológico exige que os processos produtivos sejam continuamente aperfeiçoados, sendo extremamente importante a ampliação de novos métodos bem como a melhoria de processos de fabricação de produtos semi-acabados e acabados. Neste sentido, o desenvolvimento tecnológico vem buscando investir em novas formas de aliar o seu processo produtivo com as necessidades do mercado, expandindo cada vez mais a aplicação dos seus produtos. Assim, a ampliação do tempo de vazamento, além do trabalhado atualmente na indústria 10-15 min, mesmo sofrendo a influência de participação dos elementos químicos segregados tais como titânio e fósforo, e ainda tendo boas propriedades mecânicas pode permite a otimização dos processos tecnológicos.

### **1.2.4. Importância Regional**

Os FFNs, dentro deste contexto, apresentam vantagens pela vasta aplicação, como a produção de peças para indústria automobilística, de tubos e conexões para o transporte de água, válvulas e corpos de bomba na indústria do

petróleo, o que é de grande importância para a cidade de Campos dos Goytacazes, RJ, uma vez que possui uma das maiores bacias petrolíferas do país, além de estar em constante desenvolvimento urbano, precisando ampliar a sua rede de esgoto e de água encanada, sendo assim indispensável o uso de tubulações. Portanto, a possibilidade de obtenção de grafita nodular para maiores tempos de vazamento demonstra a importância do estudo do FFN com o objetivo de compreender o processo de fabricação e ampliar cada vez mais o mercado.

### **1.2.5. Importância Nacional**

A produção de FFN no Brasil vem aumentando de maneira significativa ao longo dos anos contribuindo com a exportação devido aos investimentos ao longo dos anos. A ABIFA destaca que até 2017 as fundições brasileiras devem investir cerca de US\$ 3 bilhões, o maior montante, cerca de US\$ 2,2 bilhões deve ser investido pelas fundições de ferro fundido. Neste contexto de grande expectativa com o desenvolvimento, a consolidação do Brasil na produção de ferros fundidos justifica em âmbito nacional a necessidade de um maior conhecimento destas ligas, tanto no que se refere à sua tecnologia de fabricação, quanto as suas aplicações, com o objetivo de se produzir cada vez mais e com maior nível de qualidade.

### **1.3. Ineditismo**

As inovações tecnológicas buscam aprimorar ou substituir processos convencionais no sentido de alterar a microestrutura do material através de composição química ou por processamentos térmicos, obtendo, assim, melhores propriedades. Para os ferros fundidos, em especial os FFNs, estas propriedades estão relacionadas à maior resistência mecânica, excelente ductilidade, menor peso e custo, atendendo as exigências específicas do setor produtivo industrial.

Estudos sobre os ferros fundidos nodulares (Hollis e Dunks, 1967; Loper Jr. e Heine, 1965; Santos e Branco, 1989) enfatizam que durante o processo de fabricação o vazamento do metal líquido deve ser realizado em até 10 ou 15 minutos após o tratamento, para que não ocorra a degeneração da grafita.

Entretanto, a prática na usina PAM Saint-Gobain Canalização, bem como estudos prévios desenvolvidos pelo grupo de pesquisa da área de metalurgia física

no LAMAV/CCT/UENF, sob coordenação da Prof. Lioudmila Matlakhova demonstraram que é possível obter grafita nodular para maiores tempos de vazamento, conferindo ao material boa ductilidade e resistência mecânica.

Desta forma, levando em consideração estes aspectos, o ineditismo do presente trabalho de doutorado consiste em avaliar sistematicamente a influência do tempo de vazamento até 45 min após o tratamento de inoculação e nodulização e ainda a influência dos teores dos elementos silício, fósforo e titânio nos dois lotes de FFNs produzido na empresa PAM SGC. Assim, a proposta pretendeu, além de levantar questionamentos do tempo de vazamento afirmado pela literatura, avaliar a influências dos elementos químicos segregados e assim contribuir para o desenvolvimento dos processos tecnológicos empregados atualmente, e, conseqüentemente, para a ampliação da produção de peças de FFNs, reduzindo custos de fabricação e possibilitando que menos peças sejam refugadas.

---

---

## CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Fundamentos sobre os Ferros Fundidos

O ferro fundido é um dos materiais mais importante que contabiliza cerca de 70% da tonelagem total de fundição no mundo. As principais razões para a importância deste material estão relacionadas à sua grande variedade de propriedades associado ao seu competitivo preço (Stefanescu, 2005a).

Desde a pré-história as ligas de ferro fundido já eram conhecidas e utilizadas. No entanto, neste período, o homem produzia somente o ferro pudlado (liga de baixo teor de carbono, obtida no estado pastoso, que continha várias partículas de escória), que se destinava a operação de forjamento (Santos e Branco, 1989).

Ferreira (1999) data a obtenção do ferro forjado no Médio Oriente por volta de 1000 A.C., mesma época em que os Chineses começaram a produzir peças em ferro fundido devido às temperaturas mais elevadas obtidas em fornos de carvão soprados por foles. Esta data foi nomeada como início da "Idade do Ferro".

A primeira fundição de ferro datada foi de um leão produzido na China em 502 A.C. Na Europa só ficou conhecido por volta do século XIV-XV (Stefanescu, 2005a). No decorrer deste período foram desenvolvidos métodos capazes não apenas de reduzir o ferro, a ferro metálico, mas também fundi-lo, de maneira que o produto pudesse ser moldado nas formas desejadas.

Assim, no período Romano, por volta de 100 A.C. a 250 D.C., a metalurgia do Ferro sofreu um grande desenvolvimento possibilitando a fabricação de importantes artefatos, tais como machados, ferramentas, charruas, canalizações e armamento (Ferreira, 1999).

Por volta de 1300 a 1400 D.C., com a evolução das armas de fogo e dos canhões de ferro fundido, segundo Ferreira (1999), foram desenvolvidos os fornos de fusão industrial. Nesta época que se desenvolve a tecnologia de obtenção do ferro fundido no forno de "Cubilote", constituído por uma chaminé com ventilação forçada.

Foi ainda neste mesmo período (1400 D.C.) que Santos e Branco (1989) destacam a obtenção na Bélgica, pela primeira vez, o ferro-gusa em altos fornos rudimentares, o que tornou possível a fabricação dos ferros fundidos. Mas, apenas

por volta de 1530 se obteve o ferro líquido, observando a presença de grafita precipitada na forma lamelar. Neste momento, vários tipos de peças de ferro fundido na Europa foram fabricadas para construções, como a ponte de ferro perto Coalbrookdale na Inglaterra em 1779 e a rede de tubulações de esgoto, com extensão de 24 km, desde a casa de bombas em Marly, no Rio Sena, até Versailles, por volta de 1681 pelo Rei Luiz XIV da França, sendo considerada a primeira rede de tubulações com eficiência instalada de ferro fundido (Stefanescu, 2005a; Baptista *et al.*, 2013).

Posteriormente, em 1710, já no início da Revolução Industrial, na Inglaterra, o Coque substituiu o Carvão vegetal no alto forno, o que proporcionou um importante desenvolvimento na produção do ferro gusa a partir dos minérios de ferro. Assim, a partir de 1750 até 1850 inicia-se a utilização do alto forno moderno em toda a Europa (Ferreira, 1999).

Entretanto, apesar do desenvolvimento de técnicas, a natureza de fenômenos micro-estruturais, de transformação de fase e sua influência nas propriedades essenciais, continuava ser desconhecida, causando problemas na produção e exploração das peças prontas. Apenas em 1868, o metalurgista russo D.Chernov, investigando a causa de fratura das armas de ferro, naquela época, deu atenção ao aspecto microestrutural e influência de tratamento térmico aplicado. Como resultado da sua pesquisa, Chernov, em 1886, descobriu as transformações estruturais em ligas Fe-C, e mencionou sobre a existência das temperaturas críticas “a” e “b” e relacionou o resultado microestrutural e propriedades mecânicas com regime calorífico da forja e tecnologia de tratamento térmico (Novikov, 1994).

O seguidor de D.Chernov, o engenheiro francês F. Osmond estudou o comportamento do ferro fundido a altas temperaturas, em 1886, e marcou as posições dos pontos críticos do Diagrama de Ferro-Carbono (Fe-C) (Novikov, 1994; Ferreira, 1999). Já no início do século XX foram realizados vários trabalhos científicos com o objetivo de determinar o diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C, o que permitiu a Howe, por volta de 1944, descrever a sequência de solidificação dos ferros fundidos brancos e a formulação da hipótese de que a grafita nos ferros fundidos cinzentos seria proveniente da decomposição da cementita. Entretanto, neste momento, já existiam pesquisadores que acreditavam na formação de grafita a partir do líquido, sem que pudessem, contudo, apresentar evidências que comprovassem esse mecanismo (Santos e Branco, 1989).

Neste mesmo período (1944) o Alemão Johannes Croning desenvolveu e elaborou a patente do processo de fundição conhecido por "*Shell-Molding*" ou processo "*Croning*" ou processo "C" (por abreviatura do nome do seu autor). Neste processo utilizou areias aglomeradas com resinas a quente para a produção de moldes e machos em casca de parede fina (Ferreira, 1999).

A evolução do conhecimento relativo à solidificação dos ferros fundidos acelerou-se a partir do século XX com técnicas mais sofisticadas. O desenvolvimento da análise térmica e resfriamento rápido durante o intervalo de solidificação possibilitou um grande avanço na metalurgia dos ferros fundidos cinzentos (Santos e Branco, 1989).

Propriedades mecânicas superiores as dos ferros fundidos cinzentos já eram obtidas nos ferros maleáveis, que possuíam certa ductilidade devido à presença de aglomerados de grafita, denominados nódulos. Essas ligas são obtidas através de tratamentos térmicos efetuados em ferros fundidos brancos.

Procurou-se então desenvolver ferros fundidos que possuíssem grafita compactada no estado bruto de fusão, evitando, assim, os longos ciclos de tratamento que precisavam ser realizados para obtenção do ferro maleável.

O ferro fundido nodular foi descoberto por volta de 1938-1940 de forma independente por Adey, Millis e Morrogh (Stefanescu, 2005b; Baptista *et al.*, 2013), mas a comunicação oficial da descoberta dos ferros fundidos nodulares foi efetuada em 07 de maio de 1948, durante a reunião anual da *American Foundryman Society*, em Philadelphia. Nesse congresso, como destaca Santos e Branco (1989), Henton Morrogh, de *British Cast Iron Research Association* (BCIRA), apresentou um trabalho relatando a obtenção de ferros fundidos que possuíam grafita na forma esferoidal no estado bruto de fusão.

Desde 1940 os pesquisadores da BCIRA estavam trabalhando com o objetivo de obter grafita nodular em ferros fundidos, morfologia esta que já havia sido observada por aqueles pesquisadores em ligas Ni-C e Co-C. O processo desenvolvido e patentado baseava-se na adição de cério, pouco antes do vazamento, a banhos de ferro fundido de baixo teor de enxofre, procedendo-se ainda a inoculação com compostos grafitizantes. Na discussão desse trabalho, Thomas H. Winckenden, da *International Nickel Co*, apresentou resultados relativos à obtenção de grafita esferoidal no estado bruto de fusão através da adição de pequenos teores de magnésio (Santos e Branco, 1989).

Segundo Santos e Branco (1989), a literatura da época se referia a tentativas anteriores de adições de magnésio a banhos de ferro fundido e de aço, afirmando que a reação era violenta e que além disso, a solubilidade do magnésio no ferro era pequena. Em 1942 foram efetuadas as primeiras experiências com a adição de magnésio a ferros fundidos brancos martensíticos que possuíam como elemento de liga o níquel. Foi verificado que o magnésio, adicionado inicialmente através de liga Cu-Mg (20% Mg) e depois como Ni-Mg (20% Mg), atuava como promovedor da formação de carbonetos e ainda como forte dessulfurante, efeitos estes que também foram observados, posteriormente, em ferros fundidos brancos não ligados.

A etapa seguinte, iniciada em 1943, tinha por objetivo verificar os efeitos do magnésio em ferros fundidos cinzentos. As primeiras experiências efetuadas mostraram que adições de até 0,3% de Ni-Mg (20% Mg), a banhos de ferros fundidos inoculados com 0,5% de silício na forma de Fe-Si (85% Si), provocavam a ocorrência de grafita fina. A próxima etapa seria, então, a adição de teores mais elevados de magnésio.

Em abril de 1943 foram fundidas duas ligas base que corresponderiam a ferros fundidos cinzentos das classes 20 e 40 da ASTM (limite de resistência à tração, LRT, de 14 e 28 kgf/mm<sup>2</sup>, respectivamente), às quais adicionou liga de Ni-Mg (20% de Mg), em teores de correspondentes a 0,15%; 0,30%; 0,40%; e 0,50% Mg. O resultado obtido foi de 78 kgf/mm<sup>2</sup> de LRT, o que indicava ter ocorrido não apenas uma melhoria de propriedades, mas uma profunda alteração da estrutura do material. A análise metalográfica, entretanto, revelou a presença de grafita esferoidal na matriz metálica, ao invés dos veios normalmente obtidos (Santos e Branco, 1989).

A partir de então, os pesquisadores da *International Nickel Co* passaram a determinar as propriedades do material, o efeito do elemento de liga e tratamentos térmicos, até que dispusessem de um volume de informações suficientes para cobrir as possibilidades de patente.

Portanto, o desenvolvimento dos ferros fundidos nodulares obtidos através da adição de magnésio deve-se a Keith D. Millis, Albert P. Gagnebin e Norman B. Pilling, cujos nomes se encontram na patente americana (Santos e Branco, 1989).

A tecnologia de fundição é talvez o processo de conformação de metais que permite maior liberdade de formas, com a vantagem de otimização do fator

econômico por ser o caminho mais curto que engloba um conjunto de tecnologias alternativas, que pela sua multiplicidade põem em jogo um grande número de parâmetros abrangidos pelos mais variados ramos da ciência (Ferreira, 1999).

Isto oferece, sobretudo, um largo espectro para a pesquisa sistemática dos fenômenos intervenientes e muitas vezes os resultados obtidos quando transpostos para a escala industrial possibilita um notável aperfeiçoamento da qualidade das peças fundidas, permitindo que as peças obtidas por vazamento sejam, em geral, mais econômicas que as obtidas por forjamento, por estampagem ou por soldadura. A fundição irá continuar a ser um dos mais versáteis processos tecnológicos de fabricação no futuro (Ferreira, 1999). Segundo a Associação Brasileira de Fundição - ABIFA (2013) as fundições brasileiras devem investir cerca de US\$ 3 bilhões até 2017, sendo que o maior montante, cerca de US\$ 2,2 bilhões deve ser investido pelas fundições de ferro fundido. Complementa que a tendência é que cada vez mais nossos produtos sejam fundidos e usinados. Agregar valor aos produtos da fundição é uma tendência sem volta.

A composição do ferro fundido varia significativamente de acordo com a composição de ferro-gusa utilizado em sua fabricação. O teor de carbono no ferro fundido é situado acima de 2,0%, aproximadamente, e que se apresenta, normalmente, na forma livre de modo a resultar na forma de veios ou lamelas de grafita (Chiaverini, 2012).

Considerando a influência do silício nessa liga, principalmente sob o ponto de vista de sua constituição estrutural, o ferro fundido é considerado uma liga ternária de Fe-C-Si, pois o silício está frequentemente presente em teores superiores ao do próprio carbono (Ghosh, 1994; Chiaverini, 2012). Os ferros fundidos contêm ainda Mn, S e P, e diversos elementos de liga. São ligas que apresentam na solidificação, geralmente, austenita e grafita que se completa com a solidificação eutética (austenita + grafita ou austenita + carbonetos) (Guesser, 2009).

Assim, dependendo principalmente da composição, da taxa de arrefecimento e do tratamento, o ferro fundido pode se solidificar de acordo com o sistema ferro-carbono (Fe-C), termodinamicamente metaestáveis ou o sistema estável ferro-grafita (Fe-Gr). Quando o caminho adotado é o metaestável, a fase rica em carbono é o carbeto de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) e quando o caminho de solidificação é o estável, a fase rica em carbono é o grafite (Gr) (Stefanescu, 2005b; Ghosh, 1994).

## 2.2. Classificação dos Ferros Fundidos

Os principais tipos de ferros fundidos, classificados de acordo com a forma da grafita, são: ferro fundido cinzento, ferro fundido maleável, ferro fundido nodular e ferro fundido vermicular (Luo *et al.* 2002; Guessser, 2009; Chiaverini, 2012).

O ferro fundido cinzento exibe a grafita em forma de veios (Guessser, 2009), caracterizado por apresentar como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício e uma estrutura em que uma parcela elevada do carbono se apresenta no estado livre, grafita lamelar, e outra parcela no estado combinado, cementita (Chiaverini, 2012). Possui uma faixa de LRT de 100 a 400 MPa, com pequeno alongamento e por isso não é especificado, além de excelente usinabilidade, boa condutividade térmica e amortecimento, sendo aplicado em tambores, discos de freio, cabeçotes de motor, entre outros (Guessser, 2009; Chiaverini, 2012).

O ferro fundido branco apresenta a fratura com uma coloração clara, que se caracteriza por apresentar também como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício, porém a sua estrutura apresenta o carbono quase inteiramente na forma combinada ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), devido às condições de fabricação, e menor teor de silício. Possui como propriedades fundamentais, alta dureza e resistência ao desgaste, devido à elevada quantidade de  $\text{Fe}_3\text{C}$ . No entanto, sua usinabilidade é prejudicada se tornando materiais difíceis de usinar, mesmo com os melhores materiais de corte (Chiaverini, 2012).

A partir do ferro fundido branco pode ser obtido o ferro fundido maleável, como destaca Chiaverini (2012), mediante o tratamento térmico de maleabilização, resultando numa transformação de praticamente todo o ferro combinado em grafita na forma de nódulos. O tratamento de maleabilização compreende vários estágios, correspondendo o primeiro estágio ao do ciclo de produção de maleável de núcleo preto. A partir desse primeiro estágio são introduzidas modificações que podem levar ao maleável perlítico. Através deste processo a liga adquire ductilidade aliando-se as boas propriedades de resistência à tração, dureza, resistência à fadiga, ao desgaste e usinabilidade, permitindo envolver importantes aplicações industriais.

Os ferros fundidos maleáveis foram em sua grande maioria substituídos pelos ferros fundidos nodulares, que possuem grandes vantagens. O ferro fundido nodular é caracterizado por apresentar carbono livre na forma de grafita esferoidal

em uma matriz perlítica ou ferrítica, devido a um tratamento de nodulização realizado ainda no estado líquido, conferindo ao material característica de boa ductilidade, bem como elevado limites de resistência à tração (Chiaverini, 2012; Bočkus e Žaldarys, 2010; Jenkins e Forrest, 2005; Luo *et al.* 2002).

Os ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica possuem valores de limite de resistência de 380 a 450 MPa, associados a valores de alongamento de 10 a 22%, enquanto que em ferros fundidos nodulares de matriz perlítica o limite de resistência pode chegar à 900 MPa com alongamento de 2,0%. A sua utilização varia desde a fabricação de componentes hidráulicos, carcaças, eixos de comando de válvulas, calipers e suportes de freio, engrenagens, coletores de exaustão, carcaças de turbocompressores, peças de suspensão de veículos até a produção de tubulações para adução de água (Guesser, 2009).

O ferro fundido vermicular ou de grafita compactada é caracterizado por apresentar a grafita em escamas, ou seja, com a forma de plaquetas ou estrias. É uma liga que exige adição de elementos especiais como terras raras e o titânio que reduz a formação de grafita esferoidal. Pode ser considerado um material intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro nodular, pois possui a fundibilidade do ferro cinzento, com melhor resistência mecânica e alguma ductilidade (Chiaverini, 2012). Os ferros fundidos vermiculares podem ser aplicados em coletores de exaustão e blocos de motores a diesel de nova geração, em classe 450 (Guesser, 2009).

Para tanto, a composição química possui grande influência na classificação dos ferros fundidos, juntamente com outros parâmetros como temperatura e o processo de fabricação, o que interfere em sua estrutura e conseqüentemente em suas propriedades.

### **2.3. Influência de composição química e temperatura na estrutura dos ferros fundidos**

As propriedades de qualquer material de engenharia são determinadas pela sua microestrutura detalhada. Os fatores que influenciam as propriedades dos ferros fundidos incluem a composição química da matriz, o tamanho, a distribuição, a fração de volume e a morfologia dos constituintes microestruturais, bem como a influência da temperatura (Alp *et al.*, 2005).

### 2.3.1. Diagrama de fase do sistema Fe-C correspondente aos ferros fundidos

O diagrama de equilíbrio Fe-C é uma importante ferramenta no estudo da metalurgia dos ferros fundidos que tem seu início com a solidificação a partir de condições de equilíbrio.

A solidificação, segundo Guesser (2009), como qualquer outra transformação de fases, exige certo afastamento das condições de equilíbrio para que a transformação tenha início. Isto se deve aos gastos com energias de superfície que o processo de nucleação exige. Gastos estes que devem ser compensados através de energia química da transformação que cresce com o afastamento das condições de equilíbrio.

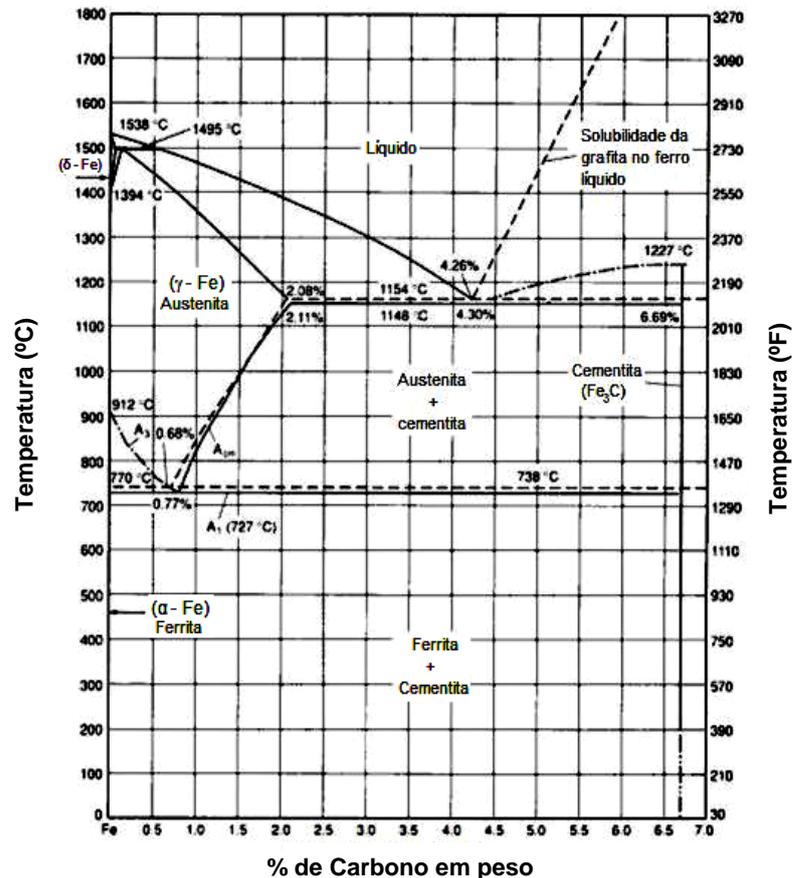
Na solidificação dos ferros fundidos existe uma complicação adicional, ao invés de formar grafita, existe a possibilidade de se formar cementita, fase de alta dureza e que tem profundo efeito sobre a usinabilidade (Guesser, 2009; Santos e Branco, 1989). A Fig. 1 mostra o diagrama de equilíbrio binário Fe-C com dois eutéticos provenientes da existência de dois equilíbrios, estável ( $\gamma + \text{Gr}$  - curvas tracejadas) e metaestável ( $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$  - curvas sólidas).

Observa-se na Fig. 1 que para um equilíbrio metaestável, com o teor de carbono de 4,3% e temperatura de 1148°C, tem-se a liga de mais baixo ponto de solidificação ou fusão, chamada de eutética. As ligas entre 2,0 e 4,3% de carbono são chamadas hipoeutéticas e aquelas de carbono acima de 4,3% são chamadas hipereutéticas. Neste sentido, os ferros fundidos correspondentes seriam denominados hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos (Chiaverini, 2012; Handbook, 1996).

Resfriando lentamente uma liga binária Fe-C com o teor de carbono correspondente à liga eutética, verifica-se que no ponto eutético a liga se solidifica existindo um equilíbrio de duas fases, austenita de um lado e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) do outro. Esse eutético cristalizado é denominado ledeburita constituído de uma matriz de cementita com aproximadamente 6,7% de carbono e cristais dentríticos de austenita com 2,0% de carbono.

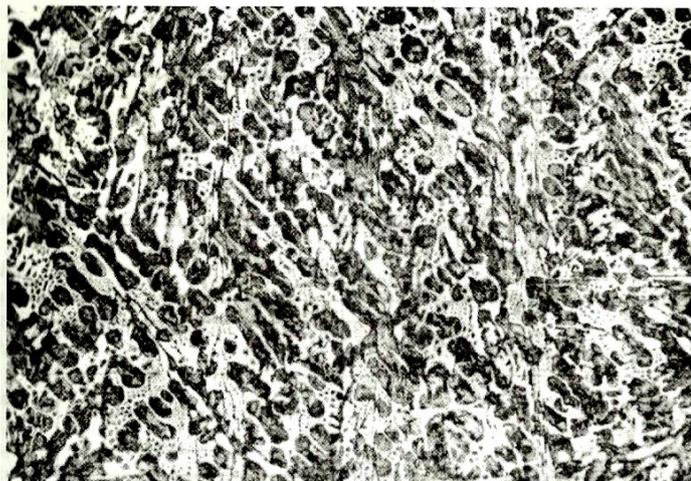
Com o posterior resfriamento observa-se uma redução gradativa do teor de carbono de austenita. Isso ocorre até que se tenha alcançado a temperatura de 727°C (linha eutetóide) que corresponde a 0,77% de carbono, abaixo da qual não

pode mais existir austenita. Ao ultrapassar a linha eutetóide essa austenita transforma-se em perlita. Neste sentido, a ledeburita, abaixo de 727°C, até a temperatura ambiente será constituída de glóbulos de perlita sobre uma matriz de  $\text{Fe}_3\text{C}$ , como se pode observar na Fig. 2 o aspecto micrográfico desta constituinte (Chiaverini, 2012).



**Figura 1** – Diagrama Fe-C, as curvas sólidas representam o sistema metaestável Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$  e as curvas tracejadas o sistema estável de Fe-Gr (Handbook, 1996).

Um ferro fundido hipoeutético com, por exemplo, 3% de carbono (Fig. 1), como mostra Chiaverini (2012), possui acima da linha *liquidus* uma liga completamente liquefeita. Com o resfriamento, ao atingir a linha *liquidus*, ocorre à formação dos primeiros cristais sólidos de austenita, cujo teor de carbono é obtido pela intersecção horizontal passando a partir do ponto a 3% de carbono na linha *liquidus* até a linha *solidus*. Prosseguindo o resfriamento, observa-se que entre as linhas *liquidus* e eutética, com 3% de carbono, ocorre o equilíbrio de duas fases, a austenita se enriquece aos poucos de carbono e o líquido ( $\gamma + L$ ), cuja composição percorre a linha *liquidus*.

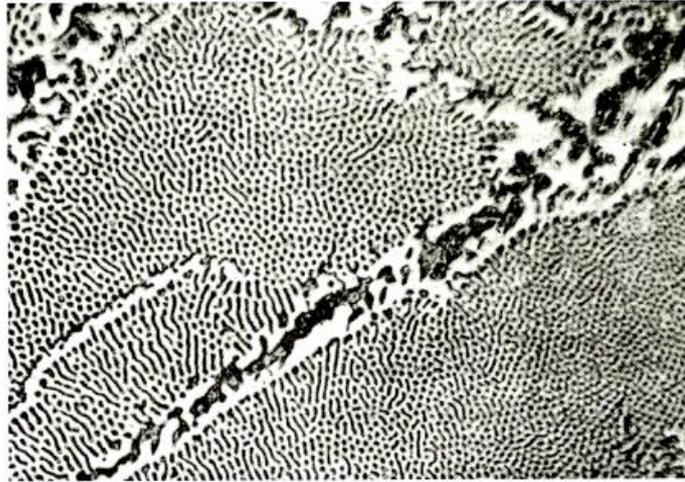


**Figura 2** – Micrografia da ledeburita com a estrutura típica de um ferro fundido branco eutético formada por glóbulos de perlita sobre matriz de cementita no aumento de 530x (Chiaverini, 2012).

Em síntese, à medida que a liga com 3% de carbono se aproxima da linha *solidus*, cristais de austenita se formam em quantidades cada vez maiores, diminuindo, assim, a quantidade de fase líquida. Ao atingir-se a temperatura de 1148°C com 3% de carbono (linha eutética), estão em equilíbrio à fase austenítica com 2,11% de carbono e eutético com 4,3% de carbono, isto é, ledeburita constituída de austenita e  $Fe_3C$ .

Continuando o resfriamento, austenita de um lado e a austenita da ledeburita do outro terão o seu teor de carbono alterado para valores menores até a temperatura de 727°C (linha eutetóide), quando toda a austenita, inclusive a da ledeburita, se transformar em perlita. A partir de então, até a temperatura ambiente, nenhuma nova transformação ocorre. Neste sentido, abaixo de 727°C, a liga com 3% de carbono será constituída de glóbulos de perlita sobre uma matriz de cementita, como se pode observar na Fig. 3 (Chiaverini, 2012).

Chiaverini (2012) destaca ainda uma liga hipereutética com, por exemplo, 5% de carbono (Fig. 1) que apresenta acima da linha *liquidus* uma liga completamente no estado líquido. Entre as linhas *liquidus* e *solidus* têm-se cristais de cementita de forma alongada e o líquido, cuja composição percorre a linha *liquidus*, no sentido do ponto eutético.



**Figura 3** – Micrografia de um ferro fundido branco hipoeutético. A estrutura apresenta dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de Fe<sub>3</sub>C no aumento de 530x (Chiaverini, 2012).

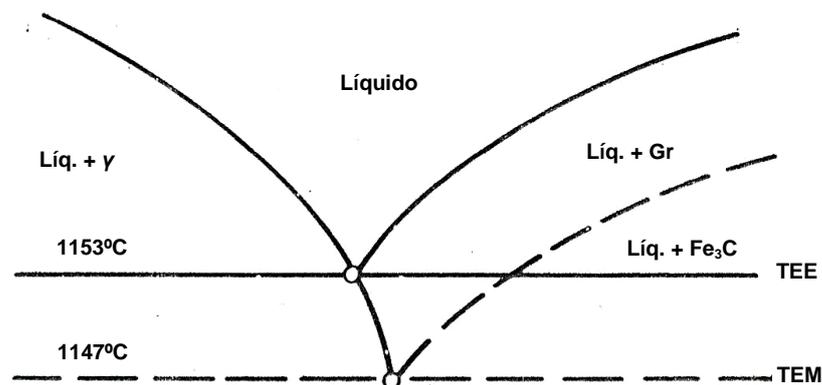
Atingindo a temperatura de 1148°C ocorre a solidificação total e as fases em equilíbrio serão cementita de um lado e o eutético ledeburita do outro. Com o posterior resfriamento, entre as linhas eutética e eutetóide, nada ocorre com a cementita, entretanto a austenita do eutético ledeburita terá o seu teor de carbono alterado, percorrendo a linha *solvus* até atingir a linha eutetóide, quando ela passa a perlita. Neste sentido, à temperatura de 727°C e 5% de carbono, a liga hipereutética será constituída de cristais alongados de cementita e uma matriz de ledeburita (glóbulos de perlita mais Fe<sub>3</sub>C), como se pode observar na Fig. 4.



**Figura 4** – Micrografia de um ferro fundido branco hipereutético com estrutura de longos cristais de Fe<sub>3</sub>C sobre uma matriz de ledeburita no aumento 150x (Chiaverini, 2012).

O diagrama para o sistema Fe-C (Fig. 1) apresenta uma diferença de aproximadamente 7,0°C entre as temperaturas de equilíbrio eutético estável e metaestável, como se pode observar na Fig. 5 que amplia a região do ponto eutético do sistema Fe-C da Fig. 1.

Hughes (1968) afirma, segundo Santos e Branco (1989), que apesar das temperaturas dos eutéticos estável e metaestável se separarem em aproximadamente 7,0°C em ligas puras de Fe-C, esta pode exceder a 35°C em ferros fundidos com 2,0% de silício. Esta faixa pode ser reduzida a 14°C com a adição de cromo em cerca de 1,1%. Assim, os elementos de liga podem aumentar a distância entre estas temperaturas (Si), sendo considerado elemento grafitizante, ou aproximá-las (Cr), considerados formadores de carbonetos (Guesser, 2009). Caso o teor de cromo exceda a 2%, ocorre o cruzamento entre as duas linhas referentes às dos eutéticos estável e metaestável e, desta forma, pode-se concluir que em ferros fundidos com elevado teor de cromo a fase estável passa a ser o carboneto para fins de aplicação (Santos e Branco, 1989).



**Figura 5** – Ampliação da região do ponto eutético no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C. TEE – Temperatura de equilíbrio estável; TEM – Temperatura de equilíbrio metaestável (Santos e Branco, 1989).

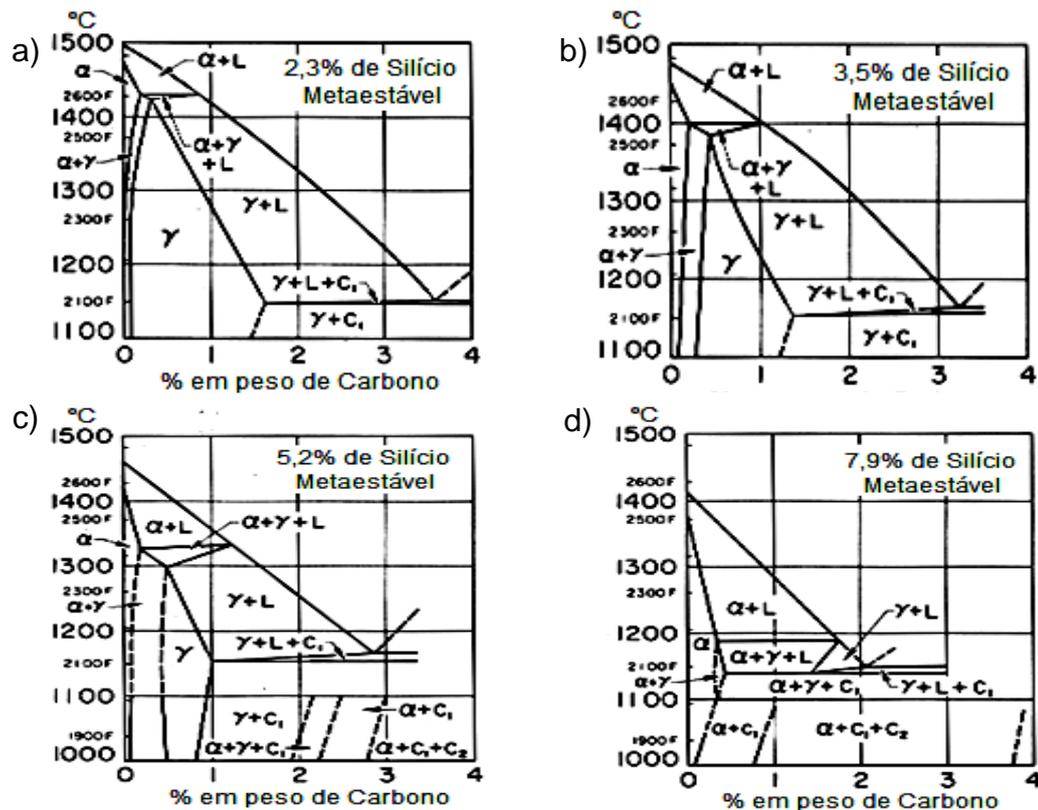
### 2.3.2. Diagrama de fase metaestável do sistema Fe-C-Si

O estudo da solidificação dos ferros fundidos está ligado à investigação do diagrama ternário Fe-C-Si, como mostra a Fig. 6 (a-d) para teores de silício de 2,3%p., 3,5%p., 5,2%p. e 7,9%p. (Santos e Branco, 1989).

A fração binária Fe-C do diagrama ternário Fe-C-Si é semelhante ao diagrama Fe-C, com uma pequena variação no teor de carbono no ponto eutético e

nas temperaturas de equilíbrio (Handbook, 1996; Santos e Branco, 1989). O diagrama ternário Fe-C-Si é de natureza metaestável, com o tempo pode ocorrer à decomposição de  $\text{Fe}_3\text{C}$  (acelerada pela presença de silício) em ferro e carbono, este último na forma de grafita (Chiaverini, 2012).

Observa-se na Fig. 6 (a-d) que a principal alteração refere-se à composição do eutético que diminui à medida que aumenta o teor de silício e a reação do eutético ocorre em um intervalo de temperatura em contraposição ao diagrama binário Fe-C, onde tal reação ocorre a uma temperatura praticamente constante.



**Figura 6** – Diagramas de equilíbrio metaestável Fe-C-Si para quatro diferentes teores de Silício, 2,3% (a), 3,5% (b), 5,2% (c) e 7,9% (d) (Handbook, 2012; Handbook, 1996; Chiaverini, 2012).

A utilização e interpretação dos fenômenos de transformação dos diagramas ternários são complexas. Assim, é conveniente combinar o efeito do silício com o do carbono em um único fator, o qual é chamado de carbono equivalente (CE), apresentado pela Equação 2.1 (Chiaverini, 2012; Guessser, 2009; Handbook, 1996; Singh, 2009; Santos e Branco 1989) que possibilita levar em consideração o efeito do silício nas transformações estruturais e nas propriedades dos ferros fundidos, em que o silício está presente em teores relativamente elevados, bem como considera

os efeitos dos elementos químicos sobre o deslocamento dos pontos importantes no diagrama de equilíbrio Fe-C,

$$CE = \%C + 1/3 (\%Si + \%P). \quad (2.1)$$

Desconsiderando o fósforo, tem-se que

$$CE = \%C + 1/3 (\%Si). \quad (2.2)$$

A Equação 2.2 indica que o efeito do silício corresponde ao de 1/3 do carbono. Neste sentido, quando o CE é de 4,3%, a liga é eutética. O CE de 3,9% representa uma liga de baixo teor de carbono e de silício (hipoeutética), e um CE de 4,6% representa uma liga de maior teor de carbono e silício (hipereutética) (Handbook, 1996).

Assim, além de deslocar o eutético para menores teores de carbono, o silício possui uma tendência grafitizante, ou seja, promove a decomposição do  $Fe_3C$  em ferro e carbono (na forma de grafita lamelar). Esta característica é de grande importância sob o ponto de vista de estrutura e propriedades mecânicas. Essa decomposição depende da velocidade de resfriamento e da presença de determinados elementos de liga. Deste modo, ao solidificar um ferro fundido cinzento hipoeutético com 3%p. de carbono e 2,3%p. de silício, Fig. 6 (a), obtêm-se cristais primários de austenita, cuja quantidade aumenta com a redução da temperatura. A cerca de 1150°C o líquido remanescente solidifica com um teor de carbono de aproximadamente 3,6%p. Nesse instante ocorre grande parte a grafitização. Admite-se, no entanto, que, no pequeno intervalo de tempo em que ocorre a solidificação final, fica estabelecida a quantidade, a forma e a distribuição da grafita (Chiaverini, 2012).

A composição da liga em relação à composição eutética pode também ser expressa através do grau de saturação ( $Sc$ ), Equação 2.3, que representa a relação entre a porcentagem de carbono total da liga e o teor de carbono eutético e avalia o quanto a composição química se distancia da composição eutética, levando em consideração os diversos elementos químicos (Guesser, 2009; Jiyang, 2009; Santos e Branco, 1989).

$$Sc = \frac{\%C}{4,3 + 1/3(\%Si + \%P)} \quad (2.3)$$

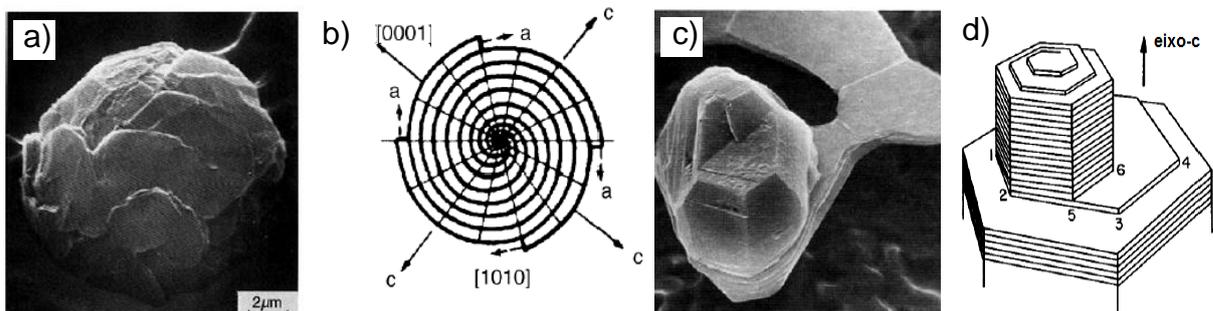
Em um ferro fundido hipoeutético com grau de saturação de carbono menor do que um ( $Sc < 1$ ) a primeira fase a se precipitar durante a solidificação é a austenita primária. Para um ferro fundido hipereutético com  $Sc > 1$ , a primeira fase a

se precipitar é a grafita primária. Para estes dois tipos de ferros fundidos, o segundo estágio de solidificação vai levar a cristalização eutética. No entanto, um ferro fundido com  $Sc = 1$  tem apenas o segundo estágio de cristalização eutética, durante a solidificação. É importante considerar que na última etapa de solidificação, devido à diferença significativa na composição, as estruturas que se formam são diferentes. Assim, as estruturas de solidificação de ferros fundidos cinzentos compreendem grafita primária, austenita primária, eutéticos (austenita eutética + grafita eutética) e a estrutura formada em torno de células eutética (Jiyang, 2009).

### 2.3.3. Componentes estruturais dos ferros fundidos

O componente estrutural mais importante dos ferros fundidos é o grafite (cerca de 10% do volume) por ser o elemento que determina essencialmente as suas características mecânicas (Chiaverini, 2012). Apresenta em si quase nenhuma resistência, mas a sua forma ou morfologia, quantidade e distribuição exercem influência significativa sobre as propriedades do ferro fundido (Jiyang, 2009).

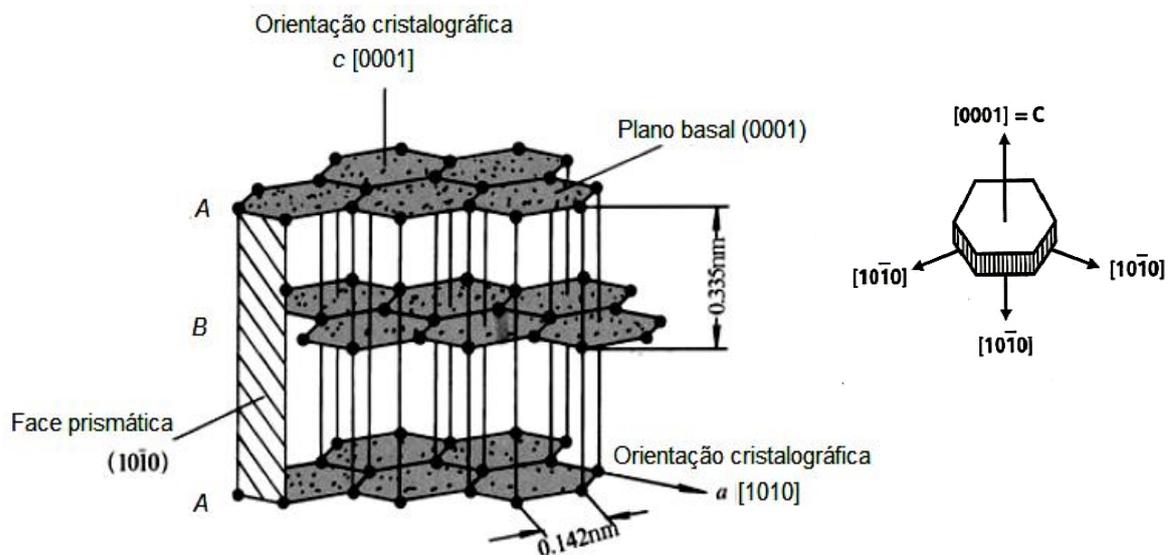
O debate sobre a direção de crescimento preferencial da grafita foi iniciado por Herfurth em 1965 que postulou, segundo Stefanescu (2005a), que a mudança de grafita lamelar para a grafita esferoidal ocorre por causa da alteração na relação entre o crescimento da face  $[10\bar{1}0]$  (direção *a*) e da face prismática  $[0001]$  da grafita (direção *c*). A evidência experimental para o crescimento em ambas as direções foi fornecida por Lux *et al.* (1974), como se pode observar na Fig. 7.



**Figura 7** – Evidência experimental de crescimento circunferencial da grafita ao longo da direção *a* (a) com o seu esquema de possíveis mecanismos (b) e o crescimento da grafita ao longo da direção *c* (c) com o seu esquema de possíveis mecanismos ao longo desta direção (d) (Lux *et al.*, 1974).

A grafita possui estrutura cristalina hexagonal, compreendendo seis faces prismáticas e duas compactas nos planos basal. Sua estrutura cristalina é ilustrada de forma esquemática na Fig. 8 (Jiyang, 2009; Labrecque e Gagné, 1998). Na solidificação, dependendo da velocidade de crescimento na direção do plano basal ou prismático, pode assumir a forma nodular ou lamelar, respectivamente (Labrecque e Gagné, 1998).

Jiyang (2009) destacou que o plano entre as camadas é chamado plano basal (0001), o plano perpendicular ao plano basal é uma face retangular, chamada face prismática ( $10\bar{1}0$ ). A orientação paralela ao plano basal é a orientação cristalográfica  $\alpha$  [ $10\bar{1}0$ ] e a orientação perpendicular ao plano basal é a orientação cristalográfica  $c$  [0001]. A distância do átomo no interior da camada (plano basal) é de 0,142 nm e a distância entre as camadas é 0,335 nm, conforme a Fig. 8.

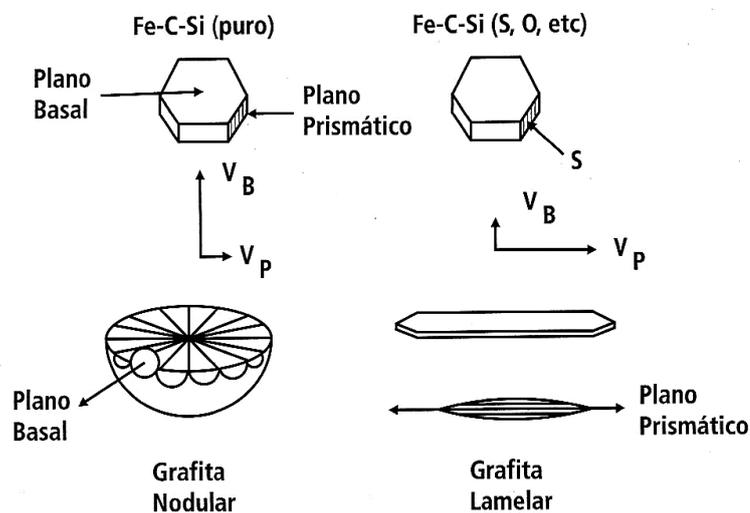


**Figura 8** – Representação esquemática da estrutura hexagonal da grafita. O crescimento preferencial na direção do plano basal resulta em grafita nodular, enquanto que o crescimento na direção da fase prismática produz grafita lamelar (Adaptado de Jiyang, 2009).

No interior de cada camada os átomos de carbono são acondicionados em hexágono, e cada átomo de carbono está ligado com três vizinhos mais próximos, e possuem uma energia de ligação de 400-500 kJ/mol. As camadas adjacentes são ligadas por uma fraca força atrativa de Van der Waals. A grande diferença nas forças de ligação faz com que ocorra forte anisotropia no grafite. Assim, devido à ligação muito fraca entre as camadas, é fácil de dividir e de deslizar entre as

camadas. Por conseguinte, a resistência e a dureza no plano basal é acentuadamente mais elevada do que no plano prismático, enquanto que a resistividade elétrica é oposta, ou seja, a resistividade em planos basais é mais baixa do que aquela em planos prismáticos (Jiyang, 2009).

Em ligas de Fe-C puras a direção preferida para a grafita se desenvolver é a do plano basal, pois tem baixa energia interfacial com o líquido. O crescimento no plano basal tem como resultado grafita nodular. No entanto, elementos tensoativos, como enxofre e oxigênio, tendem a ser adsorvidos no plano prismático, diminuindo a sua energia superficial, que atinge menores valores que o plano basal. Dessa forma, tem-se como resultado grafita lamelar (Labrecque e Gagné, 1998). A Fig. 9 apresenta o esquema de crescimento da grafita em veios e em nódulos.

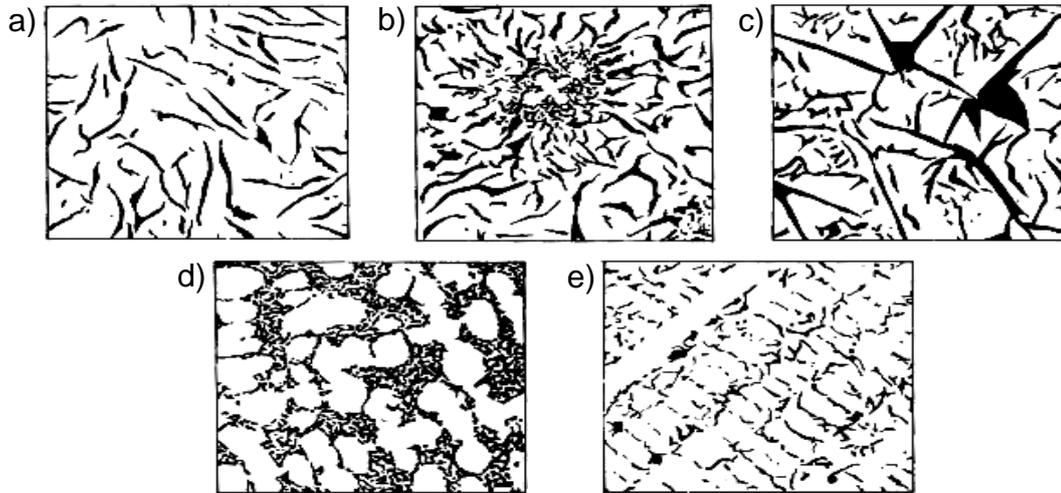


**Figura 9** – Representação esquemática de crescimento da grafita em veios e em nódulos (McSwain e Bates, 1974).

A *American Society for Testing Materials* (ASTM) e a *American Foundrymen's Society* (AFS) classificam o aspecto e a forma de apresentação da grafita em cinco tipos, Fig. 10 (a-e), irregular desorientada (a), em rosetas (b), desigual irregular (c), interdendrítica desorientada (d) e interdendrítica orientada (e) (Chiaverini, 2012; Alp *et al.*, 2005; White, 2005; Jiyang, 2009).

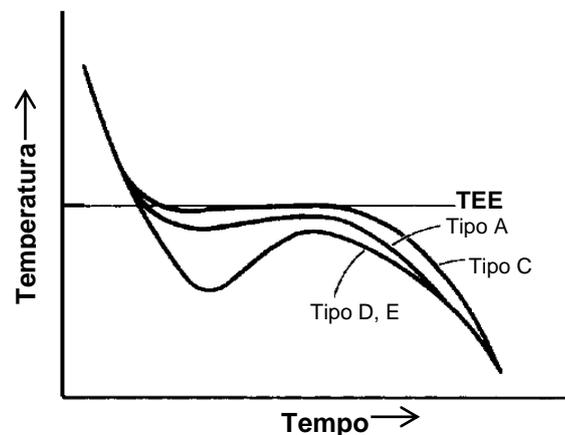
A grafita do tipo A é encontrada em ferros inoculados e resfriados com taxas moderadas. Em geral, está associado com as melhores propriedades mecânicas do material. Os ferros fundidos com este tipo de grafita exibem um super-resfriamento moderado durante a solidificação, conforme a Fig. 11 (Stefanescu, 2005b). Este tipo

de grafita é considerado o preferido para a maioria das aplicações, tais como os cilindros de motores de combustão interna (White, 2005).



**Figura 10** – Formas e distribuição dos veios de grafita, segundo as normas ASTM e da AFS. (a) Veios de grafita do tipo A; (b) veios de grafita do tipo B; (c) veios de grafita do tipo C; (d) veios de grafita do tipo D; (e) veios de grafita do tipo E (Chiaverini, 2012; Alp *et al.*, 2005; White, 2005; Jiyang, 2009).

A grafita do tipo B, como destaca Stefanescu (2005b), encontra-se em ferros de composição quase eutética, solidificando sobre um número limitado de núcleos. É importante considerar que o tamanho grande da célula eutética e o baixo super-resfriamento são comuns em ferro fundido exibindo este tipo de grafita, sendo também comum em secções moderadamente finas (cerca de 10 mm) e ao longo das superfícies das secções mais espessas, e às vezes está relacionada com a dificuldade de inoculação (White, 2005).



**Figura 11** – Características das curvas de resfriamento associadas às distintas formas de grafita. TEE corresponde à temperatura de equilíbrio eutético (Stefanescu, 2005b).

Os veios de grafita lamelar do tipo *C* são formados em ferros hipereutéticos (White, 2005), como resultado da solidificação com um super-resfriamento mínimo (Stefanescu, 2005b). Esses veios grandes aumentam a resistência ao choque térmico, elevando a condutividade térmica e reduzindo o módulo de elasticidade. Por outro lado, grandes veios não são propícios para bons acabamentos superficiais em peças usinadas ou de elevada resistência ou boa resistência ao impacto (White, 2005).

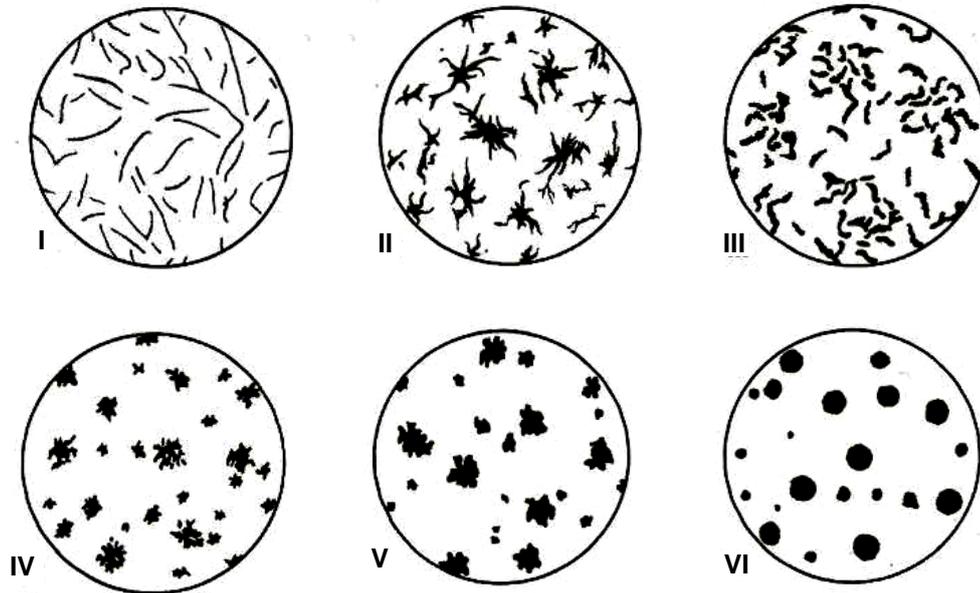
Os pequenos veios interdendríticos de grafita do tipo *D*, orientados aleatoriamente, promove um bom acabamento na usinagem, mas é difícil a obtenção de uma matriz perlítica com este tipo de grafita que pode ser formado próximo a superfícies rapidamente resfriada ou em secções finas (White, 2005). A grafita do tipo *D* é encontrada em ferros hipoeutéticos ou eutéticos solidificados, enquanto que a grafita do tipo *E* é característica para ferros fortemente hipoeutéticos (Stefanescu, 2005b). White (2005) destaca que a grafita do tipo *E*, ao contrário do tipo *D*, pode ser associada a uma matriz perlítica, que possui boas propriedades de desgaste, como as de uma liga contendo a grafita do tipo *A* numa matriz perlítica. A grafita do tipo *D* e *E* estão associadas a um elevado super-resfriamento durante a solidificação (Stefanescu, 2005b).

Para os ferros fundidos nodulares, a forma da grafita é a primeira variável a ser considerada. Formas de grafita diferentes da esfera, em particular diferentes das formas V e VI da Norma ISO 945/2008 (Fig. 12), conduzem à diminuição da resistência mecânica, e principalmente do alongamento.

A forma da grafita é condicionada principalmente pelo tratamento de nodulização com magnésio em banhos de baixo enxofre, sendo ainda fatores importantes os teores de impurezas (Pb, Ti, Sb, Bi) e de cério/terras raras. Devido à forma esferoidal da grafita, a quantidade de grafita tem pouco efeito sobre as propriedades mecânicas estáticas, ao contrário do que ocorre com os ferros fundidos cinzentos (Guesser, 2009).

Os inoculantes refinam a estrutura dos ferros fundidos, no que diz respeito às dendritas de austenita e/ou células eutéticas, e possibilitam a obtenção de estruturas predominantemente perlíticas e isentas de carbonetos eutéticos. Assim, pode ocorrer uma elevação das propriedades mecânicas de resistência (Santos e Branco, 1989). Uma boa inoculação, segundo Guesser (2009), aumenta o número de nódulos de grafita, o que favorece a formação de nódulos esféricos, distribui a

segregação de elementos de liga e impurezas, e promove a formação de ferrita (em detrimento à perlita), devido à diminuição da distância de difusão. O número de nódulos é afetado ainda pela velocidade de resfriamento na solidificação.



**Figura 12** – Classificação da forma da grafita (Norma ISO 945/2008).

Quando a forma da grafita é predominantemente nodular (>85%), a variável mais importante sobre as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares é a relação perlita/ferrita (Guessser, 2009).

Assim, os ferros fundidos possuem como componentes estruturais importantes em sua matriz, além da grafita, a cementita, a perlita e a ferrita que são também encontrados nos aços e por isso costumam-se compará-los, chamando-os de aços com grafita em veios. No entanto, os ferros fundidos apresentam propriedades distintas das observadas nos aços, pois os veios de grafita constituem uma continuidade na estrutura ou matriz básica do material interrompendo a uniformidade ou continuidade dessa matriz (Chiaverini, 2012).

A matriz é ainda influenciada pela velocidade de resfriamento após a solidificação. Um aumento da velocidade de resfriamento dificulta a formação de ferrita (por diminuição do tempo para difusão do carbono até o nódulo de grafita, promovendo assim a perlita), e resulta em perlita de menor espaçamento interlamelar. A utilização de elevadas velocidades de resfriamento no estado sólido para promover perlita sem o uso de elementos de liga é uma alternativa que pode

ser utilizada em alguns casos, desde que a presença de tensões residuais não seja um problema para a peça em questão (Guessser, 2009).

A morfologia da grafita não sofre modificação sensível nos ferros fundidos nodulares, uma vez que é alterado apenas o número e, conseqüentemente, o tamanho dos nódulos, o que modifica significativamente o efeito de entalhe. Ocorre, porém, uma redução das distâncias para a difusão do carbono durante a reação eutetóide, o que favorece a formação de ferrita. A resistência mecânica praticamente não se altera, se a matriz metálica não sofrer modificações sensíveis, ou seja, quando a variação da proporção perlita/ferrita for pouco significativa (Santos e Branco, 1989).

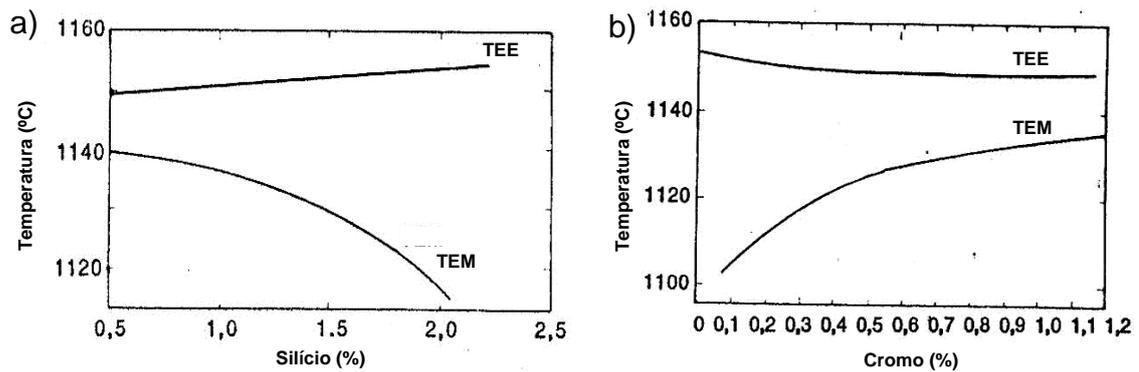
#### **2.3.4. Fatores que influenciam a estrutura dos ferros fundidos**

Na determinação da estrutura dos ferros fundidos existem dois fatores fundamentais que influenciam: a composição química e a velocidade de resfriamento.

##### **2.3.4.1. Influência da composição química na estrutura dos ferros fundidos**

A composição química tem grande influência na estrutura dos ferros fundidos, o carbono e o silício são os elementos que mais exercem esta influência. O carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é basicamente o elemento grafitizante, favorecendo a decomposição de  $Fe_3C$ . Independentemente do teor do carbono a presença do silício pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco (Chiaverini, 2012).

Como analisado no subitem 2.3.2 as variações na porcentagem de silício alteram as temperaturas dos eutéticos (Fig. 6). Isto também ocorre quando se tem a presença de outros elementos de liga como o alumínio, níquel e cobre chamados de grafitizantes e possuem a propriedade de ampliar a faixa entre as temperaturas dos eutéticos (Novikov, 1994; Santos e Branco, 1989;). Entretanto, elementos como o cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio tem efeito contrário ao do silício, ou seja, promovem a formação de carbonetos e tornam essa faixa mais estreita, como se pode observar na Fig. 13 (Santos e Branco, 1989).



**Figura 13** – Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio eutéticos, elementos grafitizantes (a) e elementos que promovem a formação de carbonetos (b) (Santos e Branco, 1989).

Chiaverini (2012) destaca que o manganês, sempre presente, estabiliza a cementita e, desta forma, contrabalança a ação grafitizante do silício. O manganês nos ferros fundidos, bem como nos aços, é acrescentado como dessulfurante, no entanto, como na prática existe sempre um excesso de manganês, este atua como estabilizador da perlita, por isso o seu efeito contrário ao do silício e sua utilidade para produzir estrutura com matriz predominantemente perlítica, principalmente em peças fundidas volumosas.

A Tabela 1 apresenta os efeitos sobre a estrutura de alguns elementos de liga quando presente nos ferros fundidos. Os elementos de liga influem ainda na velocidade de nucleação e de crescimento, alterando, assim, o comportamento cinético. Santos e Branco (1989), baseando-se em Hughes (1968), afirmam que a adição de silício, bem como de manganês ou de carbono, por exemplo, tem o efeito de aumentar a velocidade de crescimento. No entanto, existem elementos como o nitrogênio e hidrogênio que provocam o contrário, ou seja, diminuem a velocidade de crescimento das células eutéticas.

Quando a velocidade de crescimento é reduzida por modificações na composição química, ocorre uma redução da ramificação do esqueleto de grafita, conduzindo a um engrossamento desta fase nas células eutéticas, para um determinado grau de super-resfriamento. Entretanto, quando a solidificação é retardada, pela diminuição acentuada da velocidade de crescimento, ocorre uma alteração do super-resfriamento para a solidificação (Santos e Branco, 1989).

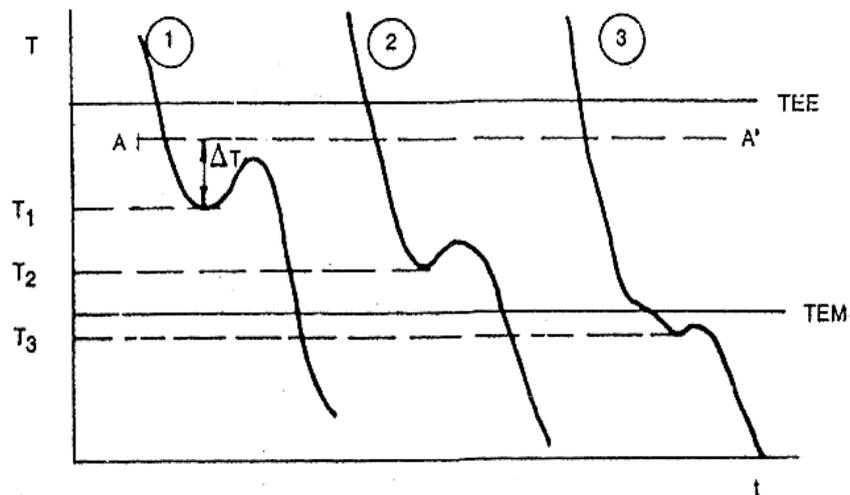
**Tabela 1** – Efeitos sobre a estrutura de alguns elementos de liga no ferro fundido (Chiaverini, 2012; Ghosh, 1995; Novikov, 1994).

<b>Elemento</b>	<b>Efeitos durante a solidificação</b>	<b>Efeito durante a reação eutetóide</b>
Alumínio	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Antimônio	Quando utilizado possui pequeno efeito	Forte estabilizador da perlita
Boro, até 0,15%	Forte grafitizante	Promove a formação de grafita
Boro, acima de 0,15%	Estabilizador do carboneto	Forte tendência à retenção da perlita
Cromo	Forte ação carbonetante. Forma carbonetos complexos muito estáveis	Forte tendência à formação de perlita
Cobre	Grafitizante fraco	Promove a formação de perlita
Manganês	Fraca tendência carbonetante	Formador de perlita
Molibdênio	Fraca tendência carbonetante	Forte formador de perlita
Níquel	Grafitizante	Fraco promotor de perlita
Silício	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Telúrio	Forte tendência carbonetante, mas não estabilizadora	Muito fraco estabilizador da perlita
Estanho	Pequeno efeito na quantidade usada	Forte tendência à retenção da perlita
Titânio até 0,25%	Grafitizante	Promove a formação de grafita
Vanádio	Forte tendência carbonetante	Forte formador da perlita

Santos e Branco (1989) mostraram a influência da velocidade de crescimento das células no super-resfriamento, baseando-se no trabalho de Morrogh (1960). Observa-se na Fig. 14 as curvas de resfriamento variando-se a velocidade de crescimento das células eutéticas através da composição química de três ferros fundidos ensaiados. Destaca-se que o ferro fundido 1 solidifica-se com a mais elevada velocidade de crescimento dos três materiais ensaiados originando a formação de grafita do tipo A, Fig. 10 (a).

No ferro fundido 2 verifica-se um aumento no super-resfriamento, pois na temperatura  $T_1$  a quantidade de calor fornecida ao meio ambiente não foi suficiente para compensar a extraída, em decorrência da mais baixa velocidade de crescimento existente, para um mesmo número de núcleos associados àquele super-resfriamento ( $\Delta T_1$ ). No ferro fundido 3 a velocidade de crescimento foi a menor

das três, provocando um elevado aumento no super-resfriamento e formação de ferro fundido mesclado.



**Figura 14** – Curvas de resfriamento variando-se a velocidade de crescimento de células eutéticas através da composição química do ferro fundido. TEE – Temperatura eutética estável; TEM – Temperatura eutética metaestável (Santos e Branco, 1989).

Pode-se concluir a partir da Fig. 14, que, mantendo-se constante a velocidade de resfriamento e tratamento do banho, ocorre uma alteração na velocidade de crescimento das células eutéticas causada pela composição química que interfere diretamente no grau de super-resfriamento. Assim, quanto menor a velocidade de crescimento, maior é o super-resfriamento para a solidificação (Santos e Branco, 1986).

#### 2.3.4.2. Influência da velocidade de resfriamento na estrutura dos ferros fundidos

A velocidade de resfriamento refere-se à solidificação no interior dos moldes e a espessura das peças moldadas, ou seja, secções espessas significam velocidades de resfriamento relativamente lentas e secções finas, velocidades rápidas. Neste sentido, peças de secções de diferentes espessuras ocorrem diversas velocidades de resfriamento (Chiaverini, 2012).

Guessser (2009), baseando-se em Pieske e colaboradores (1975), destaca que a velocidade de resfriamento também tem efeito sobre a tendência à formação

de carbonetos, sendo, portanto, elevado o risco da presença de carbonetos em peças finas. Assim, em elevadas velocidades de resfriamento, como em seções finas ou nas áreas adjacentes às paredes do molde, não há muito tempo para a decomposição de  $Fe_3C$ , neste sentido, dependendo dos teores de carbono e de silício, pouca ou nenhuma grafitação ocorre e existe tendência a formar ferro fundido branco. Produz-se o que se denomina na prática de seções coquilhadas (Chiaverini, 2012).

Portanto, para evitar a presença de carbonetos, segundo Guessser (2009), o fundidor dispõe de uma poderosa ferramenta, a inoculação, ou seja, a introdução de aditivos especiais (inoculantes) que formam partículas sobre as quais a grafita pode precipitar, reduzindo, desta forma, os gastos com energia superficial.

Guessser (2009) enfatiza ainda que com as velocidades de resfriamento lentas das seções mais espessas ocorre considerável grafitação, dependendo sempre do teor de silício. A estrutura, assim, será constituída basicamente 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 a estrutura constituída de veios de grafita, perlita e ferrita, conferindo ao material característica de baixa dureza e excelente usinabilidade, bem como razoável resistência mecânica.

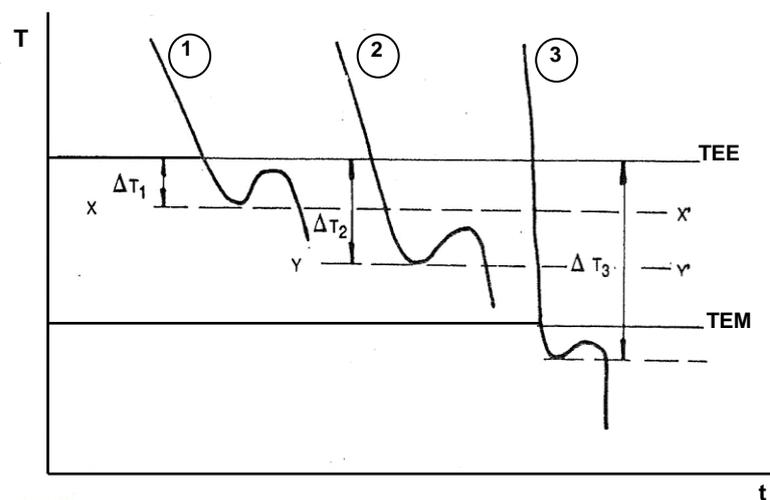
É importante considerar ainda que a velocidade de resfriamento não influencia apenas na grafitação, mas também na forma, distribuição e tamanhos dos veios de grafita. Neste sentido, elevadas velocidades produzem veios finos, com uma distribuição dendrítica, comumente indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais, e velocidades muito lentas em uma distribuição de veios grosseiros de grafita (Chiaverini, 2012).

Santos e Branco (1989) mostram na Fig. 15 a influência da velocidade de resfriamento sobre o super-resfriamento de três ferros fundidos, baseando-se no trabalho de Morrogh (1960), e afirmam que o super-resfriamento aumenta com o acréscimo da velocidade de esfriamento. Assim, quando o ferro fundido 1, resfriado com velocidade mais baixa, atinge a temperatura do eutético estável, é necessário um pequeno super-resfriamento para se conseguir a recalescência.

O fenômeno da recalescência refere-se ao aumento súbito e espontâneo da temperatura durante o resfriamento e assim 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  $Q_2$  for positiva, o molde será capaz de extrair mais calor que o liberado (Santos e Branco, 1989).

Em relação ao ferro fundido 2 (Fig. 15), quando resfriado com velocidade maior, atingiu a temperatura  $XX'$ , na qual ocorreu o início da recalescência para o ferro fundido 1, pois 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. Neste sentido, a quantidade de calor retirada era maior que no primeiro caso, existindo a necessidade de um aumento no super-resfriamento para que a quantidade de calor fornecida atingisse ou superasse a extraída, em consequência do número de células e de maiores velocidade de crescimento (Santos e Branco, 1989).



**Figura 15** – Influência da velocidade de resfriamento sobre o super-resfriamento. TEE – Temperatura eutética estável; TEM – Temperatura eutética metaestável (Santos e Branco, 1989).

Observa-se ainda na Fig. 15 que a velocidade de resfriamento para o ferro fundido 3 foi tão elevada que a quantidade de calor extraída superou a liberada durante toda a faixa entre os equilíbrios estável e metaestável, possibilitando, assim, a formação de ferro fundido branco, uma vez que a recalescência ocorreu abaixo da temperatura do eutético metaestável (Santos e Branco, 1989).

O número de núcleos, o número de células eutéticas e a velocidade de crescimento, segundo Santos e Branco (1989), crescem com a velocidade de resfriamento, já que variam diretamente com o grau de super-resfriamento.

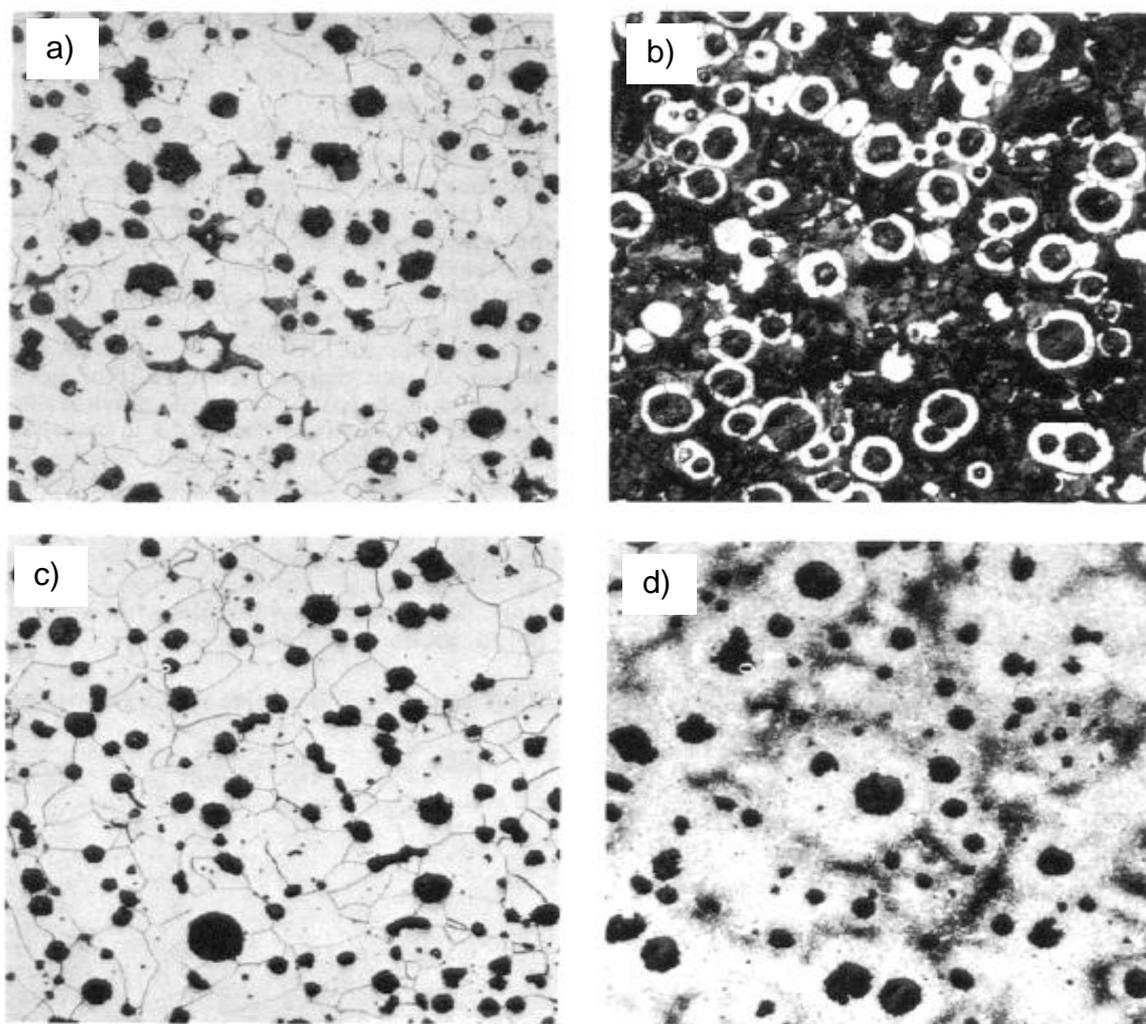
Portanto, levando em consideração a composição química e a velocidade de resfriamento, que influenciam na determinação da estrutura dos ferros fundidos, pode-se concluir, segundo Chiaverini (2012), que a precipitação da grafita depende dos teores de carbono e silício, bem como da velocidade de resfriamento, através de certa faixa de temperatura. Assim, mantendo constante o teor de carbono e a velocidade de resfriamento, quantidades crescentes de silício vão resultar em quantidades crescentes de grafita e maiores veios de grafita. No entanto, mantendo-se constantes o silício e a velocidade de resfriamento, o decréscimo do carbono total origina menor quantidade de grafita, normalmente em veios menores.

#### 2.4. Ferros Fundidos Nodulares

Os ferros fundidos nodulares ou dúcteis apresentam a grafita na forma esferoidal incorporados numa matriz metálica, que pode ser ferrita, perlita, ferrita-perlita, martensítica, bainítica e/ou austenítica, que influencia, principalmente, no controle de suas propriedades mecânicas (Bočkus e Žaldarys, 2010; Jenkins e Forrest, 2005; Luo *et al.*, 2002).

A Fig. 16 mostra micrografias de um ferro fundido dúctil no aumento de 100x atacadas com nital a 2%, com matriz ferrítica, Fig.16 (a), com matriz perlítica e dureza de 255 HB, Fig. 16 (b), com matriz ferrítica recozida a 700°C (1290°F) durante 3 horas, Fig. 16 (c), e ferro dúctil perlítico temperado em óleo e revenido com a dureza de 255 HB, Fig. 16 (d).

Levando em consideração à resistência a propagação de trincas nos ferros fundidos dúcteis, o seu comportamento é considerado peculiar, devido à forma da grafita esferoidal, que não interrompe a continuidade da matriz tanto quanto a grafita em veios, resultando na sua melhor ductilidade, tenacidade e resistência (Chiaverini, 2012; Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009; Iacoviello *et al.*, 2007; Herring, 2004), apresentando o limite de escoamento como característica mais importante sendo mais elevado no ferro fundido nodular do que no ferro cinzento, ferro maleável e mesmo nos aços-carbono comuns, sem elementos de liga (Chiaverini, 2012; Iacoviello *et al.*, 2007; Jenkins e Forrest, 2005). Para tanto, podem ser utilizados em condições consideradas como críticas para os outros tipos de ferros fundidos, como por exemplo, no carregamento sob fadiga (Iacoviello *et al.*, 2007).



**Figura 16** – Micrografias de ferro fundido nodular no aumento de 100x com a grafita esférica em uma matriz ferrítica (a) e perlítica (b), sem tratamento térmico, e ferrítica (c) e perlítica (d), tratada termicamente (Jenkins e Forrest, 2005).

#### **2.4.1. Efeito da composição química e elementos de liga nos ferros fundidos nodulares**

Os ferros nodulares normalmente contêm como principais constituintes, C (3,6-4,1 %em p.), Si (1,8-2,8 %em p.) e Mn (0,15-1,00 %em p.), bem como outros elementos, Cr (0,03-0,07 %em p.), Ni (0,05-0,20 %em p.), Mo (0,01-0,10 %em p.), Cu (0,15-1,00 %em p.), P (até 0,03 %em p.), S (até 0,002 %em p.), Mg (0,03-0,06 %em p.) e ainda como opcional o Ce (0,005-0,20 %em p.). Assim, vários tipos de estruturas da matriz, incluindo ferrítica e perlítica, podem ser desenvolvidos por ajuste de composição química e tratamento térmico (Jenkins e Forrest, 2005; Herring, 2004).

Chiaverini (2012) destaca que a composição química dos ferros fundidos nodulares é semelhante à dos ferros cinzentos e apresenta na Tabela 2 a composição química básica utilizada para a produção nodular de quatro tipos de ferro fundido. O ferro fundido nodular do *tipo I* apresenta uma estrutura perlítica, na condição bruta de fusão ou após tratamento de normalização. O *tipo II* está relacionado à faixa normal de composição que leva a estrutura ferrítico-perlítica, na condição bruta de fusão e ferrítica ou perlítica, por tratamento térmico.

O *tipo III* exibe a estrutura ferrítica, no estado bruto de fusão. Essa estrutura também é obtida por tratamento térmico de ferritização e apresenta elevada resistência ao choque. Por fim, o *tipo IV* que corresponde ao ferro nodular ferrítico no estado bruto de fusão ou por tratamento térmico de ferritização. Apresenta também elevada resistência ao choque (Chiaverini, 2012).

**Tabela 2** – Composição química básica para a produção de ferro fundido nodular (Adaptada de Chiaverini, 2012).

Tipo	Composição (% em p.)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	Sn
I perlítica	4,0 máx.	1,7/ 2,8	0,25/ 0,50	0,10 máx.	0,01 máx.	1,0/3,0	1,50	0,3	0,3	0,10
II ferrítico- perlítica	4,0 máx.	1,6/2, 8	0,30	0,10 máx.	0,01 máx.	0,5	0,15	0,1	0,01	0,02
III ferrítica	4,0 máx.	2,5 máx.	0,20	0,05 máx.	0,01 máx.	0,8	-	-	-	-
IV ferrítico	4,0 máx.	2,1 máx.	0,10 máx.	0,03 máx.	0,01 máx.	-	-	-	-	-

A adição de determinados elementos de liga ao metal fundido, como magnésio, cério e alguns outros devem ser bem controlados, de modo a produzir a forma desejada da grafita esferoidal e contrabalançar o efeito de elementos prejudiciais, tais como antimônio, chumbo, titânio, telúrio, bismuto e zircônio, que interferem no processo de nodulização e, portanto, devem ser eliminados ou mantidos o mais baixo possível (Krause *et al.*, 1981).

Os principais agentes nodulizantes contém, geralmente, o magnésio. Assim, tem-se o magnésio sem liga, nodulizantes a base de níquel e nodulizantes a base de Mg-Fe-Si. No entanto, na maioria das vezes, esses nodulizantes são introduzidos na forma de ligas, ou então o magnésio sem liga, na forma de briquetes, lingotes ou fios (Chiaverini, 2012; Jenkins e Forrest, 2005; Brown, 2000; Krause *et al.*, 1981). O

magnésio é vaporizado, e os vapores atravessam o ferro líquido e reage com o enxofre reduzindo o seu teor, promovendo, portanto, a formação da grafita esferoidal (Chiaverini, 2012; Jenkins e Forrest, 2005). O enxofre residual deve ser de cerca de 0,01%, segundo Brown, (2000).

O silício, como destacado por Chiaverini (2012), Jenkins e Forrest (2005) e Santos e Branco (1989), é adicionado em forma de liga e constituem o inoculante Fe-Si que são usualmente acrescentado ao ferro após o tratamento de nodulização, quando transferido para a panela de vazamento. Isso gera uma alta contagem de nódulos e uma microestrutura de matriz preferida. Com o controle adequado do tempo e temperatura, determinadas peças fundidas de ferro dúctil podem atender às especificações de qualidade como fundido, sem qualquer tratamento térmico. Uma dureza uniforme na peça é atingida pela adição de elementos que formam a microestrutura perlítica, tal como o cobre.

O níquel e o molibdênio são adicionados de 1% a 2%, seguido de tratamento térmico, com o objetivo de melhorar a endurecibilidade. É importante considerar ainda que os ferros fundidos nodulares com maiores teores de níquel e molibdênio apresentam, após tratamento térmico adequado, excelente combinação de resistência, tenacidade e ductilidade, devido à estrutura bainítica que se desenvolve após revenido, a partir do estado fundido (Chiaverini, 2012). No entanto, Guesser (1997) afirma que adições de molibdênio, apesar de aumentar a resistência mecânica a altas temperaturas, reduzem a ductilidade e a usinabilidade, de modo que o teor deste elemento é, em geral, ajustado para cada aplicação específica.

O cromo também pode ser utilizado, mas em menores teores, pois tem tendência a formar um rendilhado frágil de carboneto. A introdução de cromo, bem como de vanádio reduz a velocidade de fluência e aumentam os valores de tensão-ruptura. O molibdênio confere boas propriedades mecânicas a altas temperaturas, com pequeno decréscimo da ductilidade e da resistência ao choque à temperatura ambiente (Chiaverini, 2012).

O bismuto, segundo Santos e Branco (1989), pode ser adicionado em pequenos teores (0,01-0,02%) em materiais tratados com ligas nodulizantes a base de terras-raras "*mischmetal*" com o objetivo de obter peças com secções mais finas sem a presença de cementita livre, visto que em peças finas sob elevada velocidade de solidificação pode ocorrer a formação de carbonetos eutéticos na estrutura, mesmo que se empregue a técnica de pós-inoculação.

Para tanto, a adição de bismuto provoca um sensível aumento no número de nódulos de grafita, tendo-se mostrado inclusive mais eficaz na diminuição da quantidade de carboneto do que o uso de 1,0 g de Fe-Si no molde que tem por finalidade reduzir o "fading" do inoculante, uma vez que se diminui o tempo entre a adição do grafitizante e a solidificação da liga. Assim, a associação bismuto e inoculação complementar no molde provocou um aumento ainda maior do número de nódulos, extinguindo completamente carbonetos em peças de 5 mm de espessura. No entanto, adições superiores de bismuto, ou seja, acima de 0,002%, segundo Brown (2000), provoca efeito contrário, reduzindo formação de nódulos.

Outros elementos prejudiciais também podem estar presentes no ferro base e que tem um efeito inibidor sobre a formação de nódulos, tais como, alumínio (acima de 0,13%), arsênico (acima de 0,09%), chumbo (acima de 0,005%), estanho (acima de 0,04%) e titânio (acima de 0,04%) (Brown, 2000).

O antimônio, telúrio e o selênio igualmente são prejudiciais, como complementa Brown (2000). Assim, o efeito combinado de dois ou mais destes elementos podem ser ainda mais prejudiciais. A adição de cério e de outros metais terras raras, em conjunto com o cálcio, irá neutralizar muitos dos efeitos prejudiciais de elementos inibidores.

#### **2.4.2. Tratamento de nodulização de ferros fundidos**

O tratamento de nodulização consiste na adição de elementos que promovem a formação dos nódulos de grafita. O magnésio é o elemento mais empregado comercialmente na fabricação de ferro dúctil, pois permite obter a grafita na forma esferoidal (Brown, 2000; Santos e Branco, 1989), formando o nódulo de maneira mais regular e diminuindo o custo de produção.

Entretanto, outros elementos também podem formar os nódulos de grafita em ligas Fe-C-Si, mas nem todos permitem a obtenção de grafita em nódulos em condições industriais. Dentre os elementos que podem ser adicionados no tratamento de nodulização, além do magnésio e do cério, destacam-se o cálcio, lítio, bismuto, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, samário, neodímio, lantânio, alumínio, silício, ítrio e telúrio (Santos e Branco, 1989; Dawson, 1971).

Santos e Branco (1989), baseando-se no trabalho de Lux (1972), enfatizam que os elementos nodulizantes eficientes em ligas comerciais devem possuir como características em comum, ampla afinidade com o enxofre e o oxigênio para formar produtos de reações estáveis, diminuindo assim, de forma drástica, os teores destes elementos em solução no banho metálico. Devem ainda possuir baixa solubilidade no ferro fundido, acentuada tendência para segregação durante a solidificação, bem como uma adequada afinidade com o carbono e uma baixa solubilidade na grafita.

Ao utilizar o magnésio, quer na forma pura ou na forma de ligas nodulizantes, deve-se considerar a importância do seu teor residual, ou seja, não deve exceder a certos limites, especialmente quando se emprega este elemento como nodulizante, uma vez que pode ocorrer a formação de carbonetos na solidificação, sendo então imprescindível efetuar-se o tratamento térmico posterior para a decomposição desta fase, o que de certa forma vai trazer custos para a sua produção e assim elevar o valor do produto final (Santos e Branco, 1989).

Destaca-se ainda, como problema observado quando os teores de magnésio são elevados, superiores a 0,10%, a formação de grafita degenerada, não nodular. Existe, por outro lado, um limite inferior para o teor residual de elementos nodulizantes, abaixo do qual não se obtém grafita exclusivamente na forma de nódulos. Os teores residuais de magnésio recomendado variam entre 0,04 e 0,08% (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000). No entanto, Loper Jr. e Heine (1965), ressaltam teores residuais menores de magnésio, de apenas 0,02%, e até menos, considerando que o teor de enxofre seja reduzido.

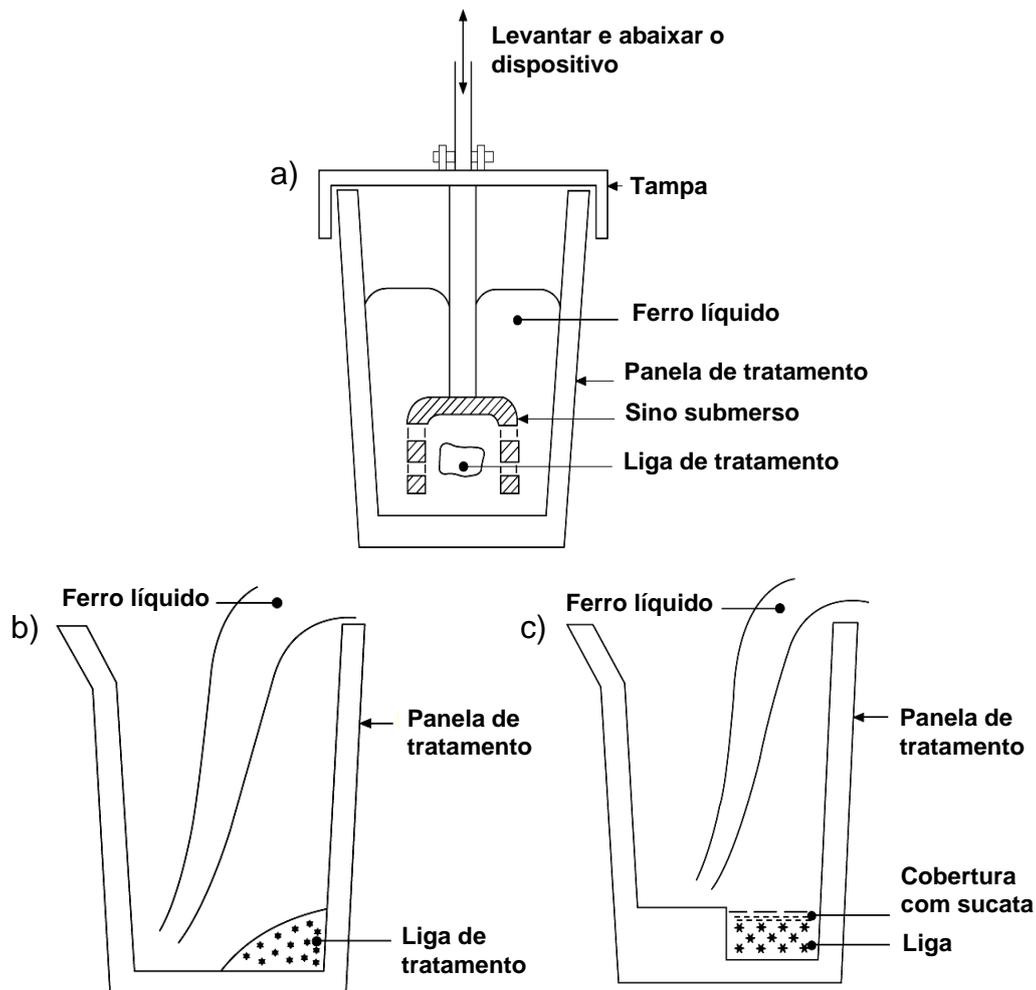
Segundo Santos e Branco (1989) e Brown (2000), se torna mais simples a adição de magnésio quando se utilizam ligas de alto peso específico, tais como Ni-Mg (20% Mg) ou Cu-Mg (15% Mg). Entretanto, sob o ponto de vista econômico, foi de grande importância o desenvolvimento das ligas a base de Fe-Si-Mg, de 5 a 35% Mg, que podem conter ainda cálcio, cério e terras-raras.

#### **2.4.2.1. Técnica de nodulização**

As ligas Fe-Si-Mg, pelo seu menor custo, são consideradas os nodulizantes mais utilizados. Estas ligas, que possuem baixo peso específico, podem ser adicionadas por vários métodos, tais como por processo de injeção, espalhamento, imersão por sino, panela rotativa, agitador sueco e agitador alemão. Estes

processos mencionados ocorrem para adição de ligas de magnésio com 5-35% de Mg. Entretanto, para processos de adição de ligas inferiores, ou seja, com 5-15% de Mg utiliza-se os seguintes processos, simples transferência, sandwich, adição de liga em pó ao jato de metal e proteção com escória (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000).

Dentre os métodos de nodulização mencionados, um dos mais utilizado é o de imersão por sino, Fig. 17 (a), em que se utiliza uma panela estreita e alta, tendo uma relação de altura/diâmetro de 2:1, e uma tampa de ferro fundido (usada para impedir que o metal líquido seja projetado para fora da panela) no qual é fixado um sino de material refratário, que contém a liga nodulizante Fe-Si-Mg (Jenkins e Forrest, 2005; Brown, 2000; Santos e Branco, 1989). Esta técnica é normalmente empregada para ligas contendo elevado teor de magnésio.



**Figura 17** – Esquema do tratamento de nodulização de imersão por sino (a), de simples transferência (b) e sandwich (c) (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000).

Os processos de simples transferência, para ligas com 5-15% de Mg, Fig. 17 (b), e de *sandwich*, para ligas geralmente com 5-10% Mg, Fig. 17 (c) são outras duas técnicas muito utilizadas para a nodulização. No primeiro processo, a liga de Fe-Si-Mg é depositada de um lado da panela sendo coberta com uma fina camada de sucata de ferro fundido ou pequenas chapas de aço. Em seguida, vaza-se o banho metálico no lado oposto da panela para retardar o início da reação.

Para a segunda técnica (*sandwich*), a panela de tratamento é dotada de um degrau no fundo, no qual é colocada a liga nodulizante e também coberta com uma fina camada (chapas) de sucata de ferro fundido ou pequenas chapas de aço. Procede-se à transferência do metal líquido do lado oposto àquele onde se encontra a liga nodulizante (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000).

É importante considerar que independente da técnica utilizada, o Mg entra em ebulição a uma temperatura baixa (1090°C) e assim ocorre uma reação violenta devido à alta pressão de vapor do Mg na temperatura de tratamento causando agitação violenta do ferro líquido e considerável perda de Mg na forma de vapor que acarreta fervura, produzindo uma luz brilhante durante o tratamento acompanhado de nuvens de fumaça de óxido de magnésio que então é vaporizado e atravessa o ferro líquido, diminuindo, portanto, o seu teor de enxofre e provocando a formação de grafita esferoidal (Chiaverini, 2012; Brown, 2000).

Na produção do ferro fundido nodular o magnésio atua como uma espécie de inibidor de curta duração, que retarda a formação inicial da grafita. Para tanto, o ferro fundido solidifica, inicialmente, com formação de cementita, em seguida, cessada a ação do magnésio, a cementita decompõe-se produzindo a grafita que se desenvolve por igual em todas as direções, resultando, deste modo, em uma forma esférica (Chiaverini, 2012).

Durante o tratamento com o Mg óxidos e sulfetos são formados no ferro resultando na formação de escória na superfície do metal. Esta escória deve ser removida completamente antes do vazamento nos moldes. É importante considerar ainda que o magnésio residual no ferro líquido, após tratamento oxida continuamente a superfície do metal, causando a perda de magnésio, que podem afetar a estrutura dos esferóides de grafita, além disso, a escória formada pode resultar em inclusões prejudiciais nas peças vazadas (Brown, 2000).

Contudo, ao se utilizar as técnicas de nodulização descritas, imersão por sino, simples transferência ou *sandwich*, é importante considerar as variáveis

fundamentais que podem influenciar no processo, tais como composição química, temperatura do banho metálico, e relação área da superfície exposta ou o volume da panela de tratamento (Santos *et al.* 1974).

Em relação à composição química, como afirma Santos e Branco (1989), é de extrema importância o teor do enxofre do ferro base, pois o magnésio é um excelente dessulfurante. Deste modo, parte do magnésio utilizado é consumida sem atuar como nodulizante. Por isso muitas vezes é necessário proceder-se à dessulfuração do ferro fundido antes mesmo de se realizar a nodulização, quando existe uma elevada porcentagem de enxofre no banho.

Deve-se controlar ainda a temperatura do banho metálico, uma vez que temperaturas de tratamento muito elevadas proporciona um menor rendimento de magnésio, por causa de perdas mais acentuadas por oxidação e volatilização. Entretanto, a temperatura de nodulização não deve ser muito baixa, pois, deste modo, a temperatura de vazamento poderia alcançar valores inferiores aos necessários, para que possa ser evitado o desenvolvimento da cementita livre na microestrutura. Portanto, recomenda-se uma faixa de temperaturas de nodulização entre 1470-1510°C (Santos e Branco, 1989).

### **2.4.3. Tratamento de inoculação de ferros fundidos nodulares**

A adição de pequenas quantidades de elementos (tais como silício na forma de ferro-silício, cério ou magnésio), que são usados para controlar o tamanho, forma e/ou a distribuição de partículas de grafita é denominado inoculação (Gundlach e Doane, 2005). O fenômeno de inoculação foi descoberto por Turner em 1920, segundo Fraš e Górný (2012), e patenteado em 1924 por Augustus F. Meehan (US Patent 1 499 068).

As quantidades de material utilizado para a inoculação não alteram a composição básica do ferro solidificado nem modificam as propriedades dos constituintes individuais. Elementos de liga, incluindo o silício, quando se excede cerca de 3%, são geralmente adicionados para aumentar a resistência mecânica, a dureza, ou a resistência à corrosão do ferro base e são muitas vezes acrescentados em quantidades suficientes para alterar as propriedades ou a distribuição dos constituintes da microestrutura (Gundlach e Doane, 2005).

A inoculação é uma etapa muito importante na tecnologia de fundição. Este passo define a microestrutura final e as propriedades resultantes e minimiza os problemas. A inoculação, se processada corretamente, controla a contagem de nódulos, reduz ou elimina carbonetos, produz melhores propriedades mecânicas e usinabilidade, além de diminuir o encolhimento. Segundo Brown (2000) e Santos e Branco (1989), a inoculação de ferros fundidos se efetua pouco antes do vazamento e tem por objetivo promover a formação de grafita na solidificação de ferros fundidos, ou seja, reduz o super-resfriamento para a solidificação e, assim, minimiza a tendência ao coquilhamento.

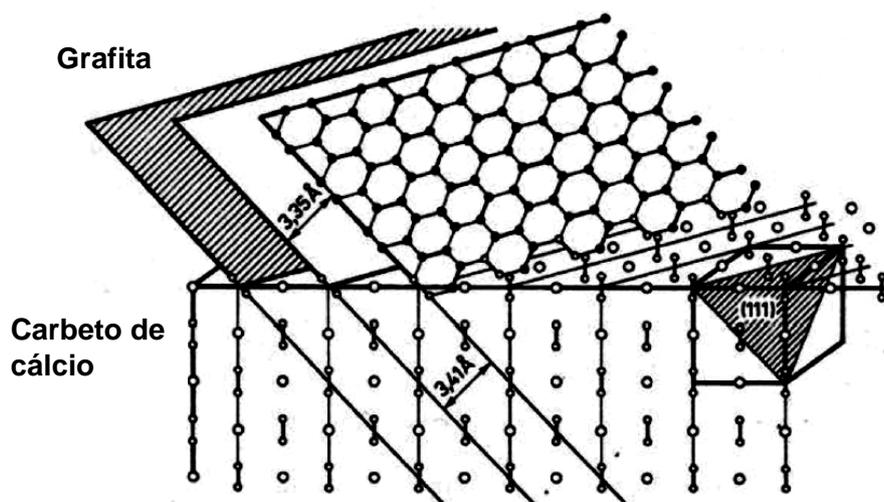
Adições maiores de inoculante são necessárias em comparação com o ferro fundido cinzento. O inoculante mais comum empregado para os ferros dúcteis é o Fe-Si, contendo cerca de 75% de silício. Utilizam-se geralmente de 0,5 a 1,0% de Fe-Si (75% Si) ou 0,3 a 0,6% de inoculantes considerados mais eficientes (que contêm Sr, Ba ou Ce), dependendo das condições grafitizantes do banho e das variáveis do processo (Fraś e Górný, 2012; Brown, 2000; Santos e Branco, 1989).

Tal como no caso do ferro fundido com a grafita lamelar, a introdução de inoculantes no banho líquido de ferro dúctil cria substratos adicionais para a nucleação da grafita e, portanto, aumenta significativamente o número de nódulos de grafita. Isto significa que há uma determinada taxa de transferência de calor que flui para o molde e a quantidade de calor gerado aumenta durante a solidificação e, por conseguinte, o grau de super-resfriamento diminui (Fraś e Górný, 2012).

O crescimento de células eutéticas começa a partir do cristal primário de grafita, que nucleia heterogeneamente. Segundo Fraś e Górný (2012), estudos prévios realizados por Lux (1968) e Fraś *et al.* (2000), demonstraram que após a introdução de cálcio no banho líquido, uma parte do cálcio é consumido na desoxidação local e em processos de dessulfuração, e o restante do cálcio reage com o carbono para dar origem ao carbeto de cálcio ( $\text{CaC}_2$ ).

Complementa que devido à semelhança de parâmetros da rede cristalina da grafita (hexagonal) e do carbeto de cálcio (tetragonal), Fig. 18, as partículas de carbeto atuam como substratos adicionais para a nucleação da grafita. Outros inoculantes, tais como estrôncio, bário e silício atuam de forma semelhante.

Assim, aumentando o número de substratos pela introdução de quantidades maiores de inoculante no ferro líquido, tem-se como resultado um maior número de células eutéticas, o que consiste como prática de fundição.



**Figura 18** – Esquema mostrando a similaridade dos parâmetros de rede da grafita e de carbeto de cálcio (c) (Fraś e Górný, 2012).

Conforme aumenta a eficiência da inoculação, o mesmo ocorre com o número de células. Além dos efeitos da inoculação primária (isto é, o aumento do número de células eutéticas e conseqüentemente, a estrutura da grafita), também efeitos secundários ocorrem, tais como a redução da tendência ao resfriamento, um desenvolvimento de formação da matriz perlítica e as alterações na tendência a contração nas cavidades de ferro fundido (Fraś e Górný, 2012).

Vários fatores influenciam a eficiência da inoculação. A composição do metal base é importante, sobretudo, no que se refere ao carbono equivalente e aos teores residuais de impurezas. Assim, quanto maior o carbono equivalente maior a tendência grafitizante do banho metálico. Os teores de impurezas, notadamente de oxigênio, desempenham papéis importantes, uma vez que os inoculantes de função grafitizante são excelentes desoxidantes, podendo, portanto ser em parte consumidos na desoxidação do metal líquido, sem que estejam aumentando a nucleação do banho (Moore, 1974; Muzundar e Wallace, 1973; Moore, 1973; Palladino, 1971).

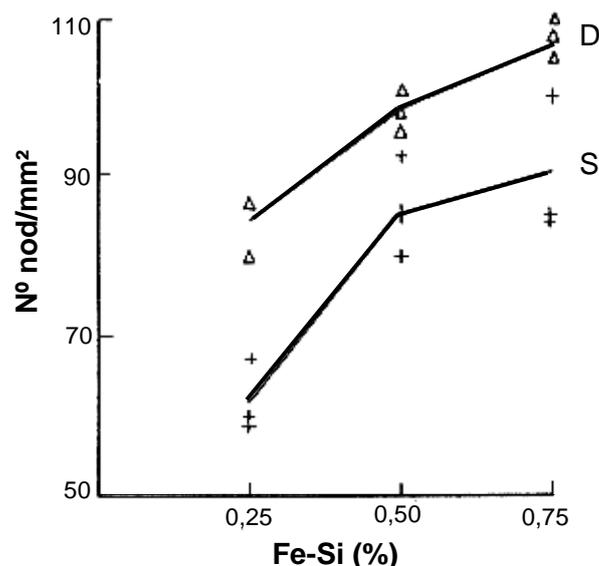
Além da composição outros fatores influenciam na inoculação do ferro fundido nodular, tais como, temperatura de inoculação, quantidades de inoculantes, estado da superfície do banho metálico, tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação, decorrente da perda de eficiência do inoculante com o tempo “*fading*”, a granulometria das partículas introduzidas, o tipo de inoculante e a técnica de inoculação (Santos e Branco, 1989).

Em relação à temperatura de inoculação, Santos e Branco (1989) destacam que não deve ser elevada, pois pode ocasionar a destruição dos centros efetivos para a nucleação da grafita, no entanto, não pode ser muito baixa porque a dissolução das partículas de inoculante pode ser incompleta. Nessas condições a eficiência do inoculante fica reduzida.

A quantidade de inoculante adicionada ao banho metálico apresenta um aumento de sua eficiência, segundo Santos e Branco (1989), com o acréscimo da porcentagem de composto grafitizante. Contudo, existe um limite para essa adição, pois para maiores porcentagem de inoculante, além do limite, o efeito passa a ser praticamente desprezível.

Sinátora e colaboradores (1976), como destacam Santos e Branco (1989), estudaram os efeitos de Fe-Si (75%Si) utilizado na inoculação de ferros fundidos nodulares. Verificaram que para uma mesma composição química final e igual técnica de inoculação, o aumento da quantidade de Fe-Si inoculado gerou um acréscimo do número de nódulos de grafita, sendo que este efeito foi mais pronunciado para corpos de prova de 25 mm. No entanto, para espessuras menores o efeito tornou-se menos nítido, devido ao aumento do grau de nucleação causado pela maior velocidade de resfriamento.

A variação do número de nódulos de grafita em relação à quantidade de inoculante Fe-Si (75%) pode ser observada na Fig. 19.



**Figura 19** – Variação do número de nódulos de grafita por milímetro quadrado em relação à porcentagem de inoculante, para as técnicas de simples (S) e pós-inoculação (D) (Santos e Branco, 1989).

O comportamento observado na Fig. 19 se refere a corpos de prova de 25 mm de espessura em liga com 3,4% de C e 2,8% de Si. Destaca-se que até 0,75% de Fe-Si ocorreu um aumento no número de nódulos no material (Santos e Branco, 1989).

No que se refere ao tratamento de inoculação, é importante considerar ainda, segundo Santos e Branco (1989), a necessidade de se retirar a escória, antes de se processar a inoculação, pois a superfície do banho metálico deve estar isenta de óxidos, que normalmente são os constituintes das escórias de ferro fundido, uma vez que parte da quantidade de inoculante utilizada é consumida na redução desses óxidos.

É importante considerar ainda, segundo Cole (1972) e Patterson (1973), a importância de um controle sobre a granulometria do inoculante, pois as partículas devem ser suficientemente pequenas para que se dissolvam rapidamente, e grande o bastante para que não se oxidem ou flutuem antes que tenham se dissolvido completamente.

#### **2.4.3.1. Técnica de inoculação**

Existem várias formas de adicionar os inoculantes de função grafitizante ao banho metálico. Entretanto, os números de inoculações a serem realizadas, as etapas do processo de fabricação onde serão efetuadas, o tipo e a granulometria do inoculante, bem como a quantidade do material a ser adicionado, dependem muito do processo industrial de fabricação, da composição química, do tipo e do tamanho da peça a ser fundida. De modo geral, as condições grafitizantes do banho tornam-se melhores à medida que aumentam a quantidade de inoculante, o número de adições e a proximidade do início da solidificação com que estas são efetuadas (Santos e Branco, 1989).

Na produção de ferros fundidos nodulares empregam-se técnicas especiais de inoculação que, em geral, não são utilizadas para ferros fundidos cinzentos. Neste sentido, como destaca Santos e Branco (1989), a adição de compostos grafitizantes em ferros fundidos nodulares é sempre realizada após a nodulização ter-se iniciado. Para tanto, a técnica de simples inoculação é a mais utilizada, em que o inoculante é adicionado na própria panela de nodulização. Normalmente, tem-se à transferência do metal líquido para a panela de tratamento até que cerca de 2/3

do volume total tenham sido transferidos, adicionando-se então, lentamente, o inoculante até que tenha terminado o vazamento. Considera-se ainda que esta técnica apresenta bons resultados para a fabricação de peças de espessura maior que 20 mm. Contudo, para peças mais finas, sujeitas a maiores velocidades de resfriamento, pode ocorrer a formação de cementita livre na microestrutura.

Como foi enfatizado por Brown (2000) e Trojan e colaboradores (1967), o tempo que ocorre entre a inoculação e a solidificação é uma das variáveis fundamentais que comprometem a técnica de inoculação, devido a perda de eficiência do inoculante com o tempo, trazendo como consequências a elevação da tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura.

Para tanto, com a finalidade de reduzir o "*fading*" desenvolveu-se a técnica de *pós-inoculação*, ou inoculação em duas panelas. Esta nomenclatura é mais utilizada na fabricação de ferros fundidos nodulares. De qualquer maneira, esta técnica é menos empregada para ferros fundidos cinzentos, pois implica em maior tempo de operação, o que pode provocar uma diminuição da temperatura do banho metálico (Santos e Branco, 1989).

Assim, efetua-se a nodulização numa primeira panela e em seguida retira-se a escória formada, transferindo-se o banho metálico para uma segunda panela. Durante a transferência é adicionado o inoculante quando o volume do metal líquido alcança cerca de 2/3 do volume total. Segundo Brown (2000), o "*fading*" deve ocorrer dentro de cinco minutos após a inoculação.

É importante considerar ainda que esta técnica de pós-inoculação é mais eficiente do que a de simples inoculação, especialmente para maiores porcentagens de inoculante. Isto ocorre, sobretudo, devido à redução do tempo entre a inoculação e a solidificação, e à menor temperatura de adição do composto grafitizante (Santos e Branco, 1989).

#### **2.4.3.2. Avaliação da eficiência do inoculante**

Após o tratamento de inoculação, faz-se necessário avaliar a eficiência do inoculante, uma vez que um resultado não satisfatório implica na redução das propriedades do ferro fundido nodular. Assim, Santos e Branco (1989), ressaltam em seu trabalho que a avaliação da eficiência de inoculantes ou de técnicas de inoculação pode ser feita através da comparação de parâmetros que se relacionem

diretamente a capacidade grafitizante do metal líquido, tais como as curvas de resfriamento obtidas ou as contagens do número de células eutéicas. A determinação do número de células eutéicas é uma medida da nucleação do banho metálico, pois cada núcleo em crescimento gera uma célula eutéica, que nos ferros fundidos nodulares representa um conjunto de nódulo de grafita com invólucro de austenita.

Complementam ainda que existem outros métodos, menos diretos, que admitem, em certos casos, confrontar os resultados obtidos com diferentes compostos, quantidades ou técnicas de inoculação, tais como a determinação da dureza ou do limite de resistência à tração. Entretanto, admite-se que os números de células eutéicas dependem não apenas da inoculação de compostos grafitizantes, mas também do carbono equivalente em ferros fundidos nodulares que apresentam maiores números de nódulos à medida que aumenta o carbono equivalente. De maneira semelhante ocorre com a redução da espessura da peça com o aumento da velocidade de resfriamento.

Neste sentido, para que o número de células eutéicas sirva como parâmetro para a comparação entre diferentes tipos ou quantidades de inoculante ou de técnicas de inoculação, é imprescindível que sejam mantidas constantes todas as outras variáveis, tais como, a composição química final, histórico térmico (tempo e temperatura de superaquecimento, temperaturas de inoculação e vazamento), velocidade de esfriamento, dentre outras, que afetam a nucleação da grafita nos ferros fundidos nodulares (Santos e Branco, 1989).

#### **2.4.4. Solidificação dos ferros fundidos nodulares**

A formação da grafita durante a solidificação provoca um correspondente aumento de volume (Guesser, 2009; Jenkins e Forrest, 2005). Em todas as ligas fundidas ocorre contração durante o resfriamento do líquido no molde e durante a passagem líquido/sólido.

A precipitação da grafita nos ferros fundidos durante a reação eutéica resulta em expansão, devido à menor densidade desta fase, em comparação com o líquido. Assim, obtêm-se peças sem defeitos e na maioria das vezes sem a necessidade de massalotes para compensar a contração (Guesser, 2009). Ainda, segundo Stefanescu (2005a), Gittus em 1954 medindo a expansão do ferro nodular

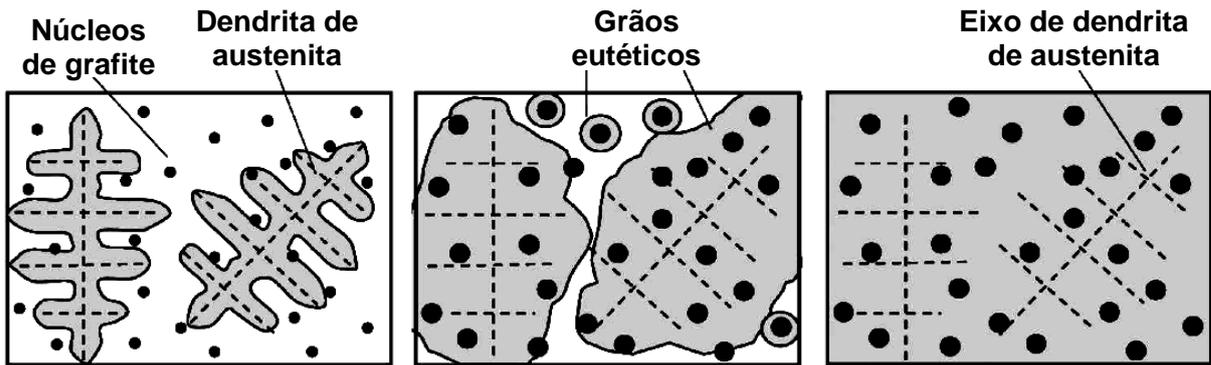
no ponto eutético pôde observar que era cinco vezes maior do que no ferro com grafita lamelar. Contudo, Hillert em 1968 explicou esta descoberta surpreendente observando que as formas da maioria da grafita estão cercadas por austenita. Assim, a expansão da grafita que ocorre durante a solidificação impõe a deformação plástica considerável na austenita. No entanto, cálculos de volume específicos sugerem que a expansão da grafita deve ser o mesmo para os ferros cinzentos e nodulares.

Quando se inicia o vazamento de ferros fundidos, o primeiro metal que entra em contato com as paredes do molde resfria-se em poucos segundos originando uma camada sólida. A espessura desta camada vai depender da temperatura de vazamento, da forma da peça, da intensidade de nucleação do banho e da composição química do ferro fundido. Em seguida observa-se uma contração no líquido, devido à redução da temperatura, que provoca um decréscimo da pressão interna, atingindo-se a pressão atmosférica ou valores abaixo desta. Quando a temperatura de solidificação é atingida na massa líquida, forma-se uma frente de solidificação em que a espessura depende basicamente da intensidade de nucleação do banho e das características de solidificação do eutético, ou seja, da formação de grafita lamelar ou esferoidal (Santos e Branco, 1989).

No ferro fundido nodular cada núcleo de grafita dá origem a um único nódulo de grafita (Fraś e Górný, 2012). Existe uma primeira etapa em que a grafita cresce em contato com o líquido, mas logo a grafita nodular é envolvida por um halo de austenita, que nucleia diretamente sobre o nódulo de grafita e a transformação eutética inicia. Células eutéticas podem conter uma grande quantidade de nódulos.

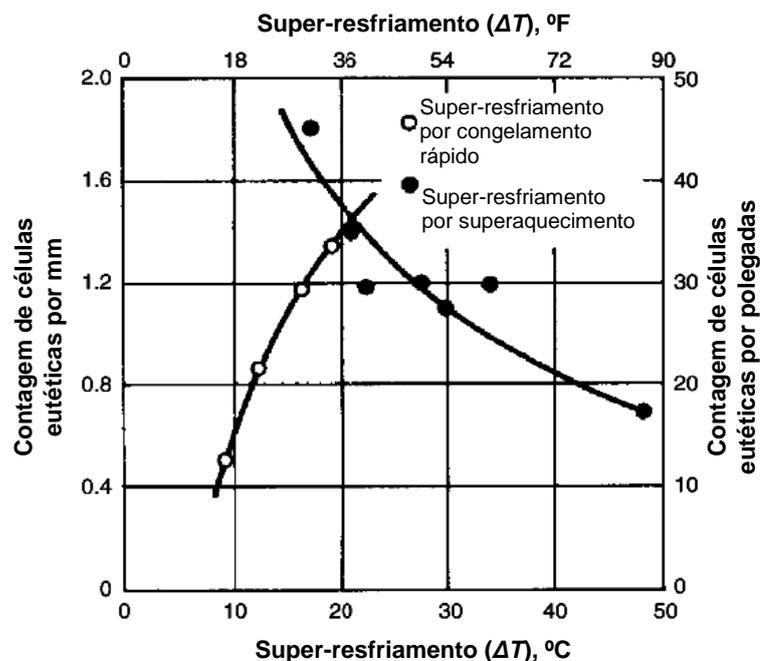
O crescimento posterior exige a difusão do carbono, do líquido para a grafita, através deste halo de austenita, como se pode observar no esquema mostrado na Fig. 20 (Fraś e Górný, 2012; Guessser, 2009; Rivera *et al.*, 2003; Santos e Branco, 1989).

Assim, em ferro fundido dúctil, o número de núcleos pode ser identificado apenas pelo número de nódulos de grafita ao invés do número de células eutéticas (Fraś e Górný, 2012).



**Figura 20** – Esquema de solidificação do ferro fundido nodular (Fraš e Górný, 2012; Rivera *et al.*, 2003).

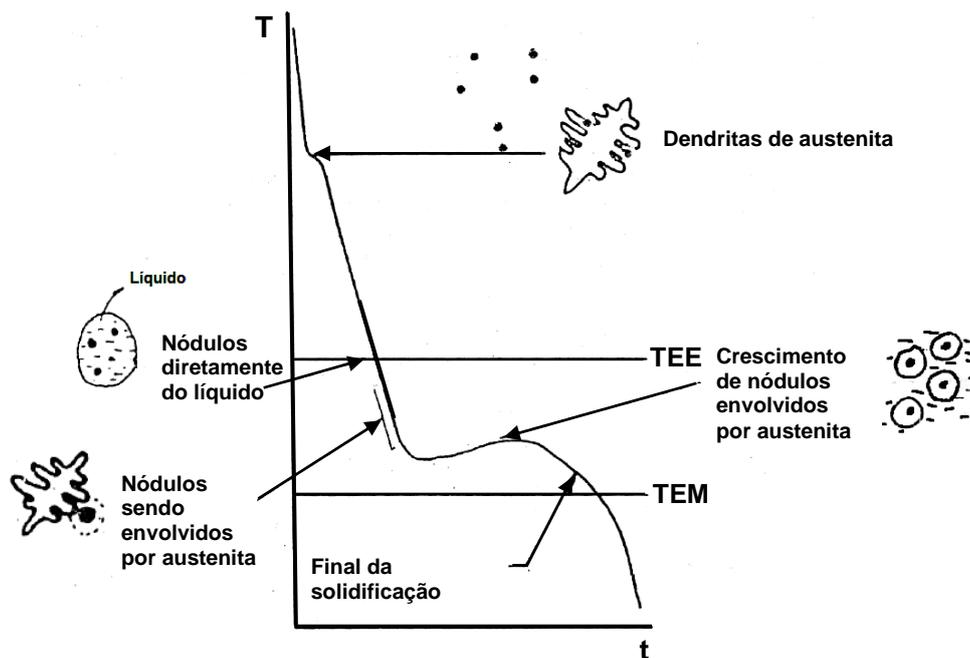
A solidificação inicia-se com a nucleação, que é fortemente afetada pelo super-resfriamento. Um estudo extensivo realizado por Patterson e Ammann (1959), segundo Stefanescu (2005a), demonstrou que o efeito do super-resfriamento na contagem de células eutética depende do modo como ocorre este super-resfriamento. Assim, se o super-resfriamento for o resultado do aumento da taxa de resfriamento, então o número de células aumenta, como se pode observar na Fig. 21. O contrário é verdadeiro se o super-resfriamento decorre da diminuição dos núcleos através de superaquecimento.



**Figura 21** – O efeito do super-resfriamento na contagem de células eutéticas (Stefanescu, 2005a).

Em ferros fundidos hipoeutéticos, a solidificação ocorre primeiramente com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono, como destacam Santos e Branco (1989) e Guesser (2009). Complementam ainda que com a redução da temperatura, o líquido residual torna-se cada vez mais rico em carbono e silício que são rejeitados à medida que austenita cresce.

Depois de um determinado super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético estável começam a se formar nódulos de grafita no líquido residual saturado em carbono e silício. A curva de resfriamento apresenta um patamar que depende das condições de nucleação e de resfriamento do banho metálico, considerando que esses são os fatores determinantes do tempo e da temperatura em que o calor liberado pela solidificação, compensa a perda de calor para o meio externo, decorrente da velocidade da extração de calor pelo molde. A Fig. 22 mostra esquematicamente uma curva de resfriamento típica obtida a partir da análise térmica de um ferro fundido nodular hipoeutético (Santos e Branco, 1989).



**Figura 22** – Esquema de uma curva de resfriamento típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares. TEE – Temperatura eutética estável; TEM – Temperatura eutética metaestável (Santos e Branco, 1989).

Assim, pode-se dizer que nos ferros fundidos nodulares a primeira etapa de solidificação se refere ao crescimento da grafita em contato com o líquido, que são em seguida envolvidos por um invólucro de austenita. O crescimento dessas células

ou grãos prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa. Deste modo, a expansão da grafita, primeiro, se transmite à austenita. Guessser (2009) complementa que dependendo da geometria do esqueleto do sólido formado, parte desta expansão é transmitida ao molde que suporta este sistema, de maneira que a contração do líquido e da solidificação da austenita é compensada.

A solidificação para ligas eutéicas ocorre após certo super-resfriamento, abaixo da temperatura do eutético, formando nódulos de grafita em contato direto com o líquido. Em seguida, a grafita é envolvida pela austenita formada na reação eutética e o processo é finalizado após a liberação do calor latente de solidificação (Santos e Branco, 1989). Entretanto, como ocorre um super-resfriamento antes da formação dos nódulos de grafita e como apresenta, geralmente, gradientes elevados de temperatura nas peças fundidas, pode existir a formação de uma fina rede de dendritas na austenita (Cole, 1972).

Em relação à solidificação dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos, Santos e Branco (1989) ressaltam que nestas ligas a grafita é a fase primária e abaixo da temperatura *liquidus* de composição hipereutética a grafita nodular se precipita a partir do banho com sua composição cada vez mais próxima da eutética, à medida que a temperatura diminui.

Santos e Branco (1989), fundamentando-se nos trabalhos de Hech *et al.* (1974), Weterfall *et al.*, (1972), e Heine (1964), destacam que em ferros fundidos nodulares de composição hipereutética, a exemplo do que foi observado em ligas eutéicas, pode ocorrer à formação de dendritas de austenita. Isto seria decorrente de alterações da composição da peça fundida em determinadas regiões, provocadas por distribuição não uniforme dos solutos, antes de ocorrer à reação eutética.

As condições de produção desempenham uma função importante no mecanismo de solidificação de ferros fundidos nodulares e, portanto, em sua microestrutura e propriedades mecânicas. Essas condições, segundo Santos e Branco (1989), correspondem ao tipo de equipamento de fusão, de composição química, de superaquecimento, de tratamento de nodulização, de inoculação, de temperaturas de vazamento e de desmoldagem.

Os fornos utilizados podem ser cubilô de revestimento ácido ou básico, fornos elétricos a arco direto, indireto ou de indução, além de fornos reverberatórios ou fornos de cadinho a óleo. Embora se tenha várias possibilidades de

equipamentos de fusão para a produção de ferro fundido nodular, os fornos elétricos normalmente são os equipamentos mais indicado sob o ponto de vista técnico, pois permitem o melhor controle de composição química e temperatura, do que os fornos cubilô ou os fornos de cadinho a óleo (Santos e Branco, 1989; Brown, 2000).

Portanto, independente do equipamento de fusão utilizado, deve-se seguir as seguintes recomendações apresentadas na Tabela 3 para a fabricação de ferro dúctil, destacado por Brown, 2000; Santos e Branco, 1989; Hollis e Dunks, 1967; Loper Jr. e Heine, 1965.

**Tabela 3** – Recomendações fundamentais para a fabricação de ferros fundidos nodulares (Baseado em Brown, 2000; Santos e Branco, 1989; Hollis e Dunks, 1967; Loper Jr. e Heine, 1965).

<b>Variáveis importantes</b>	<b>Recomendações para a produção de ferros fundidos nodulares</b>
Teor de carbono equivalente	Deve ser mantido entre 4,35 e 4,65%, de preferência na faixa de 4,45 a 4,55%, para evitar a formação de carbonetos eutéticos, formas degeneradas de grafita, e variações no ciclo de processamento;
Nodulização	Deve ser executada na faixa de temperaturas entre 1480-1510°C;
Tempo de vazamento	O banho deve ser vazado dentro de, no máximo, 10 minutos após o tratamento para que não ocorra a degeneração da grafita;
Temperatura de vazamento	Deve ser acima de 1370°C. Não deve ser muito baixa para que não ocorra a formação de carbonetos eutéticos;
Técnica utilizada	Deve-se dar preferência à técnica de pós-inoculação, adicionando-se liga Fe-Si (75% Si), sempre que o metal for transferido ou vazado;
Velocidades de resfriamento e de solidificação	Devem ser elevadas de maneira a favorecem a estrutura da grafita, devendo-se atentar para o limite imposto pela possibilidade de formação de carbonetos eutéticos.

Em relação à temperatura de vazamento, recomendada na Tabela 3, destaca-se também que não apenas as temperaturas muito baixas podem provocar a formação de carbonetos eutéticos, mas também às temperaturas elevadas, devido redução da eficiência do inoculante, causada por sua adição em temperaturas mais altas. Outro problema relacionado às elevadas temperaturas de vazamento está relacionado ao aumento da reação molde-metal, favorecendo o desenvolvimento de microporosidades e os defeitos de penetração de areia.

Contudo, as evidências demonstram que a temperatura de vazamento está condicionada à espessura das peças e a composição química do material que está sendo produzido. Portanto, devem-se considerar os problemas mencionados quanto ao uso de temperaturas muito elevadas ou muito baixas durante a fabricação do ferro fundido nodular. Além de evitar a presença de elementos deletérios tais como, Se, Te, Bi, Al, Sb e Ti, pois pequenos teores destes elementos provocam a degeneração da grafita, e, assim, deve-se adicionar o cério para neutralizar o efeito desses elementos (Mayer e Haemmerli, 1971; Loper Jr. *et al.*, 1969).

#### **2.4.5. Tratamentos térmicos dos ferros fundidos nodulares**

Muitas peças de ferros fundidos nodulares são utilizadas no estado fundido apresentando uma estrutura constituída de matriz perlítica com grafita esferoidal, podendo ainda apresentar ferrita ou cementita livre. O tratamento térmico pode ser utilizado para adquirir melhores propriedades (Chiaverini, 2012; Bočkus e Žaldarys, 2010), tais como, obtenção de maior ductilidade e melhor usinabilidade, alívio de tensões provocadas pela solidificação e melhor resistência mecânica (Santos e Branco, 1989). No entanto, o tratamento térmico é geralmente indesejável por causa do custo e dos passos de processamentos adicionais requeridos (Bočkus e Žaldarys, 2010).

Nas peças em que são aplicados os tratamentos térmicos, normalmente, decompõe-se a cementita produzindo ferrita mais grafita esferoidal, mediante um recozimento ou normalização. Pode-se também temperar e revenir à dureza desejada (Chiaverini, 2012).

Os ferros fundidos nodulares podem ser submetidos às seguintes operações de tratamentos térmico, de acordo com Chiaverini (2012), Guesser (2009), Herring (2004), Handbook (1996), Novikov (1994) e Santos e Branco (1989), alívio de tensões, recozimento, normalização, têmpera e revenido, austêmpera e têmpera superficial.

##### **2.4.5.1. Alívio de tensões**

Este tratamento é realizado para reduzir ou eliminar as tensões internas (de natureza elástica) que surgem nas peças fundidas de grandes dimensões ou de

secção transversal não uniforme. A diferença de temperatura entre as distintas regiões da peça é a principal causa da geração de tensões residuais, acarretando diferentes contrações (Guesser, 2009; Santos e Branco, 1989).

O tratamento consiste na exposição da peça a temperaturas suficientemente elevadas para que as tensões internas sejam superiores ao limite de escoamento do material, aliviando-se as tensões por deformação plástica (Guesser, 2009). Geralmente, a temperatura não pode ultrapassar 600°C e o tempo de 20 minutos por centímetro de secção (Chiaverini, 2012). No entanto, Santos e Branco (1989), ampliam esta faixa de temperatura de tratamento para os ferros fundidos cinzentos ou nodulares, entre 510-680°C, e destacam que dentro desta faixa não ocorrem alterações sensíveis nas propriedades mecânicas e na microestrutura.

O tempo de manutenção, segundo Santos e Branco (1989), vai depender da temperatura utilizada, bem como da natureza do trabalho a que estarão sujeitas as peças tratadas e do grau de alívio de tensões que se deseja. De modo geral, indica-se a utilização de uma hora e a cada 25 mm de espessura emprega-se mais uma hora, tanto para os ferros fundidos cinzentos quanto para os nodulares. Chiaverini (2012) destaca o tempo de 20 minutos por centímetro de secção, quando enfatiza que a temperatura não pode ultrapassar 600°C.

Guesser (2009) utilizando o manual prático de fundição, *Taschenbuch der Giesserei-Praxis*, publicado em Berlim em 2002, apresenta na Tabela 4 a variação dos principais parâmetros relacionados ao tratamento térmico de alívio de tensões.

**Tabela 4** – Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento térmico de alívio de tensões (Guesser, 2009).

Alívio de tensões	Ferro fundido cinzento			Ferro fundido nodular		
	Não ligado	Baixa liga	Alta liga	Ferrítico	Perlítico não ligado	Perlítico ligado
Velocidade de aquecimento (°C/h)	50 a 100					
Temperatura de recozimento (°C)	500-575	550-600	600-650	550-650	500-550	500-550
Tempo de manutenção	2 h até 25 mm de espessura + 1h por 25 mm que exceder					
Resfriamento	No forno (20 a 40°C/h) até 250°C, abaixo ao ar					

Em relação à velocidade de resfriamento, a partir da temperatura de tratamento, não se foi constatada alteração na microestrutura nem nas propriedades mecânicas do material. No entanto, influenciará no ressurgimento de tensões na peça, por isso utiliza-se o resfriamento no forno até temperaturas entre 290 e 370°C (Santos e Branco, 1989). Guessser (2009) apresenta a temperatura de resfriamento mais baixa, até 250°C no forno (Tabela 4).

#### **2.4.5.2. Recozimento**

O tratamento de recozimento de grafitização do ferro fundido consiste na formação de grafita com o desaparecimento concomitante, parcial ou total da cementita (Novikov, 1994). Segundo Santos e Branco (1989), é utilizado quando se deseja alcançar, além de um alívio de tensões, um máximo de ductilidade e uma maior usinabilidade em aplicações para as quais não há necessidade de uma elevada resistência mecânica.

Os ferros fundidos sejam eles cinzentos ou nodulares (especialmente este último), logo após a solidificação, ou seja, o material ainda em condições brutas podem formar carbonetos em suas estruturas, principalmente em secções finas solidificadas rapidamente ou ainda formar carbonetos em centros térmicos da peça, em geral, associados com a segregação de elementos de liga, Cr e Mn que são os mais comuns (Guessser, 2009). Esta formação de carbonetos traz como consequências à diminuição do alongamento e a redução drástica da usinabilidade e assim, emprega-se o tratamento térmico de decomposição destes carbonetos ( $Fe_3C$ ) para austenita ( $\gamma$ ) e grafita (Gr).

Dependendo da microestrutura desejada e dos elementos de liga, este tratamento térmico pode ser associado com o recozimento de ferritização, obtendo uma matriz ferrítica (Chiaverini, 2012; Guessser, 2009; Santos e Branco, 1989).

Para tanto, segundo Chiaverini (2012) é necessário aquecer o material a 900°C, resfriando até 700°C, em 1 hora, seguido de resfriamento até 650°C, à razão de 3°C/h. Guessser (2009), no entanto, baseando-se no trabalho de Röhrig (1988), apresenta diferentes alternativas de ciclo térmico, tais como recozimento pleno, recozimento subcrítico (abaixo da zona crítica), também enfatizado por Santos e Branco (1989), e recozimento dentro da zona crítica. A Tabela 5 apresenta a variação dos principais parâmetros relacionados ao tratamento térmico de

recozimento de ferritização proposto por Guesser (2009), utilizando como base o manual prático de fundição, *Taschenbuch der Giesserei-Praxis* (2002).

**Tabela 5** – Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento térmico de recozimento de ferritização (Guesser, 2009).

<b>Ferritização</b>	<b>Na zona crítica</b>	<b>Na zona subcrítica</b>
Velocidade de aquecimento (°C/h)	50 a 100	
Temperatura de recozimento (°C)	740 a 780	680 a 700
Tempo de manutenção (conforme espessura da peça)	4 a 12 h	4 a 24 h
Resfriamento	Ao ar ou no forno (40 a 60°C/h)	No forno (20 a 50°C/h) até 580°C, então resfriamento ao ar ou no forno (50 a 60°C/h)

Em relação ao recozimento pleno, primeiramente, efetua-se a austenitização, seguida de resfriamento lento através da zona crítica, de maneira que ocorra a transformação eutetóide estável, tendo-se como resultado uma matriz ferrítica. Assim, para a obtenção de matriz basicamente ferrítica são necessárias baixas velocidades de resfriamento, pois baixos números de nódulos de grafita podem gerar residuais de perlita na microestrutura (Guesser, 2009).

No que se refere ao recozimento subcrítico tem-se a decomposição da cementita da perlita, gerando ferrita e grafita (Santos e Branco, 1989). Guesser (2009) ressalta que este ciclo térmico é escolhido quando é baixa a quantidade de perlita a decompor-se, sendo usuais temperaturas de 700 a 740°C. Enfatiza ainda que o tempo de recozimento é estabelecido em função da composição química e da espessura da peça. O recozimento subcrítico pode ainda ser utilizado exclusivamente para a esferoidização da perlita, aumentando-se, portanto, a ductilidade sem diminuição drástica da resistência mecânica.

Após o recozimento espera-se, segundo Santos e Branco (1989), as seguintes propriedades apresentadas na Tabela 6.

**Tabela 6** – Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de recozimento (Santos e Branco, 1989).

<b>Propriedades mecânicas após o recozimento</b>	
Limite de resistência à tração	44,0 a 58,5 0 kgf/mm <sup>2</sup> (432 a 574 MPa)
Limite convencional de escoamento 0,2%	33,0 a 44,0 kgf/mm <sup>2</sup> (324 a 432 MPa)
Alongamento em 50 mm	10,0 a 25,0%
Dureza Brinell	140 a 200

### 2.4.5.3. Normalização

O tratamento térmico de normalização é utilizado para aumentar a resistência mecânica ou então homogeneizar as propriedades mecânicas na peça (Guesser, 2009; Ghosh, 1994). Pode ser empregado ainda para restaurar as propriedades do estado bruto de fusão alterada por outros tratamentos térmicos (Santos e Branco, 1989).

Este tratamento térmico representa uma alternativa para a produção de nodulares perlíticos, segundo Guesser e Hilário (1999), e deve ser analisado com atenção no caso de peças submetidas a tratamento de decomposição de carbonetos, pois neste caso tem-se a oportunidade de condicionar a matriz para o aumento de propriedades mecânicas.

O tratamento de normalização pode ser realizado em três distintos ciclos térmicos, normalização em um estágio (ou simplesmente normalização), normalização seguida de recozimento e normalização dentro da zona crítica (Guesser e Hilário, 1999).

No tratamento de normalização em um estágio efetua-se, primeiramente, a austenitização da peça, em seguida tem-se o resfriamento em condições tais que atinja a microestrutura e dureza desejada (Guesser, 2009; Novikov, 1994). A Tabela 7 apresenta a variação dos principais parâmetros relacionados ao tratamento de normalização nos ferros fundidos cinzento e nodular destacado por Guesser (2009), baseando-se no manual prático de fundição, *Taschenbuch der Giesserei-Praxis* (2002).

Este tratamento de normalização é aplicado principalmente nos lingotes com matriz de ferrita e ferrita-perlita, é raramente utilizado no ferro fundido de matriz perlítica. Novikov (1994) apresenta temperaturas de aquecimento do lingote ainda um pouco superior, de 850 a 950°C com exposição de 0,5-3 horas e resfriamento no

ar calmo ou com corrente de ar. Recomenda-se nos lingotes de formato complexo resfriar no forno a partir da temperatura de aproximadamente 500°C, para eliminar tensões residuais. Assim, com o aquecimento, tem-se inicialmente a austenitização com a transformação de ferrita em austenita, a solubilização da grafita e da cementita da perlita na austenita, se conter perlita na matriz. Logo em seguida, a estrutura do ferro fundido consiste de austenita e grafita. Posteriormente, com o aquecimento, a grafita dissolve-se parcialmente na austenita e quantitativamente cresce o carbono.

O endurecimento com a normalização ocorre pela eliminação da ferrita de estrutura livre, aumento da concentração de carbono combinado em cementita, e elevação da dispersão da perlita. Deste modo, a dureza do ferro fundido cresce de 150 HB para 200-250 HB (Novikov, 1994).

**Tabela 7** – Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento de normalização (Guesser, 2009).

<b>Normalização</b>	<b>Cinzeno e Nodular</b>
Velocidade de aquecimento (°C/h)	50 a 100
Temperatura de recozimento (°C)	850 a 920
Tempo de manutenção	2 h até 25 mm de espessura + 1h por 25 mm que exceder
Resfriamento	Ar forçado

Novikov (1994) complementa que se ocorrer o resfriamento acelerado ao ar, tem-se a decomposição perlítica da austenita e, assim, toda matriz adquire estrutura perlítica. Como resultado obtém-se maior endurecimento com o tratamento térmico de normalização em ferro fundido ferrítico, pois a matriz macia de ferrita é substituída pela matriz perlítica mais dura.

No tratamento de normalização dentro da zona crítica, a austenitização parcial é realizada dentro da região de austenita mais ferrita mais grafita, em seguida executa-se um resfriamento ao ar forçado, no qual transforma toda a austenita em perlita. É importante considerar que a quantidade de austenita formada é determinada pela temperatura de austenitização e, assim a quantidade de perlita no resfriamento (Guesser e Hilário, 1999).

Após o procedimento de tratamento térmico de normalização, esperam-se melhores propriedades mecânicas tais como as apresentadas na Tabela 8.

**Tabela 8** – Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de normalização (Santos e Branco, 1989).

<b>Propriedades mecânicas após a normalização</b>	
Limite de resistência à tração	73 a 87 kgf/mm <sup>2</sup> (715 a 853 MPa)
Limite convencional de escoamento 0,2%	51 a 66 kgf/mm <sup>2</sup> (500 a 647 MPa)
Alongamento em 50 mm	2,0 a 5,0%
Dureza Brinell	240 a 300

#### 2.4.5.4. Têmpera e revenido

Este tratamento tem como objetivo conferir ao material resistência mecânica, dureza e resistência ao desgaste (Chiaverini, 2012; Herring, 2004). O tratamento térmico envolve, primeiramente, o aquecimento até a temperatura de austenitização para que o carbono entre na solução, em seguida ocorre o resfriamento rápido, geralmente em óleo ou em polímero solúvel em água, para obter estrutura martensítica (Guesser, 2009; Santos e Branco, 1989) e revenimento a uma temperatura inferior à temperatura crítica, com a finalidade de eliminar as tensões causadas pela têmpera e, assim, obter a dureza desejada. Tem-se como estrutura resultante a martensita revenida (Chiaverini, 2012; Santos e Branco, 1989).

A Tabela 9 apresenta, segundo Guesser (2009), baseando-se no manual prático de fundição, *Taschenbuch der Giesserei-Praxis* (2002), as principais faixas de temperatura de resfriamento em óleo e em banho de sal para o tratamento térmico de têmpera e revenido em ferros fundidos cinzentos e nodulares.

**Tabela 9** – Variação dos principais parâmetros utilizados no tratamento térmico de têmpera e revenido (Guesser, 2009).

<b>Têmpera e Revenido</b>	<b>Cinzeno e Nodular</b>		
Velocidade de aquecimento (°C/h)	50 a 100		
Temperatura (°C)	830 a 920		
Tempo de manutenção (conforme espessura da peça)	2 h até 25 mm de espessura + 1h por 25 mm que exceder		
Resfriamento	Até 20 a 100°C - óleo de têmpera	Até 100 a 240°C - óleo de têmpera	Até 200 a 450°C - banho de sal
Revenido	400 a 600°C, 2 a 4 h		

No tratamento térmico de revenimento, conforme destaca Guesser (2009), ocorrem às mesmas reações que acontecem nos aços. No entanto, às temperaturas mais elevadas, maiores que 550°C, ocorre à decomposição dos carbonetos,

normalmente em torno dos nódulos, resultando em ferrita. Em geral, as temperaturas empregadas no tratamento de revenido estão entre 400-600°C, com tempos de 2 a 4 h. A martensita revenida ocorre até a temperatura de 550°C e em temperaturas maiores (550 a 700°C), a microestrutura consiste em ferrita e carbonetos esferoidizados.

Após o tratamento térmico de normalização, esperam-se as seguintes propriedades mecânicas em ferro fundido com grafita esferoidal, apresentadas na Tabela 10.

**Tabela 10** – Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de têmpera e revenido (Santos e Branco, 1989).

<b>Propriedades mecânicas após a têmpera e revenido</b>	
Limite de resistência à tração	87 a 110 kgf/mm <sup>2</sup> (853 a 1079 MPa)
Limite convencional de escoamento 0,2%	66 a 91 kgf/mm <sup>2</sup> (647 a 892 MPa)
Alongamento em 50 mm	2,0 a 7,0%
Dureza Brinell	270 a 350

#### 2.4.5.5. Austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera (*Austempered Ductile Iron* - ADI) é utilizado quando se deseja essencial melhora das propriedades do ferro fundido nodular, tais como uma elevada dureza associada a uma resistência mais elevada ao impacto (Chiaverini, 2012; Guessser e Guedes, 1997; Ghosh, 1994; Santos e Branco, 1989).

Este tratamento envolve, primeiramente, o aquecimento para austenitização, entre 850-925°C, de maneira que haja transferência suficiente de carbono à matriz austenítica, em seguida mantido a temperatura durante uma a três horas. Neste período, o material se torna inteiramente austenítico e a matriz torna-se saturada em carbono (Chiaverini, 2012; Kovacs, 1990). Posteriormente ocorre o resfriamento rápido até a temperatura de austêmpera (315°C), e a exposição nesta temperatura por certo tempo (120 min) (Guessser, 2009).

O tempo de duração de austenitização, segundo Kovacs (1990), depende de dois fatores, da estrutura da matriz da peça fundida antes da austêmpera, e a capacidade do carbono para se deslocar entre os nódulos e a matriz. Se a matriz de fundição for altamente ferrítica antes do tratamento térmico, ela levará mais tempo para saturar a matriz com carbono do que numa matriz perlítica, que já tem cerca de

0,7% de carbono antes de austêmpera. O outro fator que determina a duração do tempo de austenitização é a liberdade do carbono para migrar dos nódulos à matriz. Os nódulos servem tanto como fontes de carbono quanto reservatório de carbono.

Deste modo, tem-se como microestrutura resultante uma mistura muito fina de ferrita e de austenita estabilizada. Esta estrutura se difere da bainita por não apresentar carbonetos (Guessser, 2009; Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009; Ghosh, 1994).

Em geral, durante os processos de tratamento térmico convencional envolvendo resfriamento contínuo, a austenita ou é transformada em perlita ou martensita. No entanto, durante o processo de austêmpera, o segundo passo de tratamento térmico, ou seja, o resfriamento deve ser suficientemente rápido para evitar a transformação perlítica. Assim, a austêmpera geralmente é realizada acima da temperatura de início da transformação martensita ( $M_s$ ) (Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009).

No tratamento de austêmpera o aquecimento acima da zona crítica ocorre com tempo e temperaturas similares às da martêmpera. O material é resfriado em banho de sal ou de chumbo até temperaturas entre 230-450°C, dependendo da composição química do ferro fundido, e posteriormente mantida a estas temperaturas por tempos suficientes para que a transformação se complete, resultando em uma estrutura bainítica (Santos e Branco, 1989).

Os ferros fundidos nodulares com estrutura bainítica, obtidas por tratamento de austêmpera, representam as classes de ferros fundidos com as melhores combinações de valores de resistência e alongamento, sendo utilizados tanto em aplicações envolvendo impacto e desgaste, como em suporte de mola de caminhão, componentes de transporte em mineração de carvão, quanto em aplicações que envolvem resistência à fadiga e desgaste, como em engrenagens (Guessser e Guedes, 1997; Ghosh, 1994).

Após o tratamento térmico de austêmpera em ferro fundido nodular obtêm-se os seguintes valores de propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 11 (Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009).

**Tabela 11** – Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento austêmpera (Avdusinovic e Gigović-Gekić, 2009).

<b>Propriedades mecânicas após austêmpera</b>	
Resistência à tração	82 a 163 Kgf/mm <sup>2</sup> (804 a 1599 MPa)
Ductilidade	até 10%
Energia de impacto (J)	35 a 100 J
Dureza Brinell	250 a 550

#### 2.4.5.6. Têmpera superficial

O tratamento de têmpera superficial, segundo Guessser (2009), Ghosh (1994) e Santos e Branco (1989) é utilizado com o objetivo de obter um aumento local de resistência e dureza, mantendo o núcleo com a tenacidade necessária. Além do mais, as tensões residuais resultantes podem ser exclusivamente de compressão na superfície, elevando a resistência à fadiga.

No processo de têmpera superficial uma pequena camada, de 2-5 mm, é austenitizada, em geral com aquecimento indutivo, e em seguida é resfriada em água ou mesmo uma mistura de óleo em água, resultando, desta forma, em uma camada de martensita junto à superfície. Destaca-se que dependendo do componente formado pode-se realizar em seguida um revenido. A microestrutura prévia deve possuir pelo menos 70-80% perlita, ou martensita revenida, pois em caso contrário resultam áreas de ferrita não austenitizada, de baixa dureza (Guessser, 2009).

A matriz perlítica pode ser obtida realizando-se, previamente, uma normalização e em seguida um revenimento, ou então, utilizar peças submetidas a um tratamento de alívio de tensões e que tenham matriz perlítica no estado bruto de fusão para reduzir o tempo de aquecimento a um mínimo, permitindo maior segurança quanto ao eventual surgimento de trincas durante o resfriamento (Santos e Branco, 1989).

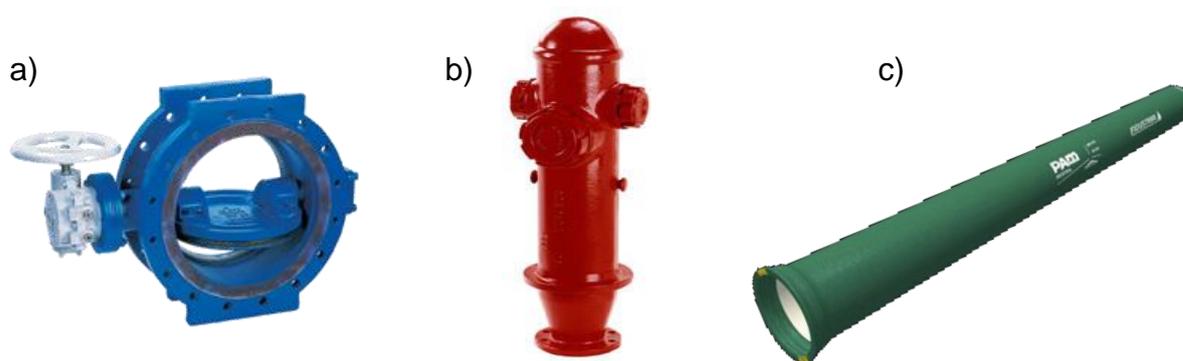
Posteriormente ao tratamento, obtém-se matriz martensítica na periferia das peças. Deve-se proceder, logo em seguida, um tratamento de revenimento, para reduzir as tensões provocadas pelo endurecimento superficial (Santos e Branco, 1989; Ghosh, 1994).

### 2.4.6. Aplicações dos ferros fundidos nodulares

Todos os anos os ferros fundidos nodulares encontram novos campos de aplicação como material substituto ao aço, principalmente devido ao resultado de suas propriedades que, na maioria das vezes, são ainda melhores que as dos aços de baixo teor de carbono (Bočkus e Žaldarys, 2010).

Neste sentido, devido a sua excelente ductilidade, os ferros fundidos nodulares, são utilizados em aplicações críticas, como virabrequins, juntas de direção, calibres de freio, cubos, suportes, tubulações de água, acessórios para tubos, buchas de hastes de válvulas, corpos de bombas (em serviços de petróleo, água salgada e ambiente cáustico), tubos de escapamento, carcaças de turboalimentadores, componentes de compressores de ar, tubos de escapamento de motores a Diesel, carcaças de sistemas de guia, anéis de invólucros de turbinas a gás, suporte de freio, placa de apoio ferroviário e cubo de roda (Chiaverini, 2012; Brown, 2000).

A Fig. 23 (a-c) apresenta três peças de ferro fundido nodular produzida pela usina Pam Saint Gobaim Canalização, válvula borboleta, Fig. 23 (a), que tem como função a regulagem e o bloqueio do fluxo em uma canalização. É utilizada principalmente em sistemas de adução e de distribuição de água doce bruta ou tratada e em estações de tratamento de água em que o fluido não deve exceder a temperatura de 60°C e a pressão de trabalho de 1,6 MPa.



**Figura 23** – Peças em ferro fundido nodular, (a) válvula borboleta, (b) hidrante de coluna e (c) tubo de adução e distribuição de água. Cortesia da SGC.

Na Fig. 23 (b) tem-se um hidrante de coluna destinado ao suprimento de água para combater incêndio, através de engates rápidos para mangueiras. Por fim

tem-se o tubo de adução e distribuição de água, desenvolvido para a utilização no transporte de água bruta e água tratada em redes gravitárias ou sob pressão, Fig. 23 (c). É importante destacar ainda que a sua aplicação está inteiramente relacionada à sua composição química, que por sua vez influi em sua estrutura e propriedades.

Neste sentido, como destaca Chiaverini (2012), os ferros fundidos nodulares utilizados em componentes de navio contém de 2,40-3,10%p. C, 1,80-3,20%p. Si, 0,80-2,50%p. Mn, 0,15-0,20%p. P, 18,0-23,0%p. Ni e até 0,50%p. Cr, com dureza Brinell variando de 175 a 190, limite de resistência à tração de 35 a 38,5 kgf/mm<sup>2</sup> (340 a 375 MPa), limite de escoamento de 17,5 a 21,0 kgf/mm<sup>2</sup> (175 a 210 MPa) e alongamento de 20 a 7%, submetidos a alívio de tensões a 650°C (e, se necessário, solução de carbonetos a 950°C), utilizados para resistência à corrosão, ao calor e ao choque, em hélices e aplicações diversas em navios.

## 2.5. Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos Nodulares

As propriedades de qualquer material de engenharia são determinadas pela sua microestrutura detalhada. Os fatores que influenciam as propriedades dos ferros fundidos incluem a composição química da matriz, o tamanho, a distribuição, a fração de volume e a morfologia dos constituintes microestruturais, bem como a influência da temperatura (Alp *et al.*, 2005). Para tanto, ao se falar em desenvolvimento da tecnologia, estamos nos referindo ao desenvolvimento de técnicas e métodos que favoreça uma microestrutura desejável trazendo bons resultados em suas propriedades.

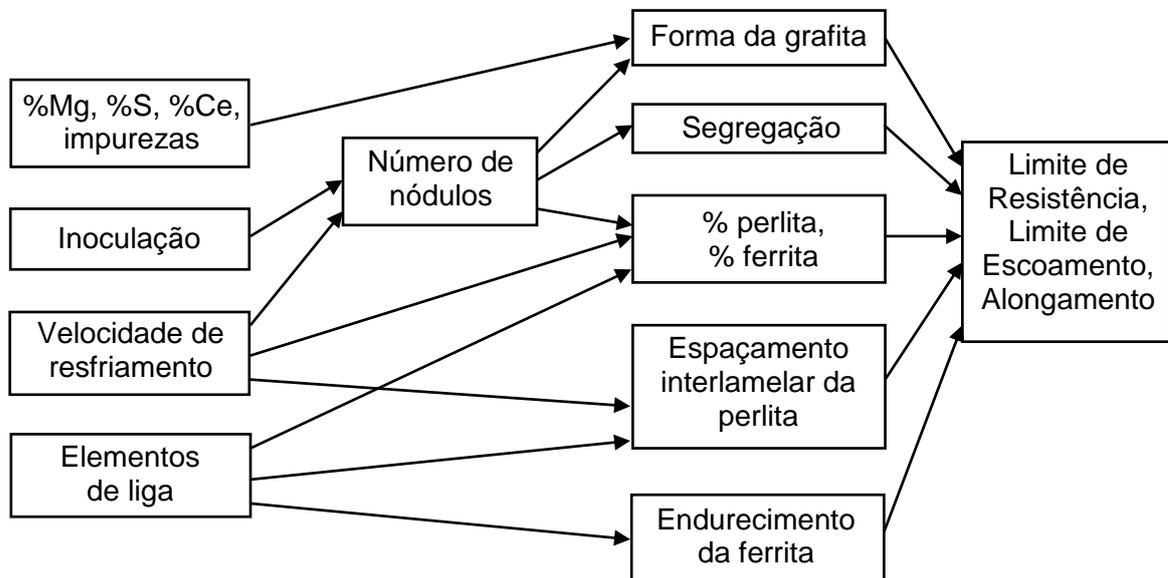
Os ferros fundidos nodulares são caracterizados por uma variedade de propriedades mecânicas e que estão condicionadas à estrutura final obtida, ou seja, dependem da matriz metálica, da morfologia e quantidade de grafita e ainda do tamanho e distribuição das células eutéicas (Chiaverini, 2012; Santos e Branco, 1989).

No que se refere à microestrutura, tem-se que uma matriz perlítica confere maior resistência mecânica à secção considerada. No entanto, quando a matriz é ferrítica observa-se maior ductilidade e menor dureza. Para matrizes ferrítico-perlíticas as propriedades apresentam valores intermediários (Santos e Branco, 1989). Complementam ainda que a obtenção dessas matrizes durante a reação eutéica é função da velocidade de resfriamento da peça, ou seja, da espessura da

secção e extração de calor pelo molde, bem como da quantidade e distribuição da grafita e da composição química do material.

Os ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica possuem valores de limite de resistência de 380 a 450 MPa, associados a valores de alongamento de 10 a 22%, enquanto que em ferros fundidos nodulares de matriz perlítica o limite de resistência pode chegar à 900 MPa com alongamento de 2,0%. O limite de escoamento dos ferros fundidos nodulares podem variar de 240 a 500 MPa (Guesser, 2009).

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com matriz de ferrita + perlita são influenciadas principalmente pelas variáveis apresentadas na Fig. 24 (Guesser, 2009).



**Figura 24** – Efeitos da microestrutura e de variáveis de processo tecnológicos sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares com matriz perlítica e ferrítica (Guesser, 2009).

A resistência mecânica representa a máxima tensão que o material pode suportar antes da fratura (Guesser, 2009). Nos ferros fundidos nodulares, como destaca Santos e Branco (1989), a resistência é mais elevada do que nos ferros fundidos cinzentos, por causa da maior homogeneidade da estrutura. Quando a grafita se apresenta na forma de nódulos, ocorre a redução sensivelmente do efeito de entalhe em comparação ao que se tem quando a grafita é lamelar. Assim, a resistência, bem como a ductilidade desses materiais são maiores que nos ferros fundidos cinzentos.

Entretanto, o aumento do limite de resistência à tração através da adição de Fe-Si foi sempre inferior ao obtido com a liga contendo bário e cálcio, e com a que contém estrôncio. Segundo Santos e Branco (1989), a liga Si-Sr foi, entre os inoculantes estudados por Chaves Filho *et al.* (1975), a que se mostrou mais eficiente no acréscimo dessa propriedade, pelo menos nos primeiros instantes após a inoculação.

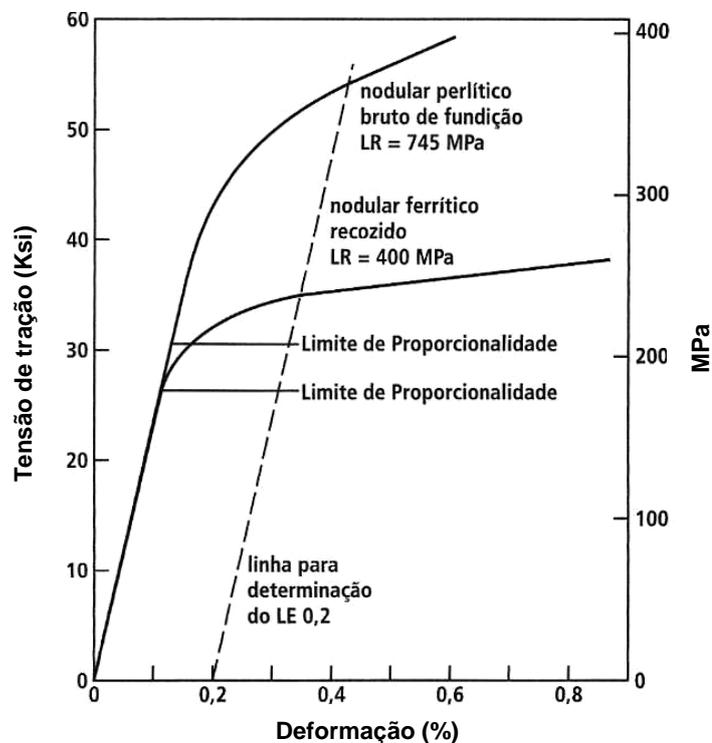
Santos e Branco (1989) acrescenta que nem sempre a determinação das propriedades mecânicas de resistência permite uma avaliação segura do tratamento de inoculação. Desta forma, destacam o estudo desenvolvido por Sinátora e colaboradores (1976), que verificaram que o limite de resistência à tração, limite de escoamento e dureza, praticamente, não variaram com o aumento da porcentagem de Fe-Si utilizado como inoculante (0,25; 0,50 e 0,75% Fe-Si), mantidas constantes a composição química final, a velocidade de esfriamento e a técnica de inoculação. Ocorrem, todavia, maiores dispersões no alongamento, tendo-se observado uma variação significativa do número de nódulos de grafita, tanto com a quantidade de Fe-Si utilizado, como com a alteração da técnica de inoculação e da composição química base final.

Considera-se ainda que quando a quantidade de grafita presente na microestrutura for maior, ocorre em geral a redução da resistência, tanto dos ferros fundidos cinzentos quanto dos nodulares, devido à distância para a difusão do carbono que torna-se menor, aumentando, assim, a tendência à obtenção de maior porcentagem de ferrita na matriz. Além do mais, o próprio aumento da quantidade de grafita na microestrutura tem o efeito de reduzir a resistência mecânica, pois esta fase possui menor resistência do que a matriz metálica. Portanto, a quantidade de grafita, nos ferros fundidos nodulares, pode estar distribuída de forma distinta, havendo alterações do número de nódulos e, por conseguinte, de seu tamanho médio, provocando a formação de microestruturas diversas, comprometendo as propriedades mecânicas (Santos e Branco, 1989).

Goodrich (2003) e Walton e Opar (1981) apresentam na Fig. 25 o comportamento típico da curva tensão-deformação para dois tipos de ferro fundido nodular. Observa-se que o ferro fundido nodular perlítico no estado bruto de fundição apresentou a resistência à tração maior do que o ferro fundido nodular ferrítico tratado termicamente. Isto ocorre devido a maior resistência da matriz perlítica do que a matriz ferrítica. O ensaio de tração é utilizado para o controle de

qualidade, visto que a maioria das especificações de materiais inclui itens como resistência e ductilidade (Chiaverini, 2012; Guessser, 2009).

A curva obtida pelo ensaio de tração exibe duas regiões distintas, uma elástica e outra plástica. No trecho inicial linear, a remoção da carga resulta no retorno do corpo de prova às suas dimensões originais, não permanecendo nenhuma deformação residual. Este trecho é chamado de região elástica, pois toda a deformação que ocorre aqui é recuperada elasticamente. Posteriormente, certo nível de tensão da curva desvia-se da reta, e a partir deste trecho é chamado de região plástica. Esta região plástica termina na fratura do corpo de prova (Guessser, 2009).



**Figura 25** – Curva tensão versus deformação de dois tipos de ferro fundido nodular (Goodrich, 2003, Walton e Opar, 1981).

Os ferros fundidos nodulares apresentam o módulo de elasticidade constante até o seu limite de elasticidade. O módulo de elasticidade mede a rigidez do material e quanto maior o seu valor, menor será a deformação elástica resultante da aplicação de uma tensão (Guessser, 2009; Souza, 1982).

Os valores de limite de escoamento são fundamentais, sob o ponto de vista de projetos de peças estruturais, pois determinam os limites das cargas no estágio elástico, os quais são mais elevados (Chiaverini, 2012; Santos e Branco, 1989).

Guesser (2009), baseando-se nos trabalhos de BCIRA (1974) e Hachenberg (1988), destaca que os valores usuais de módulo de elasticidade variam de 169 GPa (classes ferríticas) e 176 GPa (classes perlíticas), ou ainda de 160 a 180 GPa.

Além da matriz, influenciam, então, o módulo de elasticidade, a quantidade de grafita e a perfeição dos nódulos de grafita. Segundo Metzloff e Loper Jr. (2002) e Walton e Opar (1981) à medida que decresce a nodularidade tem-se o aumento dos efeitos de microplasticidade, mesmo com baixos níveis de tensão, reduzindo-se o módulo de elasticidade.

A Tabela 12 apresenta as propriedades típicas de distintas classes de ferro fundido nodular, de acordo com a norma DIN 1693/1973 e ABNT NBR 6916/1981.

**Tabela 12** – Propriedades típicas de diferentes classes de ferro fundido nodular de acordo com a norma DIN 1693/1973 e ABNT NBR 6916/1981.

<b>Classificação dos Ferros Fundidos Nodulares</b>						
ABNT-NBR 6916	FE 38017	FE 42012	FE 50007	FE 60003	FE 70002	
DIN 1693	GGG 40.3	GGG 40	GGG 50	GGG 60	GGG 70	
Matriz	Ferrítica	Ferrítica	Ferrítica Perlítica	Perlítica	Perlítica	
<b>Propriedades Mecânicas (DIN 1693)</b>						
Limite de resistência min. (MPa)	400	400	500	600	700	
Limite de escoamento 0,2% min. (MPa)	250	250	320	380	440	
Alongamento min. (%)	18	15	7	3	2	
Dureza Brinell (HB)	140-180	150-200	170-240	210-280	230-300	
Módulo de Elasticidade (GPa)	160-185					
Resistência à Compressão (MPa)	800	800	850	1000	1100	
Resistência à Flexão (MPa)	800	800	850	900	1000	
Resistência ao Cisalhamento (MPa)	0,9 x LR					
Número de Poisson	0,28-0,29					
Resistência ao Impacto (kgf/cm <sup>2</sup> )	Sem entalhe	10-20	10-20	6-12	4-8	2-5
	Com entalhe	>20	1,5-2,8	0,5-1,5	0,5-1,2	0,3-0,8

A ductilidade é a propriedade mais importante, se refere à habilidade do material em acomodar deformações não elásticas sem ruptura (Dowling, 1998). Uma das importantes funções da ductilidade é permitir a redistribuição de tensões por

deformação plástica localizada, sem ruptura (Guesser, 2009). É possível chegar a valores de 20-25% de alongamento ou próximos, comparáveis também aos obtidos em aços fundidos. Essa ductilidade elevada confere igualmente aos referidos materiais razoável resistência ao choque. Warda e colaboradores (1998), como destaca Guesser (2009), define o alongamento como o aumento permanente no comprimento, expresso como percentagem do comprimento útil inicial, quando o corpo de prova é ensaiado até a fratura. Complementa que materiais frágeis como o ferro fundido cinzento não apresentam alongamento expressivo, no entanto, ferros fundidos nodulares podem apresentar alongamentos significativos.

A espessura da peça também é um fator a considerar na influência das propriedades mecânicas. Segundo Santos e Branco (1989), em peças espessas, por exemplo, o resfriamento ocorre mais vagarosamente, favorecendo o aumento do tamanho dos nódulos durante a solidificação e a formação de estruturas predominantemente ferríticas, durante reação eutetóide. Entretanto, para uma mesma composição química numa peça de secção mais fina pode-se obter estruturas com maiores porcentagens de perlita com menores nódulos e em maior número, em ferros fundidos nodulares, aumentando a sua resistência mecânica.

Em relação à temperatura, Chiaverini (2012) enfatiza, que a resistência mecânica a alta temperatura tem uma redução e por isso a introdução de elementos tais como cromo e vanádio que reduzem a velocidade de fluência e elevam os valores de tensão-ruptura. Outro elemento que confere boas propriedades de resistência em elevadas temperaturas é o molibdênio, com pequena redução da ductilidade (Chiaverini, 2012; Santos e Branco, 1989) e da resistência ao choque à temperatura ambiente (Chiaverini, 2012). Conforme destaca Santos e Branco (1989), baseando-se no trabalho de Patterson (1973), o efeito de adição de 0,40%p. de molibdênio a um ferro fundido com grafita esferoidal foi semelhante ao obtido com o uso de 0,8%p. de cobre, para uma mesma composição base. É importante considerar ainda como ponto negativo do emprego do molibdênio como elemento de liga, a sua forte tendência à formação de carbonetos em secções mais finas, o que não ocorre com outros elementos como o níquel, o cobre ou o estanho.

Neste sentido, destaca-se a importância dos elementos de liga na resistência mecânica dos ferros fundidos nodulares. Em geral, a adição de elementos de liga em ferros fundidos, possibilita a obtenção de propriedades mecânicas mais elevadas, tanto no estado bruto de fusão como após tratamento

térmico. A Tabela 13 apresenta os principais elementos utilizados na produção dos ferros fundidos nodulares e que influenciam em suas propriedades mecânicas.

O carbono e o silício interferem na resistência mecânica, basicamente por seus efeitos nas quantidades de grafita presente na microestrutura e de austenita pró-eutética formada, que modificam a matriz metálica obtida. Ainda influenciam na grafitação do banho metálico. A tendência à formação de carbonetos eutéticos diminui com o crescente teor desses elementos (Santos e Branco, 1989). Portanto, cada elemento químico tem a sua participação e influência na estrutura e consequentemente nas propriedades dos ferros fundidos nodulares.

**Tabela 13** – Efeito dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (Baseado em Santos e Branco, 1989; Chiaverini, 2012).

<b>Elementos de liga</b>	<b>Efeito nas propriedades mecânicas</b>
Enxofre	Não se observa o efeito deletério deste elemento nas propriedades mecânicas de resistência.
Fósforo	Devem ser mantidos abaixo de 0,1%, para evitar a formação de steadita, que provoca redução da tenacidade dos ferros fundidos nodulares.
Manganês	Aumenta as propriedades de resistência por promover a formação de perlita nos ferros fundidos nodulares.
Níquel	Elemento perlitizante, aumenta os limites de resistência e de escoamento diminuindo o alongamento e aumentando a dureza no estado bruto de fusão.
Cobre	Promove a formação de perlita, aumenta os limites de resistência, escoamento e a dureza, diminuindo o alongamento.
Estanho	Teores entre 0,1-0,2% promove a matriz perlítica e assim permite elevada dureza e resistência mecânica, no estado bruto de fusão e após tratamento térmico.
Molibdênio	Aumenta a resistência e a dureza diminuindo de maneira acentuada a ductilidade.
Vanádio	Forte formador de carbonetos na solidificação é mais utilizado quando se necessita elevada resistência à abrasão.
Cromo	Forma carbonetos na solidificação e por isso é empregado em menor escala, e ainda eleva resistência à abrasão.
Titânio	Reduz a formação de grafita esferoidal degenerando a grafita e promovendo concentrações de tensão, reduzindo a sua ductilidade.

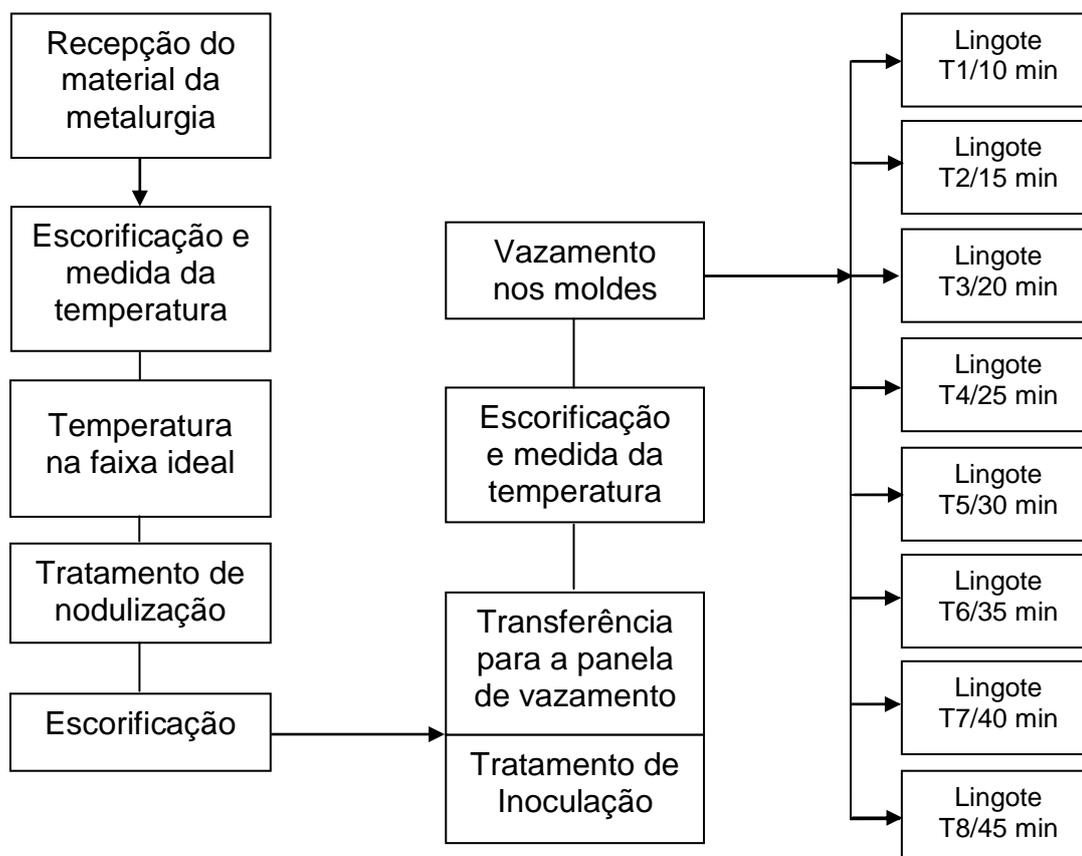
## CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1. Material Utilizado

No presente trabalho de doutorado foram utilizados dois lotes de ferro fundido nodular (FFN) produzido na Empresa Pam Saint-Gobain Canalização (SGC). Os lotes foram obtidos em dias distintos, a partir do processo rotineiro de produção na usina, expondo, desta forma, o material mais próximo das condições reais de fabricação de conexões, tubulações e válvulas da PAM SGC.

#### 3.1.1 Obtenção do Ferro Fundido Nodular

O Fluxograma na Fig. 26 apresenta de forma esquemática todo o processo de obtenção do FFN para o desenvolvimento do trabalho de doutorado.



**Figura 26** – Fluxograma do processo de obtenção do FFN para o desenvolvimento do trabalho de doutorado. T – Temperatura de vazamento no seu respectivo tempo.

Para cada lote de FFN, o metal base (3990 Kg/Lote 1 e 4470 Kg/Lote 2), composto de C, Si, Mn, P e S, foi recebido da metalurgia com sua respectiva composição química ajustada (norma GIFV 085 - SGC), conforme a Tabela 14.

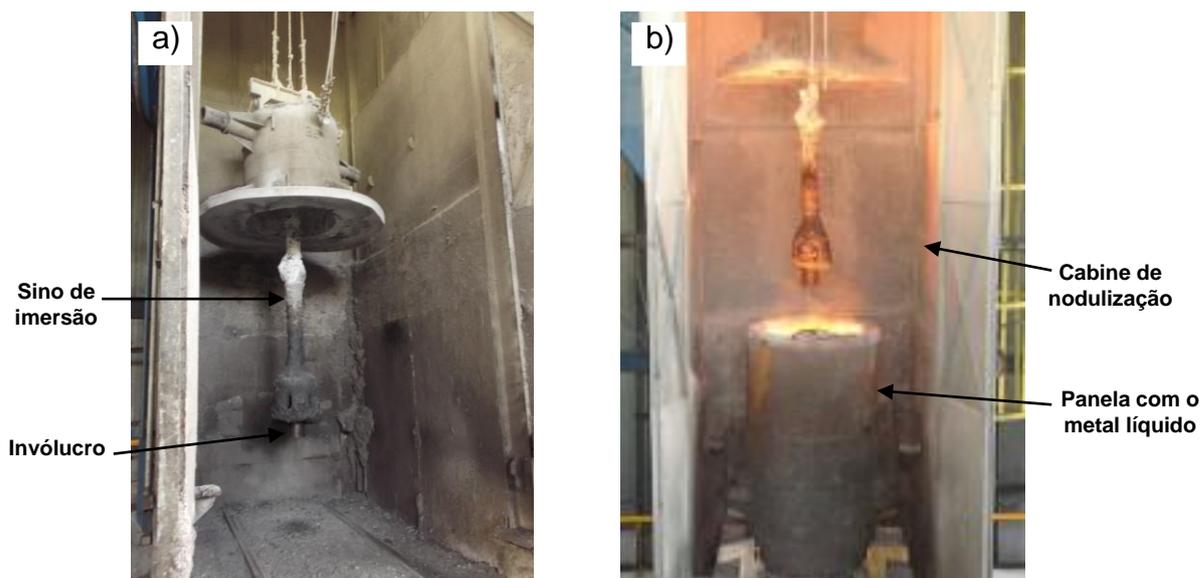
Na área de tratamento foi realizada a remoção da escória e medida a temperatura (1502°C/Lote 1 e 1519°C/Lote 2) utilizando-se um pirômetro do grupo ECIL (Empresa Comercial Importadora Ltda), com uma ponta de imersão, calibrada mensalmente pelos técnicos da SGC. É importante considerar que se o metal líquido não estivesse dentro do padrão exigido seria devolvido à metalurgia. Logo após o metal líquido ser aprovado o mesmo foi submetido ao tratamento de inoculação (Fe-Si75%) e nodulização (Mg).

**Tabela 14** – Composição química do metal base dos Lotes 1 e 2 do FFN, de acordo com a norma GIFV 085 estabelecidas pela SGC.

<b>Análise Química (% em p.) do Metal Base dos Lotes de Ferro Fundido Nodular</b>				
<b>C (3,50 - 3,80)</b>	<b>Si (2,20 - 2,50)</b>	<b>Mn (&lt;0,30)</b>	<b>P (&lt;0,030)</b>	<b>S (&lt;0,02)</b>
<b>Lote 1</b>				
3,83	2,27	0,21	0,10	0,018
<b>Lote 2</b>				
3,86	2,18	0,21	0,08	0,015

O tratamento com o Mg foi realizado em duas etapas através da técnica denominada imersão por sino. Para o Lote 1 foi adicionado 4,5 Kg de Mg (0,2256%p.) e 4,0 Kg de FeSi (75% Si) sólidos no primeiro invólucro, que consiste num copo de aço, que foi preso por uma haste a tampa da panela (sino de imersão). No Lote 2 foi adicionado 4,4 Kg de magnésio e 4,4 Kg de FeSi (75% Si). A Fig. 27 (a, b) ilustra este primeiro tratamento de inoculação e nodulização.

Em seguida, a panela foi direcionada ao interior da cabine, suspensa por guindastes movidos por processos automatizados. Com as portas da cabine de nodulização fechadas o sino foi imerso e, neste instante o copo de aço se fundiu até o banho metálico entrar em contato com Mg e o Fe-Si, possibilitando o início do primeiro tratamento de inoculação e nodulização. Neste momento ocorreram reações violentas que ocasionaram fervura e, então, o Mg foi vaporizado atravessando o ferro líquido, reduzindo, assim, seu teor de enxofre.

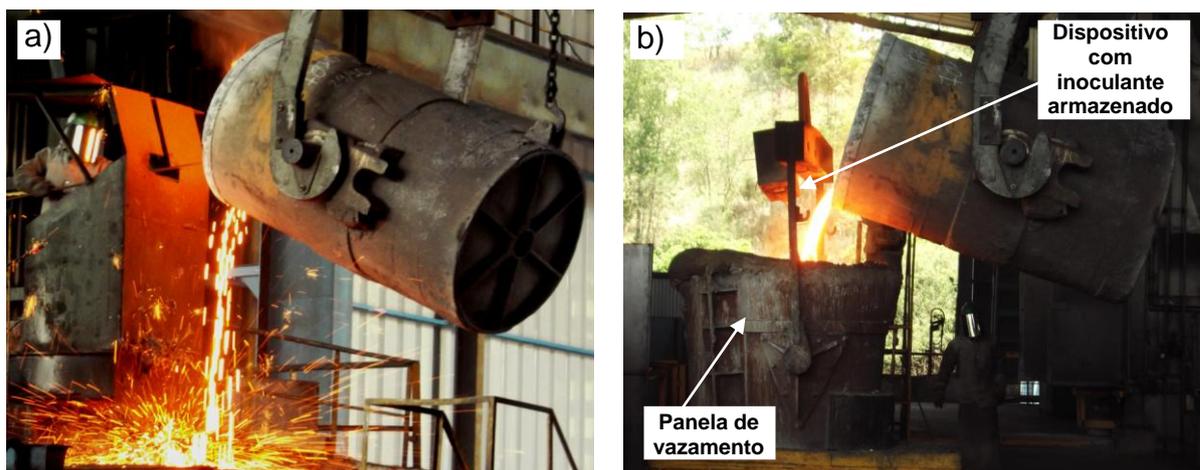


**Figura 27** – Sino de imersão com o invólucro (a) e início do tratamento de inoculação e nodulização pela técnica de imersão por sino (b). Cortesia da SGC.

Após o término das reações as portas da cabine de nodulização foram abertas e o trole com a panela foi removido e em seguida outro invólucro contendo 4,5 Kg de Mg foi novamente colocado no sino de imersão, tanto no Lote 1 quanto no Lote 2, para a realização do segundo tratamento de nodulização. O tratamento duplo foi necessário porque a quantidade de Mg foi insuficiente em um único tratamento, devido as fortes reações e a falta de espaço na panela de fundição. Assim, o primeiro tratamento de nodulização tornou o segundo mais eficiente, atuando também como dessulfurante. O segundo tratamento foi realizado da mesma forma que o primeiro descrito, mas sem o Fe-Si (75% Si).

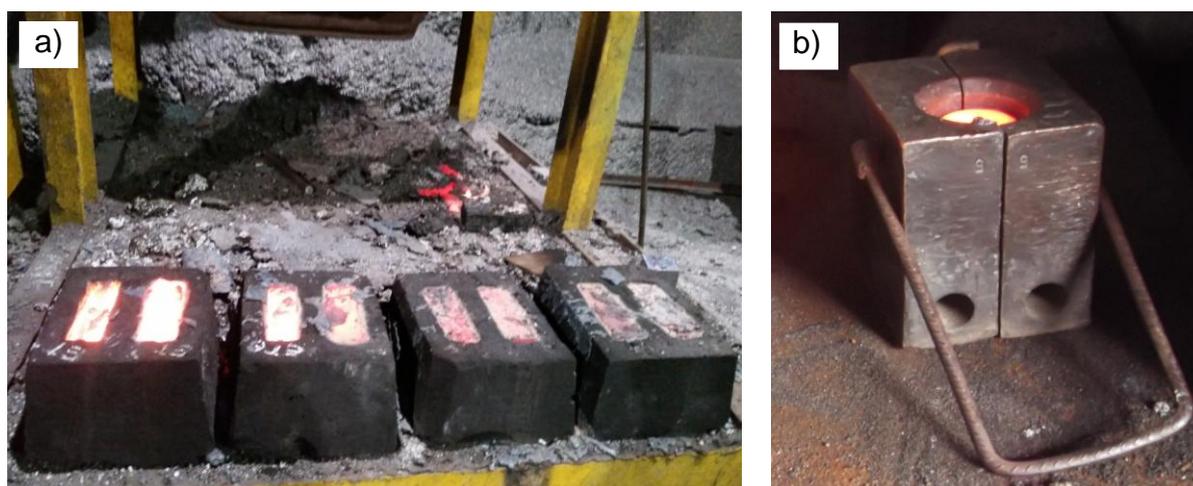
Posteriormente ao duplo tratamento de nodulização, o metal líquido foi novamente escorificado, Fig. 28 (a), devido ao elevado teor de enxofre presente na escória, e transferido para a panela de vazamento, Fig. 28 (b), iniciando o tratamento de pós-inoculação, que tem por objetivo promover a formação da grafita na solidificação.

Neste instante foi retirada uma pastilha coquilhada, resfriada rapidamente em água, e foi realizada a análise de composição química do FFN na SGC utilizando os equipamentos Espectrômetro de massa OES-5500 II para análise dos elementos Si, Mn, Mg, P, S e Ti, e analisador elementar LECO CS 200, para análise do teor de carbono.



**Figura 28** – Procedimento de escorificação (a) e transferência para a panela de vazamento e início do tratamento de pós-inoculação (b). Cortesia da SGC.

Para cada lote foram utilizados oito moldes de areia CP Ybloc, Fig. 29 (a) e oito moldes metálicos de cobre eletrolítico em forma de pastilhas, Fig. 29 (b), para análise química.



**Figura 29** – Molde de areia com o metal líquido para obtenção de amostras do tipo CP Ybloc (a) e molde metálico de cobre eletrolítico para obtenção de CP em forma de pastilhas coquilhadas para análise química (b). Cortesia da SGC.

Na retirada dos Lotes 1 e 2, o máximo de tempo de vazamento realizado foi de 45 min, pois além deste tempo o metal líquido, já no início do processo de resfriamento, poderia danificar o bico da panela, trazendo prejuízos.

Os lingotes resfriados ao ar durante, aproximadamente, quatro horas em molde de areia, mais as pastilhas coquilhadas resfriadas rapidamente em moldes metálicos, foram vazados logo após o término do tratamento com Fe-Si (75% Si) e

Mg a 1398°C (Lote 1) e 1362°C (Lote 2), considerado como o estado inicial (T1/10 min) de vazamento. O segundo lingote e a pastilha coquilhada foram vazadas 5 min após o primeiro vazamento, e, a partir de então, elevou o tempo em 5 min de forma sucessiva, até a obtenção dos 8 lingotes com o tempo máximo de 45 min de vazamento após o tratamento. A temperatura do metal líquido para cada vazamento foi identificada e encontra-se na Tabela 15, bem como a sua variação  $\Delta T$ , considerando a temperatura inicial obtida antes do tratamento de inoculação e nodulização, ou seja, a 1502°C para o Lote 1 e 1519°C para o Lote 2.

**Tabela 15** – Temperaturas de retirada dos lingotes dos Lotes 1 e 2 do FFN para distintos tempos e temperaturas de vazamento.

Lingotes	Tempo de vazamento (min)	Temperatura de vazamento - Lote 1 (°C)	$\Delta T$ (°C) Lote 1	Temperatura de vazamento - Lote 2 (°C)	$\Delta T$ (°C) Lote 2
T1	10	1398	-104	1362	-157
T2	15	1378	-124	1326	-193
T3	20	1349	-153	1303	-216
T4	25	1327	-175	1285	-234
T5	30	1299	-203	1268	-251
T6	35	1256	-246	1254	-265
T7	40	1225	-277	1244	-275
T8	45	1210	-292	1232	-287

### 3.1.2. Retirada dos Corpos de Prova

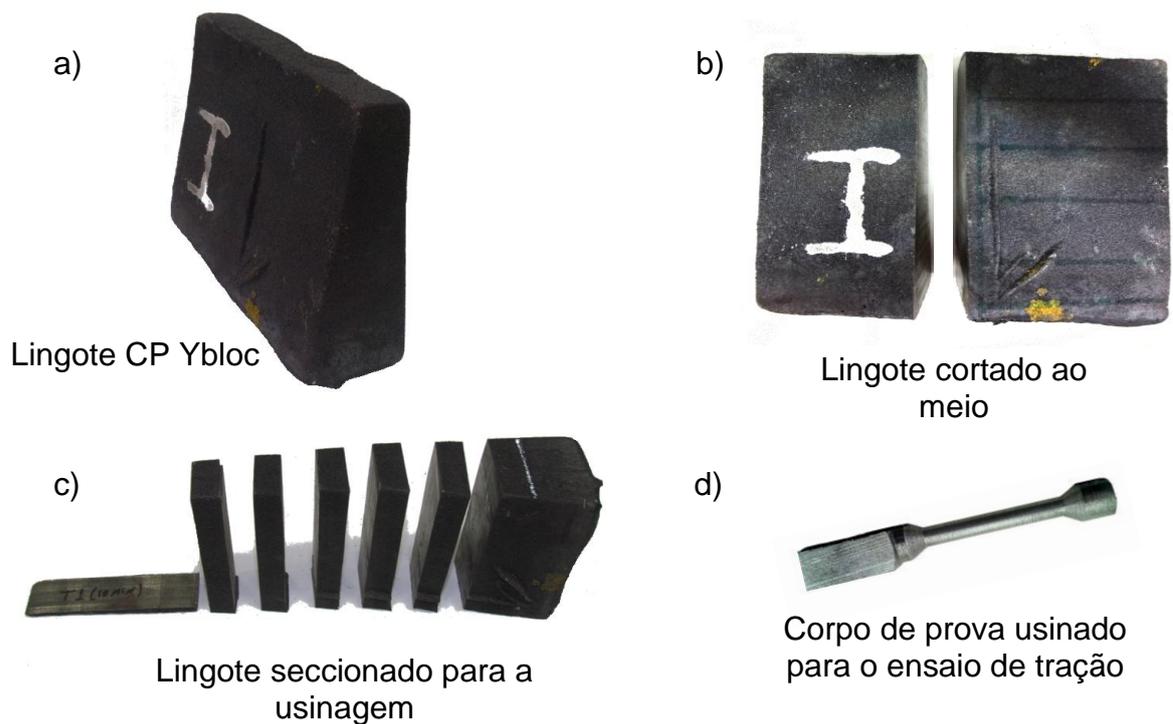
Após o processo de obtenção do FFN, correspondente ao Lote 1, os lingotes CP Ybloc foram cortados e os corpos de prova foram usinados na SGC no padrão para o ensaio de tração e em seguida enviados para o LAMAV/CCT/UENF onde foram realizados os ensaios e retirados os corpos de prova para análise microestrutural na oficina metalográfica.

Em relação ao Lote 2, após o processo de obtenção, os lingotes CP Ybloc foram trazidos para o LAMAV/CCT/UENF, onde foi realizado a análise de otimização da melhor forma de corte. A Fig. 30 (a) mostra o lingote CP Ybloc obtido após a desmoldagem para o Lote 2.

Após o processo de obtenção do FFN, as amostras CPs de cada lote para o ensaio mecânico foram cortadas, Fig. 30 (b, c) na oficina do LAMAV na serra RS 1610-6 Starret, automática, modelo Franho 4936 e posteriormente usinadas, Fig. 30 (d), no Instituto Federal de Ciência e Tecnologia Fluminense, Campus Guarus e em

seguida enviadas ao LAMAV/CCT/UENF para o ensaio mecânico e para análise microestrutural na oficina metalográfica. O processo foi executado da mesma forma para os oito tempos de vazamento.

Para cada tempo de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) foi retirado um lingote, no qual foram cortados e usinados três copos de prova para o ensaio mecânico, totalizando 24 amostras. As pastilhas coquilhadas e resfriadas rapidamente em molde metálicos para cada tempo e temperatura de vazamento foram utilizadas para a análise química na usina SGC.



**Figura 30** – Material utilizado após a desmoldagem. Lingote CP Ybloc (a), após o corte ao meio (b), e em seguida seccionado (c) para usinagem dos corpos de prova para o ensaio de tração e o corpo de prova usinado (d).

### 3.2. Análise de Composição Química

A composição química do metal base, do metal tratado e após os distintos tempos e temperaturas de vazamento para os Lotes 1 e 2 do FFN foram determinadas na usina SGC utilizando os equipamentos Espectrômetro de massa OES-5500 II para análise dos elementos Si, Mn, Mg, P, S e Ti e analisador elementar LECO CS 200 para análise do teor de carbono.

As metodologias de análises de composição química utilizando estes equipamentos foram estabelecidas de acordo com as instruções internas de qualidade IQBM-095/2012 da empresa, baseando-se na referência da norma NBR ISO 9001/2008 - *item 7.1. Planejamento da realização do produto*.

As amostras em distintos tempos e temperaturas de vazamento recebidas para a análise no Espectrômetro OES-5500 II foram 100% coquilhadas (coloração cinza clara metálica na fratura) e devidamente identificadas. O equipamento estava calibrado para a confiabilidade nos resultados.

Para a execução das análises, em uma das superfícies da pastilha, foi realizado um lixamento prévio com lixa de granulometria 100 mesh. O equipamento Espectrômetro OES-5500 II analisou automaticamente os elementos químicos contidos na amostra e apresentou no monitor de vídeo os valores percentuais em peso de cada elemento.

Para maior confiabilidade nos resultados foram realizadas três análises e o resultado final foi obtido pela média das queimas da superfície das pastilhas coquilhadas. Verificou-se que a variação entre as três queimas da mesma amostra apresentaram valores de acordo com a Tabela 16, especificada pela norma interna de qualidade IQBM-095/2012 da SGC. Se a variação entre as três queimas de cada amostra divergisse dos valores apresentados na Tabela 16, realizava-se uma nova análise. Se houvesse no resultado uma variação do Si, Mn, P, Mg ou outra anomalia, este deveria ser anulado e arquivado como ASCA (Amostra Sem Condições de Análise), e armazenados em arquivo por um período de 4 dias, para possíveis comparações com análises químicas de outras amostras.

**Tabela 16** – Variações dos elementos químicos após três análises químicas no Espectrômetro OES-5500 II (IQBM-095/2012).

Elementos químicos	Varição entre as três queimas das amostras (%)
Si	± 0,04
Mn	± 0,02
P	± 0,02
Mg	± 0,003
Sb	± 0,002
Pb	± 0,002
C	± 0,06
S	± 0,003

Para a análise do teor de carbono utilizando o equipamento LECO, modelo CS-200, um pedaço da pastilha coquilhada foi triturada no pilão com o auxílio da esfera e soquete. Após a calibração do equipamento a amostra triturada foi pesada de 0,10 a 0,20 gramas em cadinho de cerâmica com o fundente lecocel (para auxiliar na combustão da amostra) e levada para a fusão no equipamento que apresentou em seguida os resultados da análise. A variação deve ser  $\pm 0,05\%$  para o carbono e  $\pm 0,002\%$  para o enxofre.

### **3.3. Análise Microestrutural do Ferro Fundido Nodular**

#### **3.3.1. Preparação Metalográfica**

Para análise metalográfica foram retiradas amostras da cabeça do corpo de prova do FFN, após o ensaio mecânico até a fratura para cada tempo de vazamento (T1/10 min à T8/45 min), correspondente aos Lotes 1 e 2 com o objetivo de revelar a sua microestrutura, fazer análises quantitativas e posterior medidas de microdureza Vickers (HV) e dureza Brinell (HB).

As etapas e sequências que foram realizadas o processo de preparação metalográfica incluem corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico utilizando equipamentos e recursos disponíveis na oficina metalográfica no LAMAV/CCT/UENF.

As amostras obtidas a partir do corpo de prova, após o ensaio de tração, foram seccionadas utilizando o cortador mecânico mesotom equipado com disco de corte de alumina de granulometria de 120 mesh. Em seguida as amostras foram embutidas a quente com o uso da baquelite e da prensa termopress para facilitar o manuseio da amostra durante as etapas posteriores da preparação.

A etapa de lixamento foi realizada de forma automática na lixadeira Struers DPU-10, com uma sequência de cinco lixas, desde a mais grossa até a mais fina, ou seja, lixas de granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200 *mesh*, removendo-se a camada superficial da amostra danificada pelo corte mecânico, com o objetivo de preparar a superfície plana para o polimento. A cada troca de lixa a amostra foi lavada e girada em 90° para garantir a retirada dos riscos do lixamento anterior.

Para examinar a uniformidade do lixamento foi utilizado o microscópio ótico Olympus através do método de iluminação em campo claro, porém antes de ser

observada no microscópio as amostras foram lavadas com água corrente e secada com o auxílio de um secador com o ar frio.

O polimento das amostras foi realizado manualmente e também com o auxílio da politriz modelo aropol 2V de 125/250 rpm do fabricante arotec com o objetivo de reduzir ao mínimo a camada estruturalmente danificada pelo lixamento ou remover completamente esta camada de modo a se obter uma imagem nítida no microscópio. Foi utilizado no polimento pastas contendo microabrasivo de alumina de granulometria de 1  $\mu\text{m}$  e água destilada como lubrificante em um pano de feltro.

Durante o polimento as amostras foram lavadas e secadas com o auxílio do secador com ar frio e a sua qualidade foi controlada com o auxílio dos microscópios Olympus e Jenavert Zeiss, através dos métodos de iluminação por campo claro e por campo escuro, para melhor controle do acabamento superficial das amostras.

A última etapa do processo de preparação metalográfica corresponde ao ataque químico das amostras, com o objetivo de revelar a microestrutura da liga de FFN para os Lotes 1 e 2, criando na superfície polida um micro-relevo estrutural compatível com a profundidade do foco das objetivas do microscópio.

Para a realização do ataque químico as amostras foram levadas à capela e sua superfície imersa, durante aproximadamente 20 segundo, em uma solução composta de Nital 2%, produzido a base 2 ml de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) + 98 ml de álcool etílico ( $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ ) e 3/4 do Nital 3% + 1/4 de glicerina.

Em seguida as amostras foram lavadas em água corrente e em água destilada, secadas com o auxílio do secador com ar frio e avaliadas no microscópio Olympus, até que fosse revelada satisfatoriamente a sua microestrutura, tomando os devidos cuidados para não super atacá-las. Após esse procedimento as amostras foram analisadas no microscópio ótico Neophot-32.

### **3.3.2. Microscopia Ótica**

A microscopia ótica é um método muito utilizado na caracterização de materiais com o objetivo de obter as imagens ampliadas das microestruturas de materiais, sendo baseada em vários fenômenos resultantes da interação da luz branca visível com a superfície das amostras adequadamente preparadas. No presente trabalho de doutorado as amostras de FFN metalograficamente preparadas foram analisadas qualitativamente e quantitativamente com o auxílio de microscopia

ótica, utilizando os microscópios Olympus, Jenavert Zeiss e Neophot-32, disponíveis no LAMAV/CCT/UENF.

Para melhores resultados da análise da superfície das amostras, as microestruturas foram observadas e fotografadas por um sistema computadorizado a partir de uma vídeo-câmera adaptada ao microscópio Neophot-32, com ampliações variadas (de 25x a 500x), adotando os regimes de observação em campo claro, campo escuro, luz polarizada e interferência diferencial, para obter uma avaliação mais representativa da microestrutura.

### 3.3.3. Metalografia Quantitativa

A metalografia quantitativa é uma técnica experimental de grande utilidade tanto no estudo de fenômenos metalúrgicos quanto na caracterização das microestruturas e sua correlação com as propriedades. Assim, a análise quantitativa do FFN é de extrema importância para o controle e desenvolvimento de suas propriedades mecânicas. As medidas são de características estatísticas e necessitam de um número relativamente grande de determinações para uma boa precisão de análise. Entretanto, os métodos usuais são lentos e seus resultados dependem do desempenho do operador, assim, a automatização deve permitir o aumento de medidas e a redução da influência de falhas, e, com isto, um aumento de precisão dos resultados.

Portanto, após a captura das imagens no aumento de 100x, através do microscópio Neophot-32, cinco delas foram tratadas como base de dados para fornecer, de forma semi-automática, com precisão e rapidez diversos resultados de interesse, melhorando a confiabilidade dos resultados. No entanto, antes das análises as micrografias foram tratadas com o auxílio *software Image Analyzer* e em seguida foram analisadas quantitativamente com o auxílio do *software FIJI Image J2*, que corresponde a um pacote de processamento de imagens com vários *plugins*.

O sistema de análise metalográfica digitalizada permitiu avaliar as características da grafita, como a quantidade total de nódulos de grafita livre, o histograma da quantidade relativa (%) dos nódulos em área ( $\mu\text{m}^2$ ), a quantidade relativa de nódulos por área ( $\text{mm}^2$ ) e a fração volumétrica de grafita e da matriz (%). Após o ataque a análise quantitativa possibilitou avaliar o percentual de ferrita, perlita e grafita presentes nos Lotes 1 e 2 do FFN até 45 min de vazamento.

### 3.3.4. Microdureza Vickers

A medição de microdureza Vickers (HV) é um método de análise quantitativa de grande importância para avaliar a resistência do FFN de acordo com a sua estrutura. Os ensaios de microdureza no presente trabalho de doutorado foram realizados no microdurômetro modelo HMV-2, do fabricante Shimadzu do Brasil disponível no LAMAV/CCT/UENF.

Este dispositivo é composto por um marcador de diamante na forma de uma pirâmide com ângulo de  $136^\circ$  que, ao incidir na superfície da amostra, sob uma carga constante, produziu uma impressão em que o comprimento das diagonais de penetração foi medido de forma automática pelo equipamento após a aplicação da carga. O equipamento possui um sistema de carregamento com troca automatizada, onde a carga e o tempo de carregamento foram selecionados através do teclado de cristal líquido do painel de toque para que fosse obtido o resultado de microdureza.

Os valores de microdureza Vickers ( $\text{kgf/mm}^2$ ), obtidos automaticamente, foram calculados pelo equipamento utilizando a Equação 3.1,

$$HV = \frac{1854.F}{d^2}, \quad (3.1)$$

onde 1854 é o fator de conversão e  $F$  é a carga aplicada em gramas. Na Equação 3.1,  $d$  representa a média das diagonais horizontal e vertical da impressão em micrômetros e pode ser representado matematicamente através da Equação 3.2,

$$d = \frac{(d_h + d_v)}{2}. \quad (3.2)$$

A carga aplicada nos corpos de prova, através do marcador de diamante, foi de 50 gramas (490,3 mN/ HV 0,05) para a marcação nos grãos ferríticos (Fe- $\alpha$ ) e na microconstituente perlítica (Fe+Fe<sub>3</sub>C) e 25 gramas (245,2 mN/ HV 0,025) para a marcação nos nódulos de grafita, durante 10 segundos.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em cada amostra de FFN para distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min), após a preparação metalográfica, através de cinco medições para cada constituinte presente em diferentes regiões da amostra (ASTM E384-11), no centro e em duas regiões periféricas, com o objetivo de obter o valor médio de microdureza da ferrita e da grafita e a dureza da perlita, tratando estatisticamente, em unidades absolutas, o grau de dispersão dos valores em torno da média e reforçar as interpretações dos dados que foram obtidos a partir de outros métodos de análise descritos.

### 3.4. Análise por Difração de Raios X

A análise por Difração de Raios X (DRX) é uma técnica utilizada na caracterização microestrutural de materiais cristalinos. Esta técnica consiste na irradiação da amostra pelos raios X característicos que sofrem a difração nos planos cristalográficos da rede cristalina, interferem entre si e reforçam a amplitude numa determinada direção. A condição de DRX é dada pela seguinte Equação 3.3. de Bragg,

$$n.\lambda = 2.d. \text{sen } \theta, \quad (3.3)$$

onde  $n$  é o número de ordem de reflexão,  $\lambda$  é o comprimento de onda de raios X incidentes,  $d$  é a distância interplanar dos planos cristalográficos que originam a difração e  $\theta$  é o ângulo de difração.

A análise de DRX das amostras de FFN dos Lotes 1 e 2, após os distintos tempos (T1/10 min à T8-/5 min) e temperaturas de vazamento foi realizada no difratômetro 7000 Shimadzu disponível no LAMAV/CCT/UENF, utilizando a radiação de Cu-K $_{\alpha}$  com  $\lambda=1,54178$  Å.

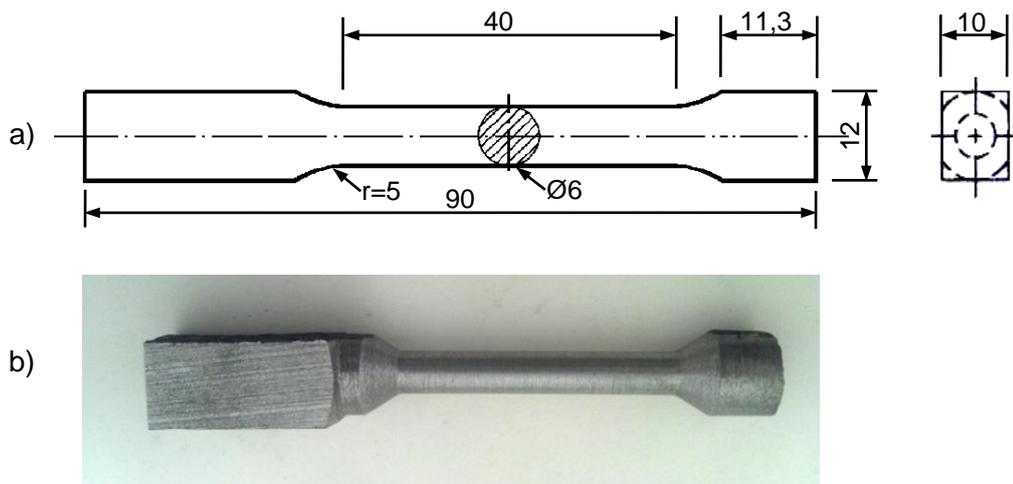
O regime de execução das análises foi na faixa de ângulo  $2\theta$  entre  $2^{\circ}$  a  $90^{\circ}$ , onde aparecem picos de maiores intensidades para este material, com um passo de varredura  $\Delta$  de  $0,05^{\circ}$  por 2 segundos. A identificação das fases presentes nas amostras de FFN foi comparada com as estruturas presentes no banco de dados do programa JCPDS-2006.

### 3.5. Análise de Propriedades Mecânicas

#### 3.5.1. Ensaio de Deformação por Tração

O ensaio de tração nas amostras de FFN dos Lotes 1 e 2, após distintos tempos (T1/10 min à T8/45 min) e temperaturas de vazamento até a fratura foram executado na máquina universal de ensaios de materiais INSTRON modelo 5582, disponível no LAMAV/CCT/UENF, com velocidade de deformação de 0,3 mm/min, dentro da faixa estipulada pela norma ASTM E8-2011, e utilizando o *software* Bluehill 2 para obter os dados necessários para as análises. Foi adaptada a parte central do corpo de prova, comprimento útil, um extensômetro para medir com precisão as variações de comprimento durante o ensaio.

Foram ensaiados três corpos de prova para cada tempo de vazamento contabilizando 24 CPs para cada lote de FFN, com as dimensões especificadas na norma para ensaios de tração na empresa SGC para a fabricação de tubos e conexões, baseando-se nas normas NBR 7675:2005, ABNT 6152:2002 e ASTM E8-2011, que estabelece corpos de prova para o ensaios de tração com o comprimento total de 90 mm, comprimento útil de 40 mm, diâmetro de 6 mm e raio de concordância de 5 mm, Fig. 31 (a, b).



**Figura 31** – Esquema do corpo de prova utilizado para o ensaio mecânico do FFN com suas respectivas dimensões (a) e o corpo de prova usinado (b).

### 3.5.2. Ensaio de Dureza Brinell

A dureza é uma propriedade mecânica importante do material a qual está relacionada à facilidade ou dificultando de deformação plástica localizada, ou seja, a resistência que o material oferece às pequenas impressões ou riscos.

Os testes de dureza Brinell (HB) são utilizados industrialmente como medidas de dureza de materiais, pois apresenta vantagens devido a sua simplicidade e custo, pois as amostras não precisam de preparação complexa, além de ser um ensaio não destrutivo, pois não há fratura da amostra, gerando dados relevantes quanto à resistência do material.

O teste de dureza HB ( $\text{kgf/mm}^2$ ) no presente trabalho de doutorado foi realizado nas amostras de FFN para cada tempo de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 utilizando o equipamento Pantec RBS analógico, disponível no LAMAV/CCT/UENF. O equipamento possui ciclo motorizado que permite que a

velocidade do ensaio seja constante garantindo, assim, extrema precisão no ensaio e repetibilidade de valores de dureza.

O ensaio consiste na impressão de uma esfera de 2,5 mm de diâmetro com carga de 187,5 kg e uma pré-carga de 10 kg aplicada na superfície da amostra durante o tempo de 6 segundos. Em seguida verificou-se o quanto o FFN resistiu à força do penetrador através da leitura na escala HR no relógio do equipamento. Posteriormente este valor foi comparado em uma tabela especial (NBR 6502-2/2010) em função do material ensaiado, carga e penetrador utilizado, obtendo-se o valor de dureza HB (kgf/mm<sup>2</sup>) do FFN para cada tempo de vazamento correspondentes aos Lotes 1 e 2. O campo de tolerância para a dureza HB utilizando o equipamento Pantec RBS é de  $\pm 3\%$ , de acordo com a norma NBR 6502-2/2010.

### **3.6. Microscopia Eletrônica de Varredura**

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) é um equipamento amplamente utilizado na investigação microestrutural dos materiais, utilizado, principalmente, para fornecer detalhes da superfície bem como imagem topográfica da superfície examinada.

Através da análise por MEV foi possível obter imagens das amostras do FFN para os Lotes 1 e 2 em grandes aumentos, geradas 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 características de contrastes de fase, de composição e de número atômico.

A análise por MEV, no presente trabalho de doutorado, foi realizada no microscópio eletrônico modelo SUPERSCAN/SS500-50 Shimadzu, disponível no LAMAV/CCT/UENF. Foram examinadas as superfícies de fratura para os distintos tempos de vazamento (T1/10 min a T8/45 min) para os Lotes 1 e 2 do FFN, após o ensaio mecânico de tração, com o objetivo de investigar o comportamento da fratura, bem como análise da superfície metalograficamente preparada através de micrografias e de análise semi-quantitativa por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS).

---

---

## CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES

5.1. Os dois lotes de ferro fundido nodular hipereutético (4,4-4,6%p CE) produzido na empresa PAM Saint Gobain Canalização para o presente trabalho sistemático de doutorado mostraram-se sensíveis à composição química, após o tratamento de inoculação com o FeSi (75%p. de Si) e nodulização com o Mg, principalmente os teores de silício, fósforo e titânio, que variaram em média 2,62%p.Si; 0,11%p.P; 0,036%p.Ti; para o Lote 1 e 2,47%p.Si; 0,08%p.P; 0,021%p.Ti para o Lote 2.

5.2. A estrutura dos Lotes 1 e 2 analisado possui matriz ferrítica-perlítica com predominância da ferrita (a base de Fe- $\alpha$ ) que apresentou um percentual mais elevado para o Lote 1 ( $59 \pm 5\%$ ) em relação ao Lote 2 ( $50 \pm 15\%$ ). A fase cementita foi revelada em maiores tempos de vazamento, T7/40 min e T8/45 min, para os Lotes 1 e 2, proveniente da atuação do mecanismo metaestável.

5.3. Os nódulos de grafita formados, devido ao tratamento de inoculação e nodulização, para o Lote 1 apresentaram-se distribuídos por toda extensão da amostra de forma heterogênea do Tipo II ao VI e ainda pequenos nódulos regulares do Tipo V, com elevadas quantidades relativas com área de seção até  $850 \mu\text{m}^2$  que tende a se aglomerar à medida que aumenta o tempo de vazamento até 45 min. O Lote 2 apresentou estrutura com nódulos mais regulares, do Tipo V e VI, distribuídos de forma homogênea com menor participação dos pequenos núcleos de grafita, quando comparados com o Lote 1.

5.4. O limite de resistência à tração se mostrou sensível a presença das constituintes presentes nos dois lotes do ferro fundido nodular, e a presença de inclusões a base de silício, fósforo e titânio, variando de 410 a 492 MPa para o Lote 1 e de 482 a 530 MPa para o Lote 2. Os maiores valores de limite de resistência para o Lote 1 foram identificados para os tempos de vazamento T6/35 min ( $492 \pm 14$  MPa), T7/40 min ( $483 \pm 13$  MPa) e T8/45 min ( $475 \pm 11$  MPa), que reduziram até 45 min de vazamento. Com maiores tensões o ferro fundido nodular se deformou plasticamente até 45 min de vazamento apresentando alongamento de 14 a 8% para o Lote 1 e de 22 a 13% para o Lote 2 até a sua fratura com aspecto morfológico do tipo dúctil-frágil com microcavidades fibrosas e linhas de deformação e clivagem.

5.5. Os teores de silício, mais elevados para o Lote 1, até 45 min de vazamento culminou no aumento da quantidade relativa de nódulos por área de 1107 nódulos/mm<sup>2</sup> (T1/10 min) a 1510 nódulos/mm<sup>2</sup> (T8/45 min), em relação ao Lote 2, que reduziu de 857 nódulos/mm<sup>2</sup> (T1/10 min) para 407 nódulos/mm<sup>2</sup> (T8/45 min). Com o aumento dos teores de silício para o Lote 1 tem-se maior participação da matriz ferrítica que tende a reduzir à medida que aumenta o tempo de vazamento até 45 min para os Lotes 1 e 2 com o surgimento da cementita livre e o aumento da constituinte perlítica. O aumento de participação da perlita com o acréscimo no tempo de vazamento para o Lote 2 resultou em maiores valores de resistência em relação ao Lote 1.

5.6. Os teores de fósforo nos Lotes 1 e 2, até 45 min de vazamento, provocou a formação da constituinte eutética steadita (Fe<sub>3</sub>P), principalmente para o Lote 1 que apresentou teores mais elevados interferindo no menor limite de resistência à tração e ductilidade, em relação ao Lote 2, devido a maior dureza HB de 172-191 kgf/mm<sup>2</sup> (Lote 1) e de 164-182 kgf/mm<sup>2</sup> (Lote 2).

5.7. Os teores de titânio, mais elevado para o Lote 1, em relação ao Lote 2, foi revelado no ferro fundido nodular sob a forma de inclusões esbranquiçadas de carbeto estável de titânio (TiC), até 45 min de vazamento, que atuou na degeneração dos nódulos de grafita do Tipo II ao IV e que influenciou na redução do alongamento para o Lote 1 até 14%, devido a maior dureza HB na matriz metálica. O Lote 2 sofreu menor influência do teor de titânio apresentando nódulos mais regulares que conduziram maiores valores de alongamento, até 22%.

5.8. Dentre os distintos tempos de vazamento analisados identificou-se a influência de atuação do mecanismo estável até o tempo de vazamento T5/30 min com a formação de nódulos de grafita mais regulares para o Lote 2. No tempo de vazamento T6/35 min ocorreu à transição do mecanismo estável/metaestável aumentando a solubilidade do carbono no metal líquido possibilitando o início de formação da cementita livre. Com o aumento do tempo de vazamento até 45 min para os Lotes 1 e 2, o mecanismo metaestável passou a atuar de forma intensa com a formação da cementita livre interferindo no aumento da dureza do ferro fundido nodular analisado e na diminuição de sua ductilidade.

---

---

## CAPÍTULO 6: SUGESTÕES

O presente trabalho de doutorado possibilitou analisar a estrutura e propriedades mecânicas de dois lotes de ferros fundidos nodulares até 45 min de vazamento e ainda a investigação da influência dos teores dos elementos silício, fósforo e titânio em sua estrutura e propriedades mecânicas. Sendo assim, com base nos resultados obtidos, propõem-se as seguintes sugestões para a continuidade e complementação deste trabalho no estudo dos ferros fundidos nodulares:

6.1. Trabalhar com mais um terceiro lote alterando a composição de silício para teores menores, chegando ao mínimo de 2,2%p. indicado pela empresa SGC, já que no atual trabalho foi variado os teores de 2,62%p. Si para o Lote 1 e 2,47%p. Si para o Lote 2 e assim investigar a sua influência na estrutura e propriedades mecânicas com o menor teor de Si.

6.2. Avaliar o comportamento da estrutura dos nódulos grafiticos fazendo o mapeamento desde a superfície interna até a superfície externa dos lingotes para os distintos tempos de vazamento (T1/10 min à T8/45 min) nos três Lotes e compreender o desenvolvimento das constituintes presentes nos ferros fundidos nodulares nas distintas regiões do lingote com a possibilidade de prever, futuramente, como cada região alteraria as suas propriedades mecânicas e como os teores de silício, fósforo e titânio atuariam nestas distintas regiões.

6.3. Avaliar as propriedades mecânicas em função de cada região de retirada do corpo de prova dos lingotes para compreender como cada uma delas influencia nos limites de resistência, na ductilidade e na sua dureza.

6.4. Retirar corpos de prova do metal base logo após a primeira e a segunda inoculação para avaliar a influência dos teores de titânio na formação de carbeto estáveis, antes do tratamento e como este elemento tem o efeito de alterar na degeneração da estrutura grafitica que posteriormente virá a influenciar em suas propriedades. Ainda será possível avaliar, desta forma, como ocorre o

desenvolvimento e formação dos nódulos de grafita com o tratamento de inoculação e nodulização.

6.5. Projetar e vaziar de forma real uma peça na empresa SGC, sob as mesmas condições de análise no laboratório e simular para cada tempo de vazamento as condições reais de utilização da peça para compreender como funciona o seu comportamento em função dos parâmetros estabelecidos de ampliação do tempo até 45 min e alteração de composição química e como poderia influenciar, tendo como base os dados levantados no atual trabalho de doutorado.

**CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

ABIFA (2016). *Informativo Anual de Desempenho – 2015*. Disponível em: <<http://abifa.org.br/wp-content/uploads/2016/02/desempenho-dezembro-2015.pdf>>. Acessado em 14 de janeiro de 2016.

ABIFA Fundições e matérias primas. (2013) *Fundições brasileiras devem investir US\$ 3 bi até 2017*. Abril, p. 14.

Adewara, J. O. T.; Loper Jr., C. L. (1976) *Crack initiation and propagation in fully ferritic ductile iron*. AFS Transactions, v. 84, p. 527-534.

Alp, T.; Wazzan, A. A.; Yilmaz, T. (2005) *Microstructure-Property Relationships in Cast Irons*. The Arabian Journal for Science and Engineering. V. 30. N. 2B, p. 163-175.

ASTM E-384. (2011) *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*. Philadelphia, 43 p.

ASTM E-8. (2011) *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Philadelphia, 28 p.

ABNT NBR 7675. (2005) *Tubos e conexões de ferro dúctil e acessórios para sistemas de adução e distribuição de água - Requisitos*. Rio de Janeiro, 73 p.

ABNT NBR 6152. (2002) *Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente*. Rio de Janeiro, 35 p.

ABNT NBR 8650 (2015) *Emprego de ferro fundido nodular para produtos automotivos - Procedimentos*. Rio de Janeiro, 2 p.

ABNT NBR 6916 (1981). *Ferro fundido nodular para produtos automotivos*. Rio de Janeiro, 15 p.

ABNT NBR 8650 (1984). *Emprego de ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoïda*. Rio de Janeiro, 15 p.

ABNT NBR 6506-2 (2010). *Materiais metálicos - Ensaio de dureza Brinell Parte 2: Verificação e calibração de máquinas de ensaio (ISO 6506-2:2005, IDT)*, 18p.

Avdusinovic, H.; Gigović-Gekić, A. (2009) *Heat treatment of nodular cast iron*. 13<sup>th</sup> International Research/Expert Conference "Trends in the Development of Machinery and Associated Technology" TMT, Hammamet, Tunisia, October, pp. 16-21.

Basutkar, P. K. (1973) *Formation of spiky graphite in high magnesium ductile iron casting*. Transaction of the American Foundrymen's Society, 81, p. 180-184.

Baptista, A. L. de B.; Nascimento, I. A. do; Baptista, L. A. C. (2013) *Transporte de petróleo e gás. Conceitos e técnicas ligados ao desenvolvimento de produtos para o segmento de exploração, produção e transporte*. Tubo e Companhia, nº. 57, pp. 11-27.

Bočkus, S., Žaldarys, G. (2010) *Production of Ductile Iron Castings with Different Matrix Structure*. Materials Science (Medžiagotyra). Vol. 16, n. 4, p. 307-310.

Brown, J. R. (2000) *Ductile iron*. Foseco Ferrous Foundryman's Handbook, pp. 70-84.

Chiaverini, V. (2012) *Aços e Ferros Fundidos*. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais ABM, 7<sup>a</sup> ed. ampliada e revisada. São Paulo, p. 494-581.

Cooper, C. (1974) *The effect of holding time on some properties of spheroidal graphite iron produced by single and double pouring inoculation techniques*. The British Foundryman, 64(10), oct., p. 11.

Curry, T. W. *Nodular cast iron*. (1957) In: American Foundrymen's Society. Cast metals handbook. 4<sup>a</sup> ed. Des Plaines, p. 195-200.

Cole, G. S. (1972) *Solidification of ductile iron*. Transactions of the American Foundrymen's Society. V. 80, pp. 335-348.

Dawson, J. V. (1966) *The stimulating effect of strontium on ferron silicon and other silicon-containing inoculants*. Transactions of the American Foundrymen's Society, 74, p. 129-135.

Dawson, S. (1999) *Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design*. Sinter Cast Supermetal CGI. Germany, October, p.1-20.

Dong, M. J.; Hu, G. K.; Diboine, A.; Moulin, D.; Prioul, C. (1993) *Damage modelling in nodular cast iron*. Journal de Physique IV. Colloque C7, supplément au Journal de Physique III, Volume 3, novembre, p. 643-648.

Dowling, N. E. (1998) *Mechanical behavior of materials*. 2<sup>a</sup> ed. Prentice-Hall, Londres, p. 301.

DIN (1963) Part 1. *Cast Iron with nodular graphite unalloyed and low alloy grades*. Deutsche normen. October, 4 p.

Era, H.; Kishitake, K.; Nagai, K.; Zhang, Z. Z. (1992) *Elastic modulus and continuous yielding behavior of ferritic spheroidal fraphite cast iron*. Materials Science and Technology, v. 8, p. 257-261, mar.

Fasika, E. J.; Jeffrey, G. A. (1965) *On the cementite structure*. Acta Crystallogr. 19, 463.

Ferreira, J. M. de C. (1999) *Tecnologia da fundição*. Fundação Calouste Gulbenkian. Lisboa, 544 p.

Fraš, E.; Górný, M. (2012) *An inoculation phenomenon in cast iron*. Archives of metallurgy and materials. V. 57, pp. 767-777.

Fujii, H.; Yamaguchi<sup>2</sup>, Y.; Kikuchi, T.; Kiguchi S.; Nogi, K. (2009) *Surface hardening of two cast irons by friction stir processing*. *Journal of Physics*. International Conference on Advanced Structural and Functional Materials Design, 165, 5p.

Ghosh, S. (1995) *Micro-Structural Characteristics of Cast Irons*. In: Experimental Techniques in Industrial Metallography. Nov. 27 to Dec. 1, National Metallurgical Laboratory, 18 p.

Ghosh S. (1994) *Heat Treatment of Cast Irons*. In: Workshop on Heat Treatment & Surface Engineering of Iron & Steels (HTIS-94), May, NML, Jamshedpur, 10 p.

GIFV 085 SGC. *Ficha de operação - tratamento do metal*, 3p.

Goodrich, G. M. (2003) *Iron Castings Engineering Handbook*. American Foundry Society.

Guesser, W. L. (2009) *Propriedades mecânicas dos ferros fundidos*. São Paulo: Editor Blucher, 335 p.

Guesser, W. L.; Hilário, D. G. (1999) *Ferros Fundidos Nodulares Perlíticos*. Contribuição ao CONAF 99 - ABIFA, São Paulo, out., 14 p.

Guesser, W. L.; Guedes, L. C. (1997) *Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística*. Trabalho apresentado no Seminário da Associação de Engenharia Automotiva - AEA, São Paulo, 11 p.

Guesser, W. L.; Krause, W.; Pieske, A. (1984) *Fragilização intergranular de ferros fundidos de alta utilidade*. *Metalurgia, ABM*, v. 40, n. 322, p. 485-490.

Gundlach, R. B.; Doane, D. V. (2005) *Alloy Cast Irons*. In: ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. V. 1, 10<sup>a</sup> ed., p. 150-179.

Hanawalt, J. D.; Rinn, H. W.; Frevel, L. K. (1938). *Ind. Eng. Chem., Anal. Ed.* 10, 475.

Handbook ASM. (1996) *Cast Irons*. The Materials Information Society, ASM International, 494 p.

Handbook. (2012) *Diagramas de fase, diagrama ternário*. Disponível em: [http://www.infomet.com.br/diagramas-fases-ver.php?e=mostrar&id\\_diagrama=469&btn\\_filtrar=Ok](http://www.infomet.com.br/diagramas-fases-ver.php?e=mostrar&id_diagrama=469&btn_filtrar=Ok). Obtido em 25 de setembro de 2012, página mantida pela INFOMET.

Herring, D. H. (2004) *Heat treatment of cast irons*. Thermal processing. Industrial Heating. December, pp. 23-26.

Hollis, J. B; Dunks, C. M. (1967) *Production of thin section nodular iron castings free from carbides*. Foundry Trade Journal. V. 122. Apr. 13, pp. 427-429.

Iacoviello, F.; Santis, A. de; Iacoviello, D.; Di Bartolomeo, O (2007). *Active Contour Segmentation for the Identification of Metallographic and Morphological Elements of Interest in Ductile Cast Iron*. La metallurgia italiana. Giugno, p. 15-23.

IQBM-095 (2012) *Espectrômetro e Leco - Análise química*. Instruções internas da Pam Saint-Gobain, 4 p.

ISO 945-1 (2008) *Microstructure of cast Irons. Part 1: Graphite classification by visual analysis*. November, 32 p.

ISO 1083 (2004). *Spheroidal graphite cast irons - Classification*, 31 p.

Jenkin, L. R.; Forrest, R.D. (2005) *Ductile Iron*. In: ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. V. 1, 10<sup>a</sup> ed., p. 65-111.

Jiyang, Z. (2009) *Grey Iron*. In: Jiyang, Z. Colour Metallography of Cast Iron. China Foundry, v. 6, n. 2, p. 157-163.

Kovacs, B. V. (1990) *Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction*. Modern casting. March, pp. 38-41.

Krause, W.; Chaves Filho, L. M.; Souza Santos, A. B.; Reimer, J. F. (1981) *Alternativas de inoculação para evitar a formação de carbonetos eutéticos em ferros fundidos nodulares*. Metalurgia ABM, vol. 37, nº. 286, set. 81, p. 507.

Labrecque, C.; Gagné, M. (1998) *Ductile iron: Fifty years of continuous development*. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 37, n. 5, p. 343-378.

Loper Jr., C. R.; Heine, R. W. (1965) *The effect of processing variables on ductile iron quality*. Transactions of the American Foundrymen's Society. V. 73, pp. 488-496.

Luo, J.; Bowen, P.; Harding, R. A. (2002) *Evaluation of the Fatigue Behaviour of Ductile Irons with Various Matrix Microstructures*. Metallurgical and Materials Transactions A. V. 33, pp. 3719 - 3730.

Lux, I. B.; Minkoff, F.; Mollard, E. (1974) *In: Lux, I. B.; Minkoff, F. Mollard, E. The Metallurgy of Cast Iron*. Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland, pp. 495-508.

Lux, B. (1972) *On the theory of nodular graphite formation in cast iron - Part II*. Cast Metals Research Journal, 8(2), jun., p. 49-65.

Lux, B. *Nucleation of graphite in Fe-Si alloys*. (1968) *In: Merchant, H. D. Recent research on cast iron*. London, Gordon e Breach, p. 241-79.

Mayer, H.; Haemmerli, F. (1971) *Production of high grade spheroidal graphite iron castings*. The British Foundryman. Mar., v. 64, pp. 95-120.

McSwain, R. H.; Bates, C. E. (1974) *Surface and interfacial energy relationships controlling graphite formation in cast iron*. *In: The Metallurgy of Cast Iron*. Geneva, Suíça, p. 423-440.

Merchant, H. D. (1968) *Solidification of cast iron - a review of literature*. In: Merchant, H. D. Recent research on cast iron. London, Gordon e Breach, p. 1-100.

Metzloff, K. E.; Loper Jr., C. R. (2002) *Effect of nodule-matrix interface on stress/strain relationship and damping in ductile and compacted graphite irons*. AFS Transactions, v. 110, 02-086.

Melleras, E. (2001) *Influência do Silício e do Molibdênio nas propriedades dos ferros fundidos nodulares ferríticos brutos de fundição*. Dissertação de mestrado. UFSC, 125p.

Moore, A. (1973) *Some factors influencing inoculation and inoculant fade in flake and nodular graphite irons*. Transactions of the American Foundrymen's Society, 81, pp. 268-77.

Moore, A. (1974) *Some recent advances in the practice and understanding of inoculation*. The British Foundryman, 67, pp. 59-69.

Morrogh, H. (1960) *The solidification of cast iron and interpretation of results obtained from chilled test pieces*. The British Foundryman, v. 53, n. 5, p. 221-242.

Muzundar, K. M.; Wallace, J. F. (1973) *Effect of sulfur in cast iron*. Transactions of the American Foundrymen's Society, 81, pp. 412-23.

Nadot, Y.; Mendez, J. Ranganathan, N. (2004) *Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron*. International Journal of Fatigue 26, p. 311-319.

Novikov, I. (1994) *Teoria dos tratamentos térmicos dos metais*. Rio de Janeiro: Editora UFRJ, pp. 568.

Owen, E. A.; Yates, E. L. (1935) *Precision measurements of crystal parameters*. J. Chem. Phys. 3, 605.

Ownby, P. D.; Yang, X.; Liu, J. J. (1992) *Calculated x-ray diffraction data for diamond polytypes*. Am. ceram. Soc. 75, 1876.

Palladino, M. (1971) *Étude de l'inoculation des fontes grises par la détermination des paramètres de solidification – Le soufre*. Fonderie, 26, pp. 317-29.

Patterson, V. H. (1973) *Inoculants for grey and spheroidal graphite iron – their use and their effect*. Foundry Trade Journal. 135(255), pp. 91-104.

Pieske, A.; Chaves Filho, L. M.; Gruhl, A. (1975) *As variáveis metalúrgicas e o controle da estrutura de ferros fundidos cinzentos*. Metalurgia ABM, v. 31, n. 215, p. 693-699.

Pourladian, B; Voigt, R. C. (1987) *Fracture of malleable iron, Part I: Ferritic malleable iron*. AFS Transactions. v. 95, p. 515-522.

Radzikowska, J. M. (2004) *Metallography and Microstructures of Cast Iron*. In: ASM Handbook, ASM International. Metallography and Microstructures of Refractory Metals and Alloys, Metallography and Microstructures, Vol 9, pp. 565-587.

Rivera, G. L.; Boeri, R. E.; Sikora, J. A. (2003) *Research advances in ductile iron solidification*. AFS Transaction. V. 107, pp. 03-159.

Riding, A.; Gruzleski, J. E. (1971) *Effects of freezing rate on graphite morphology in ductile cast iron*. Cast Metals Research Journal, 7(2), jun., p. 67-69.

Santos, A. B. de S.; Branco, C. H. C. (1989) *Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares*. São Paulo. Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), 206 p.

Santos, A B. de S; Sugiyama, N.; Pieske, A. (1974) *Efeito de algumas variáveis de processo na estrutura e propriedades de ferro fundido nodular*. Metalurgia. Ago. 30, pp. 567-577.

Serebryanaya, N. (1998) *Research Center for Superhard Materials*. Troitsk, Moscow, Russia. ICDD Grant-in-Aid.

Shiota, T. (1990) *Fatigue crack initiation and propagation behaviors in ferritized spheroidal graphite cast iron and extremely low carbon steel*. In. BCIRA Abstracts, may, p. 45-46.

Sinátorá, A.; Souza Santos, A. B. de. (1976) *Efeito da porcentagem de Fe-Si utilizado como inoculante na estrutura e propriedades de ferro nodular*. *Metalurgia*. 32(221), abr., p. 255-263.

Singh, R. (2009) *Cast Iron Metallurgy*. *Materials Selection e Design*. September, p. 58-61.

Sofue, M. Okada, S.; Sasaki, T. (1978) *High-quality ductile cast iron with improved fatigue strength*. *AFS Transactions*, v. 86, p. 173-182.

Souza, S. A. de. (1982) *Ensaaios mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos*. São Paulo, ed. Blucher, 286 p.

Stefanescu, D. M. (2005a) *Solidification and modeling of cast iron-A short history of the defining moments*. *Materials Science and Engineering*. A 413-414, p. 322-333.

Stefanescu, D. M. (2005b) *Cast Iron*. In: *ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. V. 1, 10<sup>a</sup> ed., p. 17-33, 102-149.

Swuden, D. J.; Wilford, C. F. (1976) *The nucleation of graphite from liquid iron: A phenomenological approach*. *The British Foundryman*, 69(5), may, p. 118-127.

Trojan, P. K.; Bargerón, F. N.; Flinn, R. A. (1967) *The evaluation of nodulizers and post-inoculants for ductile iron*. *Transactions of the American Foundrymen's Society*. V. 75, pp. 611-624.

Vélez, J. M.; Tanak, D. K.; Sinátorá. A.; Tschiptschin, A. P. (2001). *Evaluation of abrasive wear of ductile cast iron in a single pass pendulum device*. *Wear* 251, p. 1315-1319.

Venugopalan, D.; Alagarsamy, A. (1990) *Effects of alloy additions on the microstructure and mechanical properties of commercial ductile iron*. *AFS Transactions*, v. 98, p. 395-400.

Voigt, R. C. (1989) *Austempered ductile iron - processing and properties*. *Cast Metals*, v.2, p. 71-93.

Voigt, R. C. (1990) *Fracture of cast irons*. In: *57th World Foundry Congress*, paper n. 5, Osaka.

Voigt, R. C.; Eldory, L. M. Chiou, H. S. (1986) *Fracture of ductile cast irons with dual matrix structures*. *AFS Transactions*, v. 94, p. 645-656.

Zeedijk, H. B. (1965) *Identification of the nuclei in graphite spheroids by electron microscopy*. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 203(7), jul., p. 737-738.

White, V. (2005) *Gray Iron*. In: *ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. V. 1, 10<sup>a</sup> ed., p. 34-64.

Walton, C. F.; Opar, T. J. (1981) *Iron Castings Handbook - Iron Castings Society Inc.* p. 335.

---

---

## APÊNDICES

**APÊNDICE A: IDENTIFICAÇÃO POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X DAS FASES PRESENTES NO FFN PARA OS DISTINTOS TEMPOS DE VAZAMENTO, DE T1/10 MIN À T8/45 MIN, CORRESPONDENTE AO LOTE 1.**

**Tabela 1** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T1/10 min à 1398°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T1/10min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	210	8,74324	10,11357	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	178	10,79624	8,19456	(101)	C <sub>R</sub>	56	10,8213	8,169	00-050-1363
3	112	26,35518	3,381622	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	44	37,59875	2,392229	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
5	42	40,58934	2,222609	(201)	Fe <sub>3</sub> C	180	40,6409	2,2181	01-085-1317
6	56	42,75235	2,115036	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
7	4356	44,54683	2,033915	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
8	54	45,61129	1,988895	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
9	42	48,92163	1,861779	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
10	40	51,72414	1,767303	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
11	34	54,20689	1,692079	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
12	34	56,72727	1,62274	(212)	Fe <sub>3</sub> C	51	56,0237	1,6401	01-085-1317
13	34	60,37618	1,533108	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
14	34	62,23824	1,491641	(013)	Fe <sub>3</sub> C	1	63,1109	1,4719	01-085-1317
15	424	64,89942	1,436763	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
16	34	66,73354	1,401661	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
17	32	70,90909	1,329022	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	36	73,82445	1,283584	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
19	30	77,37931	1,233253	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
20	36	80,35109	1,194963	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
21	761	82,25178	1,1721	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
22	38	83,60502	1,156539	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
23	30	86,16301	1,128647	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
24	28	88,32602	1,106511	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 2** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T2/15 min à 1378°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T2/15min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	193	8,81246	10,03429	(003)	CR	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	118	26,50443	3,362917	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	46	37,65517	2,388774	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
4	38	40,89028	2,206944	(201)	Fe <sub>3</sub> C	180	40,6409	2,2181	01-085-1317
5	56	42,84639	2,110611	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
6	3913	44,65066	2,029427	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	55	45,74295	1,983477	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	56	48,62069	1,872597	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	40	51,49843	1,774517	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
10	38	54,86520	1,673324	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
11	36	57,85579	1,593746	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
12	46	60,45141	1,53138	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
13	480	65,00541	1,434677	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
14	36	66,80878	1,400265	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
15	30	70,00627	1,343933	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
16	36	74,31348	1,276344	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
17	40	77,47335	1,231991	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
18	34	80,05016	1,198696	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
19	634	82,33649	1,171109	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
20	44	83,68025	1,155691	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
21	32	86,36991	1,126473	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
22	34	88,92789	1,100574	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 3 – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T3/20 min à 1349°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.**

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T3/20min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	178	8,55289	10,33822	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	96	17,36050	5,108058	(006)	C <sub>R</sub>	1	17,21	5,1482	01-079-1472
3	94	26,44819	3,36994	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	50	29,30408	3,047693	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
5	54	30,84639	2,898736	(0012)	C <sub>R</sub>	1	34,8242	2,5741	01-079-1472
6	44	37,57994	2,393383	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
7	52	42,80878	2,112378	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
8	3778	44,60091	2,031575	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
9	40	48,80878	1,86582	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
10	40	52,57053	1,740826	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
11	44	54,58307	1,681304	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
12	36	58,11912	1,587151	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
13	42	63,81818	1,458471	(1016)	C <sub>R</sub>	10	64,3508	1,4465	01-079-1472
14	389	64,99892	1,434805	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
15	40	65,92476	1,416881	(113)	Fe <sub>3</sub> C	24	66,0155	1,414	01-085-1317
16	34	66,67712	1,40271	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
17	34	70,26959	1,339541	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	34	72,65831	1,30128	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
19	34	77,34169	1,233759	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
20	38	78,97806	1,212253	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
21	38	80,70846	1,190571	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
22	628	82,30154	1,171517	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
23	34	84,11285	1,150847	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
24	30	86,50157	1,125097	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
25	30	87,66771	1,113114	(313)	Fe <sub>3</sub> C	17	87,7079	1,1118	01-085-1317
26	28	88,83386	1,101495	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 4 – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T4/25 min à 1327°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.**

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R.; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T4/25min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	236	8,56587	10,32259	(003)	CR	1	8,5807	10,294	01-079-1472
2	84	26,22539	3,398062	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	56	28,59831	3,12128	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	50	32,33615	2,768511	(0012)	C <sub>R</sub>	1	34,8242	2,5741	01-079-1472
5	50	35,54835	2,525365	(200)	Fe <sub>3</sub> C	32	35,2382	2,5448	01-085-1317
6	48	37,41726	2,403414	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
7	48	39,38352	2,287835	(002)	Fe <sub>3</sub> C	188	39,8111	2,2624	01-085-1317
8	54	42,77093	2,11416	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
9	2257	44,52304	2,034947	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
10	50	45,71058	1,984806	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
11	38	47,92992	1,897958	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
12	38	51,00584	1,790491	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
13	46	54,60739	1,680613	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
14	36	58,09215	1,587823	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
15	38	63,21219	1,470985	(1016)	C <sub>R</sub>	10	64,3508	1,4465	01-079-1472
16	283	64,83236	1,438087	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
17	38	67,61194	1,385574	(0117)	C <sub>R</sub>	37	66,9291	1,3969	01-079-1472
18	34	69,44192	1,353468	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
19	34	72,20636	1,308307	(142)	Fe <sub>3</sub> C	1	72,2473	1,3066	01-085-1317
20	34	75,59377	1,257878	(322)	Fe <sub>3</sub> C	30	75,4352	1,2591	01-085-1317
21	34	77,59896	1,23031	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
22	656	82,25178	1,1721	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
23	30	84,10123	1,150976	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
24	32	86,72939	1,122726	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
25	30	88,28683	1,106901	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 5** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T5/30 min à 1299°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T5/30min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	210	8,55289	10,33822	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	102	17,50162	5,067187	(006)	C <sub>R</sub>	1	17,21	5,1482	01-079-1472
3	72	23,86762	3,72813	(011)	Fe <sub>3</sub> C	8	23,6588	3,7575	01-085-1317
4	112	26,35085	3,382168	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
5	52	29,61064	3,01683	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
6	46	36,71642	2,447664	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
7	50	42,94614	2,10594	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
8	2629	44,49924	2,03598	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
9	46	45,82738	1,98002	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
10	36	48,82543	1,865222	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
11	42	51,47307	1,775331	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
12	36	54,70474	1,677852	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
13	35	57,91694	1,592209	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
14	46	60,93446	1,520393	(132)	Fe <sub>3</sub> C	7	60,8217	1,5217	01-085-1317
15	402	64,84966	1,437745	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
16	36	67,68981	1,384169	(0117)	C <sub>R</sub>	37	66,9291	1,3969	01-079-1472
17	36	71,27190	1,323146	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	32	72,43997	1,30466	(142)	Fe <sub>3</sub> C	1	72,2473	1,3066	01-085-1317
19	36	77,20960	1,235539	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
20	32	78,35821	1,220281	(132)	Fe <sub>3</sub> C	133	78,5954	1,2162	01-085-1317
21	595	82,22799	1,172379	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
22	36	83,78975	1,154459	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
23	30	86,20376	1,12822	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
24	29	87,83907	1,111384	(313)	Fe <sub>3</sub> C	17	87,7079	1,1118	01-085-1317

**Tabela 6 –** Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T6/35 min à 1256°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T6/35min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	218	8,45339	10,45968	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	78	20,92797	4,244683	(113)	C <sub>R</sub>	48	20,663	4,295	00-050-1363
3	108	26,34328	3,383122	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	50	29,76639	3,001403	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
5	42	35,27579	2,54425	(200)	Fe <sub>3</sub> C	32	35,2382	2,5448	01-085-1317
6	40	38,04023	2,365475	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
7	48	42,67359	2,118757	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
8	4475	44,55548	2,033541	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
9	48	46,13887	1,967374	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
10	40	49,00065	1,858962	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
11	42	54,43219	1,685607	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
12	36	57,81959	1,594657	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
13	32	60,93446	1,520393	(132)	Fe <sub>3</sub> C	7	60,8217	1,5217	01-085-1317
14	36	63,79624	1,45892	(1016)	C <sub>R</sub>	10	64,3508	1,4465	01-079-1472
15	321	64,89942	1,436763	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
16	32	66,56067	1,404881	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
17	32	69,22777	1,35713	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	34	78,59182	1,217239	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
19	34	80,67489	1,190982	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
20	667	82,29505	1,171593	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
21	38	83,67294	1,155773	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
22	32	87,06035	1,119308	(313)	Fe <sub>3</sub> C	17	87,7079	1,1118	01-085-1317
23	34	89,98053	1,090415	(021)	C <sub>R</sub>	5	89,784	1,0914	01-079-1472

**Tabela 7 – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T7/40 min à 1225°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.**

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T7/40min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	180	8,52693	10,36964	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	94	17,24854	5,140961	(006)	C <sub>R</sub>	1	17,21	5,1482	01-079-1472
3	114	26,50443	3,362917	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	52	29,02661	3,076192	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
5	44	37,59247	2,392614	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
6	42	42,67359	2,118757	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
7	4214	44,65282	2,029334	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
8	46	45,78845	1,981611	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
9	44	48,00779	1,895061	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
10	36	52,21285	1,751906	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
11	40	55,81441	1,647096	(212)	Fe <sub>3</sub> C	51	56,0237	1,6401	01-085-1317
12	38	58,09215	1,587823	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
13	36	60,99286	1,519077	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
14	36	63,83517	1,458124	(1016)	C <sub>R</sub>	10	64,3508	1,4465	01-079-1472
15	450	64,99892	1,434805	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
16	38	66,15185	1,412567	(113)	Fe <sub>3</sub> C	24	66,0155	1,414	01-085-1317
17	34	70,57106	1,334556	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	34	73,19922	1,292995	(142)	Fe <sub>3</sub> C	1	72,2473	1,3066	01-085-1317
19	30	76,76184	1,241625	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
20	30	80,53861	1,192653	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
21	824	82,34696	1,170986	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
22	40	83,92602	1,152932	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
23	30	86,20376	1,128218	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
24	28	88,28683	1,106901	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 8** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T8/45 min à 1210°C, Lote 1, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T8/45min-Lote1									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	206	8,05538	10,97557	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	92	26,24703	3,39531	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	60	29,74692	3,003324	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	44	37,61194	2,39142	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
5	42	42,43997	2,129877	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
6	2667	44,50357	2,035792	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	42	45,86632	1,978428	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	50	48,24140	1,886429	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	40	52,97209	1,728573	(0111)	C <sub>R</sub>	11	53,0736	1,7241	01-079-1472
10	38	54,31538	1,688955	(212)	Fe <sub>3</sub> C	51	56,0237	1,6401	01-085-1317
11	36	58,40363	1,580095	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
12	38	61,20701	1,514275	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
13	232	64,81073	1,438515	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
14	34	65,66515	1,421852	(113)	Fe <sub>3</sub> C	24	66,0155	1,414	01-085-1317
15	32	67,86502	1,381022	(0117)	C <sub>R</sub>	37	66,9291	1,3969	01-079-1472
16	30	70,70733	1,332318	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
17	34	76,21674	1,249141	(322)	Fe <sub>3</sub> C	30	75,4352	1,2591	01-085-1317
18	34	78,76703	1,21497	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
19	40	81,29786	1,183423	(250)	Fe <sub>3</sub> C	46	80,5289	1,1918	01-085-1317
20	588	82,19554	1,172759	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
21	36	83,40039	1,158855	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
22	32	86,14536	1,128832	(313)	Fe <sub>3</sub> C	17	87,7079	1,1118	01-085-1317
23	30	88,65672	1,103237	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317
24	26	89,59117	1,09414	(021)	C <sub>R</sub>	5	89,784	1,0914	01-079-1472

**APÊNDICE B: IDENTIFICAÇÃO POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X DAS FASES PRESENTES NO FFN PARA OS DISTINTOS TEMPOS DE VAZAMENTO, DE T1/10 MIN À T8/45 MIN, CORRESPONDENTE AO LOTE 2.**

**Tabela 1** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T1/10 min à 1362°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T1/10min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	195	8,53270	10,36264	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	66	23,06583	3,855876	(011)	Fe <sub>3</sub> C	8	23,6588	3,7575	01-085-1317
3	134	26,45009	3,369703	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	44	37,53916	2,395889	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
5	50	42,80271	2,112664	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
6	4274	44,60090	2,031575	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	50	45,84768	1,979189	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	44	48,75645	1,8677	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	28	50,79174	1,797534	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
10	30	52,25043	1,750734	(0111)	C <sub>R</sub>	11	53,0736	1,7241	01-079-1472
11	28	54,74613	1,676681	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
12	26	56,75129	1,622111	(212)	Fe <sub>3</sub> C	51	56,0237	1,6401	01-085-1317
13	26	59,59983	1,8677	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
14	26	62,30099	1,490289	(013)	Fe <sub>3</sub> C	1	63,1109	1,4719	01-085-1317
15	26	64,15339	1,451658	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
16	28	66,55766	1,404937	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
17	26	70,90469	1,329094	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	26	73,09273	1,294615	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
19	28	77,00172	1,238355	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
20	28	80,44750	1,193774	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
21	994	82,35456	1,170898	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
22	36	83,10499	1,162222	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
23	26	85,74182	1,133108	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
24	26	88,39931	1,105783	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 2** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T2/15 min à 1326°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T2/15min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	219	8,79410	10,05519	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	152	12,31175	7,189051	(102)	C <sub>R</sub>	10	12,44	7,1094	00-050-1363
3	96	26,20309	3,400903	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	40	37,23537	2,414735	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
5	42	42,46343	2,128755	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
6	3394	44,44062	2,038529	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	39	45,58950	1,989795	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	34	48,20353	1,887822	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	30	51,14028	1,786099	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
10	34	54,38683	1,686905	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
11	32	61,06713	1,512404	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
12	389	64,80637	1,438601	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
13	30	67,63769	1,385109	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
14	30	69,11575	1,359056	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
15	26	72,51936	1,300204	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
16	28	77,57530	1,230626	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
17	24	80,40448	1,194304	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
18	733	82,21170	1,17257	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
19	30	83,76076	1,154785	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
20	26	85,35284	1,137273	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
21	28	87,93459	1,110423	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 3 –** Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T3/20 min à 1303°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T3/20min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	217	8,58434	10,30042	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	121	26,35972	3,38105	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	54	29,04690	3,074089	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	42	35,06024	2,559397	(200)	Fe <sub>3</sub> C	32	35,2382	2,5448	01-085-1317
5	36	37,62478	2,390633	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
6	44	42,70762	2,117147	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
7	3425	44,51592	2,035256	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
8	40	45,63145	1,988063	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
9	42	48,65211	1,871461	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
10	40	54,48042	1,684229	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
11	28	58,03141	1,58934	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
12	34	61,12199	1,516177	(013)	Fe <sub>3</sub> C	1	63,1109	1,4719	01-085-1317
13	632	64,88597	1,437029	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
14	24	66,86962	1,399139	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
15	30	70,54755	1,334943	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
16	26	74,81282	1,269059	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
17	30	77,31605	1,234104	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
18	29	80,42061	1,194105	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
19	964	82,27409	1,171839	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
20	34	83,35736	1,159344	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640

**Tabela 4** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T4/25 min à 1285°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T4/25min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	193	8,2874	10,66881	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	91	26,5663	3,355226	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	44	29,5869	3,019201	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	42	33,0917	2,707008	(200)	Fe <sub>3</sub> C	32	35,2382	2,5448	01-085-1317
5	32	39,7719	2,266385	(002)	Fe <sub>3</sub> C	188	39,8111	2,2624	01-085-1317
6	4139	44,7289	2,026059	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	36	45,8133	1,980594	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	29	49,2018	1,851832	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	27	51,6416	1,769933	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
10	26	55,2431	1,662769	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
11	26	57,2569	1,608983	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
12	29	59,5805	1,551666	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
13	26	61,9234	1,498466	(013)	Fe <sub>3</sub> C	1	63,1109	1,4719	01-085-1317
14	313	65,1764	1,431326	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
15	26	66,2608	1,410509	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
16	28	68,6037	1,367944	(042)	Fe <sub>3</sub> C	9m	69,5045	1,3513	01-085-1317
17	22	70,9273	1,328726	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
18	24	73,3670	1,290452	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
19	26	77,7044	1,228905	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
20	862	82,4871	1,169352	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
21	26	83,8619	1,15365	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
22	25	86,9406	1,120542	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317

**Tabela 5** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T5/30 min à 1268°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T5/30min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referências
1	209	8,5853	10,29927	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	98	26,4374	3,371291	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	46	28,8125	3,098562	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	39	35,9572	2,497583	(200)	Fe <sub>3</sub> C	32	35,2382	2,5448	01-085-1317
5	43	42,3621	2,133612	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
6	3572	44,6321	2,030228	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	35	45,6522	1,987208	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	32	49,1175	1,854813	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	37	51,2005	1,78414	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
10	34	54,6658	1,678955	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
11	30	58,1116	1,587338	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
12	28	60,1363	1,538648	(132)	Fe <sub>3</sub> C	7	60,8217	1,5217	01-085-1317
13	28	61,6937	1,503493	(141)	Fe <sub>3</sub> C	43	61,3931	1,5089	01-085-1317
14	1581	65,0215	1,434361	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
15	30	67,0668	1,395504	(0117)	C <sub>R</sub>	37	66,9291	1,3969	01-079-1472
16	25	70,0259	1,343604	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
17	24	72,4789	1,304058	(142)	Fe <sub>3</sub> C	1	72,2473	1,3066	01-085-1317
18	32	77,3848	1,233179	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
19	1139	82,3709	1,170707	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
20	40	83,7119	1,155334	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
21	23	87,4302	1,115524	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

**Tabela 6** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T6/35 min à 1254°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T6/35min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referência
1	231	8,5198	10,3783	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	107	26,2177	3,399041	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	54	29,0060	3,078331	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	42	36,1510	2,484638	(200)	Fe <sub>3</sub> C	32	35,2382	2,5448	01-085-1317
5	36	40,0237	2,252706	(201)	Fe <sub>3</sub> C	180	40,6409	2,2181	01-085-1317
6	1473	44,4385	2,038622	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
7	42	45,5228	1,992555	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
8	35	48,5822	1,87399	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
9	32	54,1007	1,695149	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
10	36	58,7866	1,570712	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
11	206	64,8472	1,437794	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
12	27	66,5318	1,40542	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
13	31	70,6175	1,333793	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
14	27	72,6506	1,301399	(142)	Fe <sub>3</sub> C	1	72,2473	1,3066	01-085-1317
15	30	74,8967	1,267846	(400)	Fe <sub>3</sub> C	1	74,5118	1,2724	01-085-1317
16	26	77,7431	1,22839	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
17	708	82,2160	1,172519	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
18	37	83,4552	1,158233	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
19	27	88,1411	1,108354	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

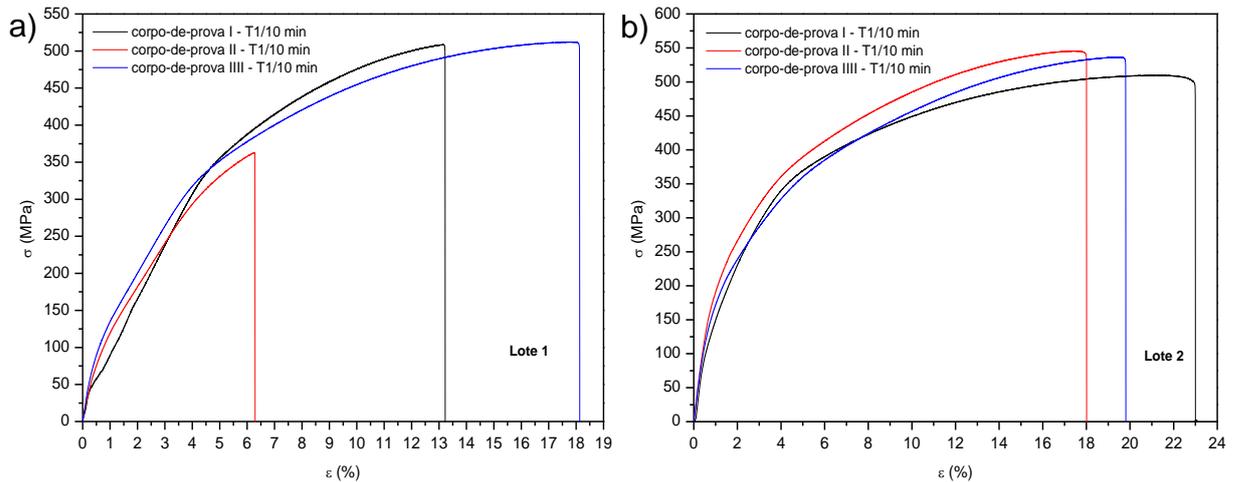
**Tabela 7 – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T7/40 min à 1244°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.**

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T7/40min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Intens./cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referência
1	237	8,5004	10,40194	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	176	11,3855	7,771738	(101)	C <sub>R</sub>	56	10,8213	8,169	00-050-1363
3	96	26,1984	3,401501	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
4	43	29,4707	3,030841	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
5	48	37,3709	2,406288	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
6	36	40,5852	2,222827	(201)	Fe <sub>3</sub> C	180	40,6409	2,2181	01-085-1317
7	41	42,8313	2,11132	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
8	2687	44,4578	2,037781	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
9	48	45,6583	1,986957	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
10	33	48,4854	1,877505	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
11	32	54,4867	1,684049	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
12	29	54,3137	1,689004	(004)	C <sub>H</sub>	10	54,2312	1,69	00-001-0640
13	25	56,0176	1,641603	(212)	Fe <sub>3</sub> C	51	56,0237	1,6401	01-085-1317
14	29	58,2638	1,583554	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
15	28	60,8972	1,521234	(132)	Fe <sub>3</sub> C	7	60,8217	1,5217	01-085-1317
16	25	59,4062	1,555802	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
17	367	64,8859	1,43703	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
18	24	66,1833	1,411972	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
19	27	70,1334	1,341808	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
20	30	72,2052	1,308325	(142)	Fe <sub>3</sub> C	1	72,2473	1,3066	01-085-1317
21	28	73,6962	1,2855	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
22	24	77,2784	1,234611	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
23	26	80,4733	1,193456	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
24	731	82,1579	1,173201	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
25	31	83,8619	1,15365	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
26	29	86,1274	1,129022	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
27	26	88,3929	1,105847	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

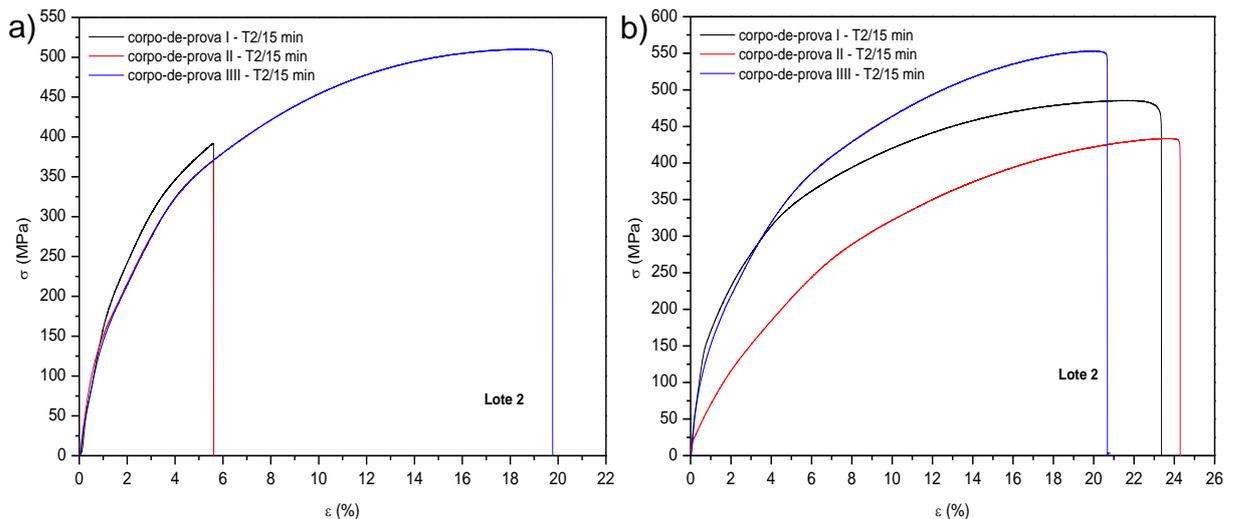
**Tabela 8** – Comparação entre os valores identificados no difratograma do Ferro Fundido Nodular para o tempo de vazamento T8/10 min à 1232°C, Lote 2, com os valores apresentados nas fichas JCPDS.

<b>Pesquisadores:</b> Pessanha, E. M. R; Matlakhova, L. A. (2016)									
<b>Instituição:</b> UENF/CCT/LAMAV									
<b>Material:</b> Ferro Fundido Nodular obtido na empresa PAM-SGC									
<b>Amostra:</b> FFN-T8/45min-Lote2									
<b>Condições de tratamento:</b> inoculação (Fe-Si75%p.) e nodulização (Mg 0,2256%p.)									
<b>Condições de análise de raios-X:</b> radiação de Cu-K $\alpha$ , 2 $\theta$ de 2° a 90°, $\Delta$ de 0,05 e tempo de 2s.									
<b>Fichas JCPDS</b>	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 01-079-1472 (Ownby <i>et al.</i> , 1992).								
	Grafita (C <sub>R</sub> - carbono romboédrico) – 00-050-1363 (Serebryanaya, 1998).								
	Grafita (C <sub>H</sub> - carbono hexagonal) – 00-001-0640 (Hanawalt <i>et al.</i> , 1938).								
	Cementita (Fe <sub>3</sub> C) – 01-085-1317 (Fasika e Jeffrey, 1965).								
	Ferrita – 01-071-3763 (Owen e Yates, 1935).								
<b>Resultados</b>					<b>Identificação e análise</b>				
N° de picos	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	hkl	Fase	Inte ns./ cps	2 $\theta$ (graus)	d (Å)	Referência
1	201	8,6166	10,26193	(003)	C <sub>R</sub>	1	8,5807	10,296	01-079-1472
2	99	26,3533	3,381859	(002)	C <sub>H</sub>	100	26,3462	3,38	00-001-0640
3	47	29,6256	3,015346	(111)	Fe <sub>3</sub> C	24	29,5252	3,0229	01-085-1317
4	53	37,3709	2,406288	(121)	Fe <sub>3</sub> C	326	37,6392	2,3878	01-085-1317
5	36	40,3335	2,236115	(201)	Fe <sub>3</sub> C	180	40,6409	2,2181	01-085-1317
6	48	42,7345	2,115878	(100)	C <sub>H</sub>	5	42,6109	2,12	00-001-0640
7	3778	44,5353	2,034415	(110)	Fe	999	44,6709	2,0269	01-071-3763
8	64	45,6971	1,98536	(112)	Fe <sub>3</sub> C	506	45,8716	1,9766	01-085-1317
9	48	48,8339	1,864919	(131)	Fe <sub>3</sub> C	334	48,5922	1,8721	01-085-1317
10	36	51,7965	1,765004	(122)	Fe <sub>3</sub> C	181	51,8301	1,7625	01-085-1317
11	33	53,8296	1,703044	(0111)	C <sub>R</sub>	11	53,0736	1,7241	01-079-1472
12	28	56,5985	1,626126	(212)	Fe <sub>3</sub> C	51	56,0237	1,6401	01-085-1317
11	34	58,0701	1,588374	(301)	Fe <sub>3</sub> C	148	58,0132	1,5885	01-085-1317
13	26	59,7354	1,548012	(311)	Fe <sub>3</sub> C	37	59,7588	1,5462	01-085-1317
14	492	64,9828	1,435121	(200)	Fe	115	65,016	1,4333	01-071-3763
15	28	66,5706	1,404695	(240)	Fe <sub>3</sub> C	39	66,4609	1,4056	01-085-1317
16	28	70,0947	1,342454	(123)	Fe <sub>3</sub> C	138	70,8378	1,3291	01-085-1317
17	25	73,9673	1,281458	(051)	Fe <sub>3</sub> C	12	73,1492	1,2927	01-085-1317
18	30	77,2978	1,234349	(110)	C <sub>H</sub>	18	77,5471	1,23	00-001-0640
19	32	80,6089	1,19179	(242)	Fe <sub>3</sub> C	9	80,3583	1,1939	01-085-1317
20	1230	82,2547	1,172066	(211)	Fe	174	82,3325	1,1702	01-071-3763
21	32	83,5714	1,156919	(105)	C <sub>H</sub>	9	84,1046	1,15	00-001-0640
22	30	85,6046	1,134572	(152)	Fe <sub>3</sub> C	72	85,9759	1,1297	01-085-1317
23	22	88,3735	1,106039	(430)	Fe <sub>3</sub> C	84	88,1562	1,1073	01-085-1317

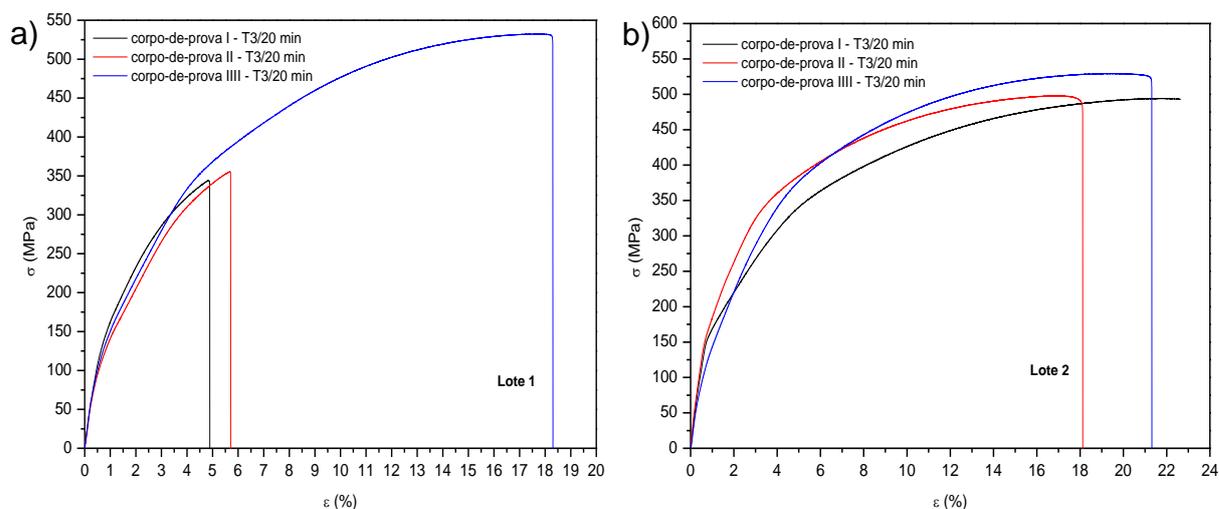
**APÊNDICE C: CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO OBTIDAS ATRAVÉS DO ENSAIO DE TRAÇÃO ATÉ A FRATURA PARA OS DISTINTOS TEMPOS DE VAZAMENTO, DE T1/10 MIN À T8/45 MIN, CORRESPONDENTE AOS LOTES 1 E 2.**



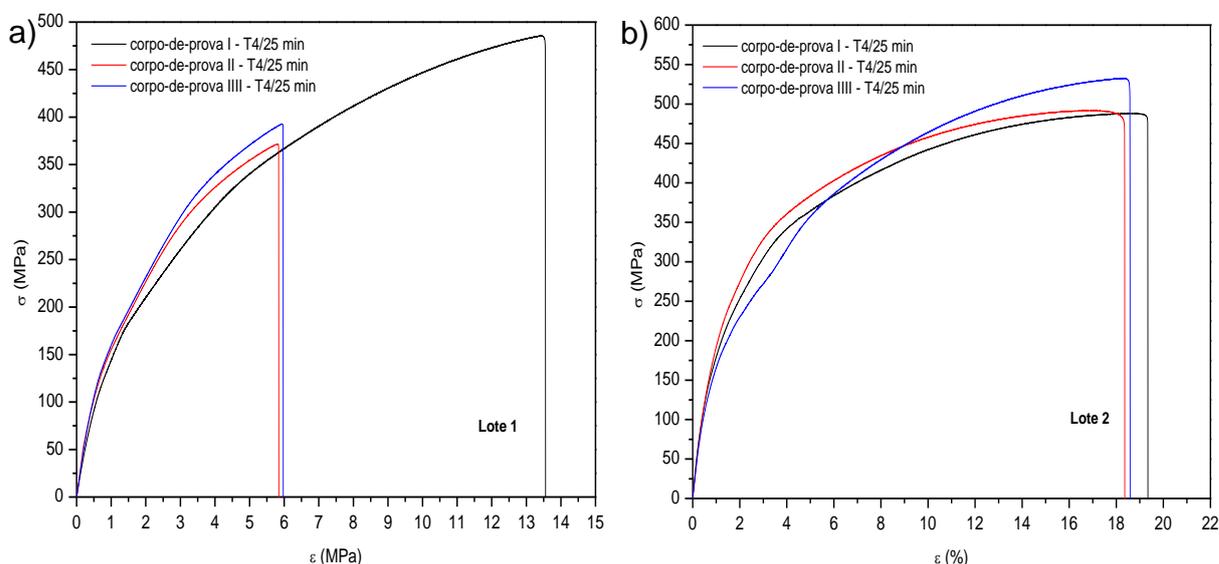
**Figura 1** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T1/10 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).



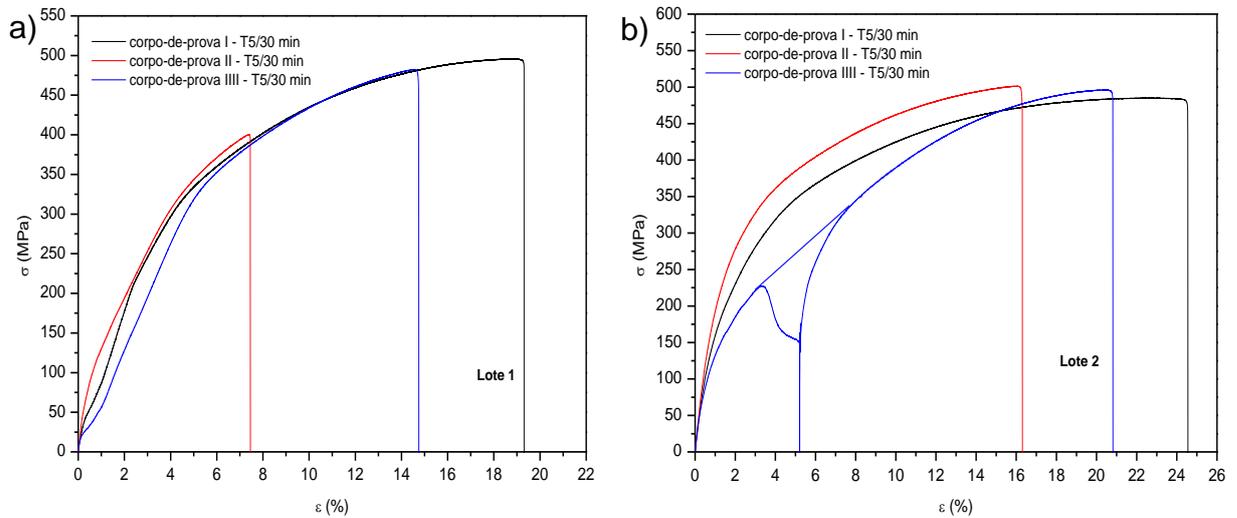
**Figura 2** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T2/15 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).



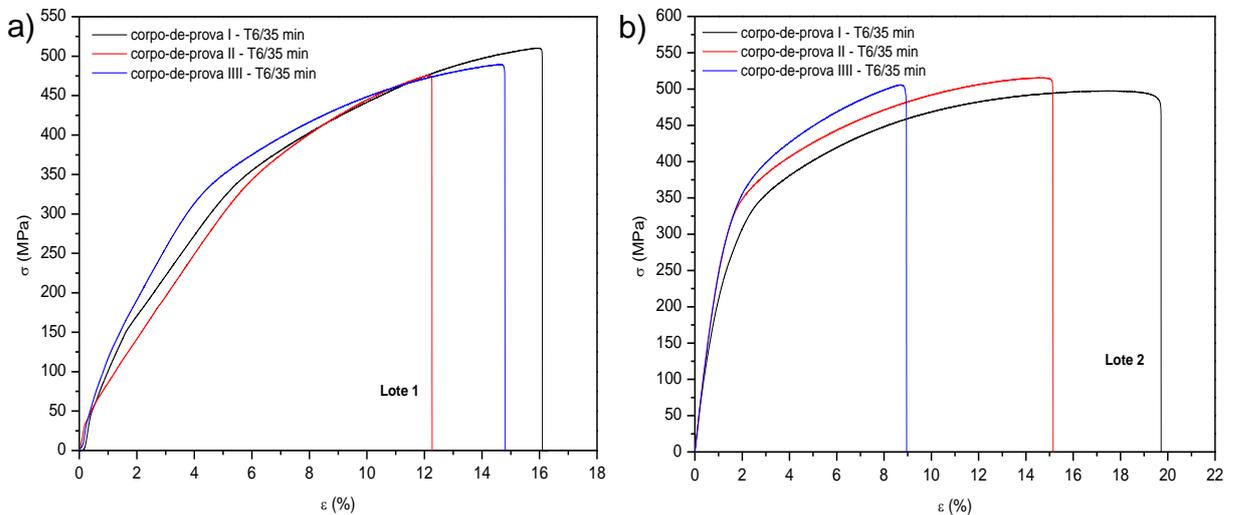
**Figura 3** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T3/20 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b)



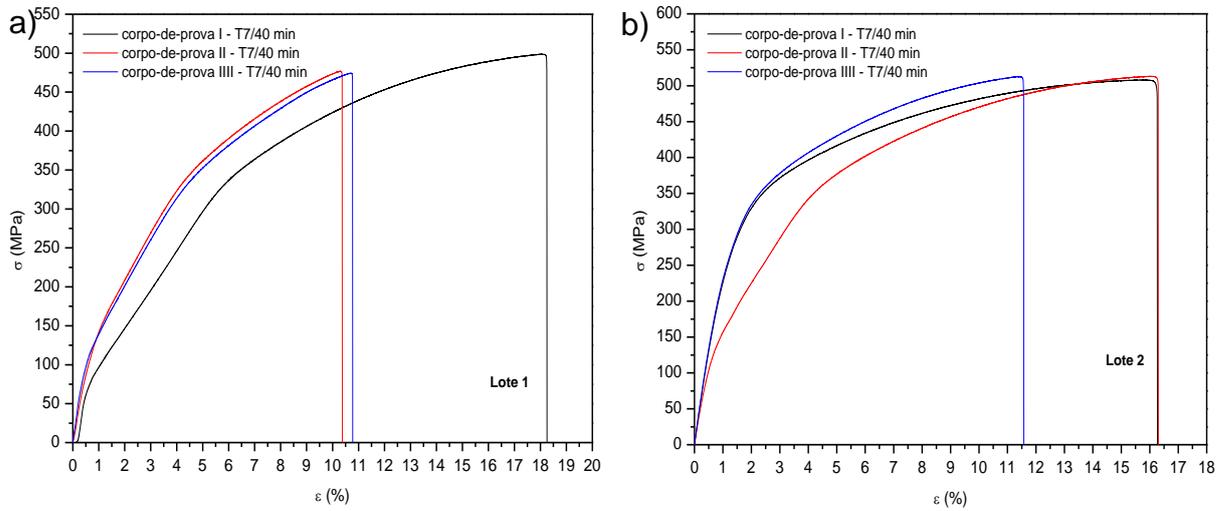
**Figura 4** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T4/25 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).



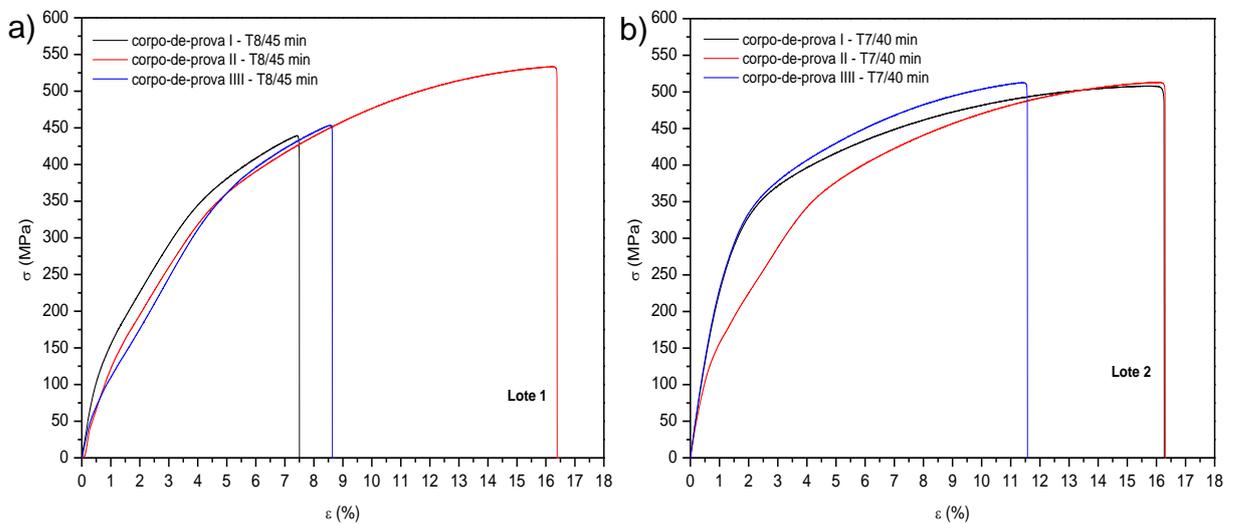
**Figura 5** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T5/30 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).



**Figura 6** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T6/35 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).



**Figura 7** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T7/40 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).



**Figura 8** – Curvas tensão-deformação sobrepostas dos três corpos-de-prova, obtidas através do ensaio de tração até a fratura para o tempo de vazamento T8/45 min, correspondente aos Lotes 1 (a) e 2 (b).