

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**ANÁLISE DE ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM
FERRO FUNDIDO NODULAR EM PROCESSO DE FUNDIÇÃO
PRODUZIDO PELA TÉCNICA DE IMERSÃO DE SINO**

DOUGLAS FERREIRA VIDAL

Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF),
Centro de Ciência e Tecnologia (CCT),
Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV),
Setor de Metalurgia Física – LAMAV/CCT/UENF

Campos dos Goytacazes/RJ

Março de 2013

**ANÁLISE DE ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM
FERRO FUNDIDO NODULAR EM PROCESSO DE FUNDIÇÃO
PRODUZIDO PELA TÉCNICA DE IMERSÃO DE SINO**

DOUGLAS FERREIRA VIDAL

Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente 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 Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientadora: Prof^a. Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova.

Campos dos Goytacazes/RJ

Março de 2013

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

29/2013

Vidal, Douglas Ferreira

Análise de estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em processo de fundição produzido pela técnica de imersão de sino / Douglas Ferreira Vidal. – Campos dos Goytacazes, 2013.

xvi, 148 f. : il.

Dissertação (Mestrado 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, 2013.

Orientador: Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 139-144.

1. FERRO FUNDIDO NODULAR 2. PROPRIEDADES MECÂNICAS 3. INOCULAÇÃO E NODULIZAÇÃO 4. ESTRUTURA E PROPRIEDADES 5. TEMPO E TEMPERATURA DE VAZAMENTO I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título.

CDD 669.9

ANÁLISE DE ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR EM PROCESSO DE FUNDIÇÃO PRODUZIDO PELA TÉCNICA DE IMERSÃO DE SINO

DOUGLAS FERREIRA VIDAL

Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente 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 Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovado em 12 de Março de 2013

Comissão Examinadora:

Prof. Sérgio Neves Monteiro – (PhD. Engenharia Metalúrgica e de Materiais – IME)

Prof. Ana Lúcia Diegues Skury – (DsC. – Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UENF)

Prof. Eduardo Atem de Carvalho – (PhD. Engenharia Mecânica – UENF)

Prof. Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova – (PhD. Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UENF)

“Mentes são como paraquedas. Elas só funcionam quando são abertas”.

James Dewar

Agradecimentos

Agradeço em primeiro lugar a Deus, por iluminar meus caminhos durante toda minha vida.

Agradeço aos meus pais pelo constante incentivo aos estudos, carinho e amor dedicados durante toda a vida. Agradeço a minha esposa e ao meu filho pela paciência, incentivo e força e companheirismo.

Agradeço à minha orientadora e amiga Professora Lioudmila A. Matlakhova, pelos ensinamentos, paciência e conhecimento transmitido. Agradeço ao Professor Anatoly N. Matlakhov (*in memoriam*), que apesar do pouco tempo de convivência foi fundamental para meu aprendizado.

Agradeço aos professores, companheiros e técnicos do LAMAV pelo conhecimento e ensinamento transmitidos.

Agradeço aos amigos Josemar de Souza e Viterbo Santos Laurindo pelo incentivo ao ingresso no curso de pós-graduação.

Agradeço a Elaine Cristina, Zulmira e Noil pela ajuda fundamental com as análises DRX e MEV.

Agradeço a PAM Saint-Gobain Canalização pela cessão do material estudado, pelas visitas a usina e pelas análises químicas e ensaios de tração. Em especial agradeço ao senhor Dilmar Claudio Finamore, pela ajuda e empenho fundamentais para realização desse trabalho.

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

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	V
ÍNDICE DE TABELAS.....	XIV
ÍNDICE DE SIGLAS.....	XVI
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivo Geral	3
1.1.2. Objetivos Específicos	3
1.2. Justificativas	4
1.2.1. Importância Científica	4
1.2.2. Importância Econômica	4
1.2.3. Importância Tecnológica	4
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1. Aspectos gerais sobre ferros fundidos	5
2.2. Uso do diagrama de fases para o estudo de ferros fundidos.....	5
2.3. Tipos de ferros fundidos	8
2.4. Solidificação de ferros fundidos	10
2.4.1. Desenvolvimento de estrutura de ferros fundidos durante o resfriamento com base no diagrama de equilíbrio metaestável.....	10
2.4.2. Componentes estruturais dos ferros fundidos grafiticos.....	13
2.4.3. Fatores que influenciam a estrutura dos ferros fundidos.....	15
2.4.3.1. Influência do silício e do carbono equivalente.....	15
2.4.3.2. Influência de outros elementos (Mn, P, S, Mg).....	20
2.4.3.3. Influência da velocidade de resfriamento.....	22
2.5. Ferros fundidos brancos.....	26
2.5.1. Influência dos elementos de liga nos ferros fundidos brancos.....	28
2.5.2. Utilização de ferros fundidos brancos.....	29
2.6. Ferros fundidos maleáveis.....	30
2.7. Ferros fundidos cinzentos.....	34

2.7.1. Sequencia de solidificação dos ferros fundidos cinzentos.....	35
2.7.2. Principais características dos ferros fundidos cinzentos associados à estrutura.....	36
2.7.3. Aplicações de ferros fundidos cinzentos.....	38
2.8. Ferros fundidos nodulares.....	39
2.8.1. Inoculação e nodulização de ferros fundidos.....	41
2.8.1.1. Tratamento de inoculação.....	41
2.8.1.2. Tratamento de nodulização.....	44
2.8.2. A solidificação em ferros fundidos nodulares.....	48
2.8.3. Normas técnicas para ferros fundidos nodulares.....	51
2.8.3.1. Normas técnicas brasileiras para a produção de ferros fundidos nodulares.....	52
2.8.3.2. Normas técnicas internacionais para a produção de ferros fundidos nodulares.....	53
2.8.4. Fratura em ferros fundidos nodulares.....	56
2.8.4.1. Fratura dúctil em ferros fundidos nodulares.....	56
2.8.4.2. Fratura por clivagem em ferros fundidos nodulares.....	58
2.8.4.3. Fratura intergranular em ferros fundidos nodulares.....	59
2.8.5. Propriedades estáticas dos ferros fundidos nodulares.....	59
2.8.5.1. Módulo de elasticidade em ferros fundidos nodulares.....	61
2.8.5.2. Influência de variáveis do processo de fundição sobre as propriedades estáticas dos ferros fundidos nodulares.....	62
2.8.5.3. Defeitos de microestrutura em ferros fundidos nodulares.....	63
2.8.6. Aplicações de ferros fundidos nodulares.....	67
2.9. Ferros fundidos vermiculares.....	68
2.10. Conclusão após revisão bibliográfica.....	70
CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS.....	71
3.1. Material utilizado.....	71
3.1.1. Obtenção das amostras.....	71
3.1.2. Descrição das amostras.....	74
3.2. Preparação metalográfica das amostras para análise estrutural.....	74
3.3. Técnicas de análise.....	75
3.3.1. Microscopia ótica.....	75

3.3.2. Análise por difração de Raios X.....	76
3.3.3. Microdureza Vickers.....	76
3.3.4. Microscopia eletrônica de varredura.....	77
3.3.5. Ensaio de deformação por tração.....	77
3.3.6. Análise da composição química.....	78
CAPÍTULO 4: RESULTADOS.....	79
4.1. Análise Química.....	79
4.2. Difração de Raios-X.....	80
4.3. Análise Metalográfica.....	90
4.3.1 Análise metalográfica dos ferros fundidos nodulares no estado quimicamente não atacado.....	90
4.3.1.1. Análise quantitativa da grafita nodular.....	92
4.3.2. Análise metalográfica dos ferros fundidos nodulares no estado quimicamente atacado.....	96
4.3.2.1. Análise quantitativa dos microconstituintes presentes nos ferros fundidos nodulares no estado quimicamente atacado.....	103
4.4. Microdureza Vickers.....	105
4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	108
4.6. Ensaio de Tração.....	115
4.7. Análise da superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares.....	125
CAPÍTULO 5: DISCUSSÃO.....	128
5.1. A influência de temperatura e tempo de vazamento sobre o processo de solidificação dos ferros fundidos nodulares analisados.....	128
5.2. A variação do tamanho médio e da área média dos nódulos em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	129
5.3. A variação da fração volumétrica e da fração de massa dos nódulos de grafita em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	130
5.4. A influência da estrutura dos ferros fundidos nodulares sobre o limite de resistência a tração (LRT).....	131
5.5. A influência da estrutura dos ferros fundidos nodulares sobre o alongamento relativo (AR).....	133

CAPÍTULO 6: CONCLUSÕES.....	135
CAPÍTULO 7: SUGESTÕES.....	138
CAPÍTULO 8: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	139
APÊNDICE.....	145

ÍNDICE DE FIGURAS

- FIGURA 1** - Diagrama metaestável Fe-Fe₃C. (Callister, 2008)
- FIGURA 2** - Diagrama estável Fe-C-Si para uma liga contendo 2%Si. (Chiaverini, 2002).
- FIGURA 3** - Secção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C. (Souza Santos *et al*, 1989).
- FIGURA 4** - Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio eutéticos, elementos grafitizantes (a) e elementos que promovem a formação de carbonetos (b). (Souza Santos *et al*, 1989)
- FIGURA 5** - Diagrama metaestável Fe-Fe₃C (Callister, 2008)
- FIGURA 6** - Micrografia de um ferro fundido branco hipoeutético. A estrutura apresenta dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de Fe₃C. Aumento 530X (Chiaverini, 2002)
- FIGURA 7** - Micrografia de um ferro fundido branco eutético. Estrutura formada por glóbulos de perlita sobre matriz de cementita. Aumento 530X (Chiaverini, 2002)
- FIGURA 8** - Micrografia de um ferro fundido branco hipereutético. A estrutura apresenta longos cristais de cementita sobre uma matriz de ledeburita. Aumento 150X (Chiaverini, 2002)
- FIGURA 9** - Formas de grafita e classificação dos tipos de grafita lamelar (Chiaverini, 2002)
- FIGURA 10** - Figura 10 – Classificação da grafita segundo a norma ISO 945/75. (Gomes e Paciornik, 2005)
- FIGURA 11**- Diagrama Fe-C-Si para quatro diferentes teores de Si. (Chiaverini, 2002)
- FIGURA 12**- Redistribuição do carbono na composição da amostra, após recozimento a 1050°C durante 13 dias (Darken). A amostra inicial à esquerda continha 0,49%C, 3,8%Si e à direita 0,57%C e 6,45%Mn. (Novikov, 1993).
- FIGURA 13**- Influência da velocidade de resfriamento sobre o super-resfriamento. (Morrogh, 1960).
- FIGURA 14**- Efeito da temperatura de vazamento no número de células eutéticas (Morrogh, 1960).
- FIGURA 15**- Efeito da secção no número de células eutéticas a várias distâncias da

extremidade das peças fundidas. Nota: Os números das curvas indicam a espessura das placas, em milímetros (Ferry e Margerie, 1960).

- FIGURA 16-** Cunha de coquilhamento utilizada para demonstrar a influência da taxa de resfriamento juntamente com o teor de Si em ferros fundidos. (Chiaverini, 2002).
- FIGURA 17-** Variação da dureza em função de Cg, produzido por ação do Si (Chiaverini, 2002).
- FIGURA 18-** Concorrência entre profundidade de coquilhamento e teor de Si (Chiaverini, 2002).
- FIGURA 19-** Influência dos elementos de liga na profundidade de coquilha. (Chiaverini, 2002)
- FIGURA 20-** Rodas de vagão (a) e peça para equipamento de mineração, (b) produzidas com Ferro fundido branco.
- FIGURA 21-** Gráfico de recozimento do ferro fundido branco para maleável. I e II – primeiro e segundo estágio de grafitização. (Novikov, 1993).
- FIGURA 22-** Esquema de maleabilização por descarbonetação (Chiaverini, 2002).
- FIGURA 23-** Ferro fundido maleável. Nódulos de grafita distribuídos em matriz ferrítica (www.infomet.com.br).
- FIGURA 24-** Peças produzidas com ferro fundido maleável. (www.pipesystem.com.br)
- FIGURA 25-** Dendritas de austenita e célula eutética (grafita + austenita) em ferro fundido cinzento. A grafita é contínua na célula eutética e apresenta a forma de plaquetas (Morrogh, 1960).
- FIGURA 26-** Intensidade de tensões na grafita na forma de veios (Guesser 2009).
- FIGURA 27-** Capacidade de amortecimento de ferro fundido em comparação ao do aço pelo método de ensaio Foepl-Pertz (Chiaverini, 2002).
- FIGURA 28-** Peças automotivas produzidas com ferro fundido cinzento pela Tupy Fundições (Guesser 2009).
- FIGURA 29-** Comparação entre a intensidade de tensões na grafita nodular (a) e na forma de veios (b) (Guesser 2009).
- FIGURA 30-** Variação do número de nódulos de grafita por milímetro quadrado com a porcentagem de inoculante, para as técnicas de simples (S) e pós-inoculação (D) (Santos *et al*, 1989).
- FIGURA 31-** Estrutura hexagonal da grafita e alteração da direção de crescimento entre os planos basal e prismático em função do Mg durante o processo de

nodulização. a) Estrutura hexagonal da grafita. O crescimento preferencial na direção C (plano basal) resulta em grafita nodular, enquanto crescimento na direção A (planos prismáticos) produz grafita lamelar.

b) Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos. (Gruzleski, 2000; MaSwain & Bates, 1974).

- FIGURA 32-** Técnicas de nodulização. a) simples transferência, b) *sandwich* e c) imersão por sino. (Santos *et al*, 1989)
- FIGURA 33-** Esquema de uma curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares. (Souza Santos *et al*, 1989).
- FIGURA 34-** Crescimento da grafita durante a solidificação de ferro fundido nodular (Rivera *et al.*, 2003).
- FIGURA 35-** Fratura na grafita e na interface grafita/matriz em ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).
- FIGURA 36-** Deformação plástica da matriz junto ao nódulo de grafita e formação de alvéolo em torno do nódulo. Ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).
- FIGURA 37-** Formação de trinca junto a um nódulo de grafita, crescendo, associada a intensa deformação plástica da matriz de um ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).
- FIGURA 38-** Formação e propagação de trinca principal pelo coalescimento das trincas individuais. Ferro Fundido nodular ferrítico (Guessser, 1993).
- FIGURA 39-** Fratura por clivagem em ferro fundido nodular perlítico. Ensaio de K_{IC} (Froehlich, 1995).
- FIGURA 40-** Fratura intergranular em ferro fundido nodular ferrítico, com 0,20% P, mantido a 450°C por 4h. Ensaio de impacto à temperatura ambiente (Guessser, 2009).
- FIGURA 41-** Efeito da quantidade de grafita (nodular e lamelar) sobre o módulo de elasticidade (Guessser, 2009).
- FIGURA 42-** Efeitos da microestrutura e das variáveis do processo sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares com matriz de perlita e ferrita (Guessser, 2009).
- FIGURA 43-** Efeito da grafita vermicular (tipo III) sobre as propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares ferríticos (adaptado de Souza Santos & Albertin, 1977).

- FIGURA 44-** Efeito da grafita em grumos (*chunky*) sobre as propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares ferríticos (adaptado de Souza Santos & Albertin, 1977).
- FIGURA 45** Micrografia de ferro fundido nodular contendo nódulos irregulares. Aumento: 200X (Guesser, 2009).
- FIGURA 46-** Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita explodida. Aumento: 200X (Guesser, 2009).
- FIGURA 47-** Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita em grumos (*“chunky”*). Aumento: 200X (Guesser, 2009).
- FIGURA 48-** Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita vermicular. Aumento: 200X (Guesser, 2009).
- FIGURA 49-** Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita *“Spiky”*. Aumento: 400X (Guesser, 2009).
- FIGURA 50-** Deposição de grafita sobre nódulo pré-existente. Aumento: 500X (Barton, 1989).
- FIGURA 51-** Cementita em ferro fundido nodular. Aumento: 1000X (Guesser, 2009).
- FIGURA 52-** Tubos de ferro fundido nodular utilizados no transporte de esgoto. (sgpam.com.br/industrial/detProdutoEfluente.php)
- FIGURA 53-** Microestrutura típica de ferro fundido vermicular. Grafita em forma de vermes com alguns particulados nodulares em matriz ferrítica. (a) Microscopia ótica; (b) MEV 395x (ASM, 1996; Mocellin, 2004).
- FIGURA 54-** Moldes para obtenção de amostras (a) CP e CP Ybloc, (b) pastilhas coquilhadas.
- FIGURA 55-** Alteração da temperatura na panela, durante o vazamento.
- FIGURA 56-** Amostras utilizadas para estudo: corpo de prova para ensaio mecânico CP(a), pastilha coquilhada (b) e CP Ybloc (c).
- FIGURA 57-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T1, vazado a 1361°C em molde de areia, 10 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 58-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T2 vazado a 1324°C em molde de areia, 15 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 59-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T3, vazado 1310°C em molde de areia, 20 minutos após os tratamentos de nodulização e

inoculação.

- FIGURA 60-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T4, vazado 1286°C em molde de areia, 25 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 61-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T5, vazado 1261°C em molde de areia, 30 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 62-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T6, vazado 1251°C em molde de areia, 35 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 63-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T7, vazado 1236°C em molde de areia, 40 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 64-** Difração de raios X para ferro fundido nodular T8, vazado 1222°C em molde de areia, 45 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.
- FIGURA 65-** Difrátogramas de ferros fundidos nodulares T4, T7 e T8, em comparação.
- FIGURA 66-** Difrátogramas de ferros fundidos nodulares para diferentes tempos de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização.
- FIGURA 67-** Micrografias de ferros fundidos nodulares para diferentes tempos de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização. Sem ataque. Neophot 32. Aumento 50 X, CC : a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).
- FIGURA 68-** Distribuição e aglomeração de inclusões de C. Micrografias sem ataque; Neophot 32. Aumento 50X, CE. a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).
- FIGURA 69-** Variação do tamanho médio dos nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização.
- FIGURA 70-** Variação da área média dos nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização.
- FIGURA 71-** Variação da fração volumétrica da grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização.
- FIGURA 72-** Variação da fração de massa da grafita em função da temperatura de

vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização

- FIGURA 73-** Micrografias de ferros fundidos nodulares para diferentes tempos e temperaturas de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização. Aumento: 50X, CC. a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).
- FIGURA 74-** Microestrutura de ferro fundido nodular T1 (10min. / 1361° C). a) 80X, CC, b) 320X, ID, c) 320X, CE, d,f) 400X, CC, e) 400X, CE.
- FIGURA 75-** Microestrutura de ferro fundido nodular T2 (15min. / 1324° C). a) 80X, CC, b) 320X, CC, c) 320X, CE, d) 200X, ID, e) 400X, CC, e) 400X, CE.
- FIGURA 76-** Microestrutura de ferro fundido nodular T3 (20min. / 1310° C). a) 80X, CC, b) 200X, CC, c) 320X, CC, d) 400X, CC, e) 500X, CE, e) 500X, CC.
- FIGURA 77-** Microestrutura de ferro fundido nodular T4 (25min. / 1286° C). a) 80X, CC, b) 100X, CC, c) 200X, ID, d) 320X, ID, e) 400X, CE, e) 500X, CC
- FIGURA 78-** Microestrutura de ferro fundido nodular T5 (30min. / 1261° C). a) 80X, CC, b) 100X, CE, c) 200X, ID, d) 400X, CC, e) 320X, CE, f) 200X, CE.
- FIGURA 79-** Microestrutura de ferro fundido nodular T6 (35min. / 1251° C). a) 80X, CC, b) 100X, CC, c) 100X, CE, d) 200X, ID, e) 400X, CC, f) 500X, CC
- FIGURA 80-** Microestrutura de ferro fundido nodular T7 (35min. / 1236° C). a) 80X, CC, b) 100X, CE, c) 250X, CC, d) 200X, LP, e) 200X, ID, f) 320X, ID
- FIGURA 81-** Microestrutura de ferro fundido nodular T8 (35min. / 1222° C). a) 80X, CC, b) 100X, CE, c) 200X, CC, d) 200X, CC, e) 500X, ID, f) 500X, CC
- FIGURA 82-** Inclusões (a-h) e nódulos de grafita (e,f,g) distribuídos sobre as regiões de perlita e ferrita, e cementita (d,f,h) como parte da ledeburita transformada. Aumento: 400X, CC. a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).
- FIGURA 83-** Microestrutura da cementita em ferro fundido nodular. Aumento: 500X, CC. a) T4 (25min), b) T5 (30min), c) T6 (35min), d) T7 (40min), e) T8 (45min).
- FIGURA 84-** Variação do percentual de microconstituintes presentes, como ferrita, grafita e perlita, em função do tempo e da temperatura para amostras de ferro fundido nodular.
- FIGURA 85-** Variação da microdureza em função da temperatura e do tempo de vazamento para os ferros fundidos nodulares.

- FIGURA 86-** Ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min). Ataque: Nital 2% e Nital 3% + ¼ de glicerina Aumento: 600X.
- FIGURA 87-** Espectro de emissão de raios X característicos de ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).
- FIGURA 88-** Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de Fe- K_{α} . Revelação da distribuição de Fe em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).
- FIGURA 89-** Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de C- K_{α} . Revelação da distribuição de C em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min)
- FIGURA 90-** Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de Si- K_{α} . Revelação da distribuição de Si em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).
- FIGURA 91-** Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de Mg- K_{α} . Revelação da distribuição de Mg em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).
- FIGURA 92-** Mapas das mesmas regiões (fig. 76 a,b) em raios X característicos de Mn- K_{α} . Revelação da distribuição de Mn em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).
- FIGURA 93-** a) Uma lamela de cementita no ferro fundido T8 (45 min.); b) Espectro de emissão de raios X característicos dos elementos no ferro fundido nodular determinado no ponto 1.MEVEDS.
- FIGURA 94-** Microestrutura da liga T8 (45 min.), na parte de ledeburita transformada, com pontos 1 e 2 onde foi realizada a análise EDS. MEV.
- FIGURA 95-** Espectro de emissão de raios X característicos dos elementos no ferro fundido nodular T8 (45min), determinado a) no ponto 1; b) no ponto 2 (da fig. M).
- FIGURA 96-** Variação do limite de resistência à tração (LRT), dos ferros fundidos nodulares em função da temperatura e do tempo de vazamento.
- FIGURA 97-** Variação da tensão de escoamento (TE) dos ferros fundidos nodulares em função da temperatura e do tempo de vazamento.
- FIGURA 98-** Variação do alongamento relativo (AR) dos ferros fundidos nodulares em função da temperatura e do tempo de vazamento.

- FIGURA 99-** Variação da média do LRT em função do tempo e da temperatura de vazamento
- FIGURA 100-** Variação da média da TE em função do tempo e da temperatura de vazamento
- FIGURA 101-** Variação da média do AR em função do tempo e da temperatura de vazamento
- FIGURA 102-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T1 (10min / 1361 °C). 2º lote.
- FIGURA 103-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T2 (15min / 1324 °C). 2º lote.
- FIGURA 104-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T3 (20min / 1310 °C). 2º lote.
- FIGURA 105-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T4 (25min / 1286 °C). 2º lote.
- FIGURA 106-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T5 (30min / 1261 °C). 2º lote.
- FIGURA 107-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T6 (35min / 1251 °C). 2º lote.
- FIGURA 108-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T7 (40min / 1236 °C). 2º lote.
- FIGURA 109-** Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T8 (45min / 1222 °C). 2º lote.
- FIGURA 110-** Variação do modulo de elasticidade (E) em função da temperatura e do tempo de vazamento para ferros fundidos nodulares (2º lote).
- FIGURA 111-** Fratura dúctil em ferros fundidos nodulares. MEV. Aumento: 100X. a) T1 (10min / 1361°C), b) T2 (15min / 1324°C), c) T3 (20min / 1310°C), d) T4 (25min / 1286°C), e) T5 (30min / 1261°C), f) T6 (35min / 1251°C), g) T7 (40min / 1236°C) e h) T8 (45min / 1222°C).
- FIGURA 112-** Rompimento na interface matriz/grafita em ferros fundidos nodulares (a, b, c, d, f). Deformação plástica da matriz (d, e, g, h). Aumento: 400X. a) T1 (10min / 1361°C), b) T2 (15min / 1324°C), c) T3 (20min / 1310°C), d) T4 (25min / 1286°C), e) T5 (30min / 1261°C), f) T6 (35min / 1251°C), g) T7 (40min / 1236°C) e h) T8 (45min / 1222°C). MEV
- FIGURA 113-** Propagação de uma trinca no sentido grafita-matriz para a amostra T8 (45min. / 1222°C).
- FIGURA 114-** Bloqueio de uma trinca por uma região de perlita para a amostra T5 (30min / 1261°C).
- FIGURA 115-** Variação da temperatura em função do tempo de vazamento

- FIGURA 116-** Relação entre as alterações estruturais e o LRT para ferro fundido nodular em função do tempo e da temperatura de vazamento.
- FIGURA 117-** Relação entre as alterações estruturais e o AR para ferro fundido nodular em função do tempo e da temperatura de vazamento.

ÍNDICE DE TABELAS

- TABELA 1** - Influência dos elementos de liga em ferros fundidos (Chiaverini, 2002)
- TABELA 2** - Composição de ferro fundido para processo de descarbonetação (Chiaverini, 2002)
- TABELA 3** - Composição de ferros fundidos cinzentos (Chiaverini, 2002)
- TABELA 4** - Comparação de propriedades entre ferros fundidos cinzento, nodular e vermicular, com matriz perlitica. Norma SAE J1887/2002.
- TABELA 5** - Composição química dos ferros fundidos básicos para a produção de ferro fundido nodular (Chiaverini, 2002).
- TABELA 6** - Classes de ferro fundido nodular previstas na norma NBR 6916/1991 (Guesser, 2009).
- TABELA 7** - Classes de ferro fundido nodular previstas na norma 8650/1984 (Guesser, 2009).
- TABELA 8** - Classes de ferro fundido nodular de acordo com a dureza, segundo a Norma NBR 8582/1984.
- TABELA 9** - Propriedades mecânicas em corpos de prova usinados de amostras fundidas em separado (bloco em U, bloco Y, barra cilíndrica), Norma ISO 1083/2004 (Guesser, 2009).
- TABELA 10** - Classes de ferro fundido nodular previstas na Norma ASTM A 536/1993 (Guesser, 2009).
- TABELA 11**- Classes de ferro fundido nodular para aplicações especiais. Norma ASTM A 536/93 (Guesser, 2009).
- TABELA 12**- Propriedades mecânicas (mínimas) determinadas em corpo de prova fundido anexo às peças. Norma ISO 1083/2004 (Guesser, 2009).
- TABELA 13**- Propriedades de ferros fundidos nodulares. Norma ISO 1083/2004 (Guesser, 2009).
- TABELA 14**- Composição química de ferros fundidos vermiculares (Chiaverini, 2002)
- TABELA 15**- Composição do metal base (antes do tratamento), em %p.
- TABELA 16**- Informações referentes à retirada das amostras.
- TABELA 17**- Análise química de ferro fundido nodular antes dos tratamentos de inoculação e nodulização.
- TABELA 18**- Análise química de ferro fundido nodular após os tratamentos de inoculação e nodulização.

-
-
- TABELA 19a-** Resultado da avaliação quantitativa da grafita.
- TABELA 19b-** Resultado da avaliação quantitativa da grafita.
- TABELA 20-** Avaliação quantitativa dos microconstituintes presentes.
- TABELA 21-** Microdureza da grafita para diferentes tempos de vazamento após a nodulização.
- TABELA 22-** Microdureza da ferrita para diferentes tempos de vazamento após a nodulização.
- TABELA 23-** Microdureza da perlita para diferentes tempos de vazamento após a nodulização.
- TABELA 24-** Quantificação química da análise pontual (ponto 1, figura 91a) da lamela de cementita presente no ferro fundido nodular T8.
- TABELA 25-** Quantificação química da análise pontual de fase cementita (ponto 1, figura 92), e matriz (ponto 2, figura 92) presentes no ferro fundido nodular T8.
- TABELA 26-** Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (1º lote)
- TABELA 27-** Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (2º lote)
- TABELA 28-** Módulo de elasticidade calculado para ferros fundidos nodulares (ensaio do 2º lote).

INDICE DE SIGLAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AR – Alongamento relativo

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

CC – Campo claro

CE – Campo escuro

C_g – Carbono grafítico

CP – Corpo de Prova

ISO – *International Organization for Standardization*

LRT – Limite de resistência à tração

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

NBR – Norma Brasileira

SGC – Saint-Gobain Canalização

TE – Tensão de escoamento

TEE – Temperatura de Equilíbrio Estável

TEM – Temperatura de Equilíbrio Metaestável

RESUMO

Este trabalho de Mestrado teve como objetivo a determinar a relação entre as alterações estruturais e as propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em função da temperatura e do tempo de vazamento em molde de areia após os tratamentos de inoculação com Fe-Si 75% e nodulização com Mg por meio da técnica de imersão de sino. Sua proposta consistiu na caracterização da estrutura, permitindo a identificação das fases e microconstituintes presentes no ferro fundido nodular, de modo a associá-las às alterações das propriedades mecânicas de limite de resistência à tração e alongamento relativo, observados para os diferentes tempos e temperaturas de vazamento. O ferro fundido nodular estudado foi produzido pela empresa PAM Saint-Gobain Canalização, em sua usina situada na cidade de Barra Mansa- RJ. A empresa produz tubos utilizados para adução de água em saneamento básico. Para a análise do material foram empregadas as técnicas de análise de composição química, difração de raios X, microscopia ótica, ensaios de microdureza, ensaios de tração, microscopia eletrônica de varredura, análise EDS e observações das superfícies de fratura. Com base nos resultados obtidos, verificou-se que a temperatura e o tempo de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização conduzem a alterações estruturais das fases presentes (grafita nodular, ferrita, e cementita livre), bem como do microconstituente perlita. Observou-se a formação de grafita nodular regular (tipo VI) para os primeiros tempos de vazamento, às temperaturas mais elevadas, e aparecimento de pequenos nódulos de carbono. Com a diminuição da temperatura os pequenos nódulos se aglomeram e formam a grafita de forma incerta (tipo V). O limite de resistência à tração se mostrou influenciado pela forma da grafita (pequenos nódulos de carbono, e tipos V e VI), além de outros fatores como a variação no percentual de ferrita e perlita e presença de cementita livre para os vazamentos a temperaturas mais baixas. O alongamento relativo por sua vez, se mostrou bastante dependente da forma da grafita (tipos V e VI), bem como da influência de seu tamanho e área média para todos os tempos e temperaturas de vazamento.

ABSTRACT

This study aimed to determine the relationship between the structural and mechanical properties of a ductile cast iron as a function of temperature and time casting in sand mold after the inoculation treatments with Fe-75%Si with Mg and nodulization by the immersion technique bell. Its proposal was to characterize the structure, permitting the identification of the phases present in micro-constituents and nodular cast iron, in order to associate them to the changes in the mechanical properties of tensile strength and tensile elongation relative observed for different times and temperatures leak. The ductile iron studied was produced by PAM Saint-Gobain Channeling in its plant located in the city of Barra Mansa – RJ. The company produces pipes used for water supply in sanitation. To analyze the material, were used techniques of chemical analysis, X ray diffraction, optical microscopy, micro hardness tests, tensile tests, scanning electron microscopy, EDS analysis and observations of fracture surfaces. Based on the obtained results, it was found that the temperature and time of leakage after the inoculation treatments and nodulization lead to structural changes phases (nodular graphite, ferrite and free cementite) as well as micro-constituent perlite. It was observed the formation of nodular graphite regular (type VI) for the first time of casting, the higher temperatures, and appearance of inclusions of carbon. With the decrease in temperature in the last clump of graphite nodules of uncertain form (type V).The maximum tensile strength showed influenced by the form of graphite (inclusions, and types V and VI), and other factor such as variation in the percentage of perlite and ferrite and free cementita for the presence of leaks at lower temperatures. The relative elongation in its turn showed to be quite dependent on the shape of graphite (types V and VI), as well as the influence of its size and medium area for all the times and temperature of leaking

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

Antes considerados como materiais de pouca aplicação em engenharia em função de suas baixas propriedades mecânicas e fragilidade, os ferros fundidos atualmente são indispensáveis à humanidade, possuindo vasto campo de aplicação nos mais diversificados segmentos industriais devido ao menor custo de produção e um conjunto satisfatório de propriedades. Isso ocorre em função dos avanços nos campos de pesquisa e tecnologia, que proporcionaram o desenvolvimento de novos e diversificados métodos de sua obtenção e alteração de sua estrutura.

Dentre os diversos tipos de ferros fundidos destacam-se os ferros fundidos nodulares, também conhecidos como dúcteis. Quando comparados aos demais ferros fundidos, eles se destacam por apresentar ductilidade aliada à boa resistência mecânica. Esse conjunto de propriedades é responsável pela aplicação dos ferros fundidos nodulares em vários segmentos, tais como produção de peças para a indústria automobilística, produção de tubos e conexões para o transporte de água, válvulas e corpos de bomba na indústria do petróleo, entre outros.

A apreciável ductilidade apresentada pelos ferros fundidos nodulares é conseguida através da formação de estrutura com grafita esferoidal, ou nodular, ao invés dos veios gráfiticos característicos em ferros fundidos cinzentos. A grafita nodular promove a continuidade da matriz que pode ser perlítica ou ferrítica (no caso de matriz ferrítica a ductilidade é ainda mais apreciável), possibilitando a obtenção de alongamentos de 10-22%, associados a valores de limite de resistência de 380-450MPa. (Guessser, 2009).

Para a obtenção da grafita nodular, o metal, ainda em estado líquido, passa por um tratamento denominado nodulização. Basicamente, a nodulização consiste na adição de elementos químicos que promovem a formação de nódulos gráfiticos. Os registros históricos apontam maio de 1948 como o início da era do ferro fundido nodular, quando H. Morrogh apresentou um trabalho relatando seus estudos na Inglaterra sobre a produção de grafita nodular pela introdução de cério (Souza Santos *et al*, 1989). Atualmente, sabe-se que ferros fundidos nodulares podem ser obtidos por adição de cério, cálcio, magnésio e também de ligas a base de magnésio, como 15Mg-82Ni, 15Mg-30Si-50Ni, 8Mg-46Si-42Fe, 5Mg-45Si-50Fe, 12Mg-40Si-18Cu-30Fe. O uso de Mg e das ligas a base de Mg é mais empregado

em função do menor custo do Mg em comparação com o Ce e Ca (Chiaverinni, 2002).

Tecnologias distintas são empregadas no processo de nodulização. Entre as mais utilizadas encontram-se as técnicas de simples transferência, de *sandwich* e de imersão por sino. Na técnica de simples transferência, o nodulizante é colocado no fundo da panela e coberto por sucata antes do vazamento do metal. Já na técnica de *sandwich*, a panela utilizada para o vazamento do metal possui um degrau no fundo, onde o nodulizante é previamente colocado e recoberto com sucata antes do vazamento. Em ambos os casos, a sucata empregada na cobertura do nodulizante serve para retardar a reação, aumentando a eficiência do nodulizante, resultando numa maior nodulização. Já na técnica de imersão por sino, o elemento nodulizante é colocado num invólucro de aço existente na ponta de uma haste que é presa à tampa da panela. No momento em que a panela é tampada, o invólucro contendo o nodulizante atinge o fundo da panela e se funde, dando início ao processo de nodulização. Independente da técnica utilizada, no momento da reação ocorre à fervura do nodulizante que se vaporiza e passa a dessulfurar o metal líquido, criando as condições favoráveis para a formação da grafita nodular (Souza Santos *et al*, 1989).

As amostras de ferro fundido nodular estudadas neste projeto foram cedidas pela empresa francesa PAM Saint-Gobain Canalização (SGC), onde a nodulização se deu através do emprego da técnica de imersão por sino, utilizando como nodulizante o magnésio na forma de barra, além de FeSi 75% para inoculação. A SGC produz tubos e conexões de ferro fundido nodular para sistemas de transporte de água aplicados nas atividades de saneamento, atividades industriais (tubulação de incêndio, aplicação de água e efluentes) além de transporte de água potável (Linha Blutop). A empresa atua no mercado mundial a mais de 90 anos, e possui posição de destaque internacional na produção de ferro fundido nodular. Sua planta de produção está situada no município de Barra Mansa, localizado no sul do estado do Rio de Janeiro, e atualmente conta com um total de 866 colaboradores, atua com aproximadamente 75% de sua capacidade produtiva, obtendo uma produção de 127,5 mil toneladas/ ano (saint-gobain-canalizacao.com.br).

1.1. Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo geral o estudo sistemático da estrutura e das propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular, inoculado com FeSi 75% e nodulizado com Mg durante o processo de fundição, usando a técnica de imersão de sino. A proposta consiste na análise das possíveis alterações estruturais e das propriedades mecânicas provocadas pela ação do FeSi 75% e do Mg para diversos tempos e temperaturas de vazamento em molde de areia.

1.1.2. Objetivos específicos

- Identificar e analisar a microestrutura dos ferros fundidos nodulares obtidos em diferentes tempos e temperaturas de vazamento após a inoculação e a nodulização, em condições de resfriamento em moldes de areia.
- Estudar as propriedades mecânicas das amostras dos ferros fundidos nodulares quando submetidas à deformação por tração até atingir a fratura, dando especial atenção ao limite de resistência à tração e a ductilidade.
- Analisar as características da superfície de fratura das amostras de ferro fundido nodular através da técnica de microscopia eletrônica de varredura, após o ensaio mecânico por tração.
- Medir a microdureza em escala Vickers e identificar as fases presentes nos ferros fundidos nodulares obtidos em diferentes tempos e temperaturas de vazamento após a inoculação e a nodulização, em condições de resfriamento em moldes de areia.
- Avaliar a eficiência do FeSi e do Mg nos processos de inoculação e nodulização para diferentes tempos e temperaturas de vazamento em molde de areia.

1.2. Justificativas

1.2.1. Importância científica

Os ferros fundidos nodulares possuem excelentes propriedades mecânicas, que permitem a aplicação dessas ligas em engenharia. A difusão do conhecimento sobre os ferros fundidos nodulares permite o entendimento das alterações estruturais e das propriedades desse material decorrentes dos processos de inoculação, nodulização e resfriamento em moldes de areia. A análise sistemática das alterações de microestrutura e propriedades mecânicas justifica cientificamente a realização deste trabalho.

1.2.2. Importância econômica

Observa-se que ferros fundidos nodulares apresentam potencial comercial relevante, e o crescente desenvolvimento de ligas com propriedades diversas, permite a exploração desse potencial. A possibilidade de obtenção de grafita nodular para maiores tempos de vazamento após tratamento com Mg contribui para a redução dos custos de produção, visto que existe uma redução dos gargalos no processo produtivo e evita retrabalhos, como devolução de panelas ao forno além de perdas de corrida, e aumento dos gastos com energia. Tais fatores demonstram a importância econômica deste estudo.

1.2.3. Importância tecnológica

A competitividade do mercado obriga com que os processos produtivos sejam constantemente aperfeiçoados, e conseqüentemente permaneçam em evidência. As literaturas pesquisadas sobre os ferros fundidos nodulares afirmam que o vazamento do metal líquido deve ser feito em até 10 ou 15 minutos após a nodulização para que não ocorra degeneração da grafita. A prática, porém demonstra que é possível obter grafita nodular para tempos maiores de nodulização. A obtenção de grafita nodular para tempos superiores aos descritos na literatura dão abertura para estudo e melhoria dos processos tecnológicos atualmente empregados.

CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aspectos gerais sobre ferros fundidos

Os ferros fundidos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e silício e que se caracterizam por apresentarem reação eutética durante a solidificação (Souza Santos *et al*, 1989).

Para a caracterização dos ferros fundidos, é necessário considerar os diagramas de fases metaestável Fe-Fe₃C e estável Fe-C (com carbono “livre” na forma de grafita). Com base no diagrama metaestável, os ferros fundidos são definidos como ligas de ferro e carbono, em que a concentração de carbono encontra-se acima de 2% aproximadamente (Chiaverini, 2002).

Por outro lado, considerando o diagrama de fases estável, onde o carbono se apresenta em grande quantidade na forma de grafita, Chiaverini (2002) atribui aos ferros fundidos a seguinte definição: “Ferro fundido é a liga de Fe-C-Si, com teores de carbono geralmente acima de 2%, em quantidade superior à que se é retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita. Em ambos os casos, ainda é constante a presença dos elementos manganês, fósforo e enxofre nas ligas de ferro fundido, sendo os dois últimos considerados impurezas”.

2.2. Uso do diagrama de fases para o estudo de ferros fundidos

Para entendimento da solidificação de ferros fundidos faz-se necessário recorrer ao auxílio do diagrama de fases. Segundo Mello (1983), o processo de solidificação de ferros fundidos pode ser feito de duas maneiras distintas: solidificação segundo diagrama metaestável (figura 1), e solidificação segundo diagrama estável (figura 2).

Guesser (2009) afirma que uma liga de ferro fundido contendo 4,3%p (porcentagem em peso) de C (eutética) resfriada isotermicamente, segundo as condições de metaestabilidade, sofre duas reações, que resultam nas seguintes transformações de fase:

- Reação eutética: Líquido → Austenita + Cementita (Ledeburita)
- Reação eutetóide: Austenita → Ferrita + Cementita (Perlita)

Já o resfriamento sob condições de estabilidade:

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

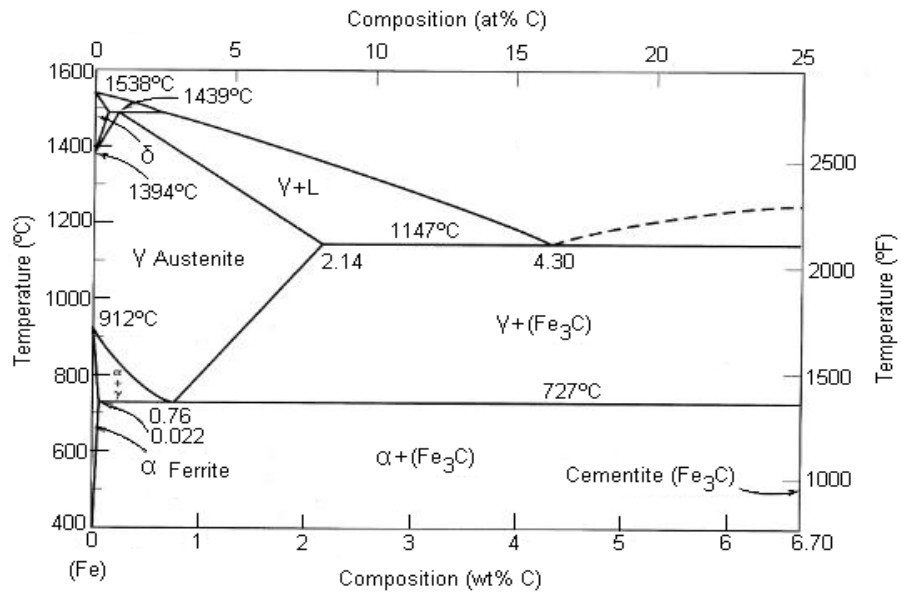


Figura 1 – Diagrama metaestável Fe-Fe₃C. (Callister, 2008)

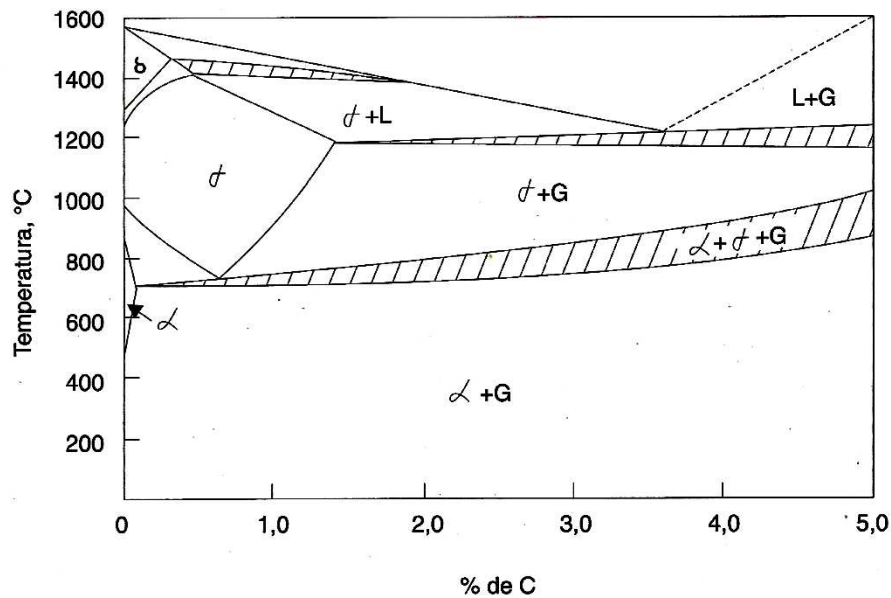


Figura 2 – Diagrama estável Fe-C-Si para uma liga contendo 2%Si. (Chiaverini, 2002).

O diagrama para o sistema ferro-carbono apresenta uma diferença de aproximadamente 7°C entre as temperaturas de equilíbrio eutético estável e metaestável (figura 3). A presença de silício, níquel e cobre, denominados grafitizantes tem a propriedade de ampliar a faixa entre as temperaturas dos eutéticos. No entanto, elementos como o cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio, que promovem a formação de carbonetos, tornam essa faixa mais estreita (Hughes, 1968). A influência do silício e do cromo nas temperaturas de equilíbrio eutético está demonstrada na figura 4. (Souza Santos *et al*, 1989)

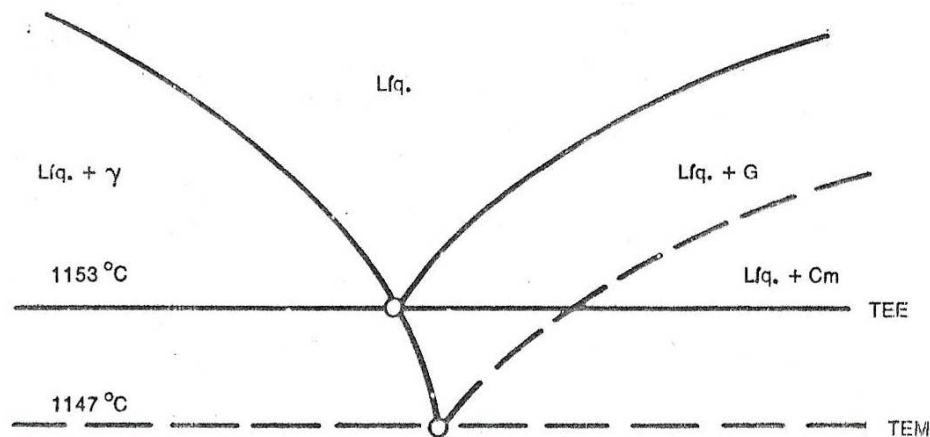


Figura 3 – Secção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C. TEE – Temperatura de equilíbrio estável; TEM – Temperatura de equilíbrio metaestável (Souza Santos *et al*, 1989).

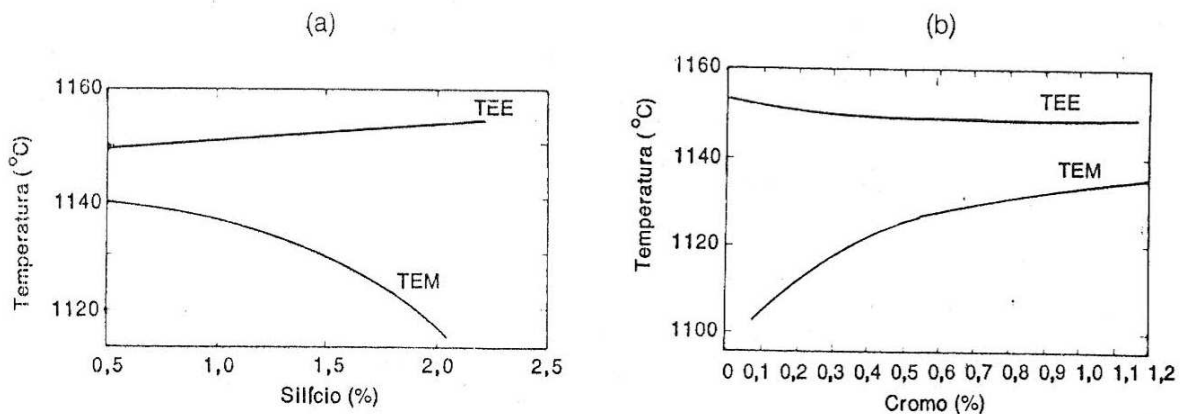


Figura 4 – Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio eutéticos, elementos grafitizantes (a) e elementos que promovem a formação de carbonetos (b). (Souza Santos *et al*, 1989)

2.3. Tipos de ferros fundidos

Atualmente, os ferros fundidos, em função de sua composição e microestrutura são classificados em 6 tipos distintos, a saber: ferro fundido branco, ferro fundido cinzento, ferro fundido mesclado, ferro fundido maleável, ferro fundido nodular e ferro fundido vermicular (Chiaverini, 2002).

- Ferro fundido branco – possui baixa concentração de silício em sua composição, e em função disso, o carbono se apresenta na forma combinada Fe_3C em quase toda sua estrutura. Possui denominação “branca” em função da coloração clara apresentada nos pontos de fratura. Suas principais características são alta dureza e baixa ductilidade, o que restringe muito sua aplicação em engenharia. É utilizado como matéria prima para a produção de ferro fundido maleável, através de tratamento térmico de maleabilização.
- Ferro fundido cinzento – possui alta concentração de silício, o que proporciona a formação de carbono livre na forma de veios grafíticos. Apresentam uma faixa de limite de resistência à tração variando de 100 a 400 MPa, sem alongamento expressivo, além de excelente usinabilidade. A grafita em veios fornece boa condutividade térmica, característica que permite o uso de ferros fundidos cinzentos em componentes sujeitos a fadiga térmica (tambores e discos de freio, cabeçotes de motor). Ainda deve ser destacada a capacidade de atenuação de vibrações, através da transformação das energias vibratórias em energia térmica. Essa propriedade possibilita o uso de ferro fundido cinzento em bases de máquinas e equipamentos, além de aplicações com restrições de ruído (blocos de motor, carcaças, discos de freio). É denominado “cinzento” em função da coloração escura apresentada em suas regiões de fratura.
- Ferro fundido mesclado – Quando a solidificação resulta na formação de áreas de ferro fundido branco e de ferro fundido cinzento, em virtude de parte de sua solidificação se verificar segundo o sistema estável (austenita-grafita) e parte, segundo o sistema metaestável (austenita-carboneto). O ponto de fratura apresenta a coloração cinza-claro, também em função da mistura das

características dos ferros fundidos branco e cinzento. Suas propriedades são intermediárias entre os ferros fundidos brancos e cinzentos.

- Ferro fundido maleável – É obtido a partir do ferro fundido branco através de tratamento térmico de maleabilização, onde a cementita se decompõe em grafita e austenita, dando origem aos chamados ferros maleáveis de núcleo preto (ou americano), ou é removida parcialmente por oxidação, com a formação de alguma grafita, sendo então chamado ferro maleável de núcleo branco (ou europeu). Possuem como características de destaque a melhor usinabilidade comparada entre os ferros fundidos branco e cinzento e alguns aços como SAE 1022, 1112 e 1035. Sua ductilidade também chama a atenção por ser superior a dos ferros fundidos cinzentos, apresentando alongamentos que ultrapassam os 10%. São aplicados na produção conexões para tubulações hidráulicas, conexões para linhas de transmissão elétrica, sapatas de freios entre outros.
- Ferro fundido nodular – se caracteriza pela presença do carbono livre na forma de nódulos gráfiticos, distribuídos em matriz ferrítica, perlítica ou ferrítica-perlítica, resultante de um processo denominado nodulização, feito ainda no estado líquido. Possui como características a ductilidade, aliada a elevados limites de resistência à tração. Em ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica, os limites de resistência variam de 380 a 450 MPa associados à alongamentos de 7 a 22%. Já para ferros fundidos nodulares de matriz perlítica, os valores de limite de resistência podem atingir até 900 MPa com alongamentos de até 2%. A excelente combinação de propriedades vem fazendo com que essa liga substitua os ferros fundidos cinzentos, maleáveis e até alguns aços fundidos com o passar dos anos. Ferros fundidos nodulares são usados em eixos de comando de válvulas, carcaças, componentes hidráulicos, engrenagens, coletores de exaustão, peças de suspensão de veículos, tubulações e válvulas para transporte de água, entre outros.
- Ferro fundido vermicular – Os ferros fundidos vermiculares, ou como também são conhecidos ferros fundidos de grafita compactada apresentam também carbono livre na forma de grafita. A grafita se apresenta na forma de

escamas, ou seja, com a forma de plaquetas, estrias ou vermes (daí o nome vermicular). Para que a grafita se apresente na forma de vermes, é necessária a presença de elementos de liga como terras raras ou Ti, que reduzam a formação de nódulos. Essa liga possui como características uma fundibilidade parecida com a do ferro fundido cinzento, com melhor resistência mecânica e ainda alguma ductilidade. Suas aplicações típicas são coletores de exaustão, blocos de motores diesel de novas gerações, caixas de engrenagens, suportes de mancais e rodas dentadas. Os ferros fundidos vermiculares possuem condutibilidade térmica que permitem a sua utilização em peças fundidas utilizadas a temperaturas elevadas e/ou sob condições de fadiga térmica, como lingoteiras, cárter, tubulações de exaustão e discos de freio.

2.4. Solidificação de ferros fundidos

As transformações de fase durante a solidificação de ferros fundidos são observadas através da análise de ligas hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas resfriadas lentamente, a partir do diagrama Fe-Fe₃C para ferros fundidos brancos, e a partir do diagrama Fe-C, para os ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares. As microestruturas resultantes em cada um dos casos são responsáveis pelas propriedades dos ferros fundidos, e podem variar em função da composição química e da velocidade de resfriamento.

2.4.1. Desenvolvimento de estrutura de ferros fundidos durante o resfriamento com base de diagrama de equilíbrio metaestável

Considerando o diagrama Fe-Fe₃C, apresentada na figura 5, analisa-se o desenvolvimento da estrutura da liga hipoeutética X1, sendo resfriada lentamente a partir do estado líquido. Acima de linha *liquidus*, toda a liga se encontra em estado líquido. Resfriando a liga, a partir do cruzamento da linha *liquidus* formam-se os primeiros cristais sólidos de austenita denominada primária. A concentração de carbono varia de acordo com a linha *sólidus* com o prosseguimento do resfriamento. Após o cruzamento do patamar eutético, o líquido de composição eutética (4,3%p de C), resultante da transformação da austenita primária, sofre transformação eutética, dando origem as fases sólidas como austenita e cementita, formando ledeburita.

Prosseguindo com o resfriamento, no campo da ledeburita, a única alteração de interesse é a redução da concentração de carbono na austenita que acompanha a curva da linha *solvus* até que a temperatura de transformação eutetóide (727°C) é atingida. Após cruzamento do eutetóide, a liga novamente sofre transformação de fase, na qual a austenita primária e a austenita eutética se transformam às fases ferrita e cementita, formando perlita de composição eutetoide (0,76% de C). A partir desse ponto não ocorrem mais alterações significativas, e a liga é composta por cristais de perlita (ferrita + cementita) envolvidos por glóbulos de perlita em matriz de cementita, conforme apresentado na figura 6.

No resfriamento lento da liga X2 de composição eutética, partindo do campo líquido, após o cruzamento do patamar eutético a liga sofre transformação eutética, onde todo o líquido se transforma para as fases sólidas austenita e cementita (ledeburita) com 2% e 6,70% de carbono respectivamente. Durante o resfriamento no campo da ledeburita, ocorre uma variação na composição da austenita, que tem seu teor de carbono reduzido de acordo com a inclinação da linha *solvus*. Ultrapassado o patamar eutetóide, a austenita formada no eutético se transforma, dando origem às fases ferrita e cementita (perlita) de composição eutetóide (0,76% de carbono). Com o resfriamento até a temperatura ambiente nenhuma alteração acontece, e o resultado é a formação de um ferro fundido branco constituído de glóbulos de perlita distribuídos sobre uma matriz de cementita representada na figura 7.

No caso de um ferro fundido hipereutético da composição X3 da figura 5, observa-se que após o cruzamento da linha *líquidus*, formam-se cristais de cementita primária, que crescem com o resfriamento, enquanto a composição do líquido varia de acordo com a linha *líquidus* no sentido do eutético. Ultrapassada a temperatura eutética (1147°C) o líquido resultante da transformação da cementita primária se solidifica, dando origem às fases austenita e cementita (ledeburita) de composição eutética. Conforme nas ligas X1 e X2, com o resfriamento da liga no campo ledeburítico, a única alteração de interesse é a variação da composição da austenita que segue a inclinação da linha *solvus*. Ultrapassado o patamar eutetóide, mais uma vez a liga sofre transformação de fase, onde a austenita da ledeburita se transforma em ferrita e cementita de composição eutetoide. Seguindo com o resfriamento até a temperatura ambiente, nenhuma alteração significativa ocorre, e o resultado final é a formação de microestrutura formada por cristais alongados de

cementita (primária) distribuídos em uma matriz perlítica (glóbulos de perlita e cementita). A figura 8 representa a microestrutura.

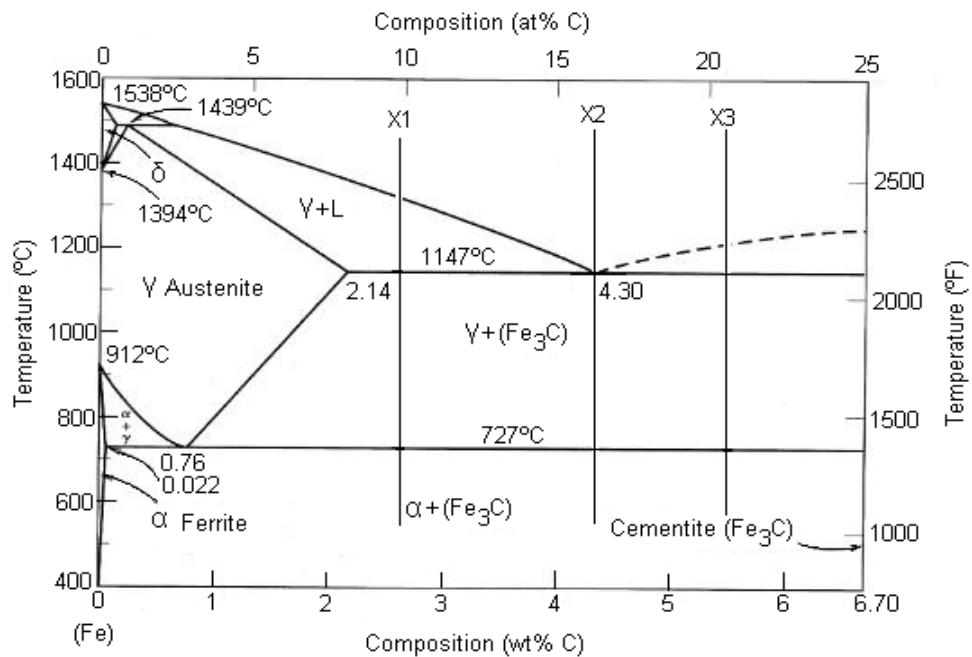


Figura 5 – Diagrama metaestável Fe-Fe₃C (Callister, 2008)

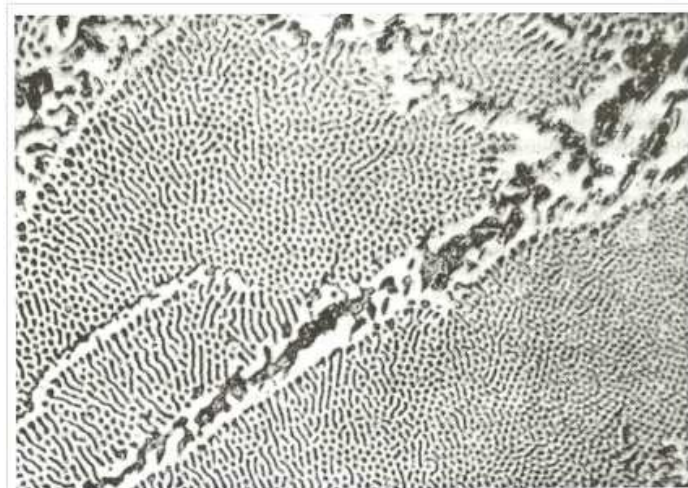


Figura 6 – Micrografia de um ferro fundido branco hipoeutético. A estrutura apresenta dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de Fe₃C. Aumento 530X (Chiaverini, 2002)

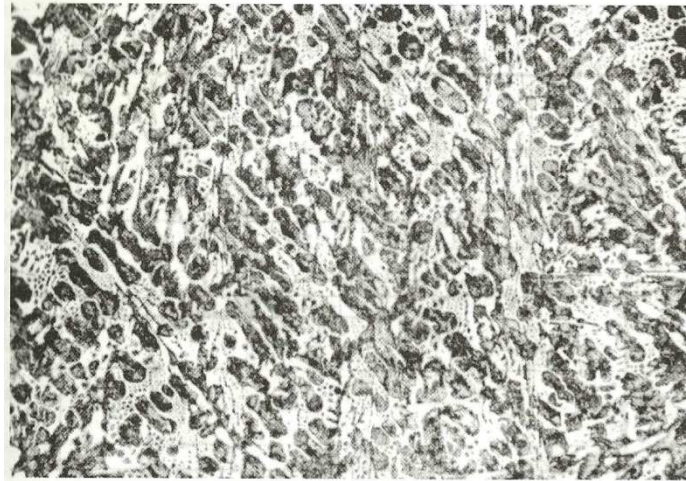


Figura 7 – Micrografia de um ferro fundido branco eutético. Estrutura formada por glóbulos de perlita sobre matriz de cementita. Aumento 530X (Chiaverini, 2002)



Figura 8 – Micrografia de um ferro fundido branco hipereutético. A estrutura apresenta longos cristais de cementita sobre uma matriz de ledeburita. Aumento 150X (Chiaverini, 2002)

2.4.2. Componentes estruturais dos ferros fundidos grafiticos

Os ferros fundidos possuem como elementos estruturais a ferrita, perlita, cementita, ledeburita transformada e a grafita. Podem apresentar também a steadita, considerado um componente indesejável. O mais importante é a grafita, por ser o componente que determina fundamentalmente as características mecânicas dos ferros fundidos cinzentos. A ASTM (*American Society for Testing Materials*) e a AFS

(*American Foundrymen's Society*) classificam o aspecto e a forma de apresentação da grafita em cinco tipos (figura 9), segundo Chieverini (2002).

- A – Irregular desorientada;
- B – Em roseta;
- C – Desigual e irregular;
- D – Interdendrítica desorientada;
- E – Interdendrítica orientada

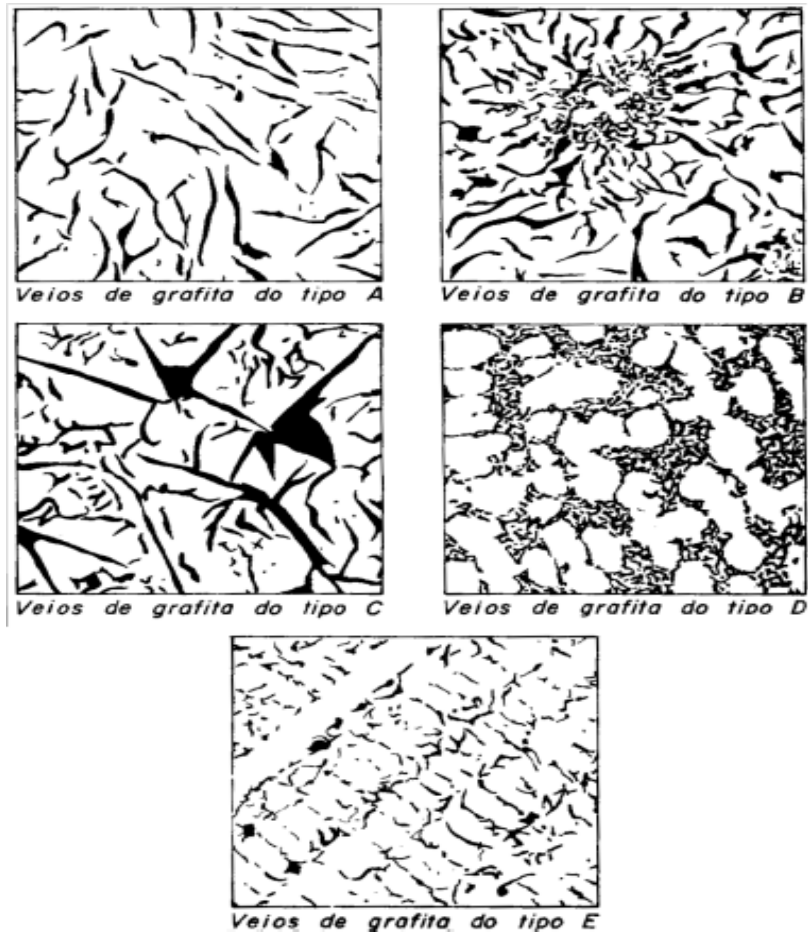


Figura 9 – Formas de grafita e classificação dos tipos de grafita lamelar (Chiaverini, 2002).

Já a norma ISO 945-1975 classifica a grafita em 6 categorias distintas, de acordo com sua morfologia, conforme demonstrado na figura 10, que apresenta um avanço no processo de nodulização.

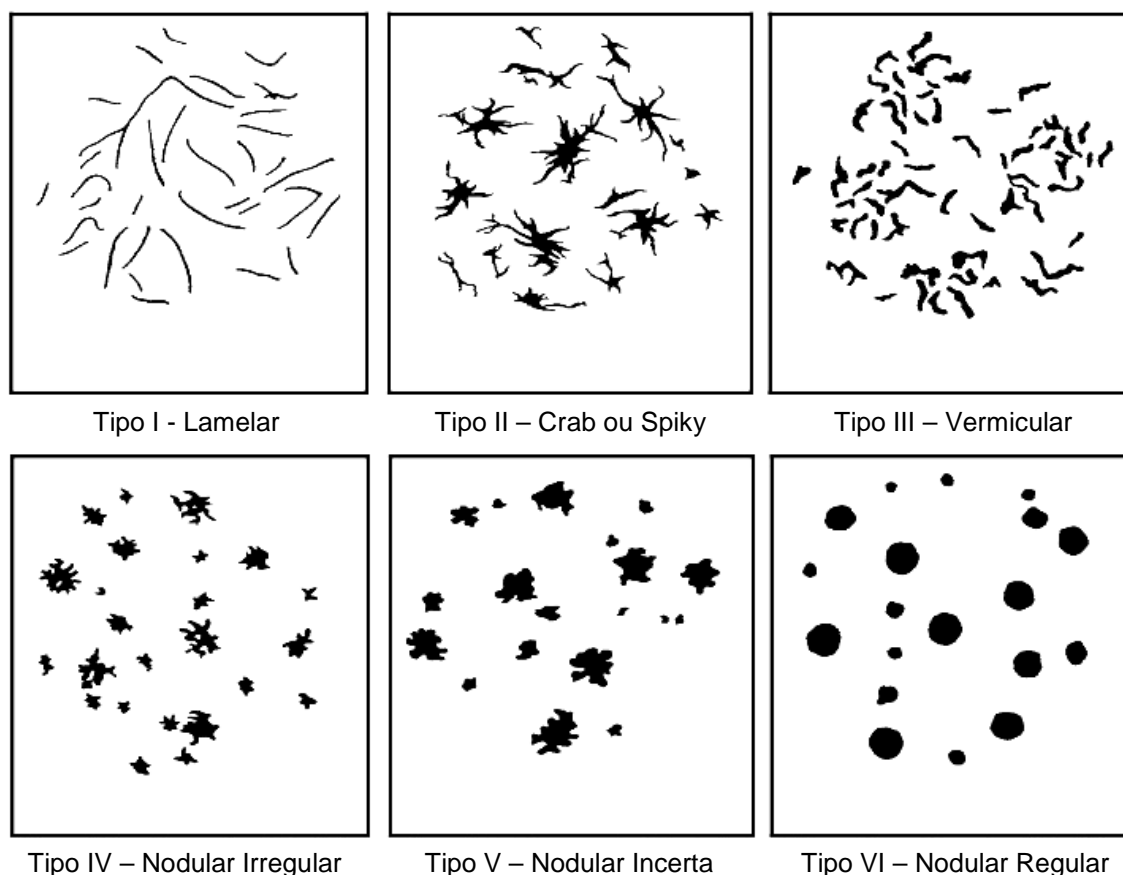


Figura10 – Classificação da grafita segundo a norma ISO 945-1975. (Gomes e Paciornik, 2005).

2.4.3. Fatores que influenciam a estrutura de ferros fundidos

São dois os fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido: composição química e velocidade de resfriamento (Chiaverini 2002).

A maior influência relacionada á composição química é dada pela presença do silício e do carbono. O carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é essencialmente o elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro. Sua presença independentemente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco (Chiaverini, 2002).

2.4.3.1 Influência de Silício e Carbono equivalente

O silício é um elemento denominado grafitizante. Presente nas ligas de ferro fundido acelera a decomposição da cementita, formando a grafita. Para melhor entendimento da formação da grafita, é necessário compreender a influência do

silício nos ferros fundidos, e o mecanismo de grafitação. Isso é possível analisando os diagramas de Fe-C-Si apresentados na figura 11.

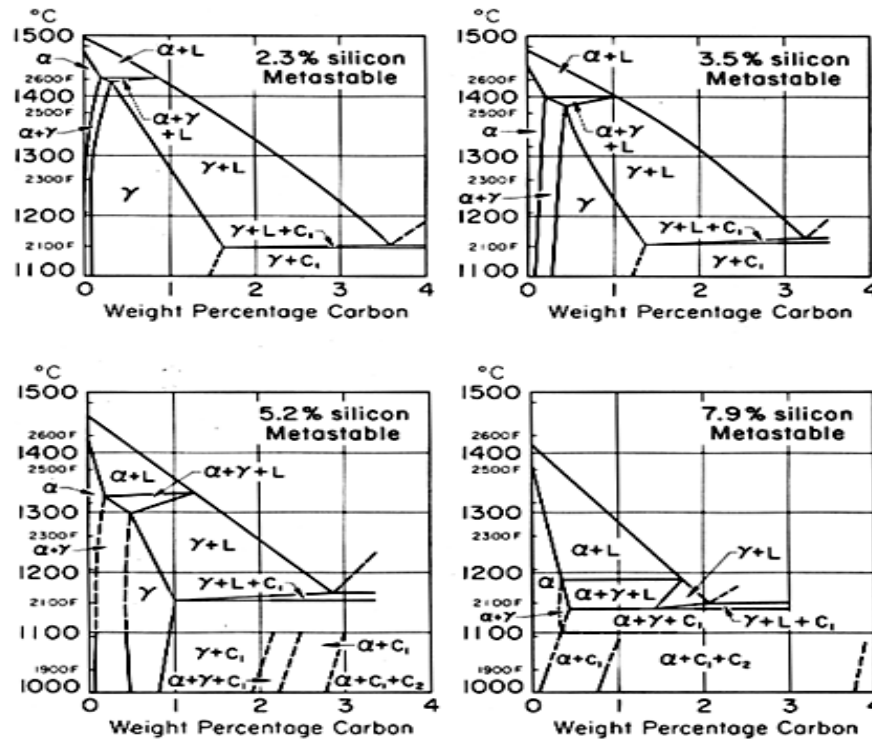


Figura 11 – Diagrama Fe-C-Si para quatro diferentes teores de Si. (Chiaverini, 2002)

A figura 11 demonstra o efeito causado pelo silício nos diagramas ternários Fe-C-Si. Verifica-se que com a variação da concentração de silício duas modificações de interesse ocorrem nos diagramas: A primeira delas consiste no deslocamento do eutético no sentido do campo da austenita. Para uma liga Fe-C-Si contendo 2,3%Si, o eutético se encontra a aproximadamente 3,4%C, enquanto para uma liga com 5,2%Si o eutético se fixa próximo a 2,8%C. A segunda modificação é transformação do patamar eutético, em faixa de temperatura de transformação eutética. Chiaverini (2002) atribui a formação da grafita à ocorrência de reações complexas, ainda não devidamente explicadas, que ocorrem na faixa de transformação eutética, e que são dependentes de dois fatores: composição química da liga e velocidade de resfriamento.

Segundo Souza Santos *et al*, (1989) o efeito grafítizante, por exemplo, pode estar ligado a um aumento da atividade do carbono na liga.

Novikov (1993) explica o aumento da atividade do carbono na presença do silício através da análise da experiência de Darken por meio da difusão ascendente:

Duas lâminas fortemente aderidas uma à outra, das ligas Fe 0,49% C, 3,8% Si e Fe 0,57% C, 6,45% Mn, foram recozidas até o campo monofásico (figura 12). Após o recozimento, a diversas distâncias do limite entre as lâminas, mediu-se a concentração de C. Em lugar da difusão “normal” de carbono, a partir da segunda liga onde a concentração de carbono é maior, a difusão se deu da liga com 0,49%pC para a liga com 0,57%pC. Isto se explica pelo fato de que em primeiro lugar o silício aumenta e o manganês diminui a atividade do carbono na austenita. Em segundo lugar, a mobilidade de difusão do silício e manganês é muito menor que a do carbono. Durante o recozimento, o manganês e o silício não conseguiram redistribuir-se. Enquanto isso, o carbono da liga com silício, onde sua atividade era maior, migrou para a liga com manganês. Ainda segundo Novikov (1993) a difusão ascendente é uma manifestação da interação dos componentes com a solução sólida, onde o fluxo de componentes se dá no sentido do aumento do gradiente de concentração. A força motriz do movimento de difusão, em geral, não é o gradiente de concentração e sim o gradiente de potencial químico.

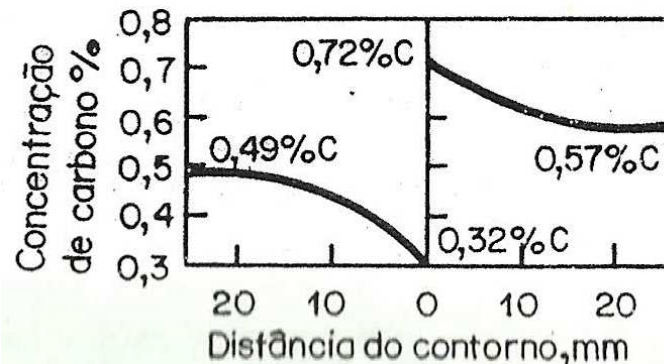


Figura 12 – Redistribuição do carbono na composição da amostra, após recozimento a 1050°C durante 13 dias (Darken). A amostra inicial à esquerda continha 0,49%C, 3,8%Si e à direita 0,57%C e 6,45%Mn. (Novikov, 1993).

A ação do silício na grafitação pode ser percebida durante a primeira etapa do tratamento térmico de maleabilização para a produção de ferros fundidos maleáveis a partir de um ferro fundido branco, conforme demonstrado por Novikov (1993). O autor afirma que a grafitação do ferro fundido branco em seu primeiro estágio consiste de nucleação e crescimento de grafita no contorno austenita/cementita e longe dos cristais de cementita. Ao mesmo tempo o crescimento da grafita se dá com a passagem de átomos de carbono através da

austenita, desde o contorno austenita/cementita para o contorno austenita/grafita. Concomitantemente com o crescimento da grafita, ocorre a solubilização de cementita na austenita.

Ainda segundo Novikov (1993), o volume específico da grafita é algumas vezes superior ao da austenita. Por isso, a nucleação homogênea da grafita na matriz metálica densa é pouco provável. É muito elevada a componente elástica da energia livre (ΔG_{el}). As discordâncias, subgrãos e contornos de alto ângulo são, qualitativamente, locais pouco efetivos de nucleação heterogênea da grafita, devido ao elevado valor de ΔG_{el} .

No volume do lingote, os locais que servem para a nucleação heterogênea da grafita são as descontinuidades, aglomerados de lacunas, microvazios de contração e gasosos e microfissuras abertas no contorno de austenita com inclusões não metálicas, devido à diferença entre suas dilatações térmicas. Os locais de nucleação da grafita podem ser poros de fusão surgidos durante a homogeneização da austenita. Por exemplo, durante a homogeneização da composição da austenita, após a saída dos átomos de silício das regiões ricas deste elemento, fica um excesso de lacunas que formam poros. Isso pode explicar a aceleração da grafitação sob a ação do silício, o que acontece mesmo levando em consideração que o silício retarda a difusão do carbono na austenita (Novikov, 1993).

Em função da complexidade do estudo de ferros fundidos com o uso de diagramas ternários, os pesquisadores do *Gray Research Institute* introduziram a equação abaixo, utilizada para determinação do carbono equivalente, CE (Souza Santos *et al*, 1989).

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

Onde:

CE = Carbono Equivalente

C = %p de carbono na liga;

Si = %p de silício na liga;

P = %p de fósforo na liga.

A expressão do carbono equivalente considera não só a quantidade dos elementos químicos presentes no material, mas também o poder grafitante de cada um deles. Elementos como o silício e o fósforo exercem grande influência no

ponto eutético, deslocando-o para a esquerda. Já efeitos do manganês e do enxofre são praticamente desprezíveis. (Van Eeghem *et al*, 1976).

A finalidade dessa grandeza é, pois, a de determinar a proximidade de uma liga em relação ao eutético, além da construção de um diagrama Fe-CE, que pode ser utilizado para se entender a sequência de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Considerando que o eutético possui CE = 4,3%, as ligas hipoeutéticas possuirão CE < 4,3% e as hipereutéticas CE > 4,3% (Souza Santos *et al*, 1989).

Segundo Chiaverini (2002), a equação 1 indica que o efeito do silício corresponde ao de um terço do efeito do carbono na liga. Excluindo a ação do fósforo da equação, e tomando como exemplo uma liga com 2,3% Si e com 3,6%C (figura 9), temos:

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

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

$$CE = 4,3 \text{ (aproximadamente)}$$

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

Outra forma de expressar a composição da liga em relação à composição eutética é através do grau de saturação S_c , que representa a relação entre a porcentagem de carbono total da liga e o teor de carbono eutético (Souza Santos *et al*, 1989). Segundo Pieske *et al*, (1976) o grau de saturação avalia o quanto a composição química se afasta da composição eutética, considerando então vários elementos químicos.

$$S_c = \frac{\%C}{(4,3 - \%Si/3 - \%P/3)} \quad (\text{eq. 3})$$

2.4.3.2. Influência de outros elementos (Mn, P, S, Mg)

A velocidade de crescimento das células eutéticas pode ser alterada pela composição. A adição de silício, por exemplo, tem o efeito de aumentá-la, como também ocorre quando se faz adições de manganês ou de carbono (Hughes, 1968). Por outro lado, há elementos como o nitrogênio e o hidrogênio que provocam a diminuição da velocidade de crescimento das células eutéticas (Merchant, 1962). Quando a velocidade de crescimento é reduzida por alterações na composição, ocorre uma redução da ramificação do esqueleto de grafita, conduzindo a um engrossamento desta fase nas células eutéticas, para um dado grau de super-resfriamento. Souza Santos *et al*, (1989).

Outros elementos além do carbono e do silício, também presentes em ferros fundidos exercem influência na estrutura do material. Os mais comuns são o manganês, o enxofre e o fósforo (Fernandes Junior, 1998).

O manganês tem efeito oposto ao do silício, isto é estabiliza a cementita e, assim contrabalança, de certo modo, a ação grafitizante do silício. A rigor, o manganês nos ferros fundidos, tanto quanto nos aços, é adicionado como dessulfurante; entretanto, como na prática há sempre um excesso de manganês, este atua como estabilizador da perlita: daí o seu efeito oposto ao do silício e a sua utilidade para produzir estrutura com matriz predominantemente perlítica, sobretudo em peças fundidas volumosas (Chiaverini, 2002).

O enxofre forma inclusões não-metálicas prejudiciais, tanto sob a forma de sulfeto de ferro, como de sulfeto de manganês, desde que este último tenha forma e distribuição inadequadas. Acima de 0,15%, ele pode ocasionar defeitos, mesmo neutralizado pelo manganês (gases, rechupes, redução de fluidez, formas anormais da grafita e carbonetos). Em caso de ferros fundidos nodulares, a presença de enxofre limita a produção de nodular, se presente acima de teores elevados, promovendo a formação de grafita lamelar ou vermicular prejudicando principalmente a resistência à fadiga (Fernandes Junior, 1998).

A relação entre enxofre e manganês em ferros fundidos ocorre devido ao fato que o enxofre forma com o ferro o sulfeto de ferro, FeS, composto frágil e de elevada dureza. Para inibir a formação de FeS, faz-se uso do manganês que reage com enxofre e forma MnS, composto cujas propriedades são superiores ao FeS. O emprego mais usual do manganês é 0,20% a 0,30% para materiais ferríticos e

0,40% a 0,60% para materiais perlíticos, sempre considerando os carbonos equivalentes. Em caso de ferros fundidos nodulares, não se deve ultrapassar 0,8% de manganês, devido à tendência à formação de carbonetos (Fernandes Junior, 1998).

O fósforo forma com o ferro e o carbono um composto de natureza eutética – carboneto de ferro e fosfeto de ferro – de aparência branca e perfurada, chamado steadita (Chieverini, 2002). A steadita possui ponto de fusão entre 950°C a 980°C. É um constituinte duro e frágil que aparece nos contornos de células. A steadita diminui a ductilidade e dependendo da quantidade e distribuição, diminui o limite de resistência à tração e dificulta a usinagem (Fernandes Junior, 1998). A steadita ocorre quando a quantidade de fósforo presente é superior a 0,15% (Chiaverini, 2002). Outros elementos podem estar presentes com o objetivo de conferir alguma propriedade específica aos ferros fundidos, conforme mostrado na tabela 1.

Tabela 1 – Influência dos elementos de liga em ferros fundidos (Chiaverini, 2002)

Elemento	Efeitos durante a solidificação	Efeito durante a reação eutetóide
Alumínio	Forte grafilizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Antimônio	Nas quantidades usadas, pequeno efeito	Forte estabilizador da perlita
Boro, até 0,15%	Forte grafitizante	Promove a formação de grafita
Boro, acima 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	Grafitizante	Promove a formação de grafita
até 0,25%		
Vanádio	Forte tendência carbonetante	Forte formador da perlita

2.4.3.3. Influência de velocidade de resfriamento

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

Para elevadas velocidades de resfriamento - como as verificadas em secções finas ou nas áreas adjacentes às paredes do molde - não há muito tempo para a decomposição da cementita, de modo que, nenhuma grafitação ocorre e há tendência para formar ferro fundido branco. Produz-se o que se chama na prática de secções coquilhadas (Chiaverini, 2002).

Com as velocidades de resfriamento lentas das secções mais espessas, ocorre uma apreciável grafitação, dependente sempre do teor de silício. A estrutura será constituída essencialmente de perlita e grafita. Para resfriamento ainda mais lento e teor de silício mais elevado, a cementita da perlita pode também decompor-se parcialmente, originando-se assim a estrutura constituída de veios de grafita, perlita e ferrita (Chiaverini, 2002).

Souza Santos *et al*, (1989), afirmam que o super-resfriamento aumenta com o acréscimo da velocidade de resfriamento. Essa variação pode ser percebida por meio da análise da figura 13.

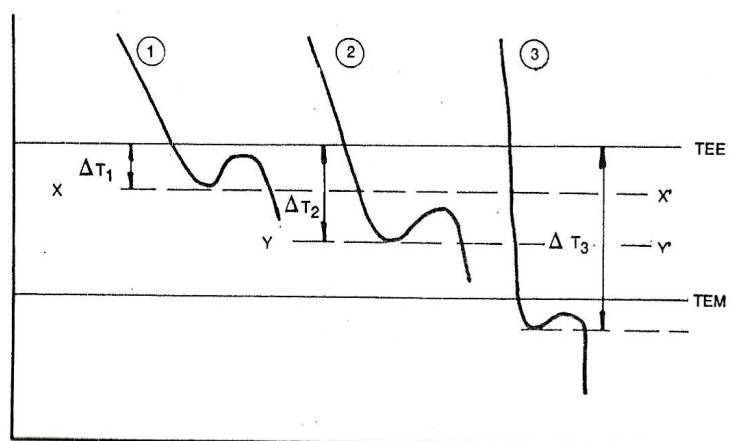


Figura 13 – Influência da velocidade de resfriamento sobre o super-resfriamento. (Morrogh, 1960).

- a) Ferro fundido 1 – Quando este ferro fundido, resfriado com a velocidade mais baixa, atingiu a temperatura do eutético estável, foi necessário um pequeno super-resfriamento para se conseguir a recalescência (Souza Santos *et al*, 1989).
- b) Ferro fundido 2 – Quando este ferro fundido, resfriado com velocidade maior, atingiu a temperatura XX' , na qual ocorreu o início da recalescência para o primeiro, a quantidade de calor liberada no processo de solidificação, para o número de núcleos existentes e velocidade de crescimento associadas a ΔT_1 , não foi suficiente para provocar a recalescência. A quantidade de calor extraída era maior que no primeiro caso, havendo necessidade de um aumento no super-resfriamento para que a quantidade de calor fornecida atingisse ou superasse a extraída, em consequência do número de células e da velocidade de crescimento maiores (Souza Santos *et al*, 1989).
- c) Ferro fundido 3 – A velocidade de resfriamento deste ferro fundido foi tão alta que a quantidade de calor extraída superou a liberada durante toda a faixa entre os equilíbrios estável e metaestável, possibilitando a formação de ferro fundido branco, uma vez que a recalescência ocorreu abaixo da temperatura do eutético metaestável.

O fenômeno da recalescência está ligado a um balanço entre o calor extraído pelo molde (Q_1) e o calor liberado ao meio pela reação de solidificação (Q_2). Quando a diferença entre Q_1 e Q_2 é positiva, o molde é capaz de extrair mais calor que o liberado. Quando a diferença entre Q_1 e Q_2 é negativa, ocorre a recalescência, visto que o molde saturado não consegue retirar o calor liberado continuamente pelo crescimento de células. O resultado é um aumento da temperatura do processo, que leva a colisão entre as células provocando uma interferência no seu crescimento, reduzindo progressivamente a velocidade de liberação de calor (Souza Santos *et al*, 1989).

Ainda, segundo Souza Santos, *et al* (1989), o número de núcleos, o número de células eutéticas e a velocidade de crescimento aumentam com a velocidade de resfriamento, já que variam diretamente com o grau de super-resfriamento. O resultado é o aumento da tendência à produção de ferro fundido branco.

Alguns recursos metalúrgicos podem ser empregados para o controle da velocidade de resfriamento, com o objetivo de obtenção de ferro fundido com microestrutura desejada. Souza Santos *et al*, (1989), exemplificam três métodos:

- a) Alterar a velocidade de extração de calor pelo molde através da variação da espessura do molde e/ou do material que o constitui;
- b) Modificar a temperatura de vazamento – quanto mais alta a temperatura de vazamento, mais devagar a peça esfria, pois o molde é rapidamente encharcado de calor, reduzindo, conseqüentemente, a velocidade da condução de calor pelo mesmo.

Com baixas temperaturas de vazamento, a velocidade de esfriamento é aumentada. Esse fato ocorre em virtude de a temperatura de vazamento ser mais próxima da de solidificação e não haver tempo para um encharcamento maior das paredes do molde em relação ao caso anterior. Desse modo, a quantidade de calor que atravessa as paredes do molde por ocasião da solidificação é ainda elevada, em decorrência do maior gradiente de temperaturas.

Com a diminuição da temperatura de vazamento, obtem-se maior número de células em crescimento, para outras variáveis principais mantidas constantes. Verifica-se, no entanto, que somente temperaturas muito baixas de vazamento têm um efeito relativamente grande nesta variável, sendo menos marcante para faixas mais altas de temperaturas, como mostrado na figura 14. (Morrogh, 1960)

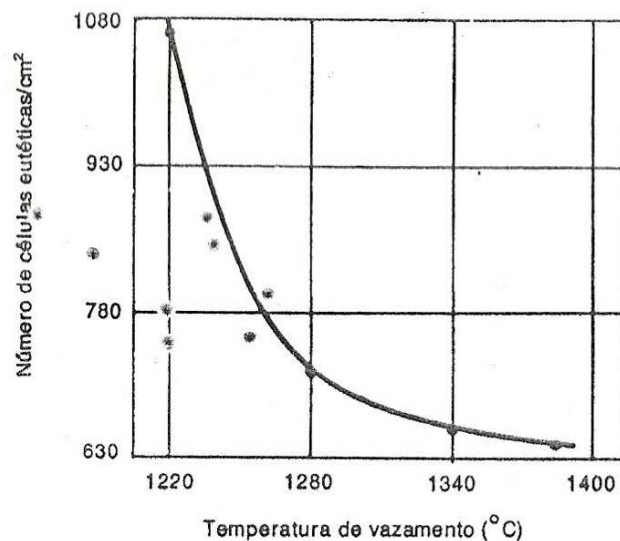


Figura 14– Efeito da temperatura de vazamento no número de células eutéticas (Morrogh, 1960).

Verifica-se, portanto, que a diminuição da temperatura de vazamento possibilita o refino da estrutura, tendo como inconveniente o aumento da tendência à formação de ferro fundido branco. Além disso, pode ocorrer a formação de defeitos causados por gases. (Pieske, *et al*, 1974).

- c) Variação do tamanho da secção de peças fundidas – para uma mesma temperatura de vazamento, Ferry e Margerie (1960) determinaram os efeitos do tamanho da secção e da distância à periferia das peças, no número de células eutéticas (figura 15). Pode-se concluir que, diminuindo-se o tamanho da secção, aumentam-se a velocidade de esfriamento, o número de núcleos e conseqüentemente o número de células eutéticas. Observa-se, também, como seria de se esperar, que a velocidade de esfriamento decresce à medida que aumenta a distância em relação à periferia da peça. Souza Santos *et al*, (1989).

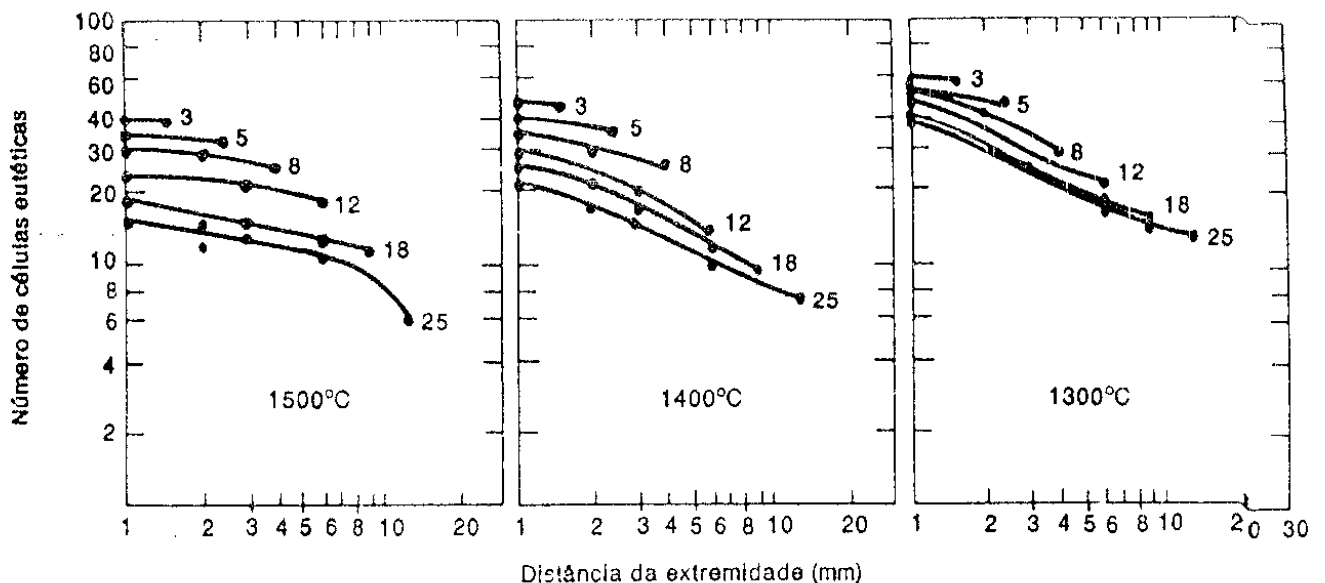


Figura 15 – Efeito da secção no número de células eutéticas a várias distâncias da extremidade das peças fundidas. Observação: os números das curvas indicam a espessura das placas, em milímetros (Ferry e Margerie, 1960).

Chiaverini, (2002) conclui sobre a influência da velocidade de resfriamento afirmando que a velocidade de resfriamento não influi apenas na grafitação; outra ação importante é na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Velocidades altas produzem veios finos, com distribuição dendrítica, comumente

indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição de tamanhos normais, e velocidades muito lentas em uma distribuição de veios grosseiros de grafita.

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

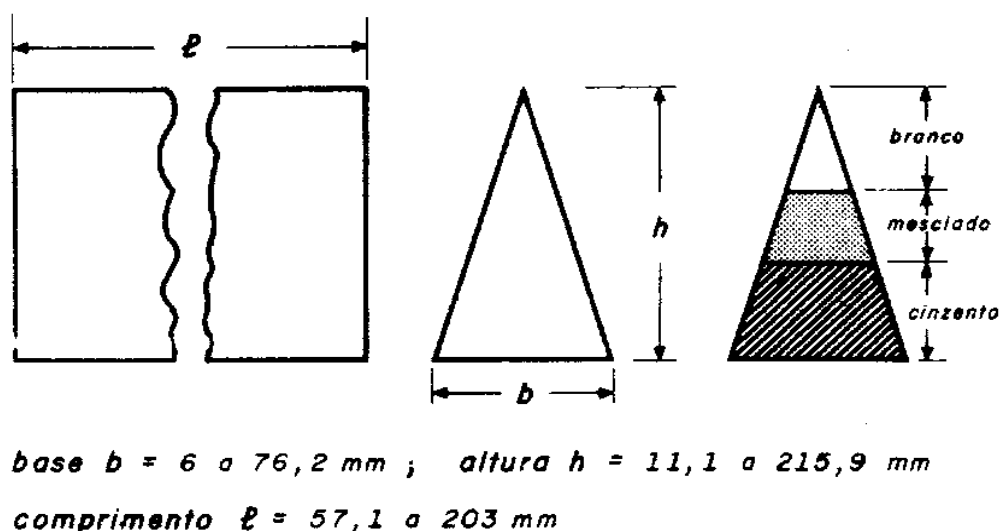


Figura 16 – Cunha de coquilhamento utilizada para demonstrar a influência da taxa de resfriamento juntamente com o teor de Si em ferros fundidos (Chiaverini, 2002).

2.5. Ferros fundidos brancos

Em ferros fundidos brancos, a quase totalidade do carbono se apresenta na forma de cementita Fe_3C . Em função disso, essas ligas se destacam por elevada dureza e resistência ao desgaste, porém baixa ductilidade e usinabilidade. Os ferros fundidos brancos são produzidos através do controle das taxas de resfriamento e da concentração de silício, através de sistema de coquilhamento. O sistema de coquilhamento consiste em derramar-se o metal líquido em moldes metálicos, onde o metal resfria em condições tais ou com tal velocidade que praticamente toda a grafitização é eliminada e o carbono fica retido na forma combinada. A profundidade da camada coquilhada, ou seja, daquela seção das peças que entra em contato

com a parede metálica do molde – pode ser controlada, ajustando-se o teor de silício do ferro fundido (Chiaverini, 2002).

Além do silício, outros fatores influenciam na profundidade de coquilhamento:

- Temperatura de vazamento;
- Temperatura de coquilha, ou seja, do molde metálico;
- Espessura da peça na secção coquilhada;
- Espessura da coquilha;
- Tempo durante o qual o metal fica em contato com a coquilha.

Se admitirmos que os fatores acima citados sejam constantes, o teor de Si será o fator determinante para a formação dos ferros fundidos brancos. A figura 17 demonstra a variação da dureza em função do aumento de carbono grafítico (C_g), para uma liga de Fe-C-Si, contendo 3,5%C. O C_g aumenta com o aumento da influência do silício. Analisando a figura 18, verifica-se que a concorrência entre o efeito do silício e a profundidade de coquilhamento. Para um aumento da secção coquilhada verifica-se a redução do teor de silício.

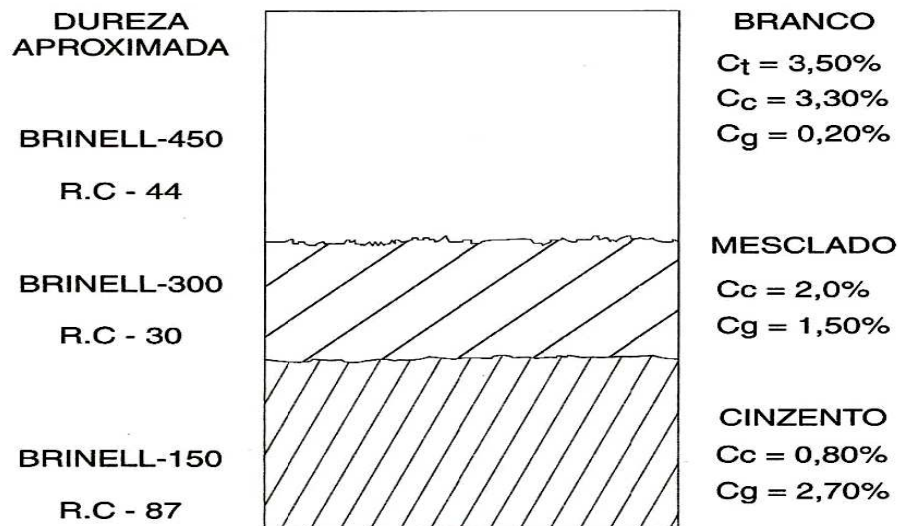


Figura 17 – Variação da dureza em função de C_g , produzido por ação do Si (Chiaverini, 2002).

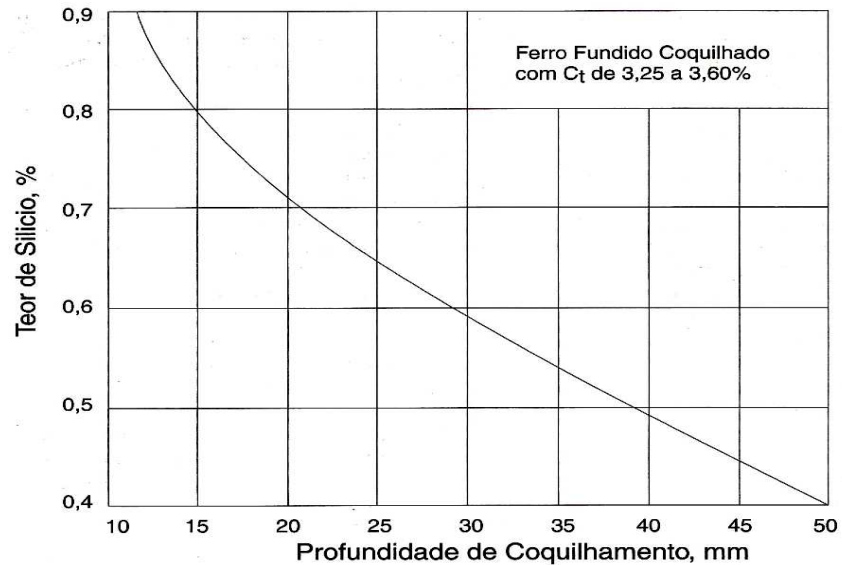


Figura 18 – Concorrência entre profundidade de coquilhamento e teor de Si (Chiaverini, 2002).

2.5.1. Influência dos elementos de liga nos ferros fundidos brancos

Elementos diversos são encontrados nas ligas de ferro fundido branco. Os mesmos tem influência direta sobre a profundidade de coquilhamento. O cromo, o molibdênio e o vanádio são elementos estabilizadores da cementita, e portanto aumentam a profundidade de coquilhamento. O cromo é utilizado para aumentar a resistência ao desgaste. 0,01% cromo neutraliza cerca de 0,015% de silício. Outros elementos, como níquel, cobre, e titânio, atuam como promotores da grafita, reduzindo a profundidade de coquilhamento. O cobre possui um comportamento diferenciado. Abaixo de 4%Cu, o coquilhamento é reduzido, e em teores superiores, verifica-se um aumento no coquilhamento. A figura 19 ilustra o comportamento do coquilhamento em função da presença de elementos de liga diversos.

Além dos elementos citados, deve destacar a ação do manganês e do enxofre. O manganês presente nas ligas de ferro fundido atua como elemento dessulfurante desde que em quantidade acima do dobro de enxofre, ao mesmo tempo é estabilizador da cementita. O manganês irá atuar como estabilizador da cementita somente se estiver presente em quantidades que permitam realizar a dessulfuração (o enxofre deve se combinar totalmente com o Mn). Caso contrário, atuará como elemento redutor da área de coquilha.

(Souza Santos *et al*, 1989)

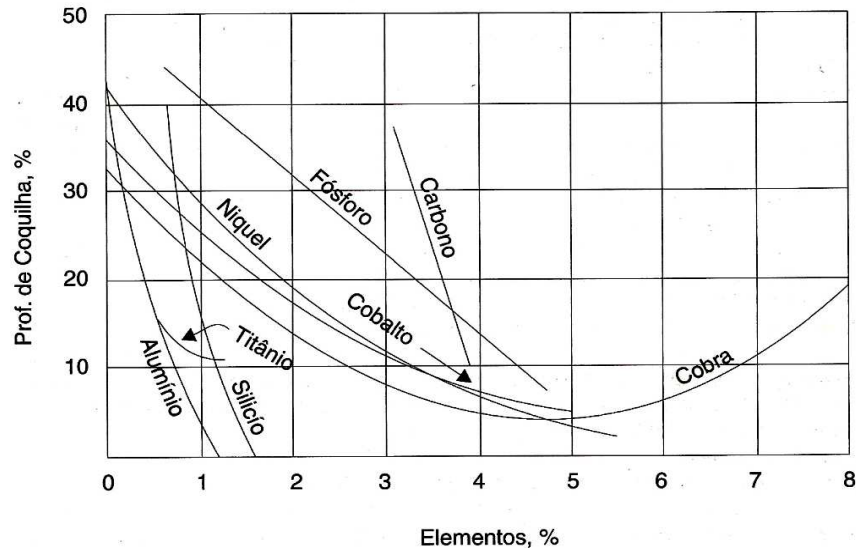


Figura 19 – Influência dos elementos de liga na profundidade de coquilha. (Chiaverini, 2002)

2.5.2. Utilização de ferros fundidos brancos

O campo de emprego dos ferros fundidos brancos não é tão amplo, quando comparado aos demais tipos de ferros fundidos. Sua alta dureza, baixa resistência a impacto e ductilidade desprezível impedem a utilização dos ferros fundidos brancos em aplicações de engenharia mais complexas. Ferros fundidos brancos são aplicados em equipamentos de manuseio de terra, mineração e moagem, rodas de vagões, revestimentos de moinhos, bolas de moinhos, além de servirem de “matéria prima” para a produção de ferros fundidos maleáveis, conforme será visto mais adiante. A figura 20 demonstra peças produzidas em ferro fundido branco (Chiaverini, 2002).



a



b

Figura 20 – Rodas de vagão (a) e peça para equipamento de mineração, (b) produzidas com Ferro fundido branco.

2.6. Ferros fundidos maleáveis

Ferro fundido maleável surgiu da necessidade de se obter uma liga que possuísse valores apreciáveis de ductilidade em comparação aos ferros fundidos brancos e cinzentos, permitindo maior tenacidade e ductilidade, aliadas a boas propriedades de resistência a tração, dureza e resistência à fadiga, resistência ao desgaste, e usinabilidade necessárias para as aplicações industriais (Chiaverini, 2002).

Os ferros fundidos maleáveis são obtidos através da aplicação de tratamento térmico conhecido como maleabilização. A maleabilização em princípio é um tratamento térmico ao qual se submetem ferros fundidos brancos, de composições bem definidas, com carbono na forma inicial de cementita e perlita. O tratamento consiste num aquecimento prolongado, em condições previamente estabelecidas de temperatura, tempo e meio, de modo a provocar transformação de parte ou da totalidade do carbono combinado em grafita, ou em certos casos eliminar completamente uma parte do carbono. Há dois processos fundamentais de maleabilização: maleabilização por grafitização que produz o ferro fundido maleável americano, e a maleabilização por descarbonetação que origina o ferro fundido maleável europeu. O processo europeu leva a um maleável caracterizado por uma estrutura que consiste principalmente de ferrita com algum carbono remanescente no estado combinado. O processo americano apresenta uma estrutura ferrítica uniforme com nódulos de carbono livre, e apresenta, em certo sentido, propriedades melhores que o maleável produzido pelo processo europeu (Chievarini, 2002)

Para a maleabilização por grafitização, Novikov (1993), afirma que para produzir ferro fundido maleável, utiliza-se lingotes de ferro fundido branco hipoeutético, contendo 2,2-3,1%C; 0,7-1,5%Si; 0,3-1,0%Mn e até 0,08%Cr. Os teores de silício, que facilita a grafitização, e do manganês e cromo, que a dificultam, são regulados de tal maneira que a cristalização da grafita na massa líquida, diminui e torna possível a nucleação mais rápida para a grafitização durante o recozimento. Com o recozimento do ferro fundido branco a grafita, denominada carbono de recozimento aparece com uma forma significativamente mais compacta e útil para as propriedades mecânicas. Na figura 21 está demonstrado o ciclo térmico do tratamento de maleabilização.

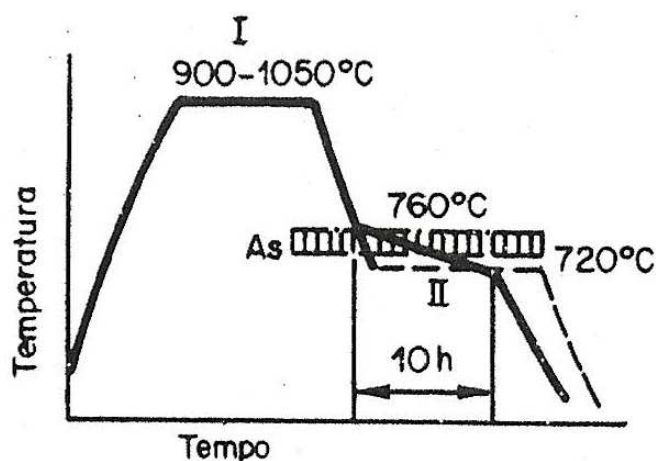


Figura 21 – Gráfico de recozimento do ferro fundido branco para maleável. I e II – primeiro e segundo estágio de grafitação. (Novikov, 1993).

O primeiro estágio de grafitação consiste na exposição dos lingotes durante 10 horas a 900°-1050°C, promovendo a autenitização (transformação perlita-austenita) e posteriormente a solubilização da cementita secundária e a homogeneização da austenita em carbono e silício. No final do primeiro estágio, toda a cementita de origem eutética e o excesso de cementita secundária são substituídos por grafita, e a estrutura de austenita-cementita transforma-se em austenita-grafita. O primeiro estágio da maleabilização consiste na nucleação da grafita no contorno austenita/cementita e longe dos cristais de cementita. Ao mesmo tempo, o crescimento da grafita se dá com a passagem de átomos de carbono através da austenita, desde o contorno austenita/cementita para o contorno austenita/grafita. Concomitantemente com o crescimento da grafita, ocorre a solubilização de cementita na austenita (Novikov, 1993).

No segundo estágio da grafitação forma-se a matriz metálica do ferro fundido maleável por meio da decomposição da austenita. Para a obtenção de matriz puramente ferrítica, o resfriamento no intervalo de temperaturas de decomposição eutetóide deve ser lento. Aqui se dá o segundo estágio da grafitação: a austenita se decompõe pelo modelo Austenita → Ferrita + Grafita. (Novikov, 1993).

O tratamento térmico de maleabilização por descarbonetação, segundo Chiaverini, (2002), consiste no aquecimento de um ferro fundido branco em caixas fechadas, num meio oxidante constituído de minério de ferro (uma mistura que pode ser de ¼ de minério novo e ¾ de minério usado, a fim de evitar excessiva oxidação

das peças); nessas condições o carbono do ferro fundido é eliminado sob a forma de gás.

A tabela 2 apresenta a composição do ferro fundido branco para o tratamento de descarbonetação.

Tabela 2 – Composição de ferro fundido para processo de descarbonetação (Chiaverini, 2002)

Carbono combinado	Silício	Manganês	Enxofre	Fósforo
3,00 a 3,50%p	0,45 a 0,75%p	0,10 a 0,40%p	0,20 a 0,45%p	0,15%p máx.

A figura 22 representa o ciclo térmico de tratamento de maleabilização por descarbonetação. No trecho A, acima da temperatura crítica, verifica-se descarbonetação intensa e, quando se estiver na presença de peças espessas, ocorre também a grafitização pela decomposição da cementita livre. No trecho B, continua a grafitização, e nas peças espessas, a cementita que se origina da austenita também se decompõe, resultando mais grafita. No trecho C, forma-se perlita, se ainda houver carbono combinado na solução (Chiaverini, 2002).

A figura 23 demonstra a microestrutura de ferro fundido maleável.

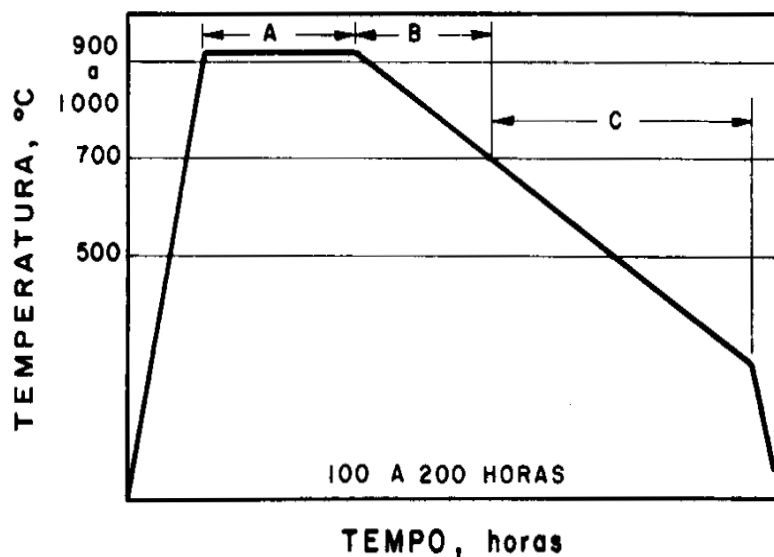


Figura 22 – Esquema de maleabilização por descarbonetação (Chiaverini, 2002).

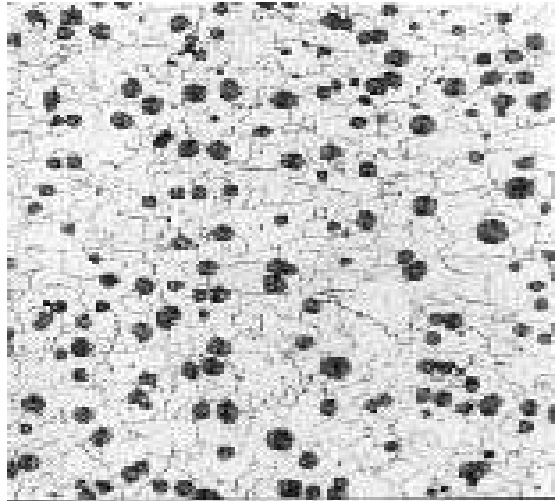


Figura 23 – Ferro fundido maleável. Nódulos de grafita distribuídos em matriz ferrítica (www.infomet.com.br).

Os ferros fundidos maleáveis possuem campo de aplicação infinitamente maior do que os ferros fundidos brancos e cinzentos. Isso ocorre pelo fato de possuírem boa usinabilidade e ductilidade, que pode ser expressa em alongamentos superiores a 10%. São aplicações típicas dos ferros fundidos maleáveis (figura 24): Flanges, tubos, válvulas, acessórios diversos para serviços ferroviários, equipamento naval (Souza Santos, 2009).



Figura 24 – Peças produzidas com ferro fundido maleável. (www.pipesystem.com.br)

Novikov (1993) afirma que o recozimento de ferro fundido branco para maleável é um processo prolongado, com duração de dezenas de horas. Na produção, o recozimento de ferro fundido maleável é a operação mais cara, influenciando fortemente no custo da fundição. Esse é o principal fator que limita maior produção dessa liga.

2.7. Ferros fundidos cinzentos

Os ferros fundidos cinzentos apresentam a grafita na forma de veios. Na metalografia ótica os veios aparecem como partículas isoladas, constituindo, porém um esqueleto contínuo em cada célula eutética (Guesser, 2009). As lamelas de grafita podem ser grossas ou finas, diferenciando-se também quanto á forma e tamanho. Estas alterações originam-se do processo de solidificação do eutético e ocorrem quando as chamadas variáveis do processo são modificadas (Souza Santos *et al*, 1989). A tabela 3 apresenta a faixa de composição típica dos ferros fundidos cinzentos e a figura 25 mostra uma célula eutética (grafita + austenita) em ferro fundido cinzento.

Tabela 3 – Composição de ferros fundidos cinzentos (Chiaverini, 2002)

C _t	Si	Mn	P	S
2,5 a 4,0%	1,0 a 3,0%	0,20 a 1,0%	0,02 a 1,0%	0,02 a 0,25%

O processo de crescimento da grafita pode ser rápido ou vagaroso, dependendo do super-resfriamento envolvido. De maneira geral, se o super-resfriamento for aumentado, obtém-se maior número de núcleos e conseqüentemente de células eutéticas que crescem. A formação de grafita mais fina nesse caso é uma conseqüência do aumento da velocidade de crescimento, decorrente do maior super-resfriamento. Com o aumento da velocidade de crescimento, a velocidade de difusão dos elementos químicos do líquido para a grafita e austenita é prejudicada, sofrendo um decréscimo. Há, portanto, a necessidade de uma diminuição da distância de difusão, de modo a proporcionar um incremento neste processo de transporte, tendo-se assim o refino da grafita (Souza Santos *et al*, 1989).



Figura 25 – Dendritas de austenita e célula eutética (grafita + austenita) em ferro fundido cinzento. A grafita é contínua na célula eutética e apresenta a forma de plaquetas (Morrogh, 1960).

2.7.1. Sequencia de solidificação de ferros fundidos cinzentos.

A solidificação de um ferro fundido hipoeutético normalmente se inicia com a nucleação de dendritas de austenita, quando se tem certo super-resfriamento em relação à temperatura de liquidus da liga considerada (Morrogh, 1960). Conforme a temperatura decresce, o crescimento das dendritas de austenita continua, havendo um enriquecimento progressivo de carbono no líquido remanescente. Quando o sistema atinge a temperatura de equilíbrio do eutético estável seu carbono equivalente é aproximadamente igual ao do eutético (4,3%), ocorrendo uma separação simultânea de austenita e grafita através da transformação eutética após um super-resfriamento, quando aumenta o número de núcleos necessários ao processo.

O eutético cresce a partir desses núcleos, sendo que o crescimento se dá com uma frente de solidificação aproximadamente esférica. Cada unidade de crescimento, isto é, cada agregado esférico de austenita e grafita lamelar, é chamado célula ou grão eutético. A solidificação se completa após a recalescência, sendo que imediatamente após o final da solidificação do eutético, as dendritas de austenita primária formam uma fase contínua com a austenita do eutético (Souza Santos *et al*, 1989).

Nos ferros fundidos hipereutéticos, a primeira fase a precipitar é a grafita hipereutética na forma de lamelas longas, retas e ramificadas. O processo de solidificação que se segue é similar ao dos ferros fundidos hipoeutéticos, com formação de células eutéticas. A grafita primária pode ser em geral, facilmente distinguida daquela proveniente da transformação eutética por possuir lamelas mais grossas e retilíneas, em decorrência de maior tempo para seu crescimento. A austenita primária nas ligas hipoeutéticas, só pode ser observada com facilidade se houver formação de grafita de super-resfriamento (Souza Santos *et al*, 1989).

2.7.2. Principais características dos ferros fundidos cinzentos associados à estrutura

A grafita possui resistência mecânica muito baixa (Goodrich, 2003), de modo que, sob o enfoque de propriedades mecânicas, a sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, exercendo um efeito de concentração de tensões. A forma desta descontinuidade, isto é, a forma da grafita, tem então profundo efeito sobre as propriedades mecânicas. A forma aguda (grafita em veios) resulta em alta concentração de tensões ($\bar{\sigma}_{\max}/\bar{\sigma}_{\text{médio}} = 5,4$), conforme verificado na figura 26. (Kohout, 2001).

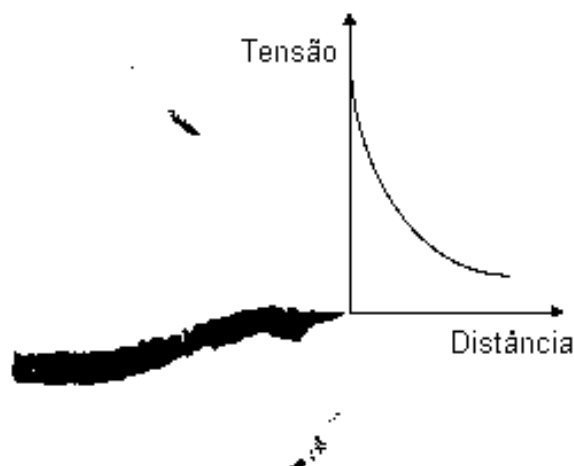


Figura 26 – Intensidade de tensões na grafita na forma de veios (Guesser 2009).

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

Chiaverini (2002) também destaca a capacidade de amortecimento dos ferros fundidos cinzentos, e define essa capacidade como a habilidade de um metal absorver vibrações, resultantes de tensões cíclicas, por fricção interna, transformando a energia mecânica em calor. A capacidade de amortecimento dos ferros fundidos cinzentos foi demonstrada através do ensaio de Foepl-Pertz, demonstrado na figura 27, o qual mostra a duração relativa de um impulso vibratório torcional conferido a corpos de prova de ferro fundido e de aço. Chieverini (2002), atribui essa propriedade ao fato de que os veios da grafita não apresentam resistência mecânica, constituindo espécies de vazios na estrutura do material, o que permite a deformação plástica do material localizado ao redor dos veios, sob tensões nominais menores que em outros casos.

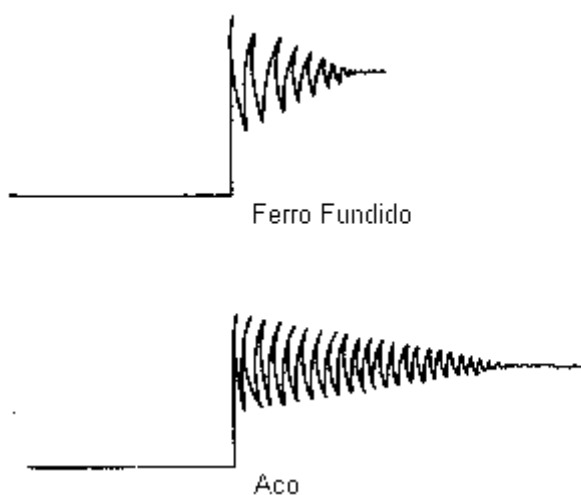


Figura 27 – Capacidade de amortecimento de ferro fundido em comparação ao do aço pelo método de ensaio Foepl-Pertz (Chiaverini, 2002).

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

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

2.7.3. Aplicações de ferros fundidos cinzentos

Ferros fundidos cinzentos são utilizados na produção de bases para equipamentos e máquinas vibratórias, na produção de peças para a indústria automobilística, tais como blocos de motor, disco e tambor de freio, carcaças, blocos e volantes (figura 28), além de componentes hidráulicos (Guesser, 2009).



Figura 28 – Peças automotivas produzidas com ferro fundido cinzento pela Tupy Fundições (Guesser 2009).

2.8. Ferros fundidos nodulares

Os ferros fundidos nodulares apresentam a grafita em forma esferoidal, ou de nódulos, o que não interrompe a continuidade da matriz (ferrítica e/ou perlítica) como a grafita em veios, resultando na sua melhor ductilidade, aliada a boa tenacidade e resistência mecânica (Chiaverini, 2002; Guessser, 2009). O limite de escoamento no ferro fundido nodular também é mais elevado do que no ferro fundido cinzento, ferro maleável e mesmo nos aços-carbono comuns, sem elementos de liga (Chiaverini, 2002). A tabela 4 apresenta um comparativo entre as propriedades dos ferros fundidos grafiticos.

Tabela 4 – Comparação de propriedades entre ferros fundidos cinzento, nodular e vermicular, com matriz perlítica. Norma SAE J1887/2002.

Propriedade	Cinzento	Vermicular	Nodular
Limite de resistência	55	100	155
Limite de escoamento	-	100	155
Modulo de elasticidade	75	100	110
Alongamento	0	100	200

Ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica possuem valores de limite de resistência de 380-450 MPa, associados a valores de alongamentos de 10-22% enquanto em ferros fundidos nodulares de matriz perlítica o limite de resistência pode atingir até 900MPa, com valores de alongamentos de 2% (Guessser, 2009). A explicação deste fenômeno está relacionada com o fato de que a própria grafita possui resistência mecânica muito baixa (Goodrich, 2003), de modo que, sob o enfoque de propriedades mecânicas, a sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, exercendo um efeito de concentração de tensões. A forma desta descontinuidade, isto é, a forma da grafita, tem então profundo efeito sobre as propriedades mecânicas. A grafita em sua forma esférica traduz-se em menor efeito de concentração de tensões ($\bar{\sigma}_{\max}/\bar{\sigma}_{\text{médio}} = 1,7$), enquanto formas agudas (grafita em veios) resultam em alta concentração de tensões ($\bar{\sigma}_{\max}/\bar{\sigma}_{\text{médio}} = 5,4$), conforme verificado na figura 29 (Kohout, 2001).

Para se alterar a forma da grafita introduz-se um importante elemento no ferro fundido, o magnésio. Este elemento é um forte desoxidante e forte dessulfurante. A nodulização com magnésio é então uma das etapas importantes na produção de ferros fundidos nodulares (Labrecque & Gagné, 1998). Atualmente o uso de magnésio no processo de nodulização é largamente utilizado em função de seu baixo custo quando comparado com outros nodulizantes.

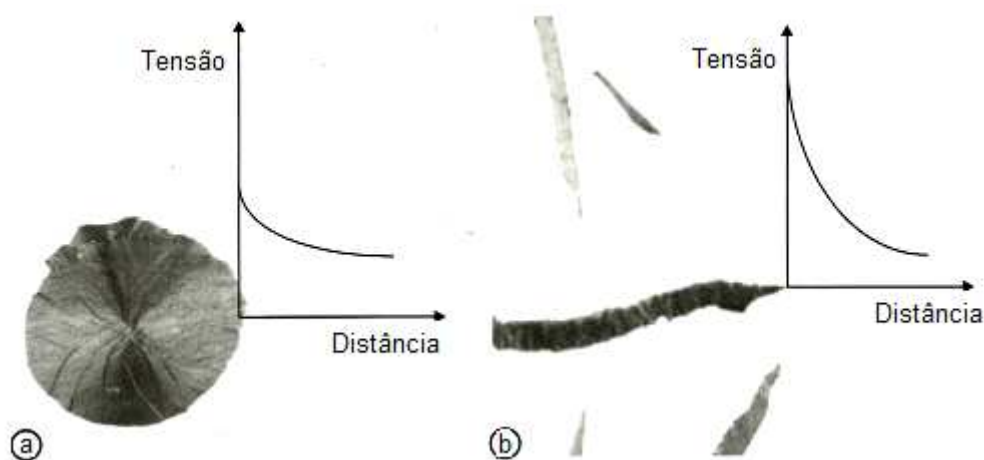


Figura 29 – Comparação entre a intensidade de tensões na grafita nodular (a) e na forma de veios (b) (Guesser 2009).

Os registros históricos apontam maio de 1948 como o início da era do ferro fundido nodular, quando H Morrogh apresentou um trabalho relatando seus estudos na Inglaterra sobre a produção de grafita nodular pela introdução de cério. Durante debates sobre este trabalho, foi anunciado, pela *International Nickel Co* (INCO) que seus metalurgistas vinham realizando testes na mesma área, e que obtiveram resultados positivos por meio da adição de magnésio (Siegel, 1978). A revista *The Mines Magazine*, em seu volume XL, datado de Fevereiro de 1950 destaca os trabalhos de H. Morrogh, C.K. Donoho e outros, em uma matéria intitulada “*Advances In The Metallurgy Of Cast Iron*”.

O tratamento de nodulização é feito com a liga ainda em estado líquido, em paralelo ao processo de inoculação que consiste meio da adição de silício, como elemento grafitizante, na forma de FeSi (Souza Santos et al, 1989).

2.8.1. Inoculação e nodulização de ferros fundidos

2.8.1.1. Tratamento de inoculação

O tratamento de inoculação dos ferros fundidos é efetuado com a adição de elemento grafitizante, geralmente rico em silício, pouco tempo antes do vazamento do metal no molde. O objetivo é promover a formação da grafita na solidificação dos ferros fundidos, através da diminuição do super-resfriamento, evitando a tendência ao coquilhamento.

Para a inoculação de ferros fundidos nodulares utilizam-se geralmente 0,5 a 1,0% de Fe-Si (75%Si) ou 0,3 a 0,6% de inoculantes considerados mais eficientes (que contém Sr, Ba ou Ce), dependendo das condições grafitizantes do banho e das variáveis do processo (Souza Santos *et al*, 1989). Vários fatores influenciam no processo de nodulização. A composição do metal base, por exemplo, é importante principalmente no que se refere ao carbono equivalente e aos teores residuais de impurezas. 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 assim ser em parte consumidos na desoxidação do metal líquido, sem que estejam aumentando a nucleação do banho. (Moore, 1973; Muzundar *et al*, 1973; Palladino, 1971, Moore, 1974; Naro *et al*, 1970).

A tabela 5 mostra a composição química dos ferros fundidos básicos para a produção de ferro fundido nodular.

Tabela 5 - Composição química dos ferros fundidos básicos para a produção de ferro fundido nodular (Chiaverini, 2002).

Tipo	C,%	Si,%	Mn,%	P,%	S,%	Ni,%	Cu,%	Cr,%	Mo,%	Sn,%
1	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
2	4,0 máx.	1,6/2,8	0,30	0,10 máx.	0,01 máx.	0,5	0,15	0,1	0,1	0,02
3	4,0 máx.	2,5 máx.	0,20	0,05 máx.	0,01 máx.	0,8	—	—	—	—
4	4,0 máx.	2,1 máx.	0,10 máx.	0,03 máx.	0,01 máx.	—	—	—	—	—

Segundo Chiaverini (2002), o tipo 1 apresenta na condição bruta de fusão ou após tratamento de normalização, estrutura perlítica. O tipo 2 corresponde a faixa normal de composição que leva a estruturas ferrítico-perlítica, na condição bruta de fusão e ferrítica ou perlítica, por tratamento térmico. O tipo 3 apresenta no estado bruto de fusão, estrutura ferrítica; essa estrutura também é obtida por tratamento térmico de ferritização. Finalmente o tipo 4 corresponde ao ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fusão ou por tratamento térmico de ferritização.

A temperatura de inoculação, a quantidade de inoculante, o estado da superfície do banho metálico (presença de escória), o tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação, a granulometria e o tipo de inoculante, além da técnica de inoculação afetam o resultado ao término do processo.

A temperatura de inoculação não deve ser elevada, porque pode ocorrer uma destruição dos centros efetivos para a nucleação da grafita, mas não pode ser muito baixa, pois a dissolução das partículas de inoculante pode ser incompleta. Nessas condições a eficiência do inoculante fica diminuída. (Souza Santos *et al*, 1989)

No que se refere à quantidade de inoculante adicionada ao banho metálico, tem-se observado que ocorre um aumento da eficiência com o acréscimo da porcentagem de composto grafitizante utilizada. Todavia, há um limite para essa adição, após o que esse efeito passa a ser praticamente desprezível. Sinátora *et al*, (1976) apresentou um estudo dos efeitos de Fe-Si (75%Si) utilizado na inoculação de ferros fundidos nodulares. Verificou-se que para uma mesma composição química final e igual técnica de inoculação, o aumento da quantidade de Fe-Si inoculado provocou um acréscimo do número de nódulos de grafita, sendo que este efeito mais pronunciado para corpos de prova de 25 mm.

A escória presente na superfície do metal base reduz a eficiência do inoculante. É necessário, portanto, antes de processar a inoculação, efetuar a retirada da escória, uma vez que a superfície do banho metálico deve estar isenta de óxidos, que são geralmente os constituintes das escórias de ferros fundidos, pois parte da quantidade de inoculante utilizada é consumida na redução desses óxidos. (Souza Santos *et al*, 1989)

O tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação, deve ser observado, uma vez que ocorre uma diminuição da eficiência do inoculante com o tempo “*fading*”. São consequências do “*fading*” o aumento da tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura (Souza Santos *et al*, 1974; Trojan *et al*, 1967).

Um controle sobre a granulometria do inoculante deve ser executado, 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 dissevidado totalmente (Cole, 1972; Patterson, 1973).

Muitas são as formas de se adicionar os inoculantes de função grafitizante ao banho metálico. No entanto, o número de inoculações a serem realizadas, as etapas do processo de fabricação onde serão efetuadas, o tipo e a granulometria do inoculante, assim como a quantidade do material a se adicionar, dependem muito do processo industrial de fabricação, da composição química, do tipo e do tamanho da peça a ser fundida. De maneira 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 (Souza Santos *et al*, 1989).

Na fabricação de ferros fundidos nodulares empregam-se técnicas especiais de inoculação que, normalmente não são utilizadas para ferros fundidos cinzentos. A adição de compostos grafitizantes em ferros fundidos nodulares é sempre feita após a nodulização ter-se iniciado. A técnica mais comum é a de simples inoculação, em que a adição do inoculante é efetuada na própria panela de nodulização. Normalmente, procede-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, paulatinamente, o inoculante até que tenha terminado o vazamento. Essa técnica é geralmente empregada com bons resultados para a fabricação de peças de espessura maior que 20 mm (Souza Santos *et al*, 1989)

Para a redução do efeito do “*feding*”, foi desenvolvida a técnica de pós inoculação, ou inoculação em duas panelas. Neste caso, efetua-se a nodulização numa primeira panela, a seguir procede-se a retirada da escória formada, transferindo-se o banho metálico para uma segunda panela. A adição do inoculante é feita durante esta transferência quando o volume do metal líquido atinge cerca de 2/3 do volume total. A figura 30 demonstra o efeito do Fe-Si (75%) para as técnicas de simples e pós-inoculação.

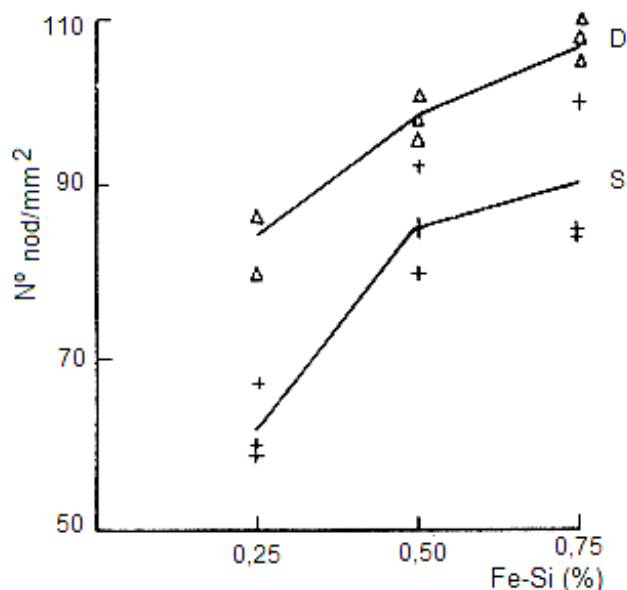


Figura 30 – Variação do número de nódulos de grafita por milímetro quadrado com a porcentagem de inoculante, para as técnicas de simples (S) e pós-inoculação (D) (Santos *et al*, 1989).

2.8.1.2. Tratamento de nodulização

O processo de nodulização se inicia com a liga ainda em estado líquido. Por questões econômicas, o elemento nodulizante mais comumente empregado é o magnésio. O magnésio atua como forte dessulfurante e desoxidante. Outros elementos, além do magnésio também podem promover a formação de nódulos de grafita em ligas Fe-C-Si, entre os quais: cério, cálcio lítio, bismuto, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, samário, neodímio, lantânio, alumínio, silício, itírio e telúrio. Entretanto, nem todos os elementos mencionados permitem a obtenção de grafita em nódulos em condições industriais (Merchant, 1968; Nieswaag *et al*, 1971; Kanter *et al*, 1962).

Labrecque & Gagné (1998) explicam a formação dos nódulos da seguinte maneira: “A grafita tem estrutura hexagonal, e, na solidificação, dependendo da velocidade de crescimento na direção dos planos basal e prismático, assume as formas nodular ou lamelar, respectivamente. Em ligas de Fe-C puras a direção preferida para crescer é a do plano basal, porque este plano tem baixa energia interfacial com o líquido. O crescimento do plano basal resulta em grafita nodular.

Entretanto, elementos tensoativos (enxofre e oxigênio) tendem a ser adsorvidos no plano prismático, reduzindo a sua energia interfacial, que atinge valores menores que o plano basal. Resulta então a grafita lamelar. Enxofre e oxigênio são elementos sempre presentes nos ferros fundidos comerciais, de modo que a estrutura da grafita lamelar é a mais usual nos ferros fundidos comuns”. O papel do magnésio no processo de nodulização é bem explicado por Guessser (2009): “Para se alterar a forma da grafita introduz-se um importante elemento no ferro fundido, o magnésio. Esse elemento é um forte desoxidante e forte dessulfurante, removendo assim o oxigênio e o enxofre da solução. Isso altera as energias interfaciais, favorecendo novamente o crescimento da grafita segundo o plano basal”. A figura 31 demonstra a variação do crescimento entre os planos basal e prismático da grafita sob ação do magnésio.

Durante a nodulização, independente da técnica usada, ocorre uma reação violenta que ocasiona fervera: O magnésio é vaporizado e o vapor atravessa o ferro líquido, diminuindo o seu teor de enxofre e provocando a formação da grafita esferoidal (Chiaverini, 2002).

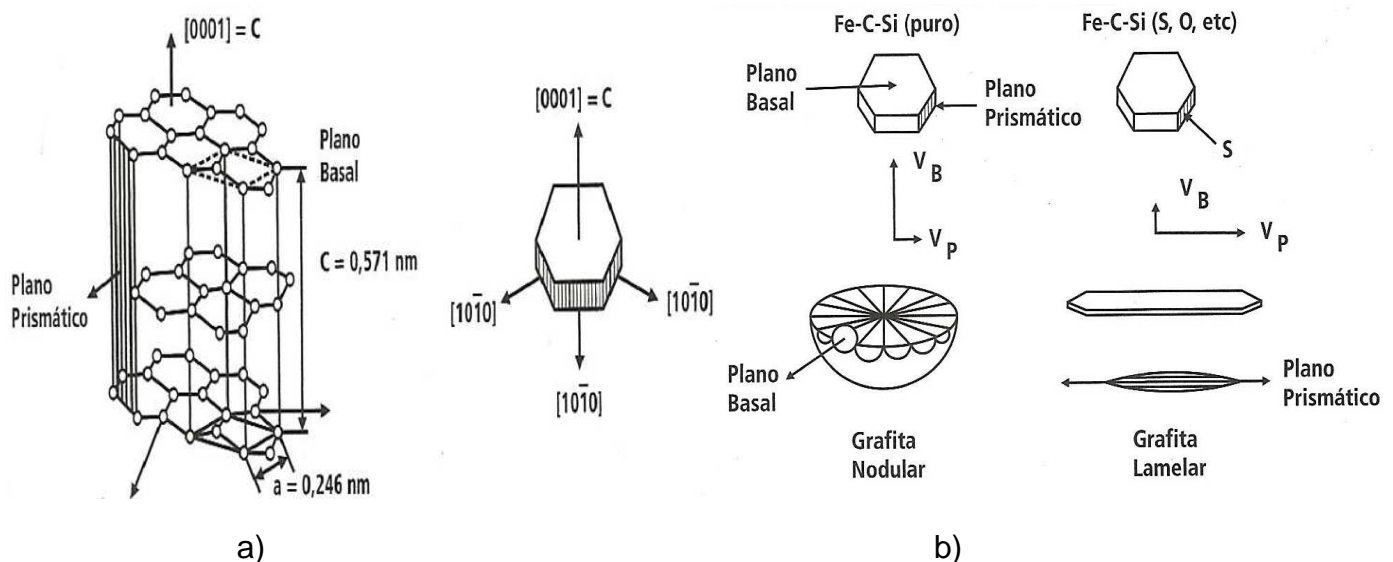


Figura 31 – Estrutura hexagonal da grafita e alteração da direção de crescimento entre os planos basal e prismático em função do Mg durante o processo de nodulização. a) Estrutura hexagonal da grafita. O crescimento preferencial na direção C (plano basal) resulta em grafita nodular, enquanto crescimento na direção A (planos prismáticos) produz grafita lamelar. b) Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos. (Gruzleski, 2000; MaSwain & Bates, 1974).

Lux (1972), afirma que os elementos nodulizantes eficientes em ligas comerciais possuem as seguintes características em comum:

- a) Grande afinidade com o enxofre e o oxigênio para formar produtos de reação estáveis, diminuindo assim, de forma drástica, os teores destes elementos em solução no banho metálico;
- b) Baixa solubilidade no ferro fundido;
- c) Marcante tendência para a segregação durante a solidificação;
- d) Certa afinidade com o carbono e uma baixa solubilidade na grafita.

O uso do magnésio como elemento nodulizante exige alguns cuidados, no que se refere aos valores de magnésio residual. Não deve exceder a certos limites, notadamente, uma vez que pode ocorrer a formação de carbonetos na solidificação, sendo então necessário efetuar-se tratamento térmico posterior para a decomposição desta fase. Outro problema observado quando os teores de magnésio são elevados, superiores a 0,10% é a formação de grafita degenerada, não nodular, tipo “*spyky*”. Por outro lado, existe um limite inferior para o teor residual de elementos nodulizantes, abaixo do qual não se obtém grafita exclusivamente na forma de nódulos (Basutkar, 1973). Cooper (1974), Loper Jr *et al* (1965) recomendam teores residuais de magnésio entre 0,04 e 0,08%, embora existam citações, de que teores residuais de apenas 0,02%, e até menos, sejam suficientes, desde que o teor de enxofre seja baixo (Mayer & Haemmerli, 1971; Kraemer & Motz, 1968).

A nodulização pode ser realizada por meio de diversas técnicas, tais como simples transferência, *sandwich*, panela rotativa, imersão por sino, entre outras.

Na aplicação da técnica de simples transferência (figura 32a), para nodulização são empregados nodulizantes com 5 a 15% de magnésio. A liga Fe-Si-Mg é colocada de um lado da panela sendo coberta com sucata fina de ferro fundido ou pequenas chapas de aço. Vaze-se o banho metálico no lado oposto da panela para retardar o início da reação (Souza Santos *et al*, 1989).

Pela técnica “*sandwich*”, a panela de tratamento é dotada de um degrau no fundo (figura 32b), onde é colocada a liga nodulizante, geralmente Fe-Si-Mg 5% a 10% Mg, coberta com sucata fina 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 (Souza Santos *et al*, 1989).

O processo de imersão de sino (figura 32c) é aquele em que se utiliza uma panela estreita e alta, geralmente com relação altura/diâmetro de 2:1, e uma tampa de ferro fundido onde é fixado um sino de material refratário, que contém a liga nodulizante Fe-Si-Mg. Este processo é geralmente mais empregado para ligas contendo alto teor de magnésio, sendo que a tampa de ferro fundido é utilizada para evitar a projeção do metal líquido para fora da panela (Souza Santos *et al*, 1989).

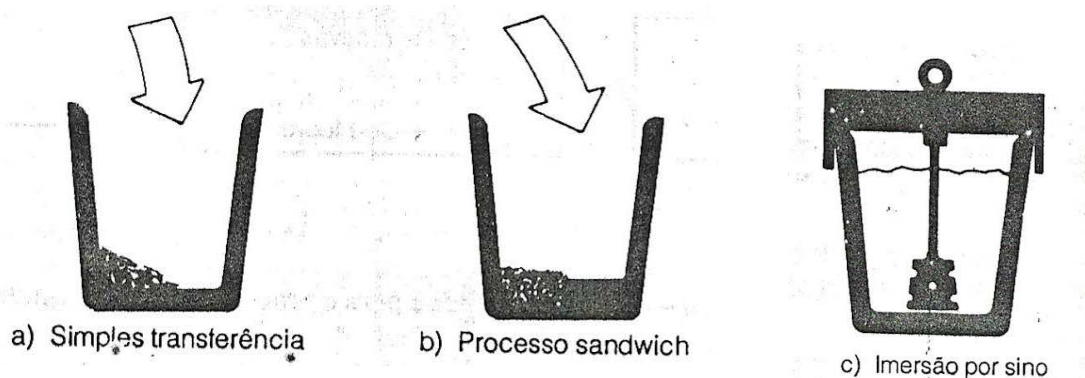


Figura 32 – Técnicas de nodulização. a) simples transferência, b) *sandwich* e c) imersão por sino. (Santos *et al*, 1989)

Independente da técnica de nodulização utilizada, algumas recomendações devem ser seguidas para a produção de ferro fundido nodular: (Hollis & Dunks, 1967; Loper Jr & Heine, 1965)

- a) O carbono equivalente deve ser mantido entre 4,35 e 4,65%, de preferência na faixa de 4,45 a 4,55%, de maneira a se evitar a formação de carbonetos eutéticos, formas degeneradas de grafita (vermicular, explodida e outras), e variações no ciclo de processamento;
- b) A nodulização deve ser efetuada na faixa de temperaturas entre 1480°C e 1510°C;
- c) O banho deve ser vazado dentro de no máximo, 10 minutos após o tratamento, a temperaturas acima de 1370°C. A temperatura de vazamento não deve ser muito baixa para que não ocorra formação de carbonetos eutéticos. Por outro lado, temperaturas elevadas podem provocar o mesmo

- efeito; neste caso, devido a uma diminuição da eficiência do inoculante, causada por sua adição em temperaturas mais altas.
- d) Deve-se dar preferência à técnica de pós-inoculação, adicionando-se a liga Fe-Si (75%Si), sempre que o metal for transferido ou vazado;
 - e) Altas velocidades de resfriamento e de solidificação favorecem a formação da grafita, devendo-se atentar, entretanto, para o limite imposto pela possibilidade de formação de carbonetos eutéticos.

2.8.2. A solidificação em ferros fundidos nodulares

Para ferros fundidos nodulares hipoeutéticos, a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono. À medida que a temperatura diminui, o líquido residual torna-se mais rico em carbono e silício que são rejeitados à proporção que a austenita cresce. Após um determinado super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético estável, começam a se formar nódulos de grafita no líquido residual saturado em carbono e silício. A curva térmica de resfriamento exibe então um patamar (figura 33), que depende das condições de nucleação e de resfriamento do banho metálico, uma vez que esses são os fatores determinantes do tempo e da temperatura para os quais o calor liberado pela solidificação compensa a perda de calor pelo molde. Os nódulos de grafita formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por um envólucro de austenita (figura 33). O crescimento dessas células ou grãos eutéticos prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa (Souza Santos *et al*, 1989).

Para ligas eutéticas a solidificação inicia-se após certo super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético, com a formação de nódulos de grafita em contato direto com o líquido (figura 33). A grafita é posteriormente envolvida pela austenita formada na reação eutética (figura 34), complementando-se o processo após a liberação do calor latente de solidificação. Nessas ligas não deveria ocorrer a formação de dendritas de austenita. Todavia, como ocorre um super-resfriamento antes da formação dos nódulos de grafita e, como se tem geralmente gradientes elevados de temperatura nas peças fundidas, pode haver a formação de uma fina rede de dendritas na austenita (Cole, 1972).

A estrutura dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos difere das anteriores, pois nestas ligas a grafita é fase primária. Abaixo da temperatura de líquidus a grafita nodular precipita-se a partir do banho que, à medida que a temperatura diminui, tem sua composição cada vez mais próxima da eutética. A reação eutética verifica-se após um determinado super-resfriamento, formando-se então mais nódulos de grafita, os quais são posteriormente envolvidos pela austenita (figura 34). Em ferros fundidos nodulares de composição hipereutética, a exemplo do que foi observado em ligas eutéticas, pode ocorrer a formação de dendritas de austenita (Weterfall, *et al*, 1972 e Hech, *et al*, 1974). Isto seria, segundo Loper e Heine (1964), decorrente de alterações da composição da peça fundida em determinadas regiões, provocadas por distribuição não uniforme dos solutos, antes de se processar a reação eutética.

Uma diferença que existe entre os nódulos observados em ligas hipereutéticas com relação aos obtidos em ligas eutéticas e hipoeutéticas, é a de que nas primeiras têm-se nódulos de tamanhos bastante diferentes. Os nódulos maiores são os correspondentes aos que se formam entre as temperaturas de líquidus hipereutética e a do eutético, enquanto os menores são provenientes da reação eutética (Castello Branco *et al*, 1975; Pieske *et al*, 1972).

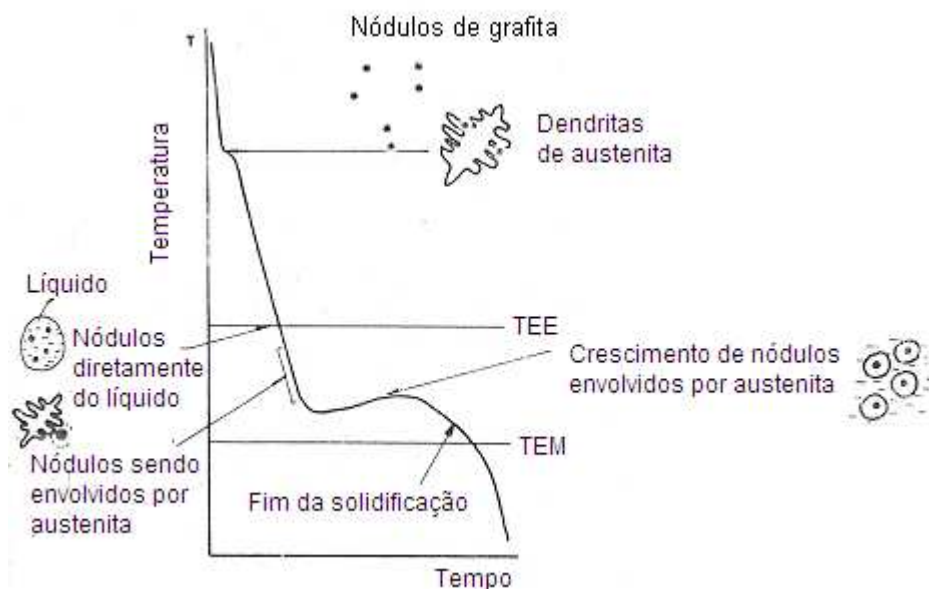


Figura 33 – Esquema de uma curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares. (Souza Santos *et al*, 1989).

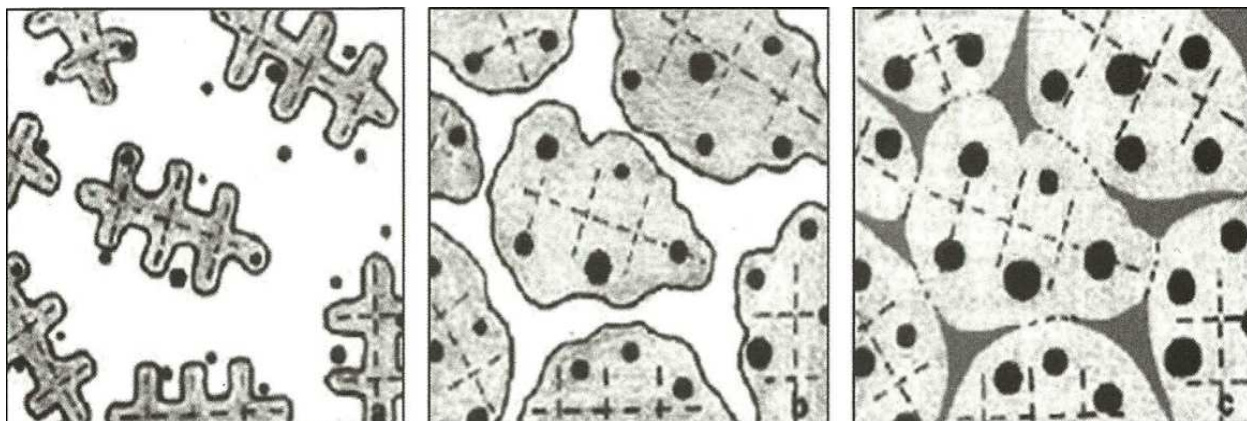


Figura 34 – Crescimento da grafita durante a solidificação de ferro fundido nodular (Rivera *et al.*, 2003).

O fato de a grafita ser envolvida pela austenita durante a solidificação pode acarretar na formação de microrrechupes, que são defeitos provenientes do não preenchimento do molde com metal líquido durante a solidificação. Guessser (2009) explica que os ferros fundidos apresentam uma importante distinção das outras ligas, que é a ocorrência de uma etapa de expansão durante a solidificação. Em todas as ligas fundidas ocorre contração durante o resfriamento do líquido no molde e durante a passagem líquido/sólido. Nos ferro fundidos, a precipitação de grafita durante a reação eutética resulta em expansão (devido a menor densidade desta fase, comparativamente ao líquido), e isso permite a obtenção de peças sãs, muitas vezes sem a necessidade de massalotes para compensar a contração. Entretanto, existe uma diferença entre os ferros fundidos cinzento e nodular, que se refere ao aproveitamento desta expansão para compensar a contração do líquido e da solidificação da austenita. No ferro fundido cinzento a transformação eutética se dá com as duas fases sólidas, a grafita e a austenita, em contato com o líquido. Neste caso, o crescimento é cooperativo, já que esta morfologia de solidificação minimiza distâncias de difusão (de carbono e de ferro). Como a grafita está sempre em contato com o líquido, sua expansão transmite-se diretamente ao líquido.

No ferro fundido nodular existe uma primeira etapa na qual a grafita cresce em contato com o líquido, porém logo após a grafita nodular é envolvida por um halo de austenita, e o crescimento subsequente exige a difusão do carbono do líquido para a grafita, através deste halo de austenita. Deste modo a expansão da grafita primeiro se transmite à austenita. Dependendo da geometria do esqueleto do sólido formado, parte desta expansão é então transmitida ao molde que suporta este

sistema, de modo que a contração do líquido e da solidificação da austenita não é totalmente compensada (Engler e Dette, 1974, Ellerbrock e Engler, 1981, Humer, 1984). Sem a presença de alimentadores externos denominados massalotes, isto pode resultar na formação de rechupes, que podem ser macro ou microscópicos, e que tem profundo efeito sobre as propriedades mecânicas (Guesser, 2009).

A utilização dos massalotes em peças de ferros fundidos cinzentos e nodulares tem por objetivo principal o fornecimento de metal líquido durante a solidificação, de modo a compensar a contração no líquido que se resfria (Souza Santos *et al*, 1989). O massalote além de atuar como reservatório de metal líquido tem a função de promover a solidificação direcional (Shnay *et al*, 1954). Desta maneira, ainda que a primeira função seja desempenhada, poderá haver a formação de porosidade em regiões da peça afastadas do massalote, como resultado da existência de um gradiente térmico inadequado entre o massalote e zonas distantes da peça, não havendo condições para que ocorra a solidificação direcional. Deste modo, aumentos substanciais do volume de massalote produzem pequenas alterações no gradiente térmico, ao longo da peça, não se conseguindo, por este método, eliminar a porosidade formada. Para evitar a porosidade dispersa em zonas da peça afastadas do massalote, é preciso considerar-se, então as distâncias de alimentação, além do seu posicionamento, que influem na sua eficiência, durante a contração no líquido (Flinn *et al*, 1955).

2.8.3. Normas técnicas para ferros fundidos nodulares

Os produtos fundidos são produzidos segundo padrões estabelecidos em normas técnicas. Segundo Guesser (2009), países se unem para produzir normas internacionais, como as Normas Européias, ASTM e as Normas ISO, facilitando assim o comércio internacional, por meio do estabelecimento de padrões mínimos de qualidade e redução de custos, por permitir escalas crescentes de produção. Além de normas internacionais, alguns países possuem suas próprias normas para a produção de ferros fundidos. No Brasil, as ABNT NBR 6916/1981, NBR 8650/1984 e NBR 8582/1984 são de destaque na produção de ferros fundidos nodulares.

2.8.3.1. Normas técnicas brasileiras para a produção de ferros fundidos nodulares.

NBR 6916/1981 – A tabela 6 apresenta as classes de ferros fundidos nodulares com seus respectivos valores mínimos de propriedades mecânicas. Estas propriedades são determinadas em corpo de prova obtido de bloco Y ou de bloco U, com dimensões estabelecidas.

Tabela 6 – Classes de ferro fundido nodular previstas na norma NBR 6916/1991 (Guesser, 2009).

Classe	LR min (MPa)	LE min (MPa)	Along min (%)	A título informativo	
				Dureza HB	Microestrutura predominante
FE38017	380	240	17,0	140-180	Ferrítica
FE42012	420	280	12,0	150-200	Ferrítica
FE50007	500	350	7,0	170-240	Ferrítico-perlítica
FE60003	600	400	3,0	210-280	Perlítica
FE70002	700	450	2,0	230-300	Perlítica
FE80002	800	500	2,0	240-310	Perlítica
FE38017-RI (*)	380	240	17,0	140-180	Ferrítica

(*) Classe com requisito de impacto.

A norma NBR 8650/1984 aplica-se ao emprego de ferro fundido nodular para produtos automotivos, e prevê adicionalmente às exigências mecânicas da NBR 6916/1981 a discriminação da composição química do material para cada uma de suas classes, conforme demonstrado na tabela 7. A tabela 8 classifica os ferros fundidos nodulares de acordo com a dureza, segundo a Norma NBR 8582/1984.

Tabela 7 – Classes de ferro fundido nodular previstas na norma 8650/1984 (Guesser, 2009).

Classe	Aplicação	C %	Si %	Mn max %	P max %	S max %	Cu %	Mg %
FE 38017	Fundidos submetidos à pressão, corpos de válvulas e de bombas, mecanismos de direção, flanges	3,4-3,8	2,1-2,8	0,30	0,09	0,02	-	0,04-0,06
FE 42012	Fundidos para máquinas submetidas a cargas de choque e fadiga, discos de freio	3,4-3,8	2,1-2,5	0,30	0,09	0,02	-	0,04-0,06
FE 50007	Girabrequins, engrenagens	3,4-3,8	2,3-2,8	0,50	0,09	0,02	0,20-0,70	0,04-0,06
FE 60003	Engrenagens de alta resistência, componentes de máquinas, peças automotivas	3,4-3,8	2,5-2,8	0,50	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06
FE 70002	Idem	3,4-3,8	2,3-2,8	1,0	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06
FE 80002	Pinhões, engrenagens, trilhos	3,4-3,8						0,04-0,06

Tabela 8 – Classes de ferro fundido nodular de acordo com a dureza, segundo a Norma NBR 8582/1984.

Classe	Faixa de dureza Brinell
FEHB 160	140-180
FEHB 175	150-200
FEHB 205	170-240
FEHB 245	210-280
FEHB 265	230-300
FEHB 311	272-350

2.8.3.2. Normas técnicas internacionais para a produção de ferros fundidos nodulares.

A norma ISO 1083/2004 prevê classes de ferros fundido nodular com limite de resistência (crescente) de 350 até 900 MPa, e com alongamento (decrecente) de 22 até 2%. As propriedades mecânicas podem ser determinadas em corpo de prova separado (bloco em U, bloco Y, barra cilíndrica), em corpo de prova fundido junto à peça, ou ainda na própria peça, conforme acordado entre a fundição e o cliente. Para peças grandes, são mais representativos os ensaios feitos com corpo de prova fundido junto à peça, enquanto para peças pequenas, recomenda-se o uso de corpos de prova e barras fundidas separadas da peça (Guesser, 2009). As tabelas 9 e 12 apresentam as classes de ferros fundidos nodulares e seus valores de referência para esta norma.

Tabela 9 – Propriedades mecânicas em corpos de prova usinados de amostras fundidas em separado (bloco em U, bloco Y, barra cilíndrica), Norma ISO 1083/2004 (Guesser, 2009).

Classe	LR min (MPa)	LE min (MPa)	Along min (%)
ISO1083/JS/350-22-IT/S	350	220	22
ISO1083/JS/350-22-RT/S	350	220	22
ISO1083/JS/350-22/S	350	220	22
ISO1083/JS/400-18-IT/S	400	240	18
ISO1083/JS/400-18-RT/S	400	240	18
ISO1083/JS/400-18/S	400	240	18
ISO1083/JS/400-15/S	400	250	15
ISO1083/JS/450-10/S	450	310	10
ISO1083/JS/500-7/S	500	320	7
ISO1083/JS/550-5/S	550	350	5
ISO1083/JS/600-3/S	600	370	3
ISO1083/JS/700-2/S	700	420	2
ISO1083/JS/800-2/S	800	480	2
ISO1083/JS/900-2/S	900	600	2

Norma ASTM A 536/1993 – essa norma contempla classes de ferro fundido nodular para aplicação geral (tabela 10) e classes utilizadas em aplicações especiais (tabela 11), como tubos, conexões, etc. As propriedades mecânicas previstas nas tabelas 10 e 11 devem ser determinadas em bloco U ou em bloco Y, fundidas em separado (Guesser, 2009).

Tabela 10 – Classes de ferro fundido nodular previstas na Norma ASTM A 536/1993 (Guesser, 2009).

Classe	Limite de Resistência min		Limite de Escoamento 0,2% min		Along. Min
	psi	MPa	psi	MPa	%
60-40-18	60.000	414	40.000	276	18
65-45-12	65.000	448	45.000	310	12
80-55-06	80.000	552	55.000	379	6,0
100-70-03	10.000	689	70.000	483	3,0
120-90-02	120.000	827	90.000	621	2,0

Tabela 11 - Classes de ferro fundido nodular para aplicações especiais. Norma ASTM A 536/93 (Guesser, 2009).

Classe	Limite de Resistência min		Limite de Escoamento 0,2% min		Along. Min
	psi	MPa	psi	MPa	%
60-42-10	60.000	415	42.000	290	10
70-50-05	70.000	485	50.000	345	5
80-60-03	80.000	555	60.000	415	3

Tabela 12 – Propriedades mecânicas (mínimas) determinadas em corpo de prova fundido anexo às peças. Norma ISO 1083/2004 (Guesser, 2009).

Designação da classe	Espessura de parede relevante (mm)	LR min MPa	LE _{0,2} min MPa	Along min %
ISO1083/JS/350-22-LT/U	t ≤ 30	350	220	22
	30 < t ≤ 60	330	210	18
	60 < t ≤ 200	320	200	15
ISO1083/JS/350-22-RT/U	t ≤ 30	350	220	22
	30 < t ≤ 60	330	210	18
	60 < t ≤ 200	320	200	15
ISO1083/JS/350-22U	t ≤ 30	350	220	22
	30 < t ≤ 60	330	210	18
	60 < t ≤ 200	320	200	15
ISO1083/JS/400-18-RT/U	t ≤ 30	400	240	18
	30 < t ≤ 60	390	230	15
	60 < t ≤ 200	370	220	12
ISO1083/JS/400-18-LT/U	t ≤ 30	400	240	18
	30 < t ≤ 60	390	230	15
	60 < t ≤ 200	370	220	12
ISO1083/JS/400-18U	t ≤ 30	400	240	18
	30 < t ≤ 60	390	230	15
	60 < t ≤ 200	370	220	12
ISO1083/JS/400-15U	t ≤ 30	400	240	15
	30 < t ≤ 60	390	230	14
	60 < t ≤ 200	370	220	11
ISO1083/JS/450-10U	t ≤ 30	450	310	10
	30 < t ≤ 60			
	60 < t ≤ 200			
A ser acordado entre fabricante e cliente				
ISO1083/JS/500-7U	t ≤ 30	500	320	7
	30 < t ≤ 60	450	300	7
	60 < t ≤ 200	420	290	5
ISO1083/JS/550-5U	t ≤ 30	550	350	5
	30 < t ≤ 60	520	330	4
	60 < t ≤ 200	500	320	3
ISO1083/JS/600-3U	t ≤ 30	600	370	3
	30 < t ≤ 60	600	360	2
	60 < t ≤ 200	550	340	1
ISO1083/JS/700-2U	t ≤ 30	700	420	2
	30 < t ≤ 60	700	400	2
	60 < t ≤ 200	660	380	1
ISO1083/JS/800-2U	t ≤ 30	800	480	2
	30 < t ≤ 60			
	60 < t ≤ 200			
A ser acordado entre fabricante e cliente				
ISO1083/JS/900-2U	t ≤ 30	900	600	2
	30 < t ≤ 60			
	60 < t ≤ 200			
A ser acordado entre fabricante e cliente				

2.8.4. Fratura em ferros fundidos nodulares

2.8.4.1. Fratura dúctil em ferros fundidos nodulares

A fratura dúctil apresenta como características uma superfície de aspecto rugoso e revela as microcavidades associadas a nódulos de grafita. O nódulo de grafita normalmente está destacado da matriz resultado de deformação plástica na matriz que envolve os nódulos. A fratura dúctil em ferros fundidos nodulares ocorre segundo a seguinte sequência de eventos, segundo Guessser (2009): Fratura na interface grafita/matriz ou na grafita, Deformação plástica na matriz, Formação de microtrincas junto à grafita, Propagação da trinca principal.

A fratura na interface grafita/matriz ou na grafita (figura 35), ocorre no início do processo de deformação, devido à concentração de tensões junto à partícula de grafita, e absorve pouquíssima energia de fratura (Eldory & Voigh, 1986, Voigh et al, 1986, Poursadian & Voigh, 1987 e Voigh, 1989). Em nodulares ferríticos tratados termicamente a fratura se concentra dentro da grafita, enquanto que em nodulares ferríticos brutos de fundição a trinca se inicia na interface grafita/matriz (Dierickx et al, 2001).

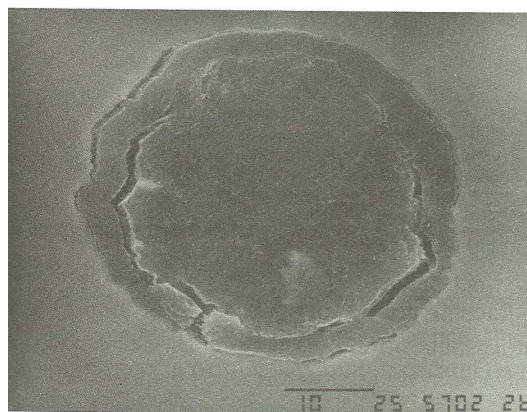


Figura 35 – Fratura na grafita e na interface grafita/matriz em ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).

A deformação plástica na matriz (figura 36) localiza-se junto às partículas de grafita, sendo devido ao efeito de concentração de tensões, causado pela grafita (Mogford et al., 1967). Macroscopicamente correspondem as deformações elásticas até a tensão de escoamento (Erg et al., 1992).

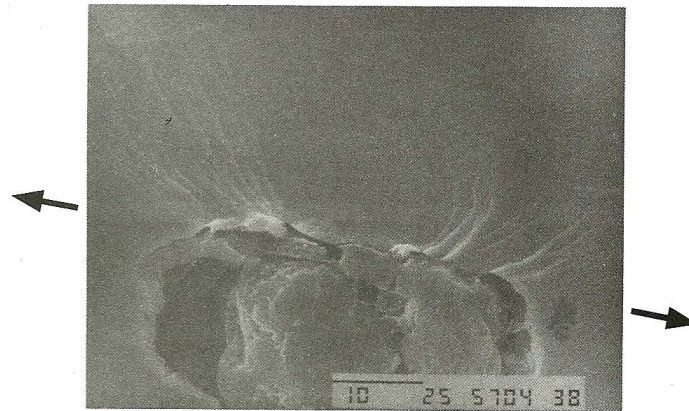


Figura 36 – Deformação plástica da matriz junto ao nódulo de grafita e formação de alvéolo em torno do nódulo. Ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).

A formação de microtrincas junto à grafita, rompendo a matriz entre partículas adjacentes (figura 37) é considerada o início da fratura (Voigt, 1990; Era et al., 1992; Adewara & Loper, 1976). Segundo Guessser (2009), essa etapa depende da resistência da matriz. Verifica-se que com o aumento da resistência da matriz esta etapa é deslocada para níveis crescentes de sollicitação.

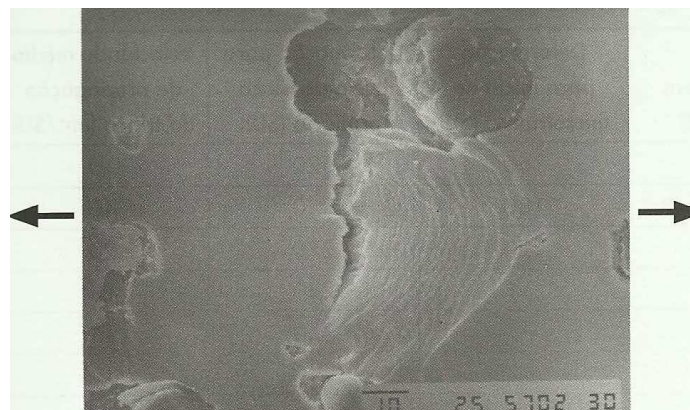


Figura 37 – Formação de trinca junto a um nódulo de grafita, crescendo, associada a intensa deformação plástica da matriz de um ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).

A propagação da trinca principal (figura 38) ocorre por formação e coalescimento das trincas individuais com a principal. Essa etapa é afetada pela

tenacidade da matriz (Guessser, 2009). A velocidade de propagação da trinca é crescente na seguinte ordem: ferrita, ausferrita e perlita (Voigt, 1990).

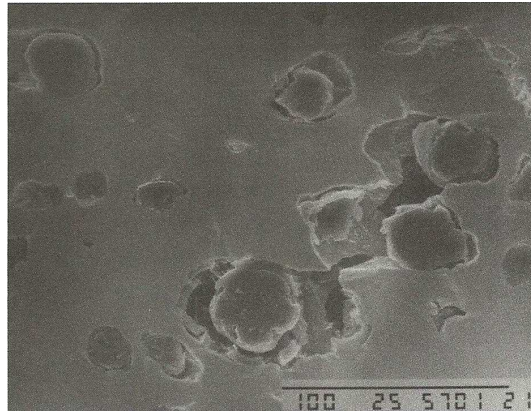


Figura 38 – Formação e propagação de trinca principal pelo coalescimento das trincas individuais. Ferro Fundido nodular ferrítico (Guessser, 1993).

2.8.4.2. Fratura por clivagem em ferros fundidos nodulares

A fratura por clivagem é reconhecida pela presença de facetas de clivagem, aspecto pouco rugoso da fratura e nódulos de grafita não destacados da matriz (características de ausência ou pouca deformação plástica no processo de fratura). Os rios na faceta de clivagem indicam a direção de propagação da trinca (figura 39), de modo que é possível determinar então a origem da trinca. A fratura por clivagem se resume as etapas de nucleação e propagação da trinca por clivagem (Guessser, 2009).

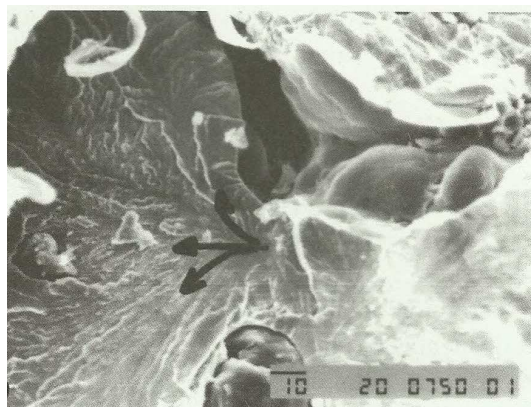


Figura 39 – Fratura por clivagem em ferro fundido nodular perlítico. Ensaio de K_{IC} (Froehlich, 1995).

2.8.4.3. Fratura intergranular em ferros fundidos nodulares

A fratura intergranular pode ser facilmente reconhecida pela exposição dos grãos na superfície de fratura examinada em MEV (figura 40). Em alguns casos a fratura intergranular aparece apenas em algumas regiões da fratura, associada a clivagem (Guedes, 1996) ou então a fratura dúctil (Guessser, 1993; Kuhl, 1983).

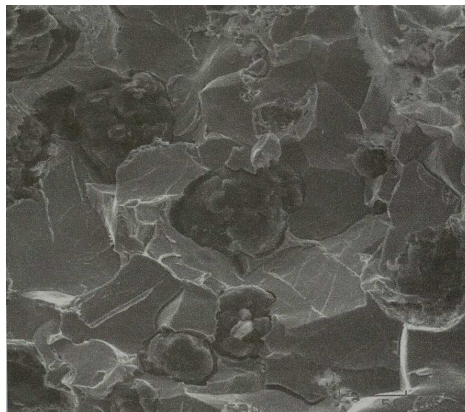


Figura 40 – Fratura intergranular em ferro fundido nodular ferrítico, com 0,20% P, mantido a 450°C por 4h. Ensaio de impacto à temperatura ambiente (Guessser, 2009).

2.8.5. Propriedades estáticas dos ferros fundidos nodulares

São denominadas propriedades estáticas aquelas onde o tempo não é uma variável importante, sendo obtidas em ensaios progressivos, como o ensaio de tração, dureza, flexão, compressão, etc. Elas permitem uma primeira visão sobre a relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas (Guessser, 2009). No caso dos ferros fundidos nodulares, são de fundamental interesse as propriedades mecânicas de resistência, deformação elástica e o módulo de elasticidade, e alongamento total.

- Resistência – é calculado pela carga máxima atingida no ensaio. Embora o limite de resistência seja uma propriedade de fácil obtenção, seu valor tem pouca significância com relação à resistência dos metais dúcteis. Para esses, o valor do limite de resistência dá a medida da carga máxima que o material

pode atingir sob a restrita condição de carregamento uniaxial (Souza, 1982). Para a maioria dos materiais metálicos, o Limite de Proporcionalidade é o principal parâmetro de resistência utilizado em projeto, já que na maioria dos componentes é inadmissível qualquer deformação plástica (Guessser, 2009). Entretanto, o limite de resistência serve para especificar o material, do mesmo modo que a análise química identifica o material (Souza, 1982).

- Deformação elástica e módulo de elasticidade – a intensidade de deformação causada pela aplicação de uma certa tensão é governada pelo módulo de elasticidade (E). 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. Para aplicações onde a deformação elástica deve ser baixa, o Módulo de Elasticidade certamente é uma propriedade importante a ser considerada na seleção do material (Souza, 1974).
- Alongamento total – o alongamento até a ruptura, ou alongamento total, é uma medida da ductilidade do material. A ductilidade pode ser definida como sendo a habilidade do material em acomodar deformações não elásticas sem ruptura (Dowling, 1998). O alongamento total é calculado pela equação 4, juntando da melhor maneira possível as duas partes do corpo de prova fraturado e medindo-se o valor de L, estabelecendo-se de antemão o valor de L₀. A melhor maneira de se medir L é dividir o comprimento útil do corpo de prova em partes iguais por meio de pequenos riscos transversais (Souza, 1982).

$$A = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100 \quad (\text{eq. 4})$$

Onde:

A = Alongamento

L = Comprimento final do corpo de prova;

L₀ = Comprimento inicial do corpo de prova;

2.8.5.1. Módulo de elasticidade em ferros fundidos nodulares

Ferros Fundidos nodulares apresentam uma relação tensão X deformação aproximadamente linear, de modo que se pode falar de módulo de elasticidade em seu conceito usual, isto é, inclinação da reta na região elástica (Warda et al., 1998). São usuais valores entre 160 GPa (classes ferríticas) e 180 GPa (classes perlíticas) (Hachenberg, 1988). Além da matriz, influenciam o módulo de elasticidade a quantidade de grafita e a perfeição dos nódulos de grafita. A medida que decresce a nodularidade, aumentam os efeitos de microplasticidade mesmo com baixos níveis de tensão, reduzindo-se o módulo de elasticidade (Walton e Opar, 1981). A tabela 13 apresenta propriedades típicas de ferros fundidos nodulares, com destaque para o módulo de elasticidade, e a figura 41 mostra o efeito da forma da grafita sobre o módulo de elasticidade para ferro fundido nodular e ferro fundido cinzento.

Tabela 13 – Propriedades de ferros fundidos nodulares. Norma ISO 1083/2004 (Guesser, 2009).

Característica	Unid.	Classe ISO 1083/JS/									
		350-22	400-18	450-10	500-7	550-5	600-3	700-2	800-2	900-2	500-10
LR min	MPa	350	400	450	500	550	600	700	800	900	500
LE min	MPa	220	240	310	320	350	370	420	480	600	360
Along min	%	22	18	10	7	5	3	2	2	2	10
Módulo de elasticidade – E (tração e compres)	GPa	169	169	169	169	172	174	176	176	176	170
Relação de Poisson – ν	-	0,275	0,275	0,275	0,275	0,275	0,275	0,275	0,275	0,275	0,28-0,29
Microestrutura predominante		ferrita	ferrita	ferrita	Ferrita-perlita	Ferrita-perlita	Perlita-ferrita	Perlita	Perl ou mart rev	Mart rev (1) (2)	ferrita

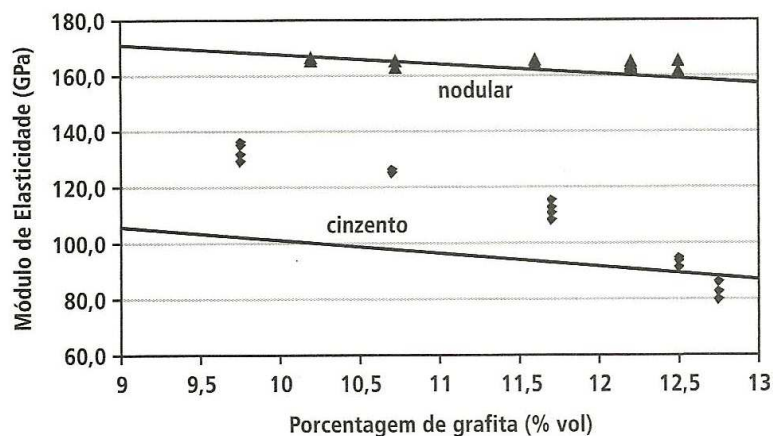


Figura 41 – Efeito da quantidade de grafita (nodular e lamelar) sobre o módulo de elasticidade (Guesser, 2009).

2.8.5.2. Influência de variáveis do processo de fundição sobre as propriedades estáticas dos ferros fundidos nodulares

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com matriz de ferrita + perlita são influenciadas principalmente por variáveis do processo de produção e da microestrutura (Figura 42). Para 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 (figura 10), conduzem à diminuição da resistência mecânica, e principalmente do alongamento (figuras 43 e 44).

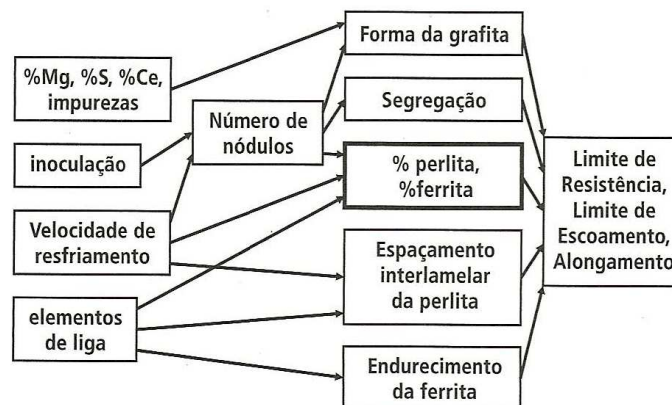


Figura 42 – Efeitos da microestrutura e das variáveis do processo sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares com matriz de perlita e ferrita (Gusser, 2009).

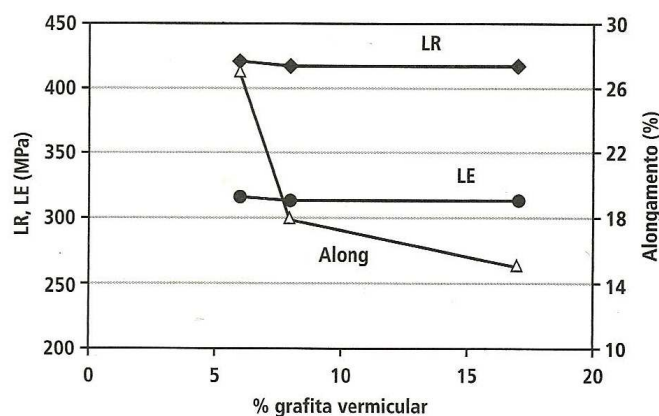


Figura 43 – Efeito da grafita vermicular (tipo III) sobre as propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares ferríticos (adaptado de Souza Santos & Albertin, 1977).

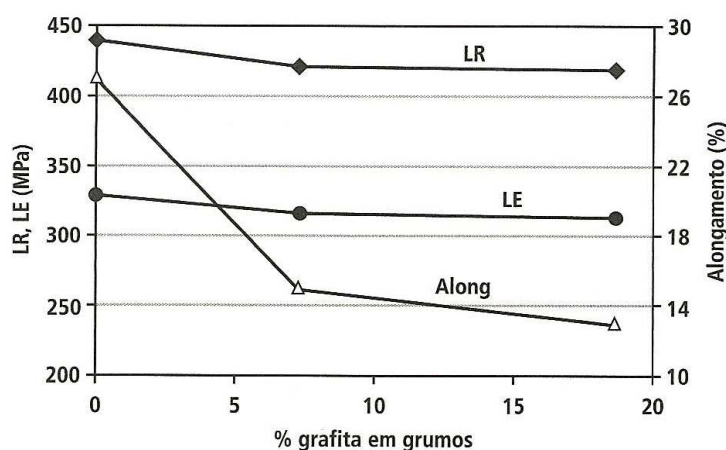


Figura 44 – Efeito da grafita em grumos (*chunky*) sobre as propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares ferríticos (adaptado de Souza Santos & Albertin, 1977).

Segundo Guesser (2009), 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. É principalmente pela relação perlita/ferrita que as diversas classes de ferros fundidos nodulares são obtidos. A matriz é influenciada pela velocidade de resfriamento após a solidificação. Um aumento da velocidade de resfriamento dificulta a formação de ferrita (por diminuição do tempo de difusão do carbono até o nódulo de grafita, promovendo a perlita).

2.8.5.3. Defeitos de microestrutura em ferros fundidos nodulares

Considera-se defeitos de microestrutura em ferros fundidos nodulares as alterações na forma esférica da grafita, bem como a presença de fases indesejáveis, como a cementita, capazes de provocar alterações nas propriedades mecânicas.

Quando a forma de grafita degenerada excede 10% do total de grafita presente, seu efeito torna-se evidente. Propriedades como limite de resistência e o alongamento sofrem diminuição, enquanto o limite de escoamento é o menos sensível à presença de grafita degeneradas (Loper, 1995). Nos nodulares ferríticos, a maior redução ocorre no alongamento, enquanto nos nodulares perlíticos o limite de resistência é a propriedade mais afetada (Guesser, 2009).

A presença de nódulos irregulares (figura 45) não é percebida nas propriedades mecânicas. Pode ocorrer devido a um baixo teor de Mg, inoculação

deficiente e contaminação por elementos como Ti, As, Sb, Bi, Te e Pb (Souza Santos & Albertin, 1977). A grafita explodida (Figura 46) tem pequeno efeito sobre as propriedades mecânicas.

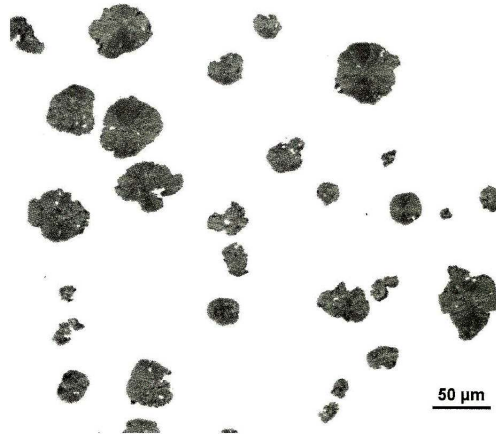


Figura 45 – Micrografia de ferro fundido nodular contendo nódulos irregulares. Aumento: 200X (Guesser, 2009).

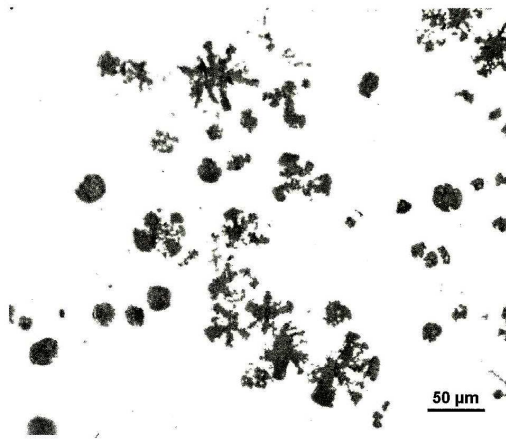


Figura 46 – Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita explodida. Aumento: 200X (Guesser, 2009).

A forma grafita em grumos ou “*chunky*” (figura 47) provoca quedas acentuadas nas propriedades mecânicas (Figura 44). Em nodular ferrítico, 10% de grafita em grumos reduz o alongamento em cerca de 40% (Souza Santos & Albertin, 1977).

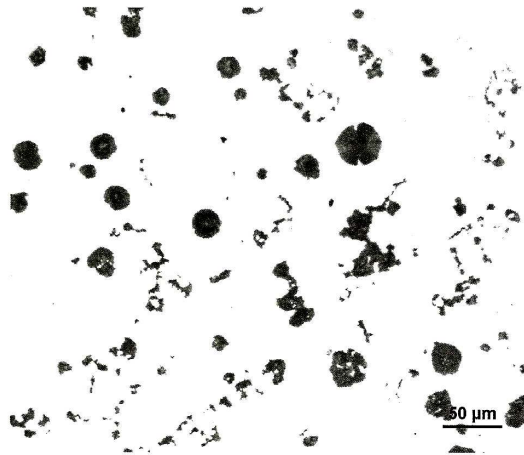


Figura 47 – Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita em grumos (“*chunky*”). Aumento: 200X (Guesser, 2009).

A presença de 8% grafita vermicular em ferro fundido nodular ferrítico (figura 48) reduz o alongamento em cerca de 30% (Souza Santos & Albertin, 1977). A ocorrência de grafita vermicular geralmente está associada com baixos teores de Mg e contaminações de Ti (Pieske, 1976).



Figura 48 – Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita vermicular. Aumento: 200X (Guesser, 2009).

Outra forma degenerada de grafita é denominada grafita “*sterne*” ou “*Kraben*” na literatura alemã, ou então grafita “*spiky*” na literatura inglesa. Esse tipo de grafita (figura 49) resulta em queda acentuada das propriedades mecânicas, e geralmente está associado à presença de carbonetos, já que sua causa mais comum é um alto teor de Mg (Duran et al., 1990).



Figura 49 - Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita “*Spiky*”. Aumento: 400X (Guesser, 2009).

A deposição de grafita sobre nódulos já existentes (figura 50) ocorre durante o tratamento térmico de ferritização, em ferros fundidos com alto teor de cobre, ou de estanho. Segundo Barton (1989), essa forma de grafita não influencia significativamente as propriedades mecânicas, enquanto Metzloff & Loper (2003) registra a diminuição do módulo de elasticidade em função da grafita de deposição.

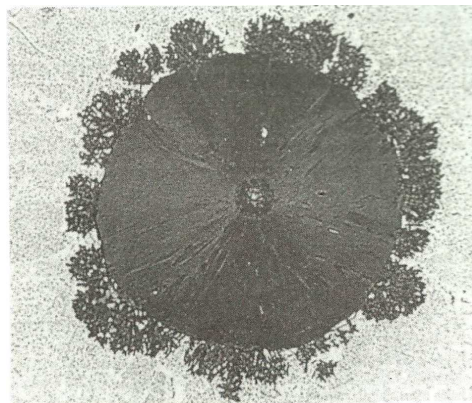


Figura 50 – Deposição de grafita sobre nódulo pré-existente. Aumento: 500X (Barton, 1989).

Além da variação na forma da grafita, a presença de fases indesejadas na microestrutura dos ferros fundidos nodulares influencia nas propriedades mecânicas. Essas fases são provenientes da composição química e processamentos inadequados, consistindo principalmente em partículas de alta dureza (carbonetos, carbonitretos e fosfetos) e em inclusões não metálicas (Guesser, 2009).

Carbonetos e fosfetos causam diminuição do alongamento em ferros fundidos nodulares. A presença da cementita (Figura 51) pode aumentar um pouco o limite de escoamento, diminuindo, entretanto o limite de resistência e o alongamento. Já o aumento do teor de fósforo aumenta a resistência mecânica (limite de resistência e escoamento) e a dureza, diminuindo o alongamento, segundo Guesser (2009).



Figura 51 – Cementita em ferro fundido nodular. Aumento: 1000X (Guesser, 2009).

2.8.6. Aplicações de ferros fundidos nodulares

Ferros fundidos nodulares podem ser aplicados na produção de buchas e tubos para adução de água (figura 52), hastes de válvulas, válvulas e corpos de bombas, em serviços de petróleo, água salgada e ambiente cáustico; tubos de escapamento, carcaças de turbo-alimentadores; componentes e compressores de ar. Há ainda uma classe para navios, utilizados para resistência a corrosão, ao calor e ao choque, em hélices e aplicações diversas em navios Chiaverini (2002).



Figura 52 – Tubos de ferro fundido nodular utilizados no transporte de esgoto. (sgpam.com.br/industrial/detProdutoEfluente.php)

2.9. Ferros fundidos vermiculares

O ferro fundido vermicular é também conhecido com ferro fundido de grafita compactada, e consiste em material intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido nodular. Assim, ele apresenta melhor resistência mecânica que o ferro fundido cinzento, além de alguma ductilidade. Além disso, seu acabamento na usinagem é superior ao que se verifica no ferro fundido cinzento (Chiaverini, 2002).

Por outro lado, em relação ao ferro fundido nodular, ele possui maior capacidade de amortecimento, condutibilidade térmica mais elevada e melhor usinabilidade (Chiaverini, 2002).

As características dos ferros fundidos vermiculares estão atribuídas a forma da grafita em sua estrutura. Microestruturalmente, a grafita nas ligas de ferro fundido vermicular possui a forma de um verme (ou vermicular), admitindo que uma parte da grafita (menos de 20%) pode estar na forma de nódulos (Callister, 2008).

A grafita na forma de vermes é obtida pela adição de magnésio e/ou cério, porém em concentrações mais baixas do que no ferro fundido nodular. As reações químicas para os ferros fundidos vermiculares são mais complexas do que para os outros tipos de ferros fundidos; as composições de magnésio, cério e outros aditivos devem ser controladas a fim de se produzir uma microestrutura que consista em partículas de grafita com forma vermicular, ao mesmo tempo em que se limita o grau de nodularidade da grafita e se previne a formação de flocos de grafita. Adicionalmente, dependendo do tratamento térmico, a fase matriz será de perlita e/ou ferrita (Callister, 2008).

A tabela 14 apresenta a composição química comumente encontrada em ferros fundidos vermiculares, enquanto a figura 53 mostra uma microestrutura de ferro fundido vermicular.

Os ferros fundidos vermiculares são empregados em situações em que a resistência do ferro fundido cinzento é insuficiente, mas a utilização de ferro fundido nodular é indesejável devido às propriedades menos favoráveis de fundição (Chiaverini, 2002).

Algumas das aplicações típicas dos ferros fundidos vermiculares são coletores de exaustão (normalmente ligados ao silício e molibdênio, com matriz ferrítica) e blocos de motores a diesel de novas gerações (Guessser & Guedes, 1997).

Tabela 14 – Composição química de ferros fundidos vermiculares (Chiaverini, 2002)

C	Si	Mn	P	S
3,0 a 3,8%	1,0 a 3,5%	0,1 a 0,6%	0,06% máx	0,025% máx.

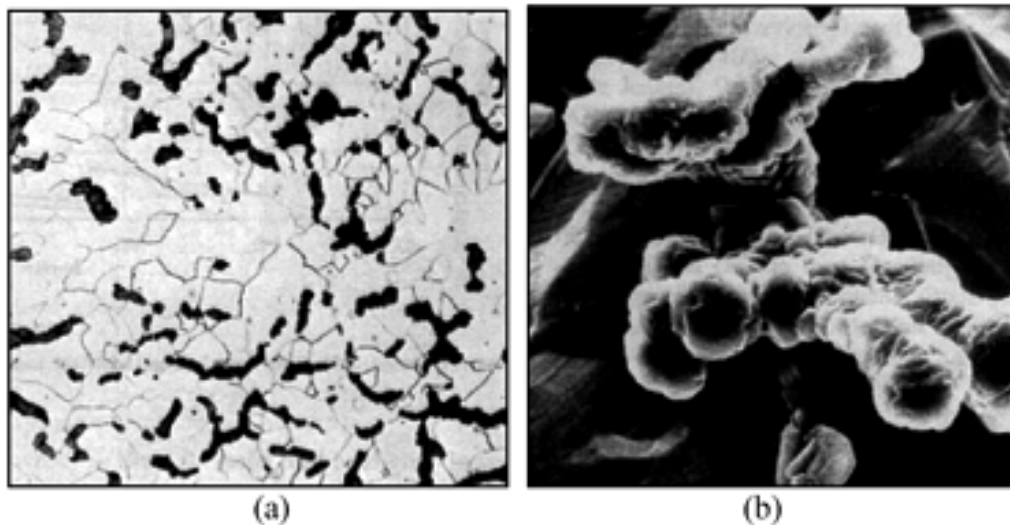


Figura 53 – Microestrutura típica de ferro fundido vermicular. Grafita em forma de vermes com alguns particulados nodulares em matriz ferrítica. (a) Microscopia ótica; (b) MEV 395x (ASM, 1996; Mocellin, 2004).

2.10. Conclusão após a revisão bibliográfica

Conforme demonstrado na literatura, os ferros fundidos nodulares apresentam uma combinação de ductilidade e resistência mecânica, não observada em outros tipos de ferros fundidos. Esta característica, associada ao baixo custo de produção e domínio das técnicas de processamento apresenta-se determinante para o aumento do campo de aplicação deste material.

A relação entre estrutura e propriedades de ferros fundidos nodulares parece ser bem conhecida. A ação do silício e do magnésio nos processos de inoculação e nodulização constituem um fator determinante para a produção dos ferros fundidos nodulares, pois são responsáveis pela formação dos nódulos de grafita.

Através da literatura disponível, Guessser (2009), Chiaverini(2002), Souza Santos *et al*, (1989) e outros, conclui-se que a tecnologia de fundição de ferros fundidos nodulares se mostra bem estabelecida. Verifica-se, nos trabalhos de Souza Santos (1989), Hollis e Dunks (1967), Loper Jr e Heine, (1965 e 1968), uma preocupação com a necessidade de se vazarem rapidamente o metal líquido logo após a nodulização, com o objetivo evitar a degeneração da grafita, e conseqüentemente a não formação dos nódulos. Entretanto, os últimos testes, realizadas pela PAM Saint-Gobain Canalizações indicaram a possibilidade de prolongar o tempo de vazamento durante a fundição, obtendo a estrutura de grafita nodular com propriedades mecânicas que atendem aos requisitos previstos em normas de produção brasileiras e internacionais.

Ainda, existem poucos dados sobre as mudanças da composição dos ferros fundidos nodulares durante a fundição e sobre a correlação da composição com estrutura e propriedades para tempos maiores de vazamento. Isso indica que os processos ocorridos neste tipo de material devem ser analisados com maior atenção, justificando a importância do presente trabalho.

CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Material utilizado

3.1.1. Obtenção das amostras

As amostras utilizadas neste trabalho foram obtidas de um ferro fundido nodular, usando a técnica por imersão de sino, e colhidas durante a fundição de tubos, na Empresa Pam Saint-Gobain Canalização (SGC), em sua planta situada na cidade de Barra Mansa - RJ.

As amostras foram retiradas de uma única panela, onde o metal base, com a composição apresentada na tabela 15, passou pelos processos de inoculação e nodulização, com acréscimo de FeSi 75% e Mg respectivamente ao banho metálico. Na panela, contendo 4280 kg de metal base (ferro gusa) foram adicionados 8,2kg de Mg e 24 kg de FeSi, a uma temperatura de 1489°C.

As amostras foram obtidas através do vazamento do metal líquido, após o tratamento, em molde de areia (CP Ybloc e CP) e em molde metálico (pastilhas coquilhadas).

Tabela 15 - Composição do metal base (antes do tratamento), em %p.

C	Si	Mn	P	S
3,83	2,11	0,18	0,08	0,015

O tratamento por imersão de sino foi executado do seguinte modo:

- Chegada da panela contendo metal base na área de tratamento. Foi feita a remoção de escória e medição da temperatura;
- Adição de 4,1 kg de Mg (sólido) e 8 kg de FeSi no 1º invólucro preso por uma haste a tampa da panela;
- Colocação da panela dentro da cabine de enclausuramento, e fechamento da panela com a tampa contendo o invólucro de Mg e FeSi 75%;
- Fundiu-se o 1º invólucro inserido no fundo da panela, e em seguida o Mg e FeSi 75% entraram em contato com o banho metálico, dando início a

- inoculação e a nodulização. Nesse momento, ocorreram as reações de fervura do Mg, percebidas pela emissão de ruídos e produção de luz e calor;
- Ao término da reação, o enclausurador foi aberto e a panela foi removida. Deu-se início a segunda etapa de inoculação, com a adição de 16 kg de FeSi no banho metálico;
 - O 2º invólucro foi preparado com 4,1kg de Mg (sólido), e a panela foi redirecionada ao enclausurador. A panela foi novamente tampada e o invólucro atingiu o fundo da panela liberando o Mg, iniciando a segunda reação de fervura.
 - A panela foi retirada do enclausurador, e a temperatura foi medida. Após 10 minutos iniciou-se o vazamento das amostras nos moldes de areia conforme os tempos demonstrados na tabela 14.

O primeiro conjunto de três amostras foi retirado 10 minutos após os tratamentos de inoculação e nodulização, a uma temperatura de 1361°C. Em seguida, foram retirados outros 7 conjuntos em temperaturas variadas, e com espaçamento de tempo de 5 minutos entre os vazamentos, conforme mostrado na tabela 16.

A figura 54 mostra o metal líquido e os moldes para a obtenção de amostras CP Ybloc, CP e pastilhas coquilhadas.

Após o vazamento nos moldes, as pastilhas coquilhadas foram temperadas com água a temperatura ambiente, e as amostras do tipo CP Ybloc e CP foram resfriadas ao ar. Após o resfriamento as amostras CP foram usinadas.

Tabela 16 - Informações referentes à retirada das amostras.

Identificação da amostra	Tempo de nodulização (min)	Temperatura de retirada da amostra °C
T1	10	1361
T2	15	1324
T3	20	1310
T4	25	1286
T5	30	1261
T6	35	1251
T7	40	1236
T8	45	1222



Figura 54 – Moldes para obtenção de amostras (a) CP e CP Ybloc, (b) pastilhas coquilhadas.

A alteração da temperatura na panela, durante o vazamento, está apresentada na figura 55. Observa-se que a velocidade de resfriamento, mais rápida no início do processo, diminui e se altera quase linearmente a partir de 15 min após o tratamento. Ainda, nota-se um ligeiro desvio da linearidade, no intervalo de T4 (25 min.) a T6 (35 min.).

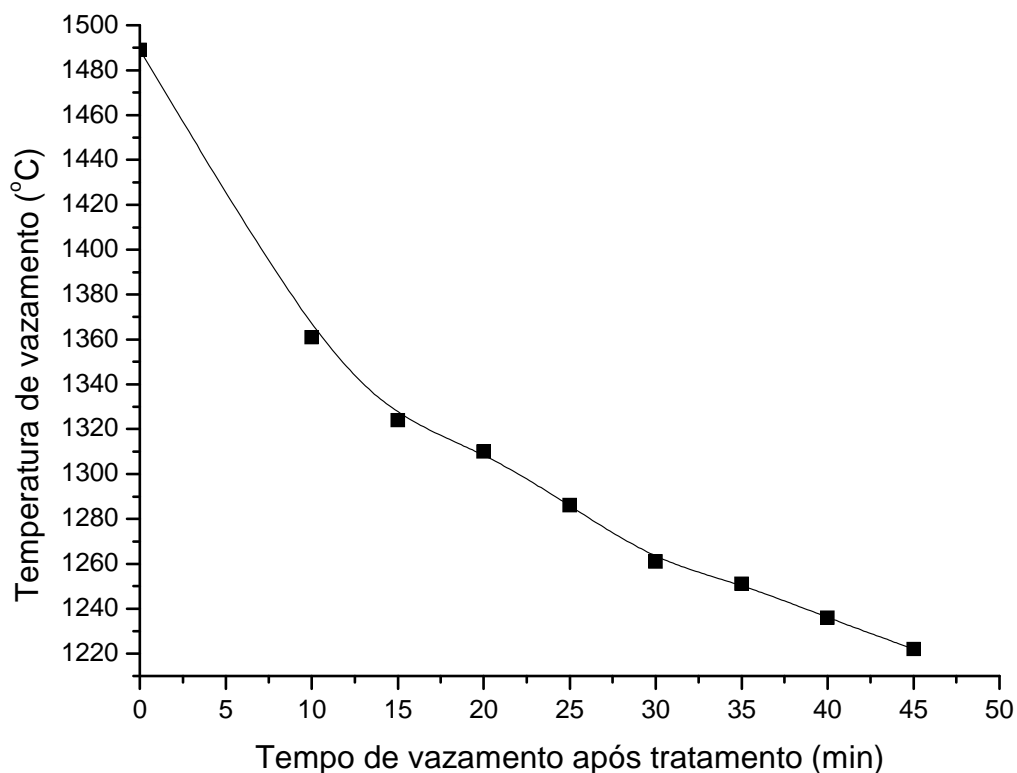


Figura 55 - Alteração da temperatura na panela, durante o vazamento.

3.1.2. Descrição das amostras

As amostras tipo CP (Figura 56 a) foram destinadas para ensaios mecânicos. Possuem comprimento útil de 90mm, e diâmetro de 12mm definidos, produzidos em conformidade com a norma NBR 7675. Para análise de composição química foram utilizadas as amostras tipo pastilha coquilhada (Figura 56 b) de diâmetro 30mm e espessura de 4,5mm. Para análise estrutural foram usadas as amostras tipo CP Ybloc (Figura 56 c), com as dimensões de aproximadamente 28mm X 16mm X 25mm.

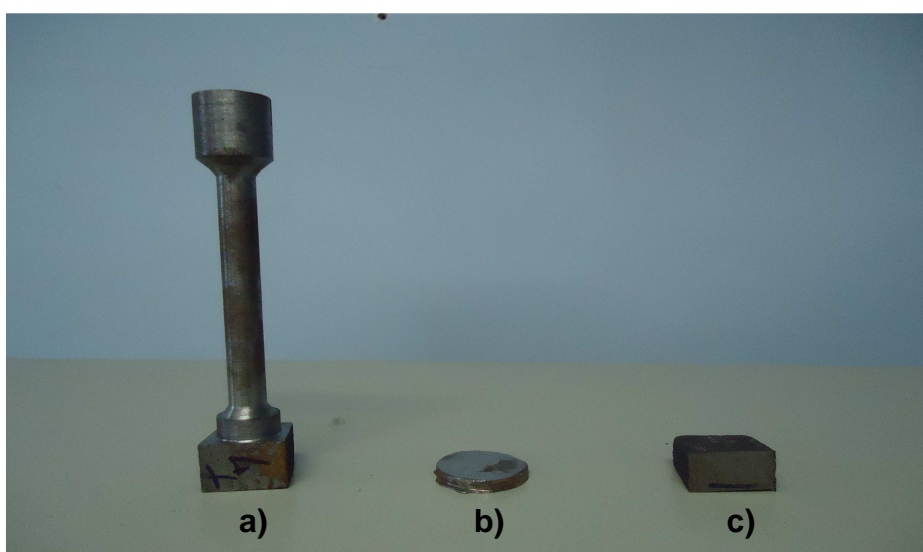


Figura 56 – Amostras utilizadas para estudo: corpo de prova para ensaio mecânico CP(a), pastilha coquilhada (b) e CP Ybloc (c).

3.2. Preparação metalográfica das amostras para análise estrutural

As amostras CP Ybloc das ligas de ferro fundido nodular foram submetidas à preparação metalográfica, de modo a possibilitar a revelação de sua microestrutura. O processo de preparação metalográfica contou com as etapas de corte, lixamento, polimento e ataque químico.

As amostras foram seccionadas com o uso do cortador mecânico Mesoton equipado com disco de corte de alumina de granulometria de 120 mesh. A etapa de lixamento foi executada com o uso de lixadeira semi-automática Struers, equipada com lixas de granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh nesta exata

sequencia. Através do lixamento foram eliminados os riscos inseridos na amostra durante a etapa de corte. A cada troca de lixa a amostra foi lavada e girada em 90° para garantir a retirada dos riscos do lixamento anterior.

Após o lixamento, iniciou-se o processo de polimento das amostras. O mesmo foi realizado manualmente com o objetivo de reduzir ao mínimo a camada estruturalmente danificada pelo lixamento. Para a execução dessa etapa os seguintes recursos foram empregados: pano de feltro para polimento, microabrasivo de alumina em pasta de granulometria de 1 μ m, e água destilada.

Durante o polimento, as amostras foram submetidas à lavagem e secagem com o auxílio do secador com ar frio e a sua qualidade foi controlada nos microscópios Olympus e Jenavert através dos métodos de iluminação por campo claro e por campo escuro.

Como ultima etapa do processo de preparação metalográfica, foi feito o ataque químico das amostras CP Ybloc, com o objetivo de revelar a microestrutura da liga, através da corrosão da superfície da amostra criando na superfície polida um microrelevo estrutural que compatível com a profundidade do foco das objetivas do microscópio. Para realização do ataque foram empregados os reagentes químicos Nital 2% (98ml de álcool etílico e 2ml de ácido nítrico) e Nital 3% + ¼ de glicerina (98 ml de álcool etílico, 3ml de ácido nítrico e 0,75ml de glicerina). Durante todo o processo de preparação metalográfica foram empregados equipamentos e recursos disponíveis no laboratório de preparação metalográfica localizado no LAMAV/CCT/UENF.

3.3. Técnicas de análise

3.3.1. Microscopia Ótica

Através do emprego das técnicas e recursos associados à microscopia ótica, foi possível realizar as avaliações quantitativas e qualitativas das amostras de ferro fundido nodular, objeto de estudo deste trabalho. O processo se deu por meio de análise microestrutural dos ferros fundidos nodulares. Durante a execução dos trabalhos foram empregados os microscópios Neophot-32 e Jenavert, bem como seus diversos recursos para a análise e caracterização das amostras disponíveis no LAMAV/CCT/UENF. Dentre os recursos empregados, destacam-se a obtenção de

micrografias obtidas pelo sistema de vídeo câmera instalado no microscópio Neophot-32 e seus diversos recursos de obtenção de imagem, tais como campo claro, campo escuro, luz monocromatizada, luz polarizada e interferência diferencial, bem como o uso de padrões lineares, que permitiram adequada avaliação quantitativa da microestrutura das amostras da liga de ferro fundido nodular a saber, a distribuição e tamanho médio dos nódulos gráfiticos, área média, fração de massa e volumétrica, e percentual dos microconstituintes presentes. (Matlakhov, 2011).

3.3.2. Análise por Difração de Raios X

A difratometria é uma técnica utilizada para se determinar a estrutura cristalina de um material. 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 difração de raios-X é dada pela seguinte equação de Bragg.

$$n.\lambda = 2.d. \text{sen}\theta, \quad \text{eq.5}$$

onde: n é o número de ordem de reflexão, λ é o comprimento de onda de raios-X incidentes, d é a distância interplanar dos planos cristalográficos que originam a difração e θ é o ângulo de difração.

A análise de difração de raios X das amostras de ferro fundido nodular foi realizada com o uso de equipamento difratômetro 7000 SCHIMADZU disponível no LAMAV/CCT/UENF, utilizando a radiação de $\text{Cu-K}\alpha$. O regime de execução das análises está na faixa de ângulo 2θ entre 2° e 90° , com um passo de varredura Δ de $0,3^\circ$ por segundo e o tempo de exposição de 2 segundos.

O tratamento dos dados obtidos por meio do emprego da difração de raios X, tais como identificação de fases presentes na amostra foi executada com o emprego dos softwares ORIGIN e fichas de banco de dados de CPDF 2000.

3.3.3. Microdureza Vickers

Os testes de microdureza são comumente empregados na análise de materiais. Consiste em um método quantitativo de análise, que permite a avaliação e identificação das fases presentes na amostra em função da medição de seus

respectivos valores de microdureza. No presente trabalho, os ensaios de microdureza foram realizados com o uso de microdurômetro Shimadzu HMV. O equipamento é composto por penetrador de diamante na forma de pirâmide, que quando pressionado contra a amostra sob uma carga constante, produz uma impressão quadrática que posteriormente é medida. O objetivo da medição é definir a medida das diagonais impressas na amostra e posteriormente executar o cálculo para definir a microdureza Vickers, conforme equação abaixo:

$$HV = 1854F/d^2 \quad \text{eq.6}$$

Onde: HV = microdureza Vickers, F = carga aplicada (g) e d = diagonal da impressão quadrada ou média das diagonais de impressão deformada (μm).

3.3.4. Microscopia Eletrônica de Varredura

A Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) consiste numa técnica de investigação microestrutural que permite a obtenção de detalhes microestruturais da amostra que não são possíveis por meio de microscopia ótica. Além disso, permite a realização de análise química das amostras. Neste trabalho foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo SUPERSCAN/SS500-50 SCHIMADZU, disponível no LAMAV/CCT/UENF. Diversos acessórios podem ser incorporados ao equipamento com o objetivo de ampliar a gama de resultados obtidos.

Através da análise de MEV é possível obter imagens da amostra em grandes aumentos, gerados a partir de elétrons secundários ou elétrons retroespalhados. Os elétrons secundários fornecem contraste topográfico da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção das imagens de alta resolução, e os elétrons retroespalhados fornecem imagem característica de contraste de fase, de composição e de número atômico.

3.3.5 Ensaio de Deformação por Tração

O comportamento mecânico dos ferros fundidos nodulares foi verificado por meio de ensaios de tração, onde foram empregadas as amostras CP. As amostras CP retiradas em tempos diferentes após tratamento com Mg FeSi 75% foram

ensaiadas até a fratura com o uso de equipamento de ensaios de materiais Kratos, disponível na Empresa SGC, com velocidade de deformação de 0,1 mm/s e célula de carga de 30000kgf.

O objetivo dos ensaios é a obtenção de informações relacionadas às propriedades mecânicas das ligas, com especial atenção à resistência mecânica e ductilidade. Os resultados encontrados foram comparados com os valores normalizados.

3.3.6 Análise da Composição Química

A análise química tem como objetivo determinar a composição química do ferro fundido nodular depois dos tratamentos de inoculação e nodulização. As análises químicas foram realizadas com base na Instrução Interna definida pela Saint-Gobain Canalizações (Instrução de Qualidade de Barra Mansa – IQBM 095), e com o uso dos equipamentos Espectrômetro OES – 5500II para análise dos elementos silício, manganês, magnésio, fósforo e enxofre, e analisador Leco CS200 para análise do elemento carbono. Ambos os equipamentos estão alocados na planta da Saint-Gobain Canalizações de Barra Mansa. Para a realização das análises foram utilizadas as pastilhas coquilhadas.

CAPÍTULO 4: RESULTADOS

4.1. Análise química

Os resultados da análise química das amostras, antes e após os tratamentos de nodulização e inoculação, realizada na SGC, estão demonstrados nas tabelas 17 e 18 respectivamente.

Tabela 17 – Análise química de ferro fundido nodular antes dos tratamentos de inoculação e nodulização.

Metal base	
Elementos	Composição (%p)
C	3,83
Si	2,11
Mn	0,18
P	0,08
S	0,015
Mg	0,002

Tabela 18 - Análise química de ferro fundido nodular após os tratamentos de inoculação e nodulização.

Identificação da amostra		Análise química do metal tratado (%p)					
		C	Si	Mn	P	S	Mg
T1	10 min	3,68	2,6	0,15	0,07	0,006	0,077
T2	15 min	3,66	2,64	0,15	0,07	0,006	0,075
T3	20 min	3,62	2,57	0,14	0,07	0,007	0,074
T4	25 min	3,65	2,75	0,15	0,07	0,006	0,076
T5	30 min	3,68	2,8	0,16	0,08	0,005	0,074
T6	35 min	3,64	2,57	0,14	0,07	0,006	0,078
T7	40 min	3,66	2,63	0,14	0,07	0,005	0,068
T8	45 min	3,62	2,66	0,15	0,07	0,006	0,076

Uma comparação entre as composições das ligas antes e após os tratamentos de inoculação e nodulização demonstra o efeito dessulfurante do Mg, por meio da redução do percentual de S das ligas tratadas. Após o tratamento verifica-se um pequeno aumento na concentração de Si, proveniente da adição da

liga inoculante de FeSi 75%, introduzida com o objetivo de facilitar a grafitação do carbono. O teor de carbono equivalente é avaliado como 4,53%, ou seja, trata-se de um ferro fundido da composição final ligeiramente acima da eutética, tanto para o diagrama estável (4,2%C no sistema Fe-C) como para o diagrama metaestável (4,3%C para o sistema Fe-Fe₃C).

4.2. Difração De Raios X

Através da técnica de difração de raios X (DRX), identificou-se a composição fásica para cada uma das amostras de ferro fundido nodular. Os difratogramas apresentaram picos de elevada intensidade para a fase de ferrita (Fe- α), com sua estrutura CCC, e picos de intensidades média e baixa (comparados com os picos de Fe- α) para o carbono hexagonal (C_H) e o romboédrico (C_R). Segundo Kohs et al (2003), a estrutura do carbono romboédrico é resultado da transformação do carbono hexagonal por meio de certos processos, tais como tratamentos mecânicos, moagem, corte ou impacto de ultra som. Os trabalhos de corte, realizados durante a preparação metalográfica, justificam a presença do carbono romboédrico. Ainda foram observados picos de baixa intensidade (comparados com os picos de Fe- α) para a cementita (Fe₃C) com estrutura ortorrômbica para todos os tempos de vazamento. As figuras 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63 e 64 apresentam os difratogramas das amostras estudadas.

Na identificação da fase ferrita (Fe- α), destacam-se os picos (110), (200) e (211), identificados para todas as amostras analisadas. A fase C_H foi identificada com seus picos (002), (100), (102), (004), (110), (112) e (103), enquanto a fase C_R foi identificada com picos (003), (009) e (0012), para as amostras T3, T4, T5, T6, T7 e T8.

A fase da cementita Fe₃C foi identificada em ferros fundidos analisados com certa dificuldade, devido a seus picos se apresentarem em baixa intensidade para todos os tempos de vazamento, e pelo fato de os picos de maior intensidade de Fe₃C estarem sobrepostos pelos picos das fases Fe- α e C_H.

O resultado da identificação das fases presentes está apresentado nas tabelas do Apêndice.

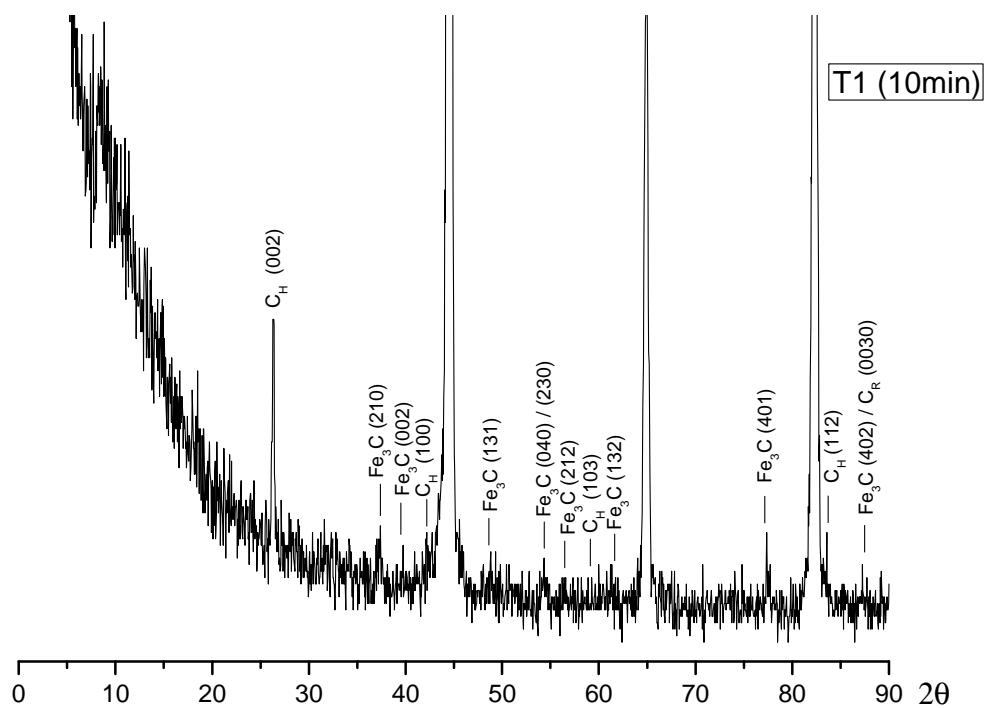
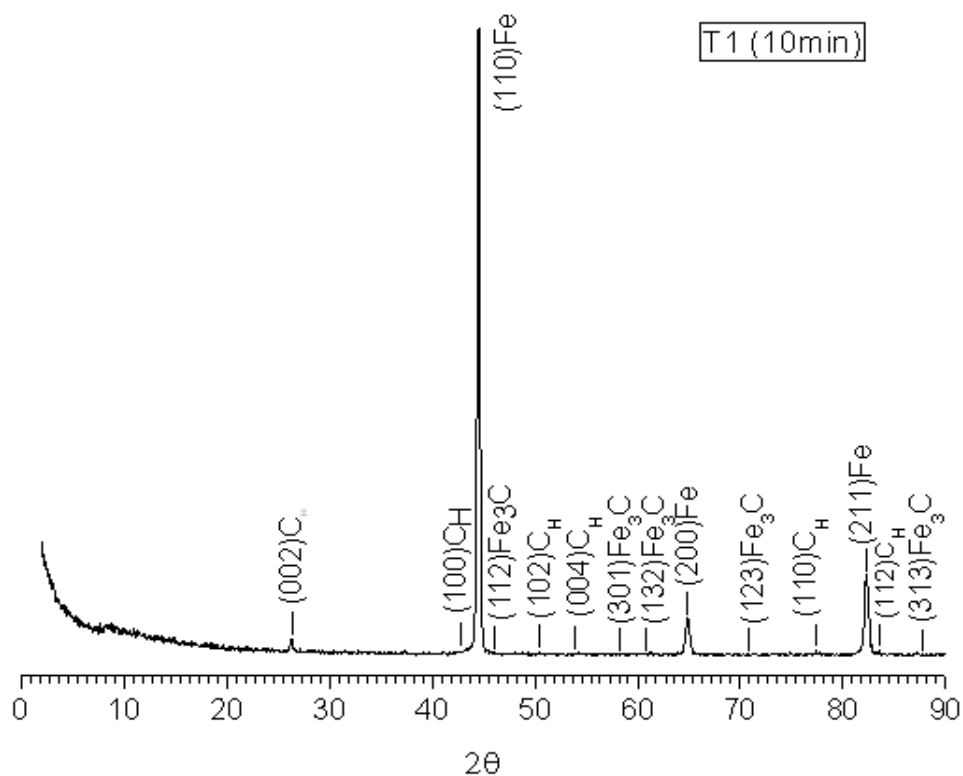


Figura 57 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T1, vazado a 1361°C em molde de areia, 10 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

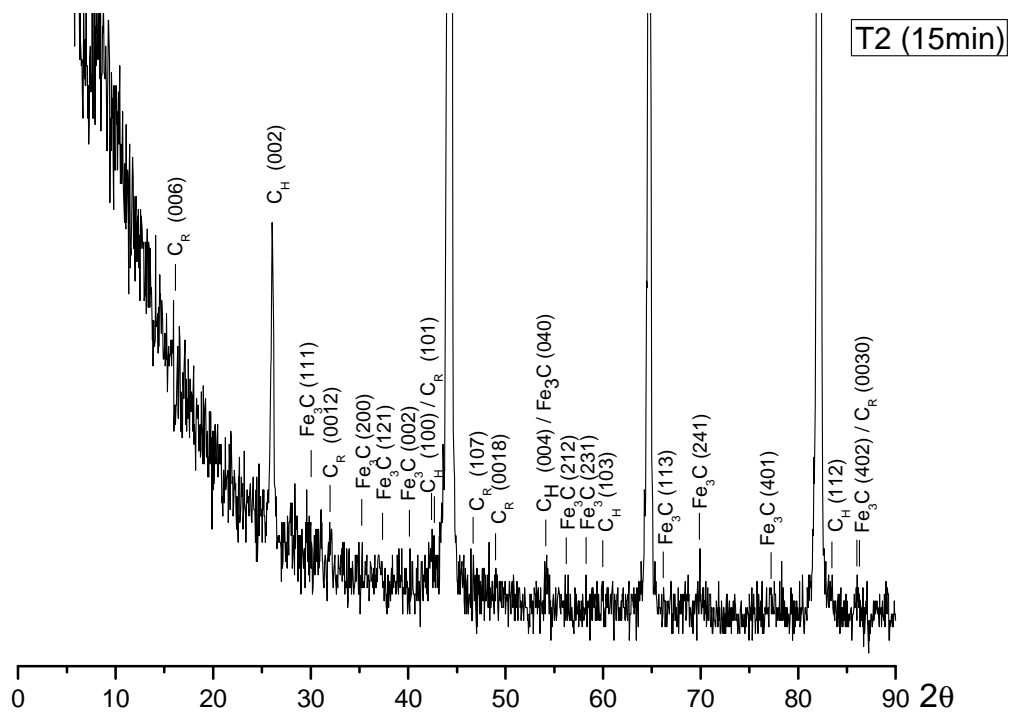
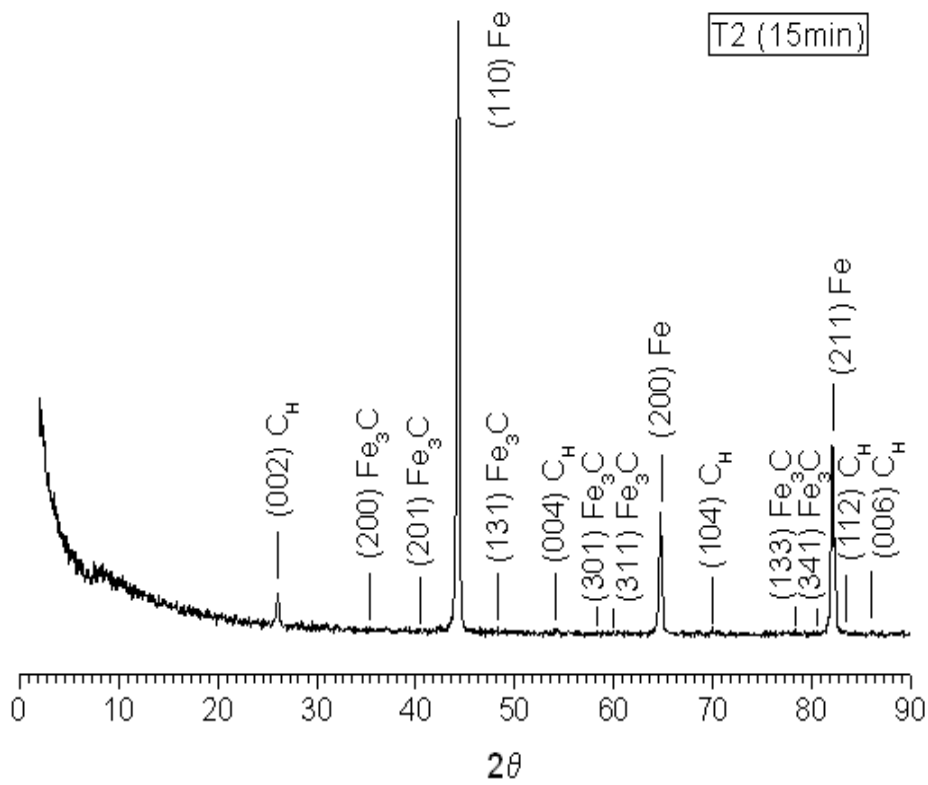


Figura 58 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T2 vazado a 1324°C em molde de areia, 15 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

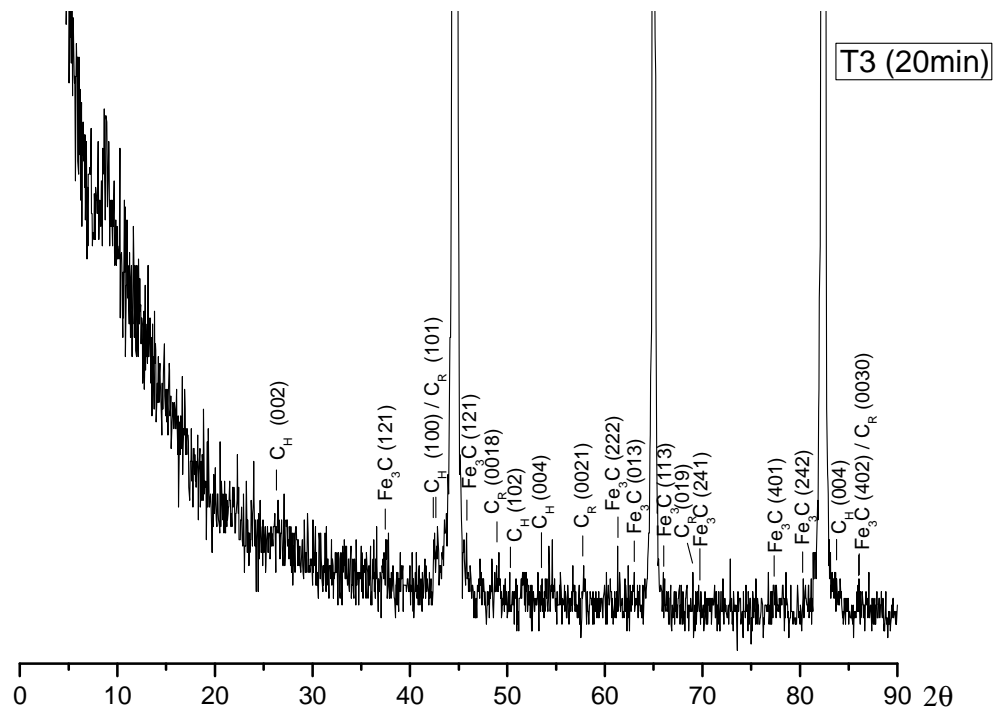
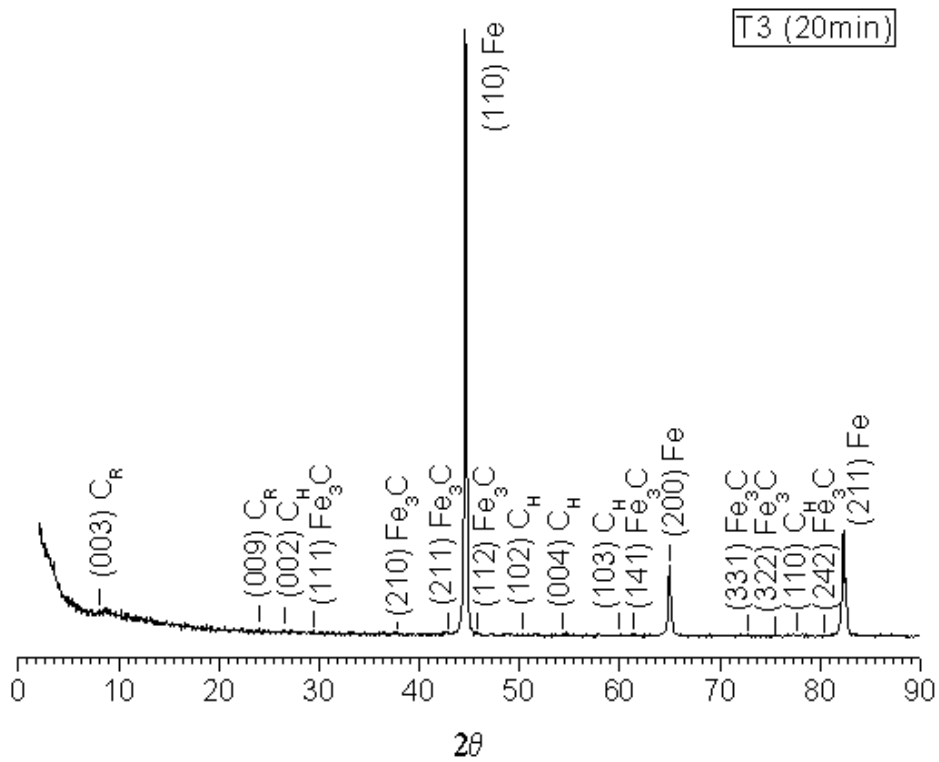


Figura 59 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T3, vazado $1310^\circ C$ em molde de areia, 20 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

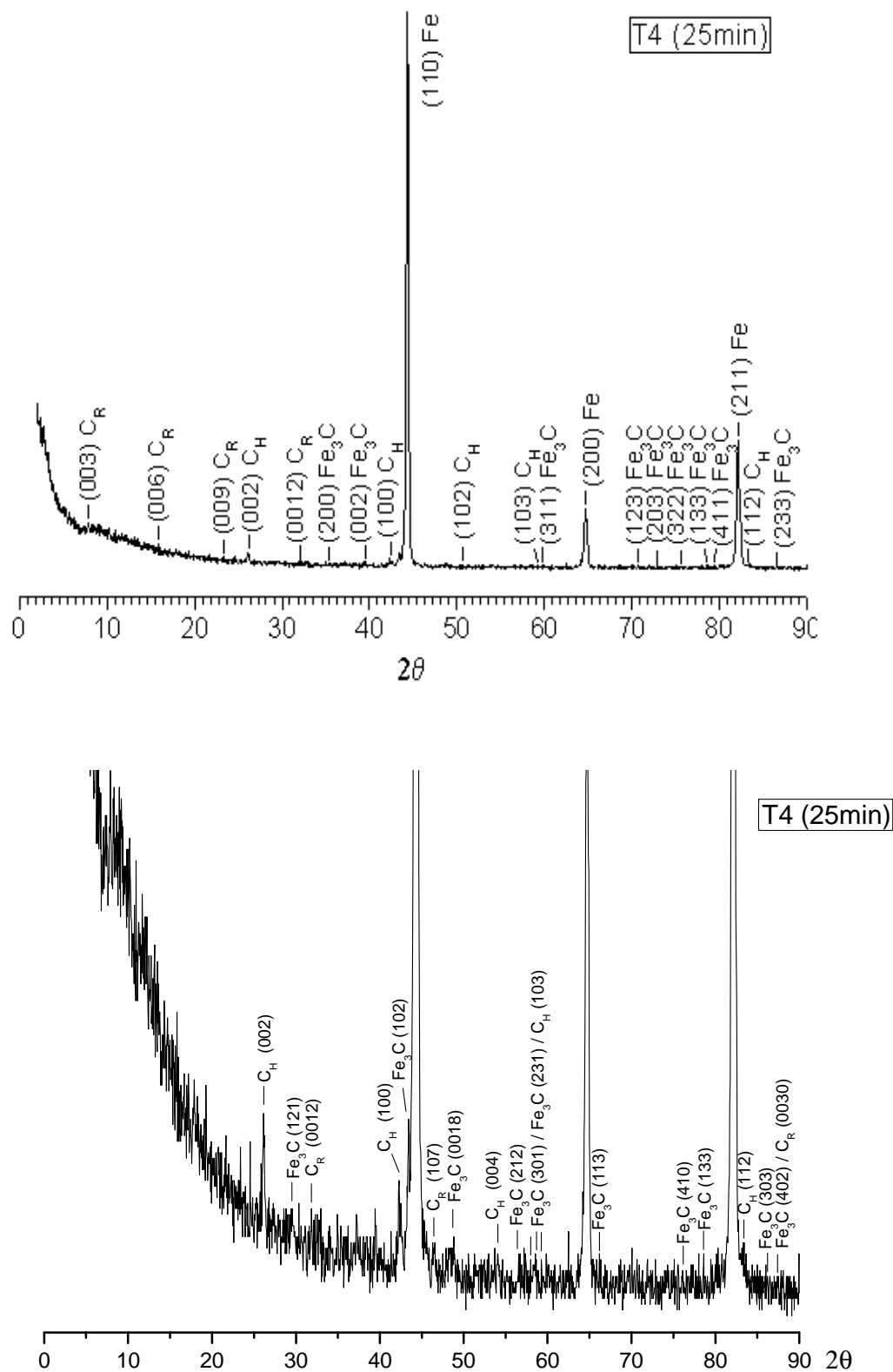


Figura 60 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T4, vazado 1286°C em molde de areia, 25 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

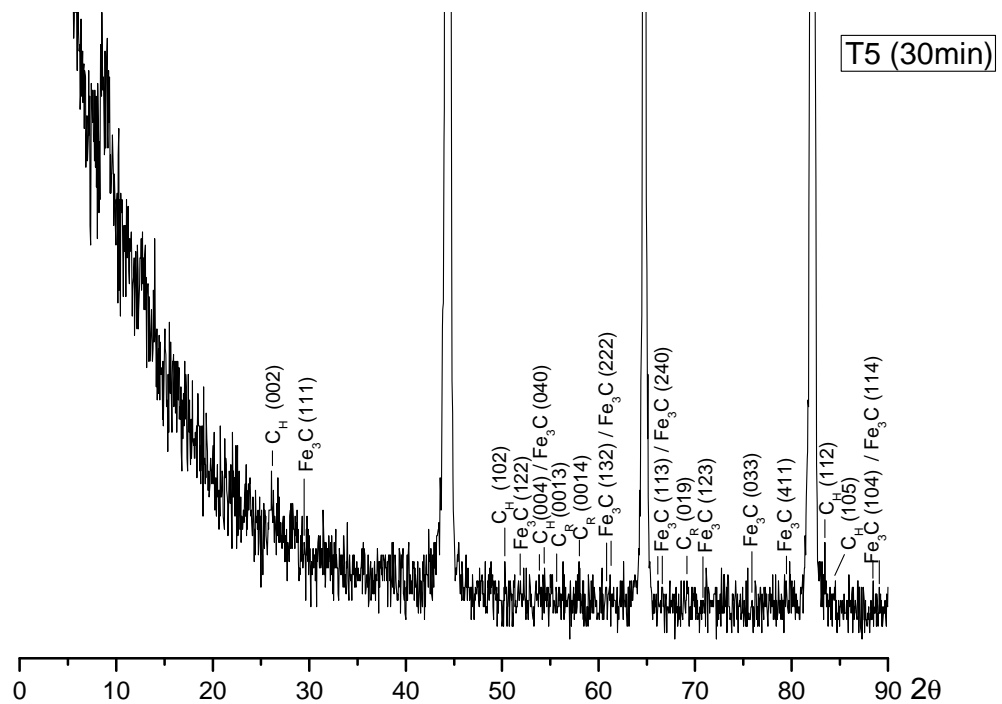
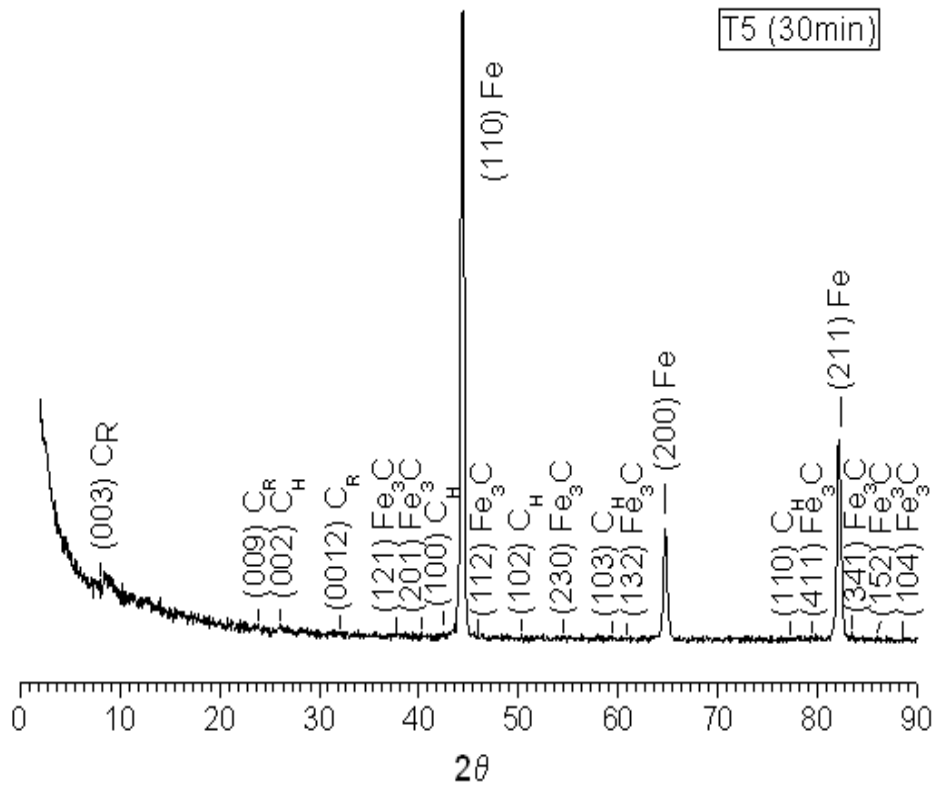


Figura 61 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T5, vazado 1261°C em molde de areia, 30 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

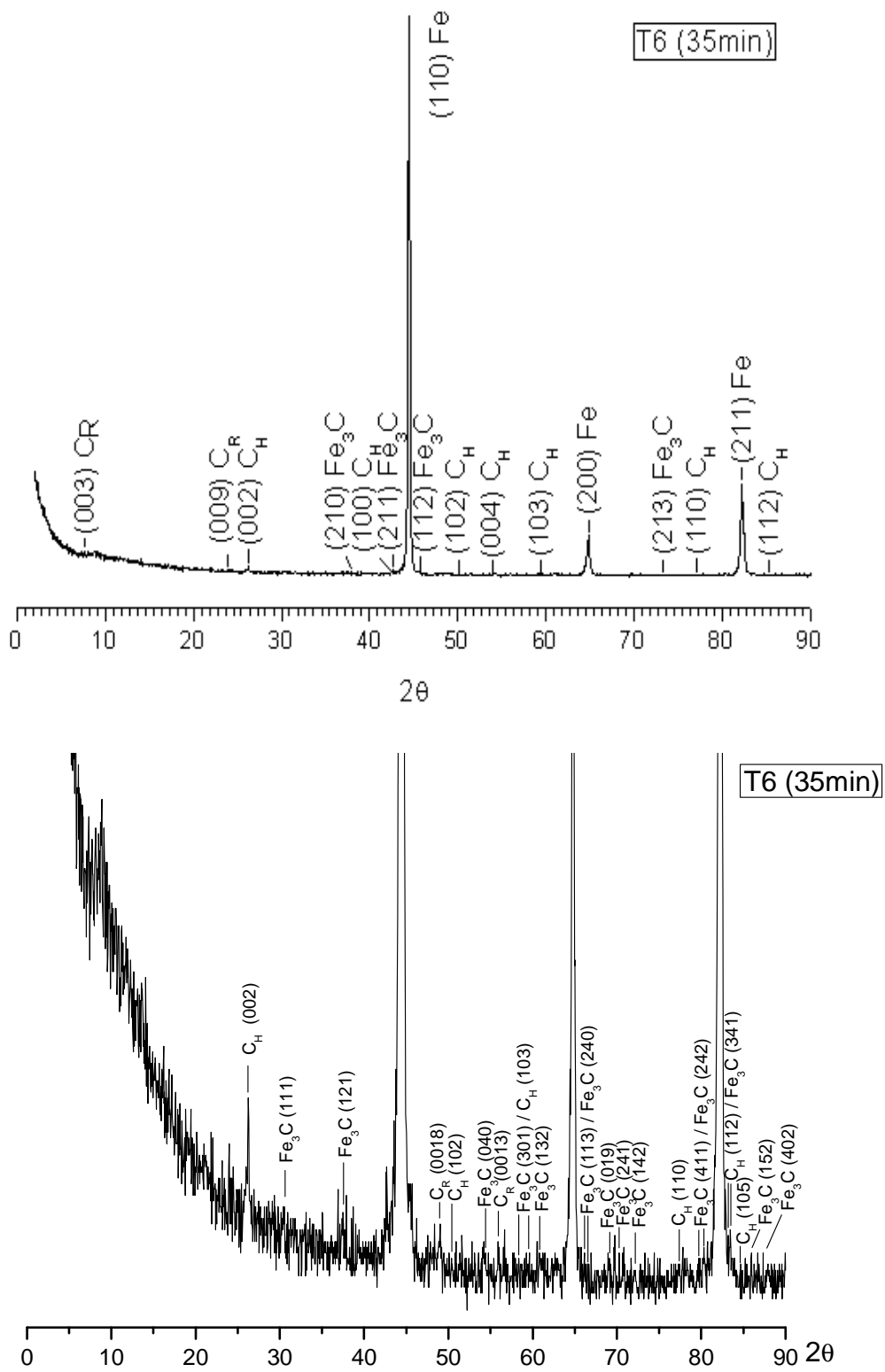


Figura 62 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T6, vazado 1251°C em molde de areia, 35 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

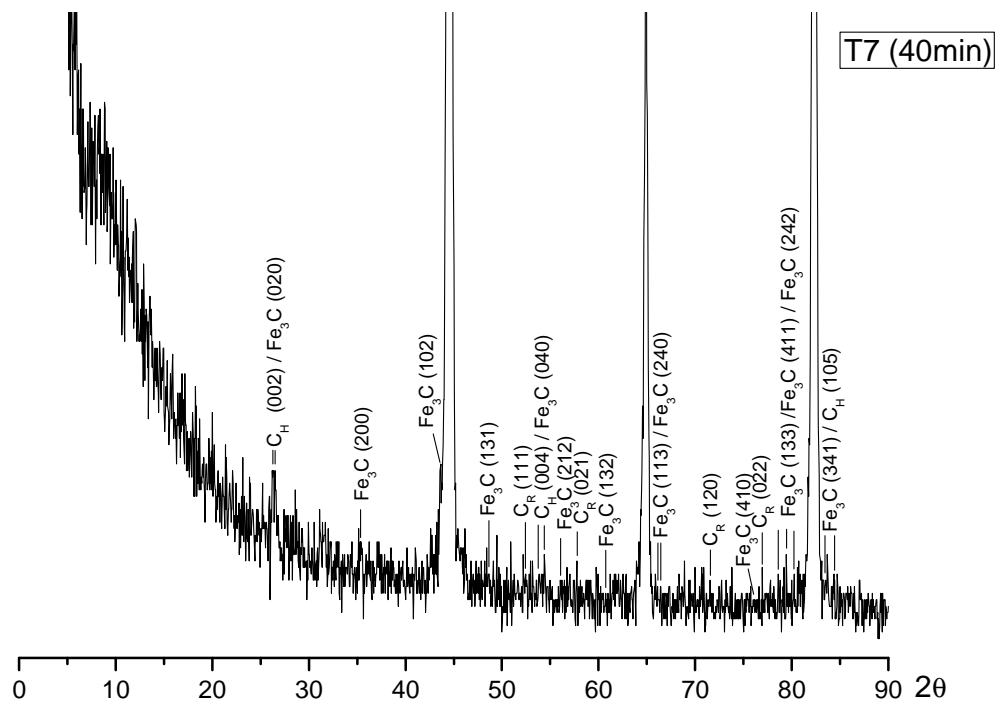
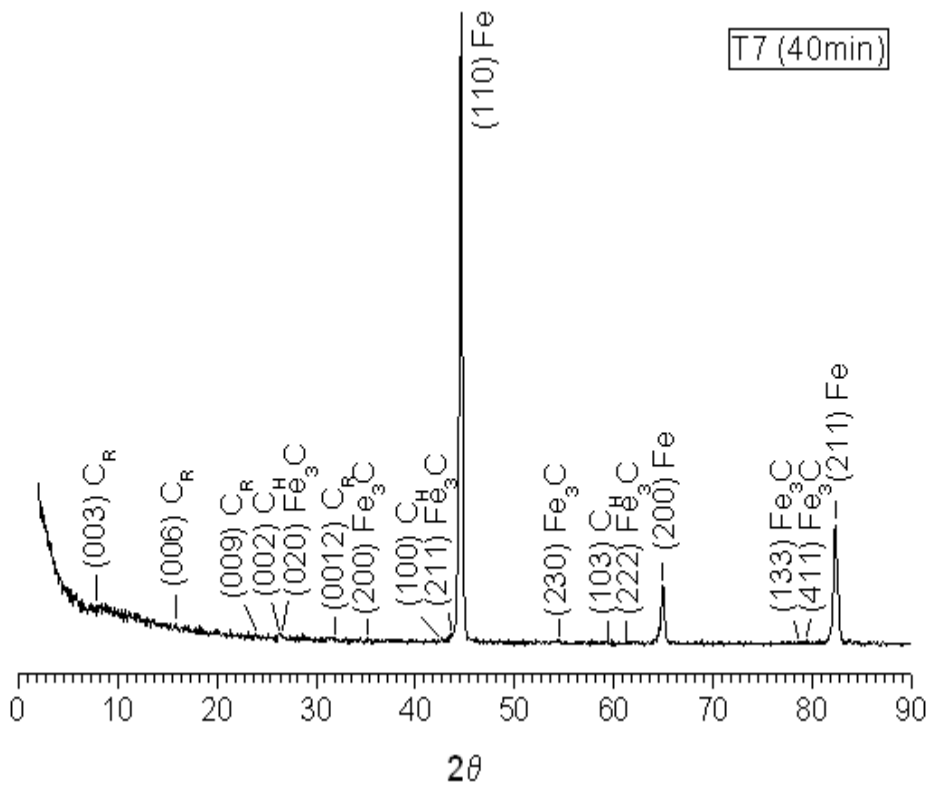


Figura 63 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T7, vazado 1236°C em molde de areia, 40 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

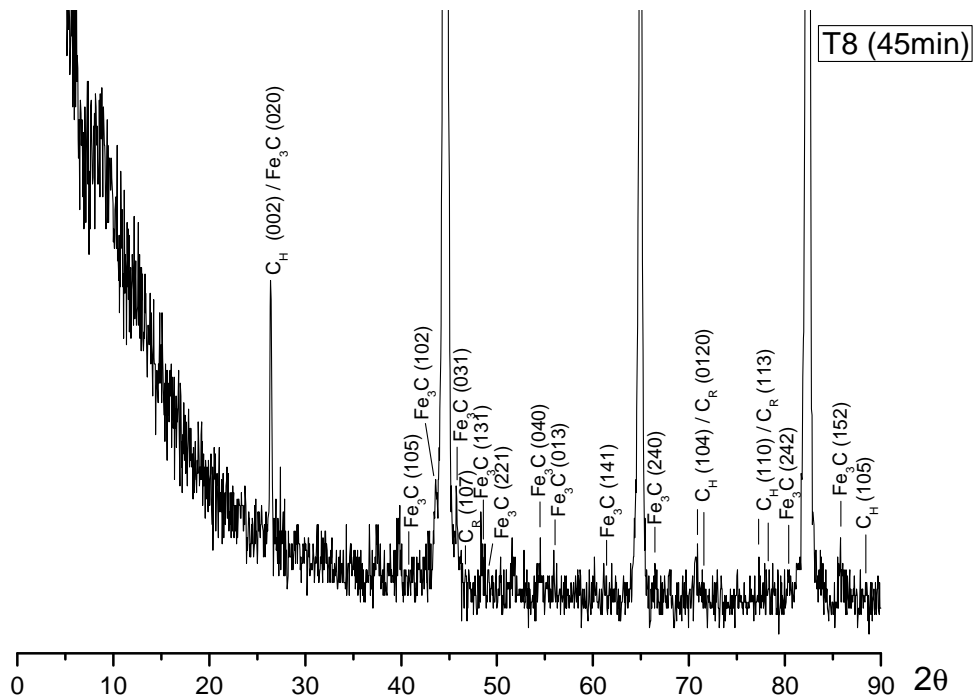
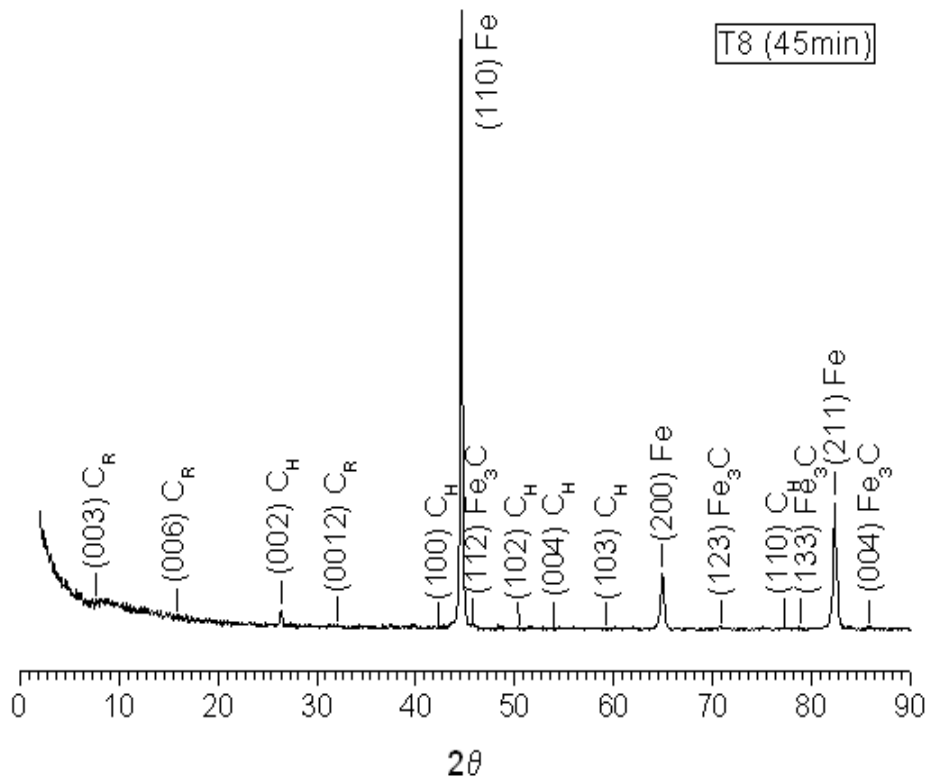


Figura 64 – Difração de raios X para ferro fundido nodular T8, vazado 1222°C em molde de areia, 45 minutos após os tratamentos de nodulização e inoculação.

As figuras 65 e 66 mostram uma comparação dos difratogramas dos ferros fundidos nodulares analisados.

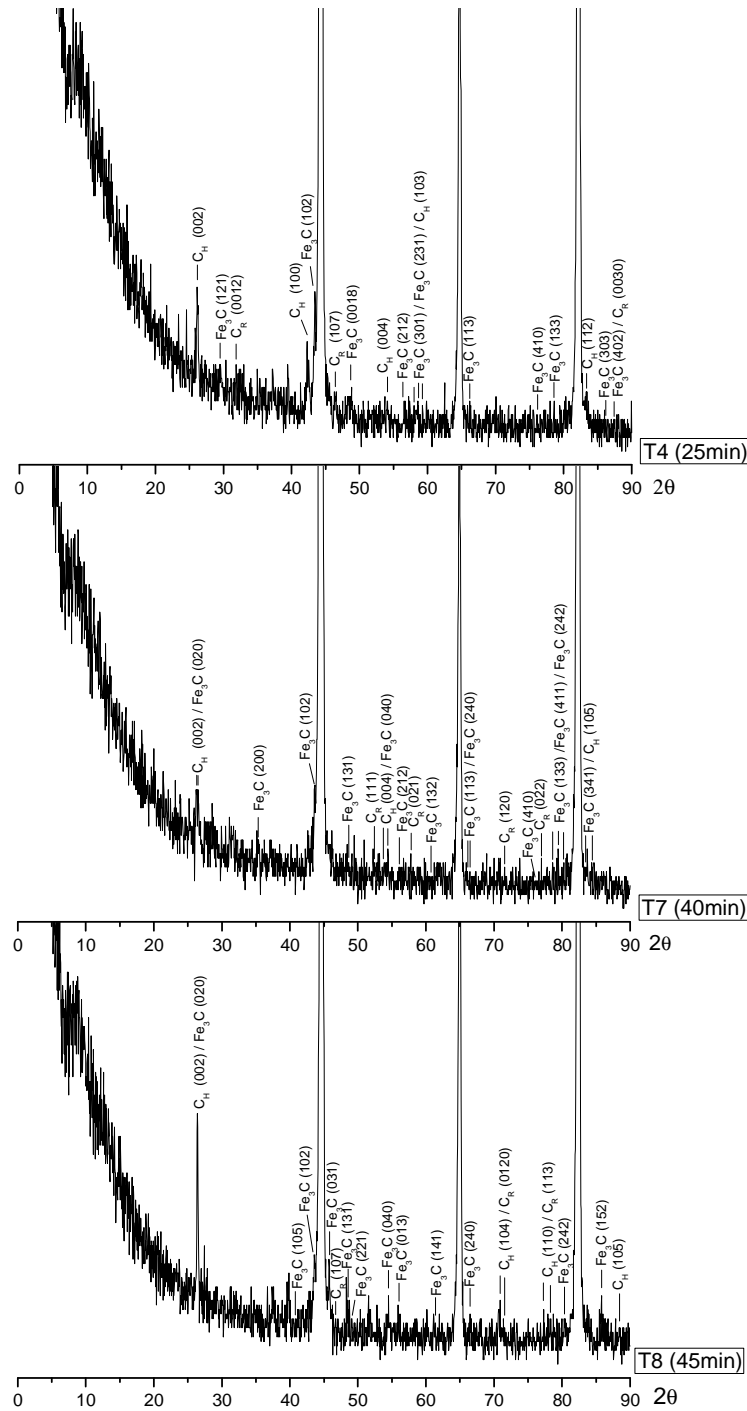


Figura 65 – Difratogramas de ferros fundidos nodulares T4, T7 e T8, em comparação.

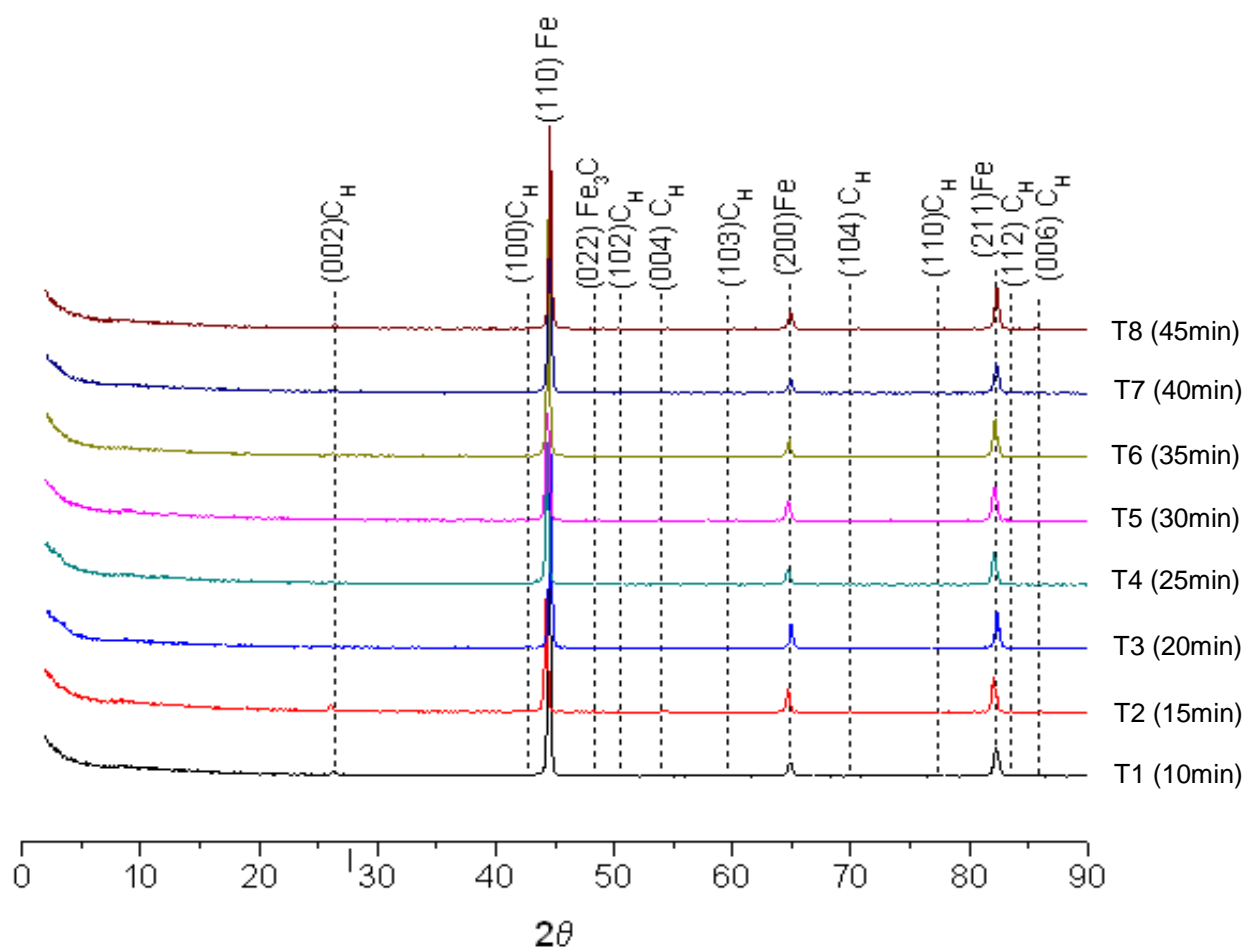


Figura 66 – Difratoogramas de ferros fundidos nodulares para diferentes tempos de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização.

Determinou-se, através da análise de DRX, que a estrutura dos ferros fundidos, durante o vazamento, sofre poucas alterações, com ligeiro acréscimo da presença da cementita, para tempos maiores (T7 e T8).

4.3. Análise metalográfica

4.3.1. Análise metalográfica dos ferros fundidos nodulares no estado quimicamente não atacado.

A análise das amostras metalograficamente preparadas, no estado quimicamente não atacado, permitiu a observação e a caracterização dos nódulos de grafita para diferentes tempos de vazamento após os tratamentos de nodulização

e inoculação. Os nódulos se distribuem de modo homogêneo por toda a extensão das amostras. As amostras T1 (10min. / 1361°C), T2 (15min. / 1324°C), T3 (20min. / 1310°C) e T4 (25min. / 1286°C) apresentam em sua maioria nódulos regulares de grafita, do tipo VI (fig. 10), demonstrados na figura 67a-d, enquanto as amostras T5 (30min. / 1261°C), T6 (35min. / 1251°), T7 (40min. / 1236°C) e T8 (45min. / 1222°C) apresentam, além de nódulos do tipo VI, outros nódulos incertos, do tipo V (fig. 10), de acordo com a norma ISO 945-1975, conforme pode ser observado na figura 67 e-h.

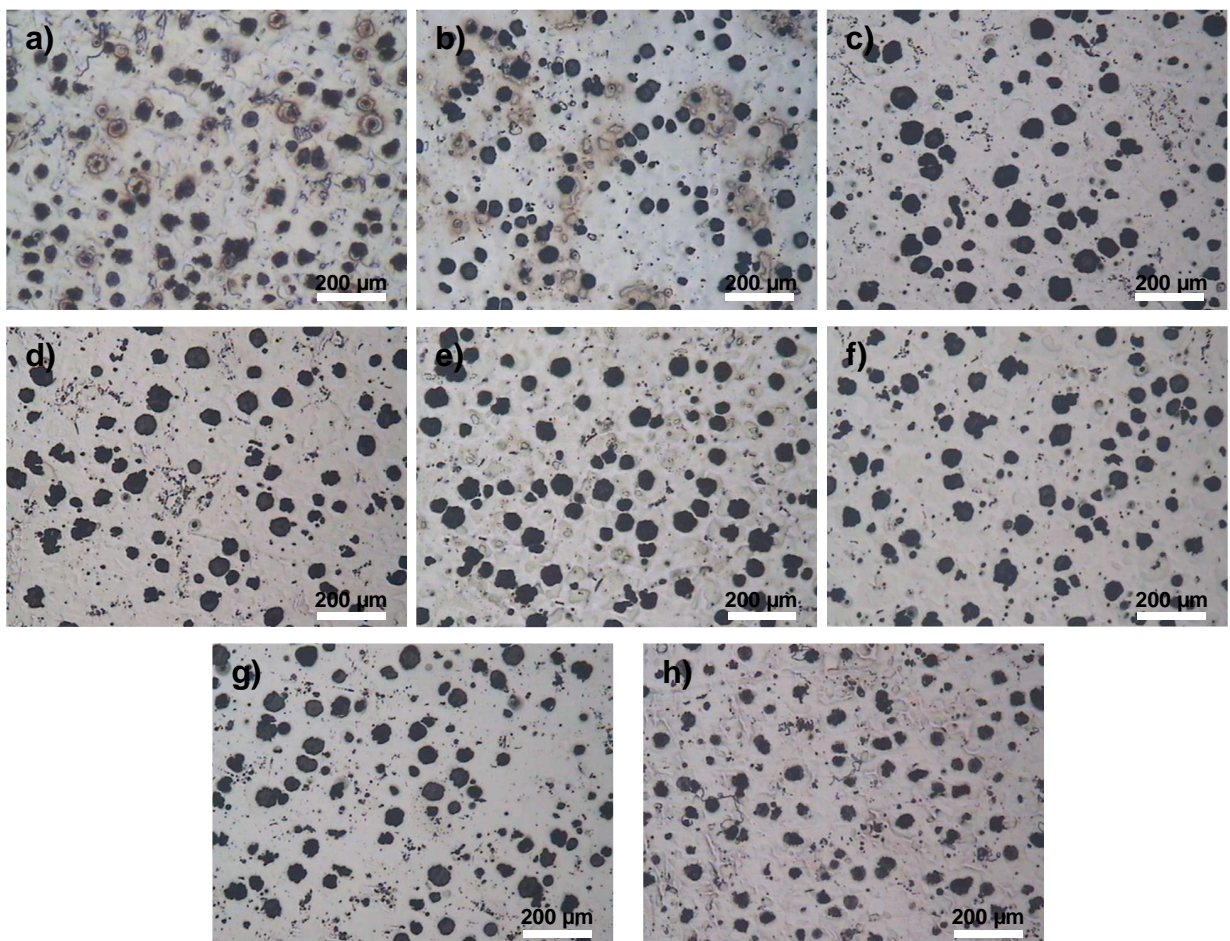


Figura 67 – Micrografias de ferros fundidos nodulares para diferentes tempos de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização. Sem ataque. Neophot 32. Aumento 50 X, CC : a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).

Analisando as amostras não atacadas, percebe-se além dos nódulos, a existência de carbono na forma de pequenos nódulos distribuídos aleatoriamente

pela matriz da amostra, o que se revela melhor sob o regime de campo escuro (fig. 68). A presença desses pequenos nódulos é mais evidente em T3 (20min), figura 68c. Nota-se que essas pequenos nódulos de carbono tentam se aglomerar, mais evidente em T5 (35min / 1261°C), formando novos nódulos de C, em tamanhos menores e de forma incerta (Tipo V), quando comparados aos anteriormente observados. A figura 68 evidencia a presença e o processo de aglomeração desses pequenos nódulos de carbono.

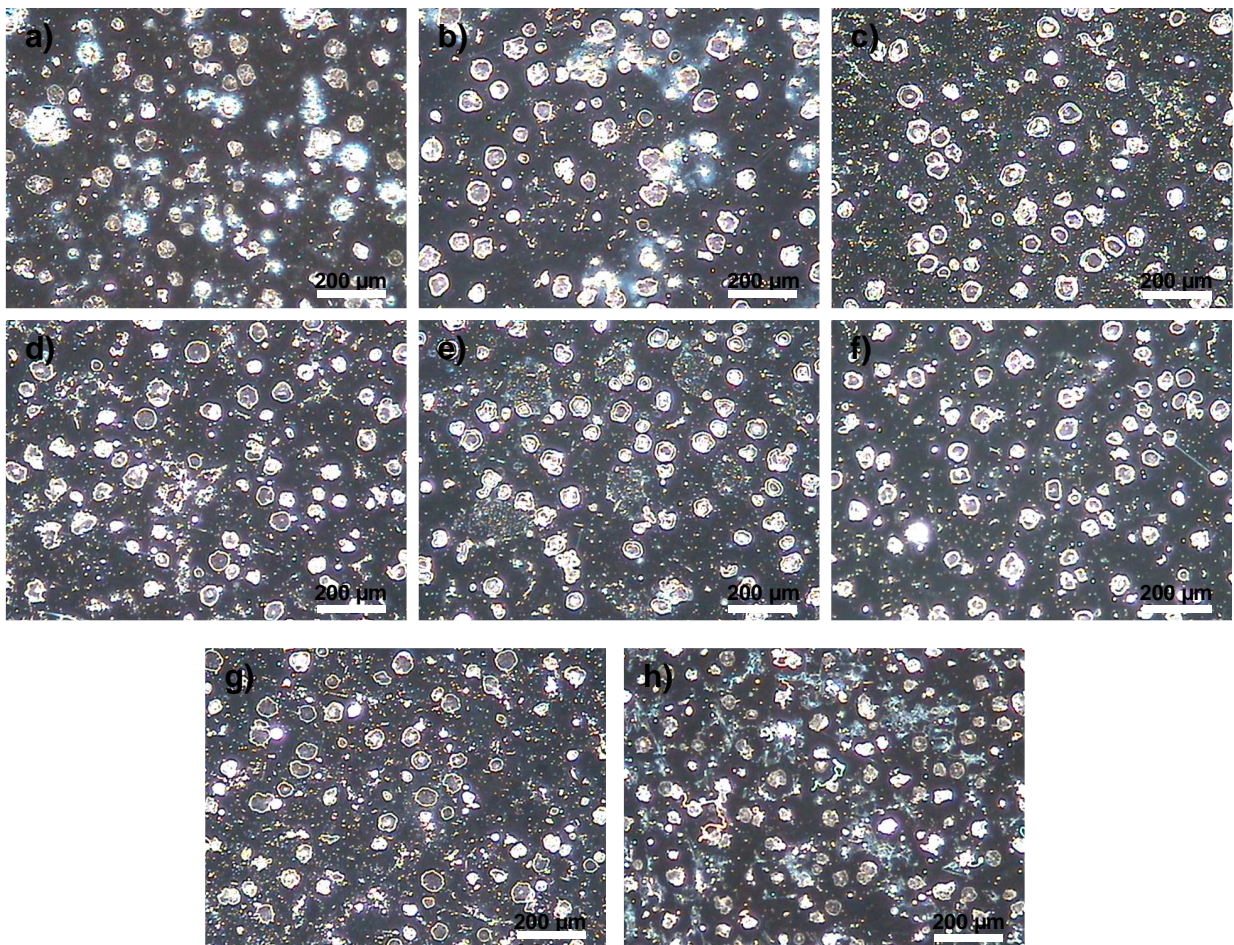


Figura 68 - Distribuição e aglomeração de pequenos nódulos de C. Micrografias sem ataque; Neophot 32. Aumento 50X, CE. a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).

4.3.1.1. Análise quantitativa da grafita nodular

A quantificação dos nódulos de grafita permitiu identificar variações em seu tamanho, na sua área média e nas frações mássica e volumétrica. A quantificação

foi feita com o uso da técnica do Padrão Linear (Matlakhov, 2011), aplicado em 25 diferentes regiões das amostras em estado quimicamente não atacado com aumento de 80X. Após a aplicação do padrão, os dados obtidos foram tratados estatisticamente.

O tamanho médio dos nódulos foi definido dividindo-se o comprimento total dos nódulos de grafita interceptados pelo padrão linear pelo número de nódulos interceptados pelo mesmo padrão. A tabela 19 (a, b) apresenta os resultados da quantificação dos nódulos da grafita.

Tabela 19a – Resultado da avaliação quantitativa da grafita.

Amostra	Temperatura de vazamento	Tempo de vazamento	Tamanho médio dos nódulos	Erro absoluto	Área média dos nódulos	Erro absoluto
	(°C)	(min.)	(μm)	(μm)	(μm^2)	(μm^2)
T1	1361	10	29,71	7,29	908,99	436,28
T2	1324	15	29,01	3,01	861,11	177,67
T3	1310	20	33,33	3,19	1131,91	213,52
T4	1286	25	31,12	1,89	980,55	107,63
T5	1261	30	32,18	1,37	1054,65	100,34
T6	1251	35	30,79	3,88	969,84	240,5
T7	1236	40	29,61	4,29	898,49	254,93
T8	1222	45	25,73	3,64	677,2	183,88

Tabela 19b– Resultado da avaliação quantitativa da grafita.

Amostra	Temperatura de vazamento	Tempo de vazamento	Fração volumétrica da grafita	Nível de confiança	Fração mássica da grafita	Nível de confiança
	(°C)	(min.)	(%)	(%)	(%)	(%)
T1	1361	10	12,12	2,96	3,86	0,87
T2	1324	15	11,84	1,1	3,76	0,51
T3	1310	20	14,74	2,09	4,69	0,66
T4	1286	25	14,28	1,53	4,55	0,26
T5	1261	30	15,06	1,51	4,79	0,56
T6	1251	35	11,79	0,97	3,75	0,41
T7	1236	40	12,00	1,43	3,82	0,26
T8	1222	45	13,19	5,4	4,20	1,69

A figura 69 apresenta os resultados de medição de tamanho médio dos nódulos de grafita, em função de tempo e temperatura de vazamento, após inoculação e nodulização. Foi determinado que para a liga, vazada após 10 minutos com a temperatura do banho metálico de 1361° C (T1), que o tamanho médio corresponde a 29,7 μ m. Com vazamento a partir de 1324° C (T2) o mesmo sofreu ligeira diminuição até 29,0 μ m. Com desenvolvimento do processo, com temperatura de vazamento 1310° C (T3), o tamanho médio aumentou até 33,3 μ m. Com diminuição da temperatura de vazamento até 1261° C (T5), este se alterou pouco, mas com maior resfriamento do banho metálico até 1222° C (T5 a T8), o mesmo diminuiu progressivamente até 25,7 μ m. Uma possível explicação destas alterações vai ser dada no capítulo Discussão.

A área média dos nódulos de grafita foi definida como sendo o quadrado do tamanho médio (Matlakhov, 2011). Sua variação em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização está apresentada na figura 70, seguindo a mesma tendência, revelada para o tamanho médio dos nódulos, apresentado na figura 69.

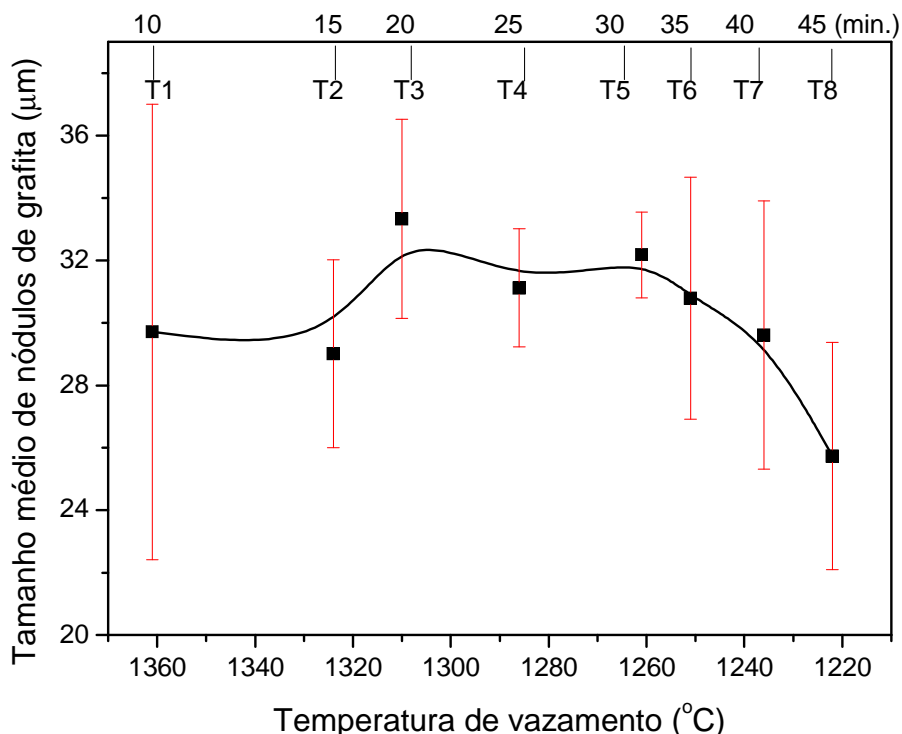


Figura 69 - Variação do tamanho médio dos nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização.

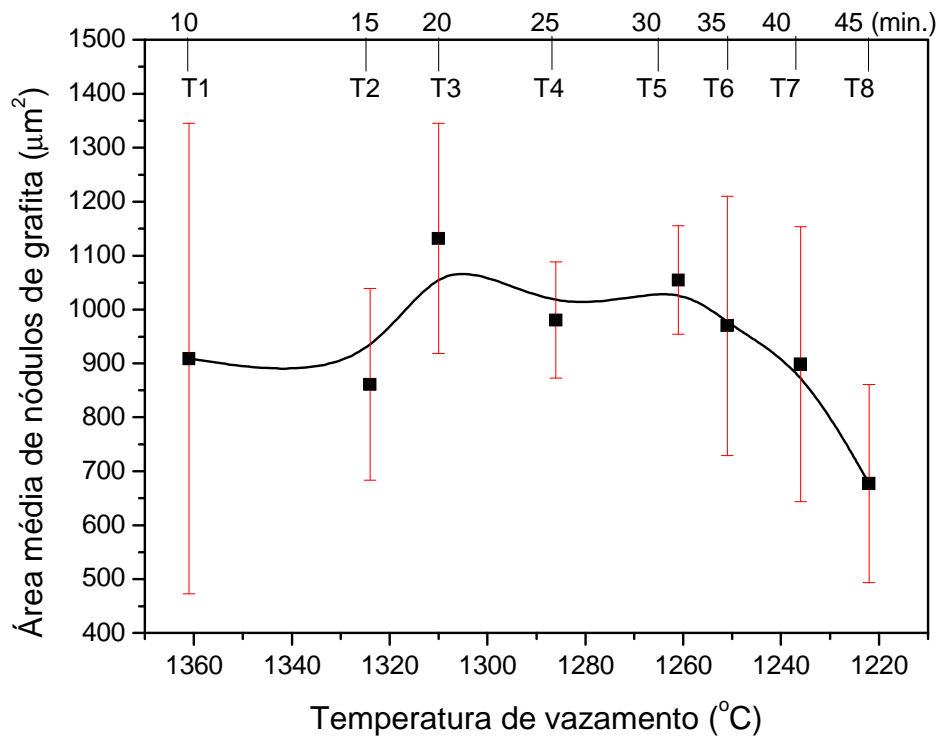


Figura 70 - Variação da área média dos nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização.

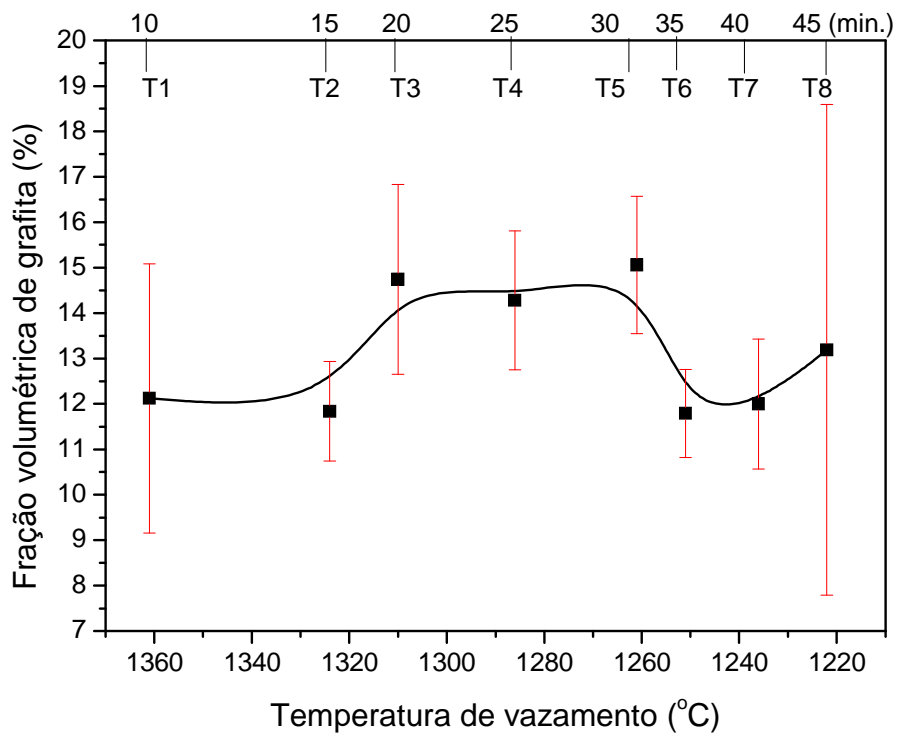


Figura 71 - Variação da fração volumétrica da grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização.

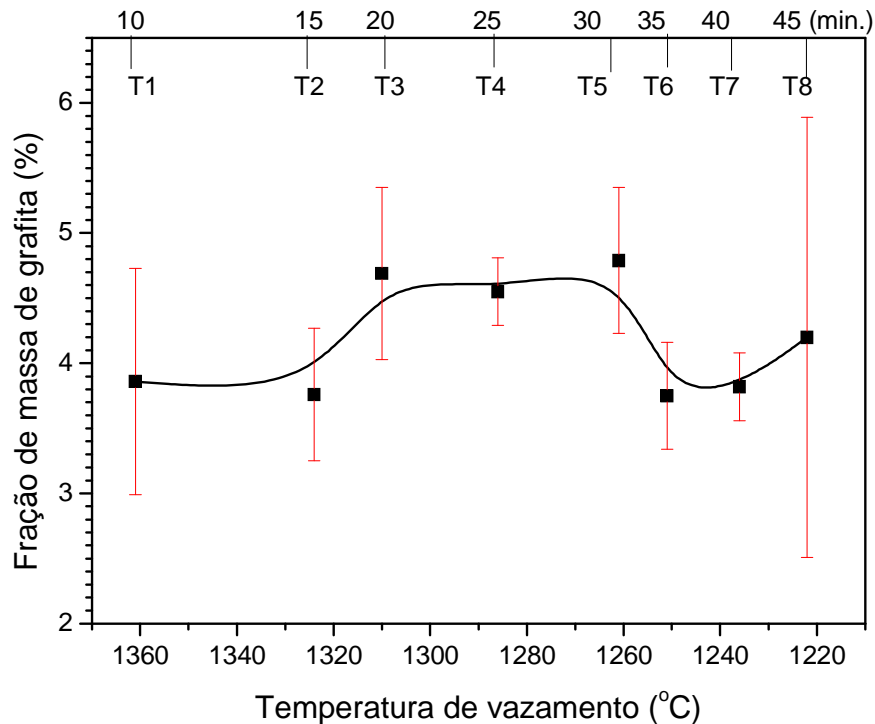


Figura 72 - Variação da fração de massa da grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização

A variação da fração volumétrica e da fração de massa da grafita em função da temperatura de vazamento e do tempo após a inoculação e nodulização estão demonstradas nas figuras 71 e 72 respectivamente.

Observa-se que a fração de nódulos (primários e aglomerados) de grafita cresce com o desenvolvimento do vazamento, alcançando maiores valores na faixa de T3 (20 min./1310°C) a T5 (30 min./1261°C), e depois, a partir de T4 (25min./1286°C) diminui.

4.3.2. Análise metalográfica dos ferros fundidos nodulares no estado quimicamente atacado.

A análise metalográfica das amostras em estado quimicamente atacado permitiu realizar as avaliações qualitativa e quantitativa das fases presentes, bem

como melhor avaliar a distribuição dos nódulos de grafita e outras fases presentes. Observa-se que as ligas possuem matriz predominantemente ferrítica, com nódulos de grafita distribuídos homogeneamente por sua extensão, além de regiões escuras de perlita. Os nódulos grafiticos são cercados por grãos de ferrita, formando regiões contínuas. A perlita se apresenta entre grãos de ferrita, revelando a matriz ferrítica-perlítica, conforme demonstrado na figura 73 para todos os tempos e temperaturas de vazamento.

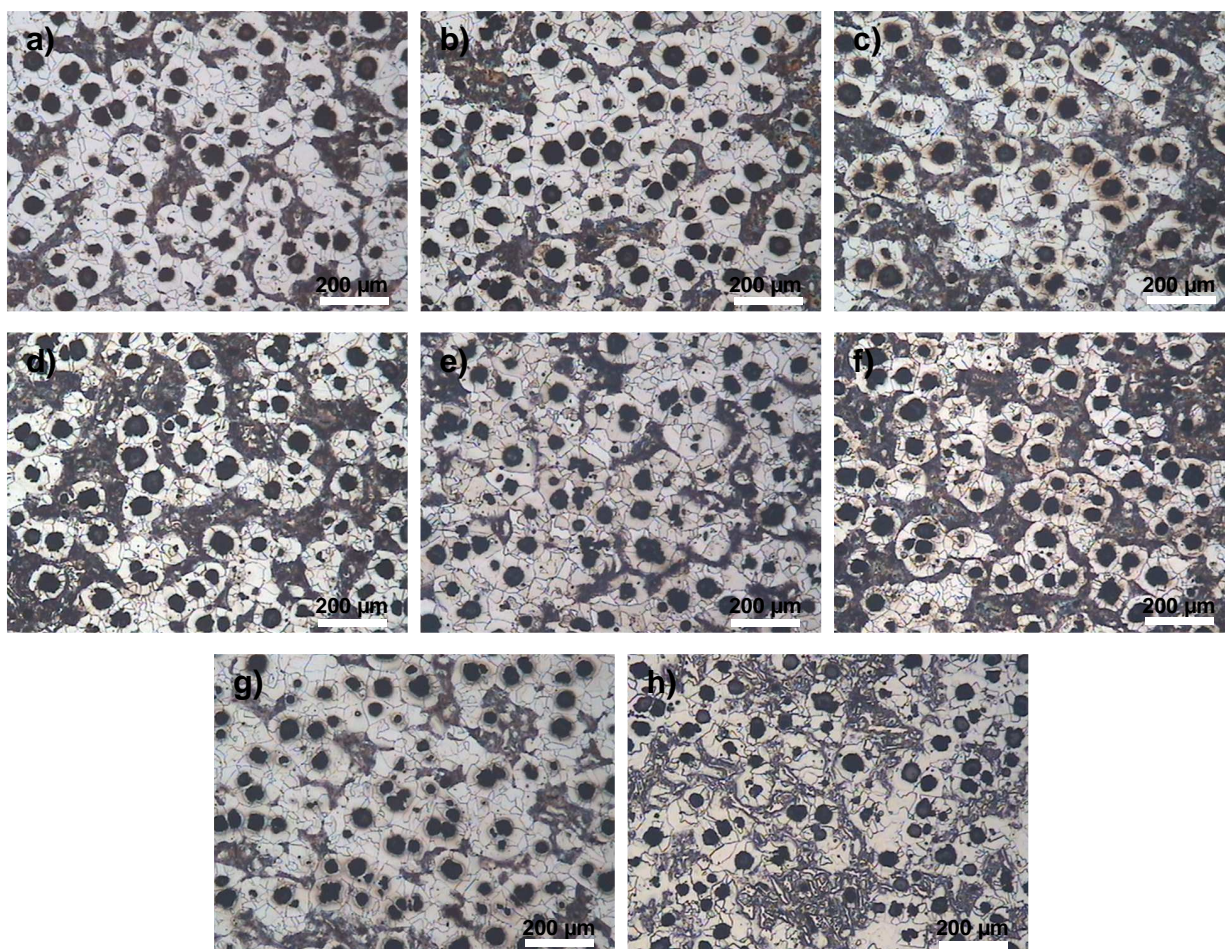


Figura 73 – Micrografias de ferros fundidos nodulares para diferentes tempos e temperaturas de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização. Aumento: 50X, CC. a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).

As figuras 74 a 81 apresentam a microestrutura dos ferros fundidos nodulares para diferentes aumentos e métodos de observação. Observa-se novamente a distribuição dos nódulos de grafita sobre a matriz, a presença de nódulos primários, formados junto ao líquido, e a presença de nódulos secundários formados já no

estado sólido, além de detalhes da microestrutura para os diferentes tempos e temperaturas de vazamento.

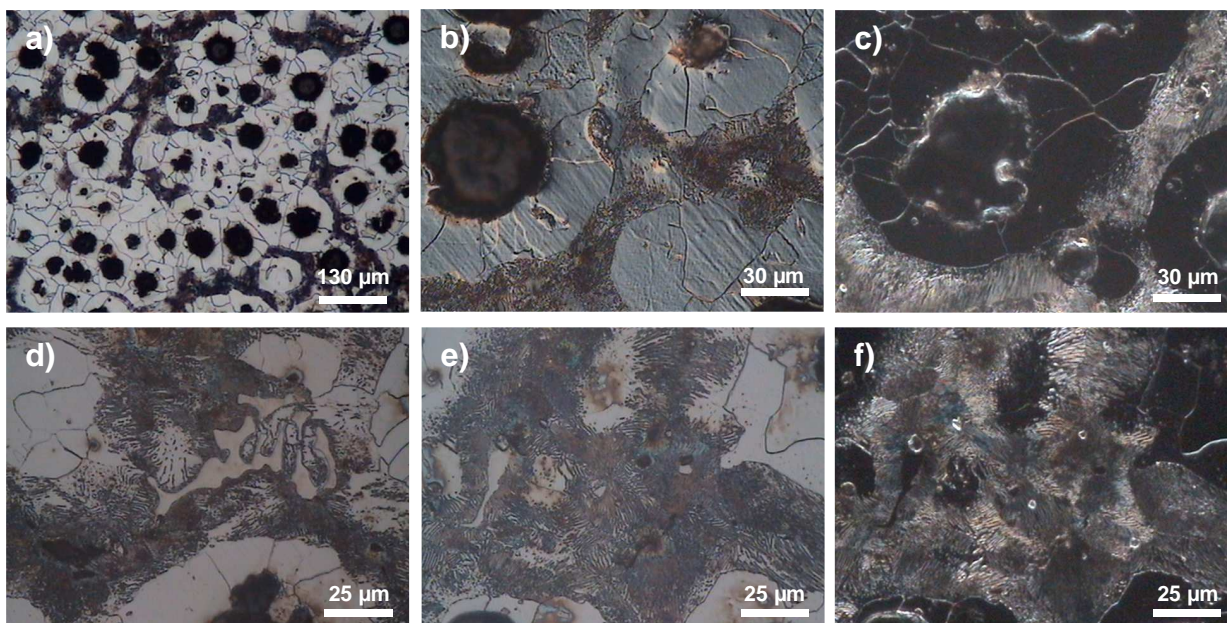


Figura 74 – Microestrutura de ferro fundido nodular T1 (10min. / 1361° C). a) 80X, CC, b) 320X, ID, c) 320X, CE, d,f) 400X, CC, e) 400X, CE.

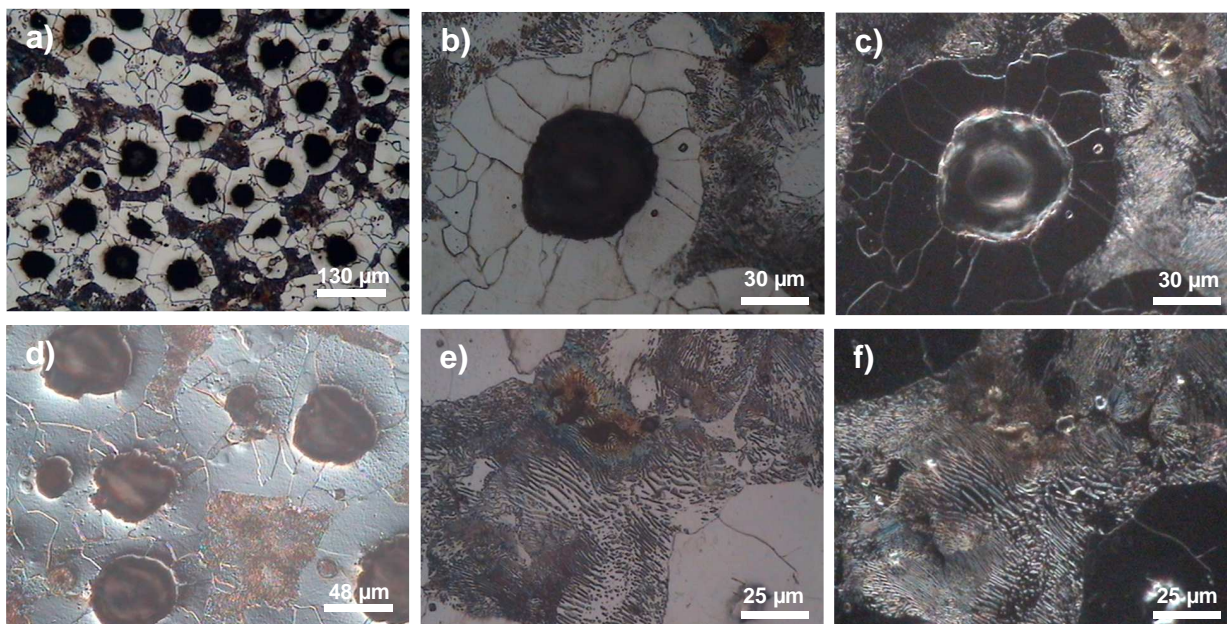


Figura 75 – Microestrutura de ferro fundido nodular T2 (15min. / 1324° C). a) 80X, CC, b) 320X, CC, c) 320X, CE, d) 200X, ID, e) 400X, CC, e) 400X, CE.

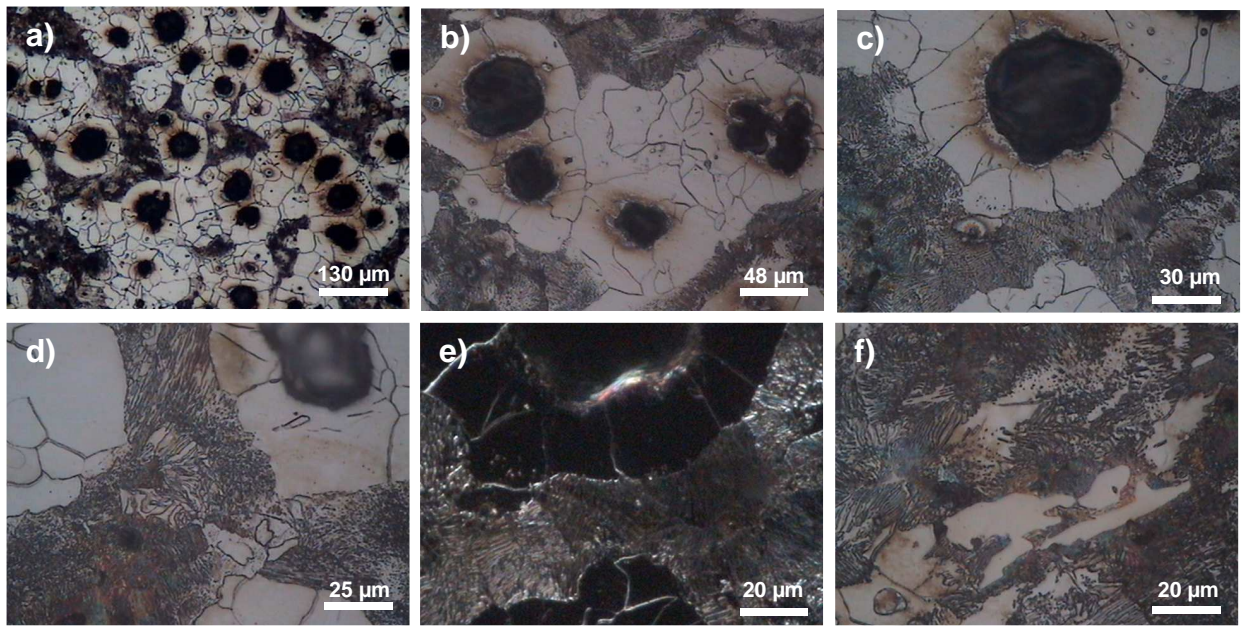


Figura 76 – Microestrutura de ferro fundido nodular T3 (20min. / 1310° C). a) 80X, CC, b) 200X, CC, c) 320X, CC, d) 400X, CC, e) 500X, CE, e) 500X, CC.

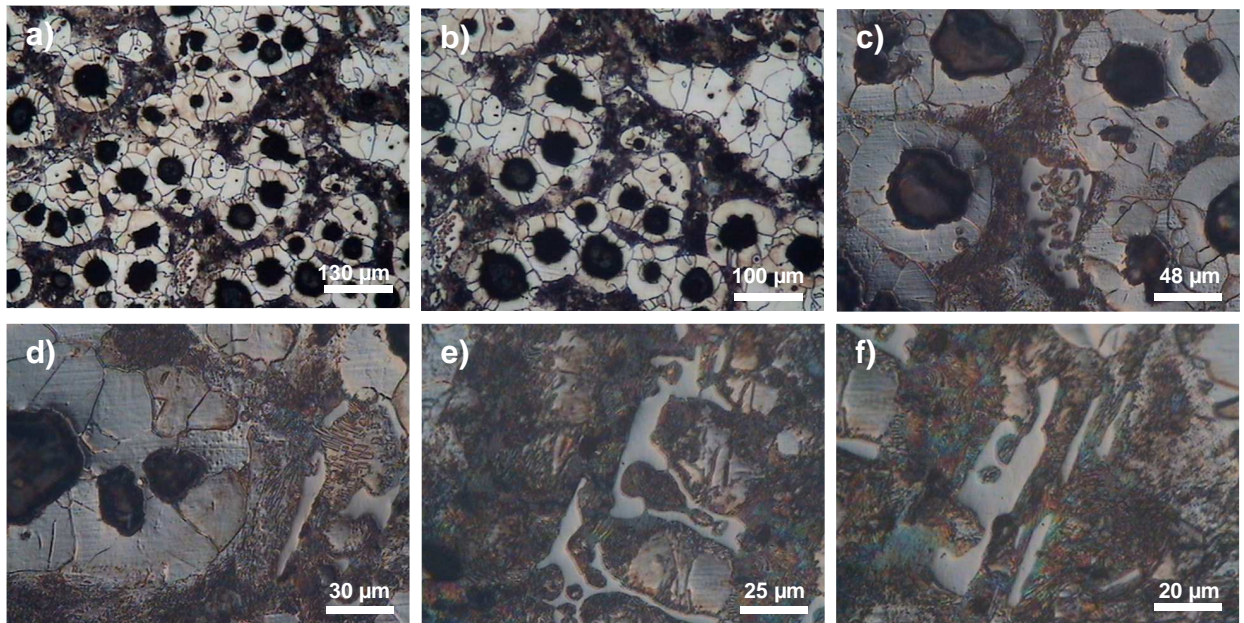


Figura 77 – Microestrutura de ferro fundido nodular T4 (25min. / 1286° C). a) 80X, CC, b) 100X, CC, c) 200X, ID, d) 320X, ID, e) 400X, CE, e) 500X, CC

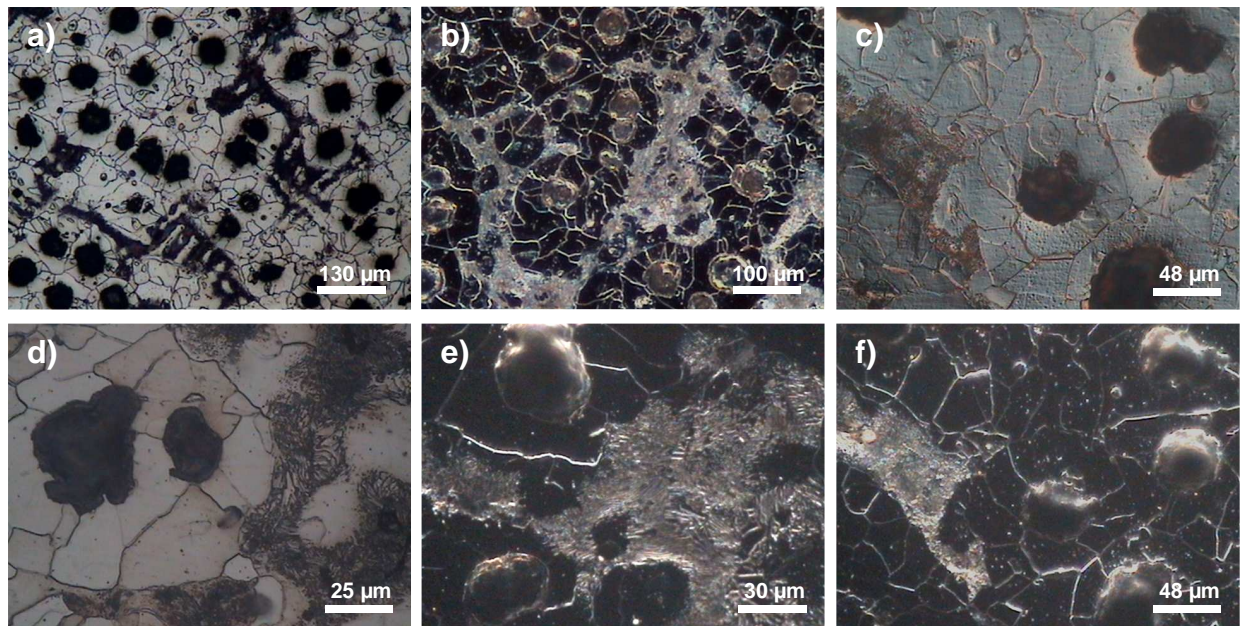


Figura 78 – Microestrutura de ferro fundido nodular T5 (30min. / 1261°C). a) 80X, CC, b) 100X, CE, c) 200X, ID, d) 400X, CC, e) 320X, CE, f) 200X, CE.

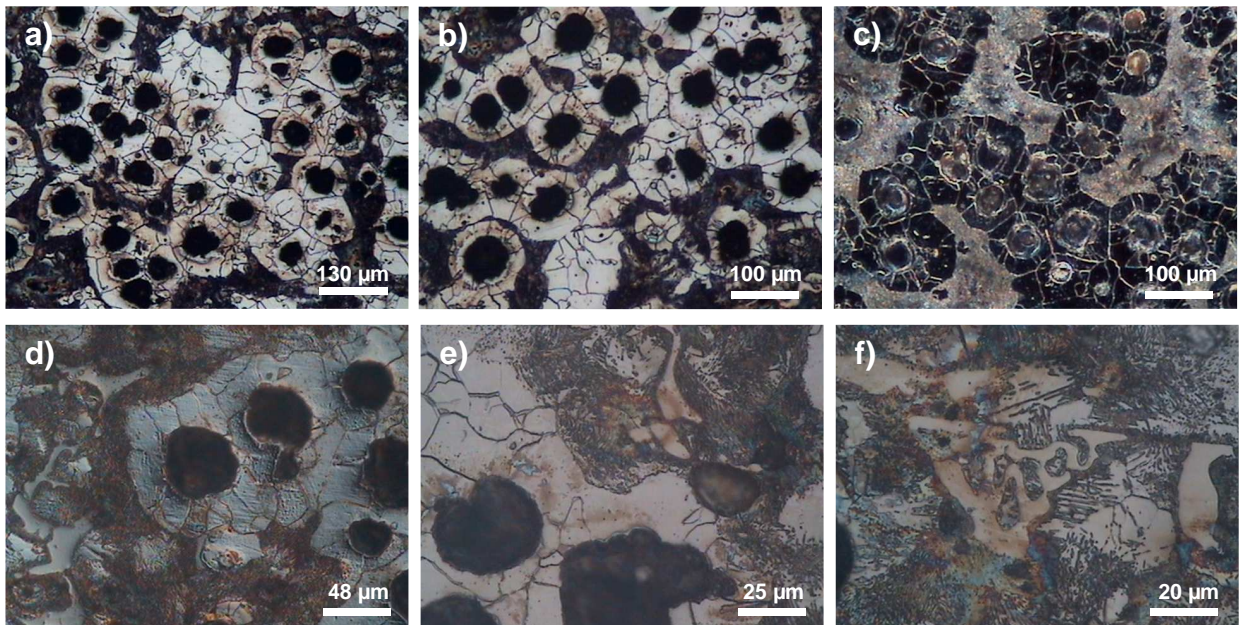


Figura 79 – Microestrutura de ferro fundido nodular T6 (35min. / 1251°C). a) 80X, CC, b) 100X, CC, c) 100X, CE, d) 200X, ID, e) 400X, CC, f) 500X, CC

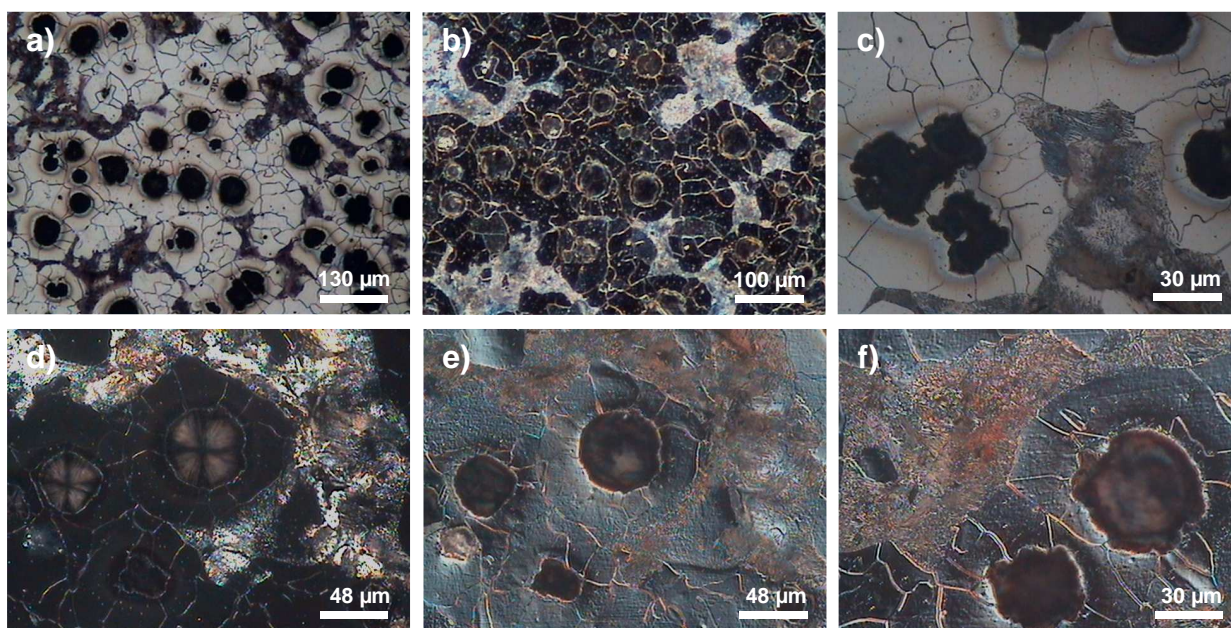


Figura 80 – Microestrutura de ferro fundido nodular T7 (35min. / 1236° C). a) 80X, CC, b) 100X, CE, c) 250X, CC, d) 200X, LP, e) 200X, ID, f) 320X, ID

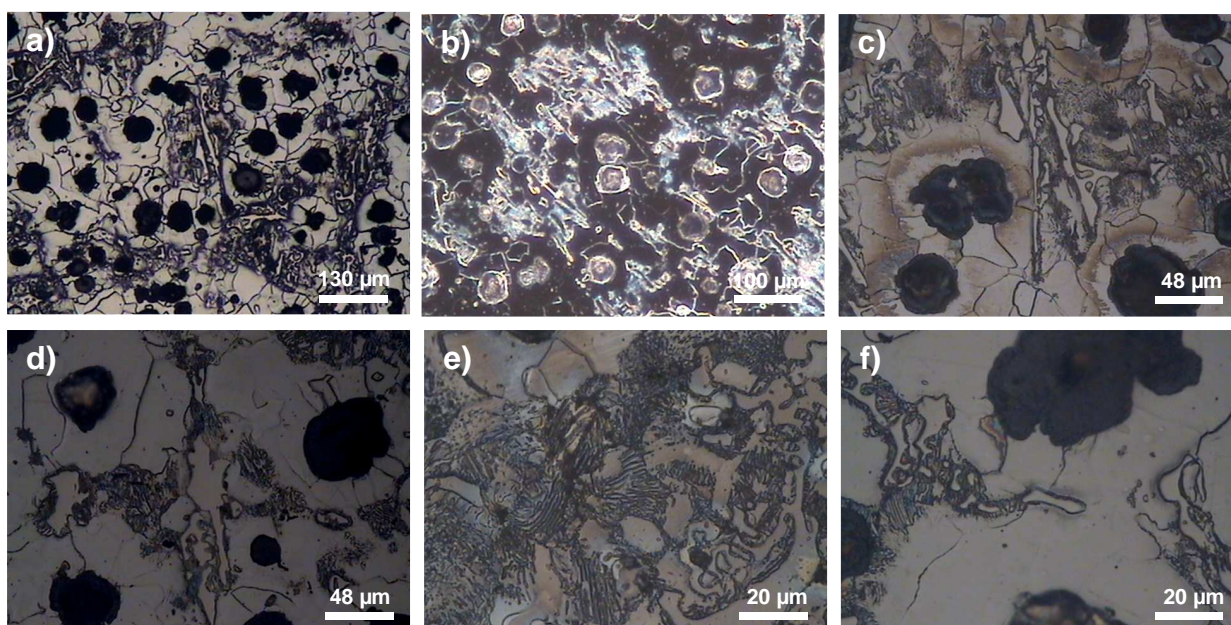


Figura 81 – Microestrutura de ferro fundido nodular T8 (35min. / 1222° C). a) 80X, CC, b) 100X, CE, c) 200X, CC, d) 200X, CC, e) 500X, ID, f) 500X, CC

Analisando a região perlítica com grandes aumentos, verifica-se a presença de pequenos nódulos de carbono sobre a perlita para as amostras de todos os

tempos de vazamento (Figura 82). Observa-se a existência de cementita livre para os tempos entre T4 (25min) e T8 (45min), vazadas entre 1286°C e 1222°C (figura 83).

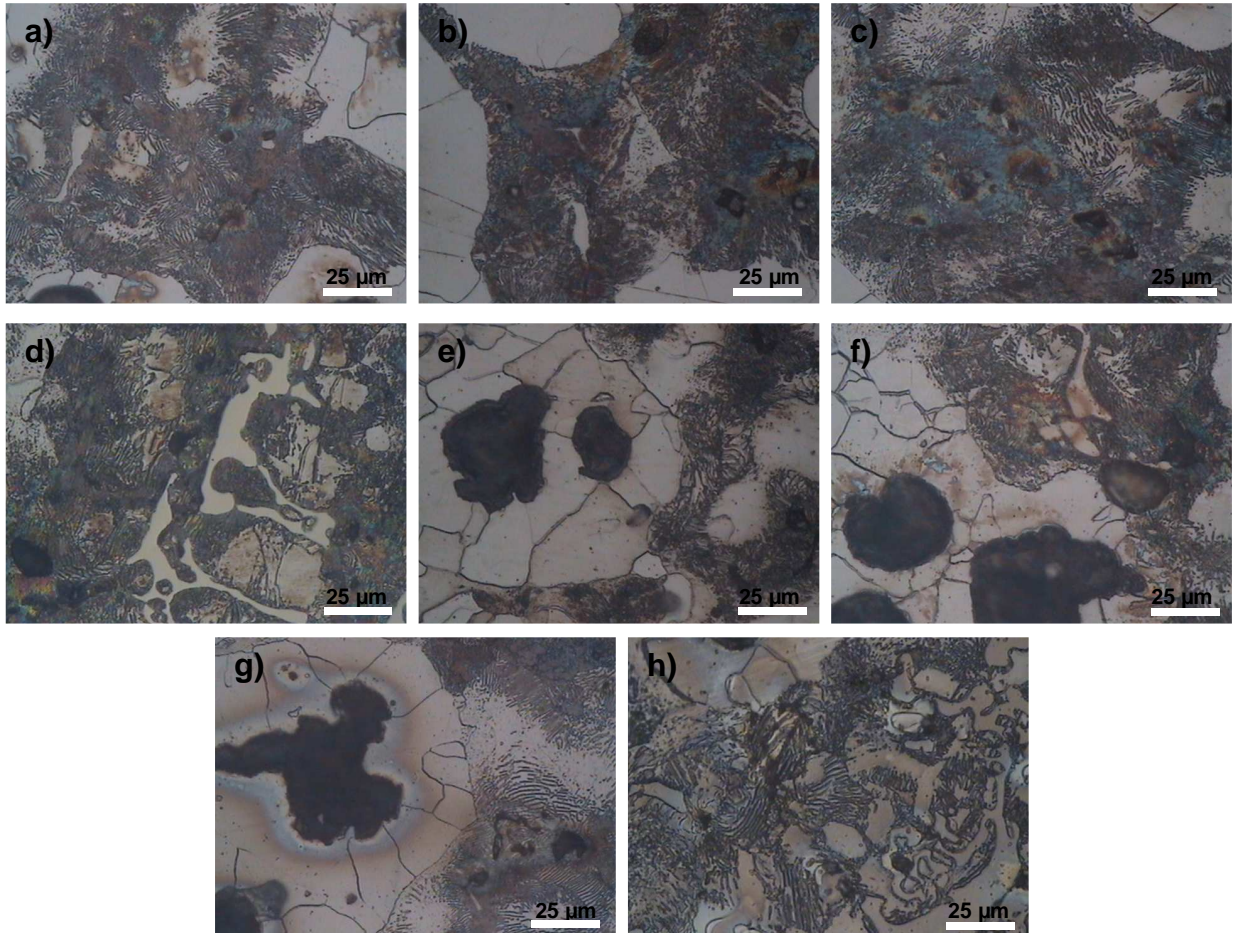


Figura 82 – Pequenos nódulos de carbono (a-h) e nódulos de grafita (e,f,g) distribuídos sobre as regiões de perlita e ferrita, e cementita (d,f,h) como parte da ledeburita transformada. Aumento: 400X, CC. a) T1 (10min), b) T2 (15min), c) T3 (20min), d) T4 (25min), e) T5 (30min), f) T6 (35min), g) T7 (40min) e h) T8 (45min).

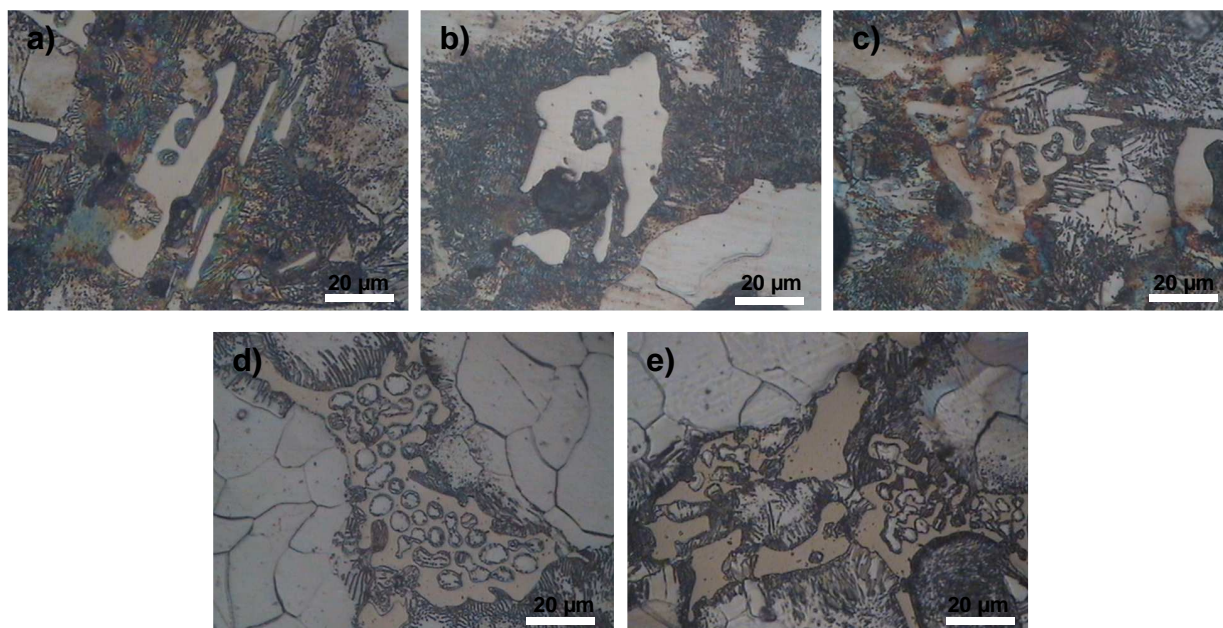


Figura 83 – Microestrutura da cementita em ferro fundido nodular. Aumento: 500X, CC. a) T4 (25min), b) T5 (30min), c) T6 (35min), d) T7 (40min), e) T8 (45min).

4.3.2.1. Análise quantitativa dos microconstituintes presentes nos ferros fundidos nodulares no estado quimicamente atacado.

A análise quantitativa dos microconstituintes presentes comprovou a predominância da matriz ferrítica antes observada em microscopia ótica para todas as amostras, bem como mostrou variações dos percentuais de perlita e grafita para os diferentes tempos de vazamento após a inoculação e a nodulização. A quantificação foi feita com micrografias em regime CC e aumento de 100X. A área escura da região predominantemente perlítica foi totalmente quantificada como tal, devido à dificuldade em se separar da perlita as fases grafita e cementita. Contudo, há de se salientar a presença de nódulos de grafita e lamelas de cementita nessas regiões para diferentes tempos, conforme demonstrado nas figuras 80 e 81.

O resultado da avaliação quantitativa dos microconstituintes presentes está demonstrado na tabela 20. A figura 84 apresenta a variação percentual dos microconstituintes em função do tempo e da temperatura de vazamento.

Tabela 20 – Avaliação quantitativa dos microconstituintes presentes.

Amostra	Tempo de vazamento após a nodulização (min.)	Temperatura de vazamento (C)	Perlita (%)	Ferrita (%)	Grafita (%)
T1	10	1361	16,91	67,73	15,36
T2	15	1324	19,74	61,27	18,99
T3	20	1310	20,76	62,15	17,09
T4	25	1286	25,34	57,19	17,47
T5	30	1261	14,57	67,33	18,1
T6	35	1251	27,03	55,25	17,72
T7	40	1236	11,01	72,87	16,12
T8	45	1222	23,88	62,35	13,77

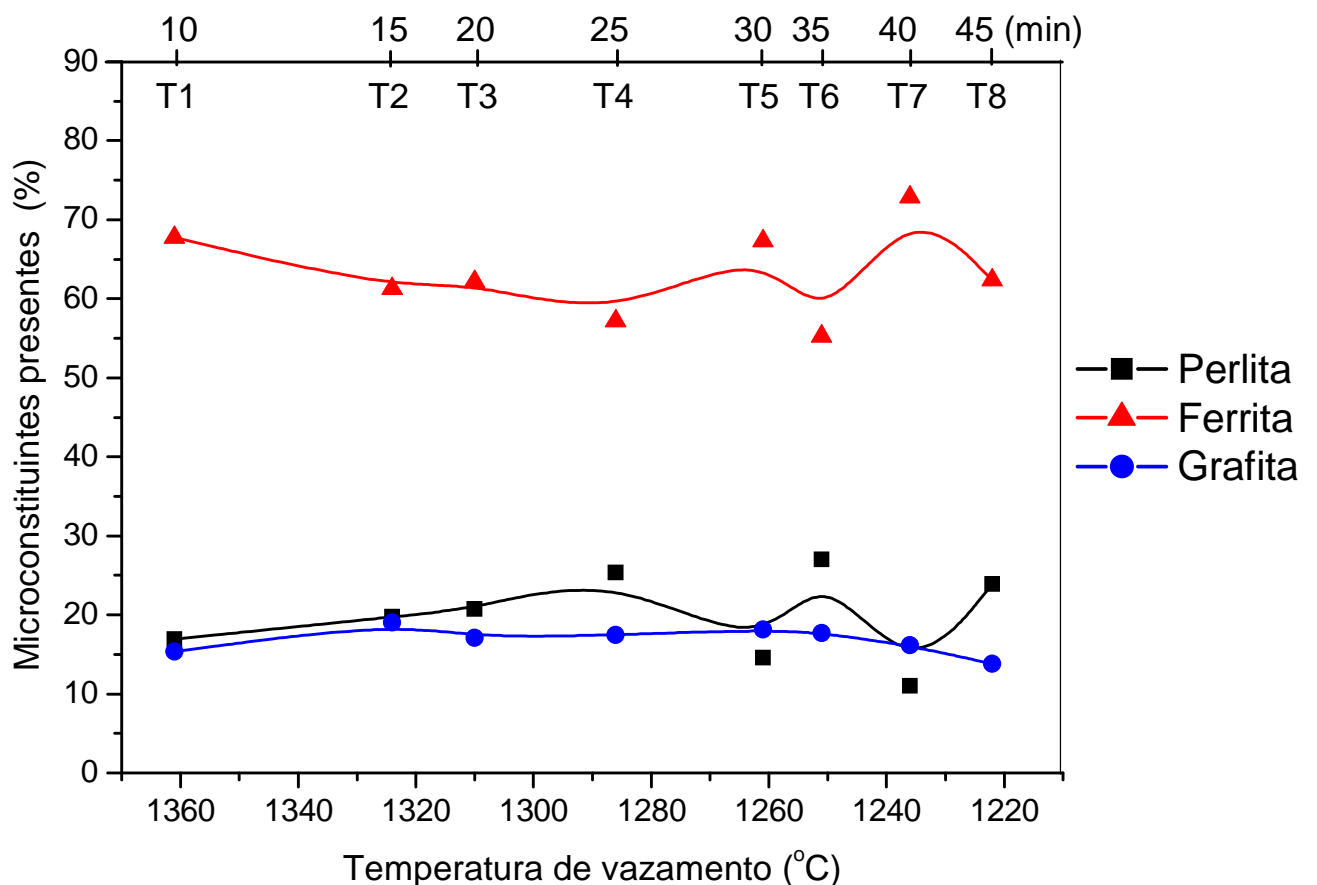


Figura 84 – Variação do percentual de microconstituintes presentes, como ferrita, grafita e perlita, em função do tempo e da temperatura para amostras de ferro fundido nodular.

Com essa avaliação, determina-se de modo bruto a maior presença da ferrita na matriz de ferrita–perlita, e verifica-se a diminuição da fração de grafita que aparece na forma de nódulos. Entretanto, estes dados não servem para fazer análise mais detalhada, visto que não foi possível separar e contabilizar os pequenos nódulos de carbono e a presença da cementita presente nas regiões de ferrita e perlita.

4.4. Microdureza Vickers

A microdureza dos microconstituintes presentes nos ferros fundidos nodulares foi obtida através de 5 medidas em pontos distintos e aleatórios de cada amostra, aplicando-se carga de 2,942N (0,3HV) por tempo de 10s. Os valores obtidos de microdureza dos vários constituintes estão demonstrados nas tabelas 21, 22 e 23, correlacionando os dados com tempo e temperatura de vazamento, onde: HV é média da Microdureza Vickers, kgf/mm^2 , δ é desvio padrão e ϵ é o erro absoluto, adotando uma probabilidade $P = 0,90$ e o coeficiente de Student = 1,6449.

Tabela 21 – Microdureza da grafita para diferentes tempos de vazamento após a nodulização.

Amostra	Tempo de vazamento após a nodulização (min)	Temperatura de vazamento (C)	HV Grafita kgf/mm^2	δ (HV)	ϵ (HV)
T1	10	1361	82,52	7,81	12,85
T2	15	1324	84,24	6,48	10,66
T3	20	1310	86,7	1,45	2,39
T4	25	1286	85,14	4,87	8,01
T5	30	1261	89,3	2,41	3,96
T6	35	1251	76,82	3,47	5,71
T7	40	1236	85,72	7,03	11,56
T8	45	1222	83,52	5,52	9,08

Tabela 22 – Microdureza da ferrita para diferentes tempos de vazamento após a nodulização.

Amostra	Tempo de vazamento após a nodulização (min)	Temperatura de vazamento (C)	HV Ferrita kgf/mm ²	δ (HV)	ε (HV)
T1	10	1361	113	6,48	10,66
T2	15	1324	110,18	7,77	12,78
T3	20	1310	109,2	2,59	4,26
T4	25	1286	109,6	2,07	3,4
T5	30	1261	110,06	12,2	20,07
T6	35	1251	110,06	8,59	14,13
T7	40	1236	119,6	10,36	17,04
T8	45	1222	112	6,4	10,53

Tabela 23 - Microdureza da perlita para diferentes tempos de vazamento após a nodulização.

Amostra	Tempo de vazamento após a nodulização (min)	Temperatura de vazamento (C)	HV Perlita kgf/mm ²	δ (HV)	ε (HV)
T1	10	1361	135,2	19,06	31,35
T2	15	1324	139,6	11,1	18,26
T3	20	1310	139,6	7,47	12,29
T4	25	1286	133	6,96	11,45
T5	30	1261	140,6	6,8	11,19
T6	35	1251	143,8	16,07	26,43
T7	40	1236	137,6	5,86	9,64
T8	45	1222	142	12,04	19,8

A figura 85 demonstra a variação da microdureza em função da temperatura e do tempo de vazamento após os tratamentos de inoculação e nodulização. Nota-se que as grandezas de microdureza de cada fase (ferrita e grafita em nódulos) e do constituinte (perlita), sofrem poucas alterações em suas grandezas em função de

tempo e temperatura de vazamento, o que pode indicar pouca alteração na composição química das mesmas. Entretanto, o nível de HV dos constituintes, em comparação, varia muito.

Os maiores valores de HV foram determinados na perlita, onde a microdureza varia de 133 a 143,8 kgf/mm². Os menos duros se apresentaram os nódulos de grafita, onde HV variou na faixa de 77 a 89 kgf/mm². A microdureza da ferrita variou na faixa de 109 a 113 kgf/mm². Os dados de microdureza obtidos são compatíveis com dados da literatura (Matlakhov, 2011; Zhang et al, 2009).

Não foi possível obter a microdureza da cementita, pois as lamelas se apresentam muito finas, impedindo com que o penetrador faça a marcação somente sobre a fase.

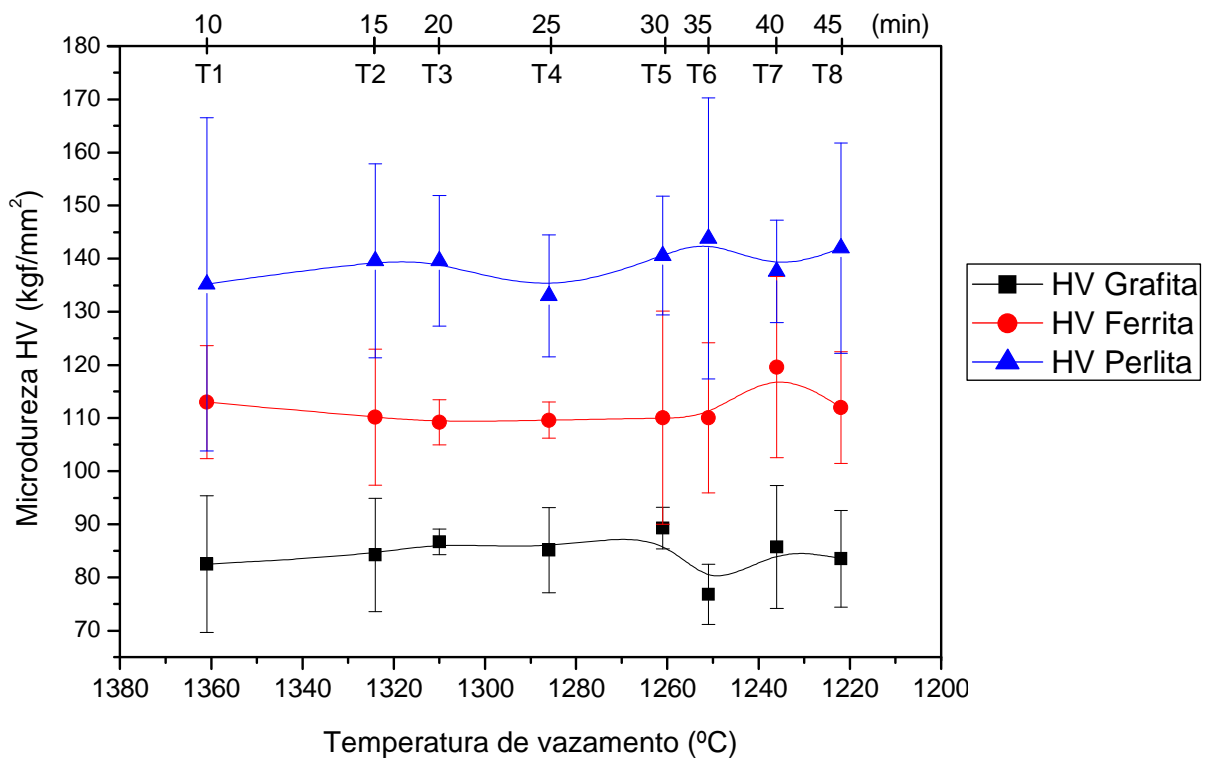


Figura 85 – Variação da microdureza em função da temperatura e do tempo de vazamento para os ferros fundidos nodulares.

4.5. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi empregada com o objetivo de obter micrografias de detalhes da estrutura não observados por microscopia ótica e realizar microanálise (EDS) para revelar elementos químicos e sua distribuição nas ligas analisadas.

As imagens dos ferros fundidos nodulares de T1 e T8, obtidas por MEV e apresentadas na figura 86 (a,b), revelam a presença dos nódulos de grafita (G), cercados pelos grãos de ferrita (F), além de grãos com morfologia típica perlítica (P), e pequenos nódulos de carbono. Para a liga T8, além disso, observa-se a cementita livre (C), apresentada na figura 86b.

Os elementos químicos, presentes nestas ligas e detectados através de microanálise (EDS), são (Fig. 87): Si, Mg, Mn, C e Fe com a predominância de Fe.

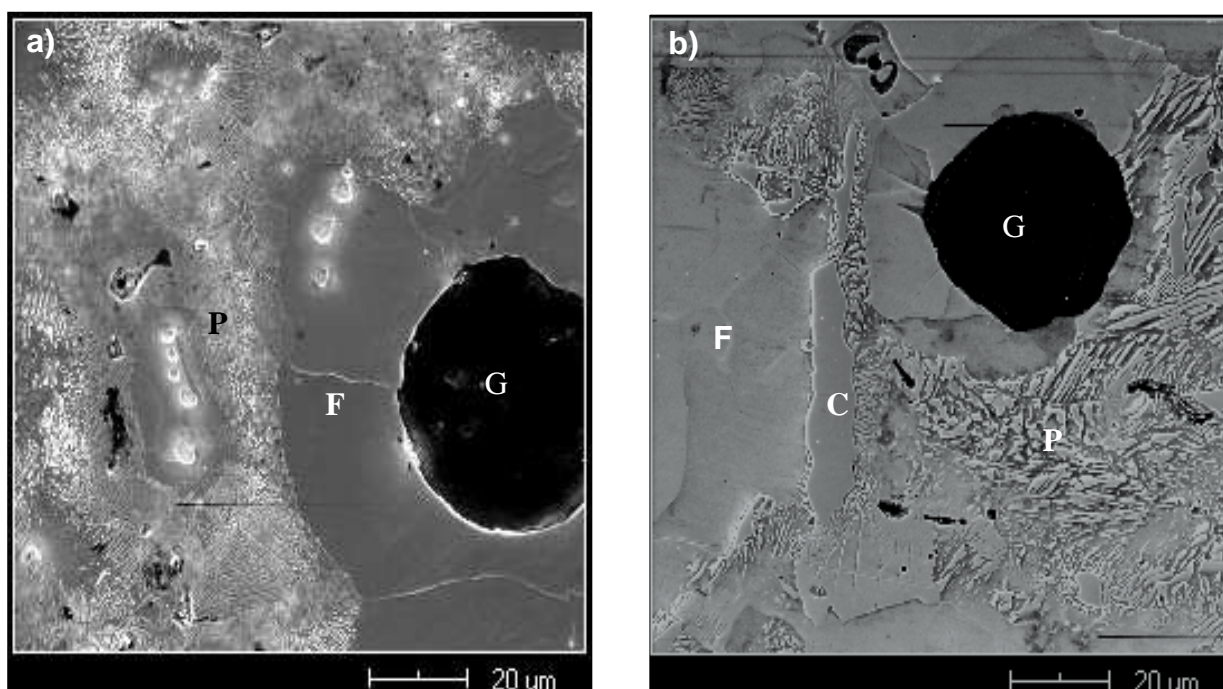


Figura 86 – Ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min). Ataque: Nital 2% e Nital 3% + $\frac{1}{4}$ de glicerina Aumento: 600X.

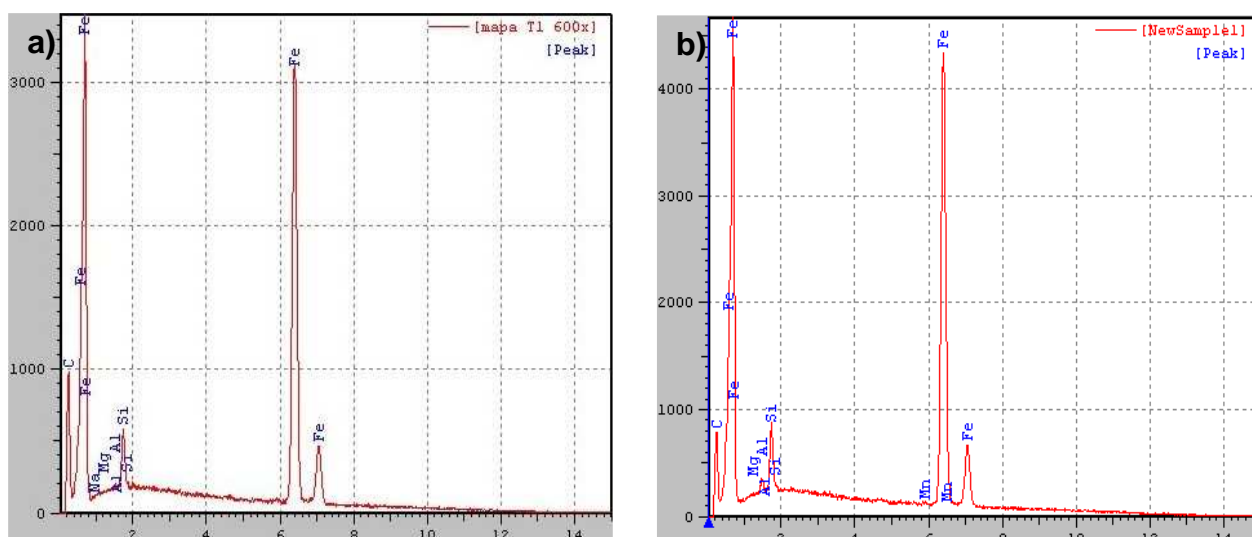


Figura 87 – Espectro de emissão de raios X característicos de ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).

- **Distribuição do Fe em ferros fundidos nodulares**

Pela análise EDS, foi determinado que o Fe se distribui homogeneamente pela ferrita e perlita na amostra T1 e pela ferrita, perlita e cementita na amostra T8. Nota-se uma pequena quantidade de Fe no centro dos nódulos de grafita da amostra T8. (Figura 88).

- **Distribuição do C em ferros fundidos nodulares**

Nas amostras T1 e T8, o C se concentra quase que totalmente nos nódulos. Nota-se a presença do C também sobre a ferrita, a perlita e a cementita, porém em intensidade muito pequena (figura 89).

- **Distribuição do Si em ferros fundidos nodulares**

Pela análise EDS, foi determinado que o Si se apresenta distribuído homogeneamente pela matriz de ferrita e perlita. Entretanto, em nódulos gráfiticos, na amostra T1 (figura 90), e em nódulos de grafita e na cementita, na amostra T8 (figura 90b), a presença de Si é muito mais baixa.

- **Distribuição do Mg nos ferros fundidos nodulares**

O Mg se distribui homogeneamente por toda a extensão das amostras T1 e T8 (Figura 91).

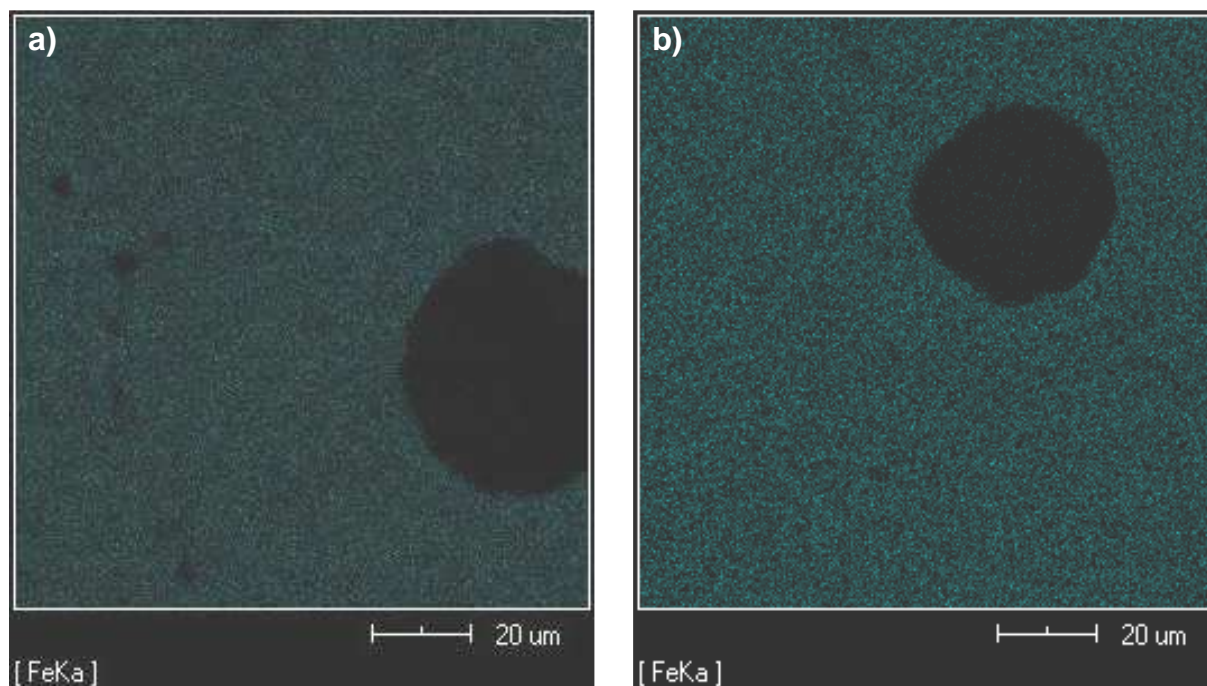


Figura 88 - Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de Fe- K_{α} . Revelação da distribuição de Fe em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).

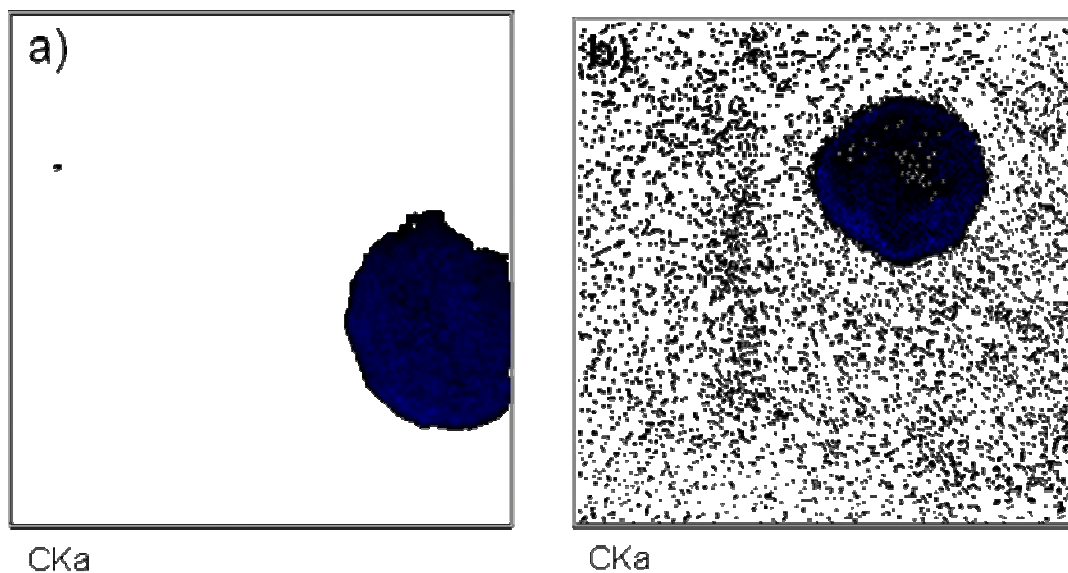


Figura 89 - Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de C- K_{α} . Revelação da distribuição de C em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min)

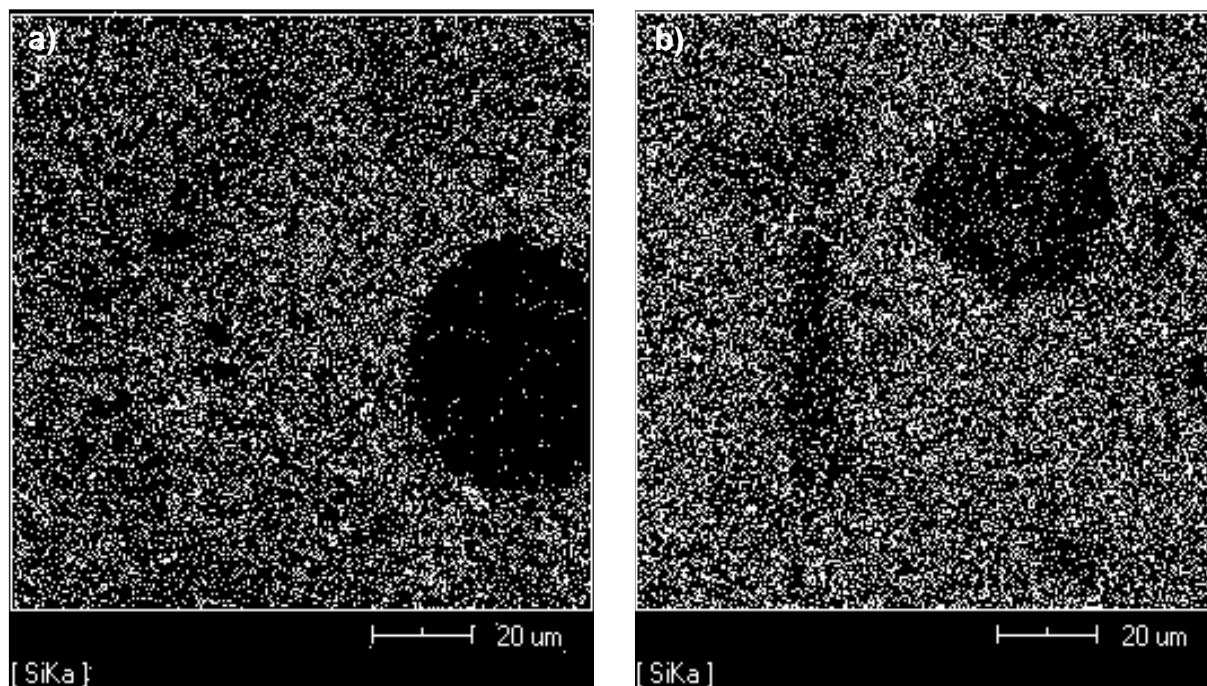


Figura 90 - Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de Si- K_{α} . Revelação da distribuição de Si em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).

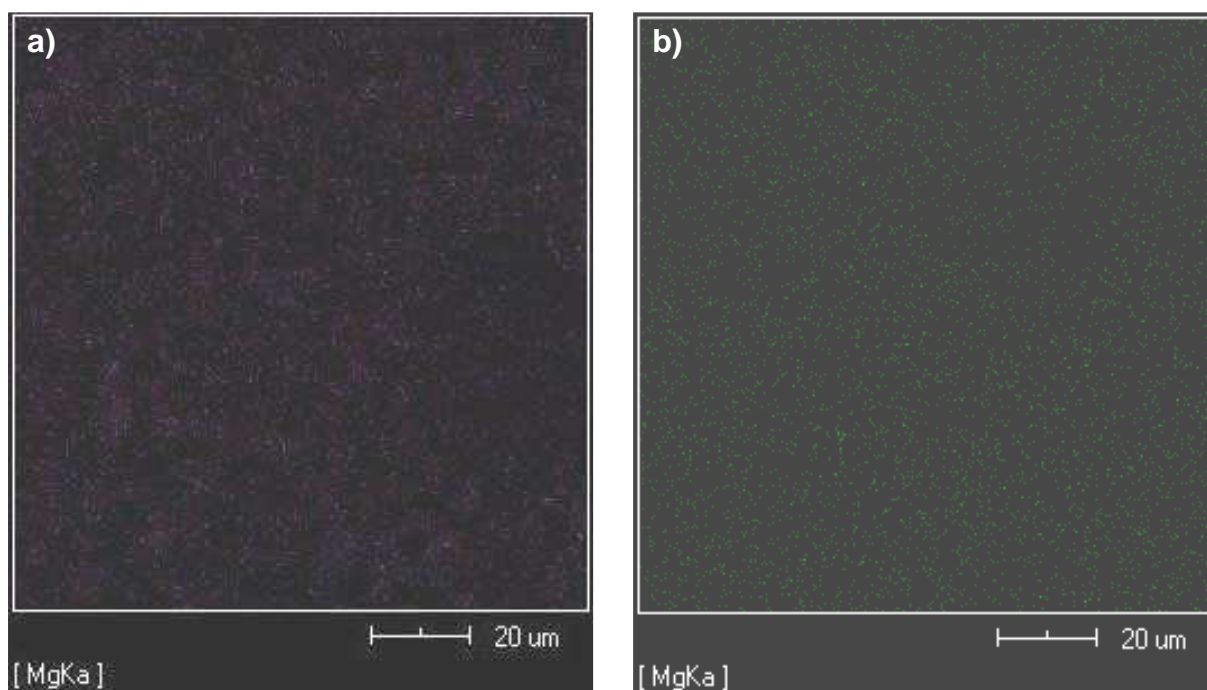


Figura 91 - Mapas das mesmas regiões (fig. 76a,b) em raios X característicos de Mg- K_{α} . Revelação da distribuição de Mg em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).

- **Distribuição do Mn nos ferros fundidos nodulares**

O Mn se concentra nas regiões de ferrita e perlita na amostra T1 (figura 92 a), e nas regiões de ferrita, perlita e cementita na amostra T8 (Figura 92 b), se apresentando em menor quantidade em nódulos de grafita.

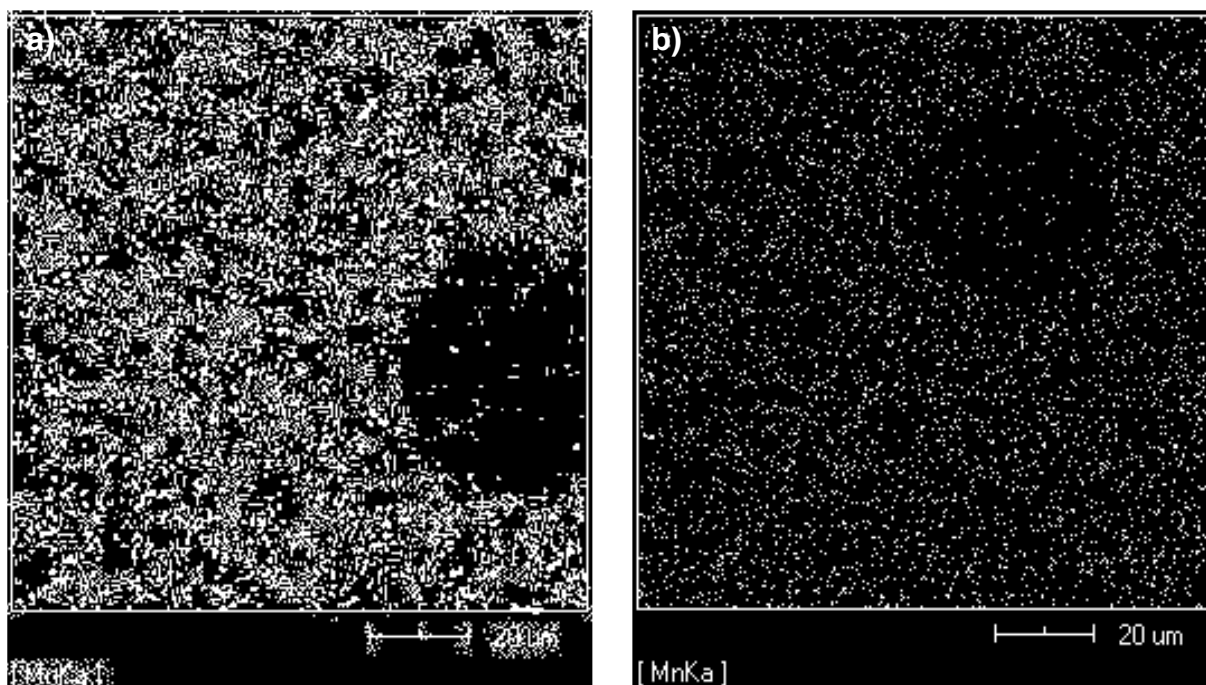


Figura 92 - Mapas das mesmas regiões (fig. 76 a,b) em raios X característicos de Mn-K α . Revelação da distribuição de Mn em ferro fundido nodular, a) amostra T1 (10min) e b) amostra T8 (45min).

Análise EDS em ponto foi realizada para determinar a composição química de certos constituintes, no ferro fundido. A imagem na figura 93 revela uma lamela provavelmente de cementita, na qual foi realizada a análise química pontual.

Os resultados provam que os constituintes que aparecem na liga T8 em forma de lamelas e em quantidade significativa pertencem a cementita livre.

Na imagem de MEV da figura 94 são observadas duas fases na parte de ledeburita transformada. A análise química foi realizada em dois pontos 1 – na fase provavelmente de cementita, e 2 – na matriz. O resultado da análise EDS em dois pontos está apresentado na figura 95.

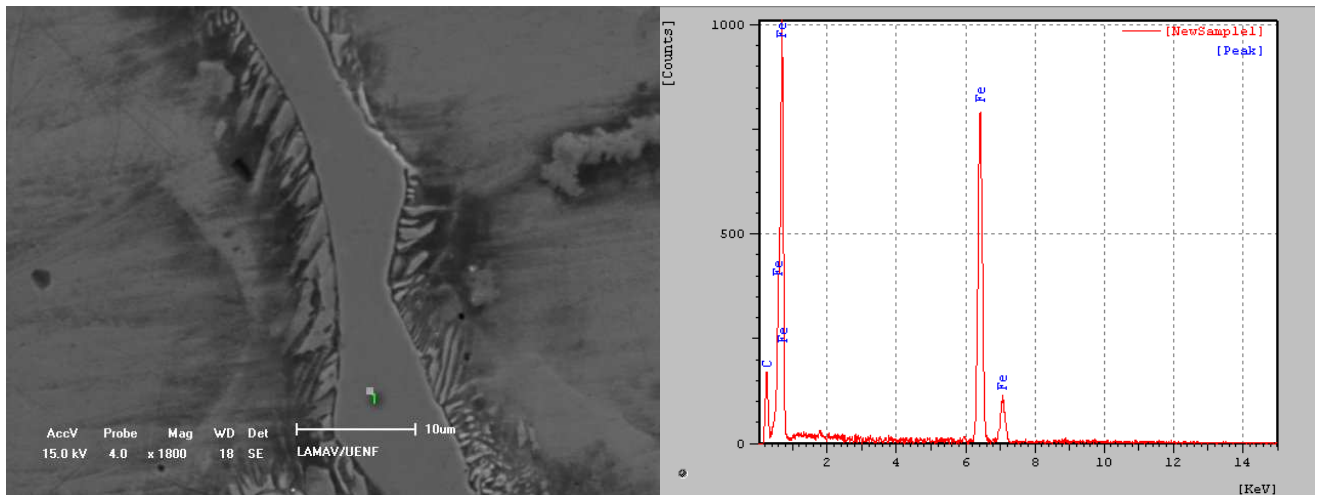


Figura 93 – a) Uma lamela de cementita no ferro fundido T8 (45 min.); b) Espectro de emissão de raios X característicos dos elementos no ferro fundido nodular determinado no ponto 1.MEVEDS.

No ferro fundido T8, verifica-se a presença de silício na área de matriz (ponto 2) e sua ausência na fase de cementita (no ponto 1). Nesta liga, revela-se a formação da eutética (ledeburita), seguindo o diagrama metaestável (Fe-Fe₃C), o que é típico para as ligas .

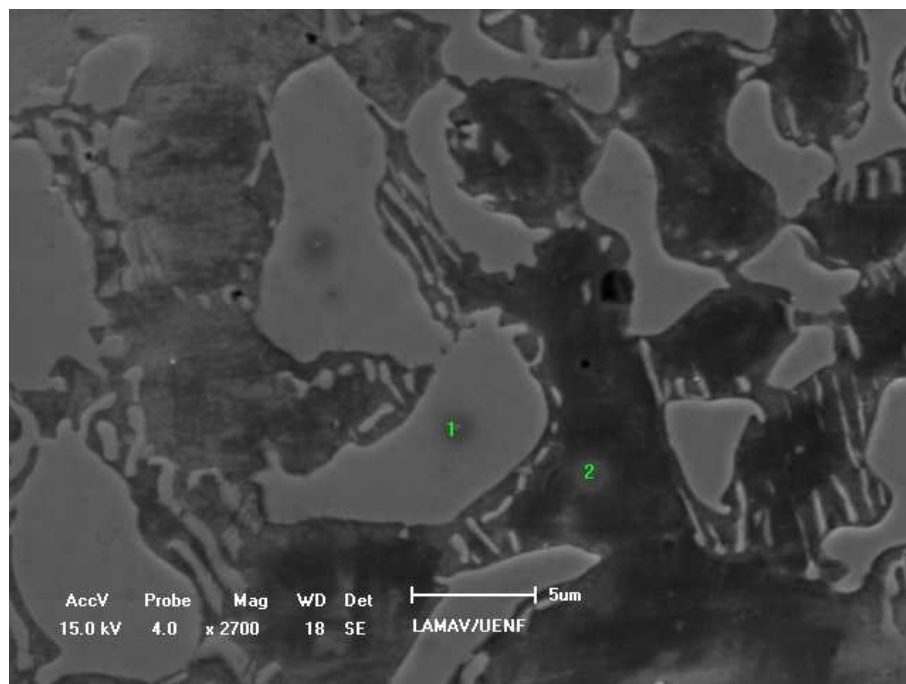


Figura 94 – Microestrutura da liga T8 (45 min.), na parte de ledeburita transformada, com pontos 1 e 2 onde foi realizada a análise EDS. MEV.

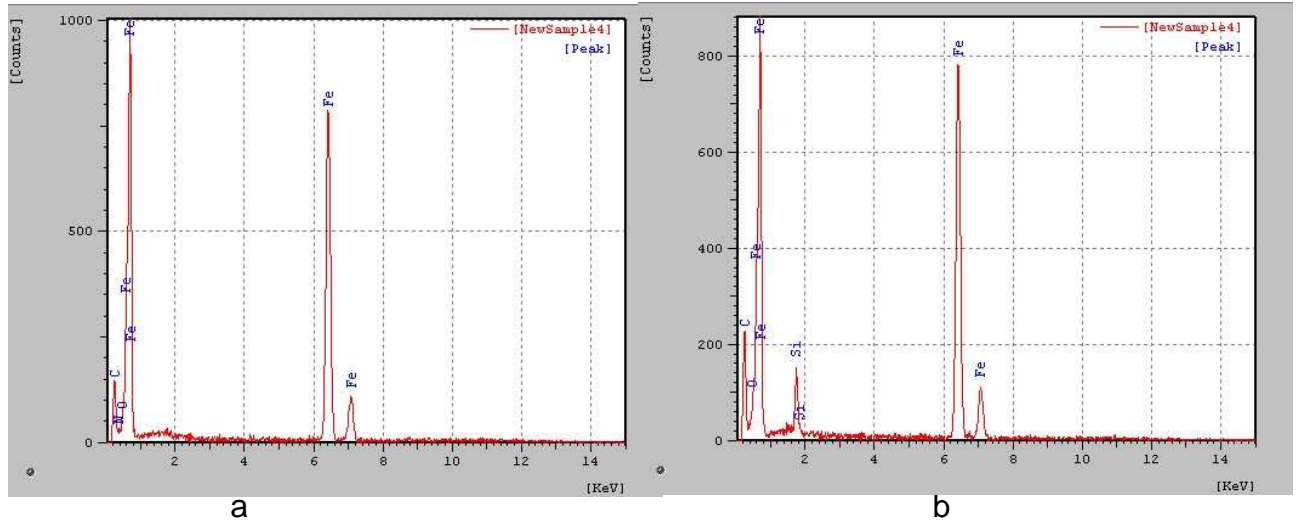


Figura 95 – Espectro de emissão de raios X característicos dos elementos no ferro fundido nodular T8 (45min), determinado a) no ponto 1; b) no ponto 2 (da fig. M).

As tabelas 24 e 25 apresentam a avaliação quantitativa referente às análises pontuais realizadas.

Tabela 24 - Quantificação química da análise pontual (ponto 1, figura 91a) da lamela de cementita presente no ferro fundido nodular T8.

Element	Intensity	Weight %	AT %	K- value	Z	A	F
C	9.044	9.954	33.950	0.04428	0.91095	341.454	100.000
Fe	45.566	90.046	66.050	120.750	103.401	0.99851	0.99932
Total		100.000	100.000	125.178			

Tabela 25 - Quantificação química da análise pontual de fase cementita (ponto 1, figura 92), e matriz (ponto 2, figura 92) presentes no ferro fundido nodular T8.

Ponto 1								Ponto 2							
Element	Intensity	Weight %	AT %	K- value	Z	A	F	Element	Intensity	Weight %	AT %	K- value	Z	A	F
C	8.867	7.409	20.787	0.04341	0.92131	3.21209	1.00000	C	13.928	12.346	34.766	0.06819	0.92120	3.40656	1.00000
N	1.626	6.907	16.617	0.05177	0.92580	2.49871	1.00000	O	5.945	7.108	15.027	0.06497	0.92955	2.04212	1.00000
O	4.788	7.250	15.270	0.06244	0.92974	2.16533	1.00000	Si	8.242	2.382	2.869	0.02765	0.95106	1.57631	0.99627
Fe	48.359	78.434	48.326	1.28146	1.06608	0.99711	0.99831	Fe	47.935	78.164	47.338	1.27682	1.06517	0.99766	0.99848
Total		100.000	100.000	1.43908				Total		100.000	100.000				

4.6. Ensaio de tração

Por meio dos ensaios de tração foi possível avaliar as propriedades mecânicas de limite de resistência à tração (LRT), alongamento relativo (AR) e tensão de escoamento (TE). Para cada tempo e temperatura de vazamento foram realizados 2 lotes de ensaios de tração na SGC. As tabelas 26 e 27 apresentam os resultados dos lotes 1 e 2 respectivamente, enquanto as figuras 96, 97 e 98 demonstram a variação das propriedades mecânicas em função do tempo e da temperatura de vazamento para os lotes 1 e 2.

Tabela 26 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (1º lote)

Resultados de ensaios mecânicos (1º lote)								
Amostras	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
Tempo de vazamento após nodulização (min.)	10	15	20	25	30	35	40	45
Temperatura de vazamento (°C)	1361	1324	1310	1286	1261	1251	1236	1222
LRT (MPa)	536,5	528,1	553,4	535,9	485,8	535,9	504	509,2
AR (%)	13,7	16,3	13,7	10	16,3	12,3	11	10,2
TE (MPa)	303,4	318,3	334,9	273,5	331,6	290,1	331,6	344,8

Tabela 27 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (2º lote)

Resultados de ensaios mecânicos (2º lote)								
Amostras	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
Tempo de vazamento após nodulização (min.)	10	15	20	25	30	35	40	45
Temperatura de vazamento (°C)	1361	1324	1310	1286	1261	1251	1236	1222
LRT (MPa)	535,2	544,3	542,4	504,7	483,2	499,5	527,4	498,8
AR (%)	12,58	13	14,05	13,42	13,33	15,83	13,17	14,37
TE (MPa)	337,09	370,63	374,93	356,27	339,22	322,33	359,13	334,93

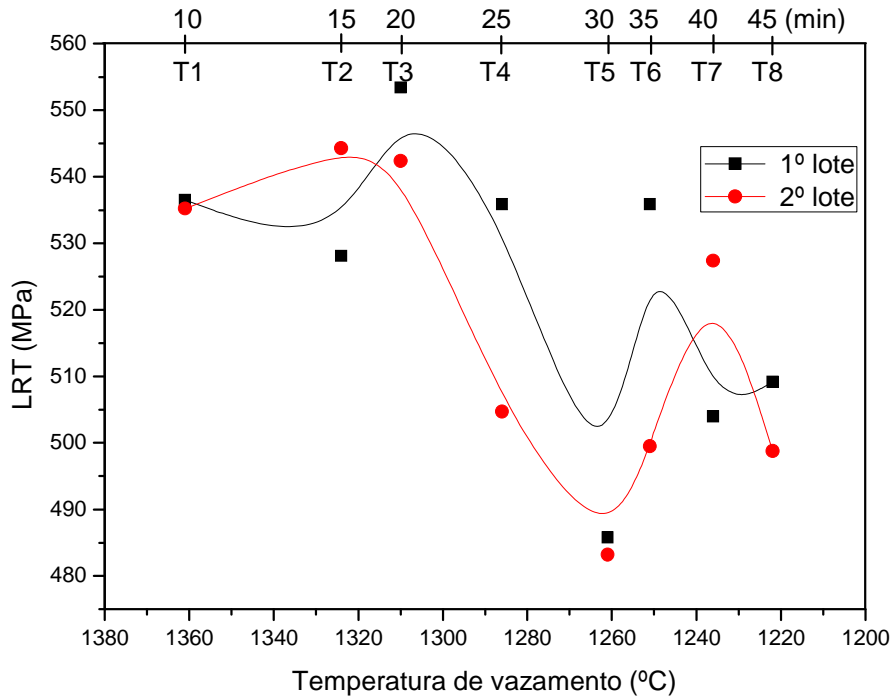


Figura 96 – Variação do limite de resistência à tração (LRT), dos ferros fundidos nodulares em função da temperatura e do tempo de vazamento.

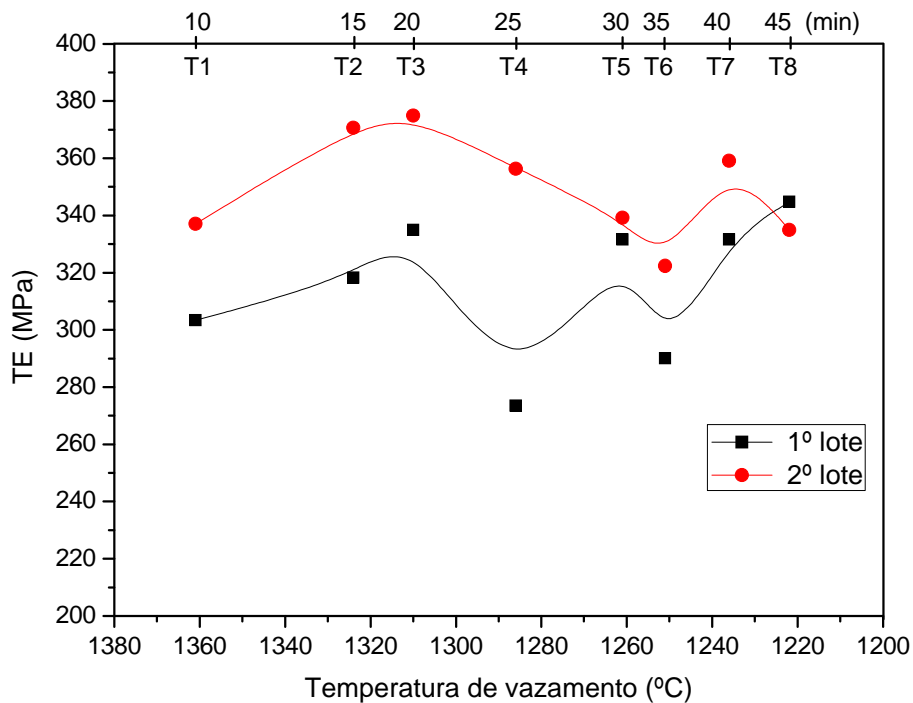


Figura 97 – Variação da tensão de escoamento (TE) dos ferros fundidos nodulares em função da temperatura e do tempo de vazamento.

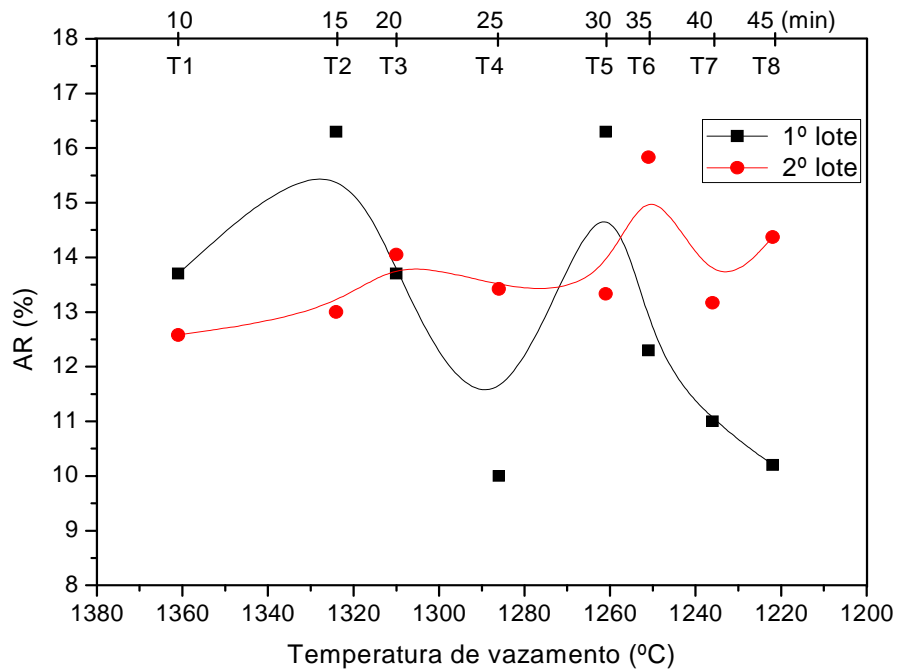


Figura 98 – Variação do alongamento relativo (AR) dos ferros fundidos nodulares em função da temperatura e do tempo de vazamento.

A comparação entre os resultados dos dois lotes demonstra certa proximidade entre os valores obtidos para as propriedades avaliadas nas diferentes amostras. Nota-se inclusive um comportamento bastante semelhante entre os resultados de resistência a tração para os lotes 1 e 2, quando plotados em função do tempo e da temperatura de vazamento.

As figuras 99, 100 e 101, apresentam a média das propriedades mecânicas calculadas com base nos dois lotes ensaiados para os diferentes tempos e temperaturas de vazamento. Essas curvas serviram de base para analisar a relação entre as alterações estruturais observadas e as propriedades mecânicas de LRT e AR avaliadas, conforme disposto no capítulo 5 Discussão.

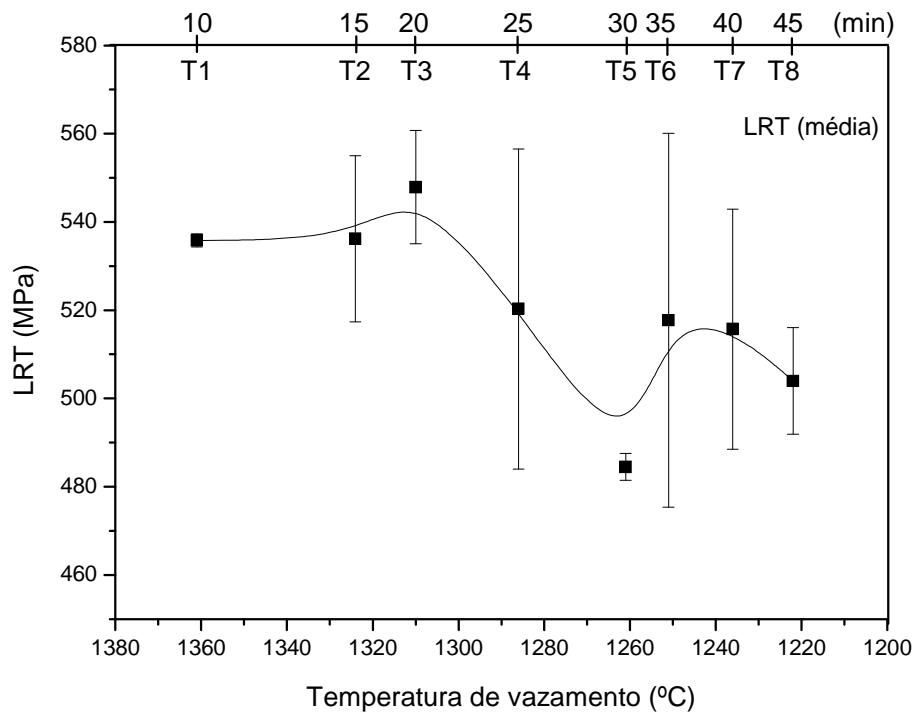


Figura 99 – Variação da média do LRT em função do tempo e da temperatura de vazamento

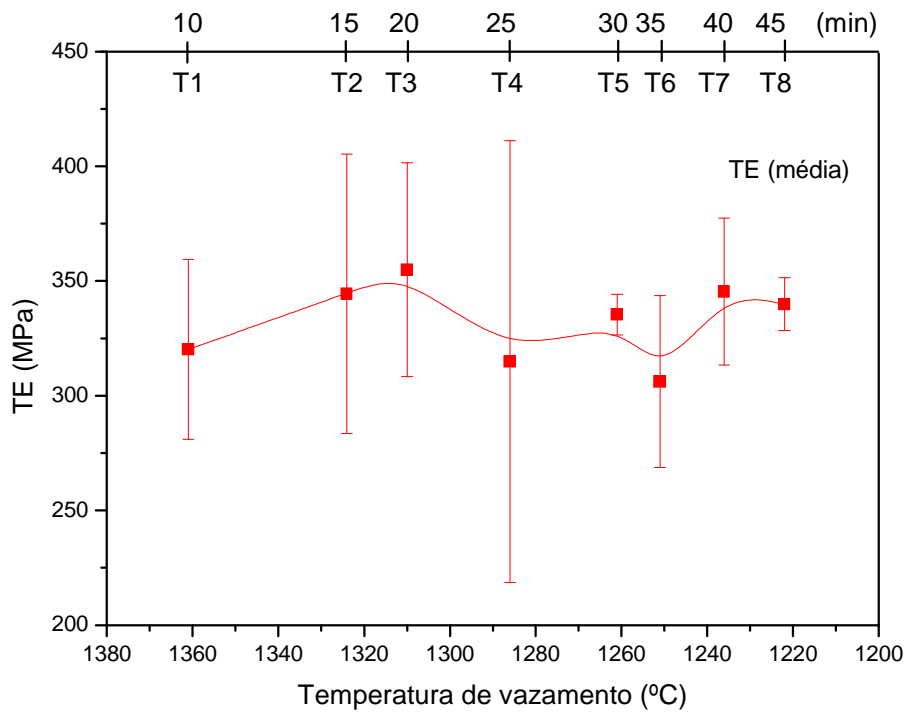


Figura 100 – Variação da média da TE em função do tempo e da temperatura de vazamento

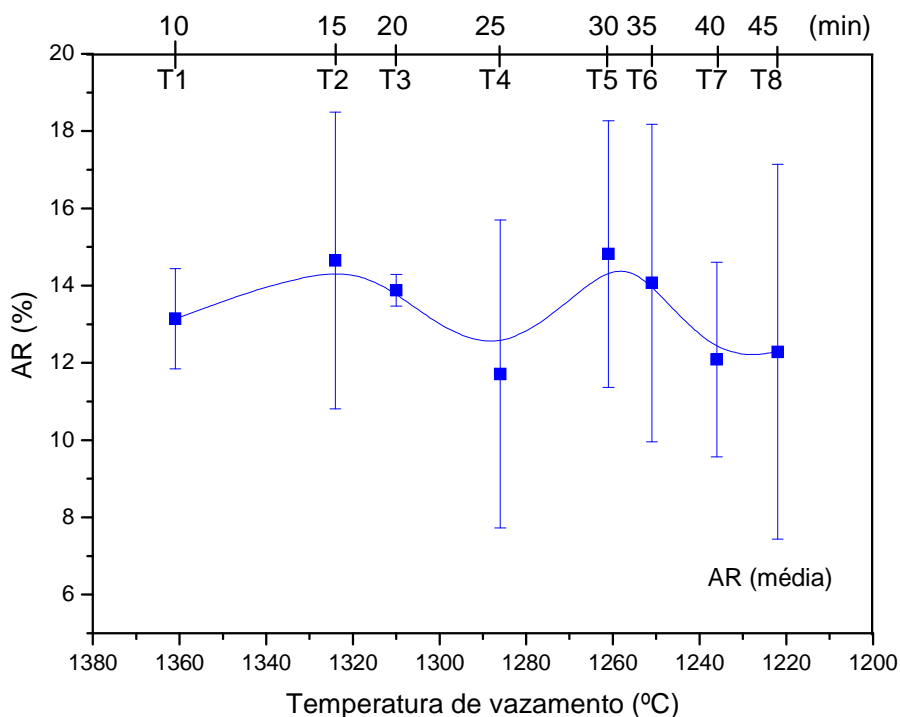


Figura 101 – Variação da média do AR em função do tempo e da temperatura de vazamento

As figuras 102, 103, 104, 105, 106, 107, 108 e 109 apresentam as curvas de “carga (N) x deslocamento (mm)” para as amostras do 2º lote.

A linha paralela, apresentada nessas curvas, (figuras 102 a 109) como resultado de leitura do próprio equipamento se mostrou incoerente com a região de deformação elástica e, portanto, não foi empregada para determinar a tensão de escoamento. Na avaliação dos resultados traçou-se manualmente uma tangente que foi utilizada para determinar o limite de escoamento e o módulo de elasticidade para o 2º lote ensaiado.



Figura 102 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T1 (10min / 1361 °C). 2º lote.

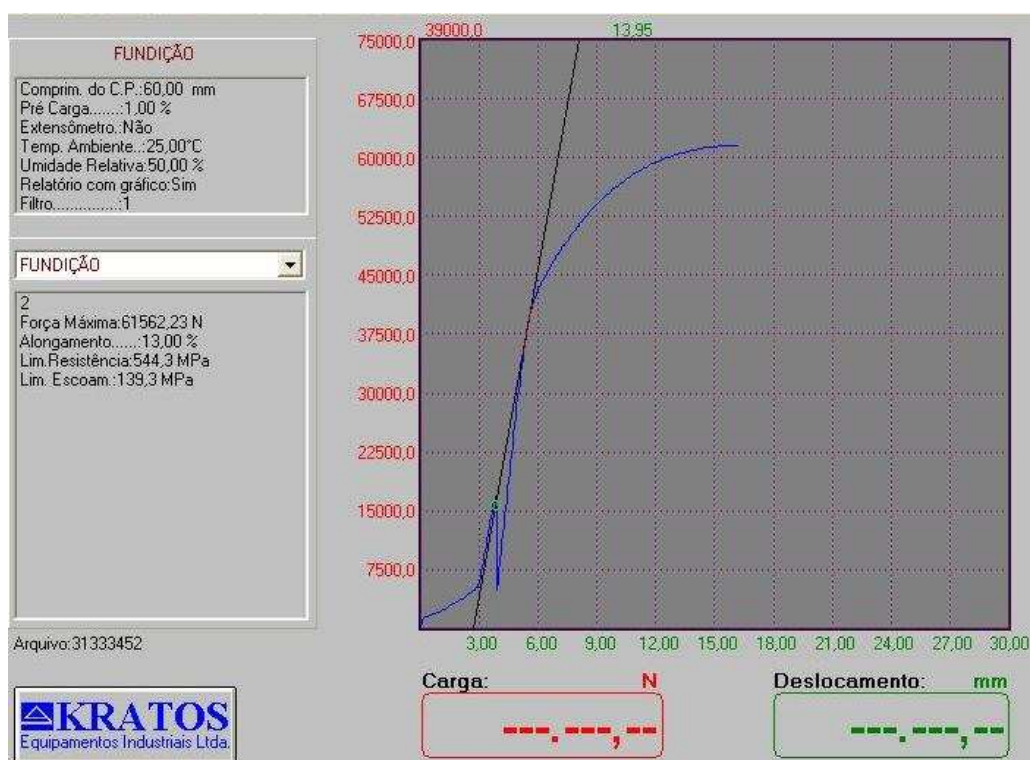


Figura 103 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T2 (15min / 1324 °C). 2º lote.

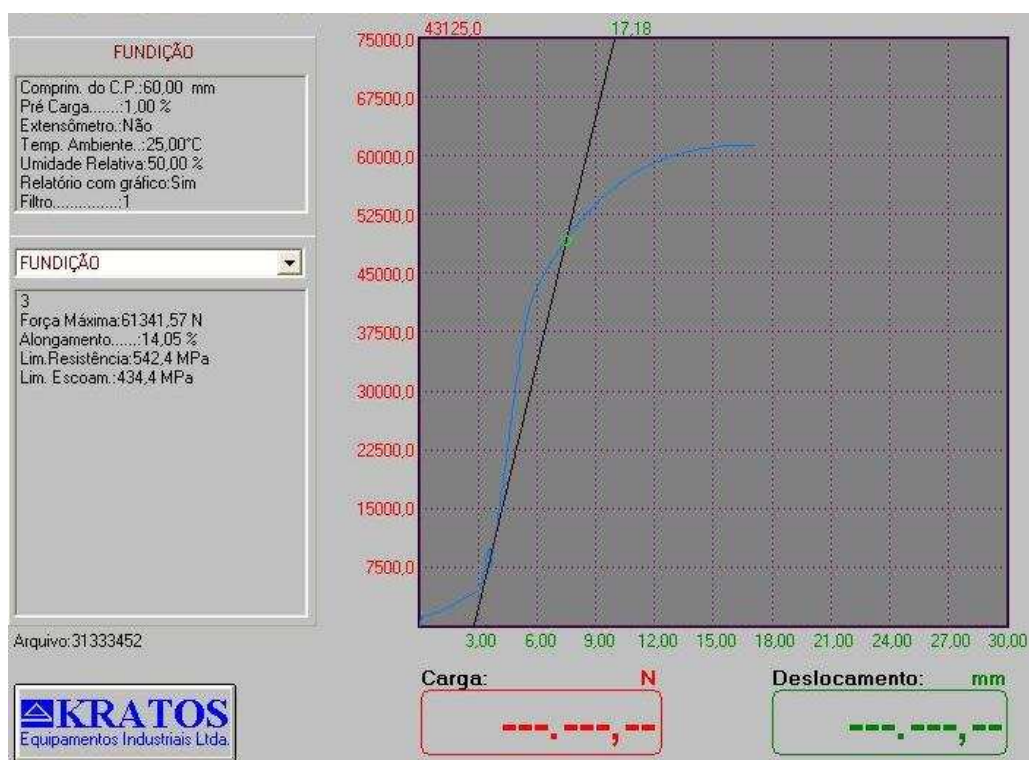


Figura 104 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T3 (20min / 1310 °C). 2º lote.

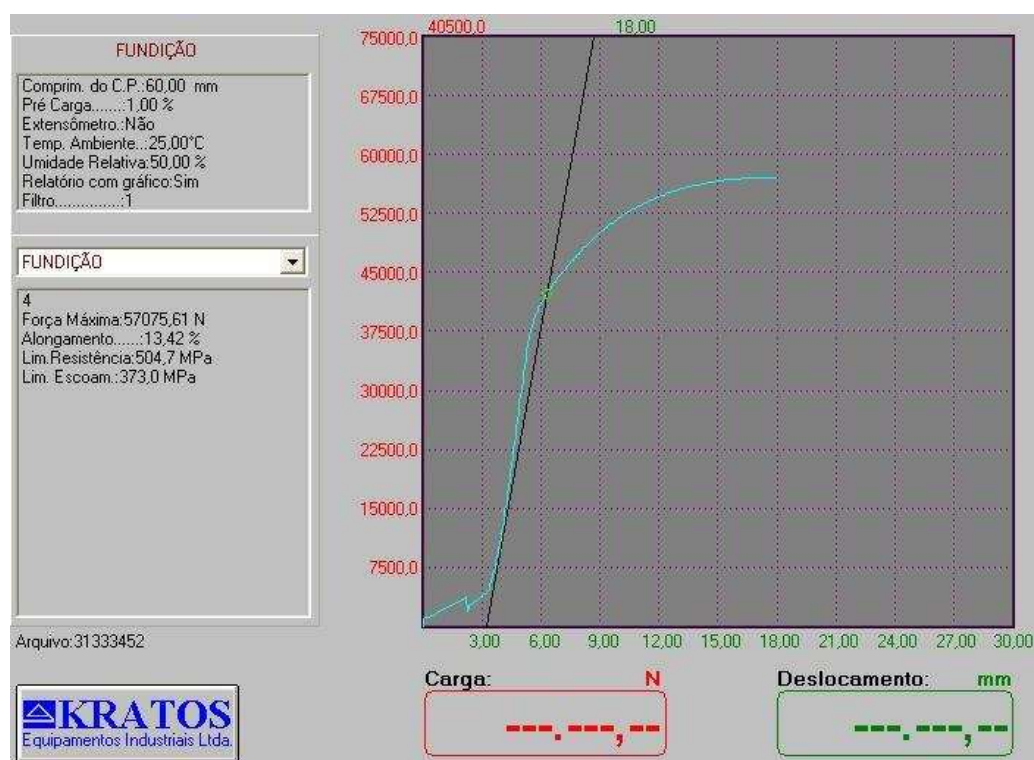


Figura 105 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T4 (25min / 1286 °C). 2º lote.



Figura 106 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T5 (30min / 1261 °C). 2º lote.

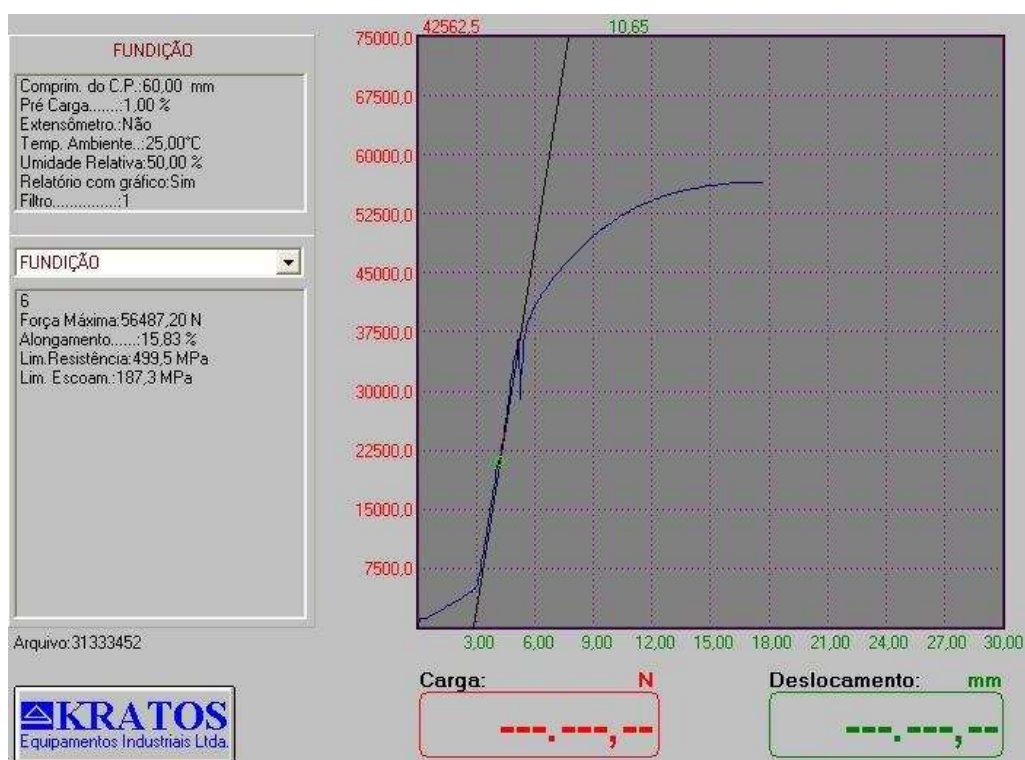


Figura 107 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T6 (35min / 1251 °C). 2º lote.



Figura 108 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T7 (40min / 1236 °C). 2º lote.

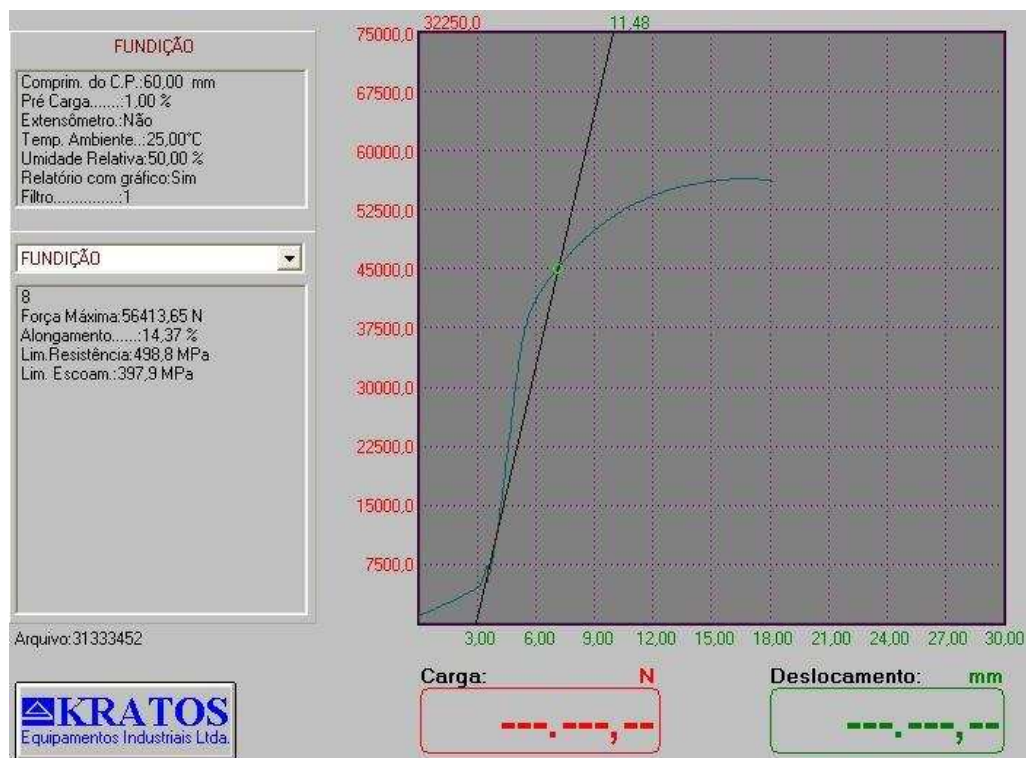


Figura 109 – Curva de ensaio de tração de ferro fundido nodular T8 (45min / 1222 °C). 2º lote.

Analisando as curvas do 2º ensaio (figuras 102 a 109), nota-se que o comportamento do material no regime elástico é linear. Com base na linearidade apresentada, foi calculado o módulo de elasticidade através da equação abaixo:

$$E = \frac{\delta}{\varepsilon} \quad (\text{eq. 7})$$

Onde: E = Módulo de elasticidade; δ = Tensão; ε = Deformação.

Os valores de E, calculado para as amostras do segundo lote ensaiado, estão apresentados na tabela 28. A figura 110 apresenta a variação de E em função do tempo e da temperatura de vazamento.

Tabela 28 – Módulo de elasticidade calculado para ferros fundidos nodulares (2º lote).

Amostra	Tempo de vazamento após a nodulização (min)	Temperatura de vazamento (°C)	Módulo de elasticidade E (GPa)
T1	10	1361	133,23
T2	15	1324	142
T3	20	1310	135,84
T4	25	1286	133,93
T5	30	1261	142,52
T6	35	1251	105
T7	40	1236	120,91
T8	45	1222	124,97

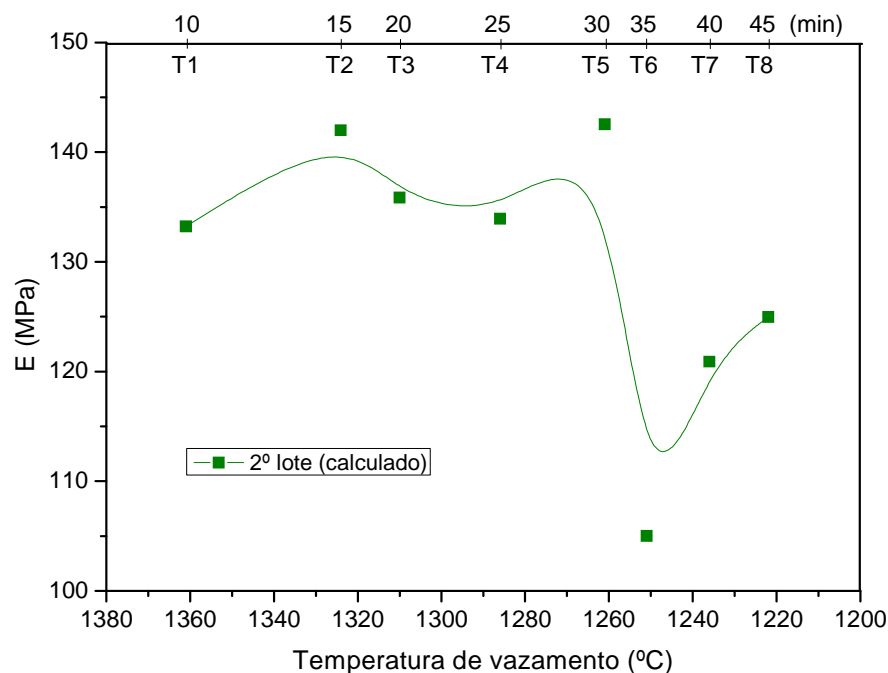


Figura 110 - Variação do módulo de elasticidade (E) em função da temperatura e do tempo de vazamento para ferros fundidos nodulares (2º lote).

4.7. Análise de superfície de fratura dos ferros fundidos nodulares

A análise de superfície de fratura por MEV demonstra para todos os tempos e temperaturas a ocorrência de fratura dúctil, com nódulos destacados da matriz (Figura 111). Verifica-se o processo de pré-fratura com a ocorrência de rompimento na interface grafita/matriz (figura 112 a, b, c, d, f) e a deformação plástica da matriz (Figura 112 d, e, g, h).

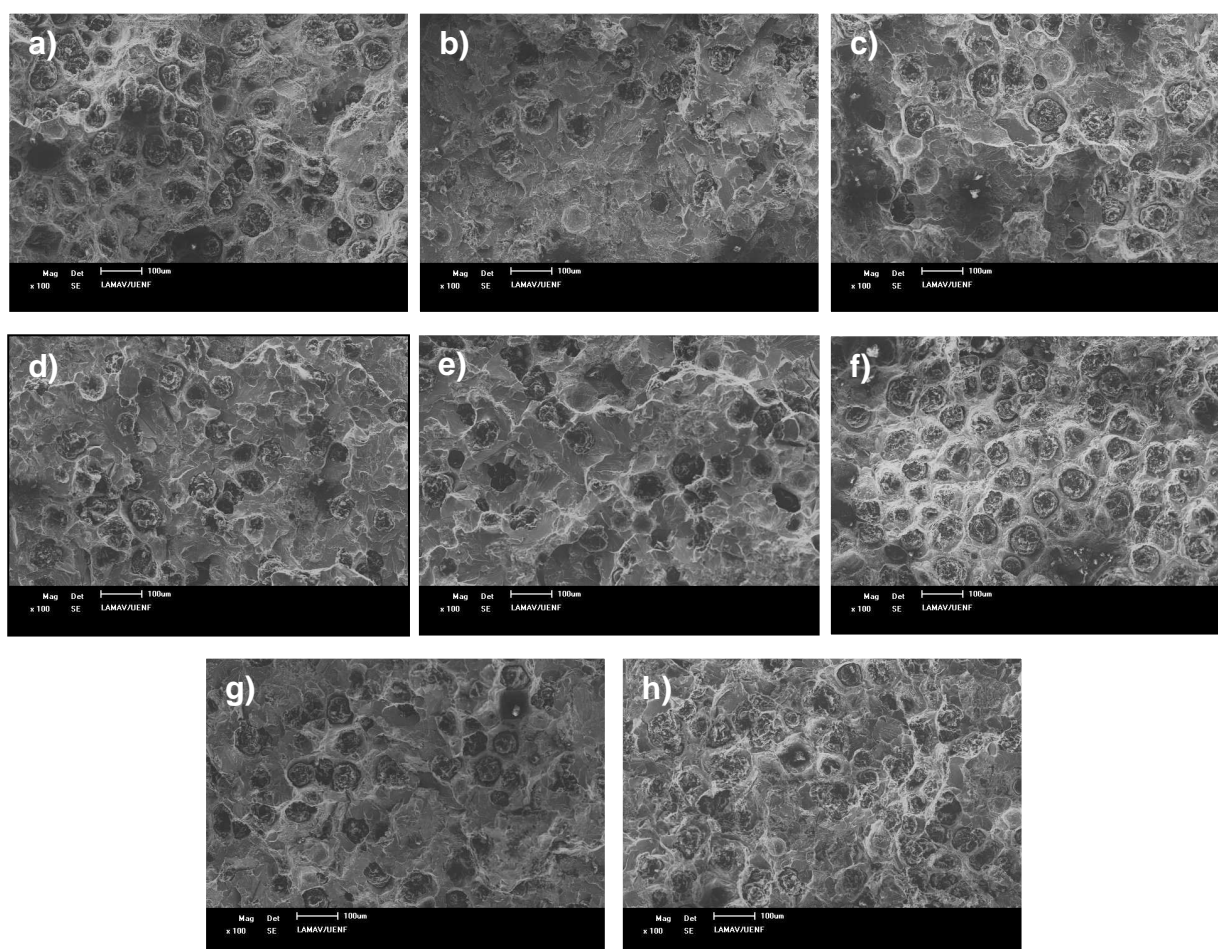


Figura 111 – Fratura dúctil em ferros fundidos nodulares. MEV. Aumento: 100X. a) T1 (10min / 1361°C), b) T2 (15min / 1324°C), c) T3 (20min / 1310°C), d) T4 (25min / 1286°C), e) T5 (30min / 1261°C), f) T6 (35min / 1251°C), g) T7 (40min / 1236°C) e h) T8 (45min / 1222°C).

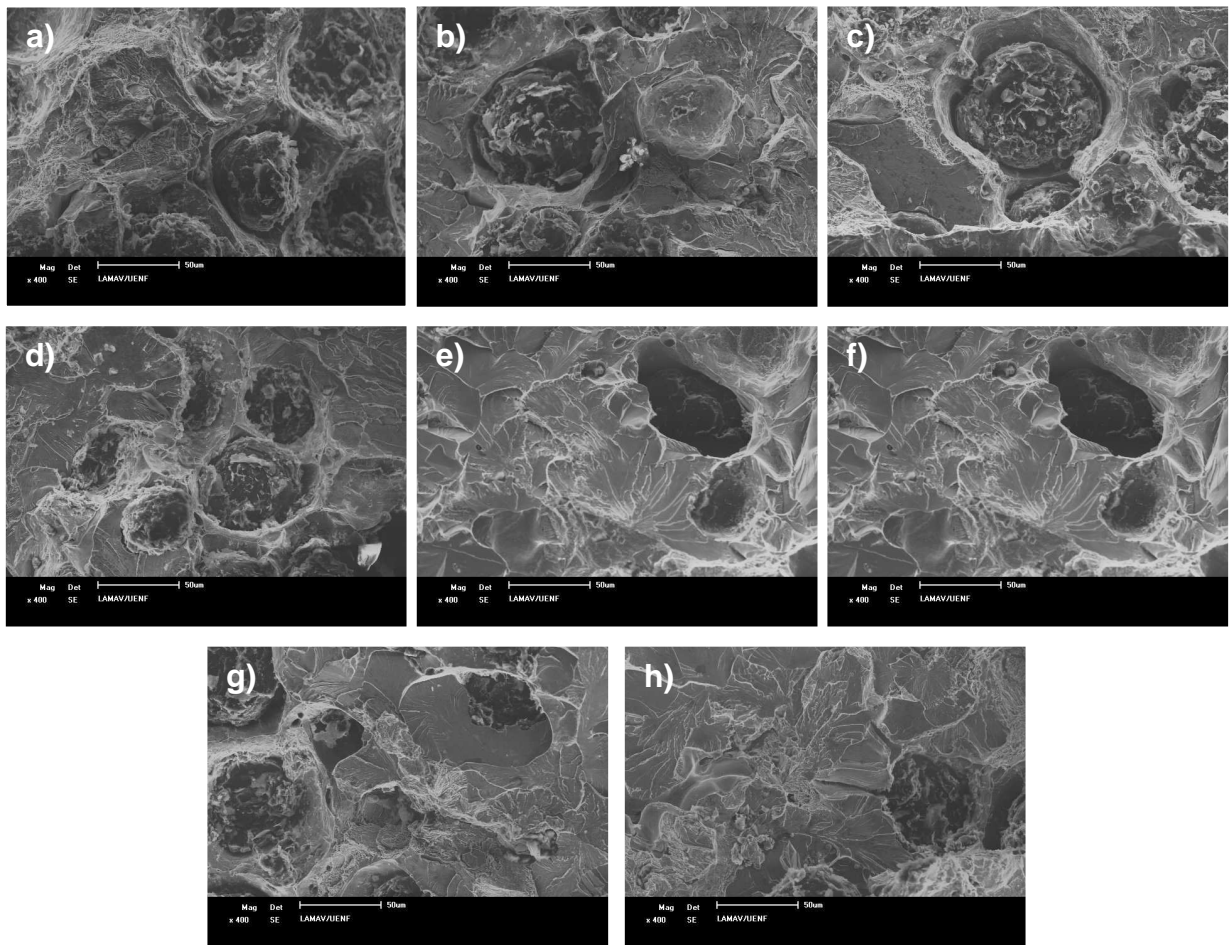


Figura 112 – Rompimento na interface matriz/grafita em ferros fundidos nodulares (a, b, c, d, f). Deformação plástica da matriz (d, e, g, h). Aumento: 400X. a) T1 (10min / 1361°C), b) T2 (15min / 1324°C), c) T3 (20min / 1310°C), d) T4 (25min / 1286°C), e) T5 (30min / 1261°C), f) T6 (35min / 1251°C), g) T7 (40min / 1236°C) e h) T8 (45min / 1222°C). MEV

A análise de superfície de fratura também revelou a propagação de uma trinca no sentido grafita-matriz (figura 113) para a amostra T8 (45min. / 1222°C), além do bloqueio de uma trinca por uma região de perlita para a amostra T5 (30min / 1261°C), conforme demonstra a figura 114.

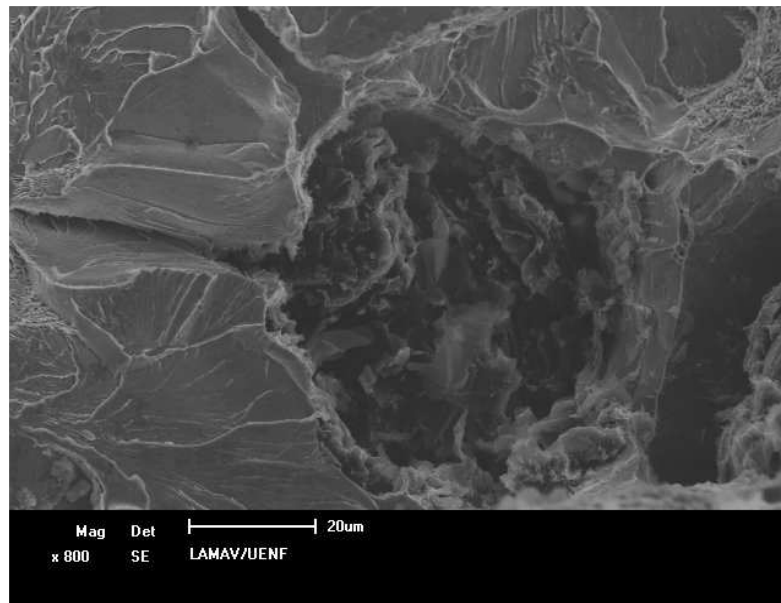


Figura 113 - Propagação de uma trinca no sentido grafita-matriz para a amostra T8 (45min. / 1222°C).

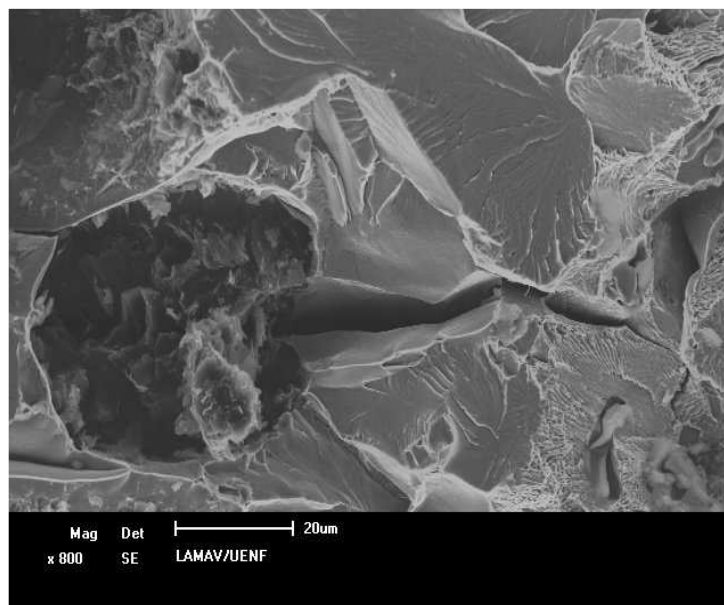


Figura 114 - Bloqueio de uma trinca por uma região de perlita para a amostra T5 (30min / 1261°C)

CAPÍTULO 5: DISCUSSÃO

5.1. A influência de temperatura e tempo de vazamento sobre o processo de solidificação dos ferros fundidos nodulares analisados.

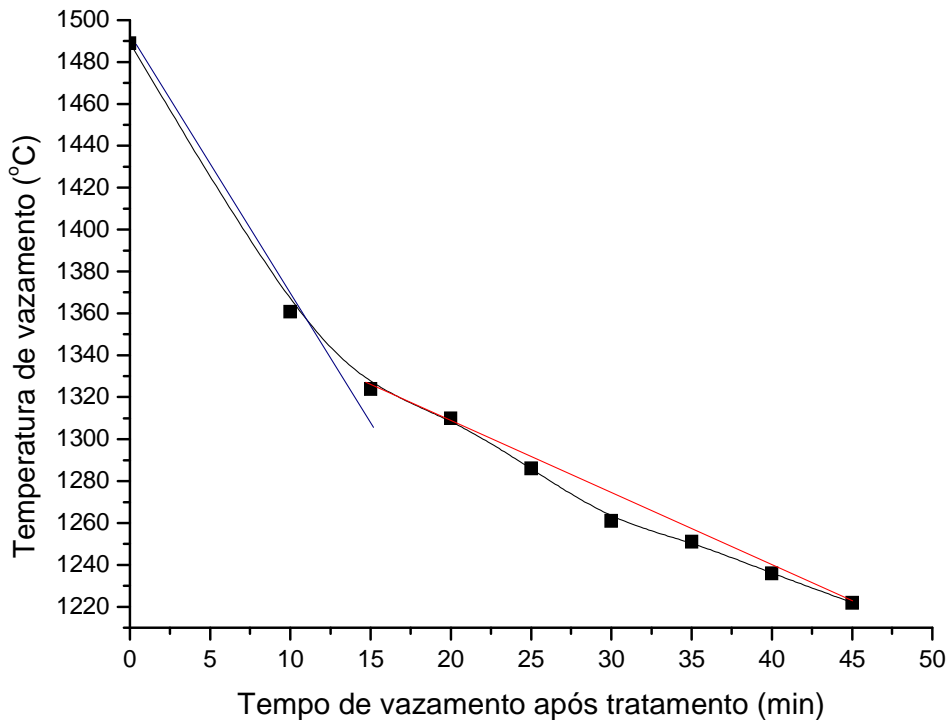


Figura 115 – Variação da temperatura em função do tempo de vazamento.

A curva da variação da temperatura do banho metálico, medida na panela em função do tempo de vazamento (figura 115), apresenta 2 etapas com comportamentos diferentes. O primeiro comportamento é observado entre o término dos tratamentos de inoculação e nodulização (0min / 1489 °C) e o vazamento da amostra T1 (10min / 1361 °C). Entre T1 (10min / 1361 °C) e T2 (15min / 1324 °C) nota-se uma perda da linearidade. A mesma é restabelecida, (dando início ao segundo comportamento quase linear), e se mantém a partir de T2 (15min / 1324 °C) até T8 (45min / 1222 °C), com um pequeno desvio entre T4 (25min / 1386 °C) e T6 (35min / 1251 °C). O primeiro comportamento linear (0min a 10min) indica que a queda de temperatura ocorre em maior velocidade quando comparado ao segundo comportamento quase linear observado (entre 15min e 45min). Isso pode ser explicado pelo fato de que entre a panela recém tratada e o ambiente existe uma grande diferença de temperatura, que promove um gradiente térmico responsável

pela rápida perda de calor da panela para o ambiente. Para o segundo comportamento quase linear (entre 15 min e 45 min) a perda de calor é mais lenta em função da redução do gradiente térmico entre a panela e o ambiente, o que resulta em redução da velocidade de resfriamento do metal líquido. O desvio da linearidade entre T4 (25min / 1386 °C) e T6 (35min / 1251 °C), pelo tempo e temperatura coincide com alterações qualitativas e significativas na estrutura e nas propriedades dos ferros fundidos analisados, o que vai ser discutido em seguida.

5.2. A variação do tamanho médio e da área média dos nódulos em função do tempo e da temperatura de vazamento.

A primeira diminuição observada entre T1 (10min./1361°C) e T2 (15min./1324°C) pode ser explicada pelo fato de que com diminuição de temperatura ainda no campo bifásico “Líquido – Grafita”, o fator termodinâmico favorece, além do crescimento dos nódulos já formados, a formação de nódulos de menor tamanho. Com a diminuição de temperatura, porém, o líquido empobrece em carbono, conforme demonstra o diagrama Fe-C de equilíbrio estável (figura 2), favorecendo ao crescimento dos pequenos nódulos de grafita, aumentando novamente o seu tamanho e sua área, conforme observado em T3 (20 min./1310 °C), na figura 69. As baixas temperaturas, a partir de T4 (25min./1286°C), observa-se o aparecimento de cementita livre (revelado pela análise metalográfica), o que indica que o processo de solidificação possa seguir em parte pelo diagrama Fe-Fe₃C de equilíbrio metaestável (figura 1), no campo bifásico “Líquido-Cementita”, além de formação da grafita livre. Segundo o diagrama de equilíbrio metaestável, o líquido é mais rico em carbono, justificado pela dissolução parcial de carbono livre, que é consumido na formação de cementita. Essa aumenta em quantidade com diminuição de temperatura (até 1222° C, T8), competindo pelo carbono do líquido com os nódulos primários e secundários. O resultado é a diminuição do tamanho médio e da área média dos nódulos observada entre T5 (30 min./1261 °C) e T8 (45min./1222° C).

Os pequenos nódulos de carbono livre se aglomeram para diminuir a energia total do sistema, o que é bem notado nas ligas T4 e T5. Os nódulos aglomerados (denominados no trabalho como secundários, tipo V) foram quantificados junto com

nódulos formados a temperaturas maiores (os primários, tipo VI), explicando uma ligeira diminuição do tamanho médio dos nódulos.

5.3. A variação da fração volumétrica e da fração de massa dos nódulos de grafita em função do tempo e da temperatura de vazamento.

Analisando a variação das frações volumétricas e de massa em função do tempo e da temperatura de vazamento observa-se pouca variação entre T1 (10min./1361°C) e T2 (15min./1324°C), seguida de aumento até T3 (20min./1310°C). Esse fenômeno ocorre, pois com as altas temperaturas promovendo o resfriamento pelo sistema de equilíbrio estável, todo o carbono do líquido é direcionado para a formação de nódulos de grafita. Entre T3 e T5 (30 min./1261°C), mais uma vez observa-se pouca variação dos resultados, e uma tendência à formação de um patamar. Essa tendência pode ser justificada admitindo-se que as baixas temperaturas possibilitam com que o resfriamento siga pelo sistema metaestável, com a formação de cementita, que vai concorrer com a grafita pelo carbono presente no líquido, enriquecido pela da dissolução dos núcleos instáveis de grafita. O resultado dessa concorrência é a inviabilização do aumento das frações de volume e de massa da grafita. Entre T5 e T6 (35min./1251°C) nota-se uma redução, justificada pelo aumento da quantidade de cementita presente na liga, em função da redução da temperatura com o seguimento do processo. O aumento observado entre T6 e T8 (45min./1222°C) se justifica novamente pelo fato de que os pequenos nódulos de carbono que se aglomeram para reduzir a energia do sistema, passam a ser contadas como nódulos de grafita.

5.4. A influência da estrutura dos ferros fundidos nodulares sobre o limite de resistência a tração (LRT).

Foi observado que o LRT sofre influência da grafita tipo VI, do processo de aglomeração de pequenos nódulos de carbono, e da grafita tipo V (resultante do processo de aglomeração). Além da forma da grafita, outros fatores como o tamanho e a área média dos nódulos, a presença da cementita livre, e variações nos percentuais de perlita e ferrita, também se mostram influentes sobre o LRT, conforme demonstrado na figura 116. Nota-se que para as temperaturas mais elevadas, onde as micrografias apresentam predominância de grafita tipo VI (T1 a T3), o LRT aumenta seguindo o aumento no percentual de perlita e a redução do percentual de ferrita. Segundo Guesser (2009), 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. Entre T3/1310° C e T5/1261° C, observa-se uma redução do LRT, que está relacionada com o processo de aglomeração dos pequenos nódulos de carbono e com redução do percentual de perlita (entre T4 e T5) e aumento nos percentuais de ferrita (entre T4 e T5) e grafita (entre T3 e T5). Entre T5 e T7 o aumento do LRT se correlaciona com uma redução do tamanho e da área média dos nódulos de grafita e com a presença da grafita nas formas V e VI. Nota-se também a influência dos percentuais de perlita e ferrita entre T5 e T6. Para as baixas temperaturas (T7/1236 °C e T8/1222 °C) observa-se uma redução do LRT que se relaciona com o aumento da presença da cementita livre, conforme observado na análise metalográfica.

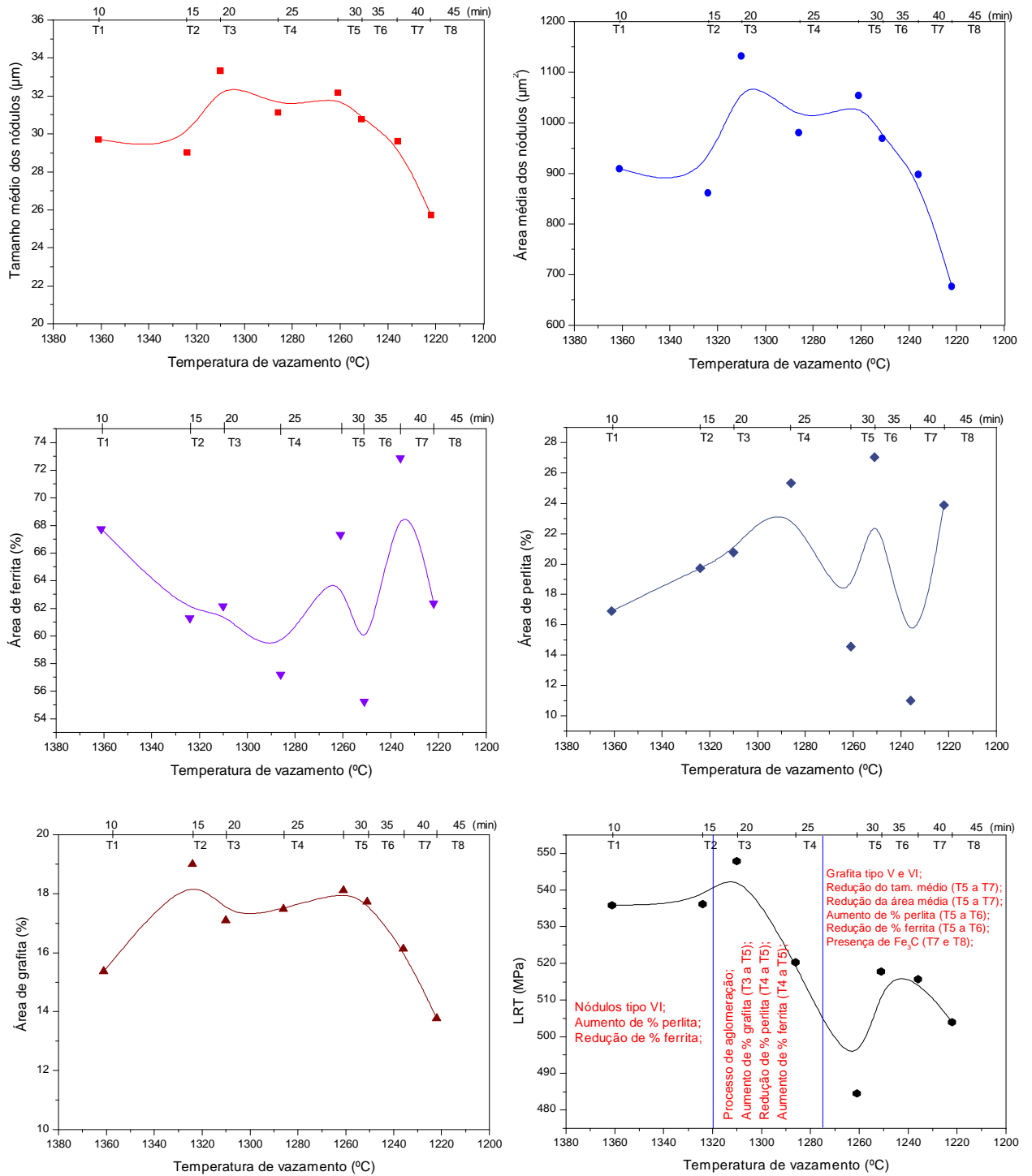


Figura 116 – Relação entre as alterações estruturais e o LRT para ferro fundido nodular em função do tempo e da temperatura de vazamento.

5.5. A influência da estrutura dos ferros fundidos nodulares sobre o alongamento relativo (AR).

Observou-se que o alongamento relativo é influenciado por alterações da estrutura para diferentes tempos e temperaturas de vazamento, conforme demonstrado na figura 117. Fatores como as formas tipo V e VI da grafita, o processo de aglomeração de pequenos nódulos de carbono, bem como variações do tamanho e da área média dos nódulos e do percentual de área de grafita promovem alterações no AR. As altas temperaturas, (T1/1361 °C a T3/1310 °C), o aumento observado no AR está relacionado com a presença da grafita tipo VI, e com o aumento do tamanho e da área média dos nódulos, bem como com o aumento do percentual de área de grafita. Entre T3 (1310 °C) e T4 (1286 °C), observa-se uma redução do AR, que é provocada pelo processo de aglomeração dos pequenos nódulos de carbono, e redução do tamanho e da área média dos nódulos de grafita. Entre T4 (1286 °C) e T5 (1261 °C), observa-se um aumento do AR, que se relaciona com as formas tipo V (resultante do processo de aglomeração) e VI da grafita, aumentos do tamanho e da área média dos nódulos, e aumento da porcentagem de área de grafita. A partir de T5 (1261 °C) a redução do AR é provocada pela presença de grande quantidade de cementita livre (mais notado entre T7/1236 °C e T8/1222 °C), e redução do tamanho e da área média dos nódulos de grafita, além de redução da porcentagem de área da grafita.

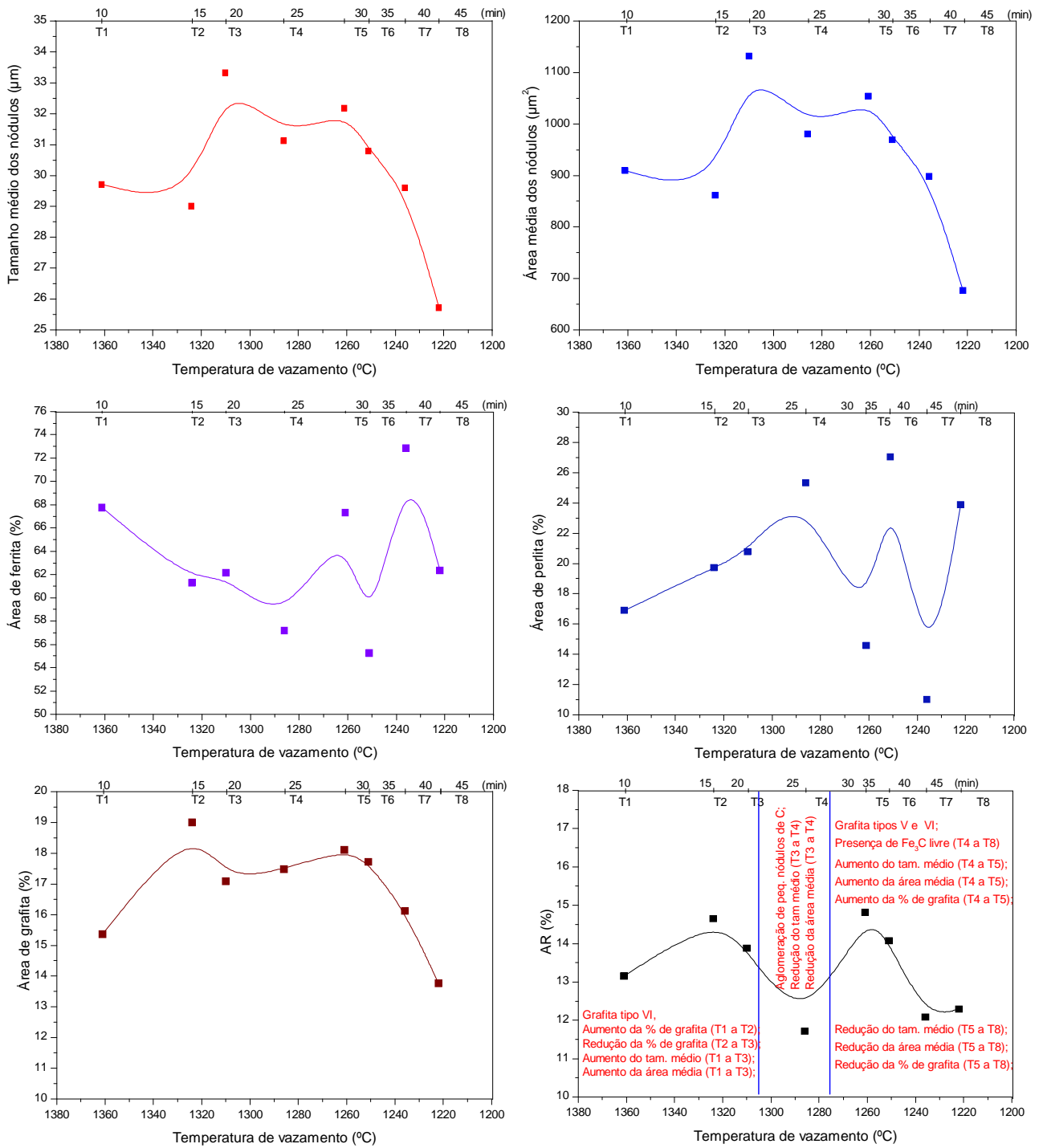


Figura 117 – Relação entre as alterações estruturais e o AR para ferro fundido nodular em função do tempo e da temperatura de vazamento.

CAPÍTULO 6: CONCLUSÕES

Após a apresentação e discussão dos resultados verifica-se que o estudo sistemático de alterações na estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular (com a composição final de Fe-3,83%C-2,11%Si-0,18%Mn-0,08%P-0,015%S-0,002%Mg), inoculado com Fe-75%Si e nodulizado por Mg com a técnica de imersão do sino, em função do tempo e temperatura de vazamento durante a fundição, permitiu fazer seguintes conclusões.

1. A estrutura de ferros fundidos analisados possui matriz ferrítica-perlítica, com predominância da ferrita, com nódulos de grafita primários de forma regular (tipo VI), distribuídos uniformemente na fase ferrítica, formados como resultado de inoculação e nodulização, ainda no estado líquido. Além dos nódulos, a estrutura possui pequenos nódulos de carbono, distribuídos preferencialmente na perlita. A partir de 25min./1286° C (T4), os pequenos nódulos começam a se aglomerar em nódulos denominados “secundários”, com a forma regular incerta (tipo V), e aparecem traços da cementita livre, a qual cresce em quantidade até 45 min./1222° C (T8), ao final do vazamento.

2. O tamanho médio dos nódulos primários, determinado no início do vazamento (10-15 min./1361-1324° C), varia entre como $29,7 \pm 7,29 \mu\text{m}$ e $29 \pm 3 \mu\text{m}$. Com tempo e a diminuição de temperatura sofre um ligeiro aumento até $33,33 \pm 3,19 \mu\text{m}$ e $32,18 \pm 1,37 \mu\text{m}$ (20-30 min./1310-1260° C). Com a formação de nódulos secundários, que entram na contagem, e com a formação de cementita livre, o tamanho médio dos nódulos diminuiu até $25,7 \pm 3,64$ (45 min./1222° C) no final do vazamento, o que se correlaciona com um consumo de carbono na formação da cementita.

3. Diferentes tempos e temperaturas de vazamento provocam alterações estruturais, tais como: presença do carbono livre na forma de pequenos nódulos, aglomeração dos pequenos nódulos e formação de nódulos de grafita nodular tipo V, alterações nos percentuais de grafita, perlita e ferrita em função da temperatura e do tempo de vazamento, presença de cementita na forma livre para amostras vazadas a partir 25 min./1286°C (T4). Essas alterações na estrutura ocorrem em função da

concorrência entre os sistemas estável (Fe-C) e metaestável (Fe-Fe₃C) de resfriamento lento dos ferros fundidos nodulares. As ligas obtidas no início de vazamento, após 10-20 min., com temperaturas elevadas de 1361°C a 1310°C (T1 a T3), apresentam características estruturais de resfriamento seguindo o regime estável (diagrama Fe-C), enquanto as ligas vazadas após 25-35 min., a partir de 1286°C-1251°C (T4 a T6), apresentam características de resfriamento intermediárias entre os regimes estável e metaestável. As ligas vazadas no final do processo (40-45 min), possuindo temperaturas de 1236°C a 1222°C (T7 e T8), apresentam características estruturais de grande quantidade de cementita livre, dão indícios de forte influência do sistema metaestável durante o resfriamento.

4. A forma de nódulos (pequenos nódulos, e nódulos dos tipos V e VI), além de seu tamanho e área média, exerce grande influência sobre o limite de resistência a tração (LRT) e sobre o alongamento relativo (AR). A forma de nódulos de grafita durante o vazamento altera-se em sentido do tipo VI (primários, redondos, formados no estado líquido), para tipo misto VI+V, com uma participação dos nódulos aglomerados (tipo V), formados em ferros fundidos no processo de solidificação, não se transformando para outras formas de grafita (inferiores ao tipo V). Pouca alteração da forma durante o vazamento resulta em pouca alteração do alongamento relativo, que apresenta valores consideráveis (entre 11,7-14,8%) quando observado em função de tempo e da temperatura do processo.

Aumento do tamanho e da área média de nódulos gráfiticos e estagnação dos mesmos, observado do período de 30 min. de vazamento, com a diminuição de temperatura de 1361°C a 1261°C é acompanhado por aumento e pequena queda do alongamento relativo. A partir de 35min de vazamento, com temperatura de 1251°C (T6), o alongamento relativo se mostra mais uma vez influenciado pelas formas tipo V e VI da grafita nodular.

O Limite de Resistência a Tração dos ferros fundidos analisados se mostrou sensível a forma, ao tamanho e área média dos nódulos e à presença da cementita, apresentando maiores valores (de 535 a 548 MPa) com a estrutura de nódulos de grafita regular (tipo VI), formados no início do vazamento (T1-T3); LRT diminui com aglomeração dos pequenos nódulos de carbono até 484MPa MPa (T5), e aumenta novamente com diminuição do tamanho e da área média dos nódulos (entre T5 e

T7), e aumento do percentual de área de perlita (T5 a T6) e diminui de novo, como o aparecimento de cementita livre entre T7 e T8.

5. Foi determinado que o Mg se mostrou eficiente na dessulfuração do metal líquido, diminuindo o percentual de S em até 47%, e, junto com o inoculante FeSi75%, participou do processo de formação de nódulos grafíticos. Os elementos de liga como Si e Mn foram distribuídos de maneira uniforme na matriz de ferrita e perlita como traços sobre os nódulos de grafita e sobre a cementita. Verificou-se a distribuição do Mg residual de modo uniforme sobre todas as fases observadas em T1 e T8.

6. No processo de fundição analisado, o fator temperatura é determinante para a obtenção do ferro fundido nodular com maior presença de nódulos tipo VI, e menor presença de fases indesejáveis (cementita livre), resultando em um conjunto de propriedades mecânicas que sejam mais satisfatórias. Deste modo, fica evidenciada a necessidade de se desenvolver mecanismos de produção que permitam conservar por maior tempo possível o metal as temperaturas mais elevadas, permitindo executar o vazamento para maiores tempos após os tratamentos de inoculação e nodulização.

CAPÍTULO 7: SUGESTÕES

1. Avaliar as alterações da estrutura e das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular, vazado em diferentes tempos após os tratamentos de inoculação e nodulização fixando-se a temperatura de vazamento.
2. Realizar avaliação quantitativa da grafita empregando-se software e equipamentos esteriológicos que permitam contar os pequenos nódulos de carbono presentes nos ferros fundidos nodulares para diferentes tempos e temperaturas de vazamento.
3. Analisar o processo difusional responsável pela formação dos nódulos de grafita.

CAPÍTULO 8: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BASUTKAR, P. K. et al. Formation of spiky graphite in high magnesium ductile iron casting. *Transactions of the American Foundrymen's Society*. 1973.

CALLISTER Jr, W D . Ciência e engenharia dos materiais uma introdução, 7ª edição, Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CASTELO BRANCO, C. H. & SOUZA SANTOS, A. B. de. Efeitos de adições de cobre em ferro fundido nodular hipereutético. *Metalurgia*, 1975.

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

COLE, G. S. Solidification of ductile iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1972.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 3ª edição. São Paulo, Blucher, 1969.

COOPER, C. The effect of holding time on some properties of spheroidal graphite iron produced by single and double pouring inoculation techniques. *The British Foundryman*, 1974.

COWEN, P. S. Heat treatment of ductile iron castings. *Foundry*, 1971.

DE SY, A. & VIDTS, J. *Traité de metallurgie structurale theorique et appliquée*. 12ª Ed. Paris, Dunod, 1968.

DIERICKX, P., VERDU, C., FOURGERES, R., REYNAUND, A., PARENTI-SIMONIN, S. Os mecanismos de ruptura do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição. *Fundição e Serviços*, 2001.

DIRON Jr., P. H. Cast iron heat treatment. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1960.

ELDORY, L. M. & VOIGH, R. C. Fracture of ferritic ductile cast iron. *AFS Transactions*, 1986.

ELLERBROCK, R. & ENGLER, S. Erstarrung metallischer schmelzen. *Proceedings of the Symposium of DMG*, Aachen, 1981.

ENGLER, S & DETTE, M. Makro-Erstarrungsmorphologie und lunkerverhalten von unlegiertem und legierten gusseisen mit lamellen - und kugelgraphit. In: *The Metallurgy of Cast Iron*, Geneva, 1974.

F. MOCELLIN, E. MELLERAS AND W. L. GUESSER, Study of the Machinability of Compacted Graphite Iron for Drilling Process. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* January-March 2004, Vol. 26, No. 1. p. 22-27.

FERNANDES JUNIOR, L. Produção de ferros fundidos cinzentos, nodular e aços em fornos de indução – *Aspectos metalúrgicos*. 1998.

FERRI, M & MARGERIE, M. J. C. APUD: MORROGH, H. The solidification of cast iron and interpretation of results obtained from chilled test pieces. *The British Foundryman*, 1960.

FROEHLICH, A. R. Avaliação da tenacidade à fratura e dos mecanismos de fratura de ferros fundidos nodulares perlíticos. Dissertação de mestrado. UFRGS-EMM, 1995.

GOMES, O de F. M. & PACIORNIK, S. Automatic classification of graphite in cast iron. Cetem, Rio de Janeiro, 2005.

GOODRICH, G. M. Iron castings engineering handbook. AFS, 2003.

GRUZLEWSKY, J. E. Microestructura development during metalcasting. AFS, 2000.

GUESSER, W L. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos, 1ª edição, São Paulo: Editora Blucher, 2009.

GUESSER, W, L. & GUEDES, L. C. Têmpera superficial por indução de ferros fundidos nodulares. *Fundição e Matérias Primas*, 1989.

GUESSER, W, L. & GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. *Seminário da Associação de Engenharia Automotiva*, São Paulo, 1997.

GUESSER, W, L. Fragilização por hidrogênio em ferros fundidos nodulares e maleáveis pretos. Tese de doutoramento. EPUSP, 1993.

HACHENBERG, K., KOWALKE, H., MOTZ, J. M., ROHRIG, K., SIEFER, H., STAUDINGER, P., TOLKE, P., WERNING, H., WOLTERS, D. B. *Gusseisen mit Kugelgraphit. Konstruieren + Giessen*, 1988.

HECHT, M. & MARGERIE, J. C. Experiences en vue de l'alimentation des pieces moulées en fonte a graphite spheroidal (2^a part.). *Fonderie*, 1974.

HENKE, H. Tratamiento térmico de fundición de hierro de grafito laminar y esferoidal. Colada, 1978.

HUGHES, I.C.H. A review of solidification of cast irons with flake graphite structures. In: *The iron and steel institute. The solidification of metals*, London, 1968.

HUMMER, R. A study of The shrinkage and dilatation during solidification of nodular cast iron – It's relation to the morphology of crystallization. In: Fredriksson, H & Hillert, M. *The Physical Metallurgy of Cast Iron*, Stockholm, Suécia, 1984.

K. P. BUNIN, A. A. BARANOV, E. N. Pogrebnoi, *Instytut chornoj metallurgii (Akademiia nauk Ukrain'skoi RSR)*.

KANTER, J. J.; MAGOS, J. P. & MEINHART, W. C. Yttrium nodular iron. *Foundry*, 1962.

KOHOUT, J. A simple relation for deviation of grey and nodular cast Irons from Hooke's Law. *Materials Science and Engineering*, 2001.

KOHS, W.; SANTER, H. J.; HOFER, F.; SCHROTTNER, H.; DONINGER, J.; BARSUKOV, I.; BUQA, H.; ALBERING, J.H.; MOLLER, K. C.; BESENHARD, J. O.; WINTER, M. A study on electrolyte interactions with graphite anodes exhibiting structures with various amounts of rhombohedral phase. *Journal of Power Sources*, 2003.

KRAEMER, F.; MOTZ, L. & ROHRIG, K. Application of stirring devices in foundries – metallurgical possibilities and advantages. *The British Foundryman*, 1968.

LABRECQUE, C. & GAGNÉ, M. Ductile Iron: Fifty years of continuous development. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1998.

Loper Jr., C. R. & HEINE, R. W. The effect of progressing variables on ductile iron quality. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1965.

LUX, B. On the theory of nodular graphite formation in cast iron – Part 1. *Cast Metals Research Journal*, 1972.

MATLAKHOV, A. N.; Ensaios Metalográficos. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. 2011.

MAYER, H. & HAEMMERLI, F. Production of high grade spheroidal graphite iron casting. *The British Foundryman*, 1971.

McSWAIN, R.H. & BATES, C. E. Surface and interfacial energy relationships controlling graphite formation in cast iron. In: *The Metallurgy of Cast Iron*, Geneva, Suíça, 1974.

MERCHANT, H. D. A new concept of cast iron metallurgy. *Metal Progress*, 1962.

MERCHANT, H. D. Solidification of cast iron – a review of literature. In: *Recent research on cast iron*. London, Gordon & Breach, 1968.

MOORE, A. Some factors influencing inoculation and inoculant fade in flake and nodular graphite irons. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1973.

MOORE, A. Some recent advances in the practice and understanding of inoculation. *The British Foundryman*, 1974.

MORROGH, H. The Solidification of cast iron and interpretation of results obtained from chilled test pieces, *The British Foundryman*, 1960.

MUZUNDAR, K. M. & WALLACE, J. F. Effect of sulfur in cast iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1973.

NARO, R. L. & WALLACE, J. F. Minor elements in gray iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1970.

NIESWAAG, H. & ZUITHOFF, A. J. Occurrence of nodules in cast iron containing small amounts of Te. *Cast Metals Research Journal*, 1971.

NORMA ASTM A 536/1993. Standard specifications for ductile iron castings. 1993.

NORMA ISO 945/1975. Cast iron – Designation of microstructure of graphite. 1975.

NORMA ISO 1083/2004. Spheroidal graphite cast Irons – Classification. 2004.

NORMA NBR 6916/1981. Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal. 1981.

NORMA NBR 8650/1984. Emprego de ferro fundido nodular para produtos automotivos. 1984.

NORMA NBR 8582/1984. Peças de ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal classificadas conforme a dureza Brinell. 1984.

NOVIKOV, I. Teoria dos tratamentos térmicos dos metais, Rio de Janeiro: Editora UFRJ, 1994.

PALLADINO, M. Étude de l'inoculation des fontes grises par la détermination des paramètres de solidification – Le soufre. *Fonderie*, 1971.

PATTERSON, V. H. Inoculants for grey and spheroidal graphite iron – their use and their effect. *Foundry Trade Journal*, 1973.

PIESKE, A. et al. Efeitos da adição de estanho na estrutura e propriedades de ferro fundido nodular hipereutético. *Metalurgia*, 1972.

PIESKE, A; CHAVES FILHO, L.M.; GRUHL, A. As variáveis metalúrgicas e o controle da estrutura de ferros fundidos cinzentos. *Metalurgia ABM*, 1975.

PIESKE, A; CHAVES FILHO, L.M.; GRUHL, A. H. Efeito de algumas variáveis metalúrgicas no controle de estrutura de ferros fundidos cinzentos. *Simpósio sobre controle de qualidade em fundição*, Volta Redonda – RJ, 1974.

POURLADIAN, B. & VOIGT, R. C. Fracture of malleable iron, part I: Ferritic malleable iron. *AFS Transactions*, 1987.

RIVIERA, G. L.; BOERI, R. E.; SIKORA, J. A. Research advances in ductile iron solidification. *AFS Transaction*, 2003.

SAWAGE, R. E. Heat treating ductile iron. New York, INCO, 1955.

SHNAY, R. C. & GERTSMAN, S. L. Riserling of nodular iron – Riserling semi-circular plate castings. *Transactional of the American Foundrymen's Society*, 1954.

SINATORA, A. & SOUZA SANTOS, A. B. de. Efeito da porcentagem de Fe-Si utilizado como inoculante na estrutura e propriedades de ferro nodular. *Metalurgia*, 1976.

SOUZA SANTOS, A B. de; SUGIYAMA, N. & PIESKE, A. Efeito de algumas variáveis de processo na estrutura e propriedades de ferro fundido nodular. *Metalurgia*, 1974.

SOUZA SANTOS, A B; CASTELLO BRANCO, C H. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, São Paulo, IPT, 1989.

SITE: infomet.com.br

SITE: pipesystem.com.br

SITE: scribd.com/doc153038795/ferro-fundido-vermicular

SITE: tekmeka.blogspot.com/2011/64/ferro-fundido.html

SUGIYAMA, N. et al. Influência do manganês na produção de ferro fundido nodular. *Metalurgia*, 1972.

TASCHENBUCH DER GIESSEREI – PRAXIS, SCHIELE & SCHON, Berlin, 2002.

TROJAN, P. K.; BARGERON, F. N. & FLINN, R. A.; The evaluation of nodulizers and post-innoculants for ductile iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 1967.

VAN EEGHEM, J et al. L'application de l'analyse thermique en fonderie de fonte progress et developments recents. *La Fonderie Belge*, 1976.

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

WALTON, C. F. & OPAR, T. J. *Iron castings Handbook*. Iron Casting Society, Inc, 1981.

WARDA, R., JENKIS, L., RUFF, G., KROUGH, J., KOVACS, B. V., DUBÉ, F. *Ductile iron data for design engineers*. Published by Rio Tinto & Titanium, Canadá, 1989.

WETERFALL, S. E.; FREDRIKSSON, H. & HILLERT, M. Solidification process in nodular cast iron. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1972.

APÊNDICE

Parâmetros espectrais para identificação das fases presentes no ferro fundido nodular

Tabela 1 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T1

	ANÁLISE			JCPDS				
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T1 (10min) 1361°C	26,30798	3,384819534	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	42,26222	2,136679182	2,139	42,214	(100)	29	C _H	75-1621
	44,54868	2,032176954	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	45,99666	1,9715167	1,9765	45,873	(112)	506	Fe ₃ C	85-1317
	50,47221	1,806687236	1,8098	50,381	(102)	26	C _H	75-1621
	53,89469	1,699753872	1,6975	53,974	(004)	50	C _H	75-1621
	58,20106	1,583818893	1,5885	58,013	(301)	148	Fe ₃ C	85-1317
	60,81488	1,521854176	1,5217	60,822	(132)	7	Fe ₃ C	85-1317
	64,87672	1,436039348	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	70,74384	1,330634817	1,329	70,843	(123)	138	Fe ₃ C	85-1317
	77,34434	1,232717241	1,235	77,177	(110)	31	C _H	75-1621
	82,27121	1,170916993	1,1701	83,342	(211)	174	Fe	87-0721
	83,56874	1,156005347	1,1606	83,167	(112)	48	C _H	75-1621
87,70581	1,111821072	1,1117	87,712	(313)	17	Fe ₃ C	85-1317	

Tabela 2 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T2

	ANÁLISE			JCPDS				
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T2 (15min) 1324°C	26,05016	3,417732254	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	35,32288	2,538894537	2,5448	35,239	(200)	32	Fe ₃ C	85-1317
	40,47649	2,226728285	2,218	40,643	(201)	180	Fe ₃ C	85-1317
	44,27586	2,044063746	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	48,30094	1,882706555	1,8721	48,592	(131)	334	Fe ₃ C	85-1317
	54,22571	1,690157202	1,6975	53,974	(004)	50	C _H	75-1621
	58,25078	1,582585353	1,5885	58,013	(301)	148	Fe ₃ C	85-1317
	59,92476	1,542314218	1,5462	59,759	(311)	37	Fe ₃ C	85-1317
	64,75862	1,438372626	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	69,91223	1,344413281	1,3296	70,804	(104)	6	C _H	75-1621
	78,31975	1,219788666	1,2162	78,597	(133)	133	Fe ₃ C	85-1317
	80,44515	1,192829667	1,1562	83,553	(341)	9	Fe ₃ C	85-1317
	82,04389	1,1735847	1,1701	83,342	(211)	174	Fe	87-0721
	83,49216	1,15687076	1,1606	83,167	(112)	48	C _H	75-1621
86,05016	1,128915754	1,1316	85,793	(006)	7	C _H	75-1621	

Tabela 3 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T3

	ANÁLISE		JCPDS					
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T3 (20min) 1310°C	7,99206	11,05336839	11,15	7,923	(003)	999	C _R	74-2328
	24,01379	3,702745831	3,7166	23,923	(009)	131	C _R	74-2328
	26,55244	3,354208245	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	29,486	3,02683307	3,0229	29,526	(111)	24	Fe ₃ C	85-1317
	37,79774	2,378150306	2,3809	37,753	(210)	397	Fe ₃ C	85-1317
	42,87505	2,107547037	2,107	42,887	(211)	590	Fe ₃ C	85-1317
	44,6239	2,028925948	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	45,80861	1,979171521	1,9765	45,873	(112)	506	Fe ₃ C	85-1317
	50,24655	1,814270791	1,8098	50,381	(102)	26	C _H	75-1621
	54,27079	1,688859584	1,6975	53,974	(004)	50	C _H	75-1621
	59,96866	1,541290205	1,5546	59,404	(103)	36	C _H	75-1621
	61,32261	1,510465255	1,5089	61,394	(141)	43	Fe ₃ C	85-1317
	64,98955	1,433818745	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	72,86878	1,296981831	1,2973	72,848	(331)	2	Fe ₃ C	85-1317
	75,50146	1,258160016	1,2591	75,514	(322)	30	Fe ₃ C	85-1317
	77,62641	1,228941266	1,235	77,177	(110)	31	C _H	75-1621
80,39072	1,193500082	1,1939	80,36	(242)	9	Fe ₃ C	85-1317	
82,38404	1,169599099	1,1701	83,342	(211)	174	Fe	87-0721	

Tabela 4 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T4

	ANÁLISE		JCPDS					
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T4 (25min) 1286°C	7,899685	11,18241255	11,15	7,923	(003)	999	C _R	74-2328
	15,87461	5,578124783	5,575	15,884	(006)	50	C _R	74-2328
	23,41693	3,795755222	3,7166	23,923	(009)	131	C _R	74-2328
	26,16301	3,403245453	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	32,16301	2,780749093	2,7875	32,084	(0012)	32	C _R	74-2328
	35,34169	2,537586423	2,5448	35,239	(200)	32	Fe ₃ C	85-1317
	39,47962	2,280626106	2,2624	39,812	(002)	188	Fe ₃ C	85-1317
	42,48903	2,125797024	2,139	42,214	(100)	29	C _H	75-1621
	44,25705	2,044888796	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	50,5768	1,803196106	1,8098	50,381	(102)	26	C _H	75-1621
	59,24765	1,55831427	1,5546	59,404	(103)	36	C _H	75-1621
	59,84953	1,544073103	1,5462	59,759	(311)	37	Fe ₃ C	85-1317
	64,64577	1,440610702	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	70,66546	1,331918372	1,329	70,843	(123)	138	Fe ₃ C	85-1317
	72,8464	1,258202983	1,2973	72,848	(203)	2	Fe ₃ C	85-1317
	75,49843	1,216603903	1,2594	75,435	(322)	30	Fe ₃ C	85-1317
	78,56426	1,205034652	1,2162	78,597	(133)	133	Fe ₃ C	85-1317
	79,46708	1,172699926	1,2051	79,458	(411)	16	Fe ₃ C	85-1317
	82,11912	1,160503868	1,1701	82,342	(211)	174	Fe	87-0721
83,17241	1,160503868	1,1606	83,167	(112)	48	C _H	75-1621	
86,48276	1,124375883	1,124	86,517	(233)	86	Fe ₃ C	85-1317	

Tabela 5 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T5

	ANÁLISE		JCPDS					
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T5 (30min) 1261°C	8,068966	10,94819039	11,15	7,923	(003)	999	C _R	74-2328
	23,96238	3,710573035	3,7166	23,923	(009)	131	C _R	74-2328
	26,10658	3,41047305	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	32,06897	2,788688839	2,7875	32,084	(0012)	32	C _R	74-2328
	37,67398	2,385677815	2,3878	37,64	(121)	326	Fe ₃ C	85-1317
	40,30721	2,235688589	2,218	40,643	(201)	180	Fe ₃ C	85-1317
	42,41379	2,129393591	2,139	42,214	(100)	29	C _H	75-1621
	44,40752	2,038308525	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	45,87461	1,976477524	1,9765	45,873	(112)	506	Fe ₃ C	85-1317
	50,29467	1,81264778	1,8098	50,381	(102)	26	C _H	75-1621
	54,43266	1,684219115	1,6848	54,413	(230)	131	Fe ₃ C	85-1317
	59,41693	1,554278119	1,5546	59,404	(103)	50	C _H	75-1621
	60,78997	1,52241808	1,5217	60,822	(132)	7	Fe ₃ C	85-1317
	64,70219	1,439490619	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	77,15361	1,204796757	1,235	77,177	(110)	31	C _H	75-1621
	79,48589	1,17225823	1,2051	79,597	(411)	133	Fe ₃ C	85-1317
	82,15674	1,157509588	1,1701	82,342	(211)	174	Fe	87-0721
	83,43574	1,129710688	1,1562	83,553	(341)	9	Fe ₃ C	85-1317
85,97492	1,104116963	1,1296	85,982	(152)	72	Fe ₃ C	85-1317	
88,47649	1,104116963	1,1042	88,466	(104)	72	Fe ₃ C	85-1317	

Tabela 6 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T6

	ANÁLISE		JCPDS					
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T6 (35min) 1251°C	7,711599	11,45472536	11,15	7,923	(003)	999	C _R	74-2328
	23,96238	3,710573035	3,7166	23,923	(009)	131	C _R	74-2328
	26,23824	3,393657449	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	37,9373	2,369721982	2,3809	37,753	(210)	397	Fe ₃ C	85-1317
	42,41379	2,129393591	2,139	42,214	(100)	29	C _H	75-1621
	42,69592	2,115973503	2,107	42,887	(211)	590	Fe ₃ C	85-1317
	44,42633	2,037489214	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	45,72414	1,982631154	1,9765	45,873	(112)	506	Fe ₃ C	85-1317
	50,08777	1,819649262	1,8098	50,381	(102)	26	C _H	75-1621
	53,94357	1,698328981	1,6975	53,974	(004)	50	C _H	75-1621
	59,41693	1,554278119	1,5546	59,404	(103)	36	C _H	75-1621
	64,81505	1,437256717	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	73,31661	1,290161452	1,2741	74,396	(213)	1	Fe ₃ C	85-1317
	77,05956	1,236560647	1,235	77,177	(110)	31	C _H	75-1621
	82,19436	1,171816991	1,1701	82,342	(211)	174	Fe	87-0721
	85,20376	1,137952205	1,1606	83,167	(112)	48	C _H	75-1621

Tabela 7 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T7

	ANÁLISE		JCPDS					
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T7 (40min) 1236°C	7,862069	11,23583045	11,15	7,923	(003)	999	C _R	74-2328
	15,91223	5,565022313	5,575	15,884	(006)	50	C _R	74-2328
	23,92476	3,716322041	3,7166	23,923	(009)	131	C _R	74-2328
	26,29467	3,386502784	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	25,52038	3,487467699	3,3721	26,409	(020)	11	Fe ₃ C	85-1317
	32,03135	2,791877969	2,7875	32,084	(0012)	32	C _R	74-2328
	35,11599	2,553377853	2,5448	35,239	(200)	32	Fe ₃ C	85-1317
	42,52665	2,124003633	2,139	42,214	(100)	29	C _H	75-1621
	42,67398	2,11701076	2,107	42,887	(211)	590	Fe ₃ C	85-1317
	44,5768	2,030960329	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	54,34498	1,686729025	1,6848	54,419	(230)	131	Fe ₃ C	85-1317
	59,39812	1,554725381	1,5546	59,404	(103)	36	C _H	75-1621
	61,20376	1,5131113121	1,5114	61,28	(222)	64	Fe ₃ C	85-1317
	64,94671	1,434660998	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	78,60188	1,216115905	1,2162	78,597	(133)	133	Fe ₃ C	85-1317
79,44828	1,205272672	1,2051	79,458	(411)	16	Fe ₃ C	85-1317	
82,26959	1,170935889	1,1701	82,342	(211)	174	Fe	87-0721	

Tabela 8 – Parâmetros espectrais ferro fundido nodular T8

	ANÁLISE		JCPDS					
	2 θ (graus)	d _{hkl} (Å)	d _{hkl} (Å)	2 θ (graus)	hkl	Intensidade	Fase	Referência
T8 (45min) 1222°C	7,711599	11,45472536	11,15	7,923	(003)	999	C _R	74-2328
	15,89342	5,571565787	5,575	15,884	(006)	50	C _R	74-2328
	26,36991	3,37701128	3,395	26,228	(002)	999	C _H	75-1621
	32,08777	2,787097112	2,7875	32,084	(0012)	32	C _R	74-2328
	42,28213	2,135719173	2,139	42,214	(100)	29	C _H	75-1621
	44,61442	2,029335185	2,0267	44,677	(110)	999	Fe	87-0721
	45,74295	1,981859668	1,9765	45,873	(112)	506	Fe ₃ C	85-1317
	50,36991	1,810116583	1,8098	50,381	(102)	26	C _H	75-1621
	53,94357	1,698328981	1,6975	53,974	(004)	50	C _H	75-1621
	59,24765	1,55831427	1,5546	59,404	(103)	36	C _H	75-1621
	64,9279	1,435031125	1,4331	65,028	(200)	115	Fe	87-0721
	70,9279	1,327632668	1,329	70,843	(123)	138	Fe ₃ C	85-1317
	77,32288	1,233005687	1,235	77,177	(110)	31	C _H	75-1621
	78,67712	1,215141477	1,2162	78,597	(133)	133	Fe ₃ C	85-1317
	82,32602	1,170276263	1,1701	82,342	(211)	174	Fe	87-0721
85,80564	1,131505175	1,1312	85,837	(004)	28	Fe ₃ C	85-1317	