

TESE DE DOUTORADO

**ALTERAÇÕES ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES COM TEOR DE Mg VARIÁVEL,
EM FUNÇÃO DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO**

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 2017

**ALTERAÇÕES ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES COM TEOR DE Mg VARIÁVEL,
EM FUNÇÃO DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO.**

DOUGLAS FERREIRA VIDAL

Tese de doutorado 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 Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientadora: Prof^ª. Liudmila Aleksandrovna Matlakhova.

Campos dos Goytacazes/RJ

Março de 2017

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

38/2017

Vidal, Douglas Ferreira

Alterações estruturais e propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares com teor de Mg variável, em função do tempo e da temperatura de vazamento / Douglas Ferreira Vidal. – Campos dos Goytacazes, 2017.

xvi, 160 f. : il.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2017.

Orientador: Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 155-160.

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

CDD 669.96141

**ALTERAÇÕES ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES COM TEOR DE Mg VARIÁVEL,
EM FUNÇÃO DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE VAZAMENTO.**

DOUGLAS FERREIRA VIDAL

Tese de Doutorado 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 Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Comissão Examinadora:

Prof. Alan Monteiro Ramalho (DsC. em Engenharia e Ciência dos Materiais – IFF)

Prof. Elaine Cristina Pereira (DsC. em Engenharia e Ciência dos 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 a minha vida, me permitindo alcançar os objetivos traçados.

Agradeço aos meus pais pelo constante incentivo ao estudo, carinho e amor dedicados durante toda a vida. Agradeço a minha esposa e ao meu filho pela paciência, incentivo, 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 ao amigo Dilmar Claudio Finamore, responsável pelos contatos iniciais entre a PAM Saint-Gobain Canalização, e nosso grupo de pesquisa. Sua contribuição foi fundamental para aproximação das instituições.

Agradeço a PAM Saint-Gobain Canalização pela cessão do material estudado e pelas visitas a usina. Em especial agradeço ao Senhor Júlio Cesar da Silva pela realização das análises químicas, a Geraldo, Juliana e Rodrigo, e toda a equipe de fundição pelo acompanhamento e apoio na retirada dos lingotes.

Agradeço ao professor Alan Monteiro Ramalho, e ao seu aluno Arialdo Azeredo do IFF/Guarus pelo valioso trabalho de corte e usinagem dos corpos de prova para os ensaios mecânicos, e pela grande contribuição dada para este trabalho.

Agradeço a Professora Elaine Cristina Pereira e ao Técnico Gabriel pela ajuda com as análises por MEV, e ao Técnico Silvio, sempre atencioso, organizado e disponível na oficina de metalografia. Agradeço também ao professor Eduardo Atem de Carvalho por sua paciência e dedicação na realização dos ensaios de tração.

Agradeço ao amigo Everton Pessanha, pelo papel importante no desenvolvimento deste trabalho, contribuindo na busca de solução das dúvidas e problemas que se apresentaram ao longo da pesquisa.

Agradeço ao Lucas e ao Afonso, alunos de iniciação científica que ajudaram na preparação metalográfica das amostras.

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

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	IV
ÍNDICE DE TABELAS.....	XIV
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivo geral.....	2
1.1.1. Objetivo específicos.....	3
1.2. Justificativas.....	4
1.2.1. Importância científica.....	4
1.2.2. Importância econômica.....	4
1.2.3. Importância tecnológica.....	4
1.3. Ineditismo.....	5
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1. Generalidades.....	6
2.2. Termodinâmica e cinética das transformações de fases.....	10
2.2.1. Nucleação.....	11
2.2.2. Crescimento.....	15
2.3. Solidificação dos ferros fundidos nodulares.....	16
2.3.1. Teorias de nucleação da grafita.....	18
2.3.1.1. Teoria da bolha de gás de Karsay.....	18
2.3.1.2. A teoria do carbeto de silício (SiC).....	19
2.3.1.3. Teoria do grafite.....	19
2.3.1.4. Teoria dos carbonetos do tipo CaC_2	19
2.3.1.5. A teoria dos óxidos e sulfetos.....	21
2.3.1.6. Teoria dos silicatos.....	22
2.3.2. O crescimento da grafita.....	23
2.4. Inoculação e nodulização dos FFN e o impacto da composição química, tempo e temperatura sobre a estrutura e propriedades mecânicas.....	26
2.4.1. Inoculação.....	26
2.4.2. Nodulização.....	31
2.4.3. Influência da composição química.....	36

CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
3.1. Obtenção dos lingotes.....	40
3.2. Preparação dos corpos de prova e amostras para análise estrutural.	44
3.3. Preparação metalográfica das amostras.....	45
3.4. Análise estrutural.....	47
3.4.1. Microscopia ótica.....	47
3.4.2. Análise metalográfica qualitativa.....	47
3.4.3. Análise metalográfica quantitativa.....	47
3.4.4. Microdureza e dureza Vickers.....	48
3.4.5. Análise por difração de raios X (DRX).....	49
3.4.6. Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	49
3.5. Análise das propriedades mecânicas.....	50
3.5.1. Ensaio de deformação por tração.....	50
 CAPÍTULO 4: RESULTADOS.....	 51
4.1. Resultados do lote 1.....	51
4.1.1. Análise química.....	51
4.1.2. Difração de raios X.....	54
4.1.3. Análise estrutural metalográfica.....	59
4.1.3.1. Análise estrutural da grafita.....	59
4.1.3.2. Análise estrutural da matriz metálica.....	65
4.1.4. Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS).....	71
4.1.5. Dureza e microdureza Vickers.....	78
4.1.6. Ensaio mecânico de tração.....	82
4.2. Resultados do lote 2.....	87
4.2.1. Análise química.....	87
4.2.2. Difração de raios X.....	90
4.2.3. Análise estrutural metalográfica.....	95
4.2.3.1. Análise estrutural da grafita.....	95
4.2.3.2. Análise estrutural da matriz metálica.....	101
4.2.4. Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS).....	107
4.2.5. Dureza e microdureza Vickers.....	114
4.2.6. Ensaio mecânico de tração.....	118

CAPÍTULO 5: DISCUSSÃO.....	123
5.1. Análise comparativa entre lotes.....	123
5.1.1. Temperaturas e tempos de vazamento.....	123
5.1.2. Influência do tempo e da temperatura de solidificação no interior do molde.....	125
5.1.3. Influência da composição química das panelas.....	127
5.1.4. Análise de propriedades mecânicas em função das características estruturais dos FFN.....	130
5.1.4.1. Limite de resistência à tração (LRT) e características estruturais dos FFN.....	130
5.1.4.2. Alongamento relativo (AR) e características estruturais dos FFN.	134
5.1.4.3. Tensão de escoamento (TE) e características estruturais dos FFN.....	138
5.1.4.4. Módulo de elasticidade (E) e características estruturais dos FFN.....	141
5.2. A teoria do crescimento da grafita por aglomeração dos nódulos.....	146
CAPÍTULO 6: CONCLUSÃO.....	150
CAPÍTULO 7: SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	154
CAPÍTULO 8: REFERÊNCIAS.....	155

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1:	a) Diagramas Fe-Fe ₃ C (linhas cheias) e Fe-C (linhas tracejadas). Handbook, 1996. Estrutura dos ferros fundidos (b) branco, (c) cinzento, (d) vermicular e (e) nodular. (Vidal, 2013; Chiaverini, 2012; Ecob <i>et. al</i> ,1999; Colpaert, 1979).....	6
Figura 2:	Influência dos elementos químicos sobre os parâmetros termodinâmicos. a) 2,3%p Si; b) 3,5%p Si, c) 5,2%p Si, d) 7,9%p Si e) variação do teor de Cr sobre as temperaturas de equilíbrio estável (TEE) e metaestável (TEM) Chiaverini (2012) e Souza Santos (1989).....	7
Figura 3:	Relação entre a morfologia da grafita e o módulo de elasticidade em ferros fundidos. (Guesser, 2009; Wolfensberger, 1987).....	9
Figura 4:	Variação da energia livre de Gibbs de duas fases, em função da temperatura (adaptado de Novikov, 1994).....	10
Figura 5:	Influência da tensão superficial e da energia de volume sobre a variação da energia de Gibbs do sistema (adaptado de Callister, 2008).....	12
Figura 6:	Variação da energia livre de Gibbs em função do tamanho do núcleo (Callister, 2008).....	13
Figura 7:	Variação da energia de Gibbs em função do tamanho crítico para diferentes graus de super-resfriamento (Callister, 2008).....	13
Figura 8:	Influência da temperatura (a) na formação de núcleos estáveis, (b) na freqüência de agrupamento, e (c) taxa de nucleação (Callister, 2008).....	14
Figura 9:	a) Esquema da nucleação heterogênea; b) influência da nucleação heterogênea sobre o tamanho crítico e ΔG_{cr} , c) Diminuição de ΔT para nucleação heterogênea (Callister, 2008).	14
Figura 10:	Esquema mostrando as curvas de nucleação, crescimento e taxa global de transformação de fase (Callister, 2008).....	15
Figura 11:	a) Curva “S” que determina a cinética da transformação de fases e (b) relação entre a curva “S” e a taxa global de transformação (Callister, 2008; Novikov, 1994).....	16

Figura 12:	a) Esquema de análise térmica da solidificação de FFN de composição eutética. b) esquema do processo de envolvimento dos nódulos pelas dendritas de austenita (Souza Santos <i>et. al</i> , 1989; Riviera <i>et. al</i> , 2003).....	17
Figura 13:	Teoria da bolha de gás de Karsay. a) bolha de CO; b) nucleação da grafita nas paredes da bolha; c) preenchimento do interior da bolha com grafita; d) nódulo de grafita envolvido por grãos de austenita. (Karsay, 1976; Skaland, 2005).....	18
Figura 14:	Esquema da interface entre Carboneto do tipo CaC_2 e grafita proposto por Lux. (Skaland, 2005).....	20
Figura 15:	Presença de inclusões a base de Mg, Si, O e Ca presente no interior do nódulo de grafita em FFN (Vidal, <i>et. al</i> , 2015).....	21
Figura 16:	Esquema de nucleação da grafita segundo a teoria dos óxidos e sulfetos (Stefanescu, 2005).....	21
Figura 17:	a) Micro-inclusão em ferro fundido nodular; b) Esquema de formação da grafita por tratamentos de nodulização com Mg e c) inoculação com FeSi contendo Ca, Sr ou Ba (Olsen <i>et. al</i> , 2004).....	22
Figura 18:	Representação esquemática das teorias de crescimento da grafita.....	23
Figura 19:	a) Estrutura hexagonal bidimensional do grafeno, b) esquema de nucleação de camadas de grafeno sobre substrato de SiC (Mendes de Sá, 2011).....	24
Figura 20:	Processo de aglomeração de nódulos de grafita em FFN vazados em diferentes temperaturas e tempos medidos a partir do término da inoculação/nodulização. a) 1361°C/10min, b) 1324°C/15min, c) 1310°C/20min, d) 1286°C/25min, e) 1261°C/30min, f) 1251°C/35min, g) 1236°C/40min, h) 1222°C/45min (Vidal <i>et. al</i> , 2014).....	24
Figura 21:	a) Estrutura hexagonal da grafita, b) empilhamento de planos basais; c) crescimento esferoidal por empilhamento de planos basais na direção c (Gruzleski, 2000; Souza Santos <i>et. al.</i> , 1989).....	25

Figura 22:	Comparação entre estruturas de FFN. a) não inoculado, b) inoculado (Skajestad <i>et al</i> , 1996).....	27
Figura 23:	a) Curvas de análise térmica de ferros fundidos inoculados e não inoculados. b) Relação entre a quantidade de inoculante adicionado e o número de células eutéticas estáveis (Frás <i>et. al</i> , 2012).....	28
Figura 24:	a) Comparativo entre as técnicas de pós-inoculação (P.I.) e simples inoculação (S.I.) sobre a quantidade de nódulos/mm ² em FFN, b) Esquema que demonstra o efeito do <i>fading</i> em FFN (Souza Santos <i>et al</i> , 1989, Skaland, 2004).....	29
Figura 25:	Aumento da presença da cementita nas ligas de FFN vazadas em menores tempos e maiores temperaturas. a) 25min/1286°C, b) 30min/1261°C, c) 35min/1251°C, d) 40min/1236°C, e) 45min/1222°C (Vidal, 2013).....	30
Figura 26:	Comparativo da quantidade de nódulos/mm ² em FFN tratados com diferentes inoculantes (Skaland, 2001).....	31
Figura 27:	Técnicas utilizadas para a nodulização dos FFN. a) Simples transferência, b) <i>sandwich</i> , c) <i>in mold</i> , d) Imersão por sino (Vieira, 2013; Silva, 2005; Brown, 2000; Souza Santos, 1989)....	32
Figura 28:	a) redução do teor de Mg em função do tempo para duas panelas com distintas relações de altura e diâmetro, b) Influência da temperatura sobre o efeito nodulizante do Mg (Vieira, 2013; Souza Santos, 1989).....	32
Figura 29:	Esquema de classificação da grafita quanto a forma segundo a norma ISO 945-1/2008 (a), e micrografias de ferros fundidos nodulares contendo grafita nodular regular e nodular incerta (ISO, 2008 Vidal 2013).....	33
Figura 30:	Influência do tempo e da temperatura de vazamento avaliados entre o término da nodulização e início da solidificação de ligas de FFN sobre as propriedades mecânicas (Vidal, 2013).....	33
Figura 31:	Presença de cementita (a) e grafita não nodular (b) em FFN (Ochulor <i>et.al</i> , 2015).....	34

Figura 32:	Influência da temperatura de tratamento de nodulização e inoculação de FFN sobre a resistência a tração (a), e sobre o alongamento (b) das ligas de secção fina (Ochulor <i>et.al</i> , 2015)...	34
Figura 33:	Alterações estruturais em FFN inoculado com FeSi e nodulizado com Mg, vazados em diferentes tempos. a) vazado imediatamente ao término do tratamento, b) 6 minutos após o tratamento, 8 minutos após o tratamento, e d) 10 minutos após o tratamento (Chaengkhan <i>et.al</i> , 2011).....	35
Figura 34:	Influência do tempo de vazamento sobre a nodularidade da grafita (a) e propriedades mecânicas dos FFN (Chaengkhan <i>et.al</i> , 2011).....	35
Figura 35:	a) Presença de inclusões de Nb em FFN, e influência de diferentes níveis sobre a fração volumétrica (b) e propriedades mecânicas (c). Souza <i>et. al.</i> (2014).....	39
Figura 36:	a) preparação dos moldes, b) Fe-Si 75% e Mg, c) chegada do metal-base e retirada da escória, d) vazamento do metal na panela de tratamento e início da inoculação, e) primeira nodulização e pós-inoculação, f) segunda nodulização e pós-inoculação, g) medição de temperatura, h) vazamento do metal tratado nos moldes, i) resfriamento ao ar, j) pastilha coquilhada..	43
Figura 37:	a) Lingote de FFN produzido pela SGC; b) Corpo de prova utilizado nos ensaios mecânicos de tração; c) esquema de preparação de corpos de prova para ensaios mecânicos.....	45
Figura 38:	Processo de quantificação da grafita. a) Seleção da micrografia, b) Sobreposição da grafita por círculos, c) grafita quantificada. Aumento de 100X sem ataque, CC.....	48
Figura 39:	Influência do tempo e da temperatura de vazamento sobre os teores de C, Si e C eq. das ligas do lote 1.....	53
Figura 40:	Variação das concentrações de Mn, P, S e Mg em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	54
Figura 41:	Difração de raios X da liga de FFN T1 (10min/1362°C), lote 1.....	55
Figura 42:	Difração de raios X da liga de FFN T2 (15min/1326°C), lote 1.....	55
Figura 43:	Difração de raios X da liga de FFN T3 (20min/1303°C), lote 1.....	56

Figura 44:	Difração de raios X da liga de FFN T4 (25min/1285°C), lote 1.....	56
Figura 45:	Difração de raios X da liga de FFN T5 (30min/1268°C), lote 1.....	57
Figura 46:	Difração de raios X da liga de FFN T6 (35min/1254°C), lote 1.....	57
Figura 47:	Difração de raios X da liga de FFN T7 (40min/1244°C), lote 1.....	58
Figura 48:	Difração de raios X da liga de FFN T8 (45min/1232°C), lote 1.....	58
Figura 49:	Micrografias das ligas do lote 1 em estado quimicamente não atacado. Campo claro e aumento de 50X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).....	59
Figura 50:	Detalhe da presença de núcleos de grafita e grafita não nodular nas ligas de FFN do lote 1. Verifica-se também o crescimento dos nódulos devido ao processo de aglomeração. Campo claro e aumento de 100X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).....	60
Figura 51:	Histogramas da grafita das ligas do lote 1. De N1 a N15 – grafita nodular, N16 – grafita não nodular de diferentes tamanhos.....	61
Figura 52:	Variação da % de nódulos N1 e grafita N16 em função do tempo e da temperatura de vazamento. Lote 1.....	63
Figura 53:	a) Número de nódulos por área <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento. b) Grau de nodularidade da grafita <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento. Lote 1.....	64
Figura 54:	Micrografias atacadas das ligas do lote 1. Campo claro e aumento de 100X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).....	66
Figura 55:	Grãos de ferrita envolvendo os nódulos de grafita nas ligas de FFN do lote 1. Campo claro e aumento de 200X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), h) T8 (45min/1232°C)....	66

Figura 56:	a) Variação do tamanho médio dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento. b) Variação da área média dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	67
Figura 57:	Regiões de perlita das ligas de FFN do lote 1 e em detalhes a presença da grafita nodular e da steadita. Campo claro e aumento de 500X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), h) T8 (45min/1232°C).....	68
Figura 58:	Variação das porcentagens de grafita, ferrita e perlita em função do tempo e da temperatura de vazamento. Lote 1.....	69
Figura 59:	Presença de inclusões no interior dos nódulos de grafita. a) liga T1(10min/1362°C); b) T4 (25min/1285°C).....	71
Figura 60:	a) Inclusões sobre os grãos de ferrita da liga T1 (10min/1362°C) de FFN do lote 1. b) Análise química do ponto 1; c) Análise química do ponto 2.....	73
Figura 61:	Mapeamento das concentrações dos elementos químicos na liga T8 (45min/1232°C) do lote 1.....	74
Figura 62:	Mapeamento químico de uma região perlítica da Liga T8 (10min/1232°C). a) Região analisada, b) fósforo (P), c) bário (Ba), d) cálcio (Ca), e) ferro (Fe), f) magnésio (Mg), g) manganês (Mn), h) oxigênio (O), i) carbono (C), j) silício (Si), k) enxofre (S), l) quantitativo.....	77
Figura 63:	Presença de steadita entre lamelas de perlita presentes na liga T8 (45min/1232°C) do lote 1.....	78
Figura 64:	Variação da HV da grafita das ligas do lote 1 em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	80
Figura 65:	Variação da HV da ferrita <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento.....	81
Figura 66:	Variação da dureza da perlita das ligas do lote 1 <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento.....	82
Figura 67:	Regiões de perlita fina e grosseira contendo steadita e grafita. a) Liga T1 (10min/1362°C), b) liga T6 (35min/1254°C).....	82

Figura 68:	Curvas de ensaio de tração das ligas de FFN do lote 1. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).....	83
Figura 69:	a) Variação do σ_R e b) variação do δ dos FFN do lote 1 em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	85
Figura 70:	a) Variação da $\sigma_{0,2}$ e b) variação do E dos FFN do lote 1 em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	86
Figura 71:	Influência do tempo e da temperatura de vazamento sobre os teores de C, Si e C eq. das ligas do lote 2.....	89
Figura 72:	Variação das concentrações de Mn, P, S e Mg em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	90
Figura 73:	Difração de raios X da liga de FFN E1 (10min/1315°C), lote 2.....	91
Figura 74:	Difração de raios X da liga de FFN E2 (15min/1295°C), lote 2.....	91
Figura 75:	Difração de raios X da liga de FFN E3 (20min/1285°C), lote 2.....	92
Figura 76:	Difração de raios X da liga de FFN E4 (25min/1270°C), lote 2.....	92
Figura 77:	Difração de raios X da liga de FFN E5 (30min/1258°C), lote 2.....	93
Figura 78:	Difração de raios X da liga de FFN E6 (35min/1246°C), lote 2.....	93
Figura 79:	Difração de raios X da liga de FFN E7 (40min/1239°C), lote 2.....	94
Figura 80:	Difração de raios X da liga de FFN E8 (45min/1231°C), lote 2.....	94
Figura 81:	Micrografias das ligas do lote 2 em estado quimicamente não atacado. Campo claro e aumento de 50X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C)....	95
Figura 82:	Processo de aglomeração entre partículas de C, entre partículas de C e nódulos e entre nódulos nas diferentes ligas de FFN do lote 2. Campo claro e aumento de 100X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).....	96
Figura 83:	Histogramas da grafita das ligas do lote 2. De N1 a N15 – grafita nodular, N16 – grafita não nodular de diferentes tamanhos.....	97

Figura 84:	Variação da % de nódulos N1 e grafita N16 em função do tempo e da temperatura de vazamento dos FFN do Lote 2.....	99
Figura 85:	a) Número de nódulos/mm ² <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento. b) Grau de nodularidade da grafita <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento. Lote 2.....	100
Figura 86:	Micrografias atacadas das ligas do lote 2. Campo claro e aumento de 100X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).....	102
Figura 87:	Grãos de ferrita envolvendo os nódulos de grafita nas ligas de FFN do lote 2. Campo claro e aumento de 200X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C)....	102
Figura 88:	a) Variação do tamanho médio dos grãos de ferrita e, b) variação da área média dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	103
Figura 89:	Regiões de perlita das ligas de FFN do lote 1 e em detalhes a presença da nódulos de grafita, grafita não nodular, cementita livre e da steadita. Campo claro e aumento de 400X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C)....	104
Figura 90:	Variação das porcentagens de grafita, ferrita e perlita em função do tempo e da temperatura de vazamento. Lote 2.....	106
Figura 91:	Presença de inclusões no interior dos nódulos de grafita. a) liga E4(25min/1270°C); b) E6 (35min/1246°C).....	108
Figura 92:	Presença de inclusões nos grãos de ferrita e resultados de EDS. a) liga E1 (10min/1315°C).....	109
Figura 93:	Presença de inclusões nos grãos de ferrita e resultados de EDS. liga E4(25min/1270°C).....	110
Figura 94:	Presença de inclusões na perlita na liga E1 (10min/1315°C).....	111

Figura 95:	Presença de inclusões na perlita na liga E4 (25min/1270°C).....	112
Figura 96:	Presença de inclusões na perlita. a) liga E6 (35min/1246°C), b) liga E8 (45min/1231°C), c) análise química do ponto 1 na liga E6.....	113
Figura 97:	Variação da HV da grafita das ligas do lote 2 em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	116
Figura 98:	Variação da HV da ferrita <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento.....	117
Figura 99:	Variação da dureza da perlita <i>vesus</i> tempo e temperatura de vazamento.....	118
Figura 100:	Presença de presença de grafita e esteadita nas regiões de perlita fina e perlita grossa dos FFN. a) liga E4 (25min/1270°C), b) liga E5 (30min/1258°C).....	118
Figura 101:	Curvas de ensaio de tração das ligas de FFN do lote 2. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C)....	119
Figura 102:	Variação do a) σ_R e b) δ <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento.....	121
Figura 103:	Variação da a) $\sigma_{0,2}$, e b) módulo de elasticidade <i>versus</i> tempo e temperatura de vazamento.....	122
Figura 104:	Comportamento das temperaturas de vazamento em função do tempo entre os lotes 1 e 2.....	124
Figura 105:	Variação da taxa de solidificação dos FFN no interior dos moldes de areia em função do tempo de vazamento.....	126
Figura 106:	Variação das TR_{liq} e T_{Sol} em função do tempo de vazamento para as ligas dos lotes 1 e 2.....	127
Figura 107:	Relação entre σ_R e quantidade de nódulos/mm ² dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).....	131
Figura 108:	Figura 108: Relação entre σ_R e grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).	132
Figura 109:	Relação entre LTR e a FV_F dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).....	133
Figura 110:	Relação entre LTR e FV_P dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).....	133

Figura 111:	Relação entre δ e quantidade de nódulos/mm ² dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).....	135
Figura 112:	Grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1 e 2.....	135
Figura 113:	Relação entre δ e porcentagem de ferrita dos FFN dos lotes 1 e 2.....	136
Figura 114:	Relação entre δ e porcentagem de perlita dos FFN dos lotes 1 e 2.....	137
Figura 115:	Relação entre $\sigma_{0,2}$ e porcentagem de ferrita dos FFN dos lotes 1 e 2.....	138
Figura 116:	Relação entre $\sigma_{0,2}$ e porcentagem de perlita dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).....	139
Figura 117:	Relação entre $\sigma_{0,2}$ e quantidade de nódulos por área dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).....	140
Figura 118:	Relação entre $\sigma_{0,2}$ e grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).....	141
Figura 119:	Relação entre módulo de elasticidade e grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).....	142
Figura 120:	Relação entre módulo de elasticidade e a quantidade de nódulos por área dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).....	143
Figura 121:	Relação entre módulo de elasticidade e a FV_P dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).....	144
Figura 122:	Relação entre módulo de elasticidade e a FV_F dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).....	145
Figura 123:	Esquema do crescimento dos nódulos de grafita por aglomeração se desenvolvendo até a temperatura eutetóide.....	148
Figura 124	Microestrutura das ligas T2 (15min/1326°C), lote 1 (a), e E7 (40min/1239°C), lote 2. Campo claro e aumento de 100X.....	149

 ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1:	Composição química dos ferros fundidos Santner <i>et. al</i> (2006)....	8
Tabela 2:	Composição química e propriedades mecânicas de diferentes ferros fundidos. (Alp <i>et. al</i> , 2005).....	8
Tabela 3:	Relação entre elementos químicos e propriedades mecânicas dos ferros fundidos (Guesser <i>et. al</i> , 1999).....	9
Tabela 4:	Estruturas do tipo CaC ₂ e suas características (Skaland, 2005)...	20
Tabela 5:	Dados sobre silicatos e aluminatos possivelmente formados no ferro líquido contendo Mg, Ca, Sr e Ba (Skaland, 2005).....	22
Tabela 6:	Efeito dessulfurante do Mg em FFN de diferentes composições químicas (Adaptado de Pessanha, 2016 e Vidal 2013).....	25
Tabela 7:	Diferentes ligas inoculantes a base de FeSi utilizadas na fabricação de FFN (Chaves Filho, 1981).....	26
Tabela 8:	Propriedades mecânicas e estruturais de FFN não inoculado e inoculado (Olsen <i>et. al</i> , 2004).....	28
Tabela 9:	Comparativo da composição química entre um inoculante típico e inoculante especial modificado com Ca, Ce, Al, S, e O (Skaland, 2001).....	30
Tabela 10:	Influência do Pb, Sb, Bi, Ti e Al sobre a nodularidade dos FFN (Vieira, 2013).....	38
Tabela 11:	Sequencia de obtenção do lote 1.....	40
Tabela 12:	Sequência de obtenção do lote 2.....	42
Tabela 13:	Composição química do metal-base e do metal tratados das panelas dos lotes 1 e 2.....	44
Tabela 14:	Composição química do metal-base e metal tratado da panela do lote 1.....	51
Tabela 15:	Análise da composição química das ligas de FFN do lote 1.....	52
Tabela 16:	Número de nódulos/mm ² e grau de nodularidade da grafita das ligas do lote 1.....	63
Tabela 17:	Tamanho e área média dos grãos de ferrita das ligas do lote 1...	67
Tabela 18:	Resultado da fração volumétrica dos constituintes estruturais das ligas de FFN do lote 1.....	68
Tabela 19:	Resultado da análise química dos pontos 1 e 2 apresentados na figura 13.....	72

Tabela 20:	Resultado da análise química dos pontos 1 e 2 apresentados na figura 14.....	73
Tabela 21:	Análise química quantitativa das concentrações de Fe, Si, Mn, Mg, O, Ba, Ca, S e C presentes na liga T8 (45min/1232°C) do lote 1.....	74
Tabela 22:	Análise quantitativa da região mapeada da perlita.....	76
Tabela 23:	Análise química pontual da steadita.....	78
Tabela 24:	Resultado das avaliações de microdureza de ferrita (HV_F) e grafita (HV_G) e dureza de perlita (HV_P) das ligas do lote 1.....	79
Tabela 25:	Dados do σ_R e do δ obtidos pelos ensaios de tração das ligas do lote 1.....	84
Tabela 26:	Dados da tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e do módulo E das ligas FFN do lote 1.....	85
Tabela 27:	Composição química do metal-base e metal tratado da panela do lote 2.....	87
Tabela 28:	Análise da composição química das ligas de FFN do lote 2.....	88
Tabela 29:	Número de nódulos/mm ² e grau de nodularidade da grafita das ligas de FFN do lote 2.....	99
Tabela 30:	Tamanho e área média dos grãos de ferrita das ligas do lote 2...	103
Tabela 31:	Resultado da fração volumétrica dos constituintes estruturais das ligas de FFN do lote 2.....	105
Tabela 32:	Análise química dos pontos indicados na figura 91. Liga E4(25min/1270°C).....	108
Tabela 33:	Análise química dos pontos indicados na figura 91. Liga E6 (35min/1246°C).....	109
Tabela 34:	Análise química dos pontos indicados na figura 92. Ligas E1 (10min/1315°C).....	110
Tabela 35:	Análise química dos pontos indicados na figura 93. Liga E4(25min/1270°C).....	111
Tabela 36:	Análise química dos pontos indicados na figura 94. Liga E1 (10min/1315°C).....	112
Tabela 37:	Análise química dos pontos indicados na figura 95. Liga E4 (25min/1270°C).....	113

Tabela 38:	Análise química dos pontos indicados na figura 96. Ligas E1 (10min/1315°C), E4(25min/1270°C) e E8 (45min/1231°C).....	114
Tabela 39:	Resultado das avaliações de microdureza (ferrita e grafita) e dureza (perlita) das ligas do lote 2.....	115
Tabela 40:	Dados do σ_R e do δ obtidos pelos ensaios de tração das ligas do lote 2.....	120
Tabela 41:	Dados do $\sigma_{0,2}$ e do E obtidos pelos ensaios de tração das ligas do lote 2.....	121
Tabela 42:	Variação da velocidade de resfriamento dos FFN em estado líquido no momento de vazamento nos moldes. Lote 1.....	124
Tabela 43:	Variação da velocidade de resfriamento dos FFN em estado líquido no momento de vazamento nos moldes. Lote 2.....	125
Tabela 44:	Estimativa de taxa de solidificação (T_{sol}) dos FFN no interior dos moldes de areia.....	125
Tabela 45:	Comparativo da composição química das panelas dos lotes 1 e 2.....	127
Tabela 46:	Relação entre Mg e S no processo de dessulfuração dos FFN....	128
Tabela 47:	influência dos parâmetros avaliados sobre as propriedades mecânicas dos FFN.....	146

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo analisar sistematicamente os efeitos combinados da variação do teor de Mg, tempo e temperatura de vazamento sobre as alterações estruturais dos ferros fundidos nodulares (FFN), e o impacto sobre as propriedades mecânicas de resistência a tração (σ_R), alongamento relativo (δ), tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e módulo de elasticidade (E). As ligas analisadas foram produzidas pela PAM Saint-Gobain Canalização através de pós-inoculação com FeSi-75% e nodulização por imersão de sino com Mg. A investigação dos FFN foi feita por análise química, técnicas de microscopia ótica e análises metalográficas qualitativa e quantitativa, microscopia eletrônica de varredura e análise semi-quantitativa por EDS, análise por difração de raios X, medição de microdureza e dureza Vickers, e ensaios de tração. Os resultados demonstraram a ação dessulfurante do Mg nos FFN dos lotes 1 e 2. Observou-se a presença de inclusões complexas que atuam como centro de nucleação heterogênea da grafita localizadas no interior dos nódulos, e a presença de steadita nas regiões ricas em fósforo. A análise sistemática da estrutura mostra que com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento se desenvolve o processo de aglomeração dos nódulos e núcleos de grafita, o que contribui num primeiro momento para o aumento do tamanho dos nódulos, e posteriormente para a diminuição do grau de nodularidade da grafita. As frações volumétricas de ferrita (FV_F) e perlita (FV_P) se mostraram influenciadas pelo tempo e pela temperatura. As propriedades mecânicas se mostraram sensíveis à ação combinada do tempo, temperatura e parâmetros estruturais como o grau de nodularidade, fração volumétrica dos constituintes e quantidade de nódulos por área. Para o lote 1, verificou-se tendência de queda em função da temperatura para σ_R (variando entre $526,24 \pm 43,69$ MPa e $481,05 \pm 82,56$) e δ (entre $21,92 \pm 2,49\%$ e $10,52 \pm 8,89\%$). A $\sigma_{0,2}$ apresentou valores entre $136,94 \pm 22,74$ MPa e $190,66 \pm 14,37$ MPa, enquanto o módulo de elasticidade variou entre $139,74 \pm 82,48$ GPa e $179,26 \pm 35,40$ GPa. No lote 2, σ_R variou entre $463,83 \pm 40,55$ MPa e $503,60 \pm 49,49$ MPa sem tendência de queda definida. Já a δ apresentou tendência de queda, variando entre $22,47 \pm 8,58\%$ e $16,14 \pm 3,31\%$. A tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) variou entre $110,02 \pm 47,94$ MPa e $137,18 \pm 24,23$ MPa, enquanto o módulo de elasticidade apresentou valores entre $176,10 \pm 22,85$ GPa e $205,45 \pm 106,53$ GPa.

ABSTRACT

The objective of the present work was to analyze the combined effects of Mg content variation, cast time and temperature on the structural changes of the nodular cast iron (FFN), and the impact on mechanical properties of tensile strength (σ_R), relative elongation (δ), flow stress ($\sigma_{0,2}$) and modulus of elasticity (E). The analyzed alloys were produced by PAM Saint-Gobain Canalization through post-inoculation with FeSi-75% and nodulation by soaking bell with Mg. The FFN investigation was carried out by chemical analysis, optical microscopy techniques and qualitative and quantitative metallographic analyzes, scanning electron microscopy and semi-quantitative analysis by ESD, X-ray diffraction analysis, Vickers micro hardness and hardness measurements, and traction. The results showed the desulfurizing action of Mg in the FFN of lots 1 and 2. The presence of complex inclusions that act as heterogeneous center of graphite nuclei located inside the nodules and the presence of steadite in the regions rich in phosphorus were observed. The systematic analysis of the structure shows that with the increase of the time and reduction of the casting temperature the agglomeration process of graphite nodules and nuclei develops, which contributes in the first moment to the increase of the nodule size, and later to decrease of the degree of nodularity of the graphite. The volumetric fractions of ferrite (FV_F) and perlite (PV_P) were influenced by time and temperature, indicating the performance of stable and metastable phases transformation mechanisms. The mechanical properties were sensitive to the combined action of time, temperature and structural parameters such as the degree of nodularity, volumetric fraction of the constituents and number of nodules per area. For lot 1, there was a downward trend as a function of temperature for σ_R (ranging from 526.24 ± 43.69 MPa and 481.05 ± 82.56) and δ (between $21.92 \pm 2.49\%$ And $10.52 \pm 8.89\%$). The $\sigma_{0,2}$ showed values between 136.94 ± 22.74 MPa and 190.66 ± 14.37 MPa, while the modulus of elasticity varied between 139.74 ± 82.48 GPa and 179.26 ± 35.40 GPa. For lot 2, the σ_R varied between 463.83 ± 40.55 MPa and 503.60 ± 49.49 MPa with no defined fall trend. On the other hand, the δ showed a downward trend, varying between $22.47 \pm 8.58\%$ and $16.14 \pm 3.31\%$. The $\sigma_{0,2}$ varied between 110.02 ± 47.94 MPa and 137.18 ± 24.23 MPa, while the modulus of elasticity presented values between 176.10 ± 22.85 GPa and 205.45 ± 106.53 GPa.

CAPÍTULO1: INTRODUÇÃO

Antes considerados como materiais de pouca aplicação em engenharia em função de suas baixas propriedades mecânicas, 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. (Chiaverini, 2012, Vidal 2013, Souza Santos, 1989)

Dentre os diversos tipos de ferros fundidos destacam-se os ferros fundidos nodulares (FFN), também conhecidos como dúcteis. Quando comparados aos demais ferros fundidos, eles se destacam por apresentar grande 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 indústria automobilística, de tubos e conexões para o transporte de água, válvulas e corpos de bomba na indústria do petróleo, entre outros(Pessanha, 2016, Souza Santos, 1989).

A apreciável ductilidade apresentada pelos ferros fundidos nodulares é conseguida através da formação de estrutura com grafita esferoidal ou nodular, ao invés dos veios grafíticos característicos em ferros fundidos cinzentos ou dos vermes característicos em ferros fundidos compactos (vermiculares). A grafita nodular promove a continuidade da matriz que pode ser perlítica e/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 380-450 MPa. (Guesser, 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 grafíticos. Os registros históricos apontam maio de 1948 como o início da era do ferro fundido nodular, quando H. Morrogh apresentou seu trabalho relatando seus estudos na Inglaterra sobre a produção de grafita nodular pela introdução de cério. Atualmente, sabe-se que ferros fundidos nodulares podem ser obtidos por adição de cério (Ce), cálcio (Ca), magnésio (Mg) e também de ligas a base de magnésio, como 15Mg-

82Ni, 15Mg-30Si-50Ni, 8Mg-46Si-42Fe, 5Mg-45Si-50Fe, 12Mg-40Si-18Cu-30Fe. (Chiaverini, 2012). 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.

Tecnologias distintas são empregadas no processo de nodulização. Entre as mais utilizadas destaca-se a de imersão por sino. Nessa técnica, o elemento nodulizante é colocado num invólucro existente na ponta de uma haste que é presa à tampa da panela. No momento que a panela é tampada o invólucro contendo o nodulizante atinge o fundo da panela e se funde, dando início ao processo de nodulização com reação de fervura do nodulizante que se vaporiza e passa a dessulfurar o metal líquido, criando as condições para a formação da grafita nodular (Vieira *et. al.*, 2013; Souza Santos, 1989).

As amostras de ferro fundido nodular estudadas neste trabalho foram fabricadas pela empresa francesa PAM Saint-Gobain Canalizações (SGC), que produz tubos e acessórios para adução de água em ferro fundido nodular, por meio da técnica de imersão de sino, utilizando o Magnésio para nodulização, além de liga de FeSi 75% para inoculação. 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.

1.1. Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo o estudo sistemático das alterações estruturais provocadas pela combinação da variação de diferentes teores Mg usados para a dessulfuração do metal líquido, do tempo e temperatura de vazamento de ferros fundidos nodulares, e o conseqüente impacto dessas alterações sobre as propriedades mecânicas. Para isso, duas panelas de metal líquido foram inoculadas com FeSi 75%, e nodulizadas com Mg pela técnica de imersão de sino, com o objetivo de se obter uma concentração residual nas panelas de 0,077%p (lote 1) e 0,094%p (lote 2) de Mg. Posteriormente, as ligas foram vazadas em diferentes tempos e temperaturas avaliados a partir do término dos tratamentos de nodulização e inoculação.

1.1.1. Objetivos específicos

- Analisar a composição química dos FFN das panelas dos dois lotes (lotes 1 e 2), vazadas entre 10min e 45 min (com intervalos de 5min entre os vazamentos), contados a partir do término dos tratamentos de inoculação e nodulização, com o objetivo de identificar a composição química das panelas nas condições de metal-base (antes dos tratamentos) e metal-tratado (após a inoculação e nodulização).

- Identificar a composição fásica de cada uma das 8 ligas vazadas dos 2 lotes de FFN através da técnica de difração de raios X.

- Revelar e analisar de modo qualitativo e quantitativo a microestrutura das 8 ligas de FFN de cada lote, através do uso de técnicas de Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura e apoio de softwares de análise de imagem.

- Identificar e caracterizar a composição química das fases e das inclusões presentes nas ligas de FFN com uso de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS/MEV).

- Realizar o mapeamento químico da distribuição dos elementos presentes nas ligas de FFN com uso de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS/MEV).

- Medir a microdureza Vickers da grafita e da ferrita e a dureza Vickers da perlita das 8 ligas de FFN de cada lote, e avaliar a variação em função do tempo e da temperatura de vazamento.

- Realizar ensaios mecânicos de tração dos FFN para as ligas dos 2 lotes analisados, dando atenção às propriedades de limite de resistência, alongamento, tensão de escoamento e módulo de elasticidade.

- Correlacionar sistematicamente as variações das propriedades mecânicas com as alterações estruturais provocadas pelas variações da composição química, tempo e temperatura de vazamento dos FFN analisados.

1.2. Justificativas

1.2.1. Importância científica

Os ferros fundidos nodulares podem oferecer excelentes propriedades mecânicas, que permitem a aplicação dessas ligas em engenharia. A difusão do conhecimento sobre esse material permite o entendimento das alterações estruturais, provocadas por diferentes teores de Mg, e seus efeitos sobre as propriedades mecânicas, associados ainda a variações do tempo e da temperatura de vazamento. Analisar de maneira sistemática as alterações de microestrutura e propriedades mecânicas justifica cientificamente a realização deste trabalho.

1.2.2. Importância econômica

Os ferros fundidos nodulares apresentam potencial comercial relevante. A obtenção de grafita nodular para maiores tempos e menores temperaturas de vazamento, estabelecendo uma concentração adequada de Mg residual contribui para a redução dos custos de produção, justificando economicamente a realização deste trabalho.

1.2.3. Importância tecnológica

A literatura afirma que o vazamento do ferro fundido nodular deve ser feito em até 10 ou 15 min. após a nodulização, em temperaturas próximas a 1350°C, evitando a degeneração da grafita (Vieira *et. al*, 2013; Souza Santos 1989) Em trabalhos desenvolvidos pelo grupo de pesquisa do LAMAV, chefiado pela Professora Lioudmila A. Matlakhova em parceria com a SGC obteve-se grafita nodular realizando vazamentos em até 45 minutos após a nodulização e a inoculação, em temperaturas próximas de 1200°C, conservando-se as propriedades mecânicas (Vidal, 2013; Pessanha, 2016). A obtenção de grafita nodular para tempos e temperaturas diferentes dos descritos na literatura, associada às alterações estruturais provocadas na grafita em função de diferentes teores de Mg residual possibilitam o estudo e o desenvolvimento de melhoria dos processos

tecnológicos atualmente empregados, justificando tecnologicamente o desenvolvimento deste projeto

1.3. Ineditismo

O ineditismo do presente trabalho é baseado na análise sistemática do efeito de diferentes teores de Mg em ferros fundidos nodulares produzidos pela PAM Saint-Gobain Canalização durante a produção de tubos para saneamento básico. O efeito do Mg, ainda não observado na literatura sistematicamente, foi analisado em conjunto com as alterações estruturais provocadas por diferentes tempos e temperaturas de vazamento, com o objetivo de descrever como essa combinação pode influenciar as propriedades mecânicas de limite de resistência a tração, tensão de escoamento e alongamento e módulo de elasticidade.

CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Generalidades

Os ferros fundidos são ligas ternárias a base de Fe-C-Si, que podem ser produzidos sob a influência do mecanismo metaestável de transformação de fases (Fe-Fe₃C) resultando na produção do ferro fundido branco, no qual o C se mostra combinado com o Fe, na forma de cementita (Chiaverini, 2012). Segundo Souza Santos *et. al* (1989) e Guessser (2009), outra possibilidade é a produção dos ferros fundidos sob a influência do mecanismo estável (Fe-C), no qual o C se encontra livre, na forma de grafita, resultando na produção dos ferros fundidos gráfiticos. Em função da morfologia da grafita, os ferros fundidos gráfiticos são classificados como cinzentos (grafita em veios), vermiculares (grafita compactada) e nodulares (Figura 1).

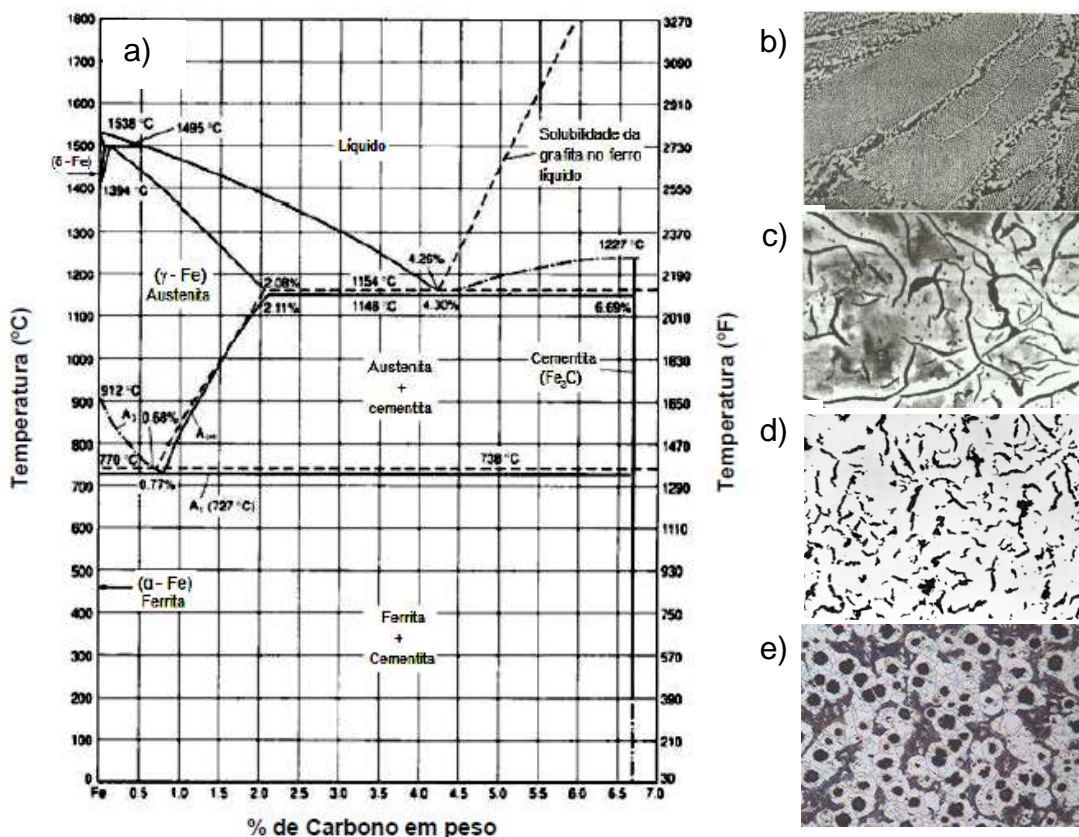


Figura 1: a) Diagramas Fe-Fe₃C (linhas cheias) e Fe-C (linhas tracejadas). Handbook, 1996. Estrutura dos ferros fundidos (b) branco, (c) cinzento, (d) vermicular e (e) nodular. (Vidal, 2013; Chiaverini, 2012; Ecob *et. al*, 1999; Colpaert, 1979).

De acordo com Vieira *et. al.*, (2013), a qualidade metalúrgica dos ferros fundidos depende de fatores cinéticos e termodinâmicos, responsáveis por definir sob quais condições ocorrem as transformações de fase nas etapas de solidificação e resfriamento das peças. Double *et. al.* (1995) afirmam que a composição química dos ferros fundidos altera os parâmetros cinéticos e termodinâmicos e condicionam a estrutura. Em seu trabalho, afirmam que teores em torno de 0,1%p de Mg produzem modificações na forma da grafita, alterando significativamente as propriedades mecânicas das peças.

Alterações dos parâmetros termodinâmicos e cinéticos em função da variação do teor de Si e do Cr são demonstradas na figura 2. De acordo com Chiaverini (2012) e Souza Santos (1989), maiores teores de Si deslocam o ponto eutético para menores teores de C, distanciam as temperaturas eutéticas dos mecanismos estável e metaestável, facilitando a grafitização do C. Na presença de Cr as temperaturas eutéticas se aproximam, favorecendo a formação de cementita (Fe_3C).

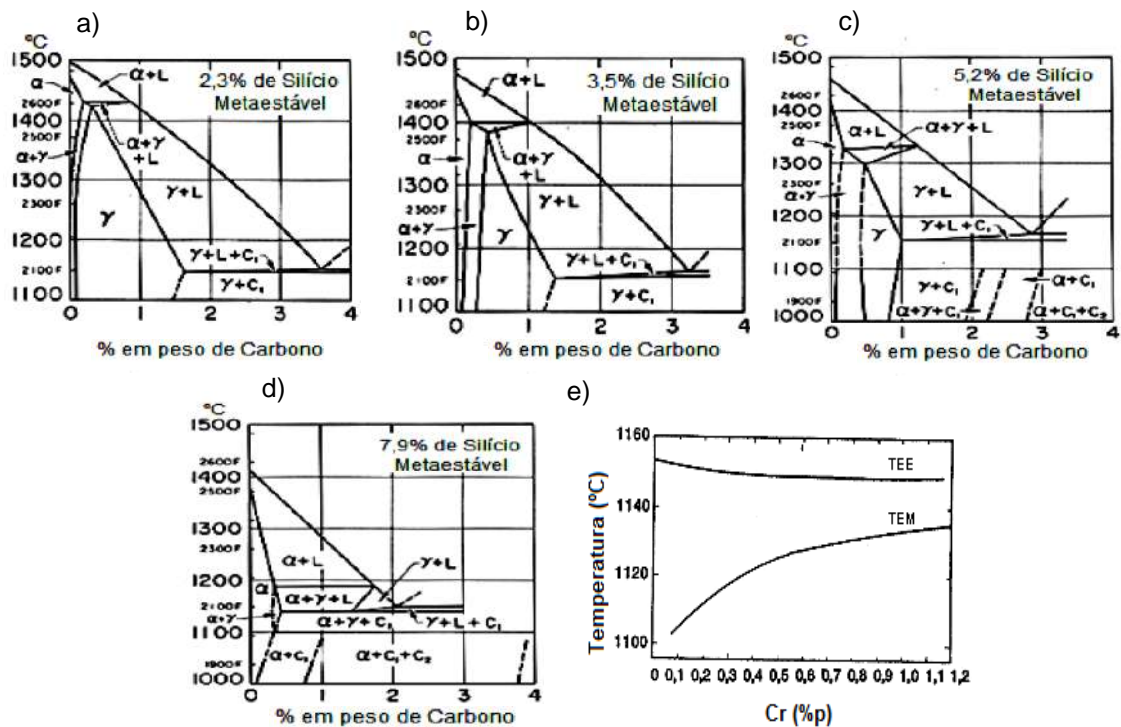


Figura 2: Influência dos elementos químicos sobre os parâmetros termodinâmicos. a) 2,3%p Si; b) 3,5%p Si; c) 5,2%p Si; d) 7,9%p Si e) variação do teor de Cr sobre as temperaturas de equilíbrio estável (TEE) e metaestável (TEM) Chiaverini (2012) e Souza Santos (1989).

Santner *et. al* (2006), afirmam que outros elementos como o Ni, Cr, Mo e Cu são usados de modo controlado como elementos de adição, fundamentais para modificar a estrutura e determinar as propriedades mecânicas dos ferros fundidos de diferentes classes. A tabela 1 mostra a composição química típica dos diferentes tipos de ferros fundidos.

Tabela 1: Composição química dos ferros fundidos Santner *et. al* (2006).

Família	C (%p)	Si (%p)	Mn (%p)	S (%p)	P (%p)
Cinzento	2,5 – 4,2	1,0 – 3,0	0,15 – 1,0	0,02 – 0,25	0,02 – 1,0
Nodular	3,0 – 4,0	1,8 – 3,0	0,1 – 1,0	0,01 – 0,03	0,01 – 0,1
Vermicular	2,5 – 4,0	1,5 – 3,0	0,10 – 1,0	0,01 – 0,03	0,01 – 0,1
Branco	1,8 – 3,6	0,5 – 2,0	0,15 – 0,8	0,02 – 0,2	0,02 – 0,2

Alp *et. al* (2005) analisaram diferentes tipos de ferros fundidos e relacionaram suas propriedades mecânicas com parâmetros estruturais e com a composição química das ligas (Tabela 2).

Tabela 2: Composição química e propriedades mecânicas de diferentes ferros fundidos. (Alp *et. al*, 2005).

Classe	Composição química (%p)						Propriedades mecânicas		
	C	Si	Mn	S	P	Outros	σ_R MPa	δ (%)	HB
Cinzento	2,95	2,45	0,45	0,033	0,140	-	365	-	238
Vermicular	3,50	2,30	0,40	0,010	0,020	Ti (0,08)	400	3,0	-
Nodular ferrítico	3,60	2,20	0,41	0,010	0,010	-	400	6,0	-
Nodular perlítico	3,60	2,20	0,40	0,010	0,010	-	680	6,0	-
Cinzento austenítico	2,45	1,83	1,02	0,025	0,018	Ni (19,6) Cr (2,16)	210	-	131
Branco	2,23	0,49	0,43	0,031	0,022	Cr (0,93)	-	-	120
Maleável ferrítico	2,40	1,40	0,50	0,040	-	-	340	14	-
Maleável martensítico	2,40	1,40	0,50	0,180	0,040	-	690	5,0	-

Guesser *et. al* (1999) associaram variações nos teores de Si, Mo, Cu e Mn às alterações na matriz dos ferros fundidos nodulares (tabela 3), determinando o efeito perlitzante do Cu e do Mn e o impacto sobre as propriedades mecânicas de Limite de resistência (σ_R), tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e alongamento (δ). Santner *et. al* (2006), e Wolfensberger (1987) analisaram o módulo de elasticidade (E) dos ferros fundidos, determinando a influência da morfologia da grafita (figura 3) e da sua fração volumétrica sobre essa propriedade.

Tabela 3: Relação entre elementos químicos e propriedades mecânicas dos ferros fundidos (Guesser *et. al*, 1999)

Composição química (%p)	Nódulos/mm ²	Perlita (%)	Espaçamento interlamelar (μm)	σ_R (MPa)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	δ (%)
2,57 Si; 0,20 Mn	183	45	0,4	558	365	11,9
2,47 Si; 0,46 Mn; 0,17 Cu	367	56	0,2	582	369	10,0
2,55 Si; 0,45 Mn; 0,58 Cu	246	84	0,2	735	448	6,2
2,71 Si; 0,74 Mn; 0,74 Cu; 0,10 Mo	77	98	-	697	529	2,1

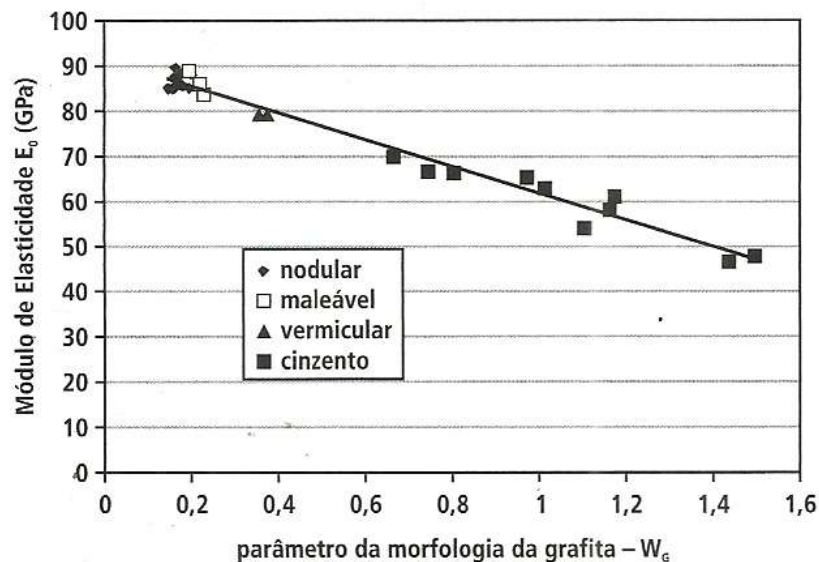


Figura 3: Relação entre a morfologia da grafita e o módulo de elasticidade em ferros fundidos. (Guesser, 2009; Wolfensberger, 1987)

2.2. Termodinâmica e cinética das transformações de fases

De acordo com Garcia (2000) e Novikov (1993) se a temperatura e a pressão de um sistema se mantiverem constantes, o mesmo tende a sofrer transformações espontâneas, com o objetivo de reduzir sua energia livre (energia de Gibbs). A energia de Gibbs se relaciona com a temperatura através da seguinte equação:

$$G = H - TS \quad (\text{eq. 2.1})$$

Onde: G = Energia de Gibbs, H = Entalpia; T = Temperatura; S = Entropia.

Admitindo um sistema composto de duas fases de um componente (líquido + grafita) e uma condição de equilíbrio na temperatura T_0 (figura 4), têm-se que:

$$G_{\text{liq}} = G_{\text{graf}} \quad (\text{eq.2.2})$$

Onde: G_{liq} = energia livre do líquido; G_{graf} = energia livre da grafita.

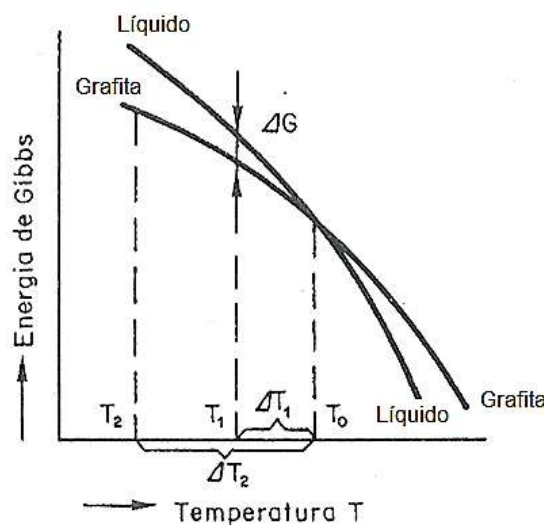


Figura 4: Variação da energia livre de Gibbs de duas fases, em função da temperatura (adaptado de Novikov, 1994).

Nas temperaturas inferiores a T_0 , a grafita possui G menor que o líquido, constituindo-se então como a fase termodinamicamente estável. Na temperatura T_0 têm-se a condição de coexistência da grafita e do líquido, enquanto em temperaturas superiores a T_0 , a fase estável é o líquido com menor energia livre.

A transformação de fase na solidificação por processo difusivo é composta pelas etapas de nucleação e crescimento da nova fase (Callister, 2008; Garcia, 2000; Novikov, 1994). A etapa de nucleação durante a solidificação consiste na formação de partículas sólidas envolvidas pelo líquido através da difusão dos átomos do líquido para o embrião sólido estável (Callister, 2008; Garcia, 2000). Essa etapa pode se desenvolver de modo homogêneo, onde a nova fase se forma de maneira uniforme em todo o material, ou de modo heterogêneo, onde as partículas da nova fase se formam com o auxílio de heterogeneidades presentes no líquido, que atuam como estimulantes energéticos (Callister, 2008; Garcia, 2000; Novikov, 1994).

2.2.1. Nucleação

Segundo Callister (2008), Garcia (2000) e Novikov (1994) Para que uma transformação de fases do tipo líquido/sólido se desenvolva, é necessário que exista uma força motriz, que promova a transformação, fazendo com que a variação da energia de Gibbs do sistema assuma um valor negativo. Tal força motriz será maior, quanto maior for o super-resfriamento a partir de T_0 . A variação da energia de Gibbs (ΔG) é dada por

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s \text{ ou } \Delta G = -V\Delta_g + S\gamma \quad (\text{eq.2 3})$$

Onde: ΔG = Variação da energia livre de Gibbs; ΔG_v = variação da energia livre de volume; ΔG_s = variação da energia de superfície; V = volume do cristal; Δ_g = diferença de energia de Gibbs associada ao volume; S = área da superfície interfacial; γ = Tensão superficial.

Através da concentração de átomos, que se arranjam com determinada ordenação cristalina, forma-se um embrião da nova fase, e uma superfície interfacial que o separa do líquido. Essa superfície possui uma energia livre positiva (tensão superficial γ), que provoca aumento da energia livre do sistema (figura 5), a medida que a superfície cresce (Garcia, 2000). Um embrião só se tornará um núcleo estável ao alcançar tamanho crítico. Admitindo um núcleo de forma de cúbica têm-se:

$$\Delta G = - a^3 \Delta_g + 6a^2 \gamma \quad (\text{eq.2.4})$$

Onde: ΔG = Variação da energia livre de Gibbs; a = aresta do cubo; Δ_g = diferença de energia de Gibbs associada ao volume; γ = Tensão superficial.

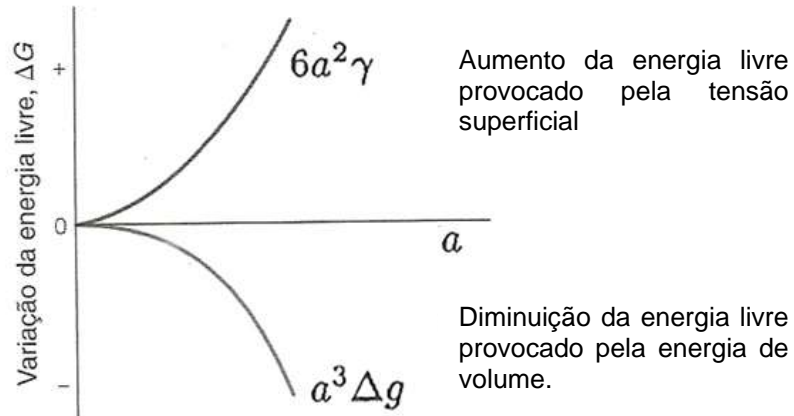


Figura 5: Influência da tensão superficial e da energia de volume sobre a variação da energia de Gibbs do sistema (adaptado de Callister, 2008)

O tamanho do núcleo crítico a_{cr} e a variação da energia de Gibbs crítica ΔG_{cr} são obtidos pelas equações abaixo. A variação da energia livre (ΔG) em função de a é demonstrada na figura 6.

$$\frac{\partial \Delta G}{\partial a} = -3a^2_{cr} \Delta_g + 12a_{cr} \gamma = 0 \quad (\text{eq.2.5})$$

$$a_{cr} = 4\gamma / \Delta_g \quad (\text{eq.2.6})$$

$$\Delta G = 32\gamma^3 / \Delta_g^2 \quad (\text{eq.2.7})$$

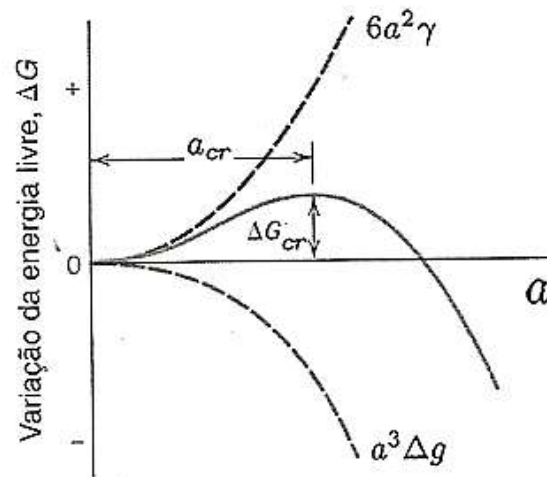


Figura 6: Variação da energia livre de Gibbs em função do tamanho do núcleo (Callister, 2008).

Aumentando o super-resfriamento (ΔT), a tensão superficial (γ) não se altera significativamente, enquanto a energia de volume Δ_g aumenta (figura 7). Como resultado, ocorre a diminuição de da energia de Gibbs crítica (ΔG_{cr}) e do tamanho crítico (a_{cr}), favorecendo a transformação de fase (Callister, 2008; Novikov, 1994).

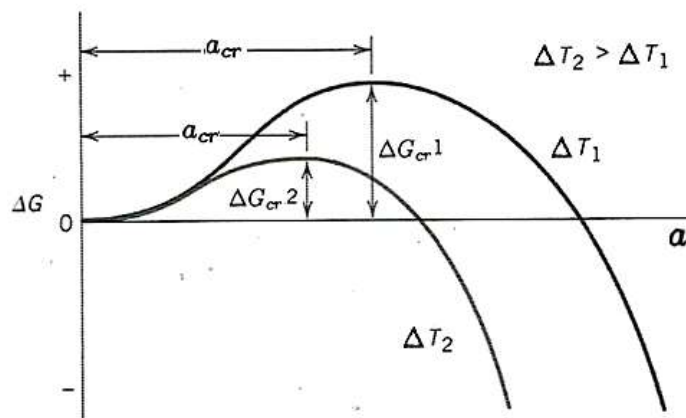


Figura 7: Variação da energia de Gibbs em função do tamanho crítico para diferentes graus de super-resfriamento (Callister, 2008).

Novikov (1994) explica que os núcleos estáveis se formam através de flutuações energéticas, que resultam da vibração dos átomos no líquido. O crescimento do núcleo formado pelas flutuações ocorre pela frequência de

agrupamento atômico. Esses fatores variam com a temperatura, e condicionam a taxa de nucleação da nova fase conforme demonstrado na figura 8.

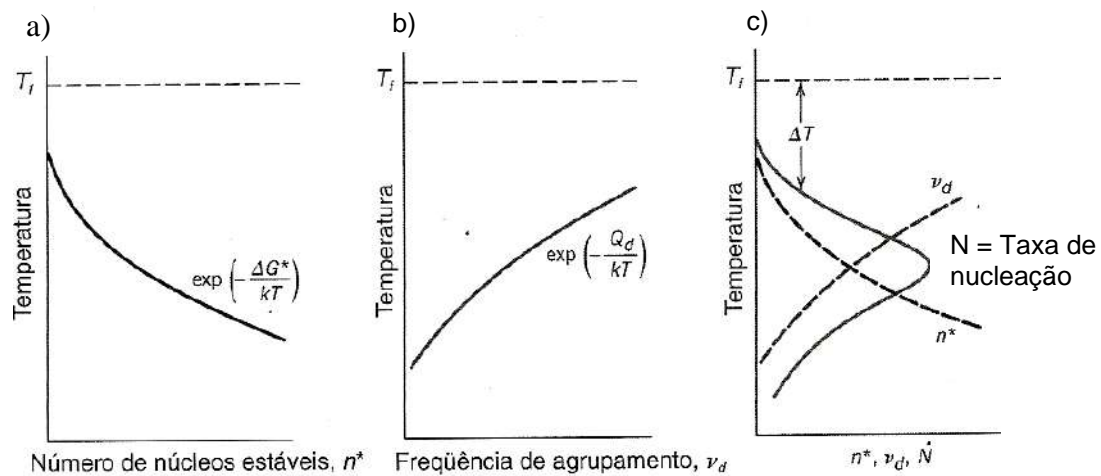


Figura 8: Influência da temperatura (a) na formação de núcleos estáveis, (b) na frequência de agrupamento, e (c) taxa de nucleação (Callister, 2008).

Callister (2008) e Garcia (2000) explicam que na produção de diferentes ligas, são adicionados agentes catalizadores que atuam como facilitadores do processo de nucleação, fazendo com que o super-resfriamento necessário para a solidificação seja da ordem de poucos graus abaixo de T_0 (figura 9). Vidal (2013) Skjegstad et.al (1996), Garcia (2000), Souza Santos (1989) e outros, afirmam que na produção dos ferros fundidos grafíticos, o Si é adicionado ao banho metálico para facilitar a nucleação da grafita através da nucleação heterogênea.

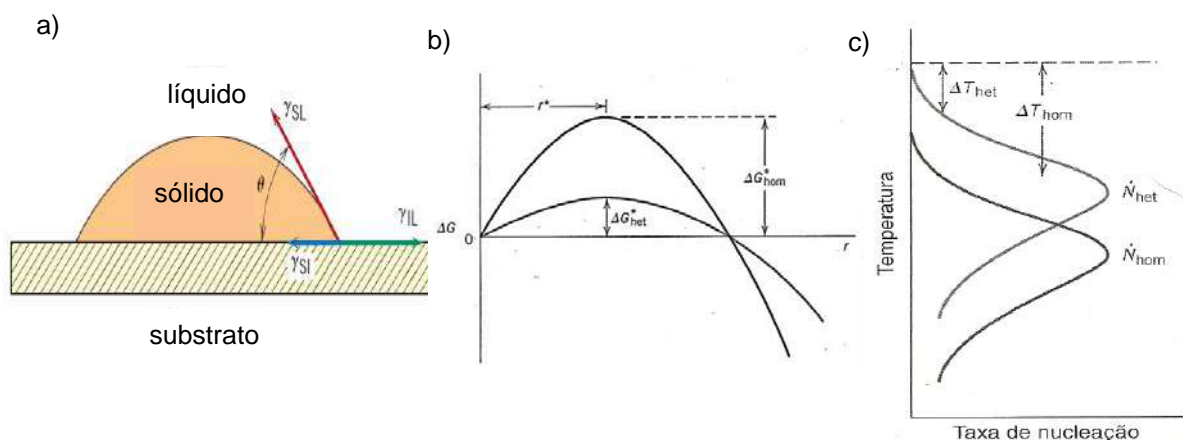


Figura 9: a) Esquema da nucleação heterogênea; b) influência da nucleação heterogênea sobre o tamanho crítico e ΔG_{cr} , c) Diminuição de ΔT para nucleação heterogênea (Callister, 2008)

2.2.2. Crescimento

Quando o núcleo atinge o tamanho crítico e se torna estável, inicia-se a etapa de crescimento. O crescimento ocorre pela difusão dos átomos da fase original para a nova fase, através da fronteira entre as fases, e posteriormente para dentro do núcleo. A taxa de crescimento (G) é determinada pela temperatura (T) e pela energia de ativação (Q), conforme equação de Arrhenius (Callister, 2008; Garcia, 2000).

$$G = C \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \quad (\text{eq.2.8})$$

Onde: G = Taxa de crescimento; C = constante pré-exponencial; Q = Energia de ativação; k = constante de Boltzmann; T = Temperatura.

Como o processo é difusivo, verifica-se com a equação 2.8 que o crescimento se desenvolve com maior facilidade em temperaturas mais elevadas, com menor super resfriamento a partir de T_0 . Porém, a transformação global depende também da taxa de nucleação (figura 10). Esses parâmetros determinam a cinética de transformação de fases para uma determinada temperatura (Callister, 2008; Garcia, 2000).

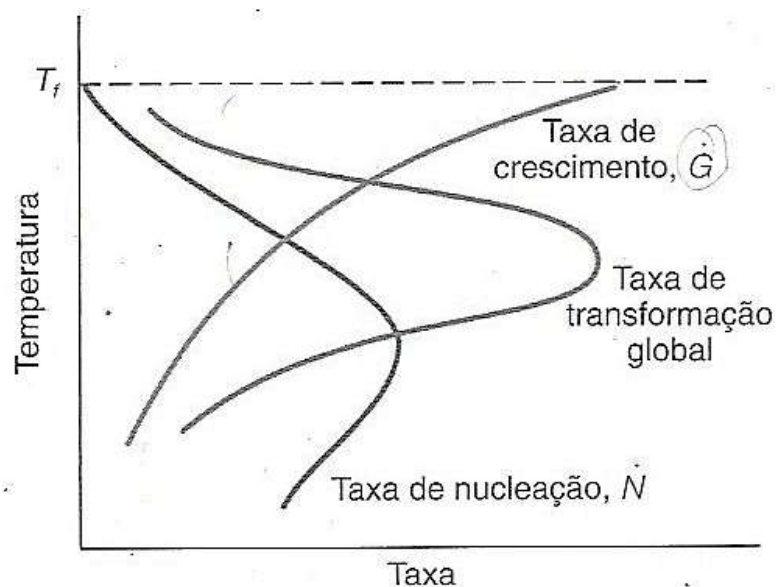


Figura 10: Esquema mostrando as curvas de nucleação, crescimento e taxa global de transformação de fase (Callister, 2008).

A velocidade da transformação de fase a uma determinada temperatura será maior quanto mais rápido for o desenvolvimento da etapa de nucleação (figura 11). De acordo com Callister (2008), a fração de fase transformada (y) em função do tempo (t) é calculada pela equação 2.9.

$$y = 1 - \exp(-kt^n) \quad (\text{eq.2.9})$$

Onde: y = fração da nova fase transformada; k e n = constante independente do tempo; t = tempo.

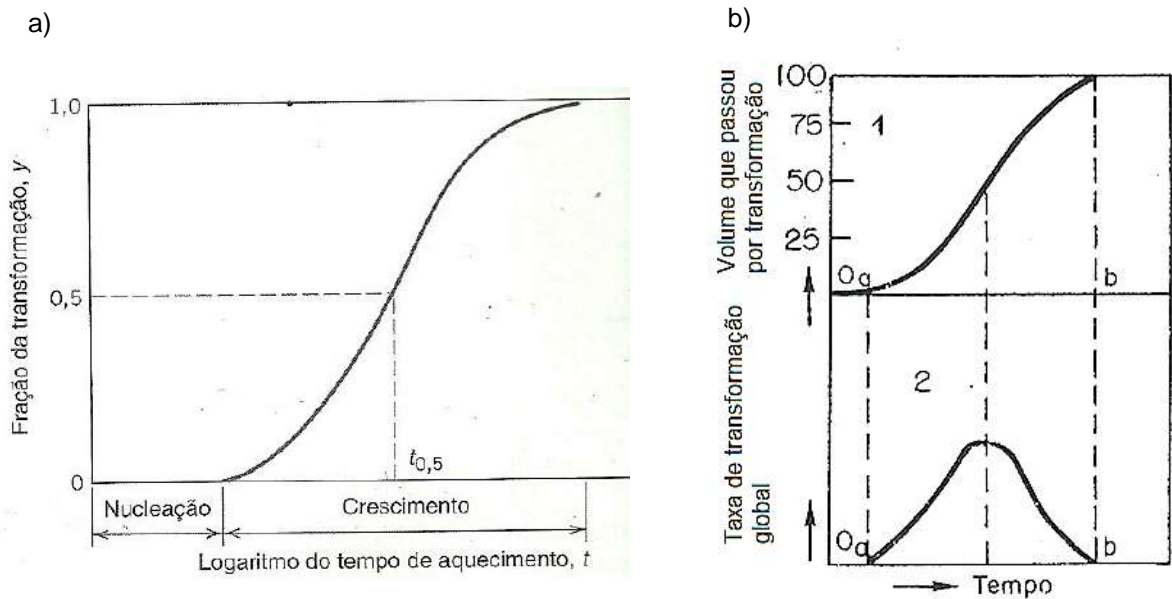


Figura 11: a) Curva “S” que determina a cinética da transformação de fases e (b) relação entre a curva “S” e a taxa global de transformação (Callister, 2008; Novikov, 1994).

2.3. Solidificação dos ferros fundidos nodulares

A solidificação dos ferros fundidos nodulares (FFN) ocorre por difusão e se desenvolve de acordo o mecanismo estável de transformação de fases. Segundo Guessser (2009), Skaland *et. al* (1996) e Souza Santos (1989), a grafita é a fase de difícil nucleação. Várias teorias foram desenvolvidas ao longo dos anos para explicar a formação da grafita. Uma coisa em comum em todas as proposições é a de que a nucleação ocorre em heterogeneidades que se formam em meio ao líquido.

De acordo com Guesser (2009) e Riviera (2003), Novikov (1994), a solidificação dos ferros fundidos nodulares eutéticos (figura 12) se inicia com um super-resfriamento dentro do campo de domínio do sistema estável (TEE) com a nucleação dos nódulos de grafita e das dendritas de austenita diretamente sobre o metal líquido seguido por crescimento difusivo das fases pelas interfaces líquido/grafita e líquido/austenita. Posteriormente, a austenita envolve os nódulos de grafita que passam a crescer por difusão do C pelas interfaces líquido/austenita e austenita/grafita.

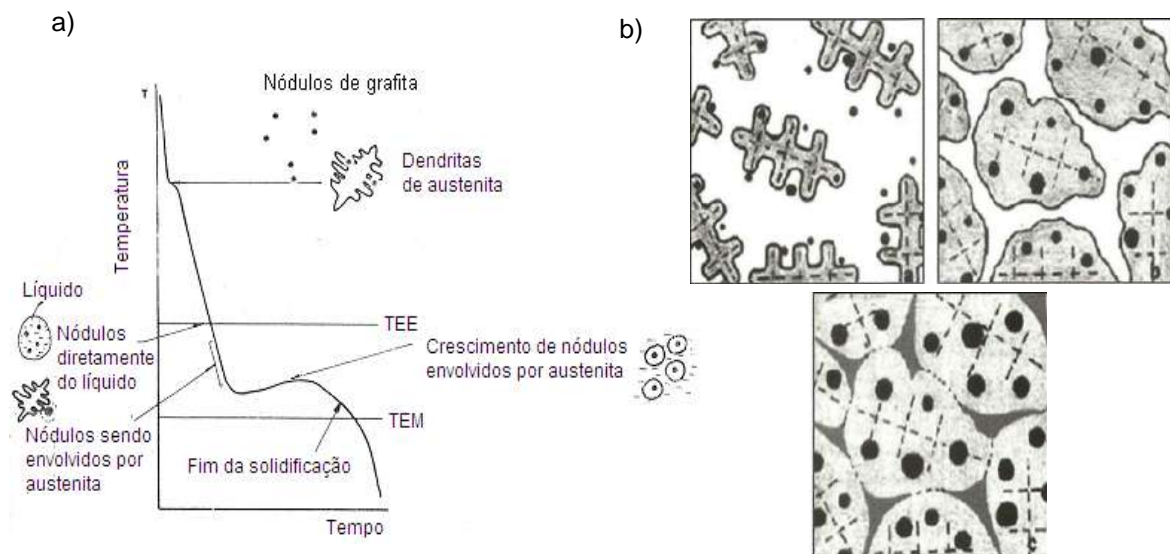


Figura 12: a) Esquema de análise térmica da solidificação de FFN de composição eutética. b) esquema do processo de envolvimento dos nódulos pelas dendritas de austenita (Souza Santos *et. al*, 1989; Riviera *et. al*, 2003)

Skaland (2005) afirma que em ferros fundidos desoxidados, inoculados com Si e nodulizados com Mg é comum a presença de inclusões dispersas por todo o volume do metal. Essas inclusões, possuem parâmetros de rede semelhantes aos da grafita, e atuam como centros de nucleação heterogênea, necessitando de pequeno super-resfriamento. O autor ainda afirma que mesmo sobre heterogeneidades de baixa correspondência cristalográfica, bem como inclusões amorfas é possível que ocorra a nucleação da grafita com super-resfriamento entre 30 a 50 graus para o menor grau de compatibilidade de rede entre a inclusão e a grafita.

2.3.1. Teorias de nucleação da grafita

2.3.1.1. Teoria da bolha de gás de Karsay

Admitindo que os nódulos podem se formar sobre heterogeneidades, Karsay (1976) propôs que a grafita se formaria no interior das bolhas de CO presentes no banho metálico. As paredes das bolhas seriam a interface nucleante, e o crescimento posterior da grafita se daria com a difusão do carbono do líquido para o interior da bolha através da interface líquido/bolha até seu total preenchimento (Figura 13).

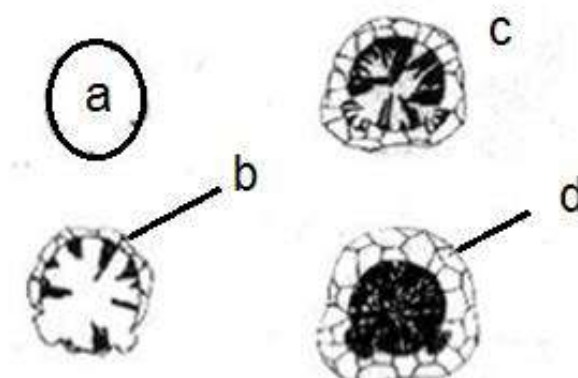


Figura 13: Teoria da bolha de gás de Karsay. a) bolha de CO; b) nucleação da grafita nas paredes da bolha; c) preenchimento do interior da bolha com grafita; d) nódulo de grafita envolvido por grãos de austenita. (Karsay, 1976; Skaland, 2005).

Contra a teoria proposta por Karsay, pesa o fato do uso de elementos químicos que são fortemente desoxidantes como o Mg, Ca e terras raras, na produção dos ferros fundidos nodulares, o que neutraliza o oxigênio e as bolhas de CO. Outro fato negativo é a ausência de bolhas de CO parcialmente preenchidas com grafita nos ferros fundidos resfriados rapidamente (Skaland, 2005).

2.3.1.2. A teoria do carbeto de silício (SiC)

A teoria do carbeto de silício foi desenvolvida por Wang (1981) e Fredriksson (1984). Eles observaram que após a dissolução do FeSi no metal líquido ocorreu a formação de partículas de grafita e cristais de SiC, que posteriormente se redissolviam no líquido. Os pesquisadores não observaram partículas de óxidos ou sulfetos. Os autores então postularam que após a dissolução do SiC ocorre uma distribuição heterogênea dos elementos, com regiões supersaturadas em C e Si, que seriam a força motriz para a nucleação homogênea da grafita.

Skaland (2005) demonstra que a teoria proposta por Wang e Fredriksson apresenta como inconsistência o fato de a mesma não reconhecer o efeito dos elementos Ba, Ca e Sr presentes nas ligas inoculantes na formação da grafita. O pesquisador também afirma que a existência de regiões supersaturadas em C e Si seria improvável, pois ambos os elementos possuem elevada difusividade no metal líquido e que a perda de calor por convecção é significativa no processo, o que impediria a supersaturação de C e Si durante a fabricação do FFN.

2.3.1.3. Teoria do grafite

Boyles (1974) propôs que a grafita se nuclearia de heterogeneamente de modo hepitaxial de outra partícula de grafita presente no banho metálico. Eash (1941) determinou que em FFN inoculados com em Si formam-se regiões ricas em Si, nas quais a solubilidade do C é muito reduzida, e portanto ocorre a precipitação da grafita. Fast (1983) observou que o tempo de dissolução do FeSi é da ordem de alguns poucos segundos, o que impediria a formação da grafita na interface líquido/inclusão. A partir daí, Fast postulou que a presença de Ba ou Sr na liga inoculante faz com que os cristais a base de Si permaneçam preservados no líquido até que a temperatura eutética, impedindo assim a redissolução da grafita que se nuclearia sobre esses cristais.

2.3.1.4. Teoria dos carbonetos do tipo CaC₂

Lux (1964) postulou que elementos como Ca, Sr e Ba formam carbonetos semelhantes aos sais do tipo CaC₂ em meio ao metal líquido. Para Lux, esses

carbonetos possuem parâmetros de rede que possibilitariam uma transição direta para a rede da grafita, com baixa energia interfacial entre o substrato e o núcleo, o que possibilitaria a nucleação da grafita com pequeno super-resfriamento (figura 14).

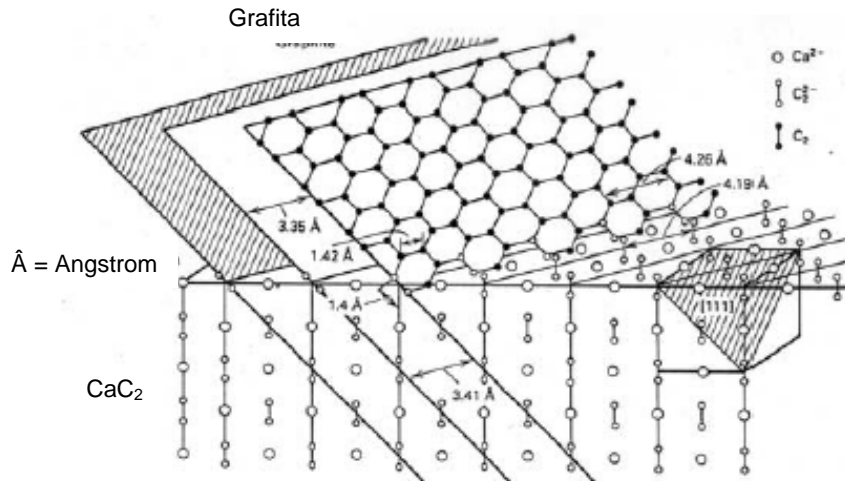


Figura 14: Esquema da interface entre Carboneto do tipo CaC_2 e grafita proposto por Lux. (Skaland, 2005)

Em sua análise sobre a teoria de Lux, Skaland (2005) afirma que a mesma é interessante do ponto de vista cristalográfico, porém questionável do ponto de vista termodinâmico e químico. Para o pesquisador, são poucas as chances das inclusões do tipo CaC_2 resistirem a presença de S e O no banho metálico, pois dificilmente elementos como o Ca, Sr e Ba presentes nos inoculantes deixariam de se combinar com o S e com o O para se combinarem com o C formando carbonetos do tipo CaC_2 . A tabela 4 mostra as estruturas do tipo CaC_2 e suas características.

Tabela 4: Estruturas do tipo CaC_2 e suas características (Skaland, 2005)

Fase	Grupo espacial	Estrutura cristalina	Parâmetro de rede (Å)	Temperatura de fusão (°C)	Energia livre (ΔG)*
MgC_2	---	---	---	---	---
CaC_2	Fm3m	Cubica	5,86	2300	-106
SrC_2	Fm3m	Cubica	6,24	---	-93
BaC_2	Fm3m	cubica	6,56	---	-96

* Energia livre padrão a 1327°C

2.3.1.5. A teoria dos óxidos e sulfetos.

Vidal *et. al.* (2015) identificaram a presença de inclusões de Mg, Si, O e Ca no interior dos nódulos de grafita em FFN (figura 15). Lalich *et. al.* (1976), demonstraram que a grafita se nucleia a partir sulfetos de Ca e Mg que se formam no líquido após os tratamentos de inoculação com ligas de FeSi e nodulização com Mg, e que o crescimento dos nódulos está relacionado com a forma e distribuição das inclusões. Stefanescu (2005) e Jacobs (1974) observaram que as inclusões no interior dos nódulos apresentam um núcleo de sulfeto (MgS, SrS, CaS) envolvido por uma camada de óxido ($\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$, $\text{MeO}\cdot\text{SiO}_2$, Al_2O_3 , $\text{MeO}\cdot 2\text{SiO}_2$), conforme esquema demonstrado na figura 16.

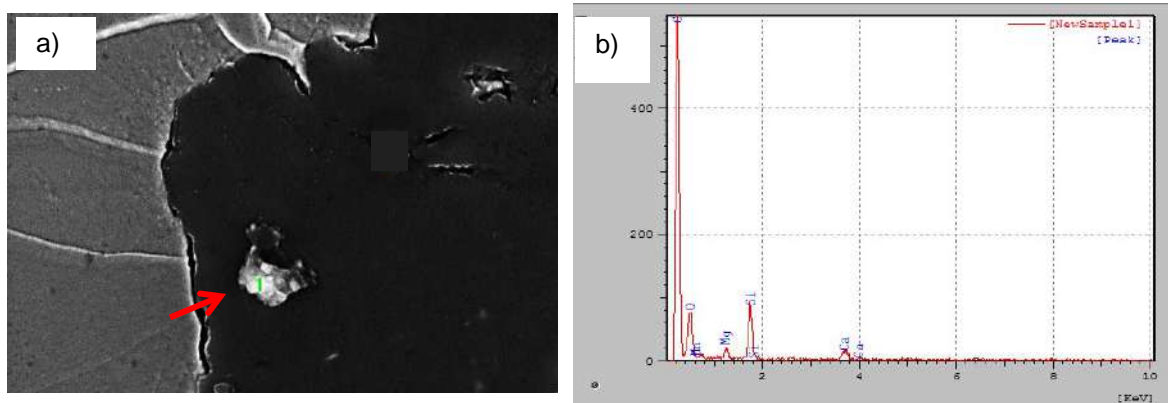


Figura 15: Presença de inclusões a base de Mg, Si, O e Ca presente no interior do nódulo de grafita em FFN (Vidal, *et. al.*, 2015).

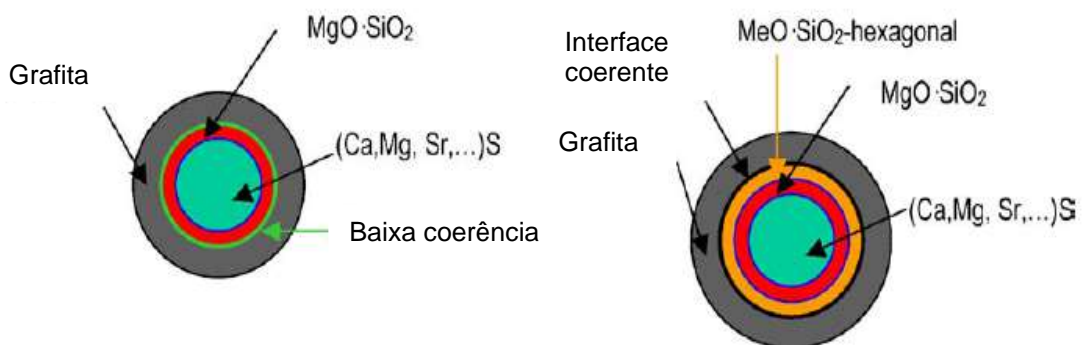


Figura 16: Esquema de nucleação da grafita segundo a teoria dos óxidos e sulfetos (Stefanescu, 2005).

2.3.1.6. Teoria dos silicatos

Skaland (1993) investigou a estrutura de FFN inoculados com Fe-Si, contendo ainda adições de Al, Ca, Sr e Ba e nodulizado com Mg, e concluiu que grande quantidade de inclusões presentes nas ligas eram sulfetos (MgS, CaS) e óxidos ($\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{MgO} \cdot \text{Si}_2$), resultantes dos tratamentos do metal líquido (figura 17). Skaland afirma que ao término na inoculação, se formam silicatos com estrutura hexagonal (tabela 5) na superfície das inclusões de óxidos, aumentando a potência de nucleação da grafita sobre as inclusões. Skaland conclui que a grafita se nucleia nos planos basais dos cristais, pois os mesmos teriam interfaces coerentes ou semicoerentes de baixa energia com a grafita.

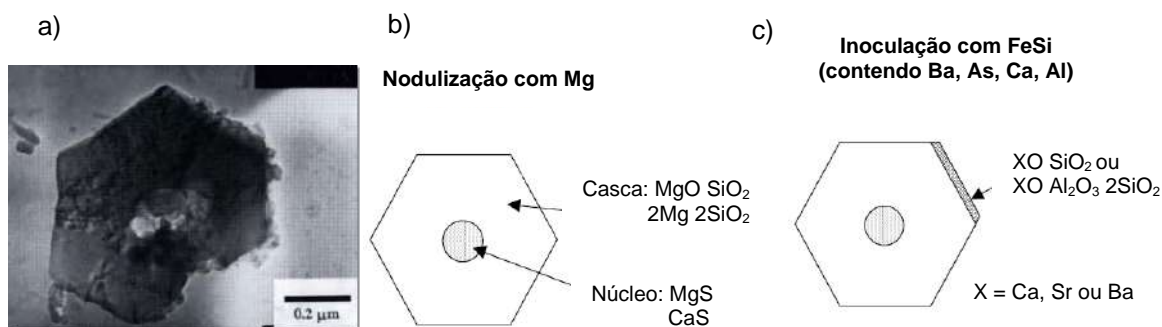


Figura 17: a) Micro-inclusão em ferro fundido nodular; b) Esquema de formação da grafita por tratamentos de nodulização com Mg e c) inoculação com FeSi contendo Ca, Sr ou Ba (Olsen *et. al*, 2004).

Tabela 5: Dados sobre silicatos e aluminatos possivelmente formados no ferro líquido contendo Mg, Ca, Sr e Ba (Skaland, 2005).

Fase	Grupo espacial	Estrutura cristalina	Parâmetro de rede (Å)	Temperatura de fusão (°C)	Energia livre (ΔG)*
$\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$	Pbca	Ortorrômbica	18,2/8,86/5,204	1577	-1060
$2\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$	Pmnb	Ortorrômbica	4,76/10,20/5,99	1898	-1491
$\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$	P1	Hexagonal	6,82/19,65	1125-1544	-1184
$\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2$	---	Hexagonal	7,127/10,115	1580	-1186
$\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$	---	Hexagonal	7,500/10,467	1605	-1180
$\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$	---	---	---	---	---
CaO.	P6 ₃ /mcm	Hexagonal	5,113/14,743	1550	-3022
$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$					

SrO. Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	---	Hexagonal	5,25/7,56	---	---
BaO. Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	---	Hexagonal	5,304/7,789	1380	---
MgO.6Al ₂ O ₃	---	---	---	---	---
CaO.6Al ₂ O ₃	---	Hexagonal	5,54/21,82	1850	---
SrO.6Al ₂ O ₃	P6 ₃ /mmc	Hexagonal	5,589/22,07	1500	---
BaO.6Al ₂ O ₃	P6 ₃ /mmc	Hexagonal	5,607/22,90	1400	---

* Energia livre padrão a 1327°C

2.3.2. O crescimento da grafita

O crescimento da grafita é um assunto de alta relevância, e diversos pesquisadores tentam entender sob qual ótica esse fenômeno se desenvolve. Qing (2016) afirma que dentre diversas teorias, três merecem um destaque: O crescimento circunferencial de camadas de grafeno em torno da superfície do nódulo (figura 18a), crescimento individual em espiral de camadas de grafeno na forma de cone em hélices (figura 18b) e crescimento individual em espiral de camadas de grafeno na forma de pirâmides (figura 18c).

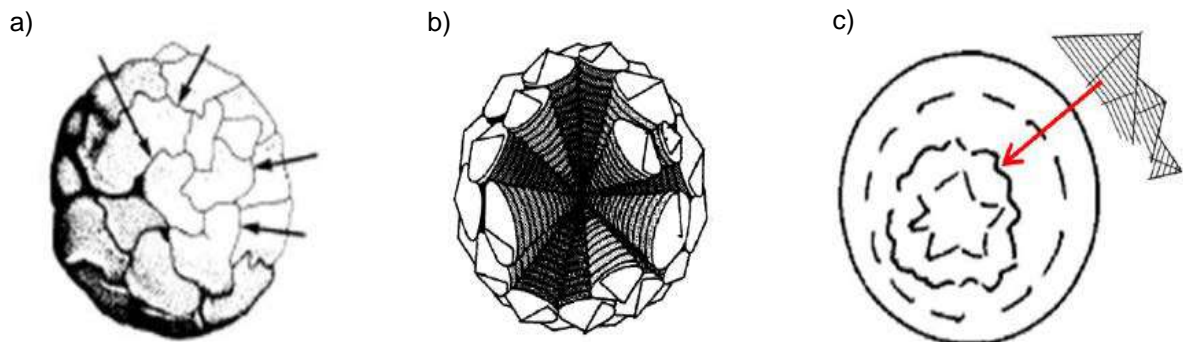


Figura 18: Representação esquemática das teorias de crescimento da grafita.

Em seu estudo sobre o crescimento do grafeno em partículas de SiC, Mendes de Sá (2011) define o grafeno como uma estrutura básica bidimensional de C, na qual os átomos estão ligados numa rede hexagonal chamada favo de mel (figura 19).

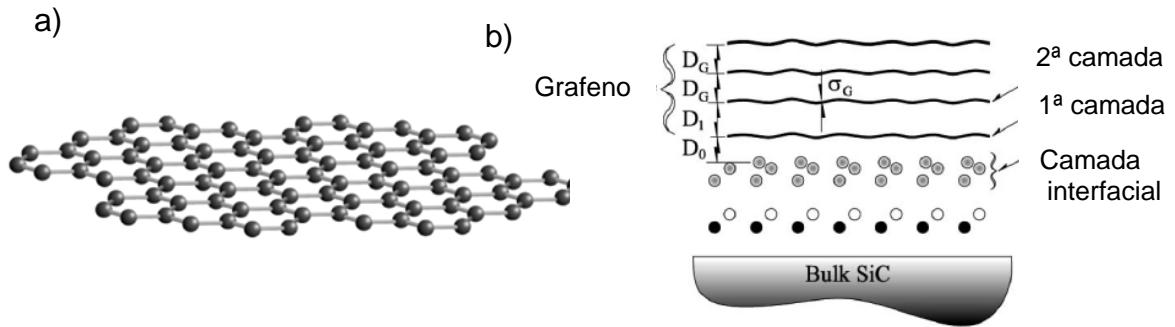


Figura 19: a) Estrutura hexagonal bidimensional do grafeno, b) esquema de nucleação de camadas de grafeno sobre substrato de SiC (Mendes de Sá, 2011)

Vidal *et. al* (2014), com o uso de técnicas de microscopia ótica, observaram a existência de um processo de aglomeração de pequenos nódulos de grafita FFN vazados em diferentes tempos e temperaturas, indicando que o crescimento dos nódulos pode ser influenciado também por sua aglomeração (figura 20).

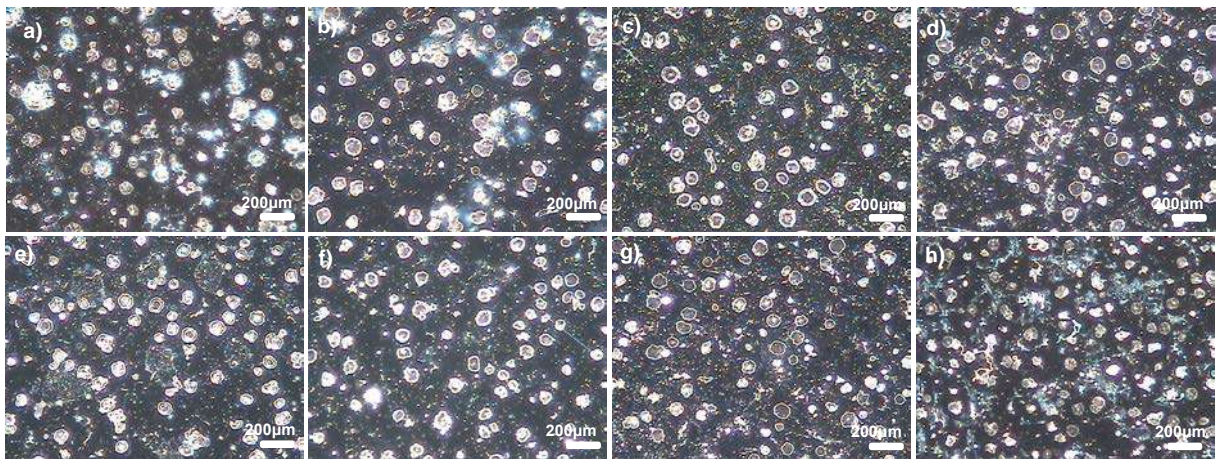


Figura 20: Processo de aglomeração de nódulos de grafita em FFN vazados em diferentes temperaturas e tempos medidos a partir do término da inoculação/nodulização. a) 1361°C/10min, b) 1324°C/15min, c) 1310°C/20min, d) 1286°C/25min, e) 1261°C/30min, f) 1251°C/35min, g) 1236°C/40min, h) 1222°C/45min (Vidal *et. al*, 2014).

Vilela (2010), Guesser (2009), Gruzleski (2000), Souza Santos (1989), Hunter *et. al.* (1979), Sadocha *et. al.* (1974), MacSwain *et. al.* (1974) e outros pesquisadores associaram o crescimento dos nódulos às diferenças de níveis de energia interfacial entre os planos basal e prismático da grafita em função da composição química. MacSwain *et. al.* (1974) e Rhee (1972) observaram que em ligas de ferro fundido

nodulizadas com Mg, e com baixas concentrações de S e O e outros elementos tensoativos, o plano basal apresenta energia de superfície equivalente a 983erg/cm^2 , enquanto o plano prismático apresenta 1096erg/cm^2 . Durante a solidificação, a grafita se precipita diretamente do líquido e cresce segundo a direção perpendicular ao plano de menor nível de energia. Neste caso, o crescimento se devolve com o empilhamento de planos basais na direção c, resultando na formação de nódulos (figura 21).

Pessanha (2016) e Vidal (2013) determinaram o efeito dessulfurante que diferentes concentrações de Mg provocam em ligas de FFN produzidas para fabricação de tubos e conexões para saneamento básico (tabela 6), demonstrando a importância do Mg e da etapa de nodulização para a produção desse material.

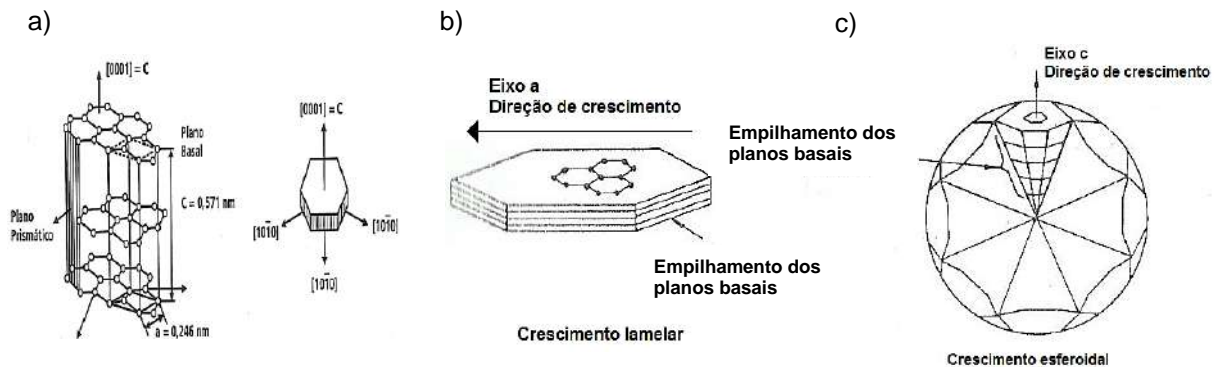


Figura 21: a) Estrutura hexagonal da grafita, b) empilhamento de planos basais; c) crescimento esférico por empilhamento de planos basais na direção c (Gruzleski, 2000; Souza Santos *et. al.*, 1989)

Tabela 6: Efeito dessulfurante do Mg em FFN de diferentes composições químicas (Adaptado de Pessanha, 2016 e Vidal 2013).

Elementos	Composição (%p) Painel 1			Composição (%p) Painel 2		
	Metal base	Mg adicionado	Metal tratado	Metal base	Mg adicionado	Metal tratado
C	3,83		3,68	3,83		3,71
Si	2,11		2,60	2,27		2,55
Mn	0,18		0,15	0,21		0,20
P	0,08		0,07	0,10		0,09
S	0,015		0,006	0,018		0,007
Mg	---	0,190	0,077	---	0,225	0,074
Ceq.	4,56		4,57	4,65		4,62

2.4. Inoculação e nodulização dos FFN e o impacto da composição química, tempo e temperatura sobre a estrutura e propriedades mecânicas

A qualidade da estrutura e das propriedades mecânicas dos FFN é dependente da realização das etapas de inoculação e nodulização do banho metálico, que devem ser realizados momentos antes do vazamento do metal nos moldes para solidificação (Vidal, 2013; Skaland, 2005; Souza Santos, 1989).

2.4.1. Inoculação

A inoculação consiste na adição de quantidades determinadas de FeSi contendo ainda baixas concentrações de outros elementos (tabela 7), para criação das condições favoráveis a grafitação, sendo portanto, uma etapa indispensável na formação dos ferros fundidos grafiticos (Pessanha, 2016, Vidal, 2013, Skjegstad *et al*, 1996 Souza Santos, 1989). Em estudos sobre inoculação de ferros fundidos cinzentos e nodulares, Skjegstad *et al* (1996) e Olsen *et al* (2004), observaram que as ligas inoculadas apresentaram elevada quantidade de nódulos e pouca quantidade de Fe_3C , quando comparadas com as ligas não inoculadas, o que refletiu em aumento considerável das propriedades mecânicas de resistência e diminuição da dureza Brinell (figura 22 e tabela 8).

Tabela 7: Diferentes ligas inoculantes a base de FeSi utilizadas na fabricação de FFN (Chaves Filho, 1981)

Grupo	Inoculante	Composição química			Outros elementos (%)
		Si	Ca	Al	
	Grafita	-	-	-	-
	Si metálico	98,5	0,04 (máx)	-	-
	Fe-Si 50%	47,5	0,2	1,3	-
	Fe-Si 75%	-	-	-	-
Grafitizantes comuns	Tipo A	76,5	-	0,5 (máx)	-
	Tipo B	76,5	0,5 (máx)	1,3	-
	Fe-Si 85%	86,0	0,5 (min)	1,3	-
	Siliceto de cálcio	62,5	32,0	1,1	-
	Ca-Si-Mn	55,0	11,0	1,0	18 Mn

	Ca-Si-Mn-C	52,5	9,0	-	7,5 Mn; 3,5 C
	Si-Zr	50,0	-	2,0	40 Zr
	Si-Zr-Ca	80	2,5	1,5	1,5 Zr
	Si-Mn-Zr	62,5	3,5	1,0	6 Mn; 6 Zr
	Si-Ba	50	1,0	1,0	10 Ba
	Si-Mn-Zr-Ba	62,5	2,1	1,0	6 Mn; 6 Zr; 2,5 Ba
	Si-Mn-Ca-Ba	62,5	2,5	1,25	6 Mn; 5 Ba
	Si-Mn-Zr-Ca-	47,5	5,0	0,75	4 Ba; 7 Zr; 7 Mn;
	Ba-C				18 C
	Si – terras	50	2,5	4,25	31,5T.R*
	raras				
	Si-Ca	30,0	0,5	0,5	10 Ca; outros
	Si Sr	77,5	-	0,5	1 Sr
	SiC	63	-	-	28 C
	Cr-Si	15	-	-	60 Cr; 5 C
	Siliceto de	40	-	0,1	43 Cr; 0,5 C
	cromo				
Estabilizadores (perlitizantes)	Cr-Si-Mn	18	0,8	0,2	40 Cr; 6,5 Mn; 5,5 C
	Cr-Si-Mn-C	10	-	-	54 Cr; 6,5 Mn; 5,5 C
	Cr-Si-Mn-Zr	22,5	2,5	-	27,5 Cr; 5,5 Zr; 2,5 Ba; 10 Mn

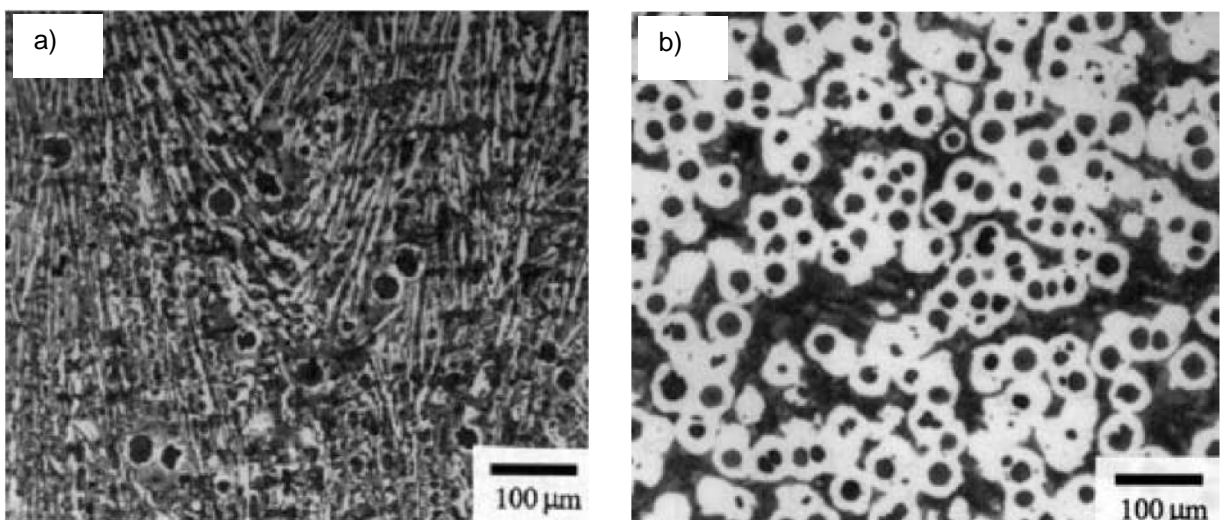


Figura 22: Comparação entre estruturas de FFN. a) não inoculado, b) inoculado (Skajestad *et al*, 1996)

Tabela 8: Propriedades mecânicas e estruturais de FFN não inoculado e inoculado (Olsen *et. al*, 2004).

Propriedade	FFN Não inoculado	FFN Inoculado
Tensão de escoamento (MPa)	---	200 – 400
Limite de resistência (MPa)	< 300	350 – 800
Alongamento (%)	---	3 – 30
Dureza Brinell (HB)	> 600	140 – 300
Quantidade de nódulos/m ²	< 50	> 150
Microestrutura	Fe ₃ C	Ferrita e/ou perlita

Frás *et. al* (2012) avaliaram a influência da inoculação sobre o super resfriamento necessário para nucleação da grafita, bem como sobre a quantidade de grafita/mm², e determinaram que a temperatura de solidificação aumenta em ligas inoculadas, assumindo valores superiores aos das transformações pelo mecanismo metaestável, eliminando a cementita livre na estrutura (figura 23).

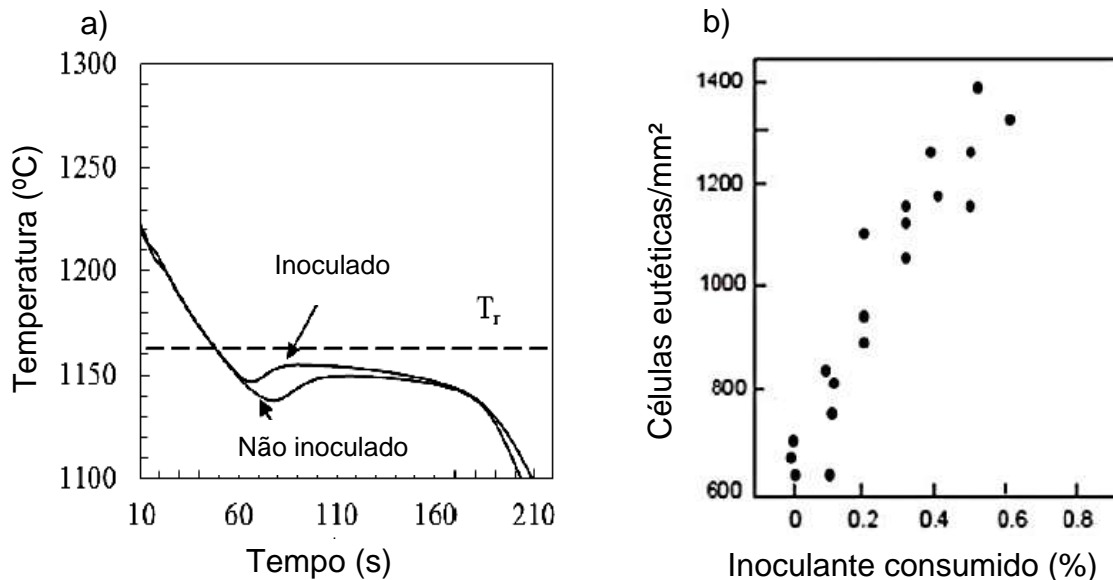


Figura 23: a) Curvas de análise térmica de ferros fundidos inoculados e não inoculados. b) Relação entre a quantidade de inoculante adicionado e o número de células eutéticas estáveis (Frás *et. al*, 2012).

Vieira *et. al*, (2013), Skaland (2004) Souza Santos *et. al* (1989) e afirmam que fatores como, o tempo transcorrido entre o término da inoculação e início da solidificação (*fading*), a temperatura de inoculação, o estado do banho metálico e a

granulometria do inoculante influenciam a qualidade da inoculação e a estrutura dos ferros fundidos. Souza Santos *et. al* (1989) demonstraram que adições sucessivas de inoculante durante o tratamento da liga (pós-inoculação) conduzem ao aumento da quantidade de nódulos/mm² (figura 24a), quando comparado com a ligas que sofreram apenas uma adição de inoculante (simples inoculação). Isso contribui para minimizar o *fading* observado por Skaland (2004). O *fading* é a perda do efeito inoculante em função do tempo (figura 24b). Seus efeitos são a diminuição da quantidade de sítios para nucleação da grafita (devido ao coalescimento das inclusões que se formam na inoculação), aumento da distância de difusão do C, e maior tendência de formação de Fe₃C.

Vidal (2013) e Pessanha (2016), realizaram análises de microscopia ótica em ligas de FFN vazadas em diferentes tempos, e constataram o aumento da quantidade da cementita livre na matriz, atribuindo ao *fading* esse fenômeno (figura 25).

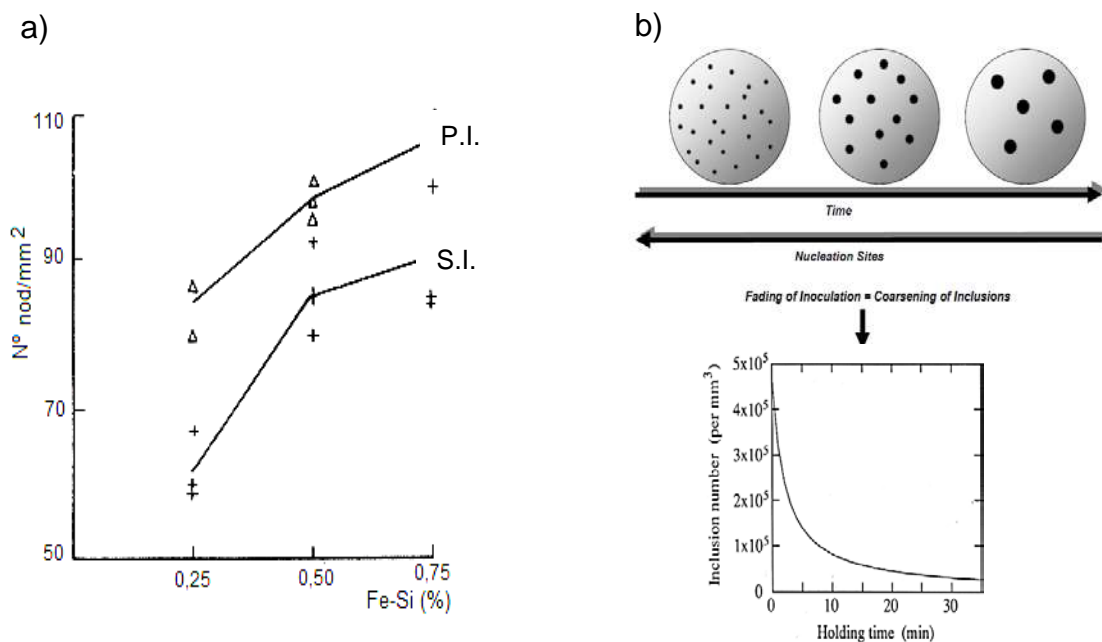


Figura 24: a) Comparativo entre as técnicas de pós-inoculação (P.I.) e simples inoculação (S.I.) sobre a quantidade de nódulos/mm² em FFN, b) Esquema que demonstra o efeito do *fading* em FFN (Souza Santos *et al*, 1989, Skaland, 2004)

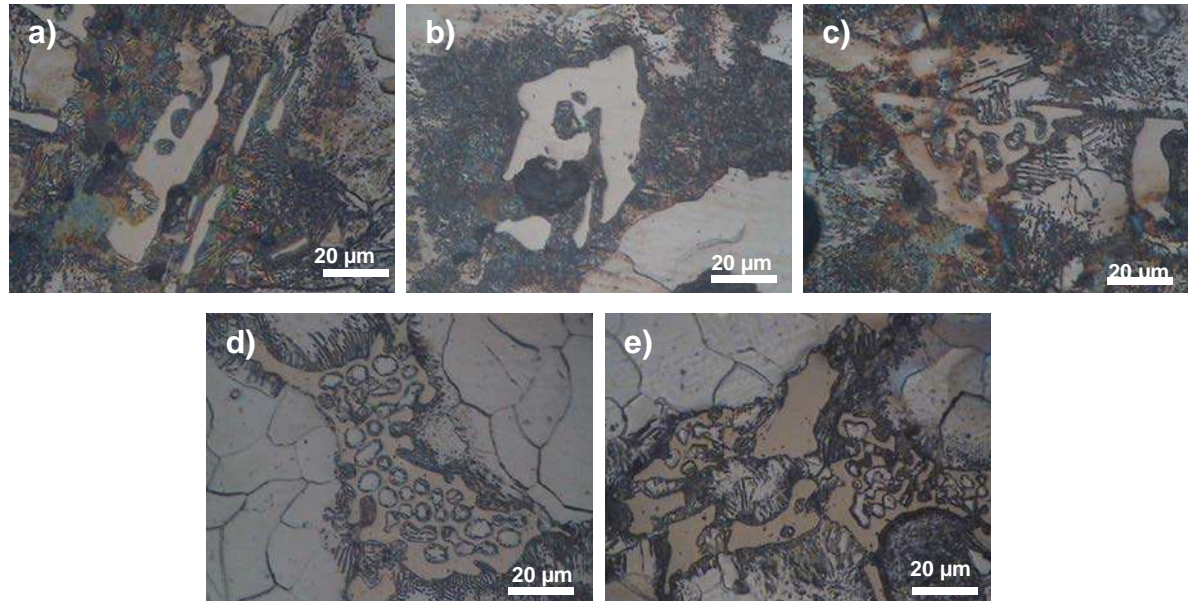


Figura 25: Aumento da presença da cementita nas ligas de FFN vazadas em menores tempos e maiores temperaturas. a) 25min/1286°C, b) 30min/1261°C, c) 35min/1251°C, d) 40min/1236°C, e) 45min/1222°C (Vidal, 2013).

Utilizando um inoculante a base de Si, contendo ainda Ca, Ce, Al, O e S, na produção de FFN (tabela 9), Skaland (2001), observou melhorias na usinabilidade e no alongamento, menor quantidade de carbonetos, redução da segregação dos elementos de liga, maior homogeneidade da estrutura em peças de geometria complexa, e aumento da quantidade de grãos de ferrita. Destaca-se ainda o aumento da quantidade de de nódulos de grafita em peças com diferentes espessuras, quando comparado FFN inoculados com Fe-Si-Sr (figura 26).

Tabela 9: Comparativo da composição química entre um inoculante típico e inoculante especial modificado com Ca, Ce, Al, S, e O (Skaland, 2001).

Inoculante	Composição química (%p)					
	Si	Ca	Ce	Al	S	O
Especial	70,00 –	0,75 –	1,5 –	0,75 –	Máx,	Máx
	76,00	1,25	2,0	1,25	1,00	1,00
Típicos	73,00	1,00	1,75	1,00	traços	traços

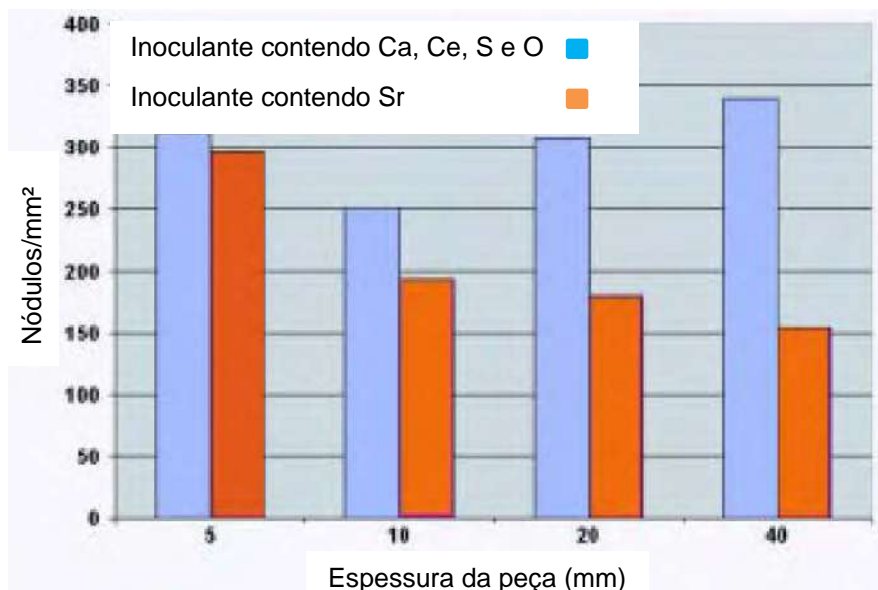


Figura 26: Comparativo da quantidade de nódulos/mm² em FFN tratados com diferentes inoculantes (Skaland, 2001).

2.4.2. Nodulização

A nodulização é comumente efetuada com a adição do Mg na forma pura, ou como componente de ligas de Fe-Si que contém ainda Ca e terras raras. Seu objetivo é criar as condições para crescimento esferoidal da grafita, através da neutralização dos efeitos deletérios de impurezas sobre a grafita, além de controlar a estrutura da matriz (Skaland, 2005).

A nodulização pode se desenvolver por diferentes tecnologias, sendo mais comuns as técnicas de simples transferência, técnica *sandwich*, vazamento *in mold*, e a técnica de imersão por sino (Vieira, 2013; Silva, 2005; Brown, 2000; Souza Santos, 1989). A técnica de imersão de sino, através da qual foram nodulizadas as ligas obtidas nesse trabalho consiste no uso de 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 Mg, sendo que a tampa de ferro fundido é utilizada para evitar a projeção do metal líquido para fora da panela (Pessanha, 2016, Vieira, 2013, Brown, 2000). A figura 27 apresenta esquemas das tecnologias de nodulização citadas.

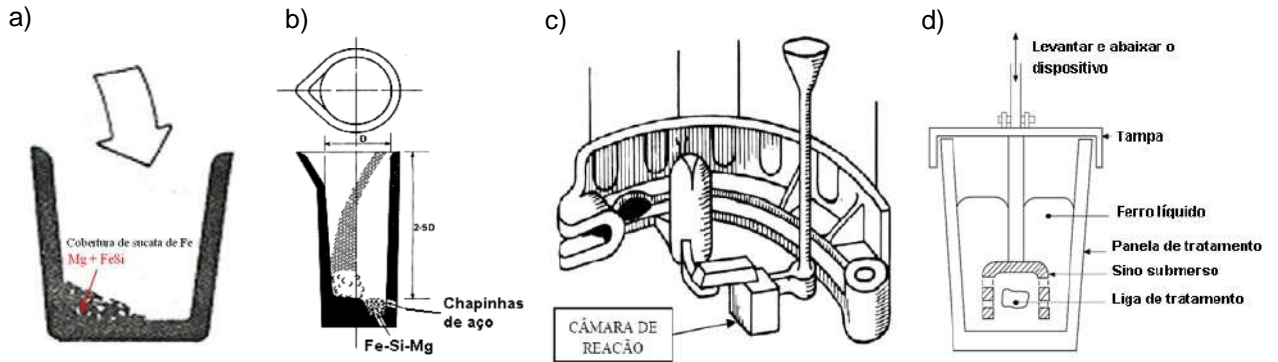


Figura 27: Técnicas utilizadas para a nodulização dos FFN. a) Simples transferência, b) *sandwich*, c) *in mold*, d) Imersão por sino (Vieira, 2013; Silva, 2005; Brown, 2000; Souza Santos, 1989).

Assim como na inoculação, o tempo e a temperatura são parâmetros que influenciam a capacidade nodulizante do Mg, e conseqüentemente eficiência do processo de nodulização. Segundo Vieira (2013), o tempo transcorrido entre o término da nodulização e o vazamento da última peça não deve ser superior a 20 minutos com a nodulização sendo realizada entre 1450°C a 1500°C. Tempos prolongados e elevadas temperaturas provocam perda de Mg por volatilização e oxidação (figura 28a), enquanto que, sob temperaturas baixas, ocorre a diminuição do efeito nodulizante do Mg (figura 28b), favorecendo a formação de Fe_3C , visto que o Mg possui reconhecido efeito perlitizante (Vieira, 2013; Souza Santos, 1989).

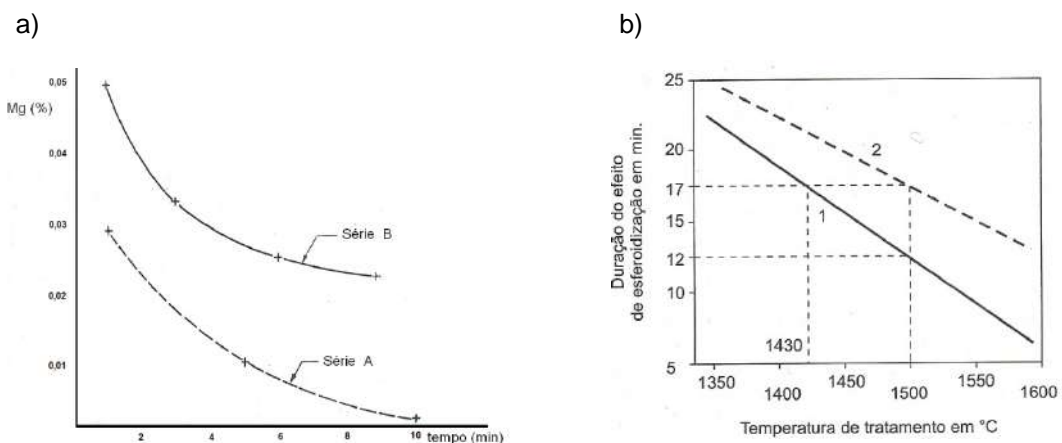


Figura 28: a) redução do teor de Mg em função do tempo para duas panelas com distintas relações de altura e diâmetro, b) Influência da temperatura sobre o efeito nodulizante do Mg (Vieira, 2013; Souza Santos, 1989)

Vidal (2013), analisou ligas nodulizadas por imersão de sino à temperaturas próximas a 1500°C, e vazadas até 45 minutos após os tratamentos, onde observou-se boa formação de nódulos regulares do tipo VI, e aumento da tendência de formação de nódulos incertos (tipo V) para ligas vazadas a partir de 25 minutos, a 1286°C (figura 29). Observou-se ainda a tendência de queda das propriedades mecânicas para os vazamentos feitos entre 25min/1286°C e 45min/1222°C, conforme demonstrado na figura 30.

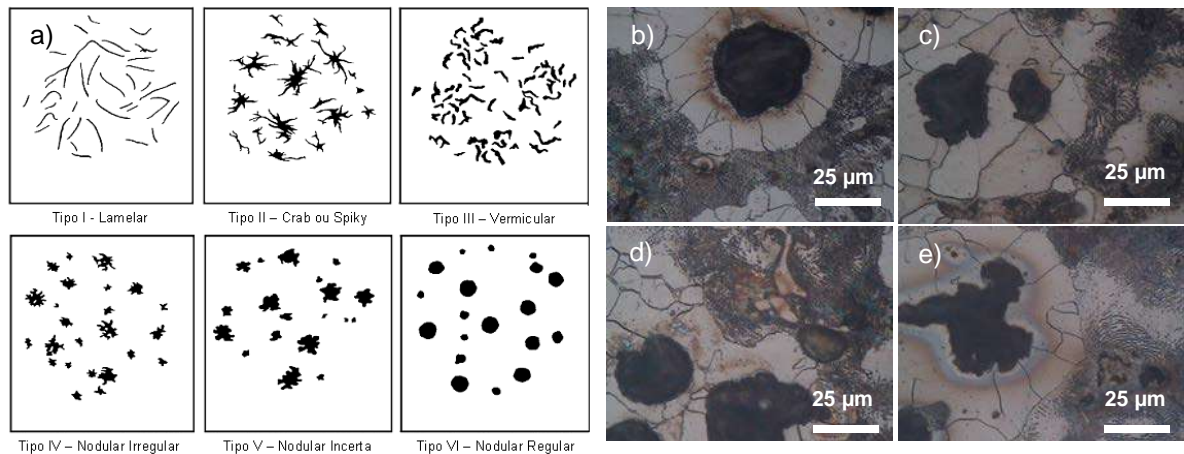


Figura 29: Esquema de classificação da grafita quanto a forma segundo a norma ISO 945-1/2008 (a), e micrografias de ferros fundidos nodulares contendo grafita nodular regular e nodular incerta (ISO, 2008 Vidal 2013).

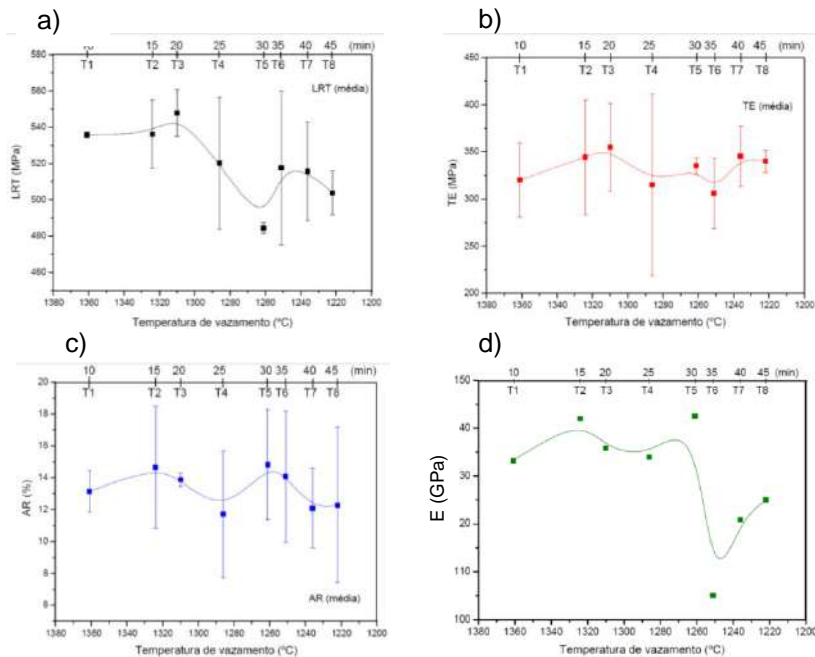


Figura 30: Influência do tempo e da temperatura de vazamento avaliados entre o término da nodulização e início da solidificação de ligas de FFN sobre as propriedades mecânicas (Vidal, 2013).

Em estudo sobre peças de FFN de secções finas nodulizadas com Mg pela técnica *sandwich em* e pós-inoculadas com FeSi em diferentes temperaturas, com tempo de vazamento de 6 minutos após tratadas, Ochulor *et.al* (2015), observaram que as ligas tratadas a entre 1470°C 1450°C apresentavam a microestrutura com maior quantidade de nódulos, maior nodularidade, menor quantidade de grafita não nodular e menor quantidade de carbonetos precipitados (figura 31), o que resultou em melhores propriedades mecânicas de resistência a tração e alongamento, quando comparadas com ligas tratadas nas demais temperaturas estudadas (figura 32).

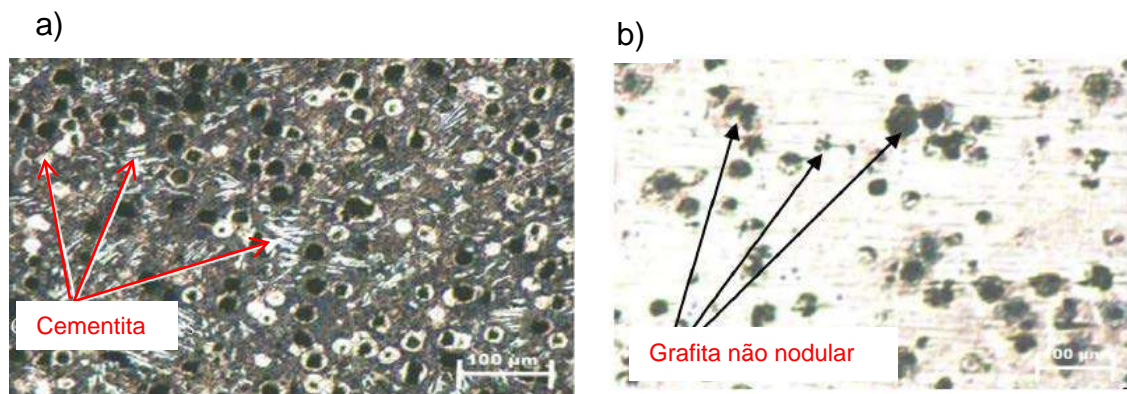


Figura 31: Presença de cementita (a) e grafita não nodular (b) em FFN (Ochulor *et.al*, 2015).

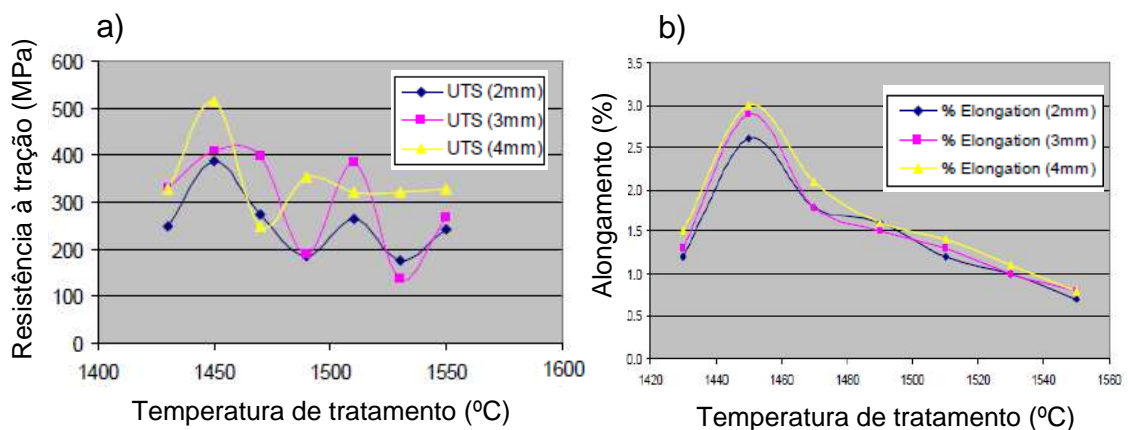


Figura 32: Influência da temperatura de tratamento de nodulização e inoculação de FFN sobre a resistência a tração (a), e sobre o alongamento (b) das ligas de secção fina (Ochulor *et.al*, 2015).

Chaengkhan *et.al* (2011) analisaram a estrutura e as propriedades mecânicas de amostras de FFN produzidas em máquina de fundição, vazadas até 10 minutos após a nodulização com Mg, e identificaram que os efeitos do *fading* se manifestavam a partir da liga vazada com 6 minutos, acarretando a queda da nodularidade e da quantidade de nódulos de grafita, bem como o aumento da quantidade de carbonetos, comprometendo as propriedades mecânicas de resistência e alongamento (figuras 33 e 34).

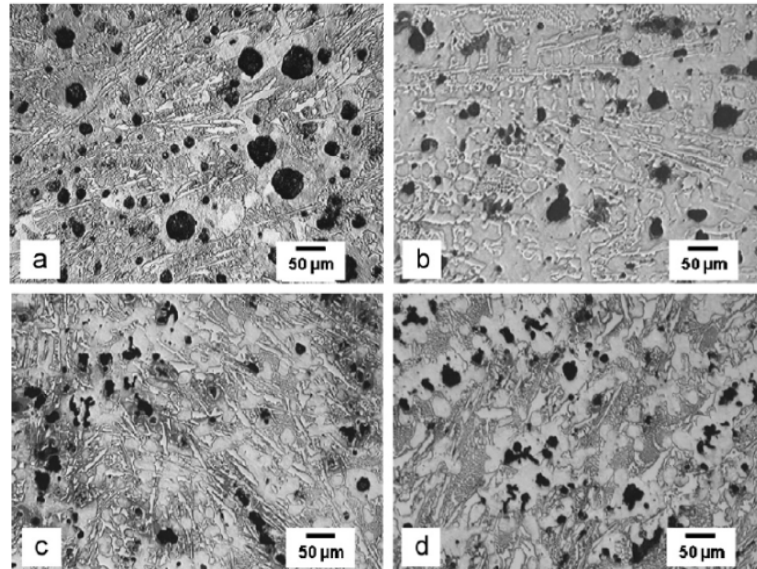


Figura 33: Alterações estruturais em FFN inoculado com FeSi e nodulizado com Mg, vazados em diferentes tempos. a) vazado imediatamente ao término do tratamento, b) 6 minutos após o tratamento, 8 minutos após o tratamento, e d) 10 minutos após o tratamento (Chaengkhan *et.al*, 2011).

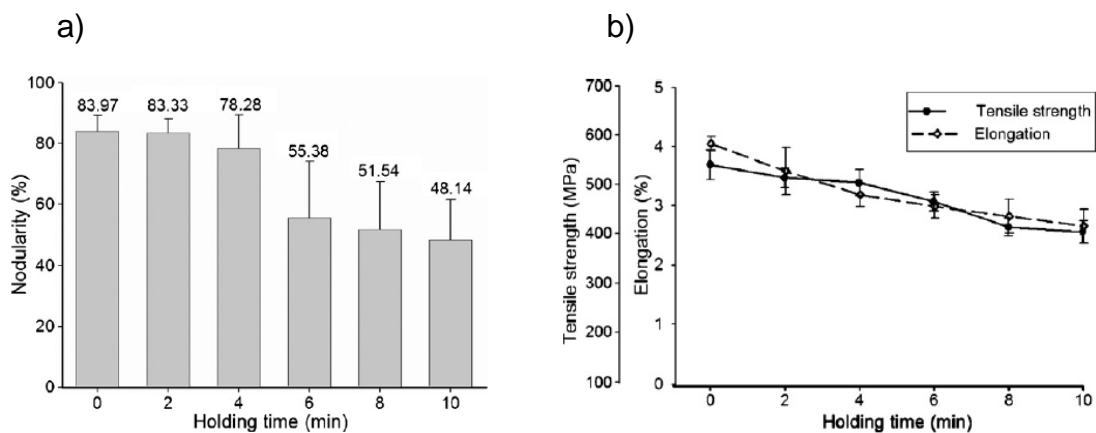


Figura 34: Influência do tempo de vazamento sobre a nodularidade da grafita (a) e propriedades mecânicas dos FFN (Chaengkhan *et.al*, 2011).

Além dos tratamentos de inoculação e nodulização e seus aspectos, outro elemento fundamental para condicionar a estrutura e as propriedades mecânicas dos FFN é a composição química (Souza Santos, *et. al*, 1989).

2.4.3. Influência da composição química

Além do C, do Si e do Mg, a presença de outros elementos químicos é impactante na formação da estrutura e determinação das propriedades mecânicas dos FFN. Segundo Chiaverini (2012), Guessser (2009) e Souza Santos (1989), o efeito combinado grafitizante do C, Si e P (elementos fundamentais na constituição dos FFN), pode ser avaliado pela equação do carbono equivalente (C eq.), uma ferramenta que utilizada junto com o diagrama de fases, permite prever a formação da estrutura dos ferros fundidos.

$$C \text{ eq.} = \%C + \frac{1}{3}(\%P + \%Si) \quad (\text{eq.2.10})$$

A Equação do C eq. indica que o efeito do Si e do P corresponde a 1/3 do efeito do C. Neste sentido, quando o C eq. é igual a 4,3%, a liga tem comportamento eutético. Com o C eq. menor que 4,3% o efeito equivale ao de uma liga hipoeutética, enquanto um C eq. superior a 4,3% se comportará como uma liga hipereutética (Handbook, 1996).

Segundo Ingole *et. al* (2012), a composição química típica dos ferros fundidos nodulares é determinante para a qualidade da microestrutura das peças produzidas e para as propriedades mecânicas. Devido a isso disso, as características de cada elemento químico devem ser conhecida e rigorosamente controlada pelo fundidor. Os elementos químicos básicos dos FFN apresentam o seguinte comportamento: (Ingole *et. al*, 2012; Chiaverini, 2012; Fernandes Junior, 1998)

- Manganês (Mn): Comumente encontrado em baixas concentrações (entre 0,3%p e 1,0%p), resultante do tratamento de dessulfuração do metal no forno. Atua como forte perlitizante, pois retarda o princípio da transformação eutetóide, reduzindo a taxa de difusão do C na ferrita, favorecendo a formação de Fe₃C. Sua presença em concentrações superiores a 1,0%p causam forte fragilização nas peças de FFN.

- Silício (Si): Além de forte grafitizante, é ainda utilizado para formar e endurecer a ferrita. Uma matriz perlítica contém teores de Si inferiores a 2,2%p, enquanto para matriz ferrítica a concentração gira entre 2,5%p e 2,8%p. O Si promove redução da energia de impacto, aumento da temperatura de transição de impacto e redução da oxidação superficial.

- Cobre (Cu): Forte perlitizante. Presente em concentrações que variam de 0,4%p a 0,8%p em FFN perlíticos, e considerado um contaminante a ser evitado em FFN ferríticos. A presença do Cu na composição química aumenta a tensão de escoamento, o limite de resistência e a dureza dos FFN.

- Níquel (Ni): Comumente encontrado em concentrações de 0,5%p a 2,0%p, atua como endurecedor da ferrita. Teores acima de 2,0%p podem provocar fragilidade nos FFN.

- Molibdênio (Mo): Considerado elemento perlitizante de baixa potência, atua na formação de carbonetos em peças de grandes secções. Aumenta o limite de resistência e a dureza e diminui o alongamento dos FFN.

- Cromo (Cr): Encontrado em teores próximos a 0,05%p, atua como inibidor da corrosão atmosférica, pois forma uma camada de óxido de cromo sobre a superfície. Teores entre 0,05%p e 1,0%p de Cr promovem elevada formação de carbonetos.

- Fósforo (P): Em teor superior a 0,15%p forma com o Fe e o C um composto de natureza eutética chamado steadita. 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 dos FFN.

- Enxofre (S): Presente em teores entre 0,009%p e 0,015%p, é fundamental na formação de inclusões que servem de sítios de nucleação heterogênea da grafita. Teores elevados, porém devem ser evitados, pois comprometem o processo de nodulização da grafita.

Vieira (2013) afirma que a presença de alguns elementos químicos pode agir alterando a forma da grafita e comprometendo a nodulização (tabela 10). Para o autor, o chumbo (Pb), bismuto (Bi), antimônio (Sb) e titânio (Ti) são os mais deletérios. Em estudo recente utilizando MEV/EDS, Pessanha (2016) identificou inclusões a base de TiC próximas a grafita dos tipos II (Crab) e IV (nodular irregular), em FFN, e associou a degeneração da grafita pelo Ti a queda do alongamento.

Souza *et. al.* (2014), analisaram FFN com adições de diferentes teores de Nióbio (Nb), e observaram a presença de carbetos e carbonitreto a base desse elemento dispersos na matriz. Os pesquisadores avaliaram ainda que maiores concentrações de Nb favorecem o aumento da fração volumétrica da perlita e redução da fração volumétrica da ferrita, e melhora da nodularidade, aumento da tensão de escoamento e da resistência a tração, acompanhada de queda do alongamento (figura 35).

Tabela 10: Influência do Pb, Sb, Bi, Ti e Al sobre a nodularidade dos FFN (Vieira, 2013).

Elemento	Concentração (%p)	Forma da grafita
Pb	0,004	Nódulos sensivelmente deformados, numa proporção de aproximadamente 20%.
	0,003	Mistura de lamelas e nódulos degenerados.
	0,012	Agrupamentos compactos e lamelas finas.
	0,027	95% de lamelas finas e vermiculares. Poucos nódulos
Sb	0,037	Grafita fortemente degenerada, com aproximadamente 37% de nódulos.
	0,047	Grafita essencialmente lamelar, com poucos nódulos e agrupamentos.
	0,071	Pequenas lamelas agrupadas em forma de rosetas e alguns nódulos.
Bi	0,0028	Lamelas e poucos nódulos
	0,016	Lamelas finas, de forma vermicular. Alguns pequenos nódulos deformados.
Ti	0,024	Nódulos não degenerados
	0,045	Predominância de nódulos, porém com alguns degenerados.
	0,17	40% nodular, com aglomerados e lamelas curtas e espessas.
Al	0,76	80% nodular, com nódulos degenerados e lamelas.
	1,46	Agrupamento de lamelas e alguns nódulos.

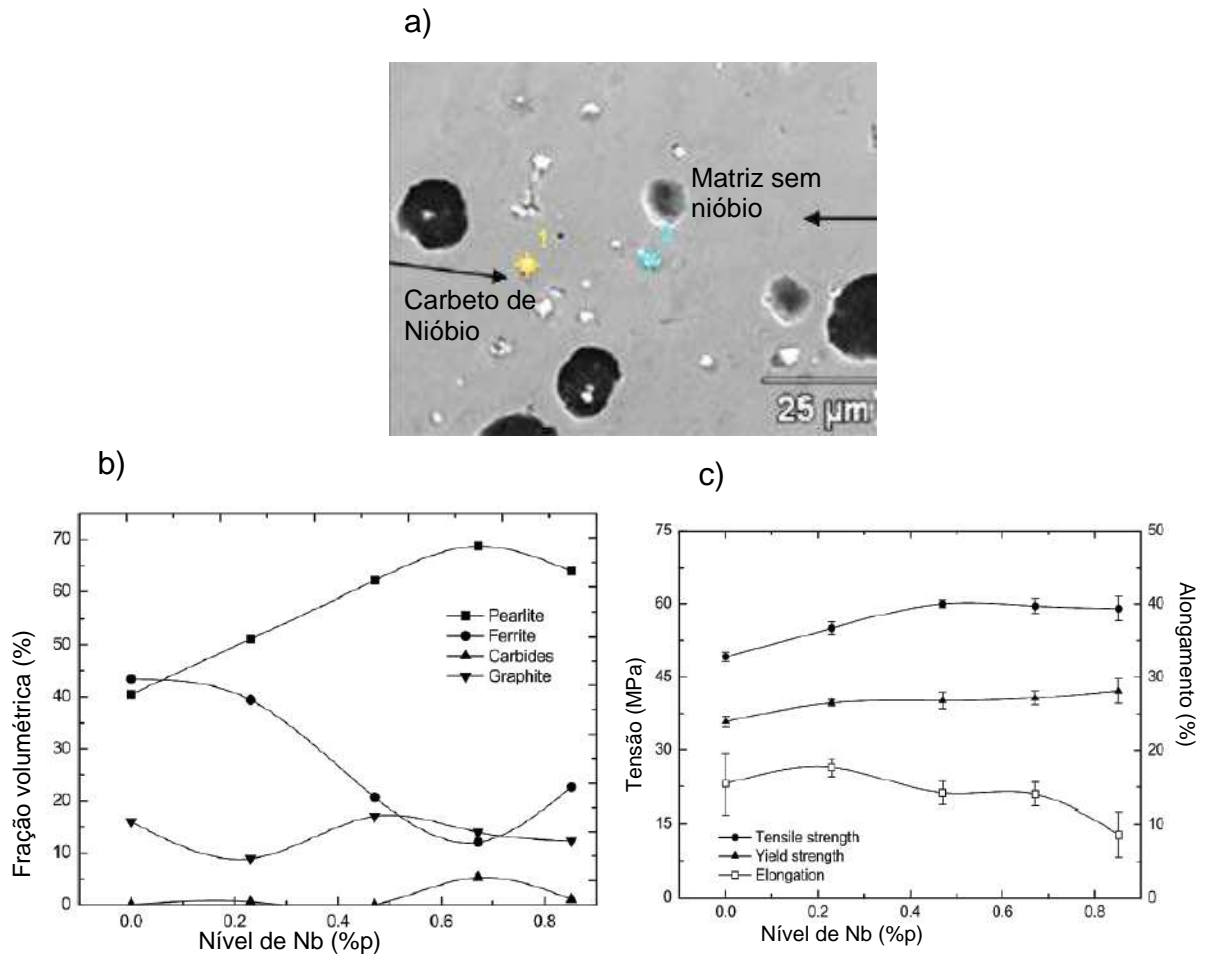


Figura 35: a) Presença de inclusões de Nb em FFN, e influência de diferentes níveis sobre a fração volumétrica (b) e propriedades mecânicas (c). Souza *et. al.* (2014).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. A obtenção dos lingotes

As ligas estudadas foram produzidas pela empresa PAM Saint-Gobain Canalização, em sua fundição localizada na cidade de Barra Mansa – RJ. Obteve-se um total de 16 lingotes de FFN, retirados de duas painelas diferentes, em dias distintos, sendo 8 lingotes de cada painela (totalizando 2 lotes). Através dos tratamentos de inoculação e nodulização, buscou-se variar a composição química do metal tratado, com o objetivo de determinar as alterações na estrutura e os impactos sobre as propriedades mecânicas analisadas. A obtenção dos lingotes do lote 1 se desenvolveu conforme a tabela 11.

Tabela 11: Sequencia de obtenção do lote 1.

Etapa de tratamento do lote 1	Descrição das etapas. Lote 1	Observação
1.1 ^a	Recebimento da painela de metal-base em estado líquido com massa de 4470 kg e medição da temperatura	Recebimento de metal base lote 1
1.2 ^a	Remoção da escória seguida de transferência do metal-base para a painela de tratamento	Remoção da escória
1.3 ^a	Início do tratamento através da primeira inoculação com a adição de 4 kg de Fe-Si 75% e primeira nodulização com 4,4kg de Mg pela técnica de imersão de sino.	Primeira inoculação e primeira nodulização
1.4 ^a	Início da pós-inoculação com adição de 4kg de Fe-Si 75% e realização da segunda nodulização com adição de 4,4kg de Mg pela técnica de imersão de sino.	Início da pós-inoculação e segunda nodulização
1.5 ^a	Término da pós-inoculação com a adição de 16 kg de Fe-Si 75%.	Término da pós-inoculação
1.6 ^a	10 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T1, a temperatura de 1362°C.	Lingote T1

1.7 ^a	15 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T2, a temperatura de 1326°C.	Lingote T2
1.8 ^a	20 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T3, a temperatura de 1303°C.	Lingote T3
1.9 ^a	25 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T4, a temperatura de 1285°C.	Lingote T4
1.10 ^a	30 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T5, a temperatura de 1268°C.	Lingote T5
1.11 ^a	35 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T6, a temperatura de 1254°C.	Lingote T6
1.12 ^a	40 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T7, a temperatura de 1244°C.	Lingote T7
1.13 ^a	45 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga T8, a temperatura de 1232°C.	Lingote T8
Considerações adicionais para a produção do lote 1:		
- Todos os lingotes foram resfriados lentamente ao ar, no interior dos moldes de areia do tipo Y-bloc.		
- Ao término da 5 ^a etapa, e ao fim do vazamento de cada lingote, foi vazada uma pastilha coquilhada, resfriada com água que foi usada para análise química do metal tratado.		

A obtenção dos lingotes do lote 2 se desenvolveu conforme a tabela 12. A figura 36 mostra a produção dos lingotes na usina da Saint-Gobain Canalização de Barra Mansa, desde o recebimento da panela com metal-base, até o vazamento do metal-tratado nos moldes de areia.

Tabela 12: Sequência de obtenção do lote 2.

Etapa de tratamento do lote 1	Descrição das etapas. Lote 2	Observação
2.1 ^a	Recebimento da panela de metal-base em estado líquido com massa de 4470 kg e medição da temperatura	Recebimento de metal base lote 2
2.1 ^a	Remoção da escória seguida de transferência do metal-base para a panela de tratamento	Remoção da escória
2.3 ^a	Início do tratamento através da primeira inoculação com a adição de 6,5 kg de Fe-Si 75% e primeira nodulização com 5,55kg de Mg pela técnica de imersão de sino.	Primeira inoculação e primeira nodulização
2.4 ^a	Início da pós-inoculação com adição de 6,5kg de Fe-Si 75% e realização da segunda nodulização com adição de 5,55kg de Mg pela técnica de imersão de sino.	Início da pós-inoculação e segunda nodulização
2.5 ^a	Término da pós-inoculação com a adição de 13 kg de Fe-Si 75%.	Término da pós-inoculação
2.6 ^a	10 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E1, a temperatura de 1315°C..	Lingote E1
2.7 ^a	15 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E2, a temperatura de 1295°C.	Lingote E2
2.8 ^a	20 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E3, a temperatura de 1285°C.	Lingote E3
2.9 ^a	25 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E4, a temperatura de 1270°C..	Lingote E4
2.10 ^a	30 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E5, a temperatura de 1258°C.	Lingote E5
2.11 ^a	35 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E6, a temperatura de 1246°C.	Lingote E6

2.12 ^a	40 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E7, a temperatura de 1239°C.	Lingote E7
2.13 ^a	45 minutos após o término da 5 ^a etapa, vazou-se o metal em um molde de areia, para a produção da liga E8, a temperatura de 1231°C.	Lingote E8

Considerações adicionais para a produção do lote 2:

- Todos os lingotes foram resfriados lentamente ao ar, no interior dos moldes de areia do tipo Y-bloc.
- Ao término da 5^a etapa, e ao fim do vazamento de cada lingote, foi vazada uma pastilha coquilhada, resfriada com água que foi usada para análise química do metal tratado.



Figura 36: a) preparação dos moldes, b) Fe-Si 75% e Mg, c) chegada do metal-base e retirada da escória, d) vazamento do metal na panela de tratamento e início da inoculação, e) primeira nodulização e pós-inoculação, f) segunda nodulização e pós-inoculação, g) medição de temperatura, h) vazamento do metal tratado nos moldes, i) resfriamento ao ar, j) pastilha coquilhada.

A composição química das placas nas condições de metal-base e metal tratado são apresentados na tabela 13. As análises químicas foram feitas na PAM Saint-Gobain Canalização com equipamento Espectrômetro de massa OES II, para análise de Si, Mn, Mg, P e S, e analisador LECO CS 200 para análise do C.

Para a realização das análises, as pastilhas coquilhadas foram previamente lixadas, com lixa de granulometria de 100 *mesh*, e posteriormente inseridas no Espectrômetro de massa que automaticamente efetuou as análises, apontando os resultados em porcentagem de peso para cada elemento, por meio de 3 queimas em cada pastilha. Para a análise do carbono, triturou-se um pedaço de cada pastilha, e uma massa entre 0,10 a 0,20 gramas do material triturado foi depositada em um cadinho, juntamente com um material fundente e inserida no equipamento para fusão e obtenção dos resultados. O procedimento para realização das análises é determinado pela norma interna IQBM-095/2012, fundamentada na norma ISO 9001/2008.

Tabela 13: Composição química do metal-base e do metal tratados das placas dos lotes 1 e 2.

Elementos	Composição química (%)p - Lote 1		Composição química (%)p - Lote 2	
	Metal-base	Metal tratado	Metal-base	Metal tratado
	C	3,86	3,72	4,08
Si	2,18	2,53	2,08	2,47
Mn	0,21	0,21	0,18	0,17
P	0,08	0,07	0,10	0,09
S	0,015	0,006	0,014	0,0035
Mg	-	0,077	-	0,094
C eq.	4,61	4,58	4,80	4,76

3.2. Preparação dos corpos de prova e amostras para análise estrutural.

Após a obtenção dos lingotes na usina da Saint-Gobain Canalização, iniciou-se o preparo dos mesmos para a fabricação dos corpos de prova para ensaios mecânicos. Cada um dos 16 lingotes foi marcado conforme demonstrado na figura

37a. Os cortes foram realizados sobre as marcações, dando origem a 4 peças por lingote. As peças foram usinadas no laboratório de mecânica do Instituto Federal Fluminense IFF-Guarus em Campos dos Goytacazes – RJ. Foram produzidos 64 corpos de prova para ensaios de tração (figura 37b) com comprimento útil de 40 mm e diâmetro de 6 mm, conforme NBR 7675 (figura 37c).

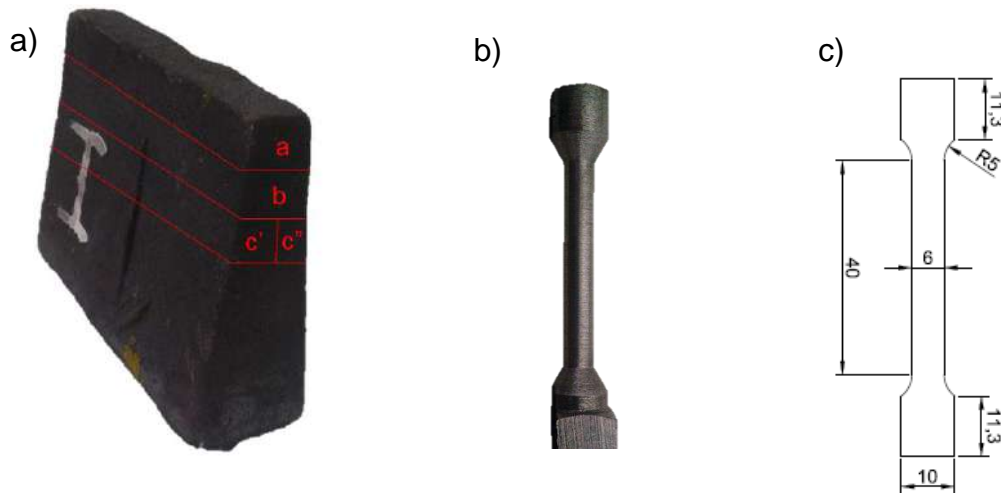


Figura 37: a) Lingote de FFN produzido pela SGC; b) Corpo de prova utilizado nos ensaios mecânicos de tração; c) esquema de preparação de corpos de prova para ensaios mecânicos.

Após a realização dos ensaios de tração, retirou-se uma amostra da região cilíndrica do corpo de prova para uma liga de cada tempo/temperatura considerada, num total de 16 amostras, sendo 8 de cada lote. Essas amostras foram utilizadas nas análises metalográficas para caracterização estrutural dos FFN.

3.3. Preparação metalográfica das amostras.

As 16 amostras analisadas foram extraídas da região útil dos corpos de prova ensaiados, na região próxima ao topo. Os cortes foram feitos com o cortador mecânico Mesoton equipado com disco de alumina de granulometria de 120 mesh. A preparação metalográfica teve como o objetivo de revelar a microestrutura, para realização das análises quantitativa e qualitativa.

Após o corte, as amostras foram embutidas a quente, com o uso da prensa Termopress e baquelite. Depois de embutidas, iniciou-se ao lixamento das amostras com o uso de lixadeira metalográfica modelo Struers DPU 10, e uso sequencial de lixas de granulometria de 1nt00, 220, 320, 400, 600 e 1200 *mesh*. A cada troca de lixa, as amostras foram lavadas e giradas em 90° conforme procedimentos metalográficos para boa qualidade da preparação.

Posteriormente, as amostras foram polidas manualmente com uso de pano de feltro para polimento, e microabrasivo de alumina com granulometria de 1 µm, diluído em água destilada. Para controlar a qualidade do processo de preparação das amostras, foram feitas observações dos avanços da preparação com o uso dos microscópios ótico Olympus e Jenavert, nos regimes de observação de campo claro e campo escuro.

Ao término do polimento, foi possível observar a presença dos nódulos de grafita em todas as amostras. A partir daí, foram feitas fotografias da microestrutura em estado não atacado com o uso do microscópio ótico Neophot-32, e seu sistema de vídeo câmera acoplado e software de captação de imagens, com o objetivo de caracterizar a grafita nos diferentes FFN.

Como ultima etapa da preparação metalográfica, foi feito o ataque químico das amostras, para revelar totalmente sua microestrutura através da corrosão superficial controlada e a criação de um micro-relevo estrutural compatível com a profundidade do foco das objetivas do microscópio. O ataque químico foi feito com o uso dos reagentes Nital 2% (98ml de álcool etílico e 2ml de ácido nítrico), e Nital 3% + ¼ de glicerina (97 ml de álcool etílico, 3ml de ácido nítrico e 0,75ml de glicerina), através da técnica de pincelamento, com tempo médio de ataque de 25 segundos para cada amostra. Ao término do ataque as amostras foram lavadas com água destilada e secadas com ar frio. Todo o processo de preparação metalográfica foi realizado com os recursos e equipamentos disponíveis no laboratório de metalografia do LAMAV/CCT/UENF.

3.4. Análise estrutural

3.4.1. Microscopia ótica

As técnicas e recursos de microscopia ótica (MO) foram utilizados para a caracterização qualitativa e quantitativa dos ferros fundidos nodulares. Durante a realização da pesquisa foi empregado o uso do microscópio ótico Neophot-32 e seus recursos de observação e captação de imagens.

As observações foram feitas em aumentos de 50X, 100X, 200X, 400X e 500X, em regimes de observação de campo claro (CC), campo escuro (CE), luz polarizada (LP) e interferência diferencial (ID).

3.4.2. Análise metalográfica qualitativa

A análise qualitativa dos FFN teve como objetivo identificar os constituintes estruturais, observar sua morfologia e distribuição. Utilizou-se as micrografias obtidas em estado quimicamente não atacado para analisar a grafita, e as micrografias obtidas após o ataque químico para observação da matriz metálica (ferrita e perlita), inclusões e outros constituintes estruturais.

3.4.3. Análise metalográfica quantitativa

A análise quantitativa é uma ferramenta fundamental para o controle de qualidade dos FFN, pois através da quantificação dos constituintes estruturais é possível prever o comportamento mecânico do material. Neste trabalho, realizou-se análise quantitativa da grafita e da matriz metálica. Para a grafita, foi feita a medição, contagem dos nódulos/mm², fração volumétrica e a avaliação do grau de nodularidade da grafita. Utilizou-se as micrografias sem ataque, com aumento de 100X em regime de CC e os recursos gráficos do programa *Power Point*. A análise foi feita com a sobreposição de círculos de diâmetros conhecidos sobre os nódulos, conforme demonstrado na figura 38.

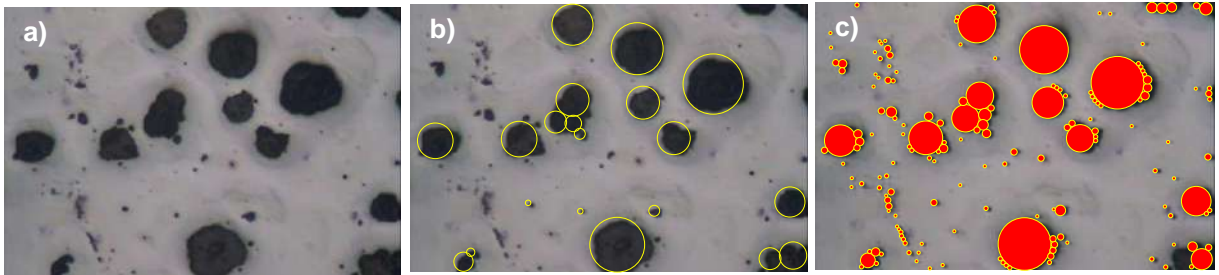


Figura 38: Processo de quantificação da grafita. a) Seleção da micrografia, b) Sobreposição da grafita por círculos, c) grafita quantificada. Aumento de 100X sem ataque, CC.

Para a quantificação da matriz, realizou-se a medição do tamanho e da área média dos grãos de ferrita, utilizando micrografias das ligas atacadas, com aumento de 500X, regime de CC, e emprego do padrão linear. Posteriormente, avaliou-se a fração volumétrica da ferrita e da perlita, com apoio do programa FIJI Image-J2, e micrografias das ligas atacadas, com aumento de 200X e regime de CC.

3.4.4. Microdureza e Dureza Vickers

Os ensaios de microdureza são comumente empregados na análise de materiais. Consiste em um método quantitativo de análise, que permite a avaliação e identificação dos constituintes presentes na liga em função de valores característicos de microdureza. Neste trabalho, os ensaios foram realizados com o uso de microdurômetro Shimadzu HMV-2, composto por penetrador de diamante com forma de pirâmide, que quando pressionado contra a amostra sob uma carga constante produz uma impressão quadrática que posteriormente é medida. Em seguida, o valor da microdureza é obtido automaticamente através da equação mostrada abaixo. As medições foram obtidas com aplicação de carga de 25g por tempo de 10 segundos. Foram realizadas 5 medições de cada constituinte estrutural (ferrita, perlita e grafita) em cada liga. Os dados obtidos foram tratados estatisticamente.

$$HV = 1854F/d^2 \quad (\text{eq.3.1})$$

Onde: HV = microdureza/dureza Vickers (kgf/mm²), F = carga aplicada (g) e d = diagonal da impressão quadrada ou média das diagonais de impressão deformada (μm).

3.4.5. Análise por difração de raios X (DRX)

A análise por DRX 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. (Callister, 2008)

$$n.\lambda = 2.d. \text{sen}\theta, \quad (\text{eq.3.2})$$

onde: n = o numero de ordem de reflexão, λ = o comprimento de onda de raios-X incidentes, d = a distancia interplanar dos planos cristalográficos que originam a difração, e θ = 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 Shimadzu, utilizando a radiação de Cu-K α . O regime de execução das análises está na faixa de ângulo 2θ entre 2° e 90°, com um varredura Δ de 0,05° por segundo e o tempo de exposição de 2 segundos. Os dados obtidos foram tratados com auxílio do programa ORIGIN, e os picos identificados com uso de fichas do banco de dados de JCPDS 2006.

3.4.6. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) consiste numa técnica de investigação microestrutural que permite a obtenção de detalhes da amostra que não são possíveis por meio de microscopia ótica. Além disso, permite a realização de análise química pontual e por mapa, possibilitando a identificação de substâncias e elementos químicos e sua distribuição pela estrutura.

Neste trabalho foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo SUPERSCAN/SS500-50 SCHIMADZU, disponível no LAMAV/CCT/UENF. As

amostras T1, T4, T6, T8 (do lote 1), e E1, E4, E6, E8 (do lote 2), foram analisadas com foco nas inclusões presentes no interior dos nódulos e distribuídas matriz metálica, e o mapeamento químico da distribuição dos elementos pela estrutura dos FFN.

3.5. Análise das propriedades mecânicas

3.5.1. Ensaio de deformação por tração

O comportamento mecânico dos ferros fundidos nodulares foi verificado por meio de ensaios de tração. As 64 amostras usinadas foram ensaiadas no LAMAV/CCT/UENF, com uso da máquina universal de ensaios INSTRON 5582, com velocidade de deslocamento de 0,3mm/min, extensômetro acoplado ao corpo de prova, e uso do software Bluehill 2 para obtenção dos dados analisados. As curvas de engenharia foram plotadas com uso do software ORIGIN, e delas foram extraídas e calculadas as propriedades mecânicas de resistência à tração, alongamento, tensão de escoamento e módulo de elasticidade. Os valores obtidos das curvas foram tratados estatisticamente e analisados em função do tempo e da temperatura de vazamento.

4. RESULTADOS

4.1. Resultados do lote 1

4.1.1 Análise química

Os resultados da análise química das ligas do ferro fundido do lote 1, nas condições de metal-base (antes da inoculação e nodulização), e metal tratado (estado inoculado e nodulizado), realizadas na SCG durante a obtenção das ligas, são apresentados nas tabela 14. Os dados representam a composição química do ferro fundido, ainda líquido, da panela de onde as ligas foram retiradas e vazadas em moldes.

Tabela 14: Composição química do metal-base e metal tratado da panela do lote 1.

Elementos	Composição química (%p) - Lote 1	
	Metal - base	Metal tratado
C	3,86	3,72
Si	2,18	2,53
Mn	0,21	0,21
P	0,08	0,07
S	0,015	0,006
Mg	-----	0,077
C eq. (C equivalente)	4,61	4,58

A composição química de metal tratado mostra a presença de 0,077%p de Mg na liga. A panela contendo 4470 kg de metal recebeu a adição de 8,8kg (0,195%p) de Mg durante a nodulização. As reações de dessulfuração e evaporação ocorridas consumiram aproximadamente 5,37 Kg de Mg (0,118%p), restando 3,43 kg na panela (equivalente a 0,077%p de Mg).

Verifica-se também a redução do teor de S de 0,015%p (metal-base) para 0,006%p (metal tratado), como consequência do efeito dessulfurante do Mg durante o tratamento de nodulização. O cálculo do carbono equivalente (C eq.) da panela na condição de metal tratado (4,58%p), indica que a composição do banho é hipereutética. Verifica-se também um aumento no teor de Si de 2,18%p (metal-base)

para 2,53%p (metal tratado), resultado da adição de 24 kg de Fe-Si 75%p durante o tratamento de inoculação.

A tabela 15 mostra os resultados de análise química na condição de metal tratado, de cada liga obtida da panela do lote1.

Tabela 15: Análise da composição química das ligas de FFN do lote 1.

Análise química das ligas de FFN do lote 1								
Elementos	Ligas, tempo e temperatura de vazamento, e composição química							
	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
	10min 1362°C	15min 1326°C	20min 1303°C	25min 1285°C	30min 1268°C	35min 1254°C	40min 1244°C	45min 1232°C
C	3,65	3,61	3,63	3,65	3,61	3,61	3,51	3,57
Si	2,44	2,44	2,43	2,43	2,60	2,49	2,45	2,51
Mn	0,20	0,20	0,20	0,20	0,21	0,20	0,20	0,20
P	0,081	0,083	0,082	0,082	0,09	0,081	0,082	0,084
S	0,010	0,009	0,009	0,009	0,009	0,008	0,008	0,008
Mg	0,084	0,092	0,085	0,09	0,086	0,097	0,097	0,09
C eq.	4,49	4,45	4,46	4,48	4,50	4,46	4,35	4,43

A análise química das ligas dentro do lote 1, vazadas em diferentes tempos e temperaturas, mostra pequenas variações na sua composição química. Verifica-se, também, numa comparação com a composição química da mesma panela, na condição de metal-tratado (tabela 14), que os teores de C, Si e C eq. sofrem redução durante o vazamento. Tal fato pode ser explicado pela formação de CO, CO₂ e conseqüente descarbonetação do banho, e no caso do Si, a formação de oxissilicatos e/ou óxidos e silicatos que são retidos com escória. Para mostrar essa tendência, a figura 39 apresenta a variação dos teores de C, Si e C eq. em função do tempo e da temperatura de vazamento.

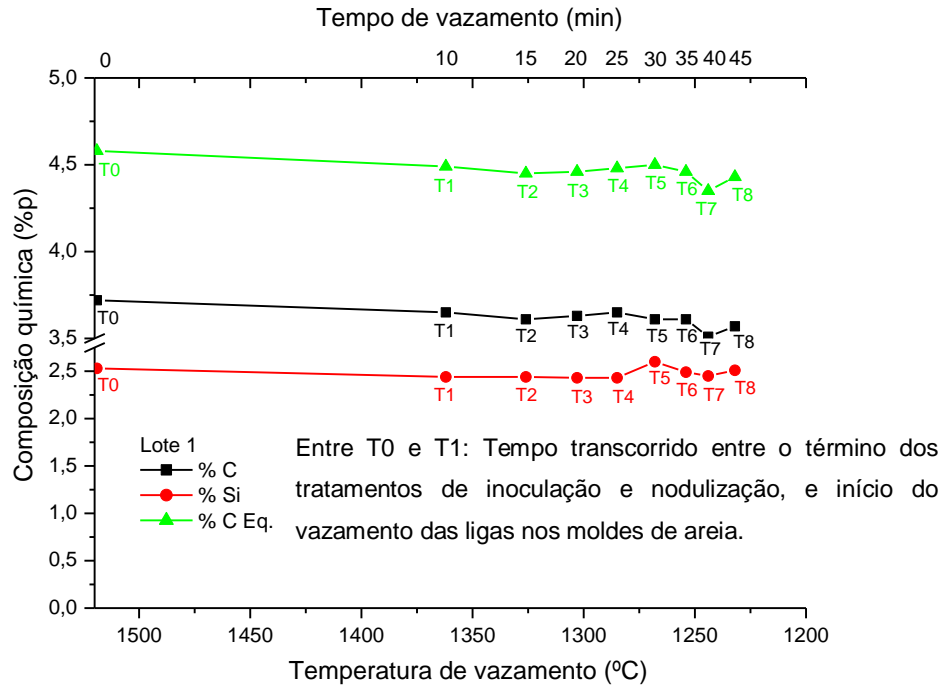


Figura 39: Influência do tempo e da temperatura de vazamento sobre os teores de C, Si e C eq. das ligas do lote 1.

Os resultados das análises químicas também mostram que os teores de Mn e P permanecem aproximadamente constantes, desde a condição de metal-base, até a realização do último vazamento (T8/1232°C). Tal fato indica que os tratamentos de inoculação e nodulização, e a variação do tempo e da temperatura de vazamento não exercem influência sobre esses elementos. Os teores de S e Mg apresentam pequena variação entre o término da inoculação e da nodulização (T0) e término do vazamento das ligas (T8). A figura 40 apresenta a variação dos teores dos elementos Mn, P, S e Mg em função do tempo e da temperatura de vazamento.

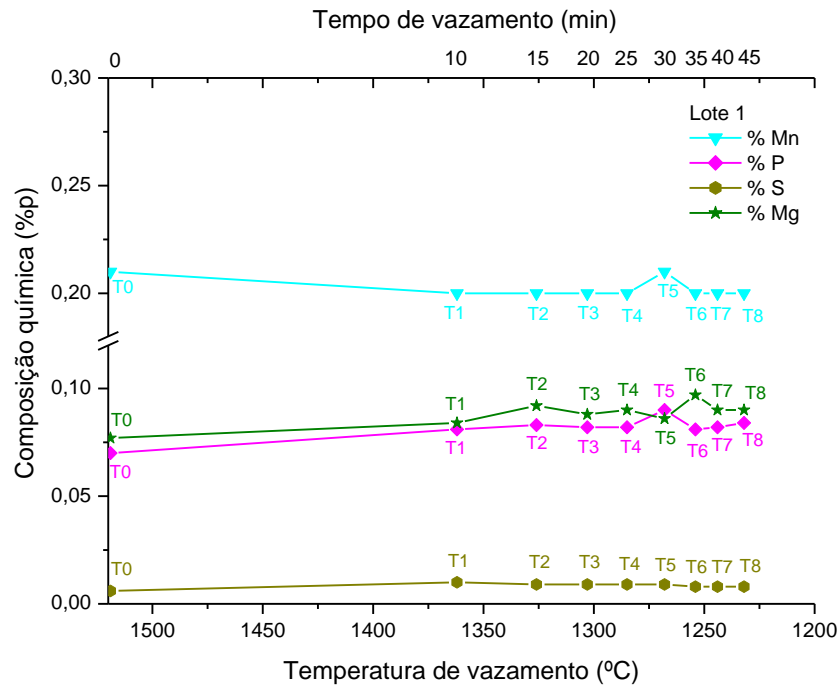


Figura 40: Variação das concentrações de Mn, P, S e Mg em função do tempo e da temperatura de vazamento.

4.1.2. Difração de raios X

Através da técnica de difração de raios X (DRX), identificou-se a composição fásica dos FFN do lote 1. Verificou-se a presença de picos de ferro α de elevada intensidade e com estrutura CCC, picos de C com estrutura hexagonal e estrutura romboédrica, e picos de Fe_3C com estrutura ortorrômbica para todas as ligas do lote 1. Cabe salientar, que os picos de C, e os picos de Fe_3C apresentam intensidades bem inferiores às intensidades dos picos de Fe α .

Quanto à ferrita (Fe- α), destacam-se os picos (110), (200) e (211) de elevada intensidade. A presença desses picos foi observada em todos os FFN do lote 1. O C hexagonal (C_H) se mostrou através do pico (002). Para o C romboédrico (C_R), destacam-se os picos (003), (006) e (009). A cementita (Fe_3C) se mostrou uma fase de difícil identificação, pois apesar de apresentar grande quantidade de picos os mesmos se mostraram com baixa intensidade. Outro fator de dificuldade para identificação da cementita consiste no fato de que os picos de maior intensidade de Fe_3C são sobrepostos por picos de Fe- α . As figuras de 41 a 48 mostram os difratogramas das ligas do lote 1, e os picos identificados.

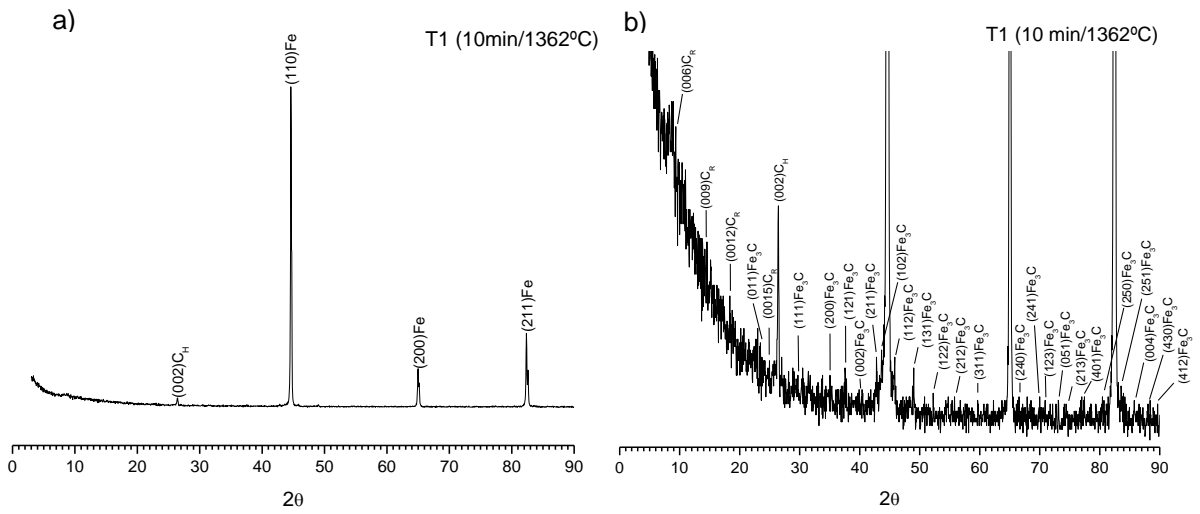


Figura 41: Difração de raios X da liga de FFN T1 (10min/1362°C), lote 1.

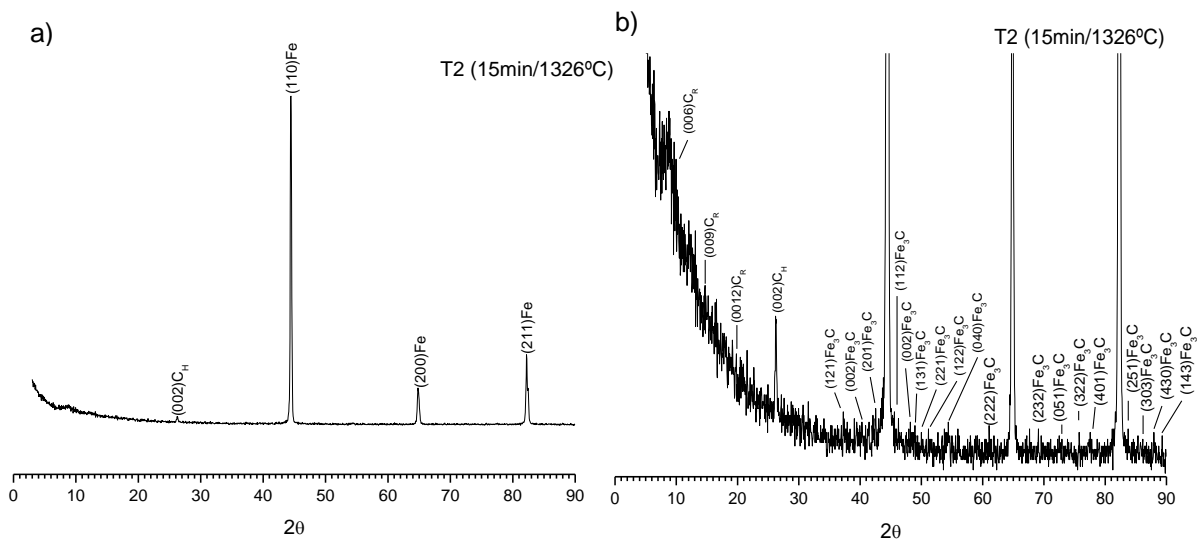


Figura 42: Difração de raios X da liga de FFN T2 (15min/1326°C), lote 1.

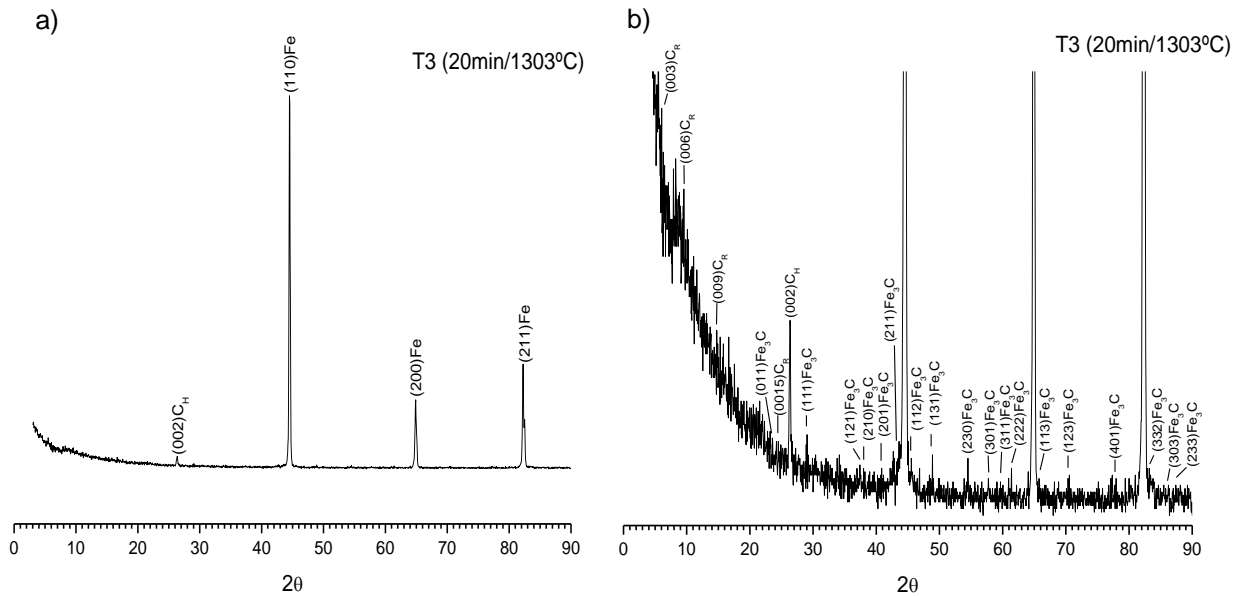


Figura 43: Difração de raios X da liga de FFN T3 (20min/1303°C), lote 1.

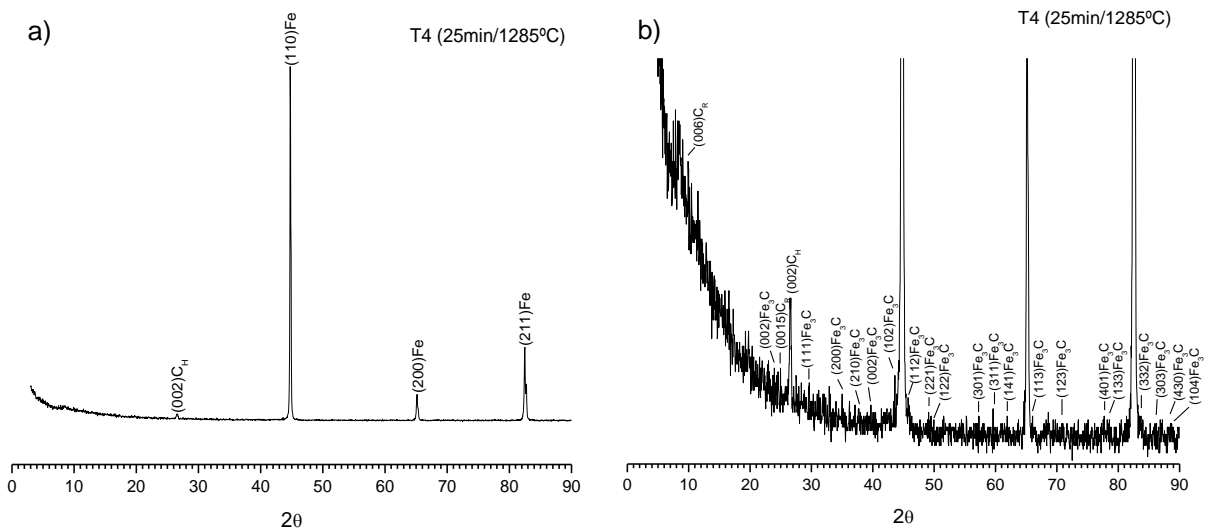


Figura 44: Difração de raios X da liga de FFN T4 (25min/1285°C), lote 1.

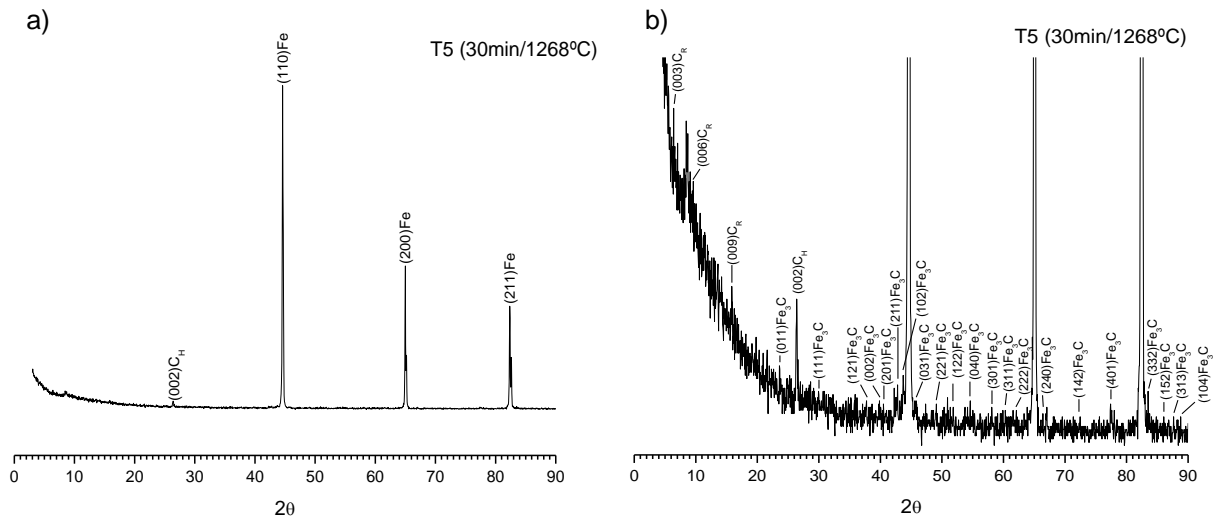


Figura 45: Difração de raios X da liga de FFN T5 (30min/1268°C), lote 1.

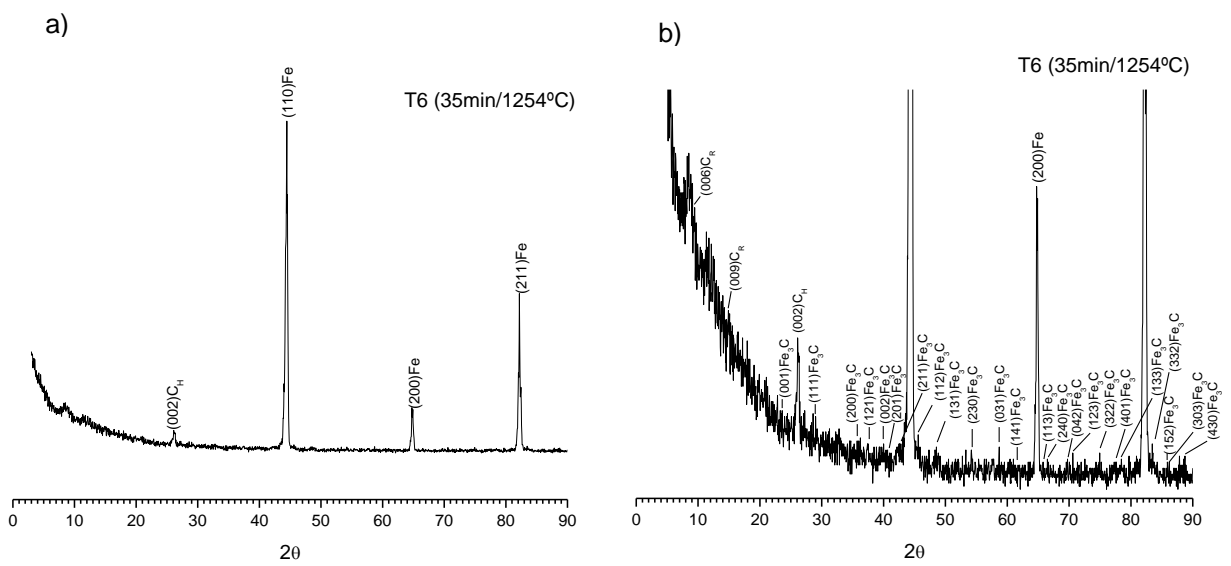


Figura 46: Difração de raios X da liga de FFN T6 (35min/1254°C), lote 1.

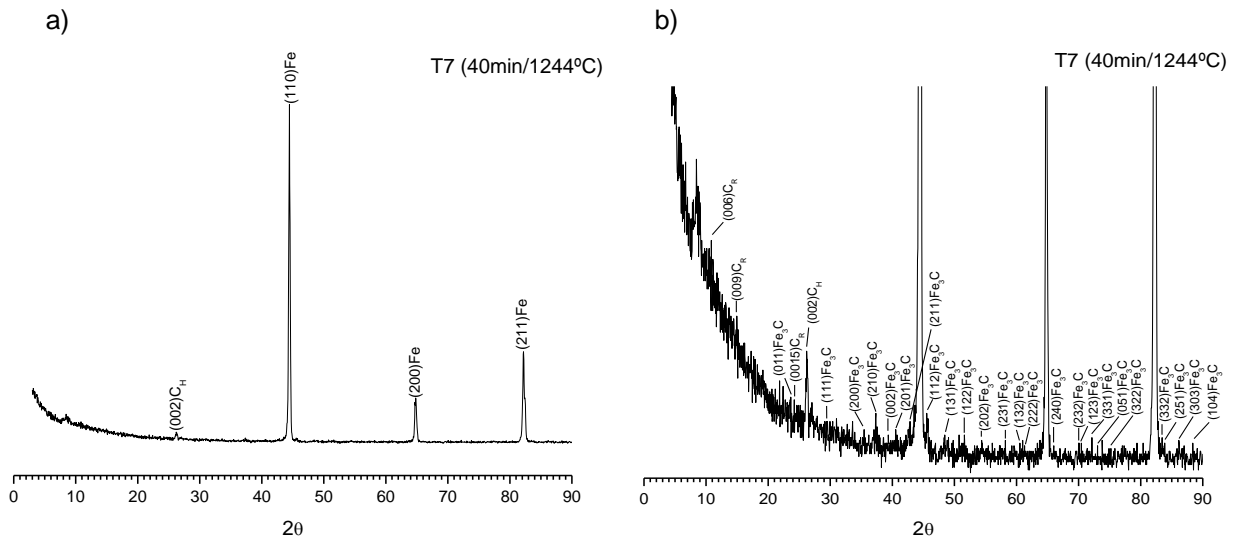


Figura 47: Difração de raios X da liga de FFN T7 (40min/1244°C), lote 1.

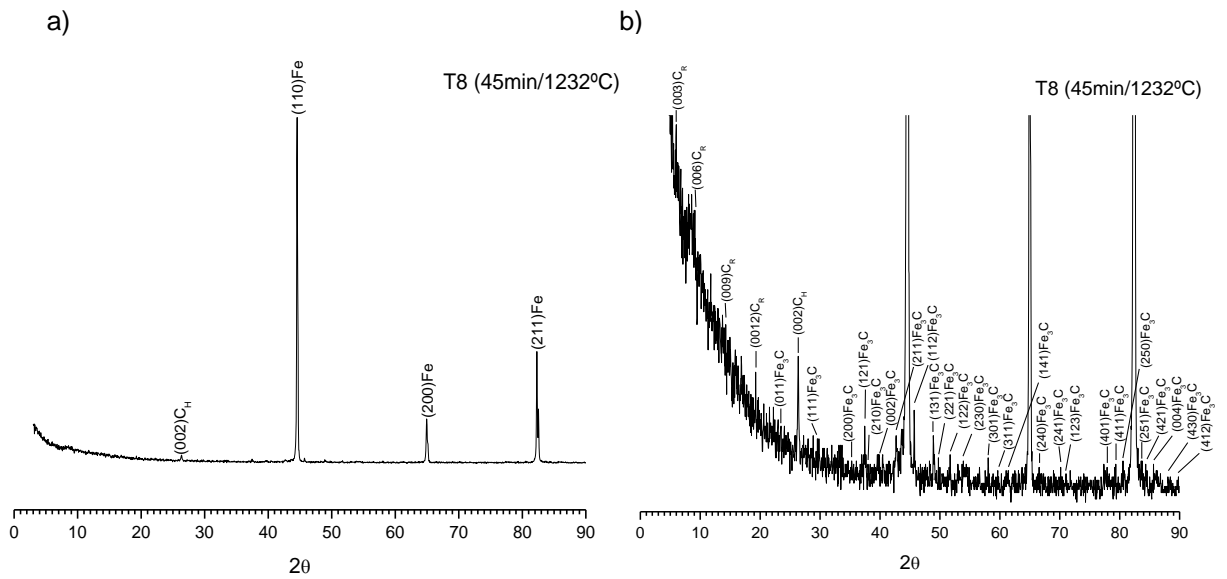


Figura 48: Difração de raios X da liga de FFN T8 (45min/1232°C), lote 1.

4.1.3 Análise estrutural metalográfica

4.1.3.1. Análise estrutural da grafita

A análise dos nódulos e núcleos da grafita (sua forma, tamanho e distribuição) foi feita utilizando as micrografias em estado quimicamente não atacado. Observou-se a presença de nódulos dos tipos IV (nodular incerto), V (nodular irregular) e VI (nodular regular), conforme norma ISO 945. Além de nódulos, identificou-se a presença de grafita de formas variadas, que não se enquadram na classificação da respectiva norma, e que nesse trabalho são denominadas grafita não nodular, além da presença de pequenas núcleos de grafita. A figura 49 mostra a presença da grafita nas diferentes ligas de FFN que compõem o lote 1.

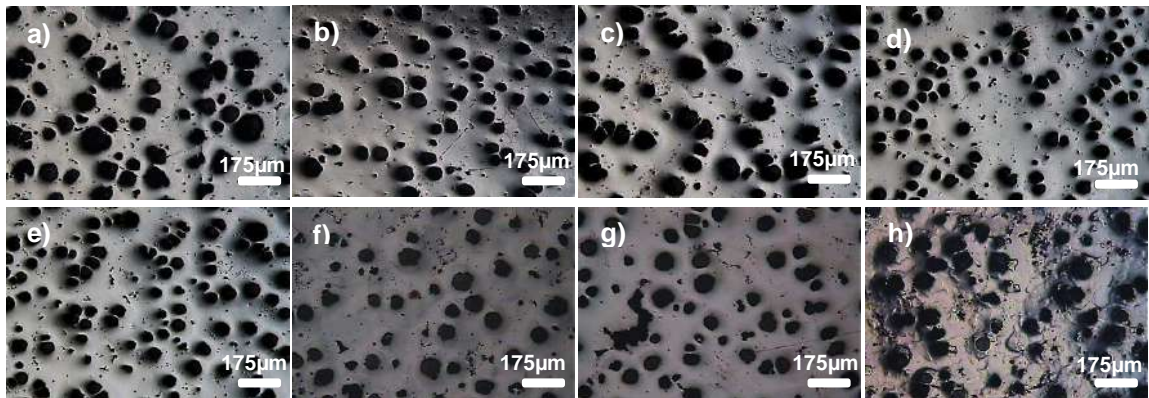


Figura 49: Micrografias das ligas do lote 1 em estado quimicamente não atacado. Campo claro e aumento de 50X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).

A análise das micrografias mostra que os nódulos apresentam tamanhos variados, e se distribuem de maneira homogênea na matriz metálica. Verifica-se que com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento os núcleos de grafita aumentam em tamanho e dão origem a novos nódulos, e também a grafita não nodular. É possível notar ainda que os núcleos de grafita se aderem aos nódulos e também a grafita não nodular, indicando a existência de um processo de aglomeração de grafita, que influencia no tamanho e na forma da grafita. A figura 50 mostra com detalhes a presença de núcleos de grafita, a presença da grafita não nodular e o processo de aglomeração.

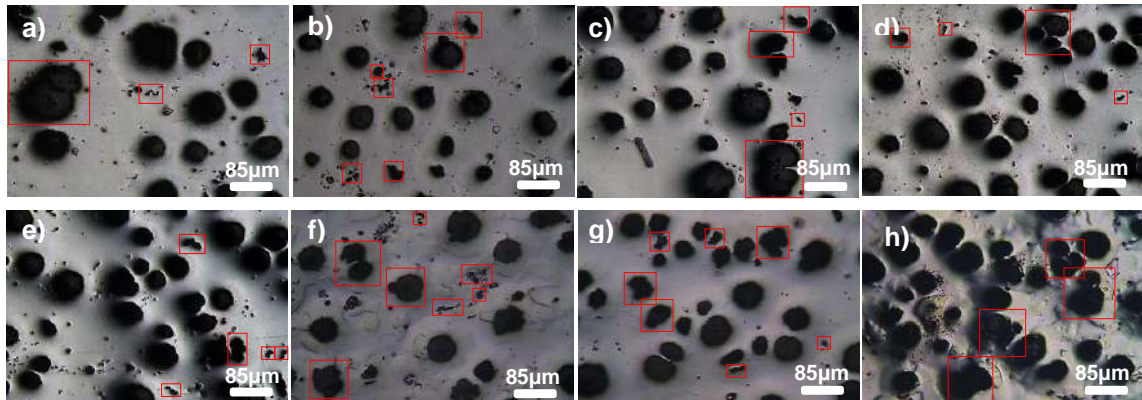
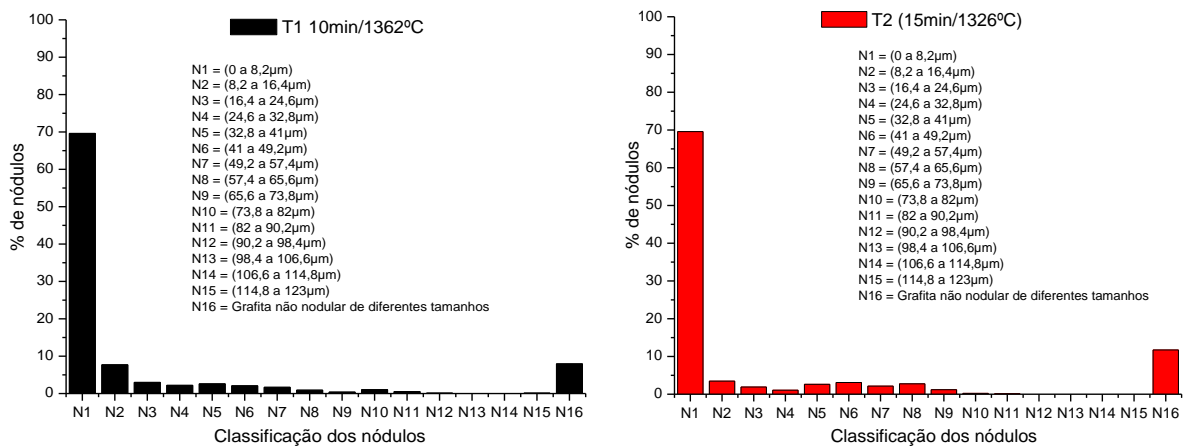


Figura 50: Detalhe da presença de núcleos de grafita e grafita não nodular nas ligas de FFN do lote 1. Verifica-se também o crescimento dos nódulos devido ao processo de aglomeração. Campo claro e aumento de 100X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).

Após a análise qualitativa, efetuou-se a análise quantitativa da grafita, com a medição do tamanho e da quantidade dos nódulos. Posteriormente, construiu-se histogramas, com intervalos de N1 (0 a 8,2 µm) a N15 (114,8 a 123 µm), para a grafita nodular, e apresentou-se as partículas de grafita não nodular em único intervalo, N16. A figura 51 apresenta os histogramas de todas as ligas do lote1. Observa-se que os histogramas demonstram grande variação no tamanho dos nódulos. Os mesmos apontam ainda que, com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento, têm-se uma maior quantidade de grafita não nodular.



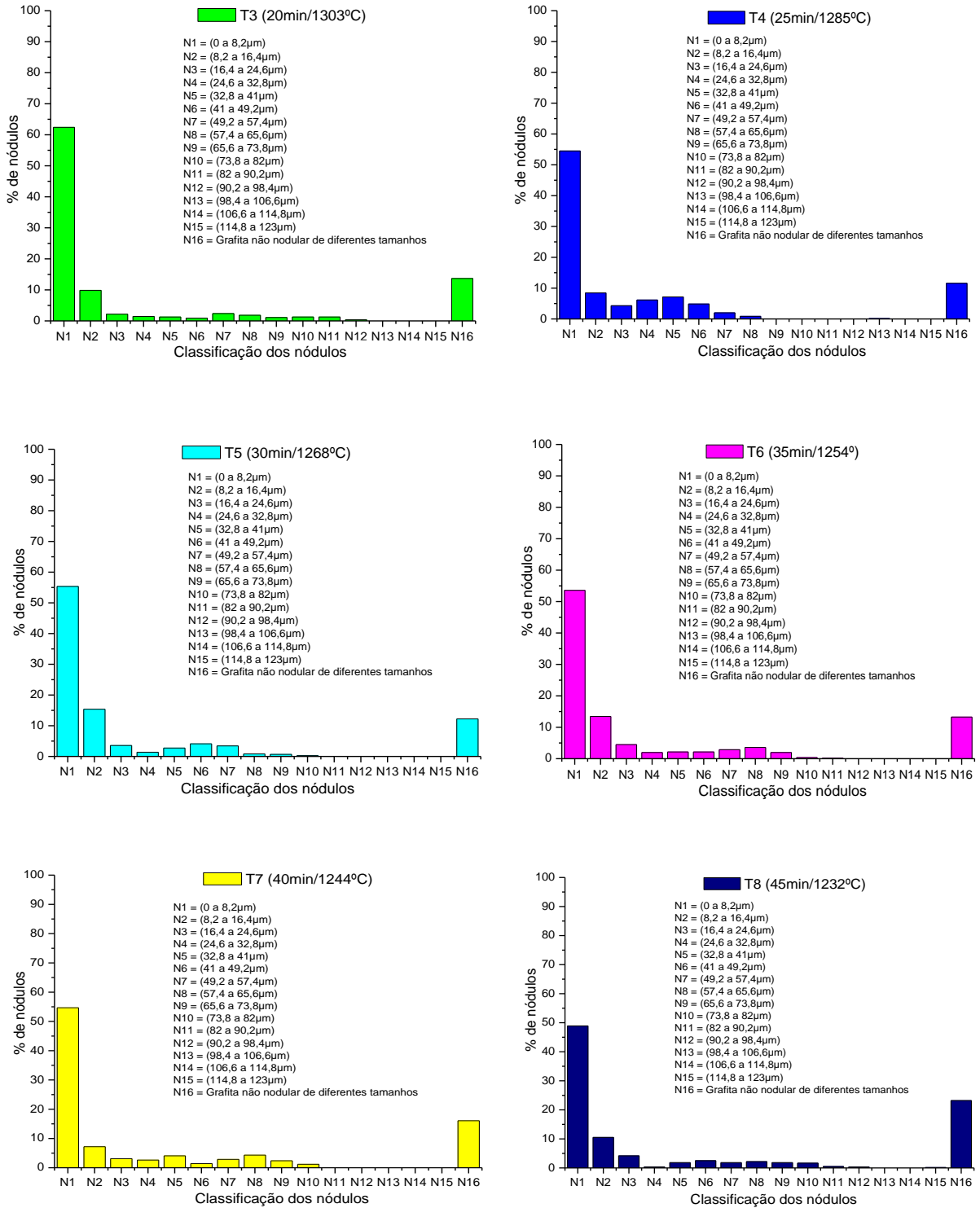


Figura 51: Histogramas da grafita das ligas do lote 1. De N1 a N15 – grafita nodular, N16 – grafita não nodular de diferentes tamanhos.

De acordo com os histogramas, verifica-se que as ligas vazadas entre 1362°C (T1/10min) e 1303°C (T3/20min) apresentam participação de nódulos do tamanho tipo N1 superior a 62,4%, e a participação de grafita não nodular (N16) entre 7,95% (T1) e 13,68% (T3). Nas As ligas vazadas entre 1285°C (T4/25min) e 1244°C (T7/40min), os nódulos de tamanho N1 53,58% (T6) e 55,35% (T5), e a grafita não nodular (N16) aumenta de 11,58% (T4) para 16,06% (T7). A liga T8, vazada 45min após tratamento, á 1232°C apresenta a menor presença de nódulos N1 (48,91%), e a maior presença de grafita N16 (23,2%).

É possível afirmar que o aumento do tempo, e a redução da temperatura de vazamento influenciam na formação da grafita. A diminuição da quantidade de nódulos N1 e consequente aumento da quantidade de nódulos de N2 a N15, e grafita não nodular (N16) observado nos histogramas está diretamente associado ao processo de aglomeração de partículas de C e de nódulos visto anteriormente na análise qualitativa.

Em temperaturas elevadas os nódulos e as inclusões de C ficam mais livres no líquido. O processo difusivo, e a aglomeração de C são facilitados, e consequentemente têm-se o aumento do tamanho dos nódulos, e diminuição da porcentagem de nódulos N1. Com o aumento do tempo, e redução da temperatura de vazamento, a aglomeração fica comprometida, visto que os nódulos que anteriormente ficavam livres no líquido, agora se encontram cercados por massa pastosa e massa sólida de austenita, o que compromete a mobilidade dos nódulos e partículas de C. Isso dificulta que o C assuma a forma esférica desejada, resultando num aumento da porcentagem de grafita não nodular (N16). A figura 52 apresenta a variação das porcentagens de nódulos N1 (ϕ até 8,2 μm) e grafita N16 em função do tempo e da temperatura de vazamento das ligas do lote 1.

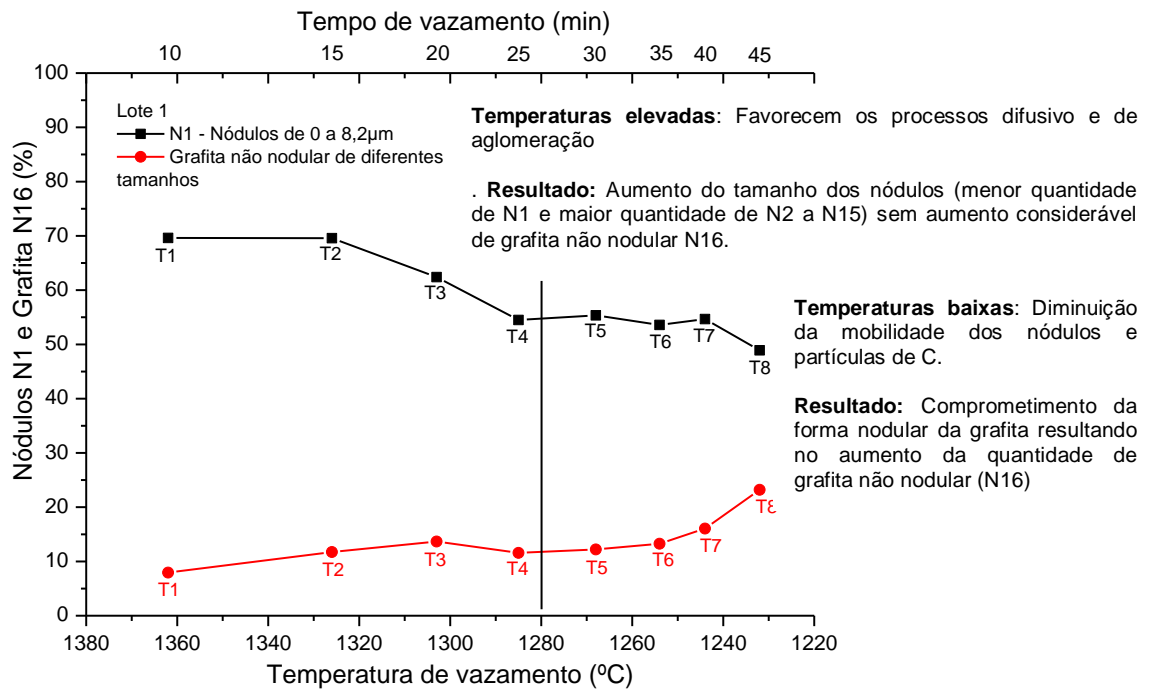


Figura 52: Variação da % de nódulos N1 e grafita N16 em função do tempo e da temperatura de vazamento. Lote 1.

Além da medição e classificação dos nódulos por tamanho, determinou-se a quantidade de nódulos por área (nódulos/mm²), considerando os classificados de N1 a N15, bem como o grau de nodularidade das ligas. A tabela 16 apresenta os dados calculados para todas as ligas do lote 1.

Tabela 16: Número de nódulos/mm² e grau de nodularidade da grafita das ligas do lote 1.

Liga	Tempo (min)	Temperatura (°C)	Nº de nódulos/mm ²	Erro abs. (nod/mm ²)	Grau de nodularidade (%)	Erro abs. (%)
T1	10	1362	513,08	164,53	92,04	10,69
T2	15	1326	535,61	206,94	95,55	3,63
T3	20	1303	340,84	83,27	92,06	6,28
T4	25	1285	449,12	123,21	85,86	7,52
T5	30	1268	465,11	295,71	84,48	12,64
T6	35	1254	351,74	136,94	82,87	17,34
T7	40	1244	254,36	54,00	74,92	23,17
T8	45	1232	357,69	92,86	78,52	20,79

Com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento, observa-se uma redução da quantidade de nódulos por área e do grau de nodularidade das ligas. A figura 53 apresenta a variação desses parâmetros em função do tempo e da temperatura de vazamento.

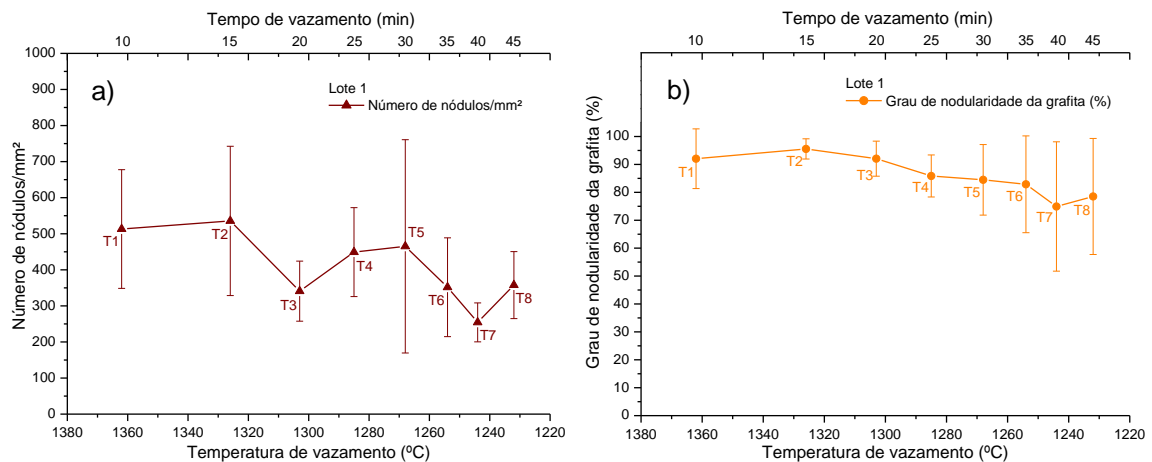


Figura 53: a) Número de nódulos por área *versus* tempo e temperatura de vazamento. b) Grau de nodularidade da grafita *versus* tempo e temperatura de vazamento. Lote 1.

Analisando a figura 53a, observa-se que as ligas T1 (10min/1362°C) e T2 (15min/1326°C) apresentam quantidade de nódulos por área de $513,08 \pm 164,53$ e $535,61 \pm 206,94$, respectivamente. Entre as ligas T3 (20min/1303°C), T4 (25min/1285°C) e T5 (30min/1268°C), o número de nódulos por área varia de $340,84 \pm 83,27$ (T3) até $465,11 \pm 295,71$ (T5). Entre T6 (35min/1254°C), T7 (40min/1244°C) e T8 (45min/1232°C), os valores ficam entre $254,36 \pm 54,00$ (T7) e $357,69 \pm 92,86$ (T8). A análise demonstra uma tendência de redução da quantidade de nódulos por área com o aumento do tempo e da temperatura de vazamento.

A diminuição da quantidade de nódulos por área com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento pode ser explicada pelos seguintes fatores:

- Com o aumento do tempo, e conseqüentemente redução da temperatura, supõe-se que ocorre o coalescimento das inclusões (compostos complexos formadas a base de Ca, Si, Mg, Ba, O), conforme estabelecido na teoria do *fading* citada por Skaland (2004). As inclusões atuam como centros de nucleação heterogênea da grafita, logo, seu coalescimento reduz a quantidade de núcleos por unidade de área, e conseqüentemente, reduz a quantidade de nódulos por área.

-
- Nos maiores tempos e menores temperaturas de vazamento, verifica-se que as partículas de C são de maior tamanho, indicando crescimento por difusão, e também o processo de aglomeração da grafita. Com a aglomeração da grafita (aglomeração entre nódulos, entre nódulos e núcleos de C, e entre núcleos de C), a quantidade de nódulos por área. sofre uma redução.
 - O processo de aglomeração compromete a forma nodular da grafita, aumentando a porcentagem de grafita N16, e diminuindo a quantidade de nódulos por área.

A análise da figura 53b indica que as ligas T1 (10min/1362°C), T2 (15min/1326°C) e T3 (20min/1303°C) apresentam grau de nodularidade da grafita superior a 92,00%. Entre T4 (25min/1285°C) e T6 (35min/1254°C), o grau de nodularidade começa a diminuir de 85,86% ± 7,52 (T4) até e 82,87% ± 17,34 (T6). A partir de T7 (40min/1244°C) até T8 (45min/1232°C), o grau de nodularidade cai ainda mais, atingindo valores de 74,92% ± 23,17 (T7) e 78,52% ± 20,79 (T8).

A redução do grau de nodularidade em função do aumento do tempo e diminuição da temperatura de vazamento pode ser explicada da seguinte forma:

- Como verificado nos histogramas, a porcentagem de grafita N16 (não nodular de diferentes tamanhos) aumenta para ligas vazadas em menores temperaturas e maiores tempos, sendo esse aumento provocado pelo processo de aglomeração de nódulos e núcleos de C. Logo, a maior participação de N16 faz o grau de nodularidade das ligas diminuir.

4.1.3.2. Análise estrutural da matriz metálica

Para a realização da análise estrutural da matriz metálica utilizou-se as amostras em estado quimicamente atacado. Verificou-se que as ligas do lote 1 possuem matriz ferrítica/perlítica, com elevada predominância da ferrita. Os nódulos de grafita são envolvidos pelos grãos de ferrita. Esses grãos apresentam tamanhos e formas bastante variáveis. A figura 54 mostra a estrutura das ligas de FFN do lote 1, e a figura 55 mostra com mais detalhes os grãos de ferrita.

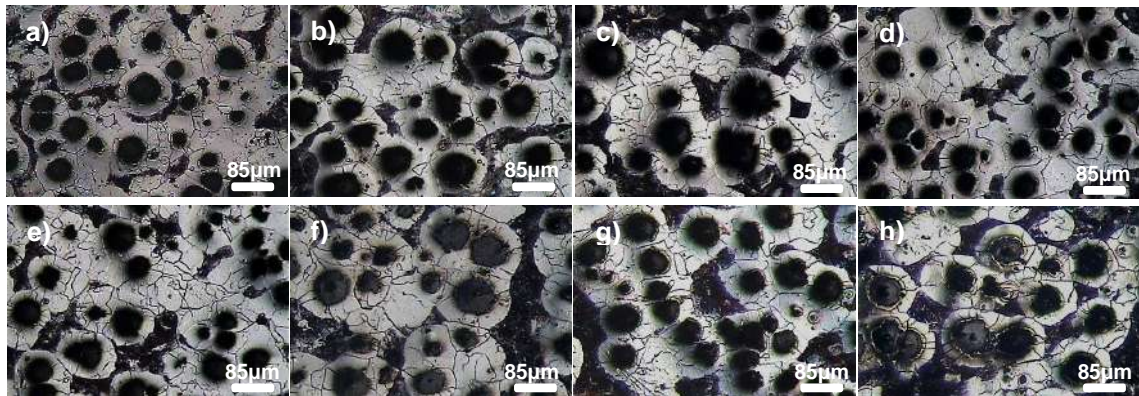


Figura 54: Micrografias atacadas das ligas do lote 1. Campo claro e aumento de 100X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).

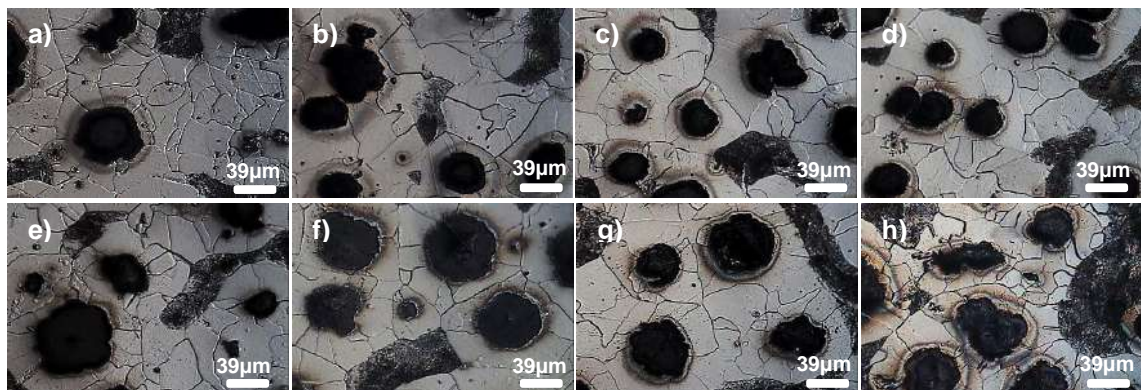


Figura 55: Grãos de ferrita envolvendo os nódulos de grafita nas ligas de FFN do lote 1. Campo claro e aumento de 200X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), h) T8 (45min/1232°C).

As micrografias em estado quimicamente atacado foram utilizadas para a quantificação da ferrita em todas as ligas do lote 1, obtendo-se o tamanho médio e a área média dos grãos, conforme demonstrado na tabela 17.

Tabela 17: Tamanho e área média dos grãos de ferrita das ligas do lote 1.

Liga	Tempo (min)	Temperatura (°C)	Tamanho médio dos grãos de ferrita (μm)	Erro abs. (μm)	Área média dos grãos de ferrita (μm ²)	Erro abs. (μm ²)
T1	10	1362	23,73	4,53	520,74	213,84
T2	15	1326	20,89	3,63	439,21	149,76
T3	20	1303	23,29	4,65	547,11	212,86
T4	25	1285	21,41	4,00	461,89	172,81
T5	30	1268	22,42	3,67	505,45	172,87
T6	35	1254	23,10	2,78	535,13	129,48
T7	40	1244	24,01	5,14	581,89	246,53
T8	45	1232	23,50	4,08	555,72	189,67

Os dados da análise quantitativa mostram que o tamanho médio dos grãos de ferrita do lote 1 variou entre $20,89 \pm 3,63\mu\text{m}$ (T2-10min/1326°C) e $24,01 \pm 5,14 \mu\text{m}$ (T7-40min/1244°C). A área média dos grãos de ferrita variou entre $439,21 \pm 149,76\mu\text{m}^2$ (T2-10min/1326°C) e $581,89 \pm 246,53 \mu\text{m}^2$ (T7-40min/1244°C). Tal fato indica que o tempo e a temperatura de vazamento não exercem grande influência sobre o crescimento dos grãos de ferrita. A figura 56 mostra o tamanho e a área média dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento.

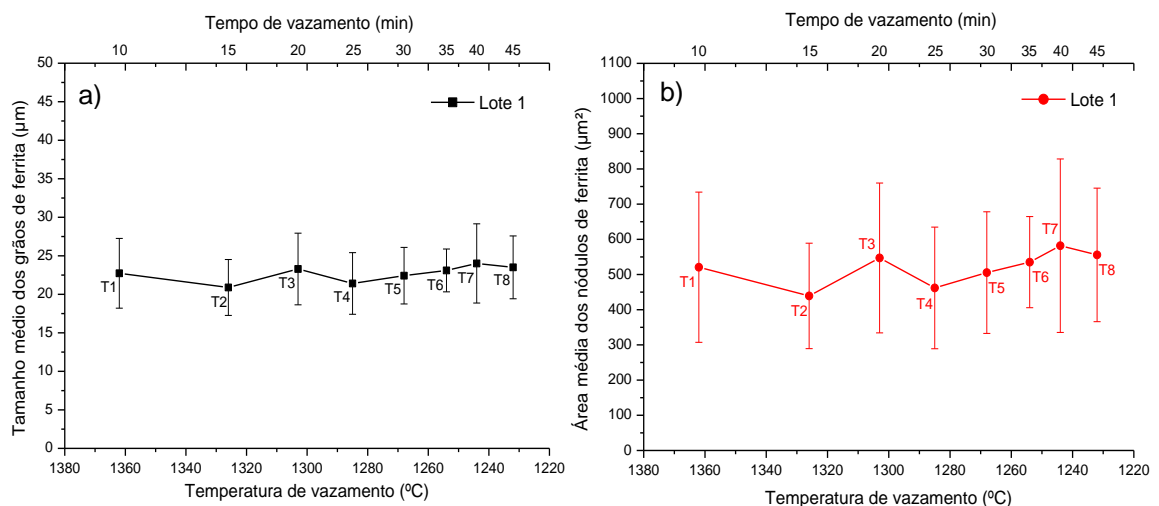


Figura 56: a) Variação do tamanho médio dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento. b) Variação da área média dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento.

As micrografias em estado quimicamente atacado também permitiram a realização de observações detalhadas nas regiões de perlita nas ligas de FFN do lote 1. Verificou-se que em meio as lamelas de perlita, existe a presença de pequenos nódulos de grafita. Identificou-se ainda uma fase que apresenta coloração clara com pequenos pontos escuros no seu interior, muito semelhante a steadita. As regiões perlíticas e seus detalhes são apresentados na figura 57.

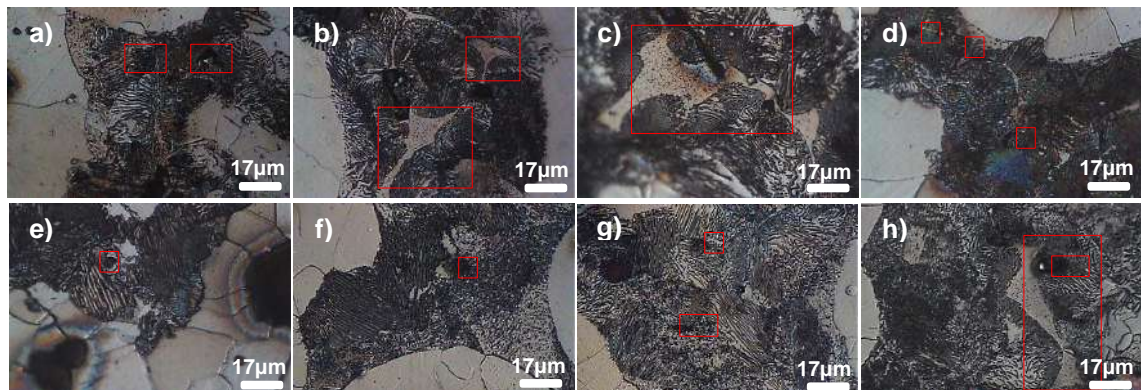


Figura 57: Regiões de perlita das ligas de FFN do lote 1 e em detalhes a presença da grafita nodular e da steadita. Campo claro e aumento de 500X. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), h) T8 (45min/1232°C).

Na sequência das avaliações da estrutura das ligas do lote 1, realizou-se a quantificação da fração volumétrica da grafita (FV_G), da ferrita (FV_F) e da perlita (FV_P). Essa análise confirmou a elevada predominância da ferrita, já constatada visualmente nas análises qualitativas. Os dados dessa avaliação são apresentados na tabela 18.

Tabela 18: Resultado da fração volumétrica dos constituintes estruturais das ligas de FFN do lote 1.

Liga	Tempo (min)	Temperatura (°C)	FV_G (%)	Erro da FV_G (%)	FV_F (%)	Erro da FV_F (%)	FV_P (%)	Erro da FV_P (%)
T1	10	1362	18,66	1,45	61,23	8,80	20,11	7,76
T2	15	1326	16,55	4,61	68,44	4,74	15,00	7,66
T3	20	1303	16,61	5,08	64,67	6,49	18,73	9,49
T4	25	1285	14,69	2,31	65,73	5,45	18,90	6,74

Capítulo 4

T5	30	1268	14,77	4,86	68,03	9,76	17,21	8,04
T6	35	1254	15,59	4,63	62,44	1,43	21,97	5,41
T7	40	1244	18,72	5,90	58,42	8,80	22,86	10,07
T8	45	1232	18,22	4,76	55,75	10,76	26,03	14,25

Verifica-se que a FV_G varia entre $14,69 \pm 2,31\%$ (T4-25min/1285°C) e $18,72 \pm 5,90\%$ (T7-40min/1244°C). A FV_F variou entre $55,75 \pm 10,76\%$ (T8-45min/1232°C) a $68,44 \pm 1,43\%$ (T6-35min/1254°C). Já a FV_P se apresentou entre $15,00 \pm 7,66\%$ (T2-10min/1326°C) e $26,03 \pm 14,25\%$ (T8-45min/1232°C).

A fração volumétrica dos constituintes foi avaliada em função do tempo e da temperatura de vazamento, conforme demonstrado na figura 58. Analisando as curvas, verifica-se que a FV_G apresenta pouca variação em função do tempo e da temperatura de vazamento, se demonstrando pouco afetada por esses parâmetros. Já as FV_F e FV_P Apresentam considerável variação. Com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento têm-se uma diminuição da porcentagem de ferrita e um aumento da porcentagem de perlita.

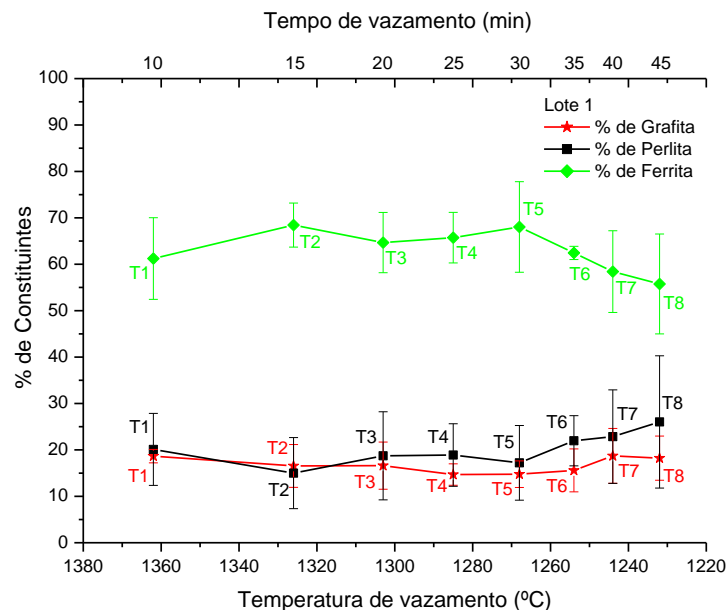


Figura 58: Variação das porcentagens de grafita, ferrita e perlita em função do tempo e da temperatura de vazamento. Lote 1.

A variação das FV da ferrita e perlita em função do tempo e da temperatura de vazamento pode ser explicada através do entendimento do processo de solidificação dos FFN, utilizando-se os diagramas Fe-C (estável) e Fe-Fe₃C

(metaestável). Considerando o C eq. = 4,58%p (composição da panela na condição de metal tratado), e um resfriamento lento no interior do molde de areia. Segundo o diagrama Fe-C, às temperaturas elevadas, formam-se os nódulos primários de grafita através do processo difusivo. O carbono se difunde do líquido para os núcleos heterogêneos estáveis, e para as partículas estáveis de C, formando nódulos primários e reduzindo a porcentagem de C no líquido. Com o resfriamento abaixo da temperatura eutética, ocorre a transformação eutética estável, onde o líquido remanescente se solidifica nas formas de austenita (γ) e grafita nodular (G) ($L - \gamma + G$). A transformação eutética estável ocorre em todas as ligas do lote 1, pois nas temperaturas nas quais ocorrem os vazamentos, o mecanismo estável de transformação é favorecido por fatores como: resfriamento lento, atuação do Si como elemento grafitizante e temperaturas elevadas.

Com o resfriamento abaixo da temperatura eutética estável, o processo de formação de novos nódulos de grafita e crescimento dos nódulos já formados, e das partículas de C se desenvolve, pois a solubilidade do C na fase γ diminui continuamente, e o C precipitado migra para os nódulos e partículas de C estáveis conduzindo ao crescimento da grafita.

Quando a temperatura eutetóide estável é alcançada, ocorre a transformação eutetóide estável da fase γ , que se decompõe dando origem a ferrita (α) e grafita ($\gamma - \alpha + G$). A essa altura do processo, o mecanismo estável de transformação começa a concorrer com o mecanismo metaestável, visto que as temperaturas são muito baixas e o Si sofre com o *fading*, o que compromete a grafitização. Como consequência, têm-se parte da fase γ sofrendo a transformação eutetóide metaestável ($\gamma - \alpha + Fe_3C$), resultando na formação da perlita.

Nas ligas vazadas entre 10 (T1/1362°C) e 15 min (T2/1326°C), existe elevada predominância do mecanismo estável sobre o mecanismo metaestável de transformação de fases. O resultado é aumento da FV_F (de $61,23 \pm 8,80\%$ em T1, para $68,44 \pm 4,74\%$ em T2), e redução da FV_P (de $20,11 \pm 7,76\%$ em T1 para $15,00 \pm 7,66\%$ em T2).

Nas ligas vazadas entre 15 min (T2/1326°C) e 30min (T5/1268°C), existe uma equivalência entre os mecanismos estável e metaestável de transformação de fases, resultando em pouca variação FV_F ($64,67 \pm 6,49\%$ em T3, e $68,03 \pm 9,76\%$ em T5) e FV_P ($15,00 \pm 7,66\%$ em T2 e $18,90 \pm 6,74$ em T4).

Nas ligas vazadas a partir de 30min (T5/1268°C a T8-45min/1232°C), têm-se a predominância do mecanismo metaestável de transformação de fases, sobre o mecanismo estável, resultando na redução da FV_F (de $68,03 \pm 9,76\%$ em T5 para $55,75 \pm 10,76\%$ em T8), e aumento da FV_P (de $17,21 \pm 8,04\%$ em T5, para $26,03 \pm 14,25\%$ para T8).

4.1.4. Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)

A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS) foi utilizada para observação de detalhes estruturais imperceptíveis nas análises estruturais por microscopia ótica, bem como para a caracterização química qualitativa e quantitativa de constituintes estruturais. As ligas do lote 1 analisadas foram T1, T4, T6 e T8.

As imagens em MEV mostram a presença de inclusões poligonais de coloração clara no interior dos nódulos de grafita. A figura 59 apresenta com detalhes as inclusões no interior dos nódulos.

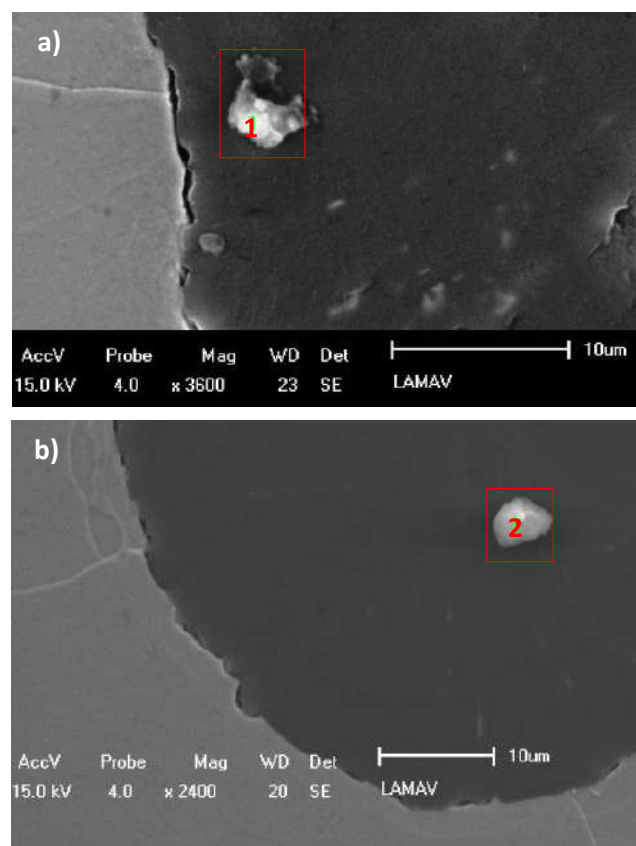


Figura 59: Presença de inclusões no interior dos nódulos de grafita. a) liga T1(10min/1362°C); b) T4 (25min/1285°C).

Essas inclusões se mostraram presentes em todas as ligas analisadas. A Tabela 19 apresenta composição química das partículas 1 e 2, encontrados no interior dos nódulos gráfiticos, apresentados na Figura 59. A análise química pontual das inclusões indica a presença de Mg, Si, Ca, Mn, Al, O, S e P. Essa composição dos elementos revela, provavelmente, as partículas de sulfatos, óxi-silicatos e aluminatos, formados entre Mg, Si e elementos de impureza. Essas inclusões se formam a partir dos tratamentos de inoculação e nodulização, e atuam como centros de nucleação heterogênea da grafita, estando de acordo com resultados do trabalho Skaland (2005), sendo portanto, fundamentais para a fabricação dos FFN estudados.

Tabela 19: Resultado da análise química dos pontos 1 e 2 apresentados na figura 13.

Ponto 1 - Liga T1 (10min/1362°C)				Ponto 2 - Liga T4 (25min/1285°C)			
Elemento	Intensidade	%p	%at	Elemento	Intensidade	%p	%at
C	76,992	60,363	71,180	C	77,159	52,580	62,539
O	10,545	27,408	24,263	O	16,967	34,899	31,160
Mg	2,519	0,939	0,547	Na	13,481	5,163	3,208
Si	11,605	4,028	2,031	Al	1,884	0,566	0,299
Ca	1,553	1,118	0,395	Si	3,472	1,003	0,510
Mn	0,653	6,144	1,584	S	5,686	2,110	0,940
				K	6,524	3,679	1,344
Total		100	100	Total		100	100

As análises por MEV permitiram identificar a presença de inclusões sobre os grãos de ferrita. Essas inclusões possuem diferentes tamanhos, cores e formas. A análise química pontual determinou diferentes composições químicas para as inclusões avaliadas. Identificou-se inclusões formadas por C, O, Al, Si Fe e Ba, e inclusões formadas por C, O, Mg, Si, P, S, Ca, Mn e Fe. A figura 60 apresenta as inclusões observadas na matriz metálica da liga T1(10min/1262°C) e o resultado de suas análises químicas pontuais. A tabela 20 apresenta os dados das análises quantitativas realizadas.

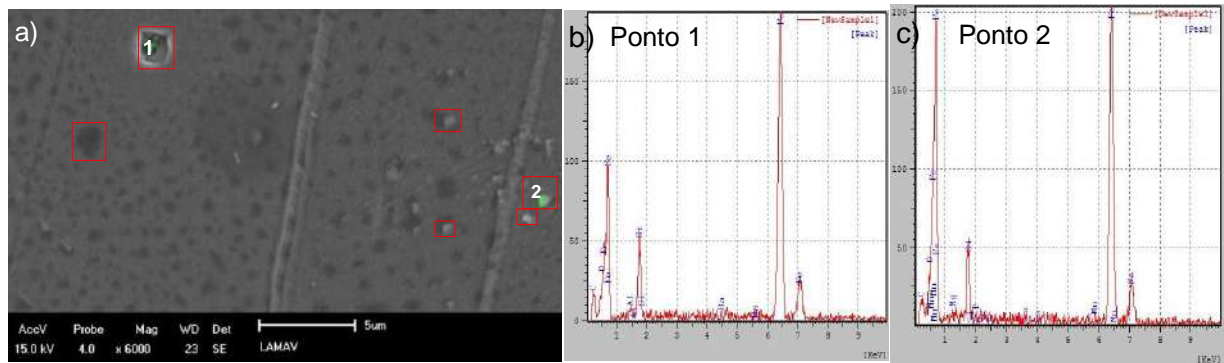


Figura 60: a) Inclusões sobre os grãos de ferrita da liga T1 (10min/1362°C) de FFN do lote 1. b) Análise química do ponto 1; c) Análise química do ponto 2.

Tabela 20 : Resultado da análise química dos pontos 1 e 2 apresentados na figura 14.

Ponto 1 - Liga T1 (10min/1362°C)				Ponto 2 - Liga T1 (10min/1362°C)			
Elemento	Intensidade	%p	%at	Elemento	Intensidade	%p	%at
C	1,265	4,680	16,580	C	1,820	4,774	15,578
O	1,593	4,022	11,233	O	4,271	7,881	19,305
Al	0,420	0,448	0,707	Mg	1,155	1,007	1,624
Si	4,028	3,885	5,885	Si	5,071	3,350	4,675
Fe	15,630	85,635	65,245	Fe	22,072	79,997	56,139
Ba	0,220	1,128	0,350	S	0,453	0,332	0,406
				Ca	0,387	0,364	0,356
				Mn	0,648	1,787	1,274
				P	0,627	0,508	0,643
Total		100	100	Total		100	100

Com o objetivo de determinar a distribuição dos elementos químicos presentes nas ligas do lote 1, realizou-se o mapeamento e análise química quantitativa de uma região da liga T8 (45min/1232°C), apresentados na figura 61 e na tabela 21. Identificou-se a presença de Fe, Si, Mn, Mg, O, Ba, Ca, S e C.

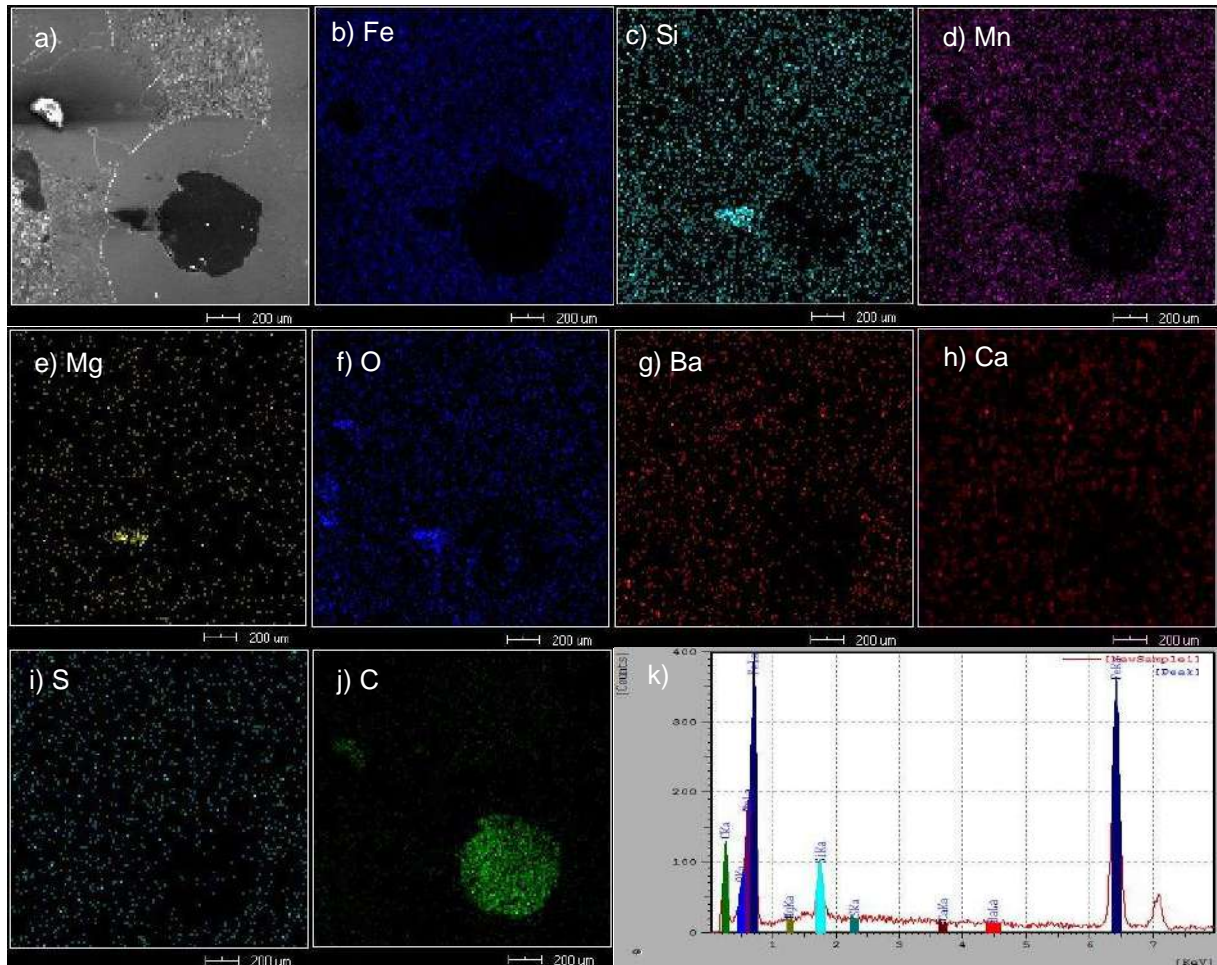


Figura 61: Mapeamento das concentrações dos elementos químicos na liga T8 (45min/1232°C) do lote 1.

Tabela 21: Análise química quantitativa das concentrações de Fe, Si, Mn, Mg, O, Ba, Ca, S e C presentes na liga T8 (45min/1232°C) do lote 1.

Análise química do mapeamento – Liga T8 (10min/1232°C)			
Elemento	Intens.	%p	%at
Fe	37,888	51,945	35,174
Si	8,987	2,191	2,950
Mn	15,363	31,432	21,636
Mg	0,866	0,279	0,434
O	4,129	3,438	8,126
Ba	0,345	0,440	0,121
Ca	0,502	0,180	0,170
S	0,741	0,200	0,236
C	13,501	9,895	31,153
Total		100	100

Os resultados apontam a seguinte distribuição dos elementos:

- O Fe se encontra presente em quase sua totalidade na matriz metálica (ferrita e perlita), e nos contornos dos nódulos de grafita.

- O Si, assim como o Fe se mostra distribuído por toda a matriz metálica. Verifica-se ainda a presença de uma partícula com elevada concentração de Si, O e Mg (óxido de Si e de Mg), que provavelmente se formou durante os tratamentos de inoculação e nodulização.

- O Mn, do metal base, se distribui por toda a matriz metálica, e apresenta pequena concentração no centro dos nódulos de grafita.

- O Mg se distribui por toda a matriz metálica se concentrando em maior quantidade na perlita. Observa-se grande concentração de Mg em uma inclusão, juntamente com Si e O. Nota-se ainda pequena concentração de Mg no interior do nódulo de grafita.

- O Oxigênio se mostra presente em toda a matriz metálica. Verifica-se maiores concentrações de O sobre inclusões de Mg e Si. Também é possível determinar a presença do O no interior do nódulo de grafita, mais no centro do nódulo.

- O Ba, um constituinte do inoculante Fe-Si, se distribui por toda a matriz metálica, se concentrando mais sobre a ferrita. No interior do nódulo de grafita verifica-se pequena concentração de Ba.

- O Ca, outro constituinte do inoculante Fe-Si, apresenta distribuição bastante semelhante a do Ba, se concentrando majoritariamente na ferrita. Verifica-se ainda pequena concentração de Ca no centro do nódulo de grafita.

- O S, do metal base, se concentra quase totalmente na matriz metálica. Verifica-se, porém, pequena quantidade de S no centro do nódulo de grafita.

- O C se encontra presente por toda a estrutura da liga, porém se concentra majoritariamente no nódulo e na inclusão de grafita.

A estrutura perlítica também foi analisada por MEV, e foi possível obter imagens detalhadas das lamelas de ferrita e cementita, bem como analisar a quimicamente esse constituinte por mapeamento, conforme demonstrado na tabela 22 e na figura 62.

Tabela 22: Análise quantitativa da região mapeada da perlita.

Análise química do mapeamento – Liga T8 (10min/1232°C)			
Elemento	Intens.	%p	%at
C	6,280	8,195	24,400
O	8,072	7,793	17,420
Mg	1,967	0,858	1,262
Si	7,761	2,682	3,415
P	10,818	4,668	5,389
S	0,510	0,202	0,226
Ca	2,316	1,240	1,106
Mn	0,556	0,861	0,561
Fe	34,591	71,281	45,643
Ba	1,136	2,220	0,578
Total		100	100

A análise química apontou a presença de 4,668%p de P, o que chamou a atenção, pois o fósforo se mostrou concentrado quase totalmente em uma região, com contornos bem definidos, indicando a presença da steadita. Os outros elementos identificados são o carbono (8,195%p), oxigênio (7,793%p), magnésio (0,858%p), silício (2,682%p), enxofre (0,202%p), cálcio (1,240%p), manganês (0,861%p), ferro (71,281%p) e bário (2,220%p). Além da distribuição do fósforo, chama a atenção a presença do bário e do cálcio, provenientes da liga de FeSi utilizada na inoculação da liga. Os elementos C, O, Mg, Si, S, Ca, Mn, Fe e Ba se distribuem de maneira homogênea por grande parte da região analisada.

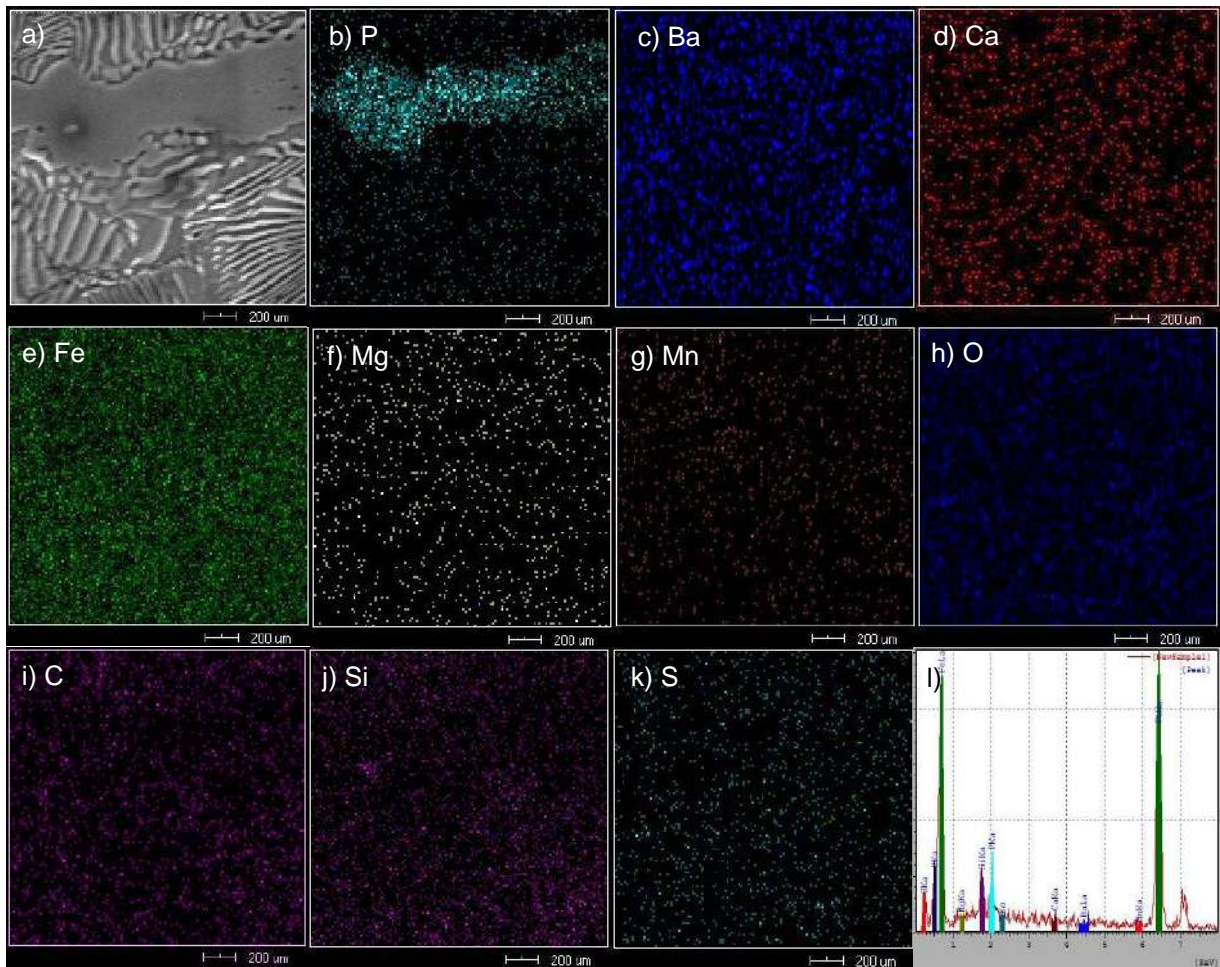
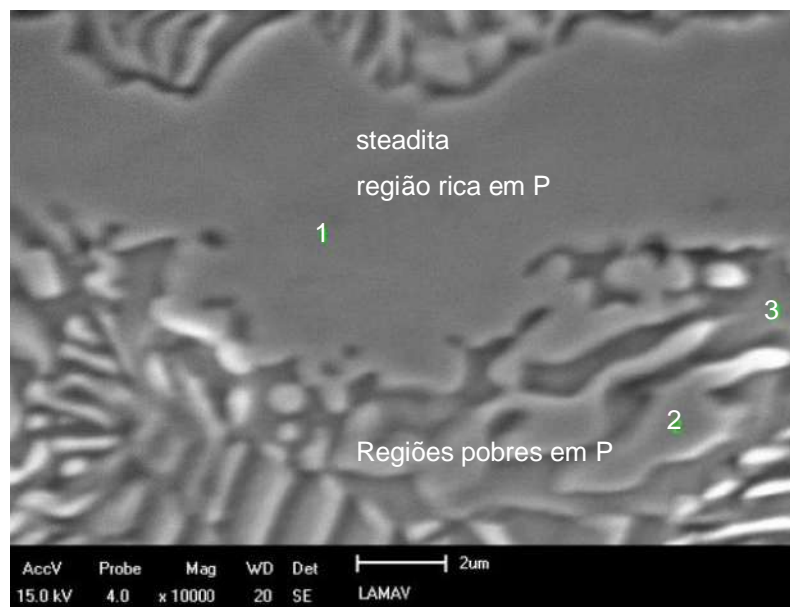


Figura 62: Mapeamento químico de uma região perlítica da Liga T8 (10min/1232°C). a) Região analisada, b) fósforo (P), c) bário (Ba), d) cálcio (Ca), e) ferro (Fe), f) magnésio (Mg), g) manganês (Mn), h) oxigênio (O), i) carbono (C), j) silício (Si), k) enxofre (S), l) quantitativo.

A steadita (tabela 23 e figura 63) foi analisada de maneira pontual, para obtenção de mais detalhes sobre a distribuição do fósforo. Observa-se a existência de regiões com alta concentração de fósforo (ponto 1), e outras nas quais o fósforo não está presente (pontos 2 e 3). Verifica-se que na região do ponto 1, além do fósforo (18,035%p) estão presentes o carbono (10,122%p), o silício (3,348%p), ferro (63,301%p), manganês (2,647%p), e bário (2,547%p). Nos pontos 2 e 3, chama a atenção os teores elevados de carbono (10,341%p e 9,802%p), de silício (5,858%p e 5,974%p) e de ferro (83,801%p e 84,224%p) respectivamente.

Tabela 23: Análise química pontual da steadita.

Análise química ponto 1			Análise química ponto 2			Análise química ponto 3		
Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at
C	10,122	30,708	C	10,341	33,499	C	9,802	32,168
Si	3,348	4,343	Si	5,858	8,116	Si	5,974	8,385
Fe	63,301	41,301	Fe	83,801	58,385	Fe	84,224	59,447
Mn	2,647	1,756						
P	18,035	21,216						
Ba	2,547	0,676						
Total	100	100	Total	100	100	Total	100	100

**Figura 63:** Presença de steadita entre lamelas de perlita presentes na liga T8 (45min/1232°C) do lote 1.

4.1.5. Dureza e Microdureza Vickers

Os testes de Microdureza foram realizados em todas as ligas do lote 1. Avaliou-se a microdureza Vickers (HV) dos grãos de ferrita (HV_F) e dos nódulos de grafita (HV_G). Para a Perlita, utilizou-se o conceito de dureza Vickers (HV_P) para as análises da perlita.

Em cada uma das amostras das ligas do lote 1 realizou-se 5 endentações para a avaliação dos constituintes estruturais dos FFN. Aplicou-se uma carga de 25

gramas por um tempo de 10 segundos. Os dados obtidos nos ensaios de microdureza da ferrita e da grafita e nos ensaios de dureza da perlita foram tratados estatisticamente e apresentados na tabela 24.

Tabela 24: Resultado das avaliações de microdureza de ferrita (HV_F) e grafita (HV_G) e dureza de perlita (HV_P) das ligas do lote 1.

Liga	t (min)	T (°C)	HV_G (kgf/mm ²)	Erro HV_G (kgf/mm ²)	HV_F (kgf/mm ²)	Erro HV_F (kgf/mm ²)	HV_P (kgf/mm ²)	Erro HV_P (kgf/mm ²)
T1	10	1362	51,18	13,09	198,00	58,64	416,00	70,23
T2	15	1326	58,52	27,24	229,60	49,30	446,40	97,15
T3	20	1303	52,14	19,82	229,00	26,55	418,40	158,46
T4	25	1285	63,66	35,37	209,40	21,76	379,40	96,54
T5	30	1268	48,90	25,34	198,80	26,57	316,80	57,13
T6	35	1254	60,62	28,74	208,80	32,13	323,50	94,47
T7	40	1244	49,64	17,42	200,80	50,78	386,40	62,94
T8	45	1232	57,26	6,68	214,20	42,02	372,50	108,92

Os dados de HV_G foram plotados em função do tempo e da temperatura de vazamento, e são apresentados na figura 64. Observa-se que os valores médios variam pouco em função do tempo e da temperatura de vazamento, ficando entre um mínimo de 48,90 kgf/mm² (T5-30min/1268°C) e um máximo de 63,66 kgf/mm² (T4-25min/1285°C). Verifica-se, ainda, que o erro absoluto das medidas apresenta um valor elevado, de 13kgf/mm² a 35 kgf/mm², indicando grande dispersão dos valores de microdureza, exceto para a liga T8 (45min/1232°C) que apresenta HV de $57,26 \pm 6,68$ kgf/mm². A elevada dispersão pode ser explicada pelos seguintes fatores:

- A grafita pura constitui uma fase extremamente macia, conseqüentemente com HV baixa (25kgf/mm² a 40 kgf/mm²) como foi mostrado no trabalho do Brown (1967). Portanto, quando realizada uma endentação sobre um nódulo, pode ocorrer o contato do penetrador com a matriz metálica abaixo do nódulo, o que resulta na medição da grafita + matriz metálica, acarretando no aumento da HV_G medida.

- Como observado nas análises por MEV, os nódulos de grafita das ligas de FFN apresentam no seu interior inclusões a base de elementos como O, Mg, Si, Ba, Ca,

Capítulo 4

S e outros elementos. Essas inclusões a base de óxidos, sulfetos e silicatos apresentam alta dureza, e podem ter sido atingidas pelo penetrador durante as endentações, contribuindo juntamente com a matriz metálica para o aumento do valor de HV da grafita.

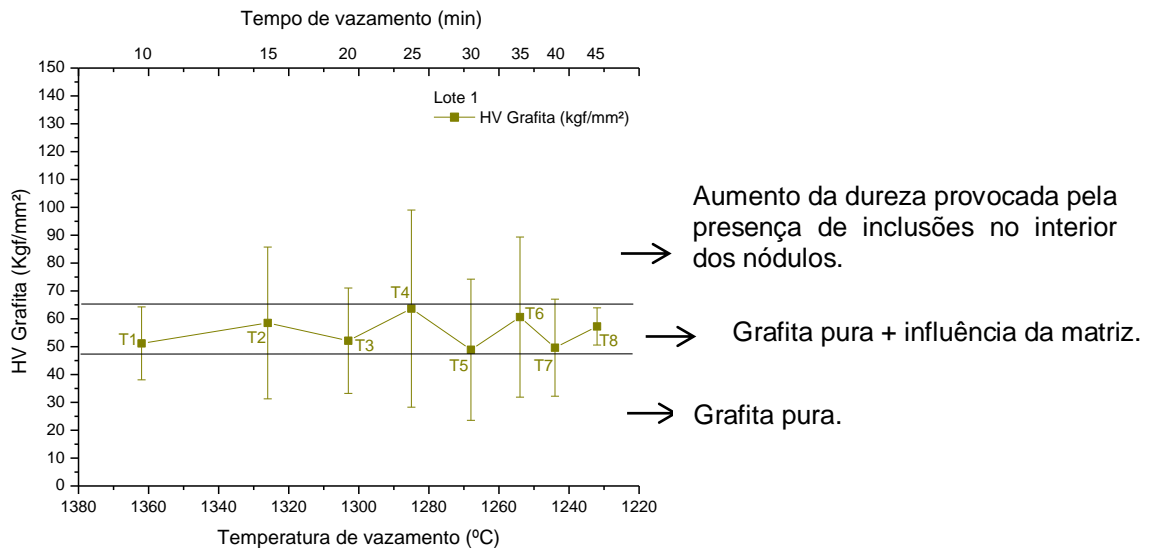


Figura 64: Variação da HV da grafita das ligas do lote 1 em função do tempo e da temperatura de vazamento.

A figura 65 mostra a variação de HV_F em função do tempo e da temperatura de vazamento das ligas do lote 1. Analisando o gráfico, verifica-se que o tempo e a temperatura não exercem grande influência sobre a microdureza da ferrita. Os valores médios variam entre um mínimo de $198,00 \pm 58,64$ kgf/mm² para a liga T1 (10min/1362°C) e máximo de $229,60 \pm 49,30$ kgf/mm² para a liga T2 (15min/1326°C). Os valores são superiores aos 170kgf/mm² observados por Cabral *et. al.* (2015) Os resultados elevados da HV_F das ligas do lote 1 pode ser explicada devido ao fato do Si (e outros elementos) se mostrarem dissolvidos na ferrita, conduzindo ao aumento da microdureza da fase α por meio de solução sólida. A presença de inclusões dispersas na ferrita também pode conduzir ao aumento dos valores médios obtidos.

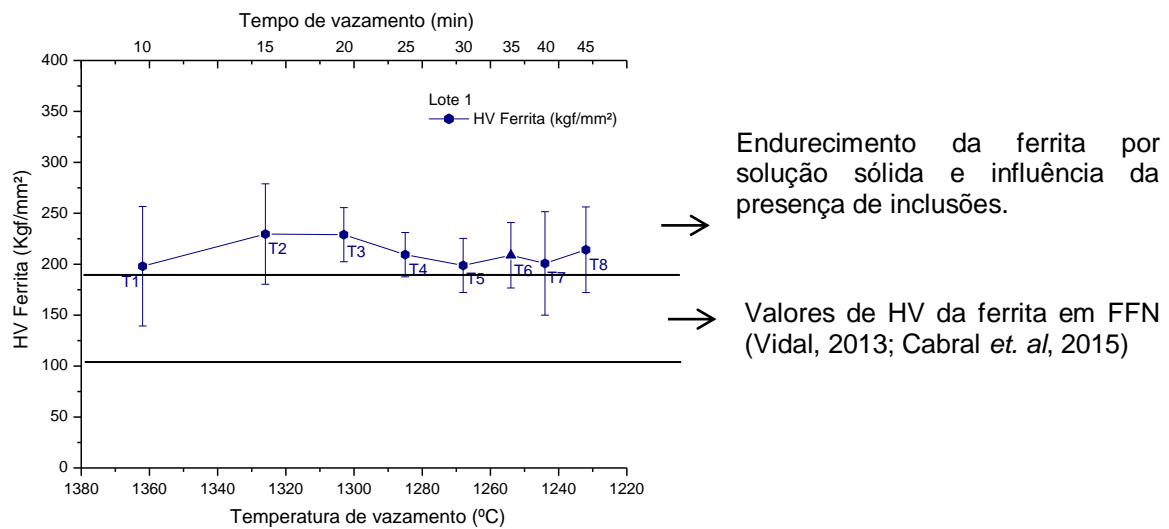


Figura 65: Variação da HV da ferrita *versus* tempo e temperatura de vazamento.

A variação da HV_P em função do tempo e da temperatura de vazamento é apresentada na figura 66. Os valores médios ficam entre um mínimo de $316,80 \pm 57,13$ kgf/mm² (T5-30min/1268°C) e um máximo de $446,40 \pm 97,15$ kgf/mm² (T2-15min/1326°C).

As ligas vazadas entre T1 (10min/1362°C) e T3 (20min/1303°C) apresentam valores médios de HV_P superiores a 400 kgf/mm². A partir de T3 até T5, verifica-se uma queda contínua dos valores médios (de $418,40 \pm 158,46$ kgf/mm² para $316,80 \pm 57,13$ kgf/mm²). Entre T5 e T6 (35min/1254°C) o comportamento é quase invariável. A partir de T6 até T8 (45min/1232°C) têm-se um pequeno aumento (de $323,50 \pm 94,47$ kgf/mm² para $372,50 \pm 108,92$ kgf/mm²).

Observa-se ainda que as ligas T2, T3, T4, T6 e T8, apresentam elevada dispersão (entre aproximadamente 94,00 kgf/mm² e 160,00kgf/mm²). Essa dispersão, juntamente com a tendência de queda observada entre T3 e T5 podem estar associadas ao fato de a perlita apresentar regiões de lamelas bem finas, e outras de lamelas mais grossas (figura 67). As regiões de lamelas mais finas favoreceriam ao aumento dos valores de HV_P , enquanto que as medidas feitas em regiões de lamelas mais grossas conduziriam a redução dos valores.

As análises da perlita em grandes aumentos por microscopia ótica e MEV apontam ainda a presença de pequenos nódulos de grafita e da steadita junto às lamelas perlíticas. A endentação involuntária de nódulos e de steadita também pode influenciar a dureza da perlita, diminuindo-a ou aumentando-a respectivamente.

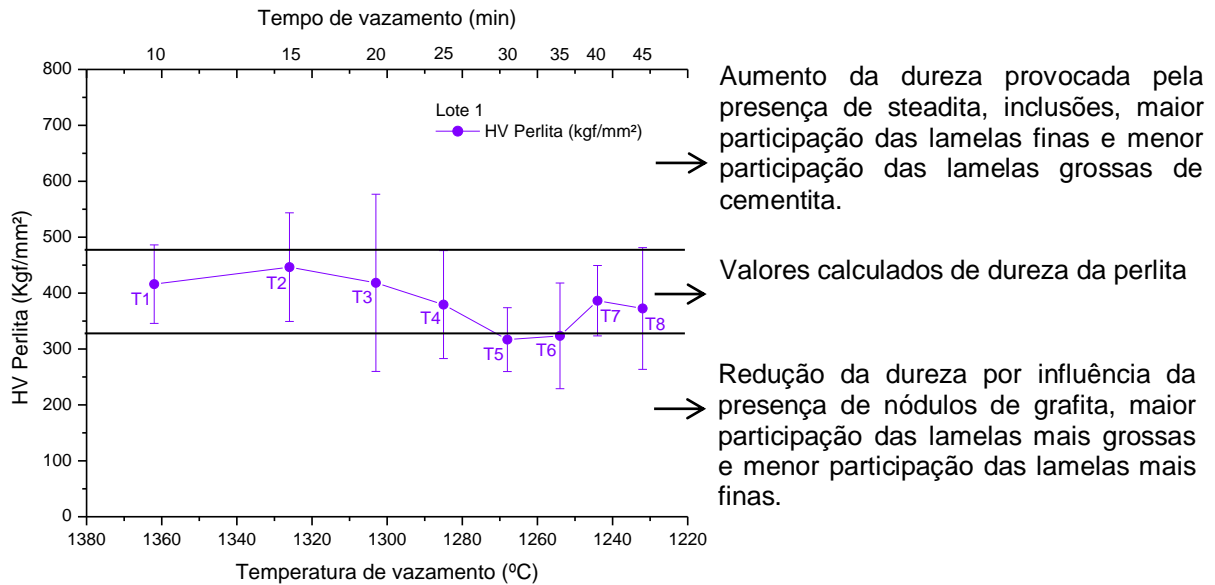


Figura 66: Variação da dureza da perlita das ligas do lote 1 *versus* tempo e temperatura de vazamento.



Figura 67: Regiões de perlita fina e grosseira contendo steadita e grafita. a) Liga T1 (10min/1362°C), b) liga T6 (35min/1254°C).

4.1.6. Ensaios mecânicos de tração

Os ensaios mecânicos de tração (figura 68) foram realizados com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas de limite de resistência a tração (σ_R), alongamento relativo (δ), tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e módulo de elasticidade (E) das ligas do lote 1. Posteriormente, os dados obtidos nos ensaios mecânicos foram tratados estatisticamente e plotados em função do tempo e da temperatura de vazamento, afim de se verificar a influência dessas variáveis sobre o comportamento

Capítulo 4

mecânico das ligas analisadas. A tabela 25 apresenta os dados do limite de resistência a tração e do alongamento relativo, e a tabela 26 mostra os resultados da tensão de escoamento e do módulo de elasticidade.

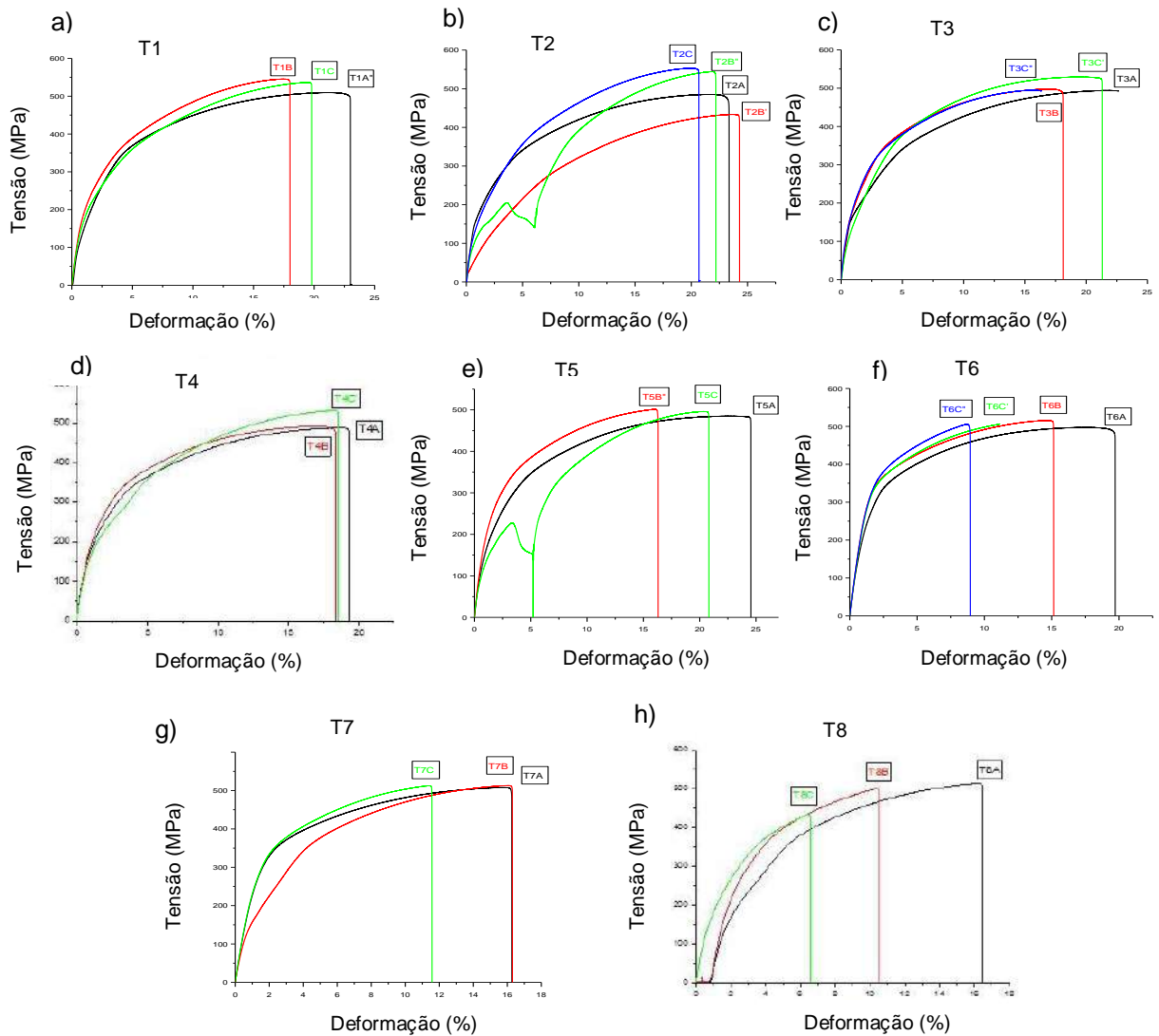


Figura 68: Curvas de ensaio de tração das ligas de FFN do lote 1. a) T1 (10min/1362°C), b) T2 (15min/1326°C), c) T3 (20min/1303°C), d) T4 (25min/1285°C), e) T5 (30min/1268°C), f) T6 (35min/1254°C), g) T7 (40min/1244°C), T8 (45min/1232°C).

Tabela 25: Dados do σ_R e do δ obtidos pelos ensaios de tração das ligas do lote 1.

Liga	Tempo de vazamento (min)	Temperatura de vazamento (°C)	σ_R (MPa)	Erro σ_R (MPa)	δ (%)	Erro δ (%)
T1	10	1362	526,24	43,69	20,18	4,92
T2	15	1326	522,98	78,93	21,92	2,49
T3	20	1303	500,21	30,87	19,55	5,68
T4	25	1285	501,25	50,51	18,62	1,14
T5	30	1268	493,12	17,78	20,45	8,11
T6	35	1254	503,12	20,91	13,64	9,25
T7	40	1244	509,70	6,90	14,64	5,31
T8	45	1232	481,05	82,56	10,52	8,98

Os valores de σ_R variam entre um mínimo de $481,05 \pm 82,56$ MPa (T8-45min/1232°C) e um máximo de $526,24 \pm 43,69$ MPa (T1-10min/1362°C). Nota-se uma ligeira tendência de queda dos valores de σ_R entre T2 e T3 (de $522,98 \pm 78,93$ MPa para $500,21 \pm 30,87$ MPa). A partir daí o σ_R se mantém estável, com ligeira variação até T7 ($509,70 \pm 6,90$ MPa). Entre T7 (40min/1244°C) e T8 (45min/1232°C) observa-se uma acentuada redução do σ_R para $481,05 \pm 82,56$ MPa, conforme demonstrado na figura 69a. Já para o δ (figura 69b), verifica-se que os valores estão compreendidos entre um mínimo de $10,52 \pm 8,98$ % (T8-45min/1232°C), e um máximo de $21,92 \pm 2,49$ % (T2-15min/1326°C). Entre T1 (10min/1362°C) e T5 (30min/1268°C), o δ se mostrou estável, com poucas variações. A partir de T5 até T8 (45min/1232°C), observa-se acentuada queda, de $20,45 \pm 8,11\%$ para $10,52 \pm 8,98\%$ em T8.

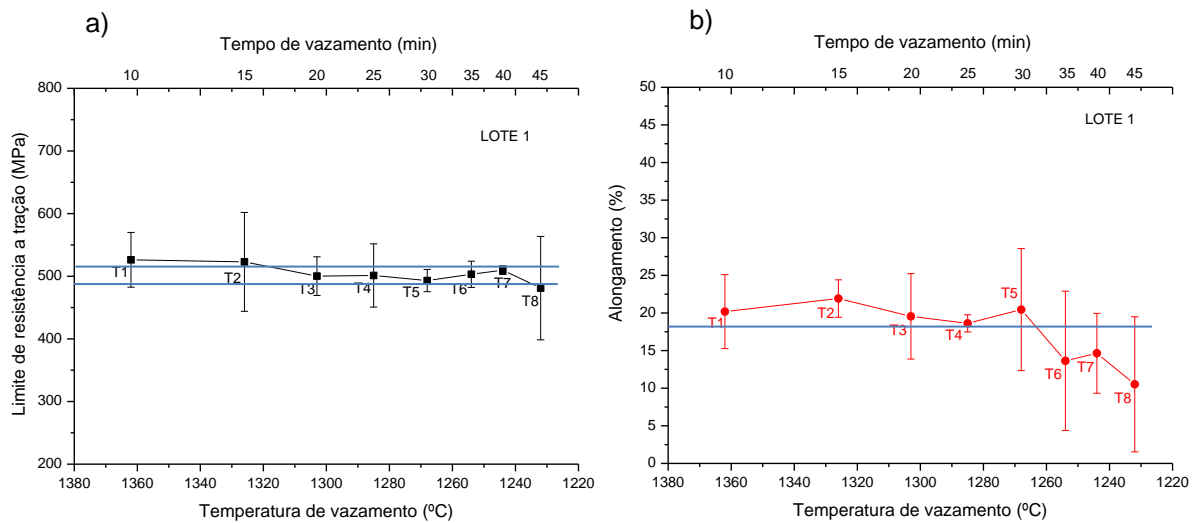


Figura 69: a) Variação do σ_R e b) variação do δ dos FFN do lote 1 em função do tempo e da temperatura de vazamento.

Tabela 26: Dados da tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e do módulo E das ligas FFN do lote 1.

Liga	Tempo de vazamento (min)	Temperatura de vazamento (°C)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	Erro $\sigma_{0,2}$ (MPa)	E (GPa)	Erro E (GPa)
T1	10	1362	166,54	53,68	162,67	52,33
T2	15	1326	137,68	56,96	157,54	25,48
T3	20	1303	147,21	40,12	177,82	52,27
T4	25	1285	157,12	36,95	161,11	102,08
T5	30	1268	142,98	73,34	139,74	82,48
T6	35	1254	190,66	14,37	179,26	35,40
T7	40	1244	142,69	12,39	161,44	9,92
T8	45	1232	136,94	22,74	178,28	80,14

Os valores de $\sigma_{0,2}$ se apresentam compreendidos entre o máximo de $136,94 \pm 22,74$ MPa (T8-45min/1232°C) e o mínimo de $190,66 \pm 14,37$ MPa (T6-35min/1254°C). Analisando a figura 70a observa-se que a $\sigma_{0,2}$ sofre pouca variação em função do tempo e da temperatura de vazamento, indicando que esses parâmetros não exerceram influência significativa sobre essa propriedade. Analisando o módulo de elasticidade, constata-se que os valores ficaram em torno de um mínimo de $139,74 \pm 82,48$ GPa (T5-30min/1268°C) e um valor máximo de

Capítulo 4

178,28 ± 80,14 GPa (T8-45min/1232°C). Analisando a figura 70b, observa-se uma tendência de estabilidade dos valores de E entre T1 e T4. Entre T4 e T5, nota-se a queda do módulo de elasticidade de 161,11 ± 102,08 GPa para 139,74 ± 82,48 GPa. A partir de T5 até T8, verifica-se o aumento do módulo de elasticidade para valores entre 161,44 ± 9,92 GPa (T7-40min/1244°C) e 178,28 ± 80,14 GPa (T8-45min/1232°C), valores esses bem próximos aos observados para as ligas entre vazadas entre 1362°C (T1/10min) e 1285°C (T4/25min).

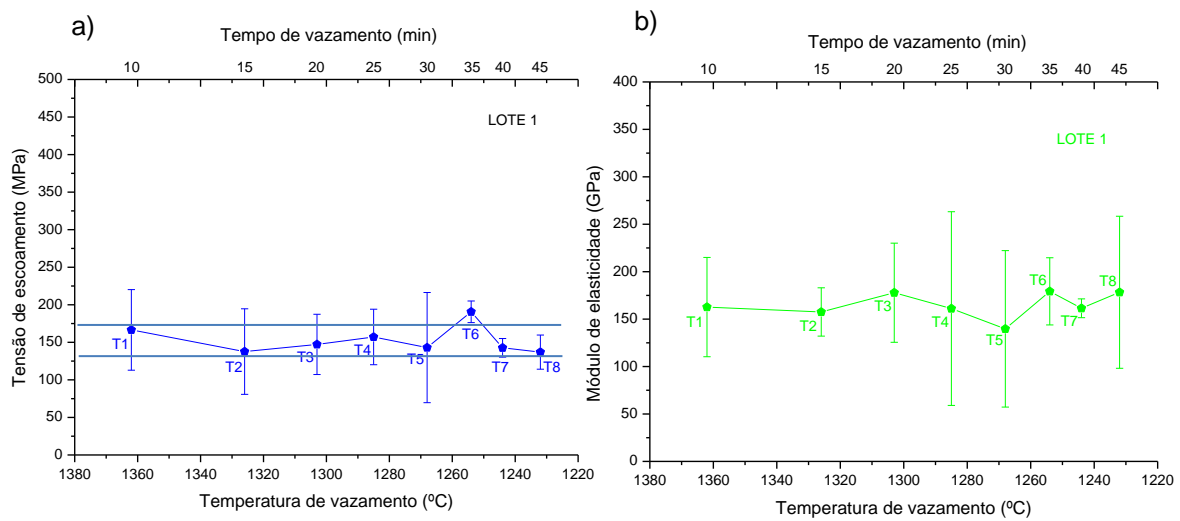


Figura 70: a) Variação da $\sigma_{0,2}$ e b) variação do E dos FFN do lote 1 em função do tempo e da temperatura de vazamento.

4.2. Resultados do lote 2

4.2.1. Análise química

Os resultados da análise química das ligas do ferro fundido do lote 2, nas condições de metal-base (antes da inoculação e nodulização), e metal tratado (estado inoculado e nodulizado), realizadas na SCG durante a obtenção das ligas, são apresentados nas tabela 27. Os dados representam a composição química do ferro fundido, ainda líquido, da panela de onde as ligas foram retiradas e vazadas em moldes.

Tabela 27: Composição química do metal-base e metal tratado da panela do lote 2.

Elementos	Composição química (%p) - Lote 2	
	Metal - base	Metal tratado
C	4,08	3,91
Si	2,08	2,47
Mn	0,18	0,17
P	0,10	0,09
S	0,014	0,0035
Mg	-	0,094
C eq. (C equivalente)	4,80	4,76

A composição química do metal tratado mostra a presença de 0,094%p de Mg na liga. A panela contendo 4470 kg de metal recebeu a adição de 11,10kg (0,262%p) de Mg durante a nodulização. Ocorridas as reações de dessulfuração e evaporação que consumiram cerca de 6,86 kg (0,162%p), restando ainda 4,24 kg (0,094%p) na panela tratada.

Verifica-se também a redução do teor de S de 0,014%p (metal-base) para 0,0035%p (metal tratado), como consequência do efeito dessulfurante do Mg durante o tratamento de nodulização. O cálculo do carbono equivalente (C eq.) da panela na condição de metal tratado (4,76%p), indica que a composição do banho é hipereutética. Verifica-se um aumento no teor de Si de 2,08%p (metal-base) para 2,47%p (metal tratado), resultado da adição de 26 kg de Fe-Si 75%p durante o tratamento de inoculação.

A tabela 28 mostra os resultados de análise química na condição de metal tratado, de cada liga obtida da panela do lote2.

Tabela 28: Análise da composição química das ligas de FFN do lote 2.

Análise química das ligas do lote 2								
Elementos	Ligas, tempo e temperatura de vazamento, e composição química							
	E1	E2	E3	E4	E5	E6	E7	E8
	10min	15min	20min	25min	30min	35min	40min	45min
	1315°C	1295°C	1285°C	1270°C	1258°C	1246°C	1239°C	1231°C
C	3,93	3,95	3,89	3,91	3,89	3,87	3,81	4,03
Si	2,15	2,66	2,50	2,64	2,47	2,41	2,45	2,49
Mn	0,16	0,18	0,17	0,18	0,16	0,16	0,16	0,17
P	0,08	0,09	0,08	0,08	0,09	0,08	0,08	0,09
S	0,004	0,003	0,003	0,003	0,004	0,003	0,004	0,004
Mg	0,11	0,12	0,076	0,12	0,08	0,074	0,073	0,093
C eq.	4,67	4,86	4,75	4,81	4,74	4,70	4,65	4,89

A análise química das ligas dentro do lote 2, vazadas em diferentes tempos e temperaturas, mostra pequenas variações na sua composição química. Verifica-se, porém, numa comparação com a composição química da mesma panela na condição de metal tratado (tabela 27) que os teores de C, Si e C eq. se mantêm aproximadamente constantes, indicando baixa descarbonetação e pouca retenção de óxidos e silicatos na escória. Para demonstrar essa tendência, a figura 71 apresenta a variação dos teores de C, Si e C eq. em função do tempo e da temperatura de vazamento.

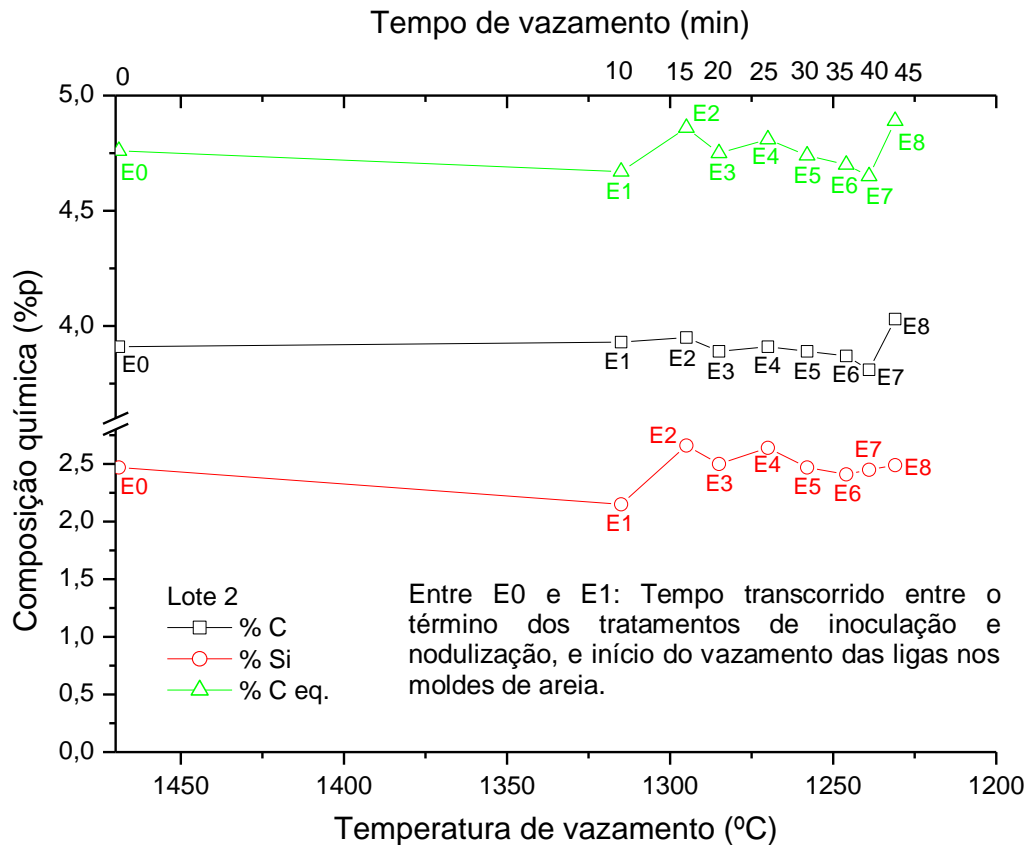


Figura 71: Influência do tempo e da temperatura de vazamento sobre os teores de C, Si e C eq. das ligas do lote 2.

Os resultados das análises químicas também mostram que os teores de Mn e P permanecem aproximadamente constantes, desde a condição de metal-base, até a realização do último vazamento (E8/1231°C), indicando que, assim como no lote 1, os tratamentos de inoculação e nodulização, e a variação do tempo e da temperatura de vazamento não exercem influência sobre esses elementos. Já o teor de Mg apresenta tendência de redução entre E1 (10min/1315°C) e E8 (45min/1231°C), exceto em E4 (25min/1270°C), indicando perda de Mg por volatilização e oxidação. O teor de S também apresentou pouca variação em função do tempo e da temperatura de vazamento, se apresentando entre 0,003%p e 0,004%p. A figura 72 apresenta o comportamento das concentrações de Mn, P, S e Mg em função do tempo e da temperatura de vazamento.

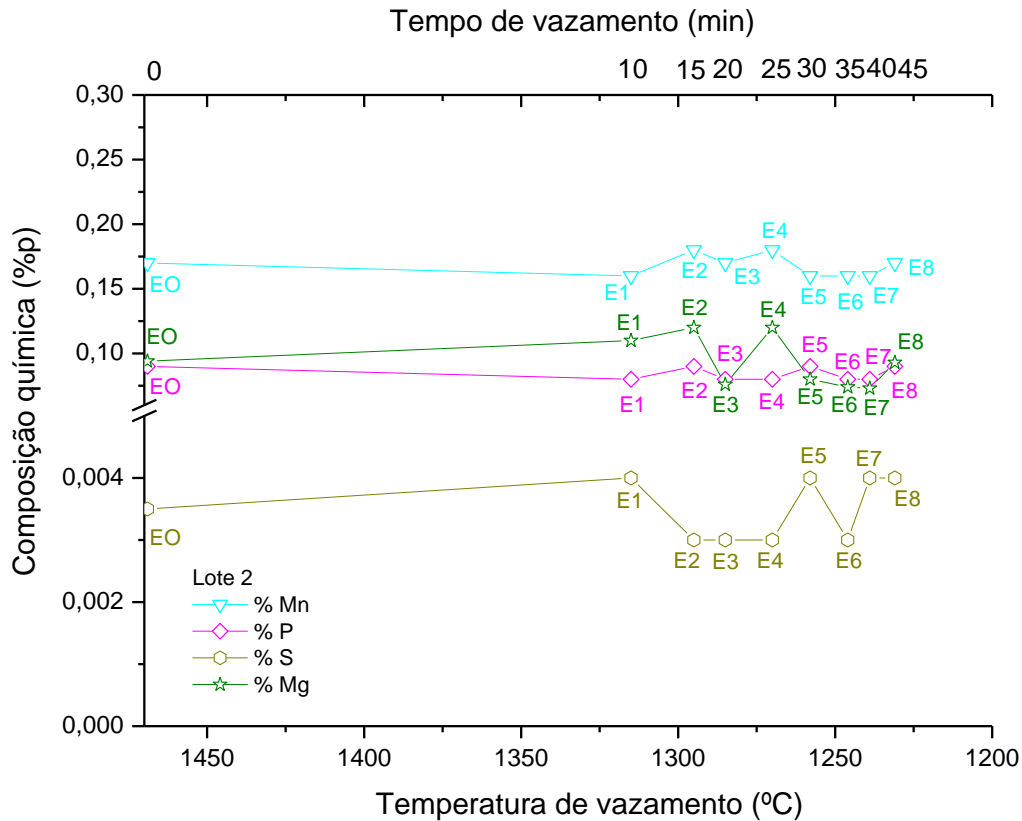


Figura 72: Variação das concentrações de Mn, P, S e Mg em função do tempo e da temperatura de vazamento.

4.2.2. Difração de raios X

Através da técnica de difração de raios X (DRX), identificou-se a composição fásica dos FFN do lote 2. Verificou-se a presença de picos de ferro α (ferrita) de elevada intensidade e com estrutura CCC, picos de C com estrutura hexagonal e estrutura romboédrica, e picos de Fe_3C com estrutura ortorrômbica para todas as ligas do lote 2. Cabe salientar, que os picos de C, e os picos de Fe_3C apresentam intensidades inferiores às intensidades dos picos de Fe α .

Quanto à ferrita (Fe- α), destacam-se os picos (110), (200) e (211) de elevada intensidade. A presença desses picos foi observada em todas os FFN do lote 2. O C hexagonal (C_H) se mostrou através do pico (002). Para o C romboédrico (C_R), destacam-se os picos (003), (006) e (009). A cementita (Fe_3C) se mostrou uma fase de difícil identificação, pois apesar de apresentar grande quantidade de picos os mesmos se mostraram com baixa intensidade. Outro fator de dificuldade para identificação da cementita consiste no fato de que os picos de maior intensidade de

Fe_3C são sobrepostos por picos de Fe- α . As figuras de 73 a 80 mostram os difratogramas das ligas do lote 2, e os picos identificados.

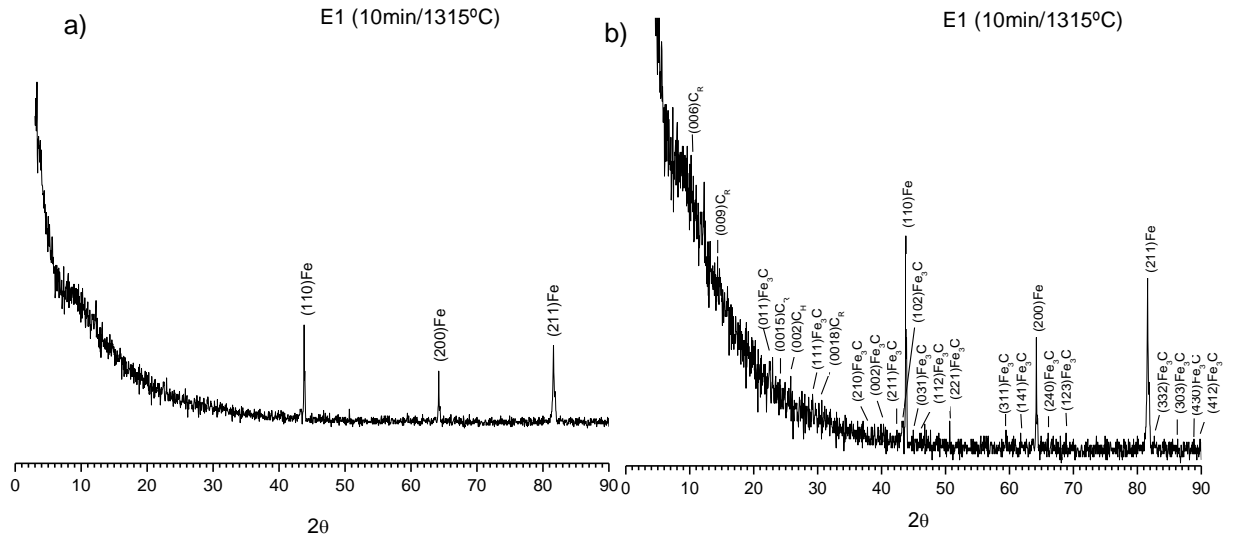


Figura 73: Difração de raios X da liga de FFN E1 (10min/1315°C), lote 2.

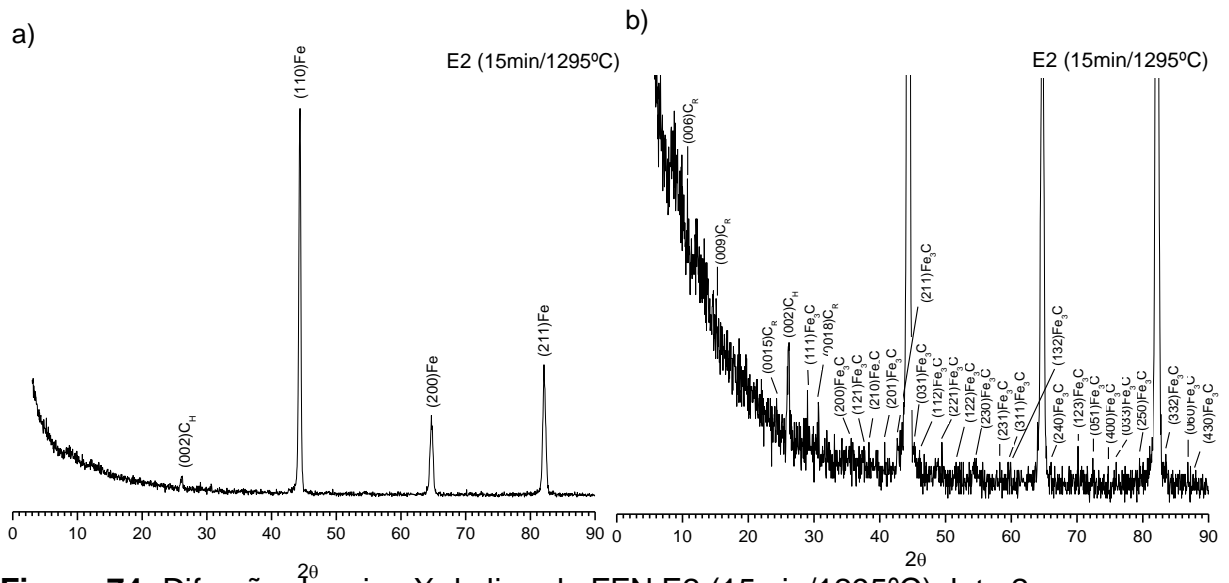


Figura 74: Difração de raios X da liga de FFN E2 (15min/1295°C), lote 2.

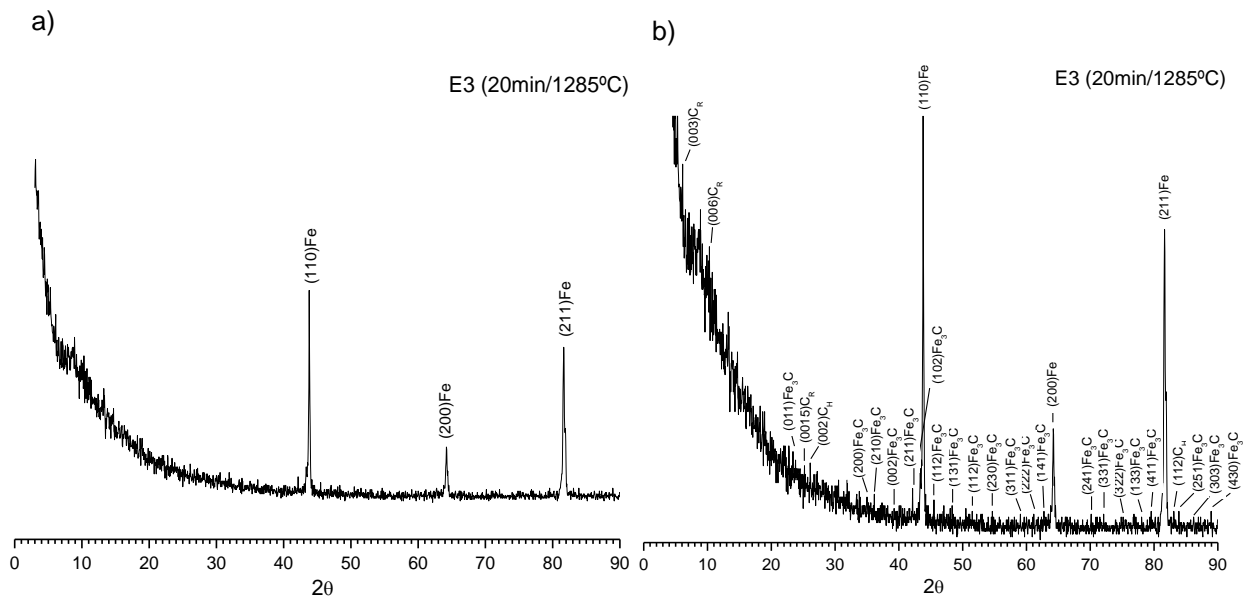


Figura 75: Difração de raios X da liga de FFN E3 (20min/1285°C), lote 2.

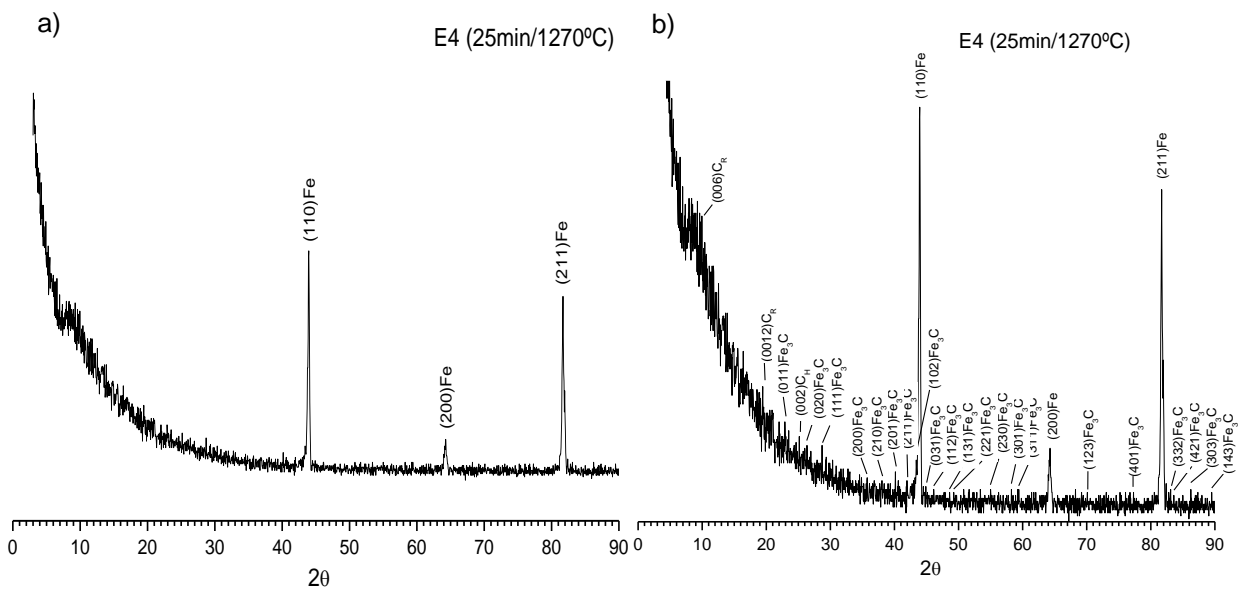


Figura 76: Difração de raios X da liga de FFN E4 (25min/1270°C), lote 2.

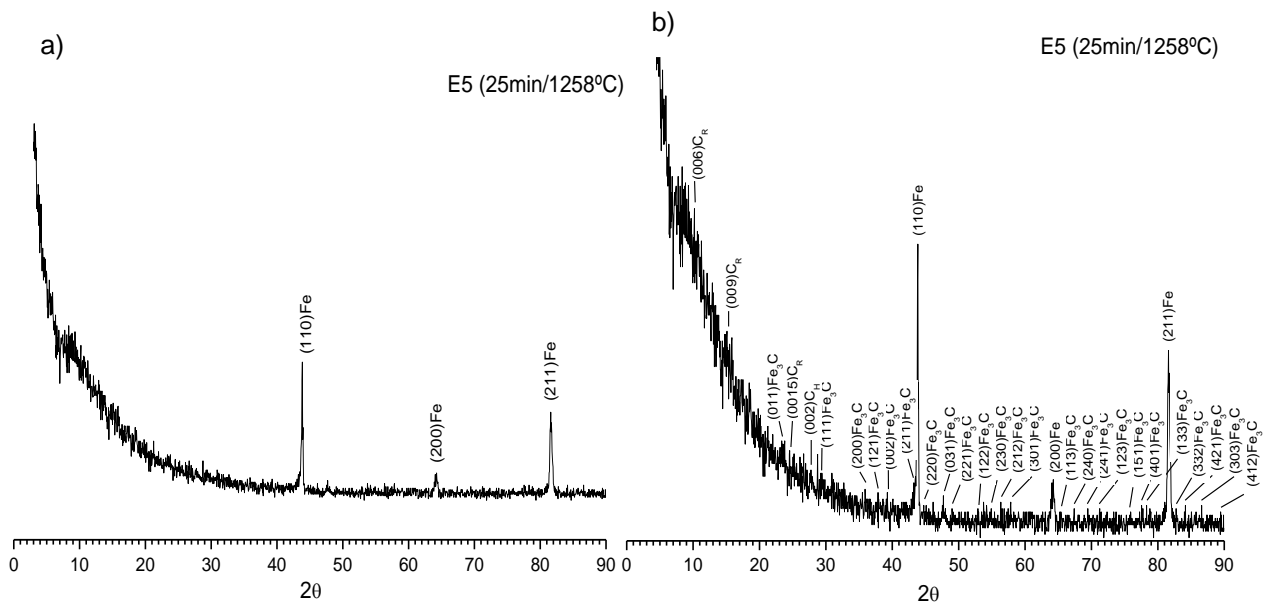


Figura 77: Difração de raios X da liga de FFN E5 (30min/1258°C), lote 2.

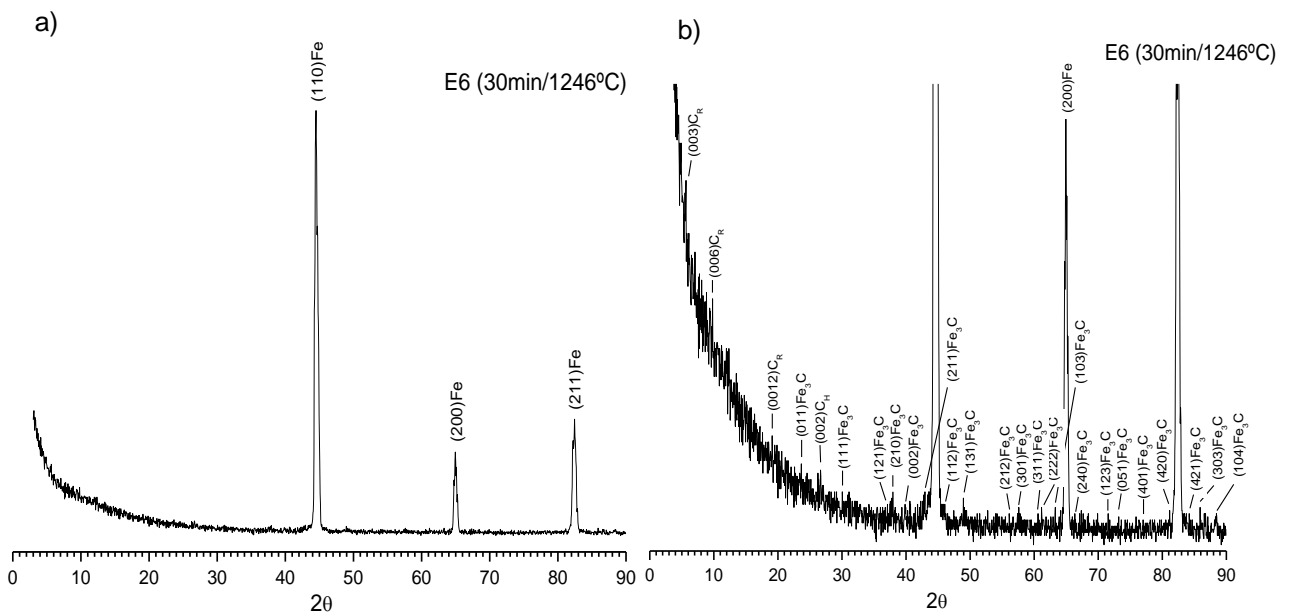


Figura 78: Difração de raios X da liga de FFN E6 (35min/1246°C), lote 2.

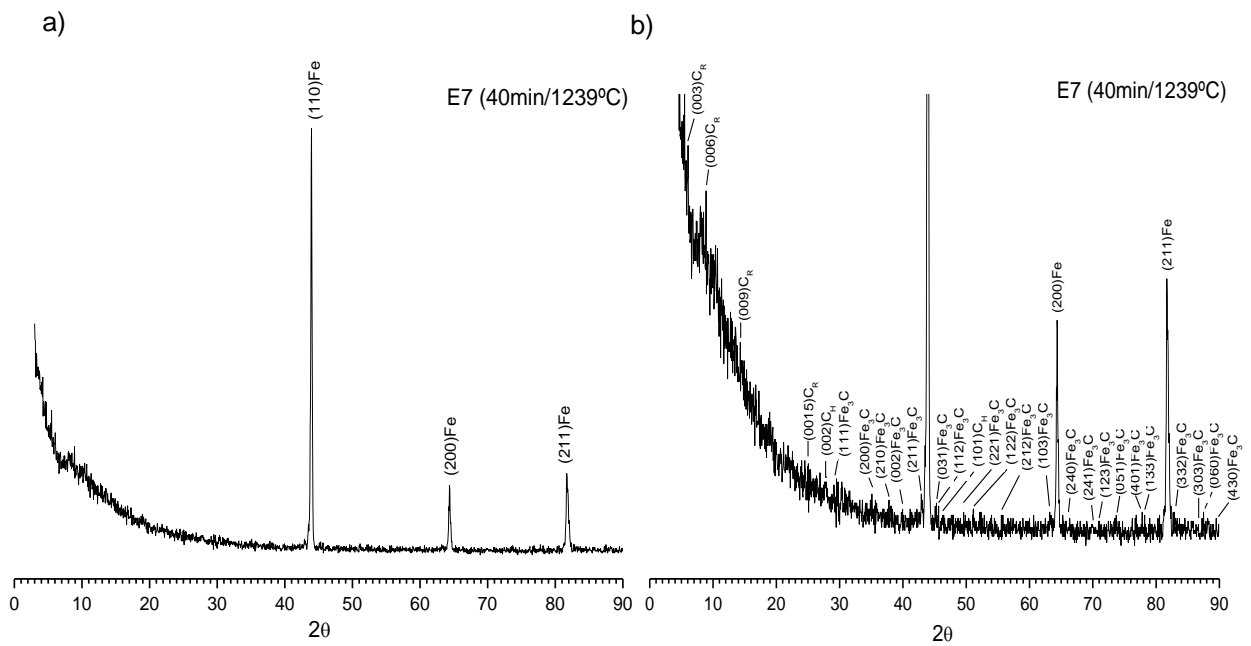


Figura 79: Difração de raios X da liga de FFN E7 (40min/1239°C), lote 2.

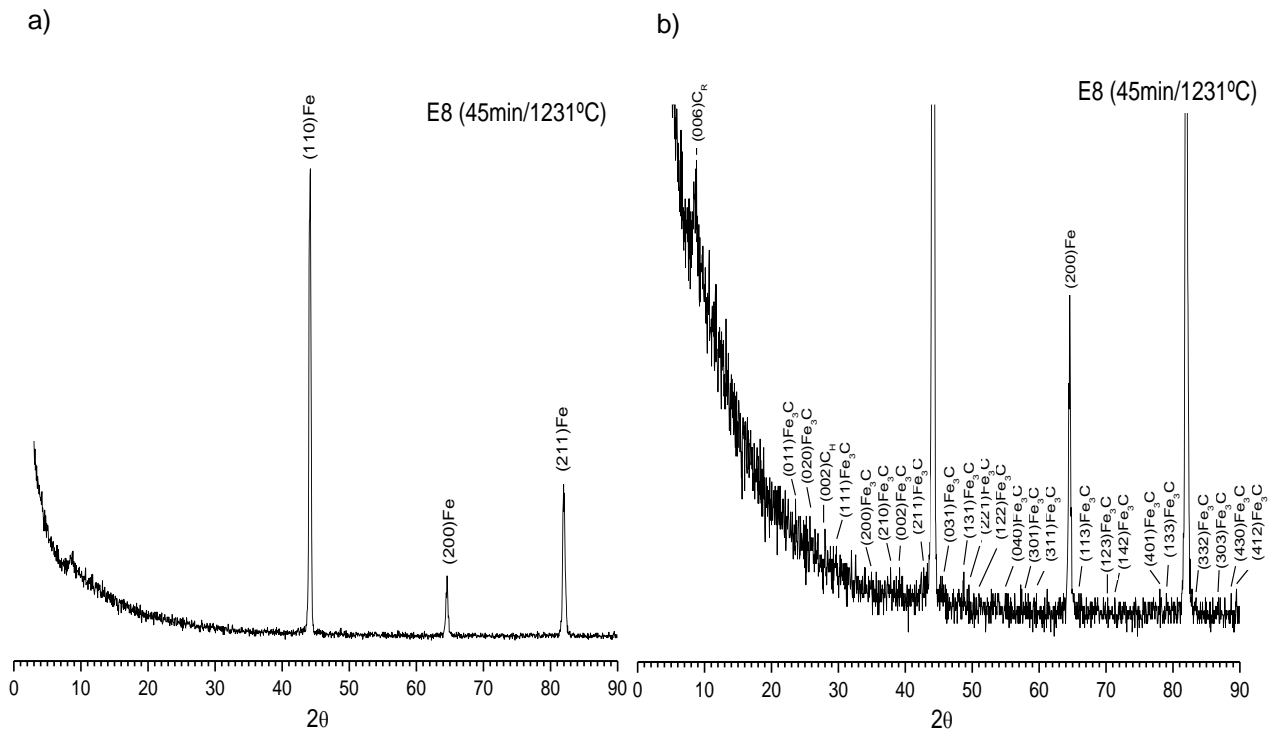


Figura 80: Difração de raios X da liga de FFN E8 (45min/1231°C), lote 2.

4.2.3. Análise estrutural metalográfica

4.2.3.1. Análise estrutural da grafita

A análise dos nódulos e núcleos da grafita (sua forma, tamanho e distribuição) foi feita utilizando as micrografias em estado quimicamente não atacado. Observou-se a presença de nódulos dos tipos IV (nodular incerto), V (nodular irregular) e VI (nodular regular), conforme norma ISO 945. Identificou-se ainda a grafita não-nodular (semelhante a já observada no lote 1), além de pequenos núcleos de grafita. A figura 81 mostra a presença da grafita nas diferentes ligas de FFN que compõem o lote 2.

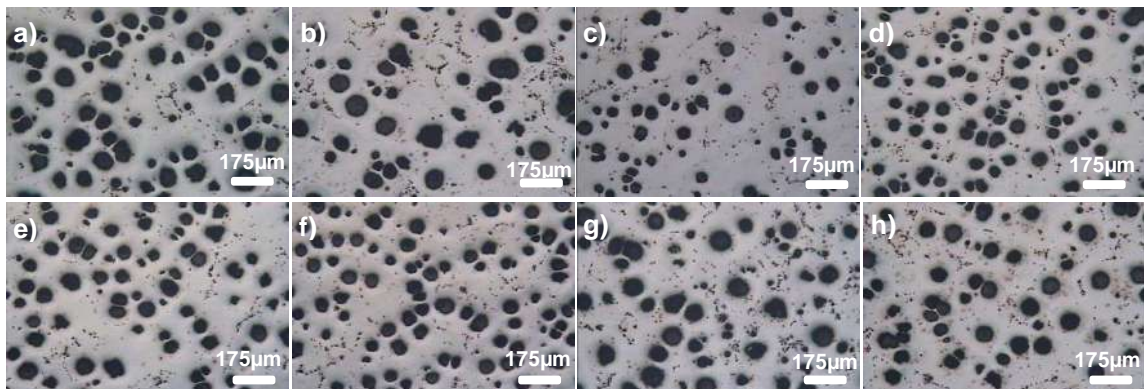


Figura 81: Micrografias das ligas do lote 2 em estado quimicamente não atacado. Campo claro e aumento de 50X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).

A sequência da análise qualitativa da grafita das ligas do lote 2 aponta uma distribuição homogênea dos nódulos pela matriz, a presença em grande quantidade de pequenos núcleos de grafita, e de grafita em forma não nodular, além de conglomerados de núcleos, indicando mais uma vez a existência do processo de aglomeração entre partículas. Verifica-se que a aglomeração ocorre entre nódulos, e entre nódulos e núcleos de grafita. A figura 82 apresenta com detalhes o desenvolvimento do processo de aglomeração de grafita observado nas ligas de FFN do lote 2.

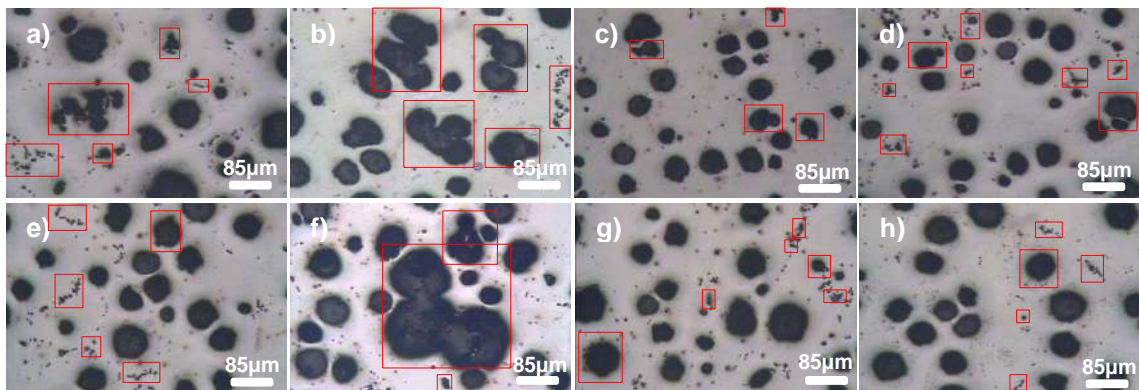
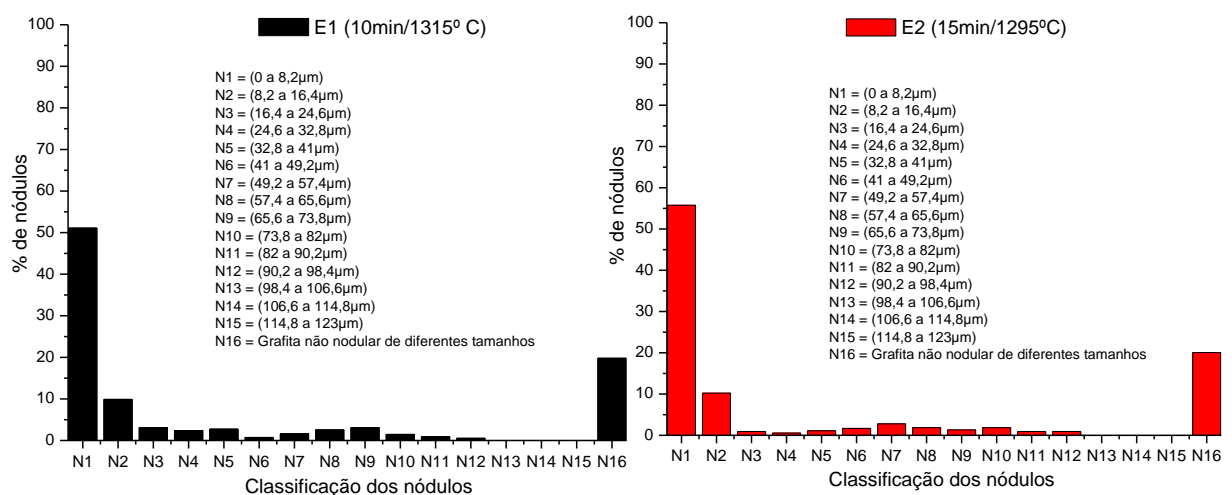


Figura 82: Processo de aglomeração entre partículas de C, entre partículas de C e nódulos e entre nódulos nas diferentes ligas de FFN do lote 2. Campo claro e aumento de 100X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).

Ao término da análise qualitativa da grafita, iniciou-se o trabalho de quantificação, com a medição do tamanho e da quantidade de nódulos. Posteriormente, construiu-se histogramas com intervalo de N1 (0 a 8,2 µm) a N15 (114,8 a 123 µm), para a grafita nodular, e apresentou-se as partículas de grafita não nodular em único intervalo, N16. Os resultados são apresentados na figura 83. A análise dos histogramas mostra que o tempo e a temperatura de vazamento influenciam o crescimento dos nódulos (de N1 a N15), e que a porcentagem de grafita não nodular de diferentes tamanhos (N16) se mostra pouco alterada, com pequena tendência de redução para os vazamentos a partir de E5 (30min/1258°C).



Capítulo 4

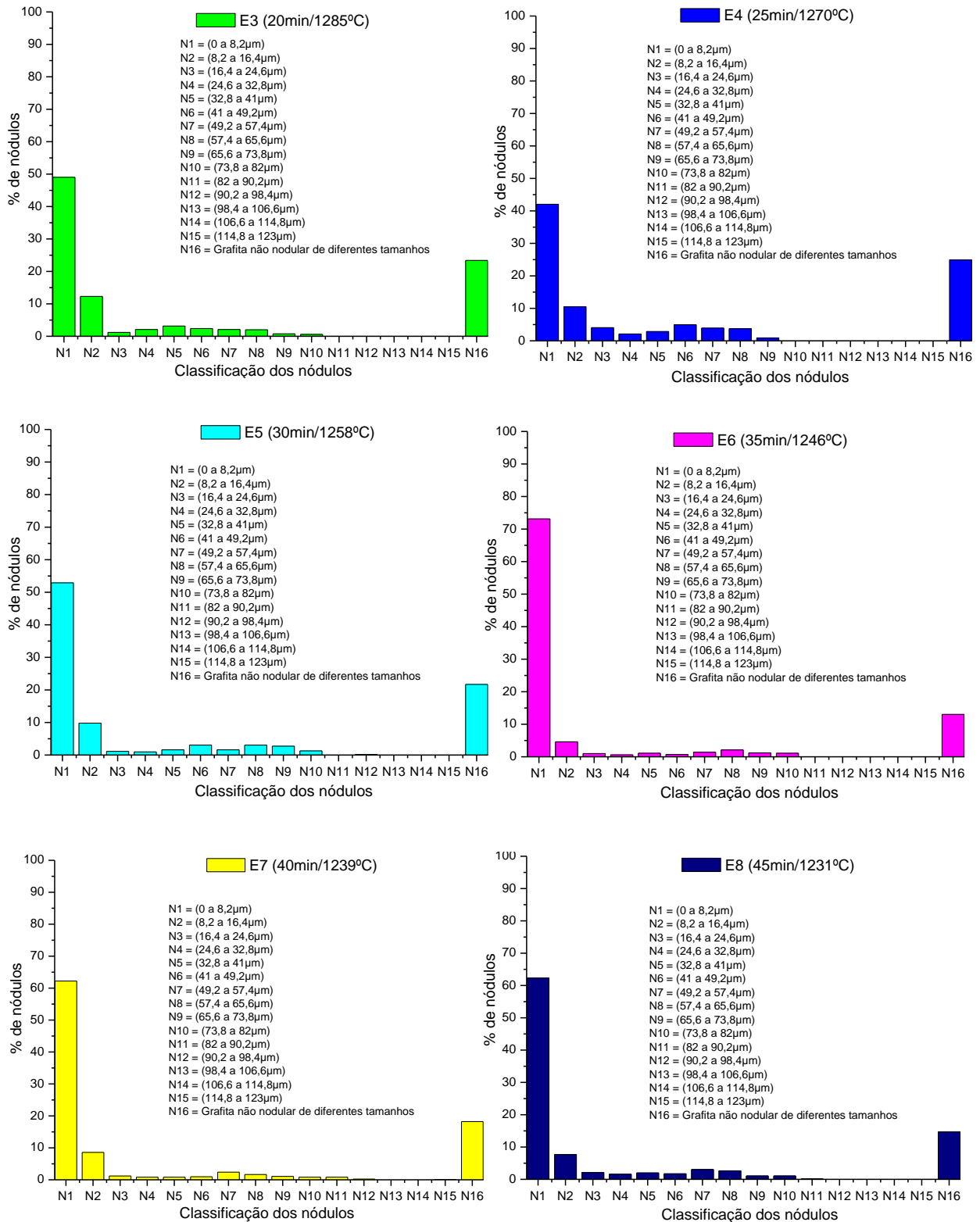


Figura 83: Histogramas da grafita das ligas do lote 2. De N1 a N15 – grafita nodular, N16 – grafita não nodular de diferentes tamanhos.

De acordo com os histogramas, verifica-se que entre E1 (10min/1315°C) e E3 (20min/1285°C), a porcentagem de grafita N1 varia entre 49,02% (E3) e 55,76% (E2-15min/1295°C). Entre E4 (25min/1270°C) e E5 (30min/1258°C), a porcentagem de N1 cai para 42,04% (E4) e sofre aumento para 52,89% (E5). A partir de E5, verifica-se uma tendência de aumento da porcentagem de N1, que atinge um valor máximo de 73,11% (E6-35min/1246°C) e posteriormente passa a variar entre 62,21% em E7 (40min/1239°C) e 62,30% para E8 (45min/1231°C).

A porcentagem de N16 apresentou variação, entre um mínimo de 13,03% para E6 (35min/1246°C) e um máximo de 24,92% em E4 (25min/1270°C). Verifica-se, porém que entre E1 (10min/1315°C) e E5 (30min/1258°C) essa porcentagem é superior a 20%. A partir de E6 (35min/1246°C) até E8 (45min/1231°C), os valores de N16 se mostram inferiores a 18,50%.

Os dados indicam que com o aumento do tempo, e redução da temperatura de vazamento, a quantidade de nódulos das classes N2 a N10 (e em alguns casos ainda N11 e N12) aumenta entre E1 e E8. Isso ocorre devido aos processos simultâneos de difusão do C do líquido para a grafita, e de aglomeração dos núcleos de grafita e dos pequenos nódulos. Observa-se ainda que o crescimento nessas condições forma grande quantidade de grafita nodular, visto que a porcentagem de grafita não nodular (N16) sofre pouca alteração em função do tempo e da temperatura de vazamento (figura 84).

A análise da figura 84 mostra que entre E1 (10min/1315°C) e E4 (25min/1270°C) a porcentagem de N1 diminui, comprovando a influência dos processos de difusão e da aglomeração. A partir de E5 (30min/1258°C) até E8 (45min/1231°C) a porcentagem de N1 aumenta, por influência da menor mobilidade dos nódulos e núcleos de grafita nessa faixa de temperatura, e consequente comprometimento do processo de difusão. O comportamento da grafita não nodular (N16) se explica pela presença de elevada quantidade de Mg residual na panela (0,094%p). Maior quantidade de Mg indica a possibilidade de mais centros de nucleação heterogênea da grafita. Isso reduz a distância de difusão do C do líquido para a grafita, e a distância entre núcleos e nódulos, resultando em crescimento nodular de curto alcance, sem aumentos da porcentagem de N16.

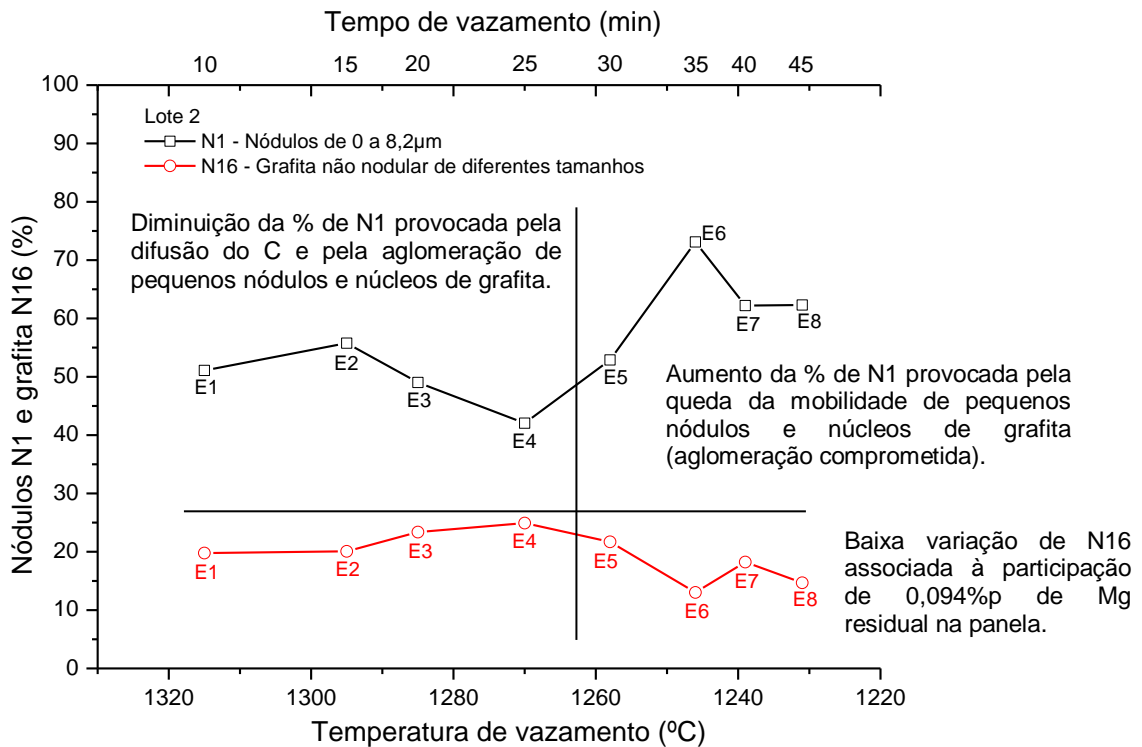


Figura 84: Variação da % de nódulos N1 e grafita N16 em função do tempo e da temperatura de vazamento dos FFN do Lote 2.

Na sequência da avaliação quantitativa da grafita das ligas do lote 2, calculou-se a quantidade de nódulos por área e o grau de nodularidade das ligas. A tabela 29 apresenta os dados calculados.

Tabela 29: Número de nódulos/mm² e grau de nodularidade da grafita das ligas de FFN do lote 2.

Liga	t (min)	T (°C)	Nº de nódulos/mm ²	Erro abs. (nod/mm ²)	Grau de nodularidade (%)	Erro abs. (%)
E1	10	1315	318,31	136,58	85,03	10,73
E2	15	1295	312,50	141,54	80,57	30,71
E3	20	1285	371,36	107,58	89,38	6,42
E4	25	1270	363,37	98,04	84,08	6,26
E5	30	1258	353,92	38,55	85,79	9,45
E6	35	1246	630,08	289,50	84,43	5,17
E7	40	1239	498,54	94,40	84,27	13,69
E8	45	1231	468,75	223,24	84,37	16,46

Capítulo 4

Os dados da tabela 29 mostram que a quantidade de nódulos por área varia entre um mínimo de $312,50 \pm 141,54$ nod/mm² (E2-15min/1295°C) e um máximo de $630,08 \pm 289,50$ nod/mm² (E6-35min/1246°C), configurando tendência de crescimento com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento. Já o grau de nodularidade da grafita apresenta tendência de estabilidade, variando entre um mínimo de $80,57 \pm 30,71\%$ (E2-15min/1295°C) e um máximo de $89,38 \pm 6,42\%$ (E3-20min/1285°C). A figura 85 apresenta a variação da quantidade de nódulos por área e do grau de nodularidade da grafita em função do tempo e da temperatura de vazamento.

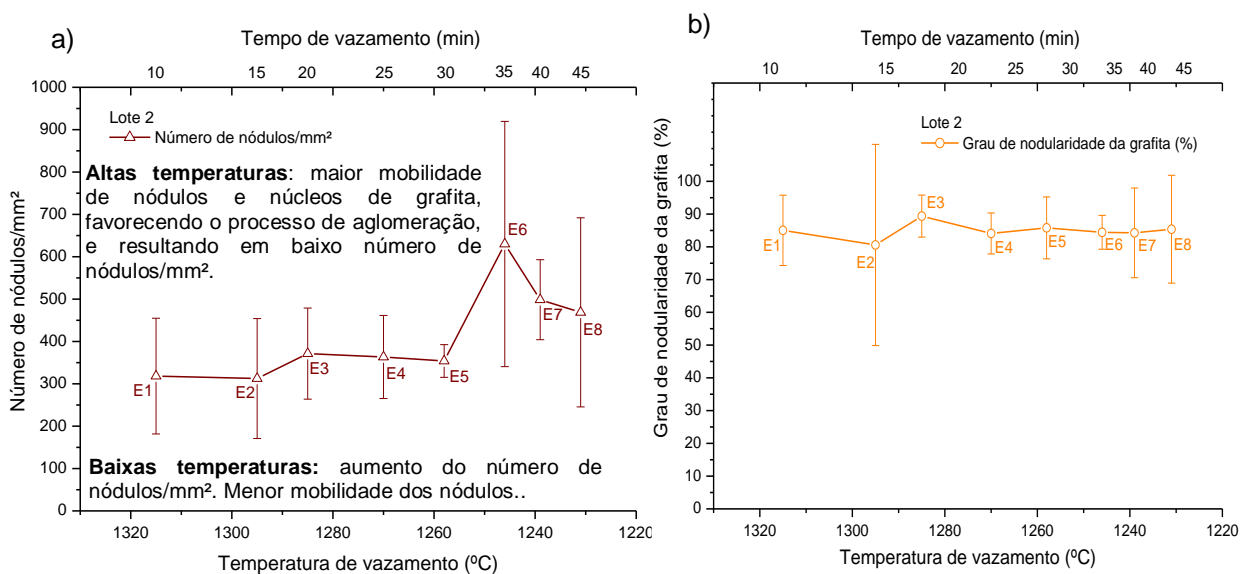


Figura 85: a) Número de nódulos/mm² versus tempo e temperatura de vazamento. b) Grau de nodularidade da grafita versus tempo e temperatura de vazamento. Lote 2.

A análise da figura 85a mostra que as ligas vazadas entre 1315°C (E1/10min) e 1295°C (E2/15min) apresentam quantidade de nódulos/mm² entre $318,31 \pm 136,58$ nódulos/mm² e $312,50 \pm 141,15$ nódulos/cm² respectivamente. Com redução da temperatura entre 1285°C (E3/20min) e 1258°C (E5/30min), verifica-se um pequeno aumento da quantidade média de nódulos/cm², que passa a variar entre um máximo de $371,36 \pm 107,58$ nódulos/cm² (E3), e mínimo de $353,92 \pm 38,55$ nódulos/cm². A partir de 1246°C (E6/35min) até 1231°C (E8/45min) o número de nódulos/mm² sofre grande aumento, atingindo um pico de $630,08 \pm 289,50$ nódulos/mm² (E6), e posteriormente queda para valores entre $498,54 \pm 94,40$ nódulos/mm² (E7) e $468,75 \pm 223,24$ nódulos/mm² (E8).

A variação da quantidade de nódulos/mm² nas ligas do lote 2 em função do tempo e da temperatura de vazamento pode ser explicada da seguinte maneira:

- Nos vazamentos em temperaturas superiores a 1258°C (E5/30min) o processo de aglomeração desenvolve-se mais facilmente. Os nódulos de todos os tamanhos têm maior mobilidade no líquido, e se aglomeram entre si. O mesmo ocorre com os pequenos núcleos de grafita. Como resultado, têm-se a menor faixa de quantidade de nódulos por área observada na figura 85a, sendo um mínimo de $312,50 \pm 141,51$ nód/mm² para E2, e um máximo de $371,36 \pm 107,58$ nod/mm² para E3.
- Nos vazamentos em temperaturas inferiores a 1258°C (E5/30min) o processo de aglomeração fica comprometido. A mobilidade dos nódulos e dos núcleos de grafita é menor, resultando num aumento da quantidade de nódulos/mm² na figura 7a entre E6 (35min/1246°C), que apresenta $630,08 \pm 289,50$ nódulos/mm² e E8 (45min/1231) com $468,75 \pm 223,24$ nódulos/mm².

Analisando a figura 85b, observa-se que o grau de nodularidade da grafita nas ligas do lote 2 sofre pouca alteração em função do tempo e da temperatura de vazamento. Essa característica está associada ao fato de a porcentagem de grafita não nodular N16 também se mostrar pouco alterada em função do tempo e da temperatura de vazamento, indicando mais uma vez a influência do processo de aglomeração.

4.2.3.2. .Análise estrutural da matriz metálica

Para a realização da análise estrutural da matriz metálica utilizou-se as amostras em estado quimicamente atacado. Verificou-se que as ligas do lote 2 possuem matriz ferrítica / perlítica, com predominância da ferrita. Os nódulos de grafita são envolvidos pelos grãos de ferrita. Esses grãos apresentam tamanhos e formas variáveis. A figura 86 mostra a estrutura das ligas de FFN do lote 1, e a figura 87 mostra com mais detalhes os grãos de ferrita.

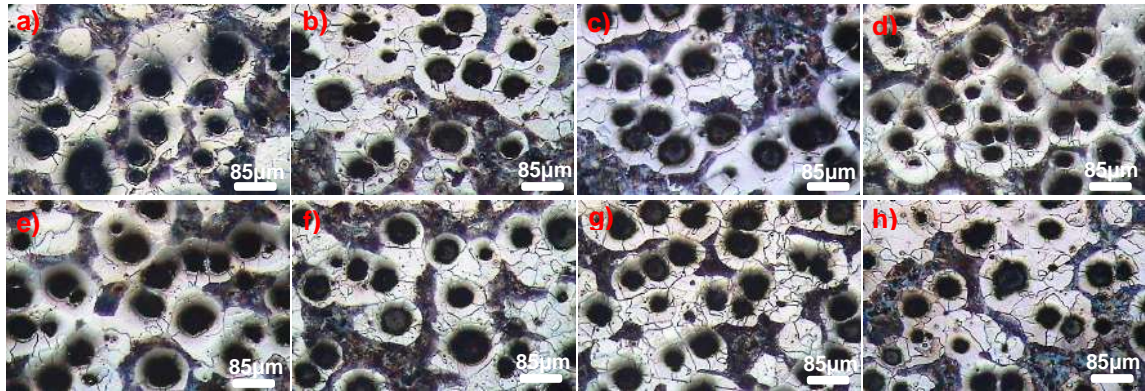


Figura 86: Micrografias atacadas das ligas do lote 2. Campo claro e aumento de 100X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).

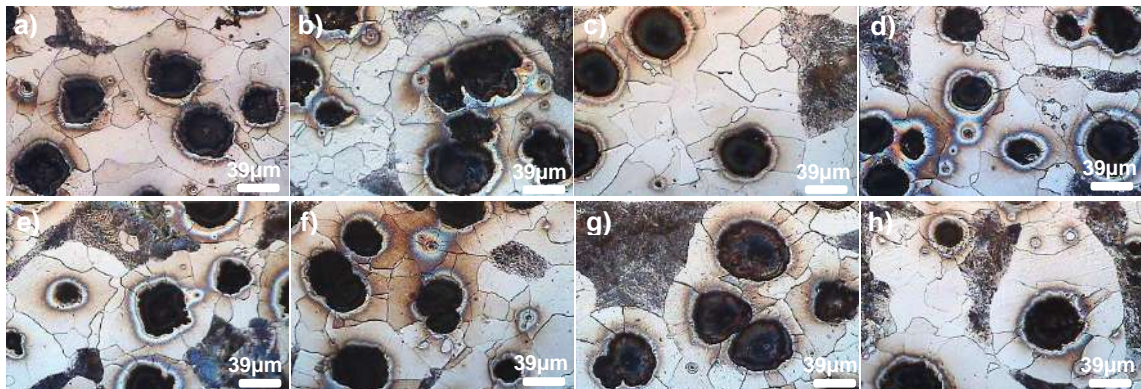


Figura 87: Grãos de ferrita envolvendo os nódulos de grafita nas ligas de FFN do lote 2. Campo claro e aumento de 200X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).

As micrografias em estado quimicamente atacado foram utilizadas para a quantificação da ferrita em todas as ligas do lote 2, obtendo-se o tamanho médio e a área média dos grãos, conforme demonstrado na tabela 30.

Tabela 30: Tamanho e área média dos grãos de ferrita das ligas do lote 2.

Liga	Tempo de vazamento (min)	Temperatura de vazamento (°C)	Tamanho médio dos grãos de ferrita (μm)	Erro abs. (μm)	Área média dos grãos de ferrita (μm^2)	Erro abs. (μm^2)
E1	10	1315	23,65	3,70	562,38	175,97
E2	15	1295	21,03	6,00	449,92	270,79
E3	20	1285	24,30	10,11	611,82	186,91
E4	25	1270	23,79	5,14	571,64	238,14
E5	30	1258	24,63	7,31	617,56	369,44
E6	35	1246	24,88	3,94	622,14	196,86
E7	40	1239	22,74	1,84	518,00	82,83
E8	45	1231	26,29	6,31	699,59	313,25

A análise quantitativa aponta que o tamanho médio da ferrita das ligas do lote 2 varia entre um mínimo de $21,03 \pm 6,00\mu\text{m}$ (E2-10min/1295°C) e um máximo de $26,29 \pm 6,31\mu\text{m}$ (E8-45min/1231°C). A área média dos grãos de ferrita se apresentou entre um mínimo de $449,92 \pm 270,79\mu\text{m}^2$ (E2-10min/1295°C) e máximo $699,59 \pm 313,25\mu\text{m}^2$ (E8-45min/1231°C). A figura 88 mostra o comportamento do tamanho médio e da área média dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento. A análise da figura 88 aponta pequena variação do tamanho e da área média dos grãos ferríticos, indicando que o tempo e a temperatura de vazamento não exercem influência sobre essas características estruturais das ligas de FFN.

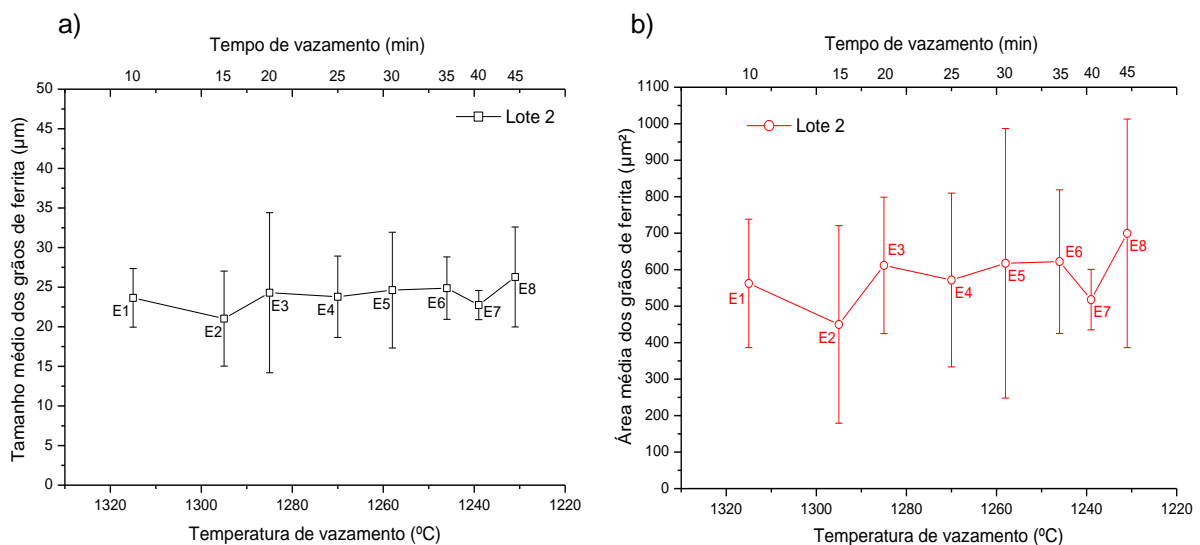


Figura 88: a) Variação do tamanho médio dos grãos de ferrita e, b) variação da área média dos grãos de ferrita em função do tempo e da temperatura de vazamento.

As micrografias em estado quimicamente atacado também permitiram a realização de observações detalhadas nas regiões de perlita nas ligas de FFN do lote 2. Verificou-se que em meio as lamelas de perlita, existe a presença de pequenos nódulos de grafita, grafita não nodular, steadita, e também lamelas de coloração clara típicas de cementita livre. A figura 89 mostra detalhes das regiões perlíticas das ligas de FFN do lote 2.

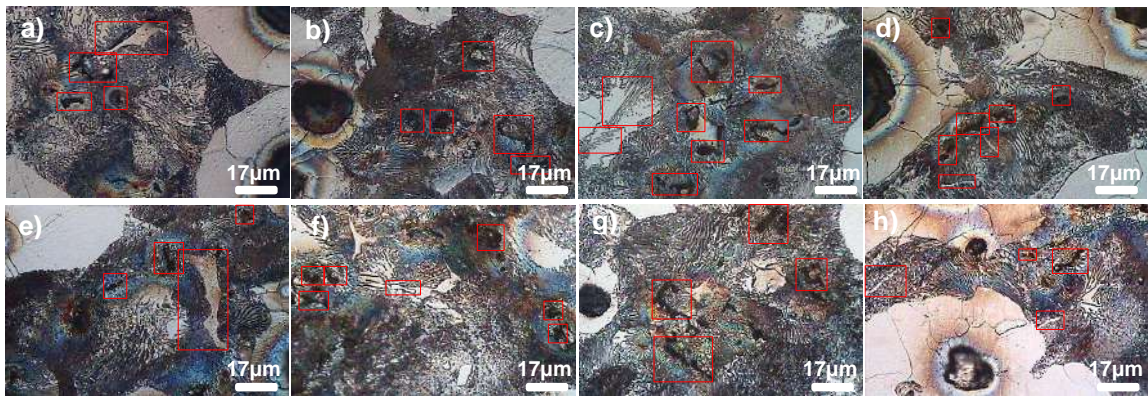


Figura 89: Regiões de perlita das ligas de FFN do lote 1 e em detalhes a presença da nódulos de grafita, grafita não nodular, cementita livre e da steadita. Campo claro e aumento de 400X. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).

Na sequência das avaliações da estrutura dos FFN do lote 2, realizou-se a quantificação da fração volumétrica da grafita (FV_G), da ferrita (FG_F) e da perlita (FV_P). Essa análise confirmou predominância da ferrita, já constatada visualmente nas análises qualitativas. Os dados dessa avaliação são apresentados na tabela 31.

Tabela 31: Resultado da fração volumétrica dos constituintes estruturais das ligas de FFN do lote 2.

Liga	t (min)	T (°C)	FV _G (%)	Erro FV _G (%)	FV _F (%)	Erro FV _F (%)	FV _P (%)	Erro FV _P (%)
E1	10	1315	18,57	5,76	62,99	5,49	18,44	7,13
E2	15	1295	15,85	3,19	62,29	4,90	21,86	3,70
E3	20	1285	20,72	4,04	56,34	8,17	22,94	9,15
E4	25	1270	17,41	3,96	62,12	2,23	20,46	2,31
E5	30	1258	21,31	5,66	53,43	9,29	25,25	13,07
E6	35	1246	19,20	5,80	61,62	7,43	19,18	6,27
E7	40	1239	18,39	6,19	54,16	8,11	27,44	9,43
E8	45	1231	19,34	8,04	61,24	6,74	19,42	12,05

A tabela 31 mostra que a FV_G varia entre o valor mínimo de 15,85 ± 3,19% em E2 (15min/1295°C), e valor máximo de 21,31 ± 5,66% em E5 (30min/1258°C). A fração volumétrica da FV_F varia entre um mínimo de 53,43 ± 9,29% para E5, e valor máximo de 62,99 ± 5,49% para a liga E1 (10min/1315°C). No caso da perlita, verifica-se um mínimo de FV_P 18,44 ± 7,13% para a liga E1 e máximo de 27,44 ± 9,43% para a liga E7 (40min/1239°C).

A variação da fração volumétrica dos constituintes estruturais foi avaliada em função do tempo e da temperatura de vazamento, conforme apresentado na figura 90. Verifica-se que a FV_G sofre pouca variação desses parâmetros, não apresentando qualquer tendência clara de aumento ou diminuição. Já a fração FV_F apresenta tendência de redução a partir de E1 (10min/1315°C) até E3 (20min/1285°C). A partir de E3 até E8 (45min/1231°C), verifica-se uma flutuação que em nenhum instante atinge valor igual ou superior ao observado para a liga E1. A análise da FV_P aponta para um ligeiro aumento a partir de E1 até E3, seguido de flutuação até E8. Nota-se, porém, que a flutuação da porcentagem de perlita entre E3 e E8 em nenhum instante atinge valor igual ou menor do que o observado em E1.

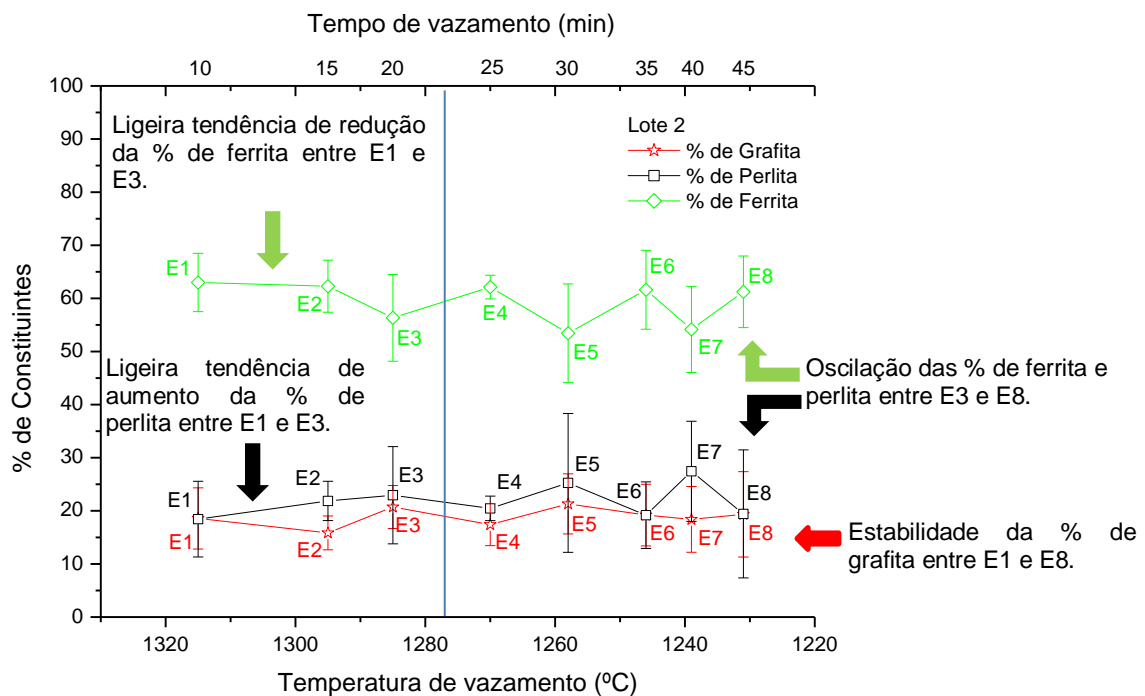


Figura 90: Variação das porcentagens de grafita, ferrita e perlita em função do tempo e da temperatura de vazamento. Lote 2.

O comportamento das porcentagens de ferrita e perlita em função do tempo e da temperatura de vazamento pode ser explicado através do entendimento do processo de solidificação dos FFN, utilizando-se os diagramas Fe-C (estável) e Fe-Fe₃C (metaestável). Considerando o C eq. = 4,76%p (composição da panela na condição de metal tratado), e um resfriamento lento no interior do molde de areia, e admitindo a teoria de solidificação apresentada na análise das ligas do lote 1. Têm-se então para as ligas do lote 2:

- Vazamento da liga E1 (10min/1315°C): O desenvolvimento do processo de solidificação ocorre com elevada participação do mecanismo estável (Fe-C), e pequena participação do mecanismo metaestável (Fe-Fe₃C), resultando na maior porcentagem de ferrita (62,99 ± 5,49%) e menor porcentagem de perlita (18,44 ± 7,13%) entre todas as ligas do lote 2.
- Vazamentos realizados a partir de 1315°C (E1) até 1285°C (E3/20min): O desenvolvimento do processo de solidificação ocorre com elevada participação do mecanismo estável, e aumento da participação do mecanismo metaestável (quando comparado com o vazamento da liga E1). Como resultado têm-se ligeira tendência

de redução da porcentagem média de ferrita (de $62,99 \pm 5,49\%$ para $56,34 \pm 8,17\%$), e ligeira tendência de aumento da porcentagem média de perlita (de $18,44 \pm 7,13\%$ para $22,94 \pm 9,15\%$).

- Vazamentos realizados a partir de 1285°C (E3) até 1231°C (E8/45min): O desenvolvimento do processo de solidificação ocorre em condições de equivalência entre os mecanismos estável e metaestável, resultando na oscilação das porcentagens de ferrita e perlita observadas entre E3 e E8 sem uma clara tendência de aumento ou redução dos constituintes.

4.2.4. Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)

A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS) foi utilizada para observação de detalhes estruturais imperceptíveis nas análises estruturais por microscopia ótica, bem como para a caracterização química qualitativa e quantitativa desses detalhes. As ligas do lote 2 analisadas foram E1, E4, E6 e E8.

Pelas imagens em MEV, verificou-se a presença de inclusões poligonais de coloração clara no interior dos nódulos de grafita. As análises químicas pontuais indicam a presença de Si, Mg, Al e O nessas inclusões. O fato de essas inclusões estarem presentes no interior dos nódulos, e apresentarem Si e Mg como elementos químicos constituintes corrobora para a tese de que as mesmas se formam no banho metálico como resultado dos tratamentos de inoculação e nodulização, servindo como centros de nucleação heterogênea da grafita. A análise química pontual dos nódulos mostra ainda a presença predominante do C e a participação do Si e do Fe. A figura 91 mostra a presença das inclusões no interior dos nódulos e as tabelas 32 e 33 mostram o resultado da análise química pontual realizada nas inclusões e nos nódulos das ligas E4 e E6.

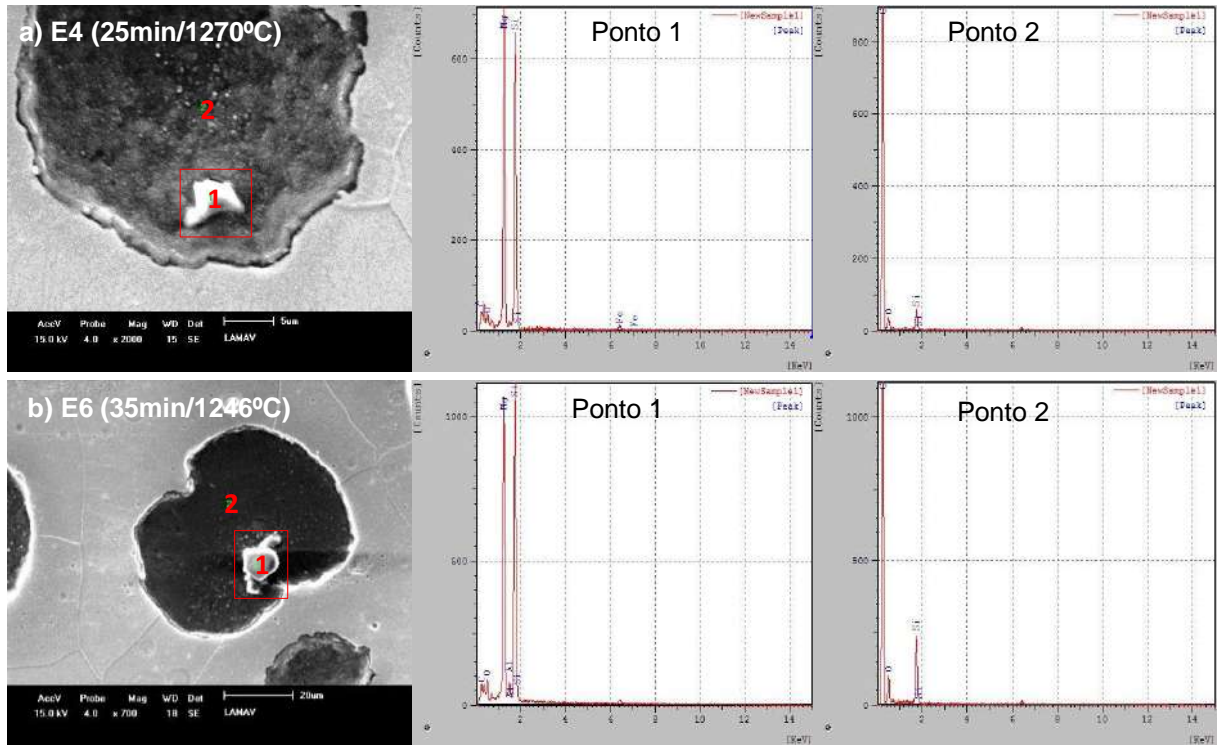


Figura 91: Presença de inclusões no interior dos nódulos de grafita. a) liga E4(25min/1270°C); b) E6 (35min/1246°C).

Tabela 32: Análise química dos pontos indicados na figura 91. Liga E4(25min/1270°C).

Liga E4 (25min/1270°C)					
Elemento	Ponto 1		Ponto 2		
	% peso	% atômica	Elemento	% peso	% atômica
C	20,449	34,547	C	77,228	82,639
O	10,896	13,819	O	20,072	16,125
Si	36,743	26,545	Si	2,700	1,236
Mg	28,619	23,893			
Fe	3,293	1,196			
Total	100	100	Total	100	100

Tabela 33: Análise química dos pontos indicados na figura 91. Liga E6 (35min/1246°C).

Liga E6 (35min/1246°C)					
Elemento	Ponto 1		Ponto 2		
	% peso	% atômica	Elemento	% peso	% atômica
C	21,673	35,374	C	71,566	78,793
O	13,437	16,464	O	21,984	18,170
Si	36,841	25,714	Si	6,450	3,037
Al	2,177	1,581			
Mg	25,872	20,867			
Total	100	100	Total	100	100

A análise da ferrita aponta a presença de inclusões de coloração escura e formato arredondado, formadas por Si, O, Fe e C, indicando a presença de óxidos de ferro de silício, formados durante a inoculação, e não aproveitados para a nucleação da grafita. As inclusões são apresentadas nas figuras 92 e 93, e suas análises químicas pontuais nas tabelas 34 e 35.

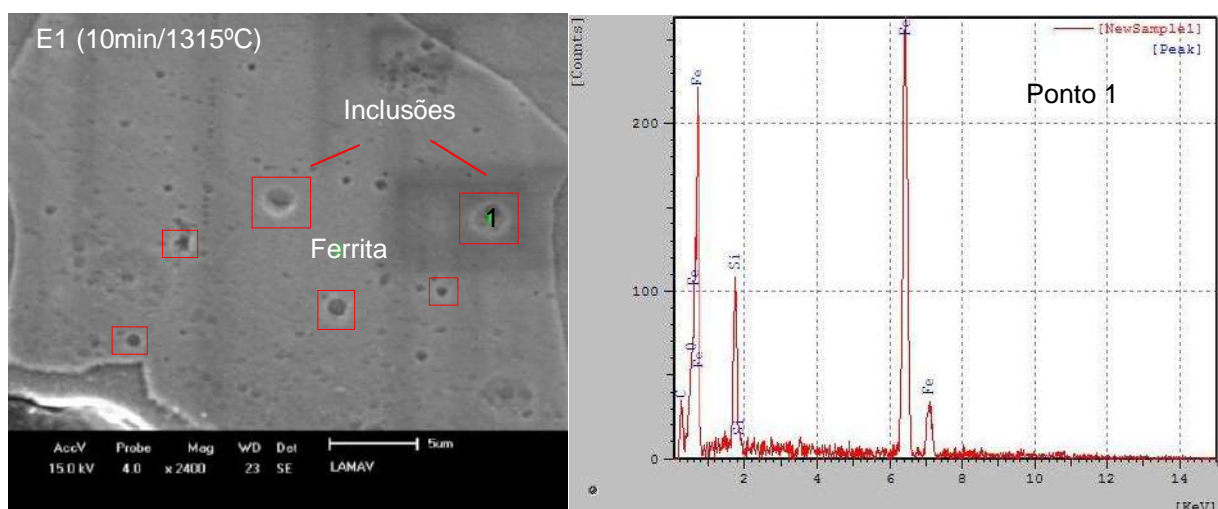


Figura 92: Presença de inclusões nos grãos de ferrita e resultados de EDS. a) liga E1 (10min/1315°C).

Tabela 34: Análise química dos pontos indicados na figura 92. Liga E1 (10min/1315°C).

Liga E1 (10min/1315°C)		
Ponto 1		
Elemento	% peso	% atômica
C	6,667	20,353
Fe	78,912	51,814
Si	5,291	6,907
O	9,130	20,926
Total	100	100

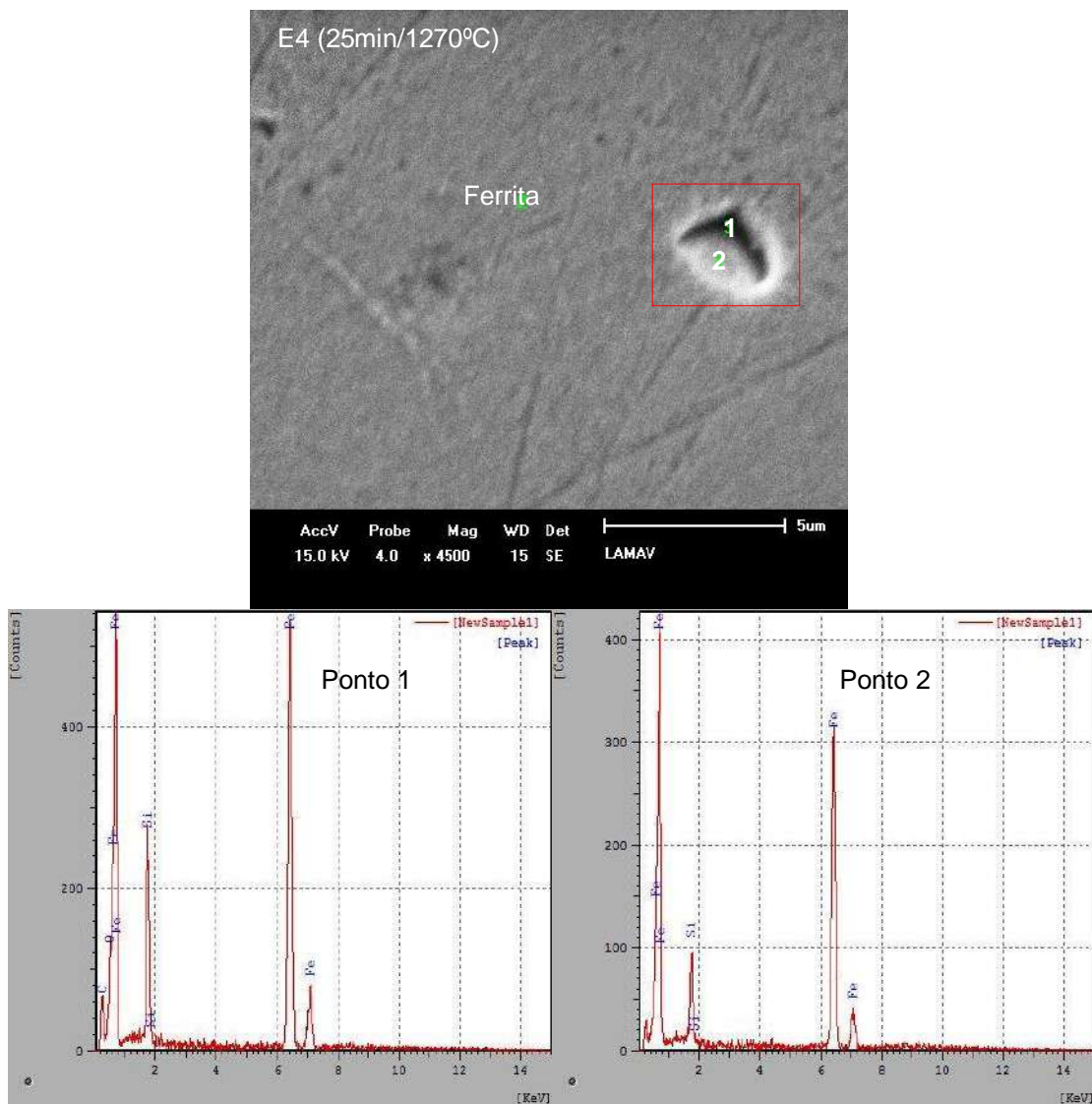


Figura 93: Presença de inclusões nos grãos de ferrita e resultados de EDS. liga E4(25min/1270°C)

Tabela 35: Análise química dos pontos indicados na figura 93. Liga E4(25min/1270°C).

Liga E4 (25min/1270°C)					
Ponto 1			Ponto 2		
Elemento	% peso	% atômica	Elemento	% peso	% atômica
Si	6,390	9,148	Si	5,779	10,870
Fe	82,993	59,757	Fe	94,221	89,130
C	5,287	17,699			
O	5,330	13,396			
Total	100	100	Total	100	100

A análise em MEV da região perlítica mostrou a presença de inclusões poligonais de coloração clara contendo os elementos químicos C, O, Si, P, S, Ti, Fe e Ba. Observa-se também inclusões semelhantes às anteriormente descritas, porém com elementos químicos C, O, Al, Si, P, S, Ti, V, e Fe, e também C, O, Fe e Si. Possivelmente, os elementos Ti e V são provenientes do metal-base com possível contaminação da sucata, enquanto os elementos Al e Ba são provavelmente oriundos do inoculante utilizado. Como as concentrações são muito pequenas, as mesmas não foram consideradas nas análises químicas. As figuras 94 e 95 e 96 mostram a presença das inclusões nas regiões de perlita. Os dados da análise quantitativa dessas inclusões são apresentados nas tabelas 36, 37 e 38.

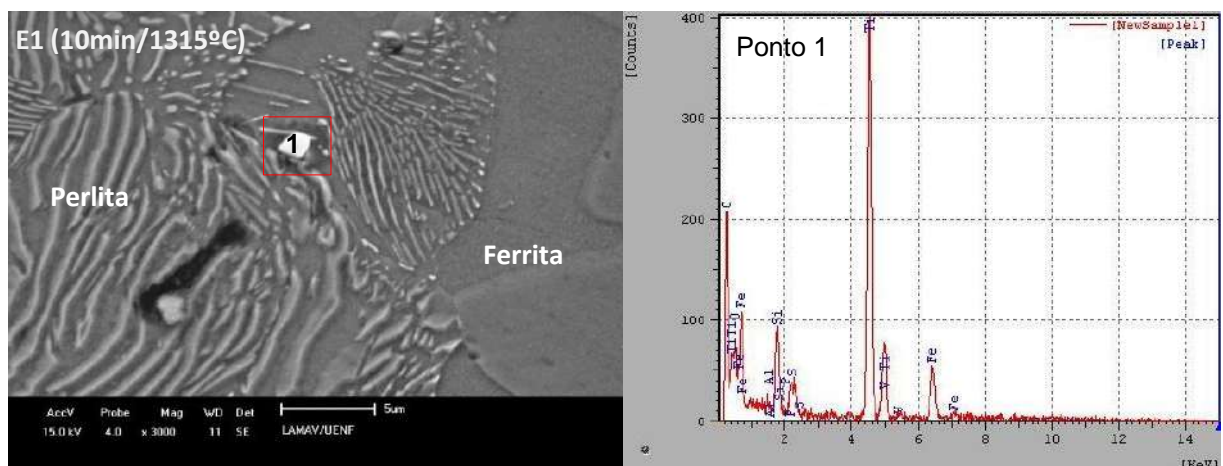


Figura 94: Presença de inclusões na perlita na liga E1 (10min/1315°C).

Tabela 36: Análise química dos pontos indicados na figura 94. Liga E1 (10min/1315°C)

Liga E1 (10min/1315°C)		
Elemento	Ponto 1	
	% peso	% atômica
C	15,743	36,771
O	13,173	23,099
Si	2,4720	2,469
Al	0,428	0,445
P	0,205	0,186
S	0,892	0,780
Ti	29,121	17,056
V	2,516	1,386
Fe	35,450	17,808
Total	100	100

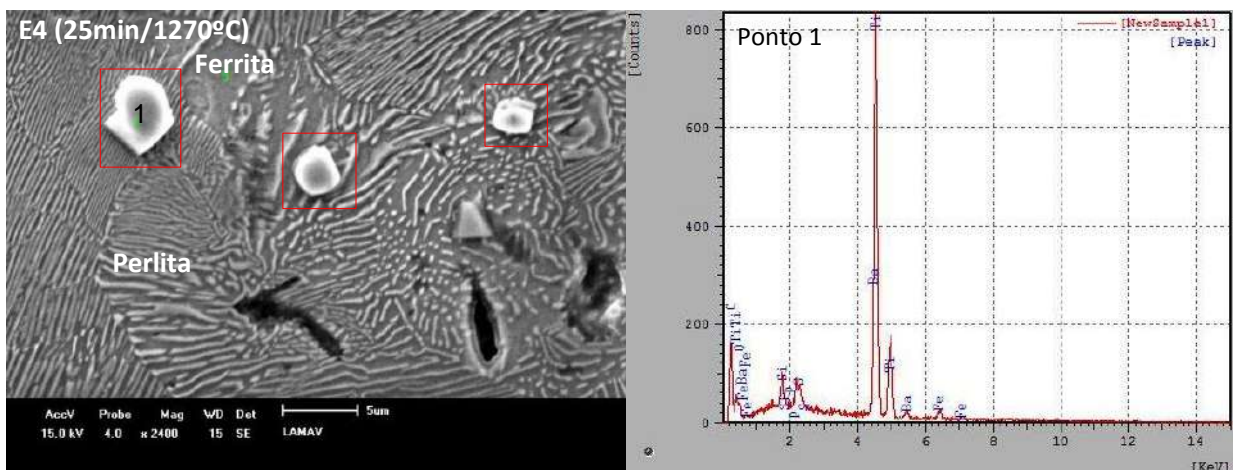


Figura 95: Presença de inclusões na perlita na liga E4 (25min/1270°C).

Tabela 37: Análise química dos pontos indicados na figura 95. Liga E4 (25min/1270°C).

Liga E4 (25min/1270°C)		
Elemento	Ponto 1	
	% peso	% atômica
C	6,606	25,095
O	4,021	11,467
Si	1,773	2,880
P	0,488	0,719
S	1,274	1,814
Ti	45,922	43,744
Fe	2,103	1,718
Ba	37,813	12,563
Total	100	100

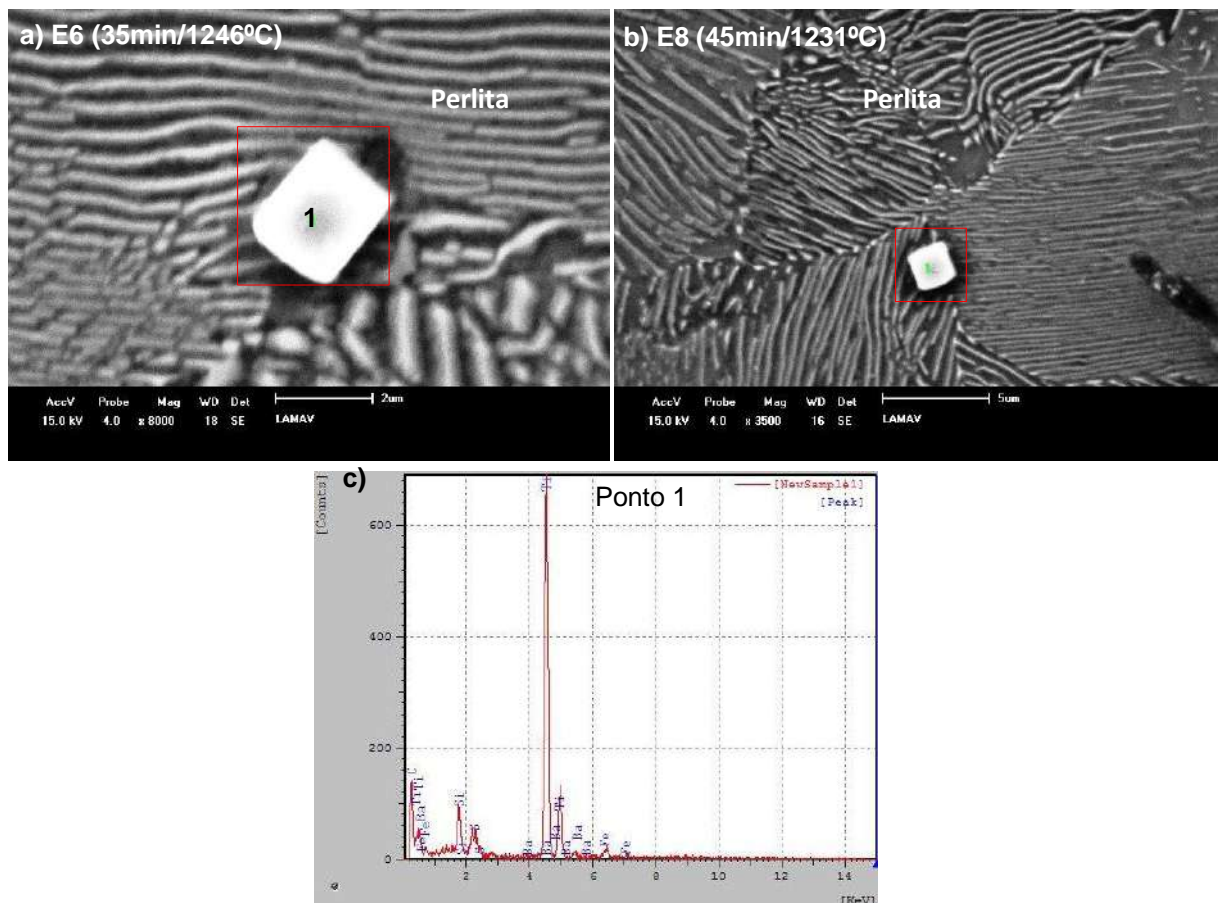


Figura 96: Presença de inclusões na perlita. a) liga E6 (35min/1246°C), b) liga E8 (45min/1231°C), c) análise química do ponto 1 na liga E6.

Tabela 38: Análise química dos pontos indicados na figura 96. Ligas E1 (10min/1315°C), E4(25min/1270°C) e E8 (45min/1231°C).

Liga E6 (35min/1246°C)		
Ponto 1		
Elemento	% peso	% atômica
C	12,456	36,672
Si	3,122	3,931
S	1,866	2,059
Ti	71,789	53,001
Fe	4,164	2,637
Ba	6,603	1,700
Total	100	100

4.2.5. Dureza e Microdureza Vickers

Os testes de Microdureza foram realizados em todas as ligas do lote 2. Avaliou-se a microdureza Vickers (HV) dos grãos de ferrita e dos nódulos de grafita. A perlita foi tratada de forma diferente. Utilizou-se o conceito de dureza Vickers para as análises da perlita, pois, devido ao fato de as lamelas se mostrarem extremamente finas, a endentação de uma única fase (ferrita ou cementita) ficou comprometida. Efetuou-se 5 endentações em cada liga com carga de 25 gramas por um tempo de 10 segundos. Os dados obtidos nos ensaios de microdureza da ferrita (HV_F) e da grafita (HV_G) e nos ensaios de dureza da perlita (HV_P) foram tratados estatisticamente e apresentados na tabela 39.

Tabela 39: Resultado das avaliações de microdureza (ferrita e grafita) e dureza (perlita) das ligas do lote 2.

Liga	t (min)	T(°C)	HV _G (kgf/mm ²)	Erro HV _G (kgf/mm ²)	HV _F (kgf/mm ²)	Erro HV _F (kgf/mm ²)	HV _P (kgf/mm ²)	Erro HV _P (kgf/mm ²)
E1	10	1315	62,04	26,83	193,40	17,89	329,00	100,34
E2	15	1295	31,68	26,98	212,20	82,39	304,00	67,47
E3	20	1285	33,48	19,37	185,60	6,59	276,50	69,29
E4	25	1270	39,72	19,91	185,00	62,93	267,20	60,70
E5	30	1258	31,28	24,35	207,20	25,61	313,20	120,39
E6	35	1246	34,36	7,20	187,60	24,89	296,20	69,08
E7	40	1239	29,12	19,99	184,40	38,40	297,00	88,11
E8	45	1231	29,20	23,67	185,60	54,20	295,60	80,32

A HV_G apresentou variação entre um mínimo de $29,12 \pm 19,99$ kgf/mm² para a liga E7 (40min/1231°C) e o máximo de $62,04 \pm 26,83$ kgf/mm² para a liga E1 (10min/1315°C). Os dados da variação da HV_G em função do tempo e da temperatura são mostrados na figura 97. Verifica-se que entre E1 (10min/1315°C) e E2 (15min/1295°C) têm-se uma redução do valor de HV_G de $62,04 \pm 26,83$ kgf/mm² para $31,68 \pm 26,98$ kgf/mm². A partir de E2 até E8 (45min/1231°C) observa-se que a HV_G se mostra estável, com pequenas variações entre um mínimo de $29,20 \pm 23,67$ kgf/mm² (E8) e um máximo de $39,72 \pm 19,91$ kgf/mm² em E4 (25min/1270°C). Os valores médios compreendidos entre E2 e E8 são próximos aos valores de grafita pura disponíveis na literatura (Brown, 1967), demonstrando pequena influência da matriz metálica e das inclusões nos resultados de HV_G das ligas do lote 2.

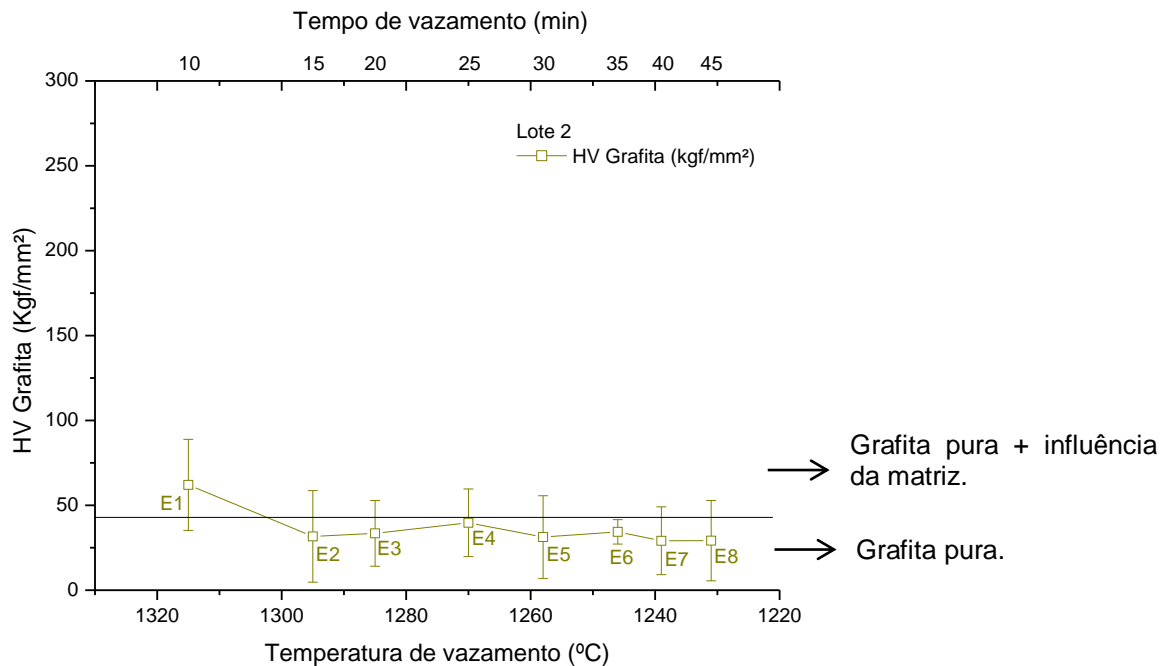


Figura 97: Variação da HV da grafita das ligas do lote 2 em função do tempo e da temperatura de vazamento.

A HV_F se apresentou numa faixa de valores compreendida entre $184,40 \pm 38,40 \text{ kgf/mm}^2$ (E7-45min/1239°C) e $212,20 \pm 82,39 \text{ kgf/mm}^2$. A figura 98 mostra a variação da HV_F em função do tempo e da temperatura de vazamento. Observa-se que entre E1 (10min/1315°C) e E2 (15min/1295°C) ocorre um aumento da HV_F , de $193,40 \pm 17,89 \text{ kgf/mm}^2$ para $212,20 \pm 82,39 \text{ kgf/mm}^2$. Entre E2 (15min/1295°C) e E4 (25min/1270°C) verifica-se uma redução que atinge $185,00 \pm 62,93 \text{ kgf/mm}^2$. Entre E5 (30min/1258°C) e E8 (45min/1231°C) os valores tendem a nova queda, de $207,20 \pm 25,61 \text{ kgf/mm}^2$ em E5 para $185,60 \pm 54,20 \text{ kgf/mm}^2$ em E8, passando por um mínimo de $184,40 \pm 38,40 \text{ kgf/mm}^2$ em E7. Os valores de HV_F das ligas do lote 2 são poucos superiores aos os observados por Cabral *et. al.* (2015) e bem elevados quando comparados com os de Vidal (2013). Nota-se ainda que as ligas E2 e E5 apresentam valores superiores e 200 kgf/mm^2 , que possivelmente está associado à presença de inclusões e endurecimento por solução sólida.

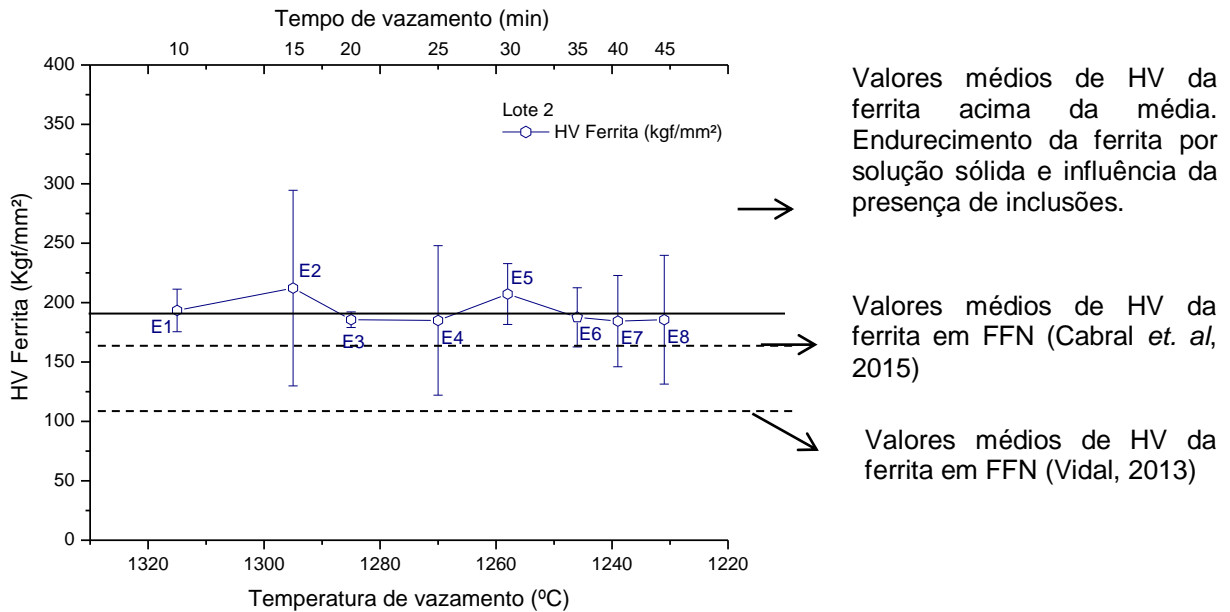


Figura 98: Variação da HV da ferrita *versus* tempo e temperatura de vazamento.

A HV_P apresentou valores compreendidos entre $267,20 \pm 60,70 \text{kgf/mm}^2$ (E4-25min/1270°C) e $329,00 \pm 100,34 \text{kgf/mm}^2$ (E1-10min/1315°C). A variação da HV_P em função do tempo e da temperatura de vazamento está mostrada na figura 99. Verifica-se a queda de HV_P entre E1 (10min/1315°C) e E4 (25min/1270) de $329,00 \pm 100,34 \text{kgf/mm}^2$ para $267,20 \pm 69,29 \text{kgf/mm}^2$. Entre E4 e E5 (30min/1258°C), nota-se aumento da HV_P para $313,20 \pm 120,39 \text{kgf/mm}^2$. Entre E5 e E8 (45min/1231°C) observa-se nova queda da HV_P , que atinge valor $295,60 \pm 80,32 \text{kgf/mm}^2$. A dispersão dos valores pode estar relacionada com os seguintes fatores: maior ou menor participação das lamelas mais finas e mais grossas de perlita nas endentações, presença de steadita, inclusões e nódulos de grafita junto às lamelas, e participação desses constituintes nas endentações (figura 100).

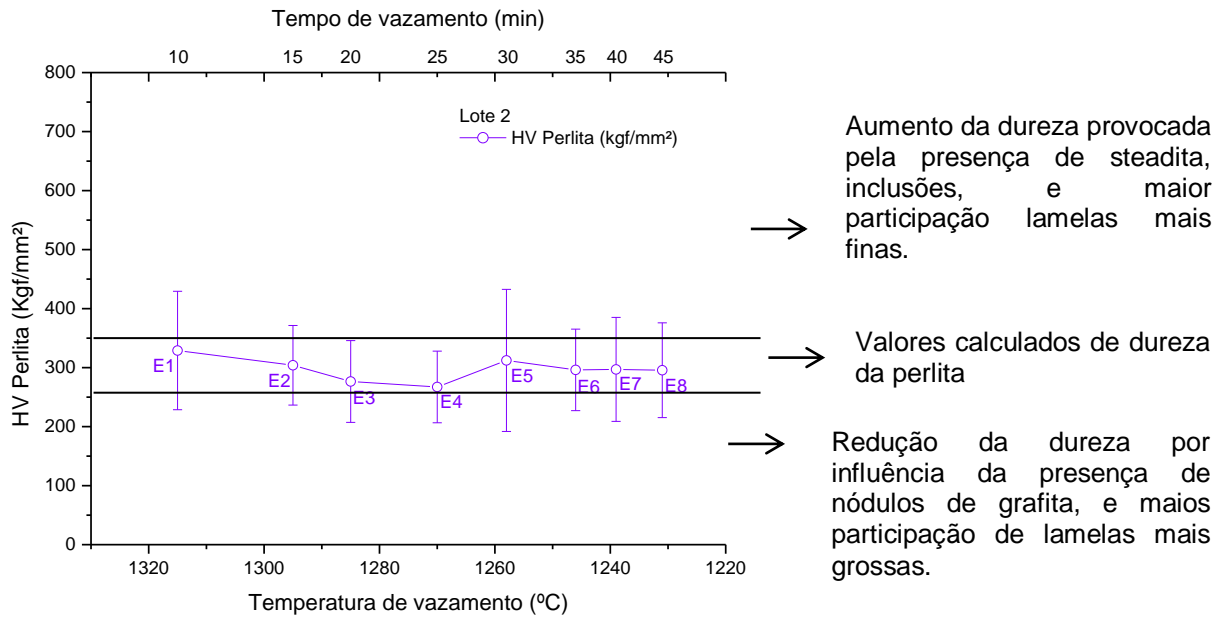


Figura 99: Variação da dureza da perlita *versus* tempo e temperatura de vazamento.

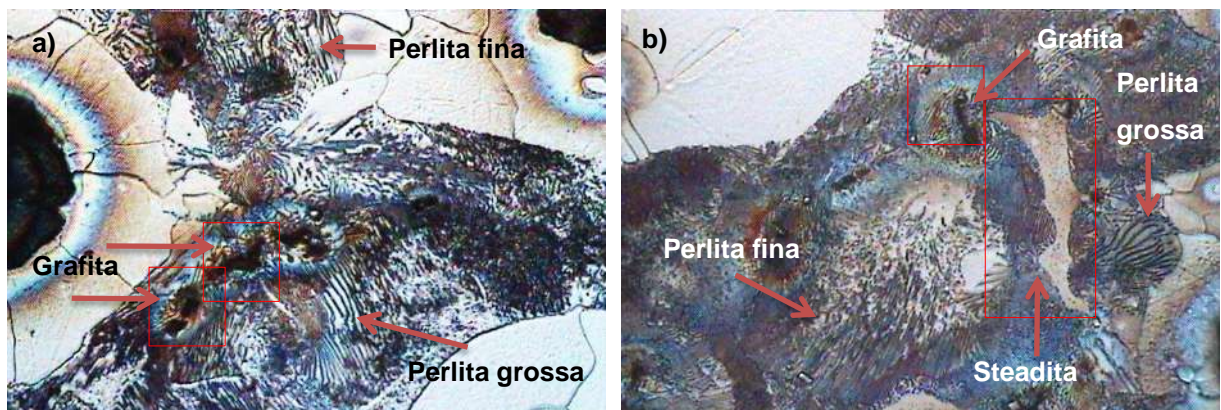


Figura 100: Presença de presença de grafita e esteadita nas regiões de perlita fina e perlita grossa dos FFN. a) liga E4 (25min/1270°C), b) liga E5 (30min/1258°C).

4.2.6. Ensaios Mecânicos de tração

Os ensaios mecânicos de tração (figura 101) foram realizados com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas de resistência a tração, alongamento, tensão de escoamento e módulo de elasticidade das ligas do lote 2. Posteriormente, os dados foram plotados em função do tempo e da temperatura de vazamento, para verificação da influência dessas variáveis sobre o comportamento mecânico das

Capítulo 4

ligas. A tabela 40 mostra os dados do limite de resistência a tração (σ_R) e do alongamento relativo (δ), e a tabela 41 mostra os resultados da tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e do módulo de elasticidade (E).

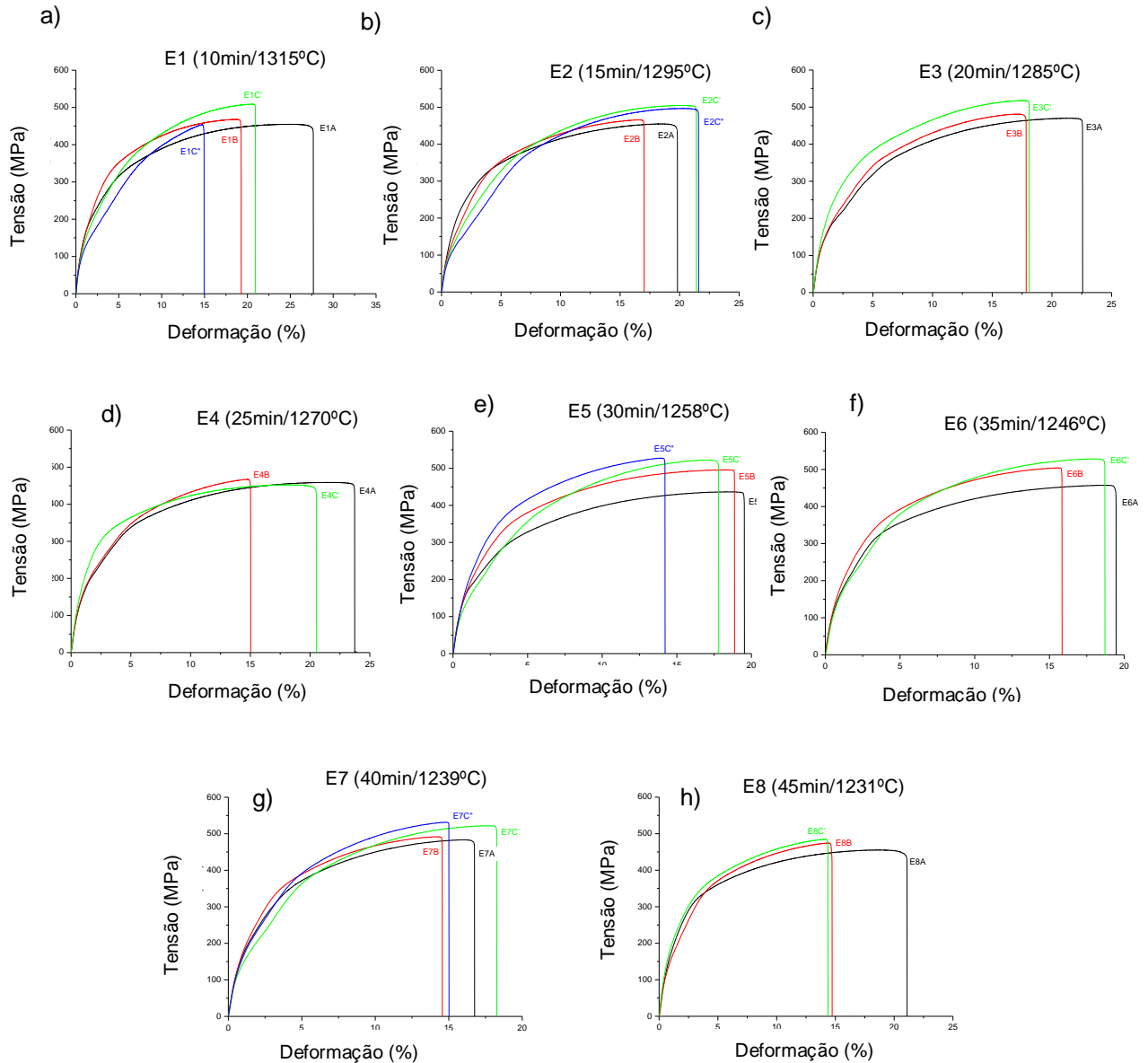


Figura 101: Curvas de ensaio de tração das ligas de FFN do lote 2. a) E1 (10min/1315°C), b) E2 (15min/1295°C), c) E3 (20min/1285°C), d) E4 (25min/1270°C), e) E5 (30min/1258°C), f) E6 (35min/1246°C), g) E7 (40min/1239°C), h) E8 (45min/1231°C).

Tabela 40: Dados do σ_R e do δ obtidos pelos ensaios de tração das ligas do lote 2.

Liga	Tempo de vazamento (min)	Temperatura de vazamento (°C)	σ_R (MPa)	Erro σ_R (MPa)	δ (%)	Erro δ (%)
E1	10	1315	473,19	60,15	22,47	8,58
E2	15	1295	476,28	50,12	19,85	4,16
E3	20	1285	485,97	50,16	19,41	5,19
E4	25	1270	456,05	21,34	19,67	8,58
E5	30	1258	492,61	79,13	17,52	4,59
E6	35	1246	494,24	67,82	17,89	3,68
E7	40	1239	503,60	49,49	16,14	3,31
E8	45	1231	463,83	40,55	16,63	7,43

Os valores de σ_R giram entre um mínimo de $456,05 \pm 21,34$ MPa (E4-25min/1270°C) e um máximo de $503,60 \pm 49,49$ MPa (E7-40min/1231°C). Já para o δ , verifica-se que os valores estão compreendidos entre um mínimo de $16,63 \pm 7,43$ % (E8-45min/1231°C), e um máximo de $22,47 \pm 8,58$ % (E1-10min/1315°C).

A análise do σ_R em função do tempo e da temperatura de vazamento (figura 20a) mostra pouca variação dos valores médios, com pequena tendência de aumento para maiores tempos e menores temperaturas. Verifica-se que entre E1 (10min/1315°C) e E3 (20min/1285°C) ocorre um aumento do σ_R , de $473,19 \pm 60,15$ MPa, para $485,97 \pm 50,16$ MPa. Em seguida, ocorre uma redução em E4 (25min/1270°C) para $456,05 \pm 21,34$ MPa. De E5 (30min/1258°C) até E7 (40min/1239°C) o σ_R aumenta de $492,61 \pm 79,13$ MPa para $503,60 \pm 49,49$ MPa respectivamente. Na liga E8 (45min/1231°C) ocorre uma redução do LTR que atinge o valor de $463,83 \pm 40,55$ MPa.

A relação entre o δ o tempo e temperatura de vazamento é apresentada na figura 102b. Verifica-se que com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento o δ cai de maneira aproximadamente contínua. Entre E1 (10min/1315°C) e E3 (20min/1285°C) o δ cai de $22,47 \pm 8,58$ %, para $19,41 \pm 5,19$ %. Em E4 (25min/1270°C) o δ é de $19,67 \pm 8,58$ %. A partir de E4 até E8 (45min/1231°C), o δ cai até $16,63 \pm 7,43$ %, passando por um mínimo de $16,14 \pm 3,31$ % em E7 (40min/1239°C).

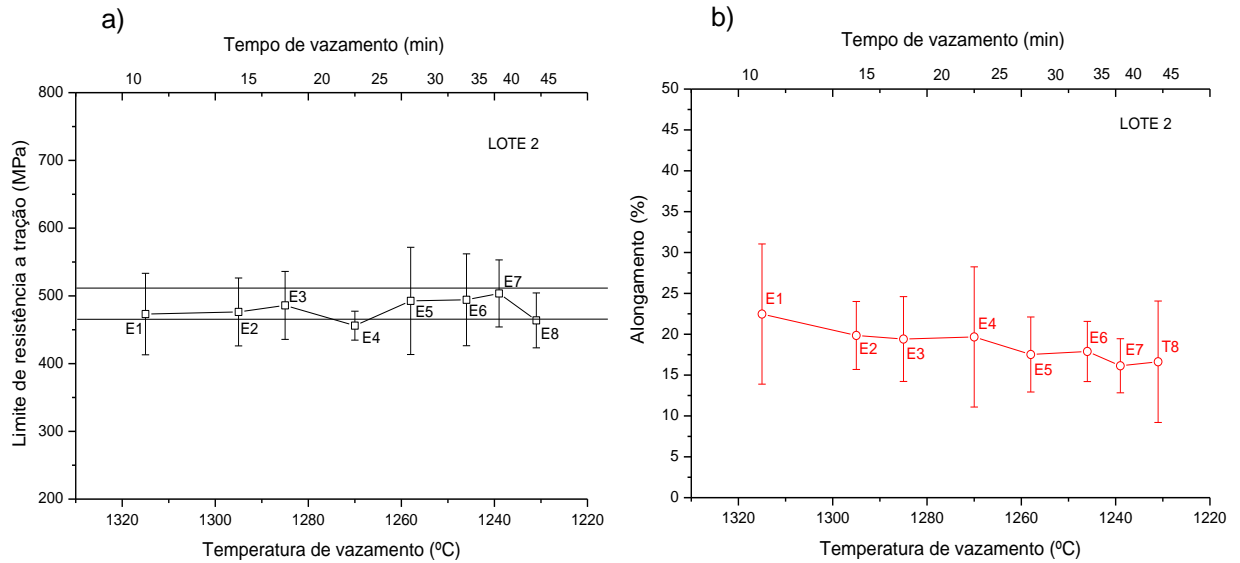


Figura 102: Variação do a) σ_R e b) δ versus tempo e temperatura de vazamento.

Tabela 41: Dados do $\sigma_{0,2}$ e do E obtidos pelos ensaios de tração das ligas do lote 2.

Liga	Tempo de vazamento (min)	Temperatura de vazamento (°C)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	Erro $\sigma_{0,2}$ (MPa)	E (GPa)	Erro E (GPa)
E1	10	1315	116,43	6,72	182,58	59,96
E2	15	1295	110,02	47,94	181,84	27,58
E3	20	1285	133,48	48,80	177,21	32,95
E4	25	1270	129,57	21,62	200,65	110,74
E5	30	1258	132,42	61,96	179,14	20,80
E6	35	1246	125,52	38,55	205,45	106,53
E7	40	1239	133,28	26,36	176,10	22,85
E8	45	1231	137,18	24,23	179,62	20,23

Os valores de $\sigma_{0,2}$ se apresentam compreendidos entre $110,02 \pm 47,94$ MPa (E2-15min/1295°C) e $137,18 \pm 24,23$ MPa (E8-45min/1231°C), enquanto os valores de E ficaram em entre um mínimo de $176,10 \pm 22,85$ GPa (E7-40min/1239°C) e um valor máximo de $205,45 \pm 106,53$ GPa (E6-35min/1246°C).

A variação da $\sigma_{0,2}$ em função do tempo e da temperatura de vazamento é mostrada da figura 103a. Observa-se uma tendência de aumento da $\sigma_{0,2}$ entre E1 (10min/1315°C) e E3 (20min/1285°C), de $116,43 \pm 6,72$ MPa para $133,48 \pm$

Capítulo 4

48,80MPa. A partir de E3, até E8 (45min/1231°C), a $\sigma_{0,2}$ apresenta uma tendência de estabilização, com pequenas variações entre $129,57 \pm 21,62$ MPa (E4-25min/1270°C) e $137,18 \pm 24,23$ MPa (E8-45min/1231°C).

Os valores do módulo de elasticidade das ligas do lote 2 não apresentam alterações significativas em função do tempo e da temperatura de vazamento (figura 103b). Verifica-se que as ligas E1, E2, E3, E5, E7 e E8 apresentam valores de E entre $176,10 \pm 22,85$ GPa (E7-40min/1239°C) e $182,58 \pm 59,96$ GPa (E1-10min/1315°C). Apenas as ligas E4 (25min/1270°C) e E6 (35min/1258°C) apresentam valores superiores de $200,65 \pm 110,74$ GPa, e $205,45 \pm 106,53$ GPa respectivamente.

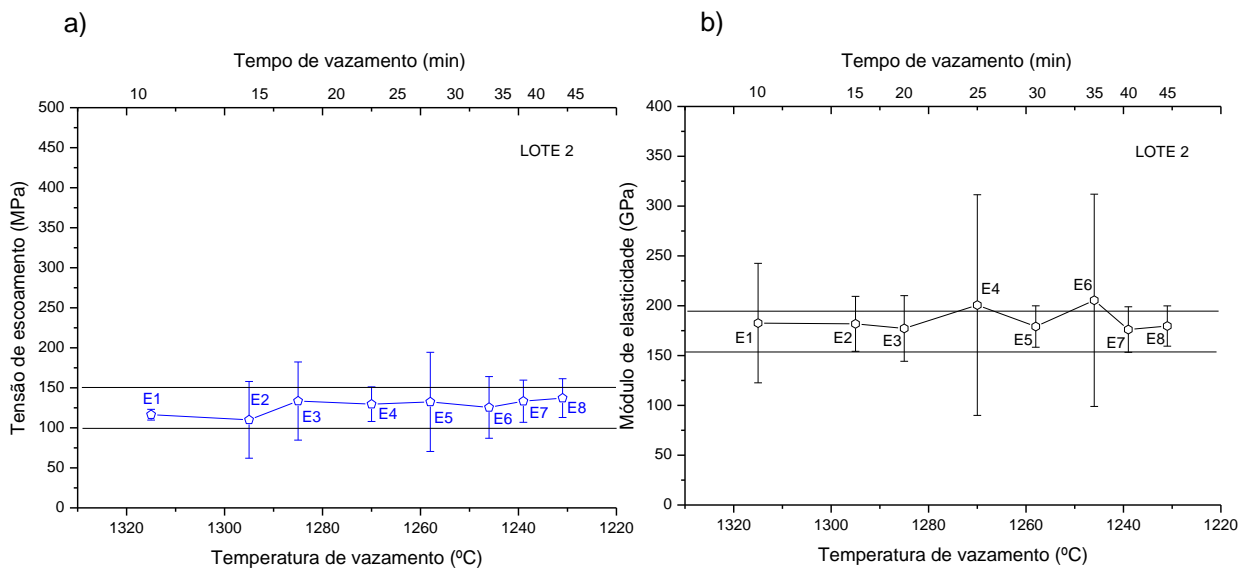


Figura 103: Variação da a) $\sigma_{0,2}$, e b) módulo de elasticidade *versus* tempo e temperatura de vazamento.

5. DISCUSSÃO

5.1. Análise comparativa entre lotes

5.1.1. Temperaturas e tempos de vazamento.

A figura 104 apresenta a variação das temperaturas de vazamento em função do tempo para os FFN dos lotes 1 e 2. A figura demonstra que o processo de solidificação do lote 1 se desenvolve sempre em temperaturas superiores às observadas no lote 2, para os mesmos tempos de vazamento. Observa-se ainda, que o comportamento das curvas é bastante semelhante, e que pela inclinação das retas, é possível identificar 3 taxas médias de resfriamento das ligas em estado líquido (TMR_{Liq}), antes do vazamento nos moldes (tabelas 42 e 43).

No primeiro instante, compreendido entre o término dos tratamentos da panela (T0 e E0), e início dos vazamentos das ligas nos moldes (T1 e E1), têm-se as maiores TMR_{Liq} dos processos 15,7°C/min (lote 1) 15,4°C/min (lote 2). O desenvolvimento do processo entre 15min e 30min (T2 a T5, e E2 a E5) apresenta TMR_{Liq} de 10,34°C/min no lote 1, e 8,94°C/min no lote 2. No término dos vazamentos, entre 30min e 45min (T6 a T8, e E6 a E8), as TMR_{Liq} caem ainda mais, atingindo valores de 6,90°C/min para o lote 1, e 5,80°C/min para o lote 2. Todo o processo descrito se desenvolve com a liga ainda no estado líquido, momento no qual se formam os nódulos. A redução da TMR_{Liq} com o aumento do tempo de vazamento conduz a um resfriamento mais lento, fato que contribui para a formação de grafita, mesmo com vazamentos em temperaturas menores.

A análise dos tempos e temperaturas de vazamento mostra que com o aumento do tempo e diminuição da temperatura do metal líquido, além da grafitização observada como resultado das transformações de fase pelo mecanismo estável, o sistema também passa a se desenvolver pelo mecanismo metaestável de transformação de fases, o que resulta na formação da cementita livre observada nas ligas T7 e T8 do lote 1, e E7 e E8 do lote 2.

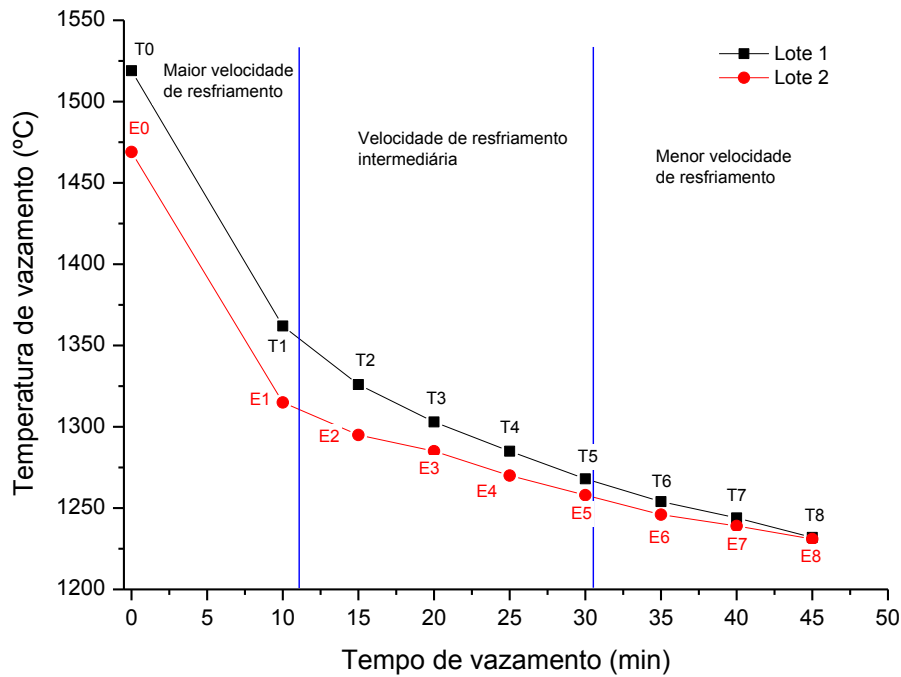


Figura 104: Comportamento das temperaturas de vazamento em função do tempo entre os lotes 1 e 2.

Tabela 42: Variação da velocidade de resfriamento dos FFN em estado líquido no momento de vazamento nos moldes. Lote 1.

Lote 1				
Liga	Tempo (min)	Temperatura (°C)	TR _{Liq} (°C/min)	*TMR _{Liq} (°C/min)
T0	0	1519	-	
T1	10	1362	15,70	15,70
T2	15	1326	12,86	
T3	20	1303	10,80	
T4	25	1285	9,36	10,34
T5	30	1268	8,36	
T6	35	1254	7,57	
T7	40	1244	6,85	6,90
T8	45	1232	6,37	

* TMR_{Liq} (considerando o comportamento das retas na figura 104)

Tabela 43: Variação da velocidade de resfriamento dos FFN em estado líquido no momento de vazamento nos moldes. Lote 2.

Lote 2				
Liga	Tempo (min)	Temperatura (°C)	TR _{Liq} (°C/min)	*TMR _{Liq} (°C/min)
E0	0	1469	-	
E1	10	1315	15,40	15,40
E2	15	1295	11,60	
E3	20	1285	9,20	8,94
E4	25	1270	7,96	
E5	30	1258	7,03	
E6	35	1246	6,37	
E7	40	1239	5,75	5,80
E8	45	1231	5,28	

* TMR_{Liq} (considerando o comportamento das retas na figura 104)

5.1.2. Influência do tempo e da temperatura de solidificação no interior do molde.

A partir das temperaturas de vazamento, e admitindo um tempo médio de solidificação de 5 horas (300 min), e uma temperatura inicial do molde de 30°C, estimou-se a taxa de solidificação no interior do molde (T_{sol}) das ligas no interior dos moldes, conforme demonstrado na tabela 44.

Tabela 44: Estimativa de taxa de solidificação (T_{sol}) dos FFN no interior dos moldes de areia.

Lote 1				Lote 2			
Liga	t (min)	T (°C)	T _{Sol} (°C/min)	Liga	t (min)	T(°C)	T _{Sol} (°C/min)
T1	10	1362	4,44	E1	10	1315	4,28
T2	15	1326	4,32	E2	15	1295	4,21
T3	20	1303	4,24	E3	20	1285	4,18
T4	25	1285	4,18	E4	25	1270	4,13
T5	30	1268	4,12	E5	30	1258	4,09
T6	35	1254	4,08	E6	35	1246	4,05
T7	40	1244	4,04	E7	40	1239	4,03
T8	45	1232	4,00	E8	45	1231	4,00

Os valores calculados mostram que as taxas de solidificação das ligas dos lotes 1 e 2 são bastante próximas, ficando entre 4,44°C/min e 4,00°C/min para o lote 1, e 4,28°C/min e 4,00°C/min para o lote 2. Observa-se ainda uma ligeira tendência de queda das T_{sol} das ligas dos lotes 1 e 2, com o aumento do tempo de vazamento (figura 105), porém, essa tendência se mostra desprezível, pois a diferença entre os valores extremos (mínimos e máximos), é da ordem de 0,44°C/min para o lote 1, e 0,28°C/min para o lote 2.

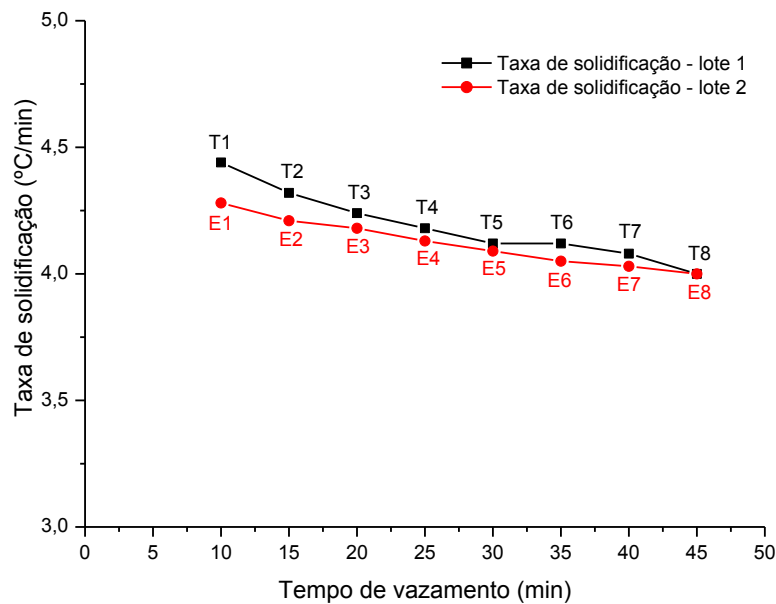


Figura 105: Variação da taxa de solidificação dos FFN no interior dos moldes de areia em função do tempo de vazamento.

Uma comparação entre $TR_{liq.}$ e T_{sol} (figura 106) das respectivas ligas mostra que as T_{sol} são sempre menores do que as $TR_{liq.}$ para os lotes 1 e 2. Tal fato sugere que, mesmo para as ligas vazadas em maiores tempos entre 35 min. e 45min, ($T6/1254^{\circ}C$, $T7/1244^{\circ}C$ e $T8/1231^{\circ}C$ no lote 1, e $E6/1254^{\circ}C$, $E7/1244^{\circ}C$ e $E8/1232^{\circ}C$ no lote 2), e sob maior influência do mecanismo metaestável, a grafitação ainda pode se desenvolver, pois com o resfriamento lento no molde, e com a influência do mecanismo estável (ainda que reduzida) o C da austenita pode se difundir para os nódulos e para os núcleos de grafita mais próximos.

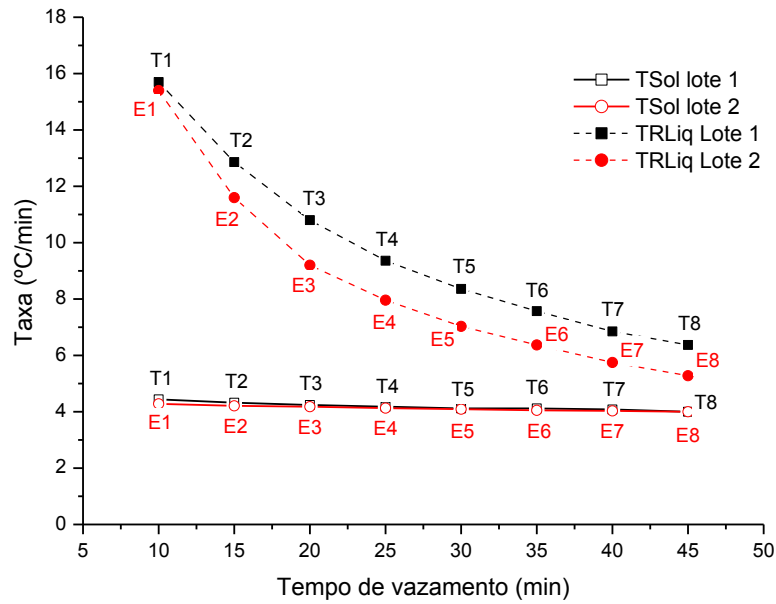


Figura 106: Variação das TR_{liq} e T_{sol} em função do tempo de vazamento para as ligas dos lotes 1 e 2.

5.1.3. Influência da composição química das painelas

A tabela 45 mostra a composição química das painelas dos lotes 1 e 2 nas condições de metal-base e metal tratado, e a variação em porcentagem de cada elemento após a adição de Mg e Si.

Tabela 45: Comparativo da composição química das painelas dos lotes 1 e 2

Elementos	Lote 1 - Composição química (%p)				
	*MB	Mg e Si adicionado	**MT	Variação (%p)	***Perda (%p)
C	3,86	-	3,72	- 0,14	-
Si	2,18	0,53	2,53	+ 0,35	0,18
Mn	0,21	-	0,21	0,00	-
P	0,08	-	0,07	- 0,01	-
S	0,015	-	0,006	- 0,009	-
Mg	-	0,195	0,077	+ 0,077	0,118
C eq.	4,61	-	4,58	- 0,03	-

Elementos	Lote 2 - Composição química (%p) -				
	*MB	Mg e Si adicionado	**MT	Varição (%p)	***Perda (%p)
C	4,08	4,08	4,08	4,08	4,08
Si	2,08	2,08	2,08	2,08	2,08
Mn	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18
P	0,10	0,10	0,10	0,10	0,10
S	0,014	0,014	0,014	0,014	0,014
Mg	-	-	-	-	-
C eq.	4,80	4,80	4,80	4,80	4,80

*MB = Metal base; **MT = Metal tratado; ***perda (%p) = Si perdido na escória e Mg usado na dessulfuração e perdido na forma de gás.

Destacam-se o Si, S e o Mg, principais elementos atuantes nos processos de inoculação e nodulização. Observa-se para ambos os lotes a variação positiva do Si (+ 0,35%p no lote 1 e + 0,39%p no lote 2). O S apresenta redução de 0,009%p no lote 1 e 0,0105%p no lote 2, enquanto o Mg mostra aumento de 0,077%p no lote 1 e 0,094%p no lote 2. Nota-se ainda perdas de Si (0,18%p no lote 1, e 0,19%p no lote 2) e de Mg (0,118%p, no lote 1 e 0,168%p no lote 2). As perdas do Si estão associadas à formação de silicatos e óxidos de silício que ficam retidos na escória. Já as perdas do Mg são explicadas pela volatilização do Mg e pela sua ação dessulfurante do MB. A tabela 46 mostra a relação entre o Mg e o S no processo de dessulfuração das panelas.

Tabela 46: Relação entre Mg e S no processo de dessulfuração dos FFN.

Elementos químicos	Lote 1			Lote 2		
	Adição (kg / %p)	Perdas (kg / %p)	*TD (%)	Adição (kg / %p)	Perdas (kg / %p)	*TD (%)
Mg	8,8 / 0,195	5,37 / 0,118	-	11,1 / 0,262	6,86 / 0,168	-
S	-	-	60	-	-	75

TD = Taxa de dessulfuração

A análise da tabela 46 mostra que a adição de 0,195%p (8,8kg) de Mg promoveu uma taxa de dessulfuração de 60% no lote 1, enquanto no lote 2, a adição de 0,262%p (11,1kg) de Mg promoveu uma dessulfuração de 75%. A maior taxa de dessulfuração observada no lote 2 atua, juntamente com outros fatores (como por exemplo as baixas TR_{liq} e T_{sol}) para favorecer a grafitização do C nas temperaturas mais baixas, como já observado, contrabalançando a ação do mecanismo metaestável. Essa afirmação pode ser feita considerando os seguintes pontos:

- O Mg, indispensável na formação dos núcleos heterogêneos para a grafita apresenta também efeito perlitizante. Tal fato somado a baixas temperaturas aumentaria a influência do mecanismo metaestável de solidificação. Porém, a maior quantidade de Mg residual no lote 2 poderia produzir mais centros de nucleação heterogênea da grafita, mesmo em baixas temperaturas. Isso, associado a uma maior quantidade de C no lote 2 (3,91%p) favorece a grafitização diminuindo a distância de difusão do C.

- A maior taxa de dessulfuração observada no lote 2 (75%) quando comparada com o lote 1 (60%) pode ter contribuído bastante para a redução da energia superficial do plano prismático, favorecendo o crescimento de grafita nodular mesmo em temperaturas mais baixas, o que contribui com o aumento da quantidade de grafita N1, e conseqüentemente maior quantidade de nódulos/mm² observada a partir de E4 (25min/1270°C) e E5 (30min/1258°C) respectivamente.

Considerando o C eq. das panelas tratadas (4,58%p para lote 1 e 4,76%p para o lote 2), segundo o diagrama Fe-C, as ligas de ambos os lotes apresentam comportamento hipereutético. Tal fato também favorece a grafitização do C, contribuindo para a formação dos nódulos mesmo nos vazamentos realizados em maiores tempos e menores temperaturas.

5.1.4. Análise de propriedades mecânicas em função das características estruturais dos FFN

5.1.4.1. Limite de resistência à tração (σ_R) e características estruturais dos FFN

A figura 107 mostra, de modo comparativo a variação da quantidade de nódulos/mm² e o limite de resistência a tração dos FFN dos lotes 1 e 2.

Verifica-se no lote 1, (figura 2a), que as ligas T1 (10min/1362°C) e T2 (15min/1326°C) apresentam os maiores valores de resistência a tração ($526,24 \pm 43,69$ MPa e $522,98 \pm 78,93$ MPa respectivamente), acompanhadas da maior quantidade de nódulos/mm² ($513,18 \pm 164,53$ nódulos/mm² e $535,61 \pm 206,94$ nódulos/mm² respectivamente). Essas ligas apresentam ainda a porcentagem de nódulos N1 (0 μ m a 8,2 μ m) superior a 70%, conforme histogramas apresentados no capítulo 4.

Observa-se também que, com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento existe uma tendência de redução do σ_R e da quantidade de nódulos/mm², acompanhada ainda da redução da porcentagem de grafita N1, que passa a apresentar valores entre 45% e 65% para as ligas vazadas entre 1254°C (T3/20min) e 1232°C (T8/45min), e aumento da porcentagem de nódulos das classes de N2 (8,2 μ m a 16,4 μ m) a N15 (114,8 μ m a 123,0 μ m). A partir daí, conclui-se que a maior quantidade de nódulos/mm² e maior quantidade de grafita N1 observada nas maiores temperaturas e menores tempos de vazamento favorecem o aumento do σ_R . Com a diminuição da quantidade de nódulos/mm² e aumento do tamanho dos nódulos observados a partir de T3 (20min/1254°C) o σ_R sofre pequena diminuição, e apresenta leve tendência de queda em função do tempo e da temperatura de vazamento.

Analisando as ligas do lote 2, (fig. 2b), verifica-se que entre E1 (10min/1315°C) e E4 (25min/1270°C) o σ_R varia entre um valor máximo de $485,97 \pm 50,16$ MPa (E3) e um valor mínimo de $456,05 \pm 21,34$ MPa (E4). Para essas mesmas ligas, a quantidade de nódulos por área varia entre $312,50 \pm 141,54$ nódulos/mm² (E2) e $371,36 \pm 107,58$ nódulos/mm² (E3). A porcentagem de nódulos N1 (0 μ m a 8,2 μ m) entre E1 e E4 varia entre aproximadamente 40% e 50%. A partir de E5 (30min/1258°C), até E7 (40min/1239°C), observa-se o aumento do σ_R que

Capítulo 5

passa a variar entre $492,61 \pm 79,13$ MPa (E5) e $503,60 \pm 49,49$ MPa (E7), acompanhado de aumento da quantidade de nódulos por área, que passa a apresentar valores entre $353,92 \pm 38,55$ nódulos/mm² (E5) e $630,08 \pm 289,50$ nódulos/mm² (E6) e aumento da porcentagem de grafita N1 ($0\mu\text{m}$ a $8,2\mu\text{m}$) que se mostra entre aproximadamente 55% e 75%. Para a liga E8 ($45\text{min}/1231^\circ\text{C}$), o σ_R cai para $463,83 \pm 40,55$ MPa, acompanhado de queda da quantidade de nódulos por área ($468,75 \pm 223,24$ nódulos/mm²), com a quantidade de grafita N1 se mantendo próxima a 63%. Mais uma vez, verificou-se que o σ_R tende a apresentar maiores valores para as ligas que apresentem maior quantidade de nódulos/mm², e maior quantidade de nódulos N1.

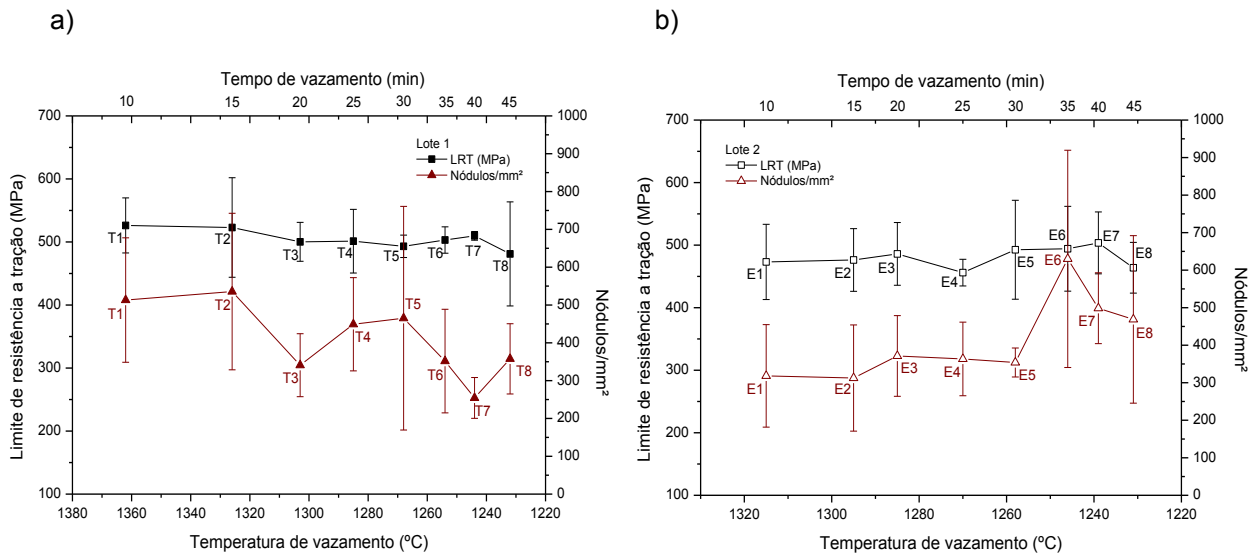


Figura 107: Relação entre σ_R e quantidade de nódulos/mm² dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

A figura 108 apresenta a variação do σ_R e do grau de nodularidade da grafita em função do tempo e da temperatura de vazamento.

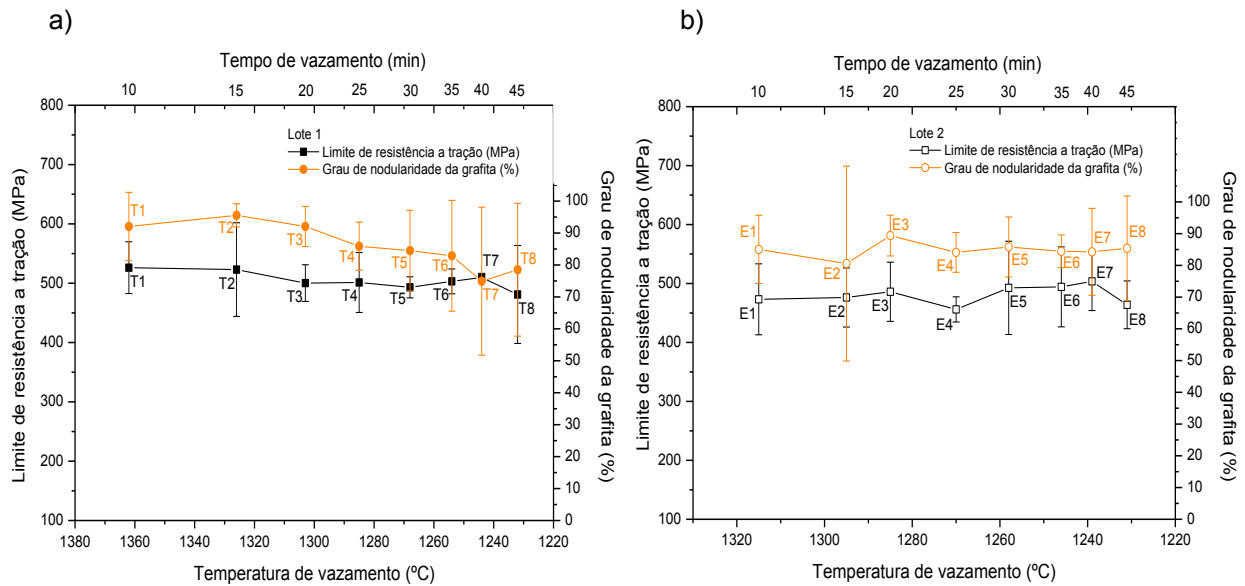


Figura 108: Relação entre σ_R e grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

A análise da figura 108a mostra que com o aumento do tempo e diminuição da temperatura de vazamento ocorre redução do grau de nodularidade da grafita, acompanhada de ligeira queda do σ_R nas FFN do lote 1. Na figura 108b, verifica-se que o grau de nodularidade se mostra pouco alterado em função do tempo e da temperatura de vazamento, assumindo uma tendência de estabilidade. O mesmo ocorre com o σ_R , deixando evidente assim a correlação entre esses fatores.

O Limite de resistência à tração se mostrou sensível também à variação das frações volumétricas de ferrita (FV_F) e perlita (FV_P), conforme observado nas figuras 109 e 110.

A figura 109a (lote 1), mostra que os aumentos da FV_F entre T1-T2, e T4-T5, são acompanhados de redução do LTR. Já as diminuições da FV_F entre T2-T3, T5-T6 e T6-T7 são acompanhadas de aumento do σ_R . O mesmo comportamento é observado nas ligas do lote 2 (figura 109b). Verifica-se que entre E1-E2, E2-E3, E4-E5 e E6-E7 a FV_F tende a diminuir, acompanhada pelo aumento do σ_R , enquanto entre E3-E4, E5-E6 e E7-E8 têm-se aumento da FV_F e diminuição do σ_R .

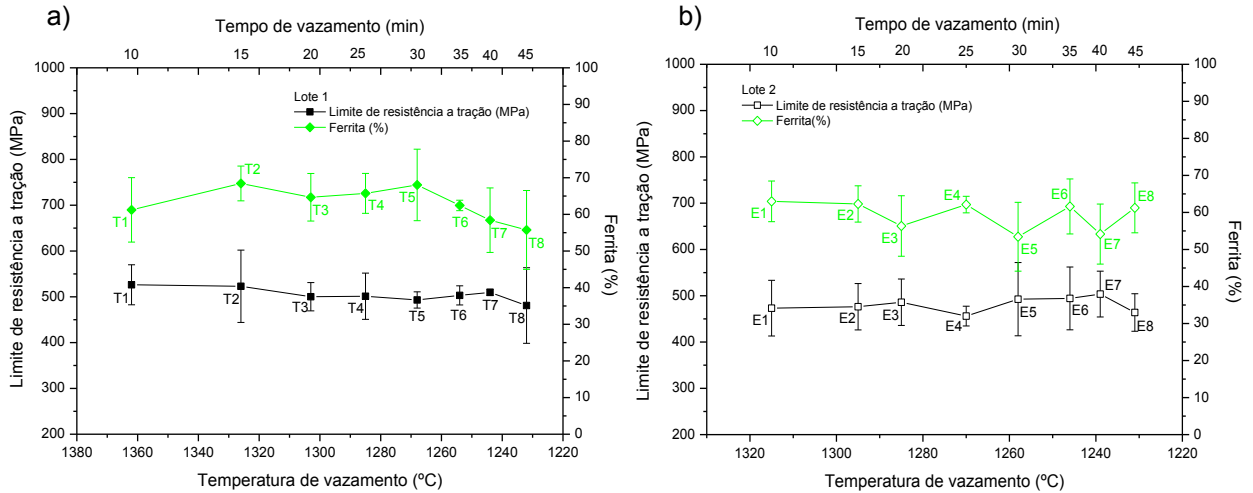


Figura 109: Relação entre LTR e a FV_F dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

A análise da figura 110 mostra a relação da FV_P com o σ_R . Verifica-se para o lote 1 (figura 110a), que o aumento da FV_P entre T3–T4, T5–T6 e T6–T7, é acompanhada por aumento do σ_R , enquanto a redução da FV_P entre T1–T2 e T4–T5 é acompanhada por redução do σ_R . Chama a atenção ainda, o fato de que entre T5 (30min/1268°C) e T8 (45min/1232°C) a porcentagem de perlita demonstra tendência de aumento constante, fato que pode ter contribuído para impedir a queda mais acentuada do σ_R .

Para o lote 2, a figura 110b mostra que o aumento da FV_P entre E1–E2, E2–E3, E4–E5 e E6–E7 é acompanhado de aumento do σ_R , enquanto a redução da FV_P entre E3–E4, e E7–E8 ocorre junto com a redução do σ_R para os mesmos intervalos.

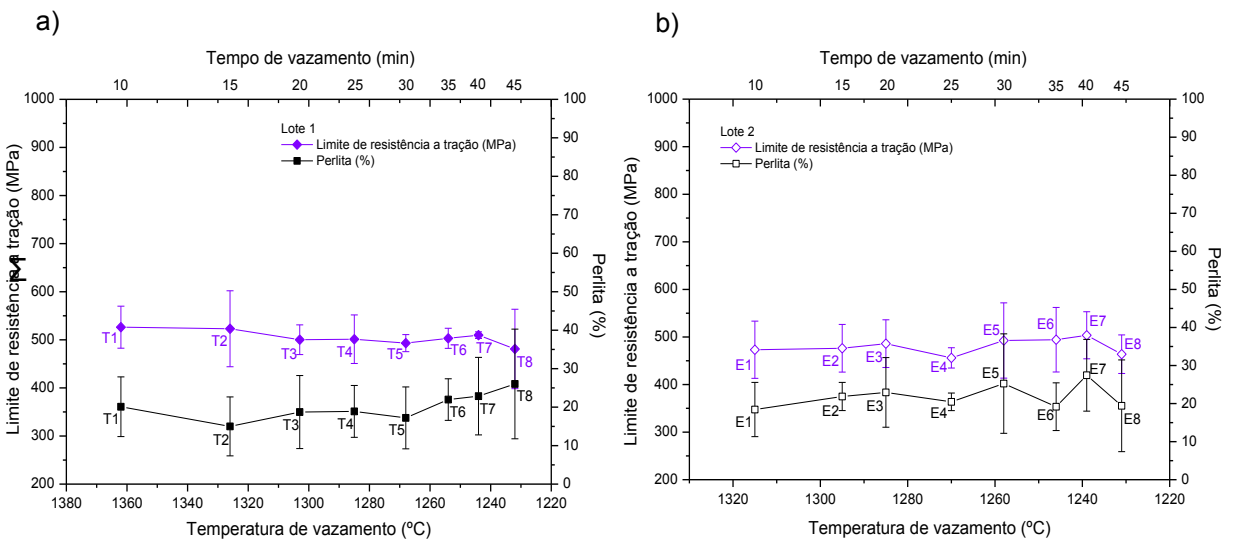


Figura 110: Relação entre LTR e FV_P dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

Quanto ao σ_R , é possível concluir que:

- O σ_R é sensível à quantidade de nódulos/mm², ao tamanho e a forma dos nódulos, ao tempo e a temperatura de vazamento, e a variação das FV_F e FV_P .
- O aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento tendem a diminuir o σ_R , como observado no lote 1. Um aumento da quantidade de nódulos/mm², mesmo em temperaturas menores, como observado no lote 2 contribui para combater a redução dos valores de σ_R .
- O aumento da FV_F e diminuição da FV_P conduzem a diminuição do LTR, enquanto a diminuição da FV_F e aumento da FV_P favorecem ao aumento do LTR.
- A combinação de fatores como aumento da quantidade de nódulos/mm², aumento da quantidade de nódulos N1, grau de nodularidade da grafita, diminuição da FV_P , e aumento da FV_F combatem a redução do σ_R provocada pelo aumento do tempo e da temperatura de vazamento.

5.1.4.2. Alongamento Relativo (δ) e características estruturais dos FFN

A figura 111 mostra a variação do δ e da quantidade de nódulos por área em função do tempo e da temperatura de vazamento para as ligas dos lotes 1 e 2. A análise da figura 111a mostra que o δ tende a diminuir com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento nas ligas do lote 1. O δ diminui consideravelmente de $20,18 \pm 4,92\%$ em T1 para $10,52 \pm 8,98\%$ em T8. A quantidade de nódulos por área, como já observado anteriormente também apresenta tendência de queda. Para o lote 2, a análise da figura 111b, mostra uma tendência menos acentuada de queda do δ em função do tempo e da temperatura de vazamento, de $22,47 \pm 8,58\%$ em E1 para $16,63 \pm 7,43\%$ em E8. Verifica-se ainda que a quantidade de nódulos por área tende a aumentar para maiores tempos e menores temperaturas de vazamento. A partir daí, conclui-se que o aumento da quantidade de nódulos por área contribui para minimizar a tendência de queda do δ em função do tempo e da temperatura de vazamento.

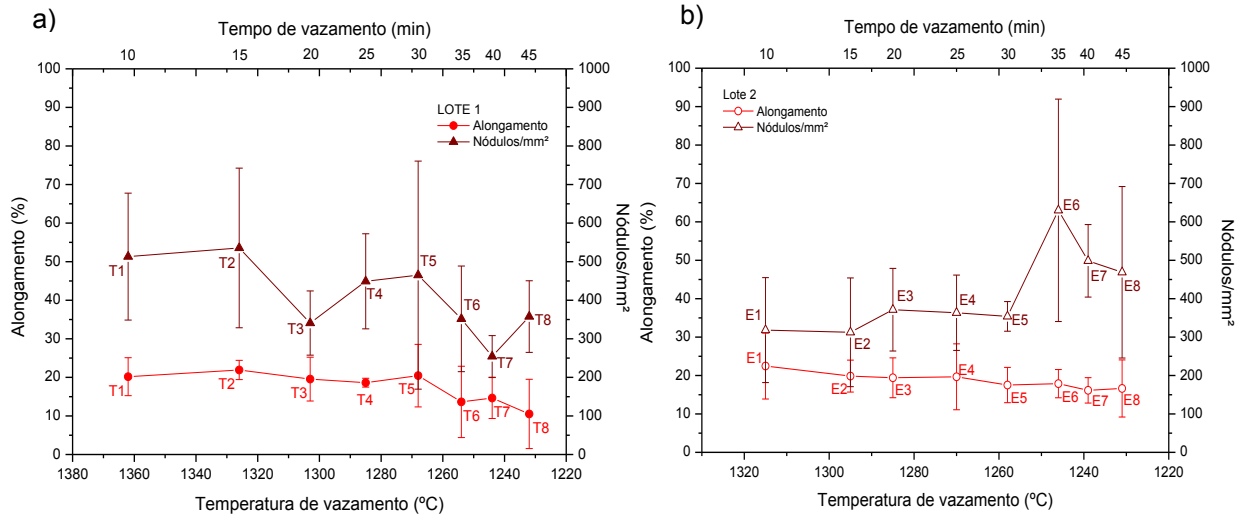


Figura 111: Relação entre δ e quantidade de nódulos/mm² dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).

A figura 112 mostra a relação entre o δ e o grau de nodularidade da grafita para as ligas de FFN dos lotes 1 e 2.

A análise da figura 112a (lote 1) mostra que com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento ocorre a diminuição do grau de nodularidade da grafita, acompanhada pela redução do δ , deixando evidente a correlação entre tais fatores.

Para o lote 2 (figura 112b), observa-se que com o aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento não ocorre diminuição do grau de nodularidade da grafita, e δ apresenta uma queda menos acentuada, quando comparada com a queda observada entre no lote 1.

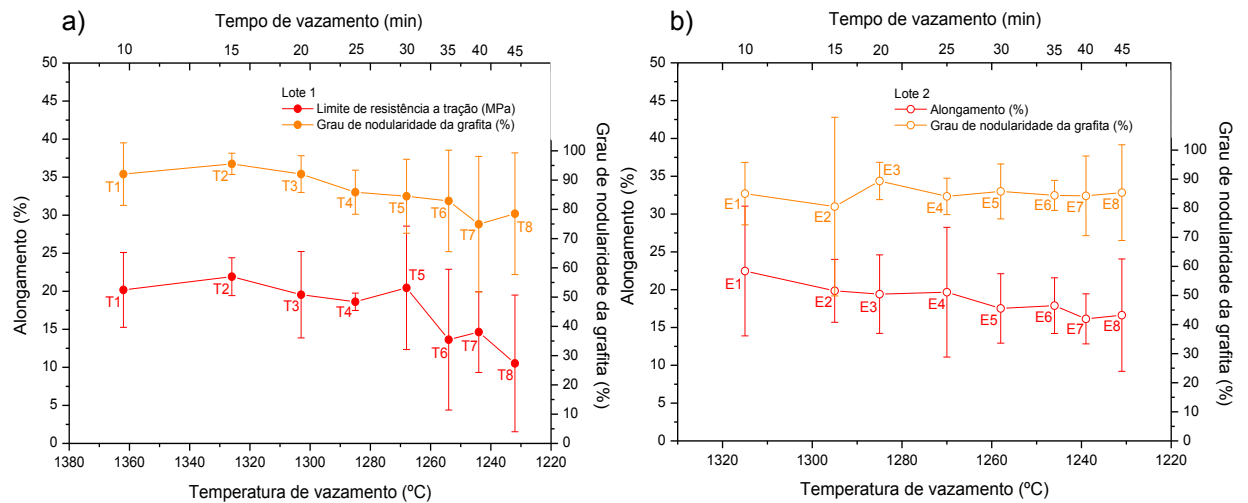


Figura 112: Grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1 e 2.

A variação das FV_F e FV_P em função do tempo e da temperatura de vazamento também exercem influência sobre o δ dos FFN dos lotes 1 e 2, conforme demonstrado na figura 113.

Para o lote 1 (figura 113a), verifica-se que entre T1 (10min/1362°C) e T5 (30min/1268°C), o comportamento das curvas é bastante semelhante, demonstrando que o aumento da FV_F é acompanhado por aumento do δ , e a redução da FV_F provoca redução do δ . A partir de T5 até T8 (45min/1232°C) observa-se tendência de queda da FV_F acompanhada de queda do AR.

Para o lote 2 (figura 113b), nota-se que entre E1–E2, E2–E3, E4–E5 e E6–E7 a redução da FV_F é acompanhada de redução do δ , enquanto entre E3–E4, E5–E6 e E7–E8, nota-se o aumento da FV_F acompanhado por aumento do δ .

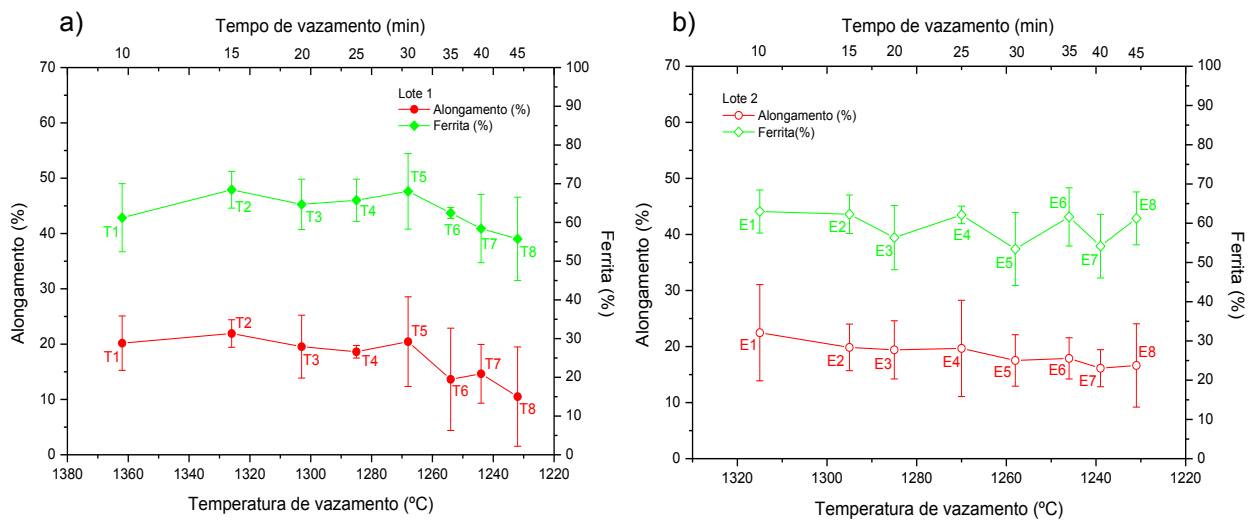


Figura 113: Relação entre δ e porcentagem de ferrita dos FFN dos lotes 1 e 2.

A variação da FV_P em função do tempo e da temperatura de vazamento exerce influência sobre o δ dos FFN, conforme mostrado na figura 114.

A análise do lote 1 (figura 114a) mostra que entre T1 (10min/1362°C), e T5 (30min/1268°C) a diminuição da FV_P entre T1–T2 e T4–T5 é acompanhada por aumento do δ , enquanto o aumento da FV_P entre T2–T3 e T3–T4 é acompanhado de diminuição do δ . Entre T5 e T8 (45min/1232°C), têm-se um aumento da FV_P , que resulta em queda do δ .

O comportamento da variação da FV_P e do AR em função do tempo e da temperatura de vazamento é analisado na figura 114b para as ligas do lote 2. Verifica-se o aumento da FV_P entre E1–E2, E2–E3, E4–E5 e E6–E7, seguido de

Capítulo 5

diminuição do δ . Entre E3–E4, E5–E6 e E7–E8, a diminuição da FV_P é acompanhada de aumento do δ das ligas.

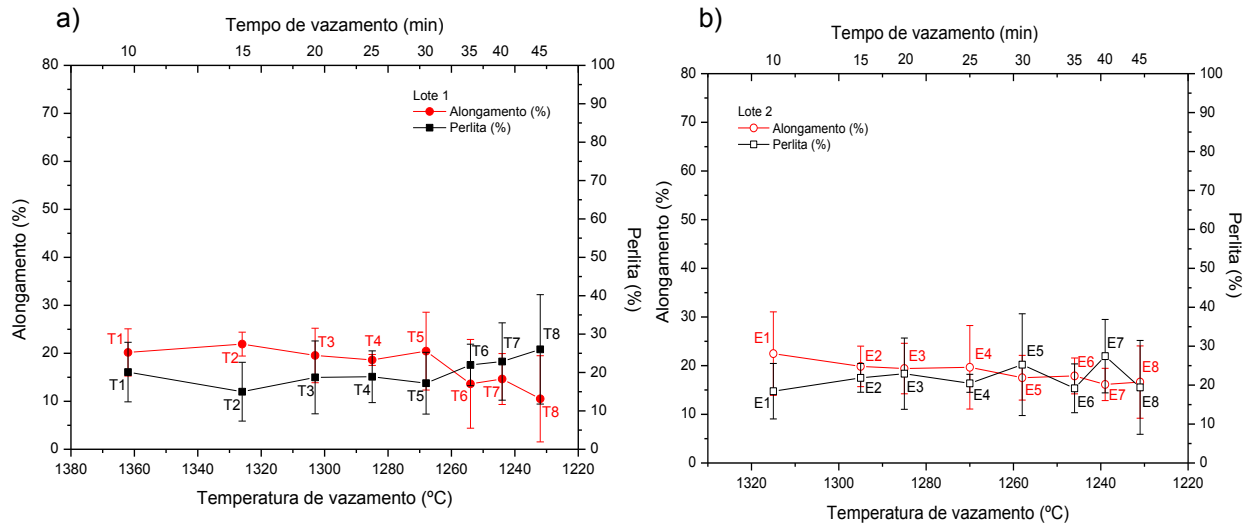


Figura 114: Relação entre δ e porcentagem de perlita dos FFN dos lotes 1 e 2.

Quanto ao δ , conclui-se que:

- O δ sofre ação combinada dos seguintes fatores: grau de nodularidade da grafita, quantidade de nódulos/mm², variação da FV_F e FV_P , tempo e temperatura de vazamento.

- O aumento do tempo e a diminuição da temperatura de vazamento provocam redução do δ dos FFN, conforme observado nos lotes 1 e 2.

- O aumento do grau de nodularidade da grafita favorece o aumento do δ dos FFN, e impede queda acentuada dessa propriedade provocada pelo tempo e pela temperatura de vazamento, conforme observado nas ligas do lote 2.

- O δ tende a diminuir influenciado pela redução da quantidade de nódulos/mm², como observado para as ligas do lote 1. Aumentos da quantidade de nódulos/mm², combatem a queda do δ provocada pelo aumento do tempo e redução da temperatura de vazamento, conforme observado nas ligas do lote 2.

- Aumento da FV_F e diminuição da FV_P contribuem para o aumento do δ , enquanto redução da FV_F e aumento da FV_P diminuem o δ dos FFN.

5.1.4.3. Tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) e características estruturais dos FFN

A tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) se mostrou sensível à variação das FV_F e FV_P em função do tempo e da temperatura de vazamento, conforme mostrado nas figuras 115 e 116 respectivamente.

Observa-se na figura 115a, entre T1 (10min/1362°C) e T6 (35min/1268°C) que o aumento da FV_F (entre T1–T2, T3–T4 e T4–T5) é acompanhado de redução da $\sigma_{0,2}$, enquanto a diminuição da FV_F (entre T2–T3, T5–T6) é acompanhada pelo aumento da $\sigma_{0,2}$. Entre T6 e T8 (45min/1232°C) essa relação não é observada, e a queda da $\sigma_{0,2}$ pode ser está relacionada com o aumento da presença de cementita.

Para os FFN do lote 2, verifica-se na figura 115b que entre E2 (15min/1295°C) e E7 (40min/1239°C) o aumento da FV_F (entre E3–E4 e E5–E6) conduz a diminuição da $\sigma_{0,2}$, enquanto a diminuição da FV_F (entre E2–E3, E4–E5 e E6–E7) favorece ao aumento da $\sigma_{0,2}$. Entre E1–E2, a queda da $\sigma_{0,2}$ e a FV_F variam muito ligeiramente, enquanto entre E7–E8, o aumento da $\sigma_{0,2}$ pode ser justificado pela maior presença de cementita na matriz.

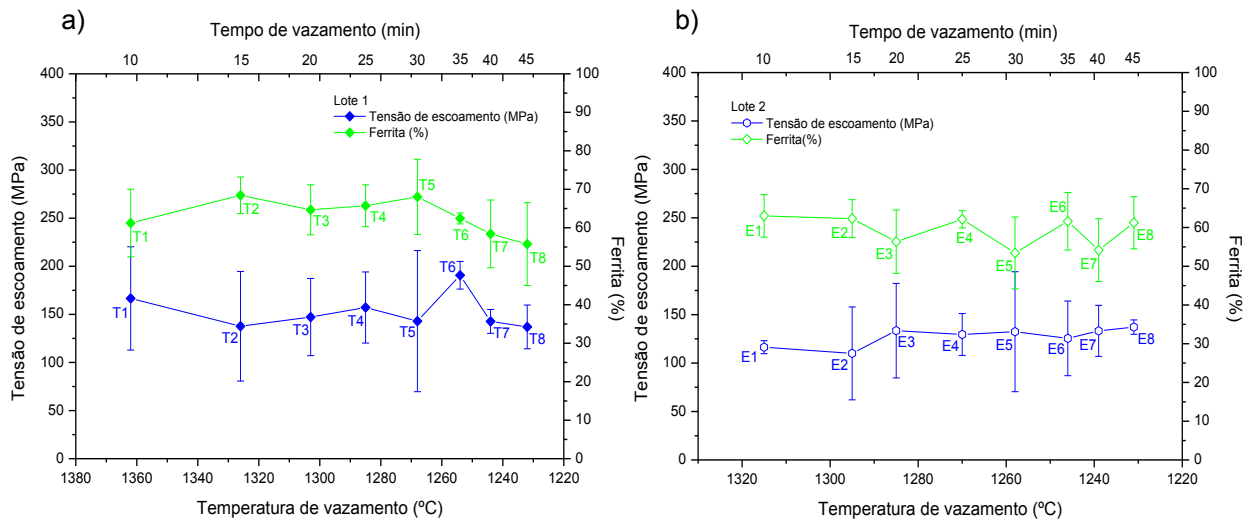


Figura 115: Relação entre $\sigma_{0,2}$ e percentagem de ferrita dos FFN dos lotes 1 e 2.

O impacto da variação da FV_P sobre a $\sigma_{0,2}$ dos FFN dos lotes 1 e 2 são apresentados na figura 116. Analisando a figura 116a (lote 1), verifica-se que a diminuição da FV_P é acompanhada de diminuição da $\sigma_{0,2}$ entre as ligas T1–T2 e T4–T5. Entre T2–T3, T3–T4 e T5–T6 observa-se aumento FV_P e da $\sigma_{0,2}$. A partir de T6, a coerência se perde, e a $\sigma_{0,2}$ possivelmente passa a sofrer influência de outros fatores

Capítulo 5

como o grau de nodularidade, a quantidade de nódulos por área, e a presença de cementita livre na matriz.

Para o lote 2, observa-se que o aumento FV_P é acompanhado de aumento da $\sigma_{0,2}$ entre E2–E3, E4–E5 e E6–E7. Nos intervalos entre E3–E4 e E5–E6 a FV_P cai, e consequentemente a $\sigma_{0,2}$ também diminui. Entre E1–E2 e E7–E8 a relação não é observada, indicando mais uma vez a influência de outros fatores como o grau de nodularidade (entre E1–E2), e ainda a presença de cementita livre (entre E7–E8).

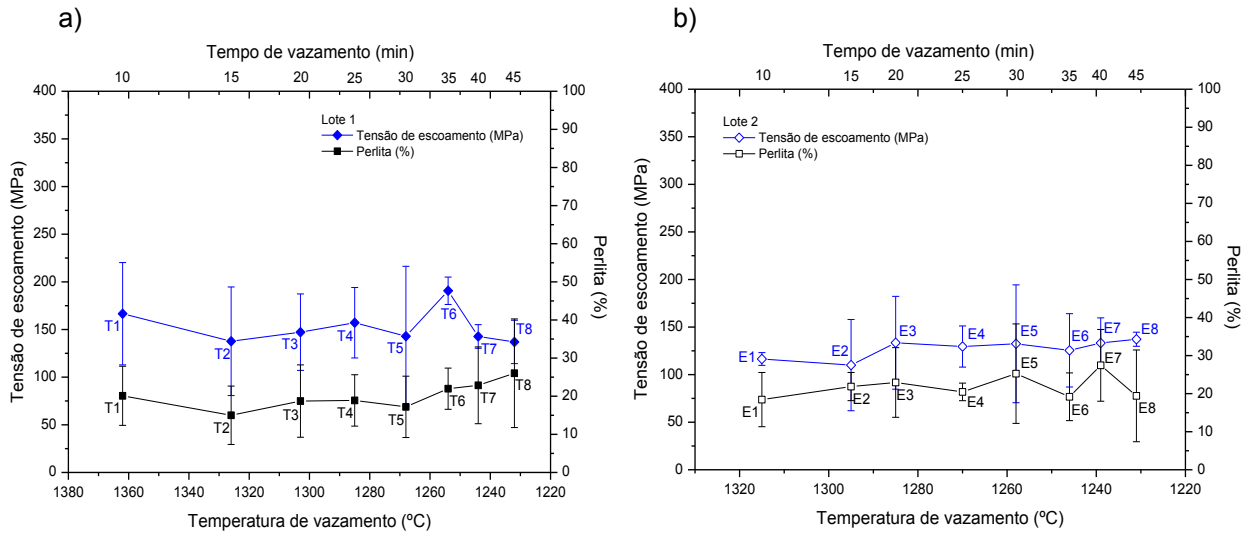


Figura 116: Relação entre $\sigma_{0,2}$ e porcentagem de perlita dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

A figura 117 mostra a variação da $\sigma_{0,2}$ e da quantidade de nódulos por área em função do tempo e da temperatura de vazamento. Para o lote 1 (figura 117a) não se observa relação coerente entre a $\sigma_{0,2}$ e a quantidade de nódulos por área em função do tempo e da temperatura de vazamento. Com relação ao lote 2 (figura 117b), observa-se que entre E1 (10min/1315°C) e E5 (30min/1258°C) as curvas da $\sigma_{0,2}$ e da quantidade de nódulos por área apresentam comportamento bastante semelhante. Entre E6 (35min/1246°C) e E8 (45min/1231°C) essa correlação se perde. Conclui-se a partir dessa análise que a quantidade de nódulos por área pode exercer fraca influência sobre a $\sigma_{0,2}$.

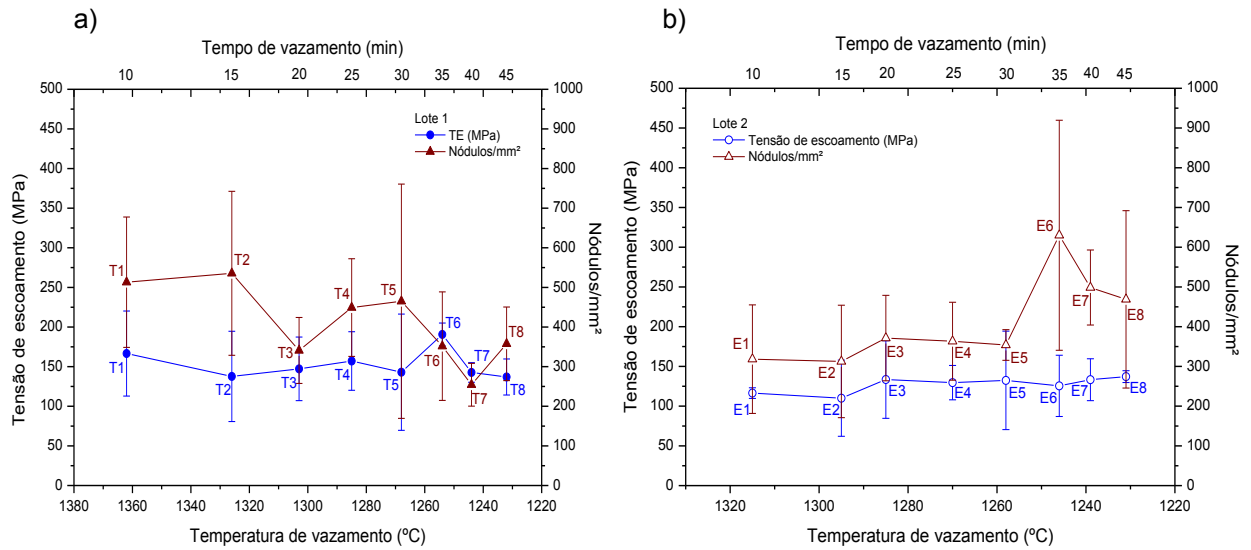


Figura 117: Relação entre $\sigma_{0,2}$ e quantidade de nódulos por área dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

A variação da $\sigma_{0,2}$ e do grau de nodularidade da grafita em função do tempo e da temperatura de vazamento dos FFN é apresentada na figura 118. Para o lote 1 (figura 118a) verifica-se que a $\sigma_{0,2}$ e o grau de nodularidade apresentam baixa correlação, indicando fraca relação entre essa propriedade e o parâmetro estrutural avaliado. Chama atenção o aumento da $\sigma_{0,2}$ em T6 ($190,66 \pm 14,37$ MPa), que está relacionado com o aumento da FV_P e diminuição da FV_F observada anteriormente. Já a análise do lote 2 (figura 118b), mostra que a tendência de aumento da $\sigma_{0,2}$ entre E1 (10min/1315°C) e E3 (20min/1285°C) é acompanhada de tendência de aumento do grau de nodularidade da grafita. Entre E4 (25min/1270°C) e E8 (45min/1231°C) a tendência de estabilidade da $\sigma_{0,2}$ é acompanhada de tendência de estabilidade do grau de nodularidade. Conclui-se a partir daí que o grau de nodularidade pode exercer baixa influência sobre a $\sigma_{0,2}$ dos FFN.

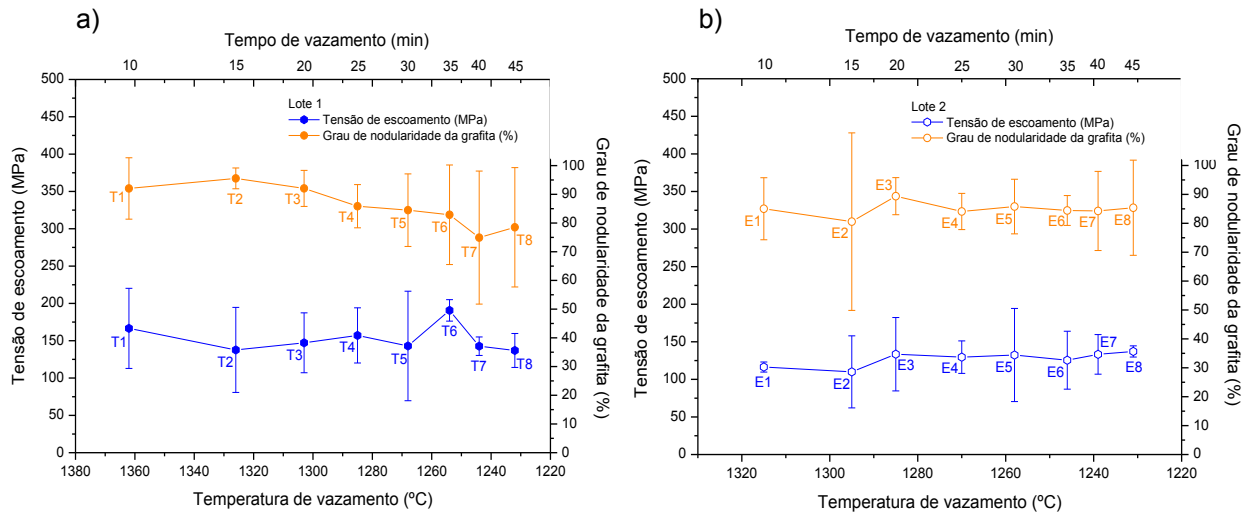


Figura 118: Relação entre $\sigma_{0,2}$ e grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1 (a) e 2 (b).

Sobre a tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$), conclui-se que:

- A tensão de escoamento é influenciada pelas variações das FV_F e FV_P observadas em função do tempo e da temperatura de vazamento.
- Aumento da FV_F e diminuição da FV_P resultam em diminuição da $\sigma_{0,2}$.
- Diminuição da FV_F e aumento da FV_P favorecem ao aumento da $\sigma_{0,2}$.
- Nos vazamentos realizados em menores temperaturas e maiores tempos de vazamento (a partir de T6-35min/1268°C, e E7-40min/1239°C), a $\sigma_{0,2}$ é influenciada também pela presença de cementita livre na matriz.
- As análises dos FFN do lote 2 indicam que a $\sigma_{0,2}$ é influenciada também pela quantidade de nódulos por área, e pelo o grau de nodularidade da grafita. Porém, esses parâmetros estruturais não são os mais atuantes sobre essa propriedade.

5.1.4.4. Módulo de elasticidade (E) e características estruturais dos FFN

As análises realizadas apontam que o Módulo de elasticidade (E) dos FFN sofre influência do grau de nodularidade da grafita, conforme demonstrado na figura 119. Observa-se para o lote 1 (figura 119a), que Entre T1 (10min/1362°C) e T3 (20min/1303°C), o grau de nodularidade têm os maiores valores, e ao mesmo tempo, verifica-se tendência de aumento do valor de E. A partir de T3 até T5 (30min/1268°C), observa-se redução do grau de nodularidade acompanhada de

Capítulo 5

redução dos valores de E. Entre T6 (35min/1254°C) e T8 (45min/1232°C) o grau de nodularidade continua em queda, porém o módulo de elasticidade sofre aumento, indicando a influência combinada de fatores como a variação das FV_F e FV_P , e da quantidade de nódulos por área.

Analisando o lote 2 (figura 119b), nota-se que o grau de nodularidade tende a se manter estável em função do tempo e da temperatura de vazamento. Um comportamento semelhante é observado para o módulo de elasticidade, o que demonstra a correlação entre os dois fatores.

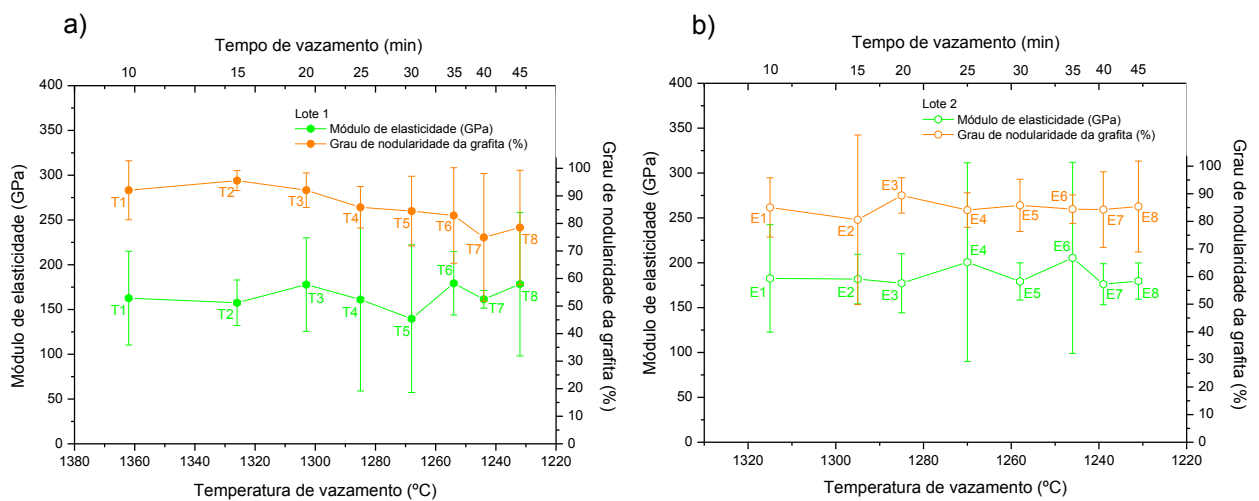


Figura 119: Relação entre módulo de elasticidade e grau de nodularidade da grafita dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).

A relação entre a variação do módulo de elasticidade e da quantidade de nódulos por área é demonstrada na figura 120. Analisando a figura 120a, verifica-se para o lote 1 que entre T1-T2, T3-T4 e T4-T5 os valores de E diminuem, enquanto a quantidade de nódulos por área aumenta. Nos intervalos entre T2-T3 e T5-T6, os valores de E aumentam acompanhados por queda da quantidade de nódulos por área. Entre T6 e T8 essa correlação não é observada.

Para o lote 2 (figura 120b) observa-se que entre E1-E2 o módulo de elasticidade e a quantidade de nódulos por área sofre pouca variação. Entre E2-E3, nota-se pequena redução de E, acompanhada de aumento da quantidade de nódulos por área. Entre E3-E4 e E7-E8 o aumento do módulo de elasticidade é acompanhado de redução da quantidade de nódulos por área. Entre E4-E5, E5-E6 e E6-E7 a relação inversa entre módulo de elasticidade e quantidade de nódulos por

Capítulo 5

área não é observada, indicando mais uma vez a influência combinada de outros fatores estruturais sobre essa propriedade.

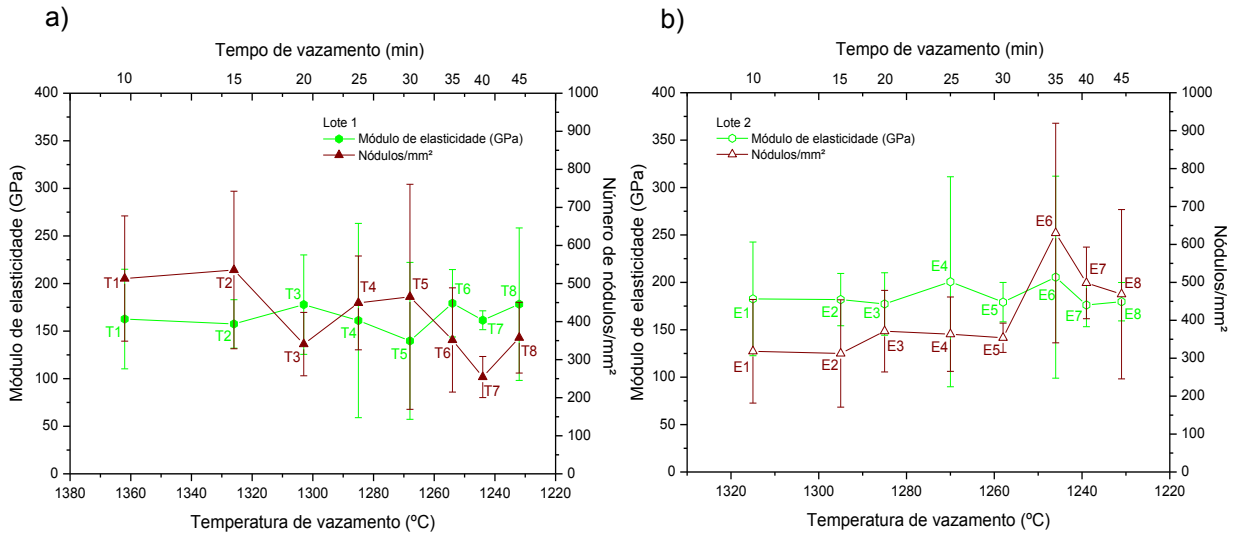


Figura 120: Relação entre módulo de elasticidade e a quantidade de nódulos por área dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).

A variação da FV_P e do módulo de elasticidade em função do tempo e da temperatura de vazamento é mostrada na figura 121. Verifica-se que para o lote 1 (Figura 121a) que a diminuição da FV_P entre T1-T2 e T4-T5, é acompanhada por redução do módulo de elasticidade. Já o aumento da FV_P entre T2-T3, T5-T6, T6-T7 e T7-T8, promove o aumento do módulo de elasticidade.

Para o lote 2, a análise da figura 121b mostra que as curvas da FV_P e do módulo de elasticidade tendem a se manter estáveis entre E1 e E5. A partir de E5 até E8 a correlação entre módulo de elasticidade e FV_P não é observada, indicando que a variação da FV_P exerce influência moderada sobre o módulo de elasticidade.

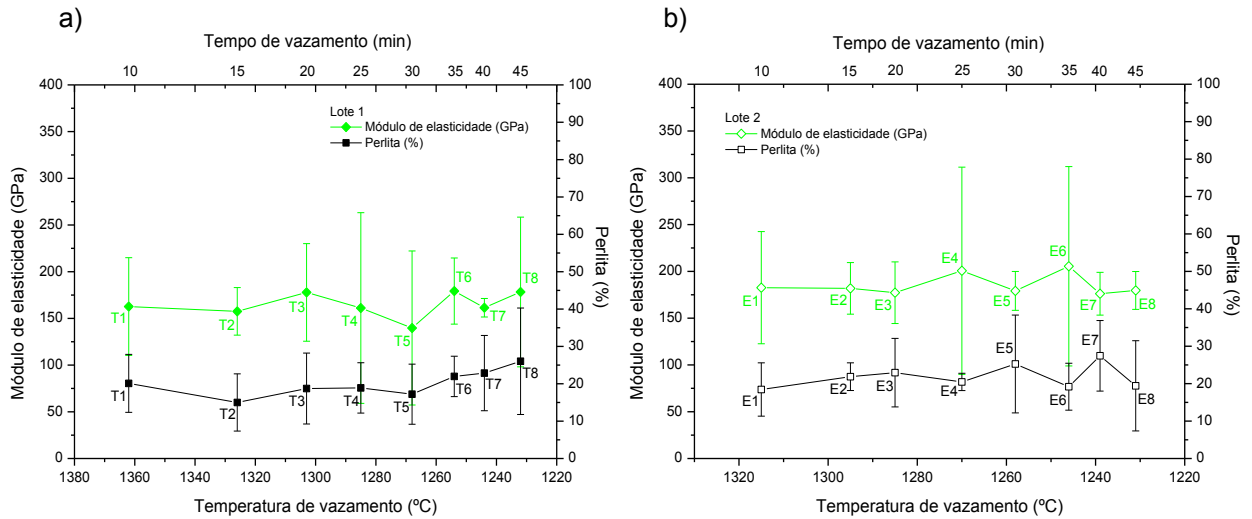


Figura 121: Relação entre módulo de elasticidade e a FV_P dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).

A influência da variação da FV_F sobre o módulo de elasticidade dos FFN em função do tempo e da temperatura de vazamento é demonstrada na figura 122. A análise do lote 1 (figura 122a) mostra que entre T1-T2, T3-T4 e T4-T5, o aumento da FV_F é acompanhado de redução do módulo de elasticidade. Entre T2-T3, T5-T6 e T7-T8, a diminuição da FV_F promove aumento do módulo de elasticidade. Entre T6-T7 essa relação não é observada, e a variação do módulo de elasticidade pode estar associada a diminuição do grau de nodularidade da grafita. Para o lote 2 (figura 122b), verifica-se que as curvas da FV_F e do módulo de elasticidade sofrem pouca alteração em função do tempo e da temperatura de vazamento entre E1 e E3. A partir de E3 até E8, o comportamento das curvas é bastante parecido, porém a relação inversa esperada não é observada. A partir daí, conclui-se que a variação da FV_F exerce moderada influência sobre o módulo de elasticidade dos FFN.

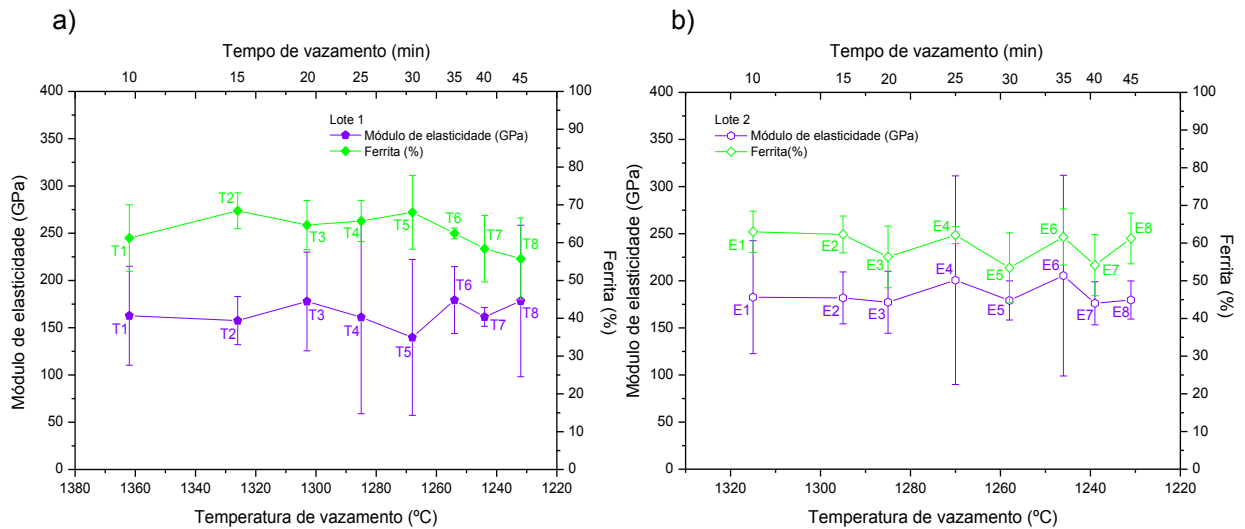


Figura 122: Relação entre módulo de elasticidade e a FV_F dos FFN dos lotes 1(a) e 2 (b).

Quanto ao módulo de elasticidade (E) é possível afirmar:

- O módulo de elasticidade sofre alterações em função do grau de nodularidade da grafita, da variação das FV_F e FV_P , quantidade de nódulos por área, e do tempo e da temperatura de vazamento.
- A redução do grau de nodularidade da grafita diminui o módulo de elasticidade dos FFN, como observado nas ligas do lote 1. Quando o grau de nodularidade tende a ser manter constante, mesmo em maiores tempos e menores temperaturas, verifica-se uma tendência de estabilidade dos valores de E, como observado no lote 2.
- Aumentos da FV_P provocam aumentos do módulo de elasticidade, enquanto redução da FV_P causa a diminuição do módulo de elasticidade, como observado na análise do lote 1. No lote 2, verificou-se moderada correlação entre FV_P e módulo de elasticidade, demonstrando que a influência desse parâmetro estrutural não se mostrou tão determinante como o grau de nodularidade.
- Diminuições FV_F provocam aumentos do módulo de elasticidade, enquanto aumento da FV_F causa a diminuição do módulo de elasticidade, como observado na análise do lote 1. No lote 2, verificou-se moderada correlação entre FV_F e módulo de elasticidade.

A tabela 47 mostra o grau de influência de cada parâmetro avaliado sobre as propriedades mecânicas dos FFN.

Tabela 47: influência dos parâmetros avaliados sobre as propriedades mecânicas dos FFN.

Propriedade	Nível de influência					
	Parâmetro					
	Grau de nodularidade	Nód/mm ²	FV _F	FV _P	Tempo	Temperatura
σ_R	Forte	Forte	Forte	Forte	Moderado	Moderado
δ	Forte	Forte	Forte	Forte	Forte	Forte
$\sigma_{0,2}$	Fraco	Fraco	Forte	Forte	Fraco	Fraco
E	Forte	Fraco	Moderado	Moderado	Fraco	Fraco

5.2. A teoria do crescimento da grafita por aglomeração dos nódulos.

Com base na análise dos dados expostos até aqui, em especial as observações estruturais dos FFN de diferentes composições químicas, vazados em diferentes tempos e temperaturas, juntamente com as observações estruturais relatadas por outros pesquisadores, conclui-se que a grafita nodular é um constituinte fundamental para as propriedades mecânicas dos FFN. A partir daí, torna-se importante tentar explicar seu crescimento, a partir de um mecanismo de aglomeração de C, ainda não explorado em pesquisas anteriores, e que fica evidente nas análises sistemáticas realizadas neste trabalho. Para tanto, é necessário admitir algumas condições fundamentais:

- Admitindo que os sistemas tendam naturalmente à redução de sua energia de Gibbs;

- A presença de C no estado livre, na forma de grafita diminui a energia de Gibbs no sistema;
- Admitindo que a forma esférica da grafita oferece ao sistema o menor nível energético;
- Admitindo que a grafita nodular possa se nuclear de modo heterogêneo e homogêneo, segundo as teorias de nucleação apresentadas na revisão bibliográfica.
- Admitindo o efeito do *fading* que provoca o coalescimento das inclusões no líquido em função do tempo, como resultado de diminuição de energia do sistema, reduzindo assim o número de centros de crescimento heterogêneo;
- Admitindo que os nódulos de grafita são posteriormente envolvidos pela austenita até a temperatura eutetóide durante o processo de solidificação;

A partir dos conceitos postulados, é possível afirmar que depois de nucleados de maneira heterogênea ou homogênea, os pequenos nódulos de grafita crescem inicialmente diretamente sobre o líquido pela difusão do C da interface líquido/grafita, mantendo a forma esférica de menor nível de energia. Esses nódulos, porém se movem livremente por todo o líquido enquanto crescem pelo mecanismo difusivo. A liberdade de movimento dos nódulos permite que os mesmos se “encontrem” e se aglomerem (coalesçam), assim como ocorre com as inclusões descritas por Skaland (2004) na explicação do efeito do *fading*. A força motriz da aglomeração dos nódulos é a redução da energia livre do sistema, tal como no caso do *fading* das inclusões de Si e Mg. Como a tendência natural do sistema é a redução do seu nível de energia de Gibbs, a aglomeração dos nódulos ocorrerá naturalmente, enquanto os mesmos puderem se movimentar livremente pelo líquido. Como a forma esférica da grafita é a de menor nível de energia, a aglomeração se desenvolverá de modo que a grafita se mantenha esférica. Como resultado da aglomeração, ocorre a diminuição da quantidade de nódulos por área, e simultaneamente o aumento do tamanho dos nódulos, que agora crescem tanto pela difusão do C, quanto pela aglomeração dos nódulos.

Com o aumento do tempo, e prosseguimento do resfriamento, a temperatura eutética é alcançada, e a partir daí, o líquido remanescente se solidifica na forma de austenita e grafita (admitindo aqui o mecanismo estável de transformação de fases). Com o surgimento da austenita sólida, a mobilidade dos nódulos de grafita é reduzida, pois a austenita começa a envolver os nódulos, conforme demonstrado por

Souza Santos *et. al.* (1989) e Riviera *et. al.* (2003). Com a diminuição da mobilidade dos nódulos, o processo de aglomeração fica comprometido, e a forma nodular também. Resultando na presença da grafita não nodular de diferentes tamanhos (N16) observada nos histogramas das ligas dos lotes 1 e 2. Com o término da transformação eutetóide, e consequente envolvimento dos nódulos pela austenita, cessa-se o crescimento por aglomeração. A figura 123 apresenta um esquema da teoria de crescimento dos nódulos por aglomeração.

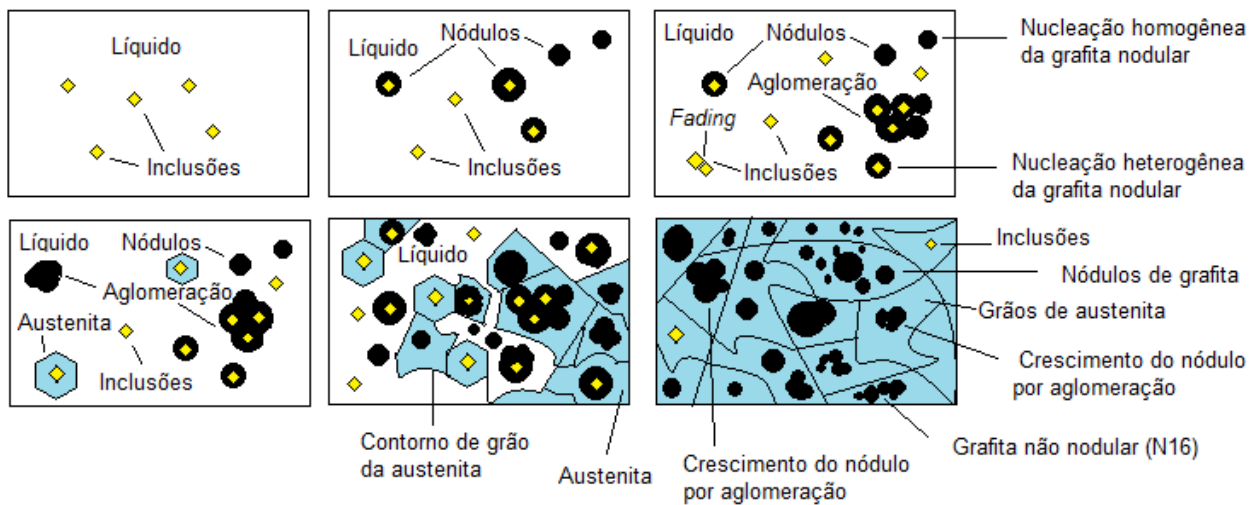


Figura 123: Esquema do crescimento dos nódulos de grafita por aglomeração se desenvolvendo até a temperatura eutetóide.

Com o resfriamento se desenvolvendo entre as temperaturas eutetóide e eutética, ocorre o empobrecimento de carbono na austenita. O carbono se difunde para a grafita através do contorno austenita/grafita, formando novos núcleos e nódulos que se aglomeram e crescem. Abaixo da temperatura eutetóide, ocorre a transformação da austenita para ferrita e cementita. Nas regiões mais próximas dos nódulos, onde a concentração de C na austenita é muito baixa, formam-se os grãos de ferrita observados ao redor dos nódulos (figura 124a). A perlita se forma a partir dos grãos de austenita, onde a concentração de C é mais elevada, portanto, longe dos nódulos de grafita, conforme observado na figura 124b, formando assim a estrutura dos FFN analisados.

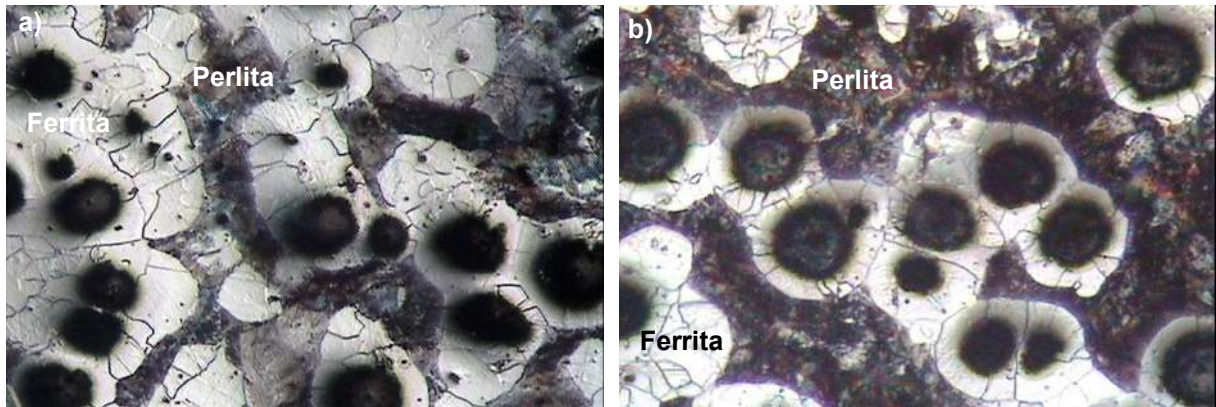


Figura 124: Microestrutura das ligas T2 (15min/1326°C), lote 1 (a), e E7 (40min/1239°C), lote 2. Campo claro e aumento de 100X.

6. CONCLUSÃO

Análise dos resultados que correlaciona alterações na composição química, estrutura e propriedades de dois lotes de ligas de ferro fundido nodular (FFN), vazadas cada uma em 8 tempos num intervalo de até 45 minutos após tratamento de inoculação e grafitização, permite fazer seguintes conclusões:

A composição química dos FFN dos lotes 1 e 2 sofre alterações consideráveis após a os tratamentos de inoculação e nodulização. No lote 1, a adição de 0,195%p (8,8kg) de Mg reduziu do teor de S de 0,015%p para 0,006%p, com uma taxa dessulfuração de 60%, e perda de 0,118%p (5,37kg) de Mg, restando 0,077%p (3,43kg) de Mg no metal tratado (MT). No lote 2, a adição de 0,262%p (11,1kg) de Mg resultou numa taxa de dessulfuração de 75%, com variação no teor de S de 0,014%p no metal-base (MB) para 0,0035%p no metal tratado. A perda de Mg foi de 0,168%p (6,86kg), restando 0,094%p (4,24kg) de Mg no MT. A análise do Si no lote 1 mostra uma variação de 2,18%p no MB para 2,53%p no MT. No lote 2 o Si variou de 2,08%p para 2,47%p. Ambas as ligas apresentam comportamento hipereutético, com C eq. do MT de 4,58%p (lote 1), e 4,76%p (lote 2). Esses fatores contribuíram para a elevada grafitização do C mesmo para as ligas vazadas em maiores tempos sobre maior influência do mecanismo metaestável de transformação de fases.

Os teores de P e Mn apresentaram variação desprezível nas condições MB e MT. A análise química do MB do lote 1 determinou 0,21%p de Mn e 0,08%p de P. Já na condição de MT, determinou-se 0,21%p de Mn e 0,07%p de P. Na panela do lote 2, a análise do MB apontou 0,18%p de Mn e 0,10%p de P. Na condição de MT, o teor de Mn é de 0,17%p e o de P equivale a 0,09%p. Conclui-se que os tratamentos de inoculação e nodulização não influenciam as concentrações de Mn e P.

As análises das microestruturas dos FFN determinaram a estrutura composta por nódulos e núcleos de grafita, distribuídos sobre uma matriz ferrítico/perlítica, com os nódulos de grafita envolvidos pela ferrita. Os cálculos de fração volumétrica (FV) dos constituintes ferrita, grafita e perlita, determinaram a predominância da ferrita.

Nos dois lotes, notou-se uma tendência de FV_F diminuir, e FV_P aumentar, com maiores tempos e menores temperaturas. FV_F variou entre máximo de $68,44 \pm 4,74\%$ (T2-15min/1326°C) e mínimo de $55,75 \pm 10,76\%$ (T8-45min/1232°C), nas ligas do lote 1, e entre máximo de $62,99 \pm 5,49\%$ (E1-10min/1315°C) e mínimo de $53,43 \pm 9,29\%$ (E5-30min/1258°C), nas ligas do lote 2, enquanto FV_P variou entre mínimo de $15,00 \pm 7,66\%$ (T2-15min/1326°C) e máximo de $26,03 \pm 14,25\%$ (T8-45min/1232°C), para lote 1, e entre mínimo de $18,44 \pm 7,13\%$ (E1-10min/1315°C) e máximo de $27,44 \pm 9,43\%$ (E7-40min/1239°C), para lote 2.

Os valores de FV_G variavam entre um mínimo de $14,69 \pm 2,31\%$ (T4-25min/1285°C) e um máximo de $18,72 \pm 5,90\%$ (T7-40min/1244°C), no lote 1, e entre um mínimo de $15,85 \pm 3,19\%$ (E2-15min/1295°C) e um máximo de $21,31 \pm 5,66\%$ (E5-30min/1258°C). no lote 2, revelando o desenvolvimento do processo de grafitação, com tempo.

Com tempo e diminuição de temperatura do líquido, a diminuição do teor de C favorece a nucleação da grafita, crescimento dos nódulos e aparecimento dos pequenos núcleos de C, que com tempo tendem a se aglomerar, diminuindo a quantidade de núcleos pequenos por área. Como resultado da nucleação de grafita e sua aglomeração, formam-se nódulos regulares, irregulares e incertos (tipos VI, V e IV respectivamente) classificados por tamanho entre N2 ($8,2 \mu\text{m}$ a $16,4 \mu\text{m}$) e N15 ($114,80 \mu\text{m}$ a $123,00 \mu\text{m}$). Com o resfriamento abaixo da temperatura eutética, a solidificação da austenita diminui a mobilidade dos nódulos e compromete o processo de aglomeração. Como resultado, forma-se a grafita não nodular de diferentes tamanhos (classe N16). A partir da presença da grafita N16, ocorre diminuição do grau de nodularidade da grafita para as ligas vazadas em maiores tempos e menores temperaturas.

As concentrações de Mg de $0,077\%p$ (lote 1) e $0,094\%p$ (lote 2) no MB, juntamente com outros elementos como Si, Ca, S, Al, O e Ba formam inclusões que atuam como centros de nucleação heterogênea da grafita (óxi-silicatos, sulfatos e aluminatos complexos presentes no interior dos nódulos) A quantidade de inclusões é influenciada pela concentração de Mg no metal base, pelo tempo e pela temperatura de vazamento, e é determinante para a quantidade de nódulos por

área, e para a quantidade de nódulos e núcleos da classe N1 (0 μ m a 8,2 μ m). Com o aumento do tempo e diminuição da temperatura, o *fading* coalesce as inclusões, reduzindo a quantidade de nódulos por área, e a quantidade de nódulos N1, conforme observado nas ligas do lote 1. No lote 2, a maior concentração de Mg no MT favoreceu o aumento da quantidade de centros de nucleação da grafita, diminuindo o *fading*, o que gerou aumento da quantidade de nódulos por área e da quantidade de nódulos e núcleos de grafita N1.

O limite de resistência à tração (σ_R) é influenciado pela ação combinada do tempo, da temperatura, do grau de nodularidade da grafita, da quantidade de nódulos por área e da variação das frações volumétricas de ferrita (FV_F) e perlita (FV_P). O aumento do tempo e a diminuição da temperatura de vazamento conduz a diminuição do σ_R no lote 1, acompanhada por diminuição da quantidade de nódulos N1 (0 μ m a 8,2 μ m), diminuição do grau de nodularidade da grafita, diminuição da quantidade de nódulos por área, e variações das FV_F e FV_P . Nas ligas do lote 2, o σ_R se mostrou estável, com ligeira tendência de aumento nos vazamentos entre 20min (E3/1285°C) e 40min (E7/1239°C), que pode ser justificado pelo aumento simultâneo da quantidade de grafita N1, aumento da quantidade de nódulos por área, e estabilização do grau de nodularidade da grafita e variações nas FV_F e FV_P .

O alongamento relativo (δ) é influenciado pela ação do tempo, da temperatura, do grau de nodularidade, da quantidade de nódulos por área, e das variações das FV_F e FV_P . O aumento do tempo e a diminuição da temperatura reduz o δ dos FFN. No lote 1 a redução se mostrou acentuada, variando de 21,92 \pm 2,49% (T2-15min/1326°C) para 10,52 \pm 8,98% (T8-45min/1232°C). Nos FFN do lote 2, o aumento do tempo e diminuição da temperatura provocou leve diminuição do δ de 22,47 \pm 8,58% (E1-10min/1315°C) para 16,14 \pm 3,31% (E8-45min/1231°C). Nos dois lotes, as curvas do δ em função do tempo e da temperatura de vazamento apresentam tendências bastante semelhantes às curvas do grau de nodularidade, da quantidade de nódulos por área, e das variações das FV_F e FV_P , indicando forte relação desses parâmetros estruturais com o δ .

A tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$) se mostrou influenciada pelo tempo, temperatura, da variação das FV_F e FV_P , grau de nodularidade e quantidade de nódulos por área. Em ambos os lotes, a diminuição da $\sigma_{0,2}$ é acompanhada de redução da FV_F e aumento da FV_P , enquanto o aumento da $\sigma_{0,2}$ é determinado por aumento da FV_F e redução da FV_P , indicando forte correlação. O tempo e da temperatura de vazamento exercem fraca influência sobre a $\sigma_{0,2}$. A quantidade de nódulos por área se mostrou pouco atuante na $\sigma_{0,2}$ dos FFN do lote 1, enquanto no lote 2 uma certa correlação foi determinada, na qual a $\sigma_{0,2}$ aumenta com o aumento da quantidade de nódulos por área. Com relação ao grau de nodularidade, verifica-se baixa correlação com a $\sigma_{0,2}$ no lote 1, enquanto no lote 2 as curvas se mostram estáveis sem tendência de redução ou aumento.

A análise do módulo de elasticidade (E) mostra que essa propriedade é fortemente influenciada pelo grau de nodularidade da grafita, pois nos lotes, as curvas de grau de nodularidade e módulo de elasticidade apresentam comportamentos semelhantes, com tendências bem parecidas. No lote 1, as ligas que possuem os maiores valores de grau de nodularidade também apresentam os maiores valores de módulo de elasticidade. O módulo de elasticidade é fracamente influenciado pelo tempo e pela temperatura, e pela quantidade de nódulos por área. A variação das FV_F e FV_P determina influência moderada sobre essa propriedade. No lote 2, observa-se a mesma correlação para os primeiros vazamentos, nas temperaturas mais elevadas. Posteriormente, essa correlação fica comprometida, indicando a influência combinada dos demais parâmetros estruturais sobre o módulo de elasticidade.

7. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho, buscou-se analisar de modo sistemático as alterações estruturais provocadas pela variação do teor de Mg, utilizando como referência lotes com teores de Mg de 0,077%p e 0,094%p vazados em diferentes tempos e temperaturas de vazamento, com o objetivo de descrever como essas alterações estruturais influenciam as propriedades dos ferros fundidos nodulares. Com base nos resultados obtidos, e nas conclusões, tendo como objetivo o aprofundamento das discussões sobre os FFN, sugere-se como trabalhos futuros:

- Observar as alterações estruturais provocadas pelo tempo e pela temperatura de vazamento, considerando uma liga de FFN com teor de Mg de 0,040%p no metal tratado, com o objetivo de avaliar a formação dos nódulos, as variações de fração volumétrica dos constituintes estruturais, o processo de aglomeração, e o impacto desses parâmetros sobre as propriedades mecânicas.

- Analisar a variação dos parâmetros estruturais (grau de nodularidade, quantidade de nódulos por área, tamanho dos nódulos, e o processo de aglomeração) em diferentes regiões dos lingotes vazados em tempos e temperaturas distintos, com o objetivo de estabelecer correlação entre esses parâmetros, e as diferentes taxas de resfriamento que conduzem a solidificação das regiões analisadas.

- Retirar amostras de FFN imediatamente após o término dos tratamentos de inoculação e nodulização em temperaturas elevadas, objetivando realizar investigações que permitam observar o início do processo de nucleação e crescimento dos nódulos por difusão e pelo processo de aglomeração, buscando entender melhor seu desenvolvimento, e assim, validar experimentalmente a teoria de aglomeração apresentada neste trabalho.

8. REFERÊNCIAS

ALP, T., WAZZAN, A. A., YILMAZ, F. Microstructure–property relationship in cast irons. *Arabian Journal for science and engineering*. October, 2005.

AMELINCKX, S., LUYTEN, W., KREKELS, T., VAN TENDELOO, G., VAN LANDUYT, J., Conical, helically wound, graphite whiskers: a limiting member of the “fullerenes”? University of Antwerp (RUCA), Groenenborgerlaan 171, B-2020 Antwerpen, Belgium. April, 1992.

BAI, Y., LUAN, Y., SONG, N., KANG, S., LI, D., LI, Y., Chemical composition, microstructure and mechanical properties of roll core used ductile iron in centrifugal casting composite rolls. Chinese Academy of sciences, Shenyang, China, 2011.

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

BOCKUS, S., ZALDARYS, G. Production of ductile iron castings with different matrix structure. *Materials Science (MEDŽIAGOTYRA)*. Vol. 16, No. 4. 2010

BROWN, R. G. The hardness of irradiated graphite. *Carbon* 1968, Vol. 6, pp. 27-30.

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, 2012.

CHAENGKHAM, P., SRICHANDR, P., *Continuously cast ductile iron: Processing, structures, and properties*. School of Energy, Environment and Materials, King Mongkut’s University of Technology Thonburi, Bangkok, Thailand, 2011.

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.

DE SANTIS, A., DI BARTOLOMEO, O., IACOVIELLO, D., IACOVIELLO, F. Quantitative shape evaluation of graphite particles in ductile iron. journal of materials processing technology 196 (2008) 292–302

DOUBLE, D. D., HELLAWEEL, A., Cone-helix growth forms of graphite. Acta Met, 1968.

DOUBLE, D. D., HELLAWEEL, A. The nucleation and growth of graphite of cast iron. Acta Met vol 46, 1995.

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

GARCIA, A. Solidificação fundamentos e aplicações. 2ª edição, Campinas. Editora da Unicamp, 2007.

GÓRNY, M. Structure of ductile iron in thin walled castings. Archives of Foundry Engineering, Cracow, Poland, 2007.

GÓRNY, M., FRÁS, E. Inoculation Effects of Cast Iron Archives of Foundry Engineering, Cracow, Poland. Vol. 12. 2012.

GRUZLEWSKY, J. E. Microestrutura 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.

IACOVIELLO, D., SANTIS, A. Graphite nodules features identifications and damaging micromechanisms in ductile irons. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 26 (2013) 12-21; DOI: 10.3221/IGF-ESIS.26.02

JUNG, S. ISHIKAWA, T., NAKAE, H. Critical conditions for formation of spheroidal graphite. *Materials Science and Engineering A* 476 (2008) 350–356.

KUMAR, R., BEHERA, R. K. SEM, S. Effect of tempering temperature and time on strength and hardness of ductile cast iron. 4th National Conference on Processing and Characterization of Materials. 2015.

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

ISO 945-1:2008E. Microstructure of cast irons. Part 1: Graphite classifications by visual analysis, 2008.

INGOLE, P.M., AWATE, A.U., SAHARKAR, S.V., Effect of basic chemical element in SGI (ductile iron). *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, September, 2012.

OCHULOR E. F., ADEOSUN S. O., AMUDA M. O. H., BALOGUN, S. A., Strength Characteristics of Inoculated and Nodularised Thin Wall Ductile Iron Castings. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*. March, 2015.

OLSEN S. O., HARTUNG, C. Recovery of magnesium in a ductile iron process, Elkem foundry products, Kristiansand, Norway, 2003.

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.

PESSANHA, E. M. R. Influência do tempo de vazamento até 45 minutos e dos teores de silício, fósforo e titânio na estrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Tese de doutorado. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – UENF. 2016

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.

QING, J. On the spheroidal graphite growth and the austenite solidification in ductile iron. Doctoral dissertation. Missouri University of Science and Technology. Spring, 2016.

RIPOSAN, I., CHISAMERA, M., KELLEY, R., BARSTOW, M. NARO, R.L. Magnesium-sulfur relationship in ductile and compacted graphite cast iron as influenced by late sulfur additions. *AFS*, 2003.

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

SÁ, T.G.M., Crescimento de “multicamadas” de grafeno epitaxial em substratos de SiC a pressão atmosférica. Dissertação de mestrado em Física da UFMG, Belo Horizonte, março de 2011.

SANTER, J. S., GOODRICH, G. M. Iron Alloys. Engineered Casting Solutions Casting source directory. 2006.

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

SHEIKH, M. A., IQBAL, J. Effect of lanthanum on nodule count and nodularity of ductile iron. University of Engineering & Technology, Lahore 54000, Pakistan, 2007.

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

SILVA, C. Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. Dissertação de mestrado em Engenharia metalúrgica e de minas da UFMG. Belo Horizonte, 2005.

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.

SKALAND, T.; SKJEGSTAD, N. T. Inoculation of grey and ductile iron, Norway, 1996.

SKALAND, T. Ductile iron production – A comparison of alternative treatment methods, Norway, 1999.

SKALAND, T. A new approach to ductile iron inoculation, AFS, 2001.

SKALAND, T. Inoculation material improves graphite formation in ductile iron. Technology in progress, modern casting, Elken ASA, Norway, december 2001.

SKALAND, T. A new method for chill and shrinkage control in ladle treated ductile iron. Elkem ASA, foundry products, Norway, 2004.

SKALAND, T., OLSEN S. O., HARTUNG, C. Inoculation of grey and ductile iron. A comparison of nucleation sites and some practical advises. Elkem ASA, foundry products, Norway, 2004.

SKALAND, T. Nucleation mechanisms in ductile iron. Elkem ASA, foundry products. Proceedings of the AFS cast iron inoculation conference Illinois. September 2005.

Santos, A. B. de S.; Branco, C. H. C. (1989) Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo. Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), 1979.

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

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

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

TEIXEIRA, B.O., TOSTIS, G. O., BRANDÃO, R. R., COUTINHO, C. R. O., CABRAL, R. F. Estudo da morfologia e da dureza, por microindentação Vickers, do ferro fundido nodular. *Caderno UniFOA*, edição 28, 2015.

TIEDJE, N. S., Solidification, processing and properties of ductile cast iron. *Materials Science and Technology*, 26:5, 505-514, DOI: 0.1179/026708310X12668415533649, 2010.

VIEIRA, E. A., BALDAM, R. L., *Fundição: processos e tecnologias correlatas*. 1^a edição, editora Érica, São Paulo, 2013.

VIDAL, D. F. Análise de estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em processo de fundição produzido pela técnica de imersão de sino. Dissertação de mestrado. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – UENF. 2013.

VILELA, F. J. Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição. Dissertação de mestrado. Centro Universitário do Instituto Mauá de Tecnologia. São Caetano do Sul, 2010.