INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DO TEMPO DE VAZAMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA E O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES

MÁRCIA ALMEIDA SILVA

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

FEVEREIRO DE 2021

INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DO TEMPO DE VAZAMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA E O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES

MÁRCIA ALMEIDA SILVA

"Tese apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia (CCT), da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), como parte das exigências necessárias à obtenção do título de Doutora em Engenharia e Ciência dos Materiais."

Orientadora: Profª. Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

FEVEREIRO DE 2021

INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DO TEMPO DE VAZAMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA E O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES

MÁRCIA ALMEIDA SILVA

"Tese apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia (CCT), da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), como parte das exigências necessárias à obtenção do título de Doutora em Engenharia e Ciência dos Materiais."

Aprovado em 26 de Fevereiro de 2021.

Comissão Examinadora:

_____

Prof. Douglas Ferreira Vidal (DSc. Engenharia e Ciência dos Materiais) – Faculdade Sinergia

_____

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

_____

Profª. Elaine Cristina Pereira (DSc. Engenharia e Ciência dos Materiais) – UENF

_____

Profª. Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova (Ph.D. Ciência de Materiais Metálicos e Tratamentos Térmicos) – UENF

“Se eu vi mais longe, foi por estar sobre ombros de gigantes.”

Isaac Newton

A minha querida e amada mãe.

A ela sempre dedicarei todas as minhas conquistas.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus, pela força, sustento e orientação em cada instante de minha vida. Toda honra e glória dedicadas a Ele.

A minha mãe, por ter lutado incansavelmente durante toda sua vida por mim e por nossa família, para que pudéssemos nos dedicar aos estudos e chegar tão longe quanto quiséssemos, muitas vezes, abrindo mão de si mesma para isso. Palavras nunca seriam suficientes para agradecê-la. Se pude reunir condições para chegar até aqui, devo isso a ela.

A minha orientadora Lioudmila Matlakhova, pelo carinho e amizade constantes e também pela dedicação e responsabilidade com as quais orientou este trabalho. Agradeço por todos os ensinamentos e experiências compartilhadas, que foram essenciais para o meu crescimento profissional e pessoal também.

Aos técnicos Sílvio Mendes e Rômulo Leite, colaboradores da UENF, pela boa vontade constante e pela colaboração, respectivamente, nas atividades de preparação metalográfica das amostras e ensaios de tração.

Aos técnicos Maurício Maciel e Erick Gonçalves, pela colaboração no corte inicial dos lingotes e nos ensaios de dureza, bem como à Universidade Candido Mendes, em Campos dos Goytacazes, pela disponibilização dos materiais e equipamentos necessários para a realização destas atividades.

Ao professor e amigo Michel Picanço, pela colaboração com a realização da microanálise por EDS.

A minha amiga e pesquisadora Bárbara Oliveira, por todo o suporte e incentivo prestados ao longo desta jornada. Se consegui concluir esse trabalho, foi porque ela esteve sempre presente ao meu lado.

Ao professor Luis Augusto Terrones, pelo apoio e incentivo durante a realização das atividades relativas ao doutorado.

Ao meu companheiro de vida, Hussein Mustafa, pelo apoio, incentivo e ajuda em diversos momentos, principalmente naqueles mais difíceis, nos quais a compreensão e o afeto nunca faltaram.

Registro também minha gratidão a todos que direta ou indiretamente contribuíram com a realização deste trabalho, pois jamais seria possível concluí-lo sem o suporte de vocês.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS IX
ÍNDICE DE TABELAS XIV
LISTA DE ABREVIATURAS XVI
LISTA DE SÍMBOLOS XVII
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO 20
1.1 Objetivos 22
1.2 Justificativas 23
1.2.1 Justificativa Científica 23
1.2.2 Justificativa Econômica 23
1.2.3 Justificativa Tecnológica 24
1.2.4 Justificativa Locacional 25
1.3 Ineditismo 25
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 27
2.1 Metalurgia dos ferros fundidos 27
2.1.1 Diagrama metaestável Fe-C 28
2.1.2 Diagrama Fe-C-Si 29
2.1.3 Influência dos elementos de liga 31
2.1.4 Influência da taxa de resfriamento 36
2.2 Classificação dos ferros fundidos 38
2.3 Ferros fundidos nodulares 40
2.3.1 Fabricação dos ferros fundidos nodulares 44
2.3.2 Solidificação dos ferros fundidos nodulares e microestrutura 48
2.3.3 Propriedades e aplicações 54
2.3.3.1 Módulos elásticos 58
2.3.3.2 Amortecimento 61
2.3.3.3 Aplicações 65
CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS 68
3.1 Materiais Utilizados 68
3.2 Métodos de análise 70
3.2.1 Análise da composição química 70
3.2.2 Microscopia ótica e eletrônica 71

3.2.3 Dureza Brinell 73
3.2.4 Módulos elásticos e amortecimento 74
3.2.5 Ensaio de tração 78
CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÃO 79
4.1 Análise do lote 1 79
4.1.1 Composição química 79
4.1.2 Análise microestrutural qualitativa e quantitativa 81
4.1.3 Microanálise por EDS 91
4.1.4 Dureza Brinell 95
4.1.5 Propriedades mecânicas de tração 96
4.1.6 Módulos elásticos e amortecimento 100
4.2 Análise do lote 2 102
4.2.1 Composição química 102
4.2.2 Análise microestrutural qualitativa e quantitativa 104
4.2.3 Microanálise por EDS 112
4.2.4 Dureza Brinell 116
4.2.5 Propriedades mecânicas de tração 117
4.2.6 Módulos elásticos e amortecimento 120
4.3 Comparação entre os lotes 122
4.3.1 Parâmetros de fabricação 122
4.3.2 Composição química e microestrutura 123
4.3.3 Comportamento mecânico e amortecimento 125
CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES 130
CAPÍTULO 6: SUGESTÕES 133
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 134
APÊNDICE A: CLASSES DOS HISTOGRAMAS UTILIZADOS NA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL QUANTITATIVA 143
APÊNDICE B: CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA 146

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de equilíbrio metaestável do sistema Fe-Fe_3C (linhas pontilhadas) e diagrama de equilíbrio Fe-C (linhas cheias) (Askeland *et al*, 2011)...28
Figura 2. Diagramas de equilíbrio metaestáveis Fe-C-Si para quarto teores diferentes de silício (Chiaverini, 2012). 30
Figura 3. Campos de composição química típica dos aços e ferros fundidos mais comuns, com respeito aos teores de carbono e silício. Estes limites são aproximados e apenas para fins orientativos (Colpaert, 2008). 32
Figura 4. Efeitos do Si e do Mn no perfil das linhas eutéticas (Adaptada de Durand-Charre, 2004). 33
Figura 5. Reconstrução tridimensional da grafita esferoidizada em ferro fundido nodular (Adaptada de Colpaert, 2008). 41
Figura 6. Esquema de crescimento da grafita em veios e em nódulos (Guesser, 2009 apud McSwain e Bates, 1974).....42
Figura 7. Faixas de concentração de C e Si típicas para os ferros fundidos nodulares e fatores que as limitam (Elliot, 1988). 43
Figura 8. Representação esquemática do tratamento de nodulização por imersão de sino (Brown, 2000). 46
Figura 9. Esquema de solidificação de ferro fundido eutético com grafita nodular. Inicialmente, dendritas de austenita e partículas de grafita crescem independentemente no líquido. A partir de 30% de fração sólida, as partículas de grafita começam a ser aprisionadas pela austenita. Deste ponto em diante, o crescimento das partículas de grafita é controlado pela difusão de carbono através da austenita (Colpaert, 2008). 50
Figura 10. a) Reconstrução 3D do nódulo grafítico, mostrando partículas de Fe ao longo da direção radial (amarelo), bem como os vazios (vermelho), o sítio de nucleação (azul) e a grafita; b) corte da imagem 3D, mostrando o posicionamento radial das partículas de Fe presas; c) duas regiões distintas em um corte da imagem 3D através do centro do nódulo grafítico, representando dois estágios de crescimento, R1 e R2 (Ghassemali *et al*, 2019). 52
Figura 11. Microestrutura de um ferro fundido nodular com matriz (a) ferrítica; (b) perlítica e (c,d) ferrítica-perlítica (Gonzaga e Carrasquilla, 2005). 53

Figura 12. Influência da microestrutura e variáveis de processo sobre as propriedades mecânicas dos FFNs com matriz de perlita e ferrita (Adaptada de Guesser, 2009).....56
Figura 13. Curvas tensão-deformação para ferros fundidos nodulares submetidos a diferentes tratamentos térmicos. 1 – Recozido; 2 – Normalizado a partir de 900ºC; 3 – Temperado em óleo a partir de 900ºC e revenido a 540ºC por 2h; 4 – Temperado em óleo a partir de 900ºC e revenido a 425ºC por 2h; 5 - Temperado em óleo a partir de 900ºC (Chiaverini, 2012). 57
Figura 14. Amortecimento *versus* tensão para vários metais ferrosos e não ferrosos (Adams, 1972).....63
Figura 15. Influência da fração em volume da grafita na capacidade de amortecimento de um ferro fundido cinzento (Zhang *et al*, 1994). 64
Figura 16. (a) Exemplos de peças típicas fundidas de ferro nodular usadas em um automóvel moderno. (b) Container para resíduos nucleares fabricado de ferro nodular, pesando 85 toneladas (*Ductile Iron Society*, 2013). 66
Figura 17. Tubulação fabricada pela empresa PAM Saint-Gobain Canalização.....67
Figura 18. Etapas do processo de fabricação do FFN na SGC.....68
Figura 19. Sonelastic®, equipamento desenvolvido pela ATCP Engenharia Física para medição dos módulos elásticos e amortecimento através do método de excitação por impulso (Cossolino e Pereira, 2010-a). 74
Figura 20. Resposta ao impulso para um oscilador simples (Cossolino e Pereira, 2010-b).....76
Figura 21. Quadrado da amplitude *versus* frequência (Zhang *et al*, 1994). 77
Figura 22. Comparação entre os teores de C, Si e CE do metal tratado (T0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (T1 a T8) (lote 1).....80
Figura 23. Comparação entre os teores de Mn, P, S e Mg do metal tratado (T0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (T1 a T8) (lote 1).....81
Figura 24. Micrografias das ligas do lote 1 sob mesma ampliação (100x), antes e após o ataque químico, para as ligas T1 (a-b), T2 (c-d), T3 (e-f), T4 (g-h), T5 (i-j), T6 (k-l), T7 (m-n) e T8 (o-p).....82
Figura 25. Micrografia da liga T2, com destaque para (a) o núcleo do nódulo e (b) o processo de coalescimento dos nódulos.....83

Figura 26. Micrografias das ligas pertencentes ao lote 1 sob mesma ampliação (400x), com destaque para regiões perlíticas: (a) T1; (b) T2; (c) T3; (d) T4, (e) T5; (f) T6; (g) T7 e (h) T8. 84
Figura 27. Histogramas do diâmetro máximo de Feret dos nódulos para as ligas (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4, (e) T5, (f) T6, (g) T7 e (h) T8 (lote 1).....85
Figura 28. Histogramas da área dos nódulos para as ligas (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4, (e) T5, (f) T6, (g) T7 e (h) T8 (lote 1). 86
Figura 29. Histogramas da circularidade dos nódulos para as ligas (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4, (e) T5, (f) T6, (g) T7 e (h) T8 (lote 1). 87
Figura 30. Densidade de nodulos (Dn), grau de nodularidade e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas do lote 1. 89
Figura 31. Densidade de nódulos (Dn) e fração em volume dos microconstituintes (V_F, V_{Gr}, V_P) presentes nas ligas do lote 1.....91
Figura 32. Indicação dos pontos sobre os nódulos, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) T1, (b) T3, (c) T5 e (d) T8 (lote 1).....93
Figura 33. Indicação dos pontos sobre as inclusões, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) T1 e (b) T8 (lote 1).....94
Figura 34. Indicação dos pontos sobre a steadita, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) T1 e (b) T8 (lote 1).....95
Figura 35. Dureza Brinell (HB), fração em volume de perlita (V_P) e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas pertencentes ao lote 1. 96
Figura 36. Limite de escoamento (σ_{esc}) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas do lote 1 comparados com (a,b) a nodularidade e CSF<0,60, (c,d) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (e,f) a densidade de nódulos (Dn). 98
Figura 37. Alongamento percentual (AL) das ligas do lote 1 comparado com (a) a nodularidade e CSF<0,60, (b) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (c) a densidade de nódulos (Dn). 99
Figura 38. Módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) e capacidade específica de amortecimento (ψ) para as ligas do lote 1.....100
Figura 39. Comparação entre os teores de C, Si e CE do metal tratado (M0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (M1 a M8) (lote 2). 103
Figura 40. Comparação entre os teores de Mn, P, S e Mg do metal tratado (M0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (M1 a M8) (lote 2). 103

Figura 41. Micrografias das ligas do lote 2 sob mesma ampliação (100x), antes e após o ataque químico, para as ligas M1 (a-b), M2 (c-d), M3 (e-f), M4 (g-h), M5 (i-j), M6 (k-l), M7 (m-n) e M8 (o-p). 104
Figura 42. Micrografia da liga M2, com destaque para (a) o núcleo do nódulo e (b) o processo de coalescimento dos nódulos.....105
Figura 43. Micrografias das ligas pertencentes ao lote 2 sob mesma ampliação (400x), para as ligas M1 (a), M2 (b), M3 (c), M4 (d), M5 (e), M6 (f), M7 (g) e M8 (h), com destaque para regiões perlíticas.....107
Figura 44. Histogramas do diâmetro máximo de Feret dos nódulos para as ligas (a) M1, (b) M2, (c) M3, (d) M4, (e) M5, (f) M6, (g) M7 e (h) M8 (lote 2). 108
Figura 45. Histogramas da área dos nódulos para as ligas (a) M1, (b) M2, (c) M3, (d) M4, (e) M5, (f) M6, (g) M7 e (h) M8 (lote 2). 109
Figura 46. Histogramas da circularidade dos nódulos para as ligas (a) M1, (b) M2, (c) M3, (d) M4, (e) M5, (f) M6, (g) M7 e (h) M8 (lote 2).....110
Figura 47. Densidade de nódulos (Dn), grau de nodularidade e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas do lote 2. 111
Figura 48. Fração em volume dos microconstituintes (V_F, V_{Gr}, V_P) presentes nas ligas do lote 2.....112
Figura 49. Indicação dos pontos sobre os nódulos, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) M1, (b) M3, (c) M5 e (d) M8 (lote 2).....114
Figura 50. Indicação dos pontos sobre as inclusões onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) M1 e (b) M8 (lote 2). 115
Figura 51. Indicação dos pontos sobre a steadita, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) M1 e (b) M8 (lote 2). 116
Figura 52. Dureza Brinell (HB), fração em volume de perlita (V_P) e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas pertencentes ao lote 2. 117
Figura 53. Limite de escoamento (σ_{esc}) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas do lote 2 comparados com (a,b) a nodularidade e CSF<0,60, (c,d) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (e,f) da densidade de nódulos (Dn). 119
Figura 54. Alongamento percentual (AL) das ligas do lote 2 comparado com (a) a nodularidade e CSF<0,60, (b) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (c) a densidade de nódulos (Dn). 120
Figura 55. Módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) e capacidade específica de amortecimento (ψ) para as ligas do lote 2.....121

Figura 56. Comparação entre os resultados dos lotes analisados em termos de (a) fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (b) fração em volume de grafita (V_{Gr}), em função do tempo de vazamento (t). 124
Figura 57. Comparação entre os resultados obtidos nos dois lotes para as propriedades mecânicas de (a) tensão de escoamento; (b) limite de resistência à tração; (c) alongamento percentual e (d) dureza Brinell em função do tempo de vazamento (t). 125
Figura 58. Limite de escoamento (σ_{esc}) e densidade de partículas (D_p) com dF<10μm para as ligas do lote (a) 1 e (b) 2. 126
Figura 59. Comparação entre os resultados obtidos nos dois lotes para os módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) e para a capacidade específica de amortecimento (ψ) em função do tempo de vazamento (t). 129
Figura 60. Curvas σ-ε obtidas nos ensaios de tração das amostras (CP) do lote 1. 146
Figura 61. Curvas σ-ε obtidas nos ensaios de tração das amostras (CP) do lote 2. 147

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Efeitos dos elementos de liga nos ferros fundidos nodulares (Adaptado de Labrecque e Gagné, 1998).....35
Tabela 2. Comparação entre os métodos utilizados na determinação dos módulos elásticos (Cossolino e Pereira, 2010-a).....62
Tabela 3. Dados referentes ao metal base recebido da metalurgia. 68
Tabela 4. Quantidades de Mg e Fe-75%Si utilizadas nos tratamentos de inoculação e nodulização. 69
Tabela 5. Tempo (t) e temperatura (T) de retirada dos lingotes de FFN. 70
Tabela 6. Composição química do metal base e do metal tratado da panela do lote 1. 79
Tabela 7. Circularidade (CSF), densidade de nódulos (Dn) e nodularidade das ligas pertencentes ao lote 1.....88
Tabela 8. Fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas ligas pertencentes ao lote 1.....90
Tabela 9. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 32.92
Tabela 10. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 33. 93
Tabela 11. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 34. 94
Tabela 12. Propriedades mecânicas de tração para as ligas do lote 1. 97
Tabela 13. Composição química do metal base e do metal tratado da panela do lote 2. 102
Tabela 14. Circularidade (CSF), densidade de nódulos (Dn) e nodularidade das ligas pertencentes ao lote 2.....111
Tabela 15. Fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas ligas pertencentes ao lote 2.....112
Tabela 16. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 49. 114
Tabela 17. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 50. 115

Tabela 18. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 51. 116
Tabela 19. Propriedades mecânicas de tração para as ligas do lote 2. 118
Tabela 20. Temperatura de vazamento e taxa de resfriamento do metal líquido até o vazamento para os lotes 1 e 2. 122
Tabela 21. Composição química dos lotes antes e após os tratamentos de nodulização e inoculação. 123
Tabela 22. Propriedades mínimas de tração (LRT e AL) e dureza Brinell (HB) máxima para tubos, conexões e acessórios fabricados com FFN (ISO 2531). 128
Tabela 23. Intervalos de d_F (mm) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 27. 143
Tabela 24. Intervalos de área (mm²) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 28. 143
Tabela 25. Intervalos de circularidade (adimensional) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 29. 144
Tabela 26. Intervalos de d_F (mm) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 44. 144
Tabela 27. Intervalos de área (mm²) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 45. 145
Tabela 28. Intervalos de circularidade (adimensional) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 46. 145

LISTA DE ABREVIATURAS

ASTM: *American Society for Testing and Materials*;

CCC: Cúbica de corpo centrado;

CE: Carbono Equivalente;

CSF: Circularidade (*circular shape factor*);

EDS: Espectroscopia por Energia Dispersiva (*Energy Dispersive Spectroscopy*);

FFN: Ferro Fundido Nodular;

ISO: *International Organization for Standardization*;

MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura;

MO: Microscopia Ótica;

SGC: PAM Saint-Gobaint Canalização.

LISTA DE SÍMBOLOS

ε: Erro absoluto;

μ: Coeficiente de Poisson

γ: Austenita;

σ_{esc}: Tensão de escoamento;

ψ: Capacidade específica de amortecimento;

%AL: Alongamento percentual;

%p: Porcentagem em peso;

d_F: Diâmetro máximo de Feret;

Dn: Densidade de nódulos;

Dp: Densidade de partículas;

E: Módulo de elasticidade;

Fe_3C: Cementita;

G: Módulo de cisalhamento;

HB: Dureza Brinell;

L1: Lote 1;

L2: Lote 2;

LRT: Limite de resistência à tração;

t: Tempo;

t_r: Taxa de resfriamento;

T: Temperatura;

V_F: Fração em volume de ferrita;

V_{Gr}: Fração em volume de grafita;

V_P: Fração em volume de perlita.

RESUMO

O presente trabalho objetiva a caracterização microestrutural e do comportamento mecânico de dois lotes (L1 e L2) de ferro fundido nodular com diferentes composições químicas. O material investigado foi produzido na empresa PAM Saint-Gobain Canalização, por meio da técnica de nodulização por imersão de sino e pós-inoculação, utilizando-se Mg e Fe-75%Si, respectivamente. Para cada lote, após transcorridos 10 min do término destes tratamentos, foram vazados 8 lingotes em moldes de areia, com diferença de tempo de 5 min entre si, os quais foram resfriados ao ar, a fim de investigar a influência do tempo de vazamento sobre a microestrutura e, consequentemente, o desempenho das ligas. Para isso, a caracterização microestrutural qualitativa e quantitativa foi realizada por meio das técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia por energia dispersiva. Por sua vez, o comportamento mecânico foi avaliado utilizando-se os ensaios de tração e dureza Brinell. Adicionalmente, a técnica de excitação por impulso foi empregada na determinação dos módulos elásticos e da capacidade específica de amortecimento dos materiais analisados. Verificou-se que, em ambos os lotes e para todas as condições analisadas, a microestrutura das ligas é composta por nódulos grafíticos distribuídos de forma homogênea em uma matriz de ferrita e perlita, os quais são nucleados principalmente no líquido e crescem por difusão do carbono e coalescimento. Como consequência do *fading*, o aumento do tempo de vazamento promove a redução da densidade de nódulos e o aumento da quantidade de grafita não nodular, reduzindo a nodularidade das ligas. Por sua vez, a fração em volume de grafita (V_{Gr}) não sofre alteração significativa sob tais condições, além de apresentar valores próximos em ambos os lotes. Para as ligas do L1, a fração em volume de ferrita (V_F) tende a diminuir com o aumento do tempo de vazamento, enquanto a fração em volume de perlita aumenta (V_P). Nas ligas do L2, os valores de V_F e V_P não sofrem influência expressiva com a redução da temperatura de vazamento. Notou-se que, para as ligas vazadas até 25 min, em ambos os lotes, a resistência ao escoamento tende a aumentar, em detrimento do alongamento percentual. O limite de resistência à tração, os módulos elásticos e a capacidade específica de amortecimento das ligas apresentaram pouca variação sob as condições investigadas, indicando sua maior correlação com V_{Gr}.

Palavras chave: Ferro fundido nodular; microestrutura; comportamento mecânico.

ABSTRACT

The present work aims the characterization of the microstructure and mechanical behavior of two batches (L1 and L2) of nodular cast iron with different chemical compositions. The investigated material was produced at the company PAM Saint-Gobain Canalização, by means of plunging method and post-inoculation, using Mg and Fe-75% Si, respectively. For each batch, 10 minutes after the end of these treatments, 8 ingots were poured into sand molds, with a 5 min time difference between them, which were cooled in air, in order to investigate the influence of the pouring time on the microstructure and, consequently, the performance of the alloys. For this, qualitative and quantitative microstructural characterization was performed using the techniques of optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive spectroscopy. In turn, the mechanical behavior was evaluated using tensile tests and Brinell hardness. In addition, the impulse excitation technique was used to determine the elastic modules and the specific damping capacity of the analyzed materials. It was found that, in both batches and for all conditions analyzed, the microstructure of the alloys is composed of graphitic nodules distributed homogeneously in a matrix of ferrite and pearlite, which are nucleated mainly in the liquid and grow by carbon diffusion and coalescence. As a consequence of fading, the increase in pouring time reduces the nodule count and increases the amount of non-nodular graphite, reducing the nodularity of the alloys. In turn, the volume fraction of graphite (V_{Gr}) does not change significantly under such conditions and show close values in both batches. For L1 alloys, the volume fraction of ferrite (V_F) tends to decrease with increasing pouring time, while the volume fraction of pearlite (V_P) increases. In L2 alloys, the values of V_F and V_P are not significantly influenced by the reduction of the pouring temperature. It was noted that, for alloys poured up to 25 min, in both batches, the yield strength tends to increase, while elongation decreases. The tensile strength, the elastic modules and the specific damping capacity of the alloys showed low variation under the investigated conditions, indicating their greater correlation with V_{Gr}.

Key-words: Nodular cast iron; microstructure; mechanical behavior.

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

O processo de fundição vem sendo empregado há mais de 5000 anos na fabricação de objetos de arte e itens utilitários de importância para as diversas atividades da civilização (*Ductile Iron Society*, 2013). Embora muitos componentes ferrosos sejam forjados ou laminados após a solidificação, para muitas formas complexas, a fundição é um dos métodos de fabricação mais viáveis, devido à sua versatilidade, flexibilidade e por ser a maneira mais rápida e econômica de transformar a matéria prima bruta em um produto acabado. Entre os materiais utilizados no estado fundido, as ligas ferrosas ainda são as mais empregadas e a razão de sua popularidade deve-se à habilidade que as mesmas possuem de assumir formas complexas a custos relativamente baixos, além da ampla gama de propriedades que podem ser obtidas através da modificação composicional ou da taxa de resfriamento, sem necessidade de mudanças radicais dos métodos de produção (Elliot, 1988; Stefanescu, 2005-b).

Uma das características mais importantes dos ferros fundidos é a possibilidade de obtenção da matriz desejada através do controle composicional, da velocidade de resfriamento e da distribuição da grafita, o que permite a fabricação de classes de materiais com diferentes propriedades, através do controle da formação da matriz metálica (Guesser, 2009).

Entre os diferentes tipos de ferros fundidos, a família dos nodulares vem apresentando emprego crescente na engenharia, em razão das excelentes combinações de propriedades possíveis de se obter com estes materiais. As vantagens do ferro nodular responsáveis por este sucesso podem ser resumidas em versatilidade, alto desempenho e preço competitivo. Comparado ao tradicional ferro fundido cinzento com grafita lamelar, a forma nodular aumenta a resistência e a tenacidade do material. Tal fato tem permitido, inclusive, que o ferro fundido nodular (FFN) seja empregado em substituição aos componentes fabricados por ferros fundidos cinzentos e maleáveis, além de aço fundido e forjado e estruturas soldadas (*Ductile Iron Society*, 2013; Guesser, 2009; Hütter *et al*, 2015; Moumeni *et al*, 2011). Os principais fatores que controlam estas propriedades são o tipo, tamanho e distribuição dos nódulos da grafita, o tipo da matriz e a presença de defeitos microestruturais (Carazo *et al*, 2014). Por sua vez, estes fatores dependem da

composição química, da evolução da temperatura durante o processo de fundição e dos possíveis tratamentos térmicos subsequentes (Hütter *et al*, 2015; Tiedje, 2010).

A capacidade de amortecimento de vibrações dos ferros fundidos tem sido uma propriedade importante na seleção de materiais em várias aplicações. Isto porque estruturas sujeitas a vibrações podem falhar devido à fadiga do material, como resultado da variação cíclica da tensão induzida. Adicionalmente, a vibração causa o desgaste acelerado das peças e o mau funcionamento dos instrumentos, gera ruído excessivo, pode afrouxar ou soltar elementos de fixação e causar trepidação em processos de corte de metais, o que resulta em acabamentos superficiais com qualidade inferior, além de causar desconforto e perda de eficiência quando a mesma é transmitida ao ser humano. Considerando os efeitos devastadores causados pelas vibrações nas máquinas e estruturas, o teste de vibrações consiste em um procedimento padrão no projeto e desenvolvimento da maioria dos sistemas de engenharia (Adams, 1972; Guesser, 2009; Rao, 2008).

Sabe-se que a capacidade de amortecimento é inversamente proporcional à rigidez do material, de forma que bons amortecedores não são bons materiais estruturais, o que justifica a necessidade do desenvolvimento de materiais metálicos com alta capacidade de amortecimento (Paz, 2016). A grafita em veios confere a característica de amortecimento aos ferros fundidos cinzentos, mas também atua como um concentrador de tensões, causando escoamento em baixas tensões, o que resulta na fratura frágil destes materiais. Por sua vez, a grafita em nódulos atua como um supressor de trincas, sendo responsável pelo excelente desempenho dos FFNs, os quais apresentam ductilidade e tenacidade superiores a todos os outros ferros fundidos e iguais a alguns aços fundidos e forjados (*Ductile Iron Society*, 2013; Fernandino *et al*, 2015).

Considerando o exposto acima, o presente trabalho pretende avaliar as propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares, a fim de analisar sistematicamente a correlação entre composição química, microestrutura e o comportamento apresentado por estes materiais, em função do tempo de vazamento e, consequentemente, da temperatura. As ligas utilizadas nesta pesquisa foram fabricadas pela empresa PAM Saint-Gobain Canalização, que atua no mercado mundial há mais de 90 anos, destacando-se na produção de ferros nodulares para tubulações, válvulas, conexões e acessórios.

1.1 Objetivos

O presente trabalho destina-se a avaliar a influência que a composição química e o tempo de vazamento exercem sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares fabricados pela empresa PAM Saint-Gobain Canalização, a partir da técnica de imersão de sino.

Como objetivos específicos, podem-se citar:

- Caracterização microestrutural qualitativa e quantitativa dos materiais, utilizando as técnicas de microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV).

- Determinação da composição química dos microconstituintes, por meio da técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), utilizando-se a microanálise pontual.

- Avaliação do comportamento mecânico estático das ligas analisadas, por intermédio de ensaios de tração e dureza Brinell.

- Determinação dos módulos elásticos dinâmicos e da capacidade de amortecimento, por meio da técnica de excitação por impulso.

- Investigação da influência da composição química e da microestrutura sobre as propriedades mecânicas do material analisado, em função do tempo de vazamento e, consequentemente, da temperatura de vazamento das ligas.

1.2 Justificativas

1.2.1 Justificativa Científica

Sabe-se que o controle composicional e o comportamento inter-relacionado dos elementos de liga e residuais nos ferros fundidos nodulares ainda não foi suficientemente esclarecido. Segundo a literatura (Andriollo e Hattel, 2016; Ghassemali *et al*, 2019), o mecanismo de solidificação dos ferros fundidos ainda é um assunto controverso e é necessária a realização de muitos trabalhos para que seja compreendida, de forma quantitativa, a relação existente entre as características microestruturais e as propriedades globais destes materiais, uma vez que a complexidade intrínseca dos mesmos impõe vários desafios a serem superados. Em particular, a capacidade de amortecimento dos metais é uma propriedade extremamente sensível, podendo ser afetada consideravelmente por pequenas alterações na composição do material e nos tratamentos térmicos empregados (Adams, 1972; Zhang *et al*, 1994).

Até o momento, poucos trabalhos destinaram-se à análise combinada das propriedades dos ferros fundidos nodulares, principalmente da capacidade de amortecimento destes materiais e a sua relação com a composição química, a microestrutura e as condições de fabricação. Tais considerações ressaltam a relevância do presente trabalho no âmbito científico.

1.2.2 Justificativa Econômica

O aperfeiçoamento da resistência mecânica dos FFNs permite que estas ligas possam competir com alguns aços a um custo de fabricação muito inferior (Alhussein *et al*, 2014). Em certas aplicações de máquinas-ferramenta, a substituição das estruturas fabricadas por FFN pode resultar em economias que variam entre 39 e 50% (*Ductile Iron Society*, 2013).

Além das vantagens econômicas obtidas por meio da fundição, o ferro dúctil, quando comparado ao aço e outras classes de ferros fundidos oferece reduções de custo adicionais, as quais incluem, por exemplo, a eliminação da utilização de massalotes ou emprego de massalotes de tamanho pequeno, o que é conseguido como resultado da expansão volumétrica sofrida pelo FFN durante a solidificação,

devido à formação dos nódulos grafíticos. Esta exigência reduzida para o metal de alimentação aumenta a produtividade do processo e reduz as necessidades de material, energia e, consequentemente, permite uma economia de custos substancial. Outra vantagem econômica relacionada à utilização das classes mais comuns de FFN na forma fundida é a eliminação dos custos referentes aos tratamentos térmicos (*Ductile Iron Society*, 2013).

Além do exposto acima e considerando a análise da influência da composição química e dos parâmetros de fundição sobre a microestrutura e as propriedades das ligas analisadas, ressalta-se a relevância econômica do presente trabalho com base na verificação da possibilidade de obtenção da grafita nodular para maiores tempos de vazamento, o que resultaria na redução dos custos de produção e evitaria retrabalhos decorrentes da geração de refugo.

Cabe ressaltar também que os ferros nodulares modernos constituem um material que, mediante a compreensão da metalurgia e do processamento, pode ser desenvolvido para se adequar a uma ampla gama de aplicações de engenharia (Tiedje, 2010). Desta forma, estes materiais são candidatos potenciais para construções de alto desempenho, o que decorre da possibilidade de obter um conjunto complexo de propriedades úteis a um custo relativamente baixo, quando comparados ao aço, por exemplo.

1.2.3 Justificativa Tecnológica

De acordo com a Sociedade dos Ferros Dúcteis (*Ductile Iron Society*, 2013), a utilização exitosa do FFN em componentes críticos em vários setores industriais ressalta a versatilidade destes materiais e sugere muitas aplicações adicionais. Segundo Stefanescu (2005-a), a experiência comprovou a eficiência da utilização do ferro nodular em aplicações nas quais a literatura diz que não seria possível. Isto é justificado com base no fato de que os dados da literatura não descrevem as verdadeiras propriedades deste material.

A forma esferoidal da grafita confere a estas ligas propriedades que são de duas a quatro vezes mais importantes do que as dos tradicionais ferros fundidos cinzentos (Alhussein *et al*, 2014). Além disso, o custo efetivo da produção do fundido permite uma alta flexibilidade de projeto, o que justifica a ampla utilização do FFN na indústria (Hütter *et al*, 2015). Como exemplos típicos de aplicação de FFNs

modernos podem-se citar peças de pequeno e médio porte, com alta demanda por qualidade para a indústria automotiva, além de componentes industriais muito grandes, com extremas exigências por propriedades mecânicas, principalmente resistência à fadiga e tenacidade à fratura (Tiedje, 2010).

O objetivo da metalurgia é desenvolver um processo produtivo que permita a obtenção de microestruturas que produzam as propriedades mecânicas esperadas. De acordo com Tiedje (2010), tal objetivo será alcançado por meio de métodos de projeto avançados, baseados não somente na análise de um componente ideal com propriedades uniformes, mas que considere o processo de produção inteiro. Para que isto seja possível, torna-se necessário o conhecimento da relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas do material, além da identificação de defeitos microestruturais que possam afetar esta relação (Carazo *et al*, 2014; *Ductile Iron Society*, 2013), o que justifica a realização da presente pesquisa.

1.2.4 Justificativa Locacional

De acordo com o 50º Censo da Produção Mundial de Fundidos (2016), os ferros nodulares correspondem a 25% do total de ligas fundidas produzidas mundialmente, o que os classifica como o segundo material fundido mais fabricado. A nível nacional, estas ligas também ocupam a segunda posição, compreendendo 24% da fabricação de ligas fundidas no País. Este cenário ressalta a importância destes materiais para a indústria brasileira e, consequentemente, do conhecimento acerca das técnicas de fabricação e do comportamento por eles apresentado, quando submetidos a distintas condições de serviço.

1.3 Ineditismo

De acordo com a literatura (Santos e Branco, 1991), no processo de fabricação do FFN, o vazamento do metal líquido após as etapas de inoculação e nodulização deve ser realizado em, no máximo, 10 minutos e a temperaturas acima de 1370ºC, a fim de evitar a degeneração dos nódulos da grafita. Contudo, trabalhos realizados recentemente (Vidal, 2013; Pessanha, 2016) revelaram a possibilidade de

obtenção da grafita nodular para maiores tempos de vazamento, conservando as características de boa ductilidade e resistência mecânica do material.

Sendo assim, o ineditismo do presente trabalho deve-se à avaliação sistemática da influência da composição química e da temperatura de vazamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas das ligas analisadas, incluindo os módulos elásticos e a capacidade de amortecimento destes materiais. Como resultado, espera-se contribuir com o desenvolvimento tecnológico da fabricação dos ferros fundidos nodulares, visando à redução dos custos de produção por intermédio do controle dos parâmetros do processo e da composição química das ligas.

CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Metalurgia dos ferros fundidos

Entre as ligas ferro-carbono, os ferros fundidos são substancialmente importantes para a indústria, pois, além de suas características específicas, a introdução de elementos de liga e a possibilidade de realização de tratamentos térmicos tornaram seu emprego viável em aplicações que, antes, eram exclusivas dos aços (Chiaverini, 2012). Adicionalmente, estes materiais apresentam boas propriedades tribológicas, revelando resistência ao desgaste em condições de lubrificação limite e podem ser termicamente tratados para resistir a condições abrasivas agressivas (Glaeser, 1992). As várias combinações de baixo custo com fundibilidade, usinabilidade, resistência mecânica, dureza, resistência ao desgaste, condutividade térmica e amortecimento são inigualáveis entre as ligas fundidas (Elliot, 1988).

Por definição, os ferros fundidos compreendem a classe de ligas Fe-C-Si cujo teor de carbono varia de 2 a 4%p (porcentagem em peso) e que sofrem uma reação eutética durante a solidificação. Estas ligas também podem conter Mn, S e P, elementos que alteram a composição do eutético e o modo de solidificação das ligas. Além destes, elementos de liga também podem ser adicionados para modificar a microestrutura e as propriedades do ferro fundido (Askeland *et al*, 2011; Chiaverini, 2012; Colpaert, 2008; Glaeser, 1992). A adição de elementos de liga pode mudar consideravelmente a solubilidade do carbono na austenita (γ), de forma que, em casos excepcionais, ligas com menos de 2%p C podem apresentar microestruturas eutéticas e, desta forma, ainda pertencerem à família dos ferros fundidos (Stefanescu, 2005-a). Apesar da possibilidade de aplicar tratamentos térmicos que otimizam a microestrutura, os componentes fabricados a partir destes materiais são usados, geralmente, no estado fundido, o que torna a estrutura de solidificação particularmente importante (Durand-Charre, 2004).

Devido ao alto teor de carbono presente, a estrutura destas ligas, ao contrário dos aços, exibe uma fase rica em carbono. Dependendo, principalmente, de fatores como composição química, taxa de resfriamento, potencial de grafitização do líquido e do tratamento empregado, o ferro fundido pode solidificar-se de acordo com o

diagrama termodinamicamente metaestável Fe-Fe_3C ou com o diagrama estável Fe-Gr. No primeiro caso, a fase rica em carbono no eutético é o carboneto de ferro (Fe_3C) e, quando a solidificação estável é seguida, a fase rica em carbono é a grafita (Gr) (Askeland *et al*, 2011; Stefanescu, 2005-a).

2.1.1 Diagrama metaestável Fe-C

A Figura 1 apresenta o diagrama de fases do sistema Fe-C (linhas sólidas) e o diagrama Fe-Fe_3C (linhas pontilhadas), a fim de ressaltar informações relevantes em relação à faixa de composições referente aos ferros fundidos.

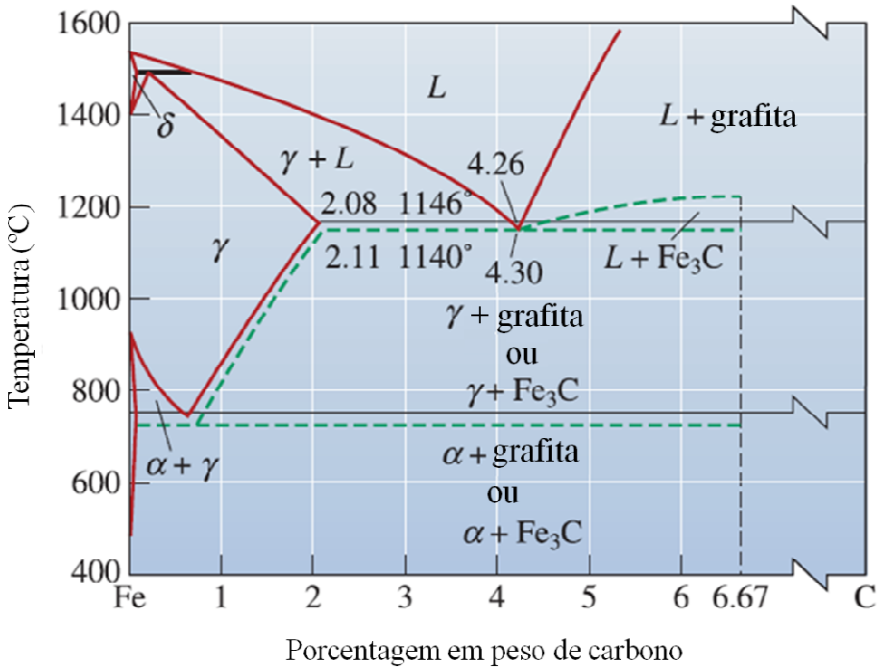


Figura 1. Diagrama de equilíbrio metaestável do sistema Fe-Fe_3C (linhas pontilhadas) e diagrama de equilíbrio Fe-C (linhas cheias) (Askeland *et al*, 2011).

Considerando uma liga binária Fe-C com a composição eutética (4,3%p C), é possível observar que o resfriamento lento deste material resulta na solidificação completa a 1146ºC, havendo neste ponto o equilíbrio de duas fases: austenita (γ) e cementita (Fe_3C), que formam o eutético denominado como ledeburita, caracterizado por cristais dendríticos de γ em uma matriz de Fe_3C. Sequencialmente, o resfriamento adicional desta liga diminui gradativamente o teor de carbono da austenita, até ser atingida a temperatura de 727ºC, abaixo da qual esta fase não

pode mais existir. Consequentemente, ao atingir esta temperatura, a austenita transforma-se em perlita. Como a continuação do resfriamento até a temperatura ambiente não promove alteração na composição fásica, a ledeburita será constituída de glóbulos de perlita em uma matriz de Fe_3C, constituinte também conhecido como ledeburita transformada (Chiaverini, 2012).

Por sua vez, em função da formação de fases pró-eutéticas durante o resfriamento, os ferros fundidos hipoeutéticos e hipereutéticos apresentarão, à temperatura ambiente, uma microestrutura composta por grãos de perlita envolvidos em matriz de ledeburita transformada e cristais alongados de Fe_3C também em fundo de ledeburita transformada, respectivamente (Chiaverini, 2012).

2.1.2 Diagrama Fe-C-Si

Nas ligas Fe-C, o líquido facilmente subresfria-se 6ºC, intervalo que corresponde à diferença entre as temperaturas eutéticas estável e metaestável e, consequentemente, forma-se o ferro fundido branco. Como será visto adiante, estas ligas possuem utilização relativamente limitada, devido às propriedades mecânicas por elas apresentadas, como alta dureza, fragilidade e ausência de ductilidade, as quais são, em geral, desfavoráveis para a maioria das aplicações usuais. A adição de, aproximadamente, 2%p Si aumenta esta diferença de temperatura e, desta forma, permite mais tempo para a nucleação e crescimento da grafita e também que maiores subresfriamentos sejam tolerados (Askeland *et al*, 2011; Chiaverini, 2012).

Considerando a ação grafitizante do Si e sua presença na composição química dos ferros fundidos, faz-se necessário discutir o efeito deste elemento de liga no diagrama do sistema Fe-C, utilizando, por exemplo, da análise de seções do diagrama ternário Fe-C-Si para determinados teores de Si. Sendo assim, na Figura 2 são apresentadas seções deste diagrama para teores de Si de 2,3%p, 3,5%p, 5,2%p e 7,9%p, ilustrando as transformações que ocorrem a temperaturas acima de 1000ºC. É possível observar que a principal modificação provocada pelo aumento do teor de Si é a composição do eutético, cujo teor de carbono diminui à medida que o Si é adicionado. Simultaneamente, verifica-se também que a reação eutética passa a ocorrer em um intervalo de temperaturas e não mais a uma temperatura constante, como ocorre no diagrama binário Fe-C. Este intervalo é determinado pelos principais elementos de liga presentes e pela cinética de crescimento das fases.

Analogamente, a reação eutetóide também ocorre em uma faixa de temperaturas. Além disso, o silício também altera a composição da perlita e a solubilidade do carbono na austenita (Chiaverini, 2012; Glaeser, 1992; Labrecque e Gagné, 1998).

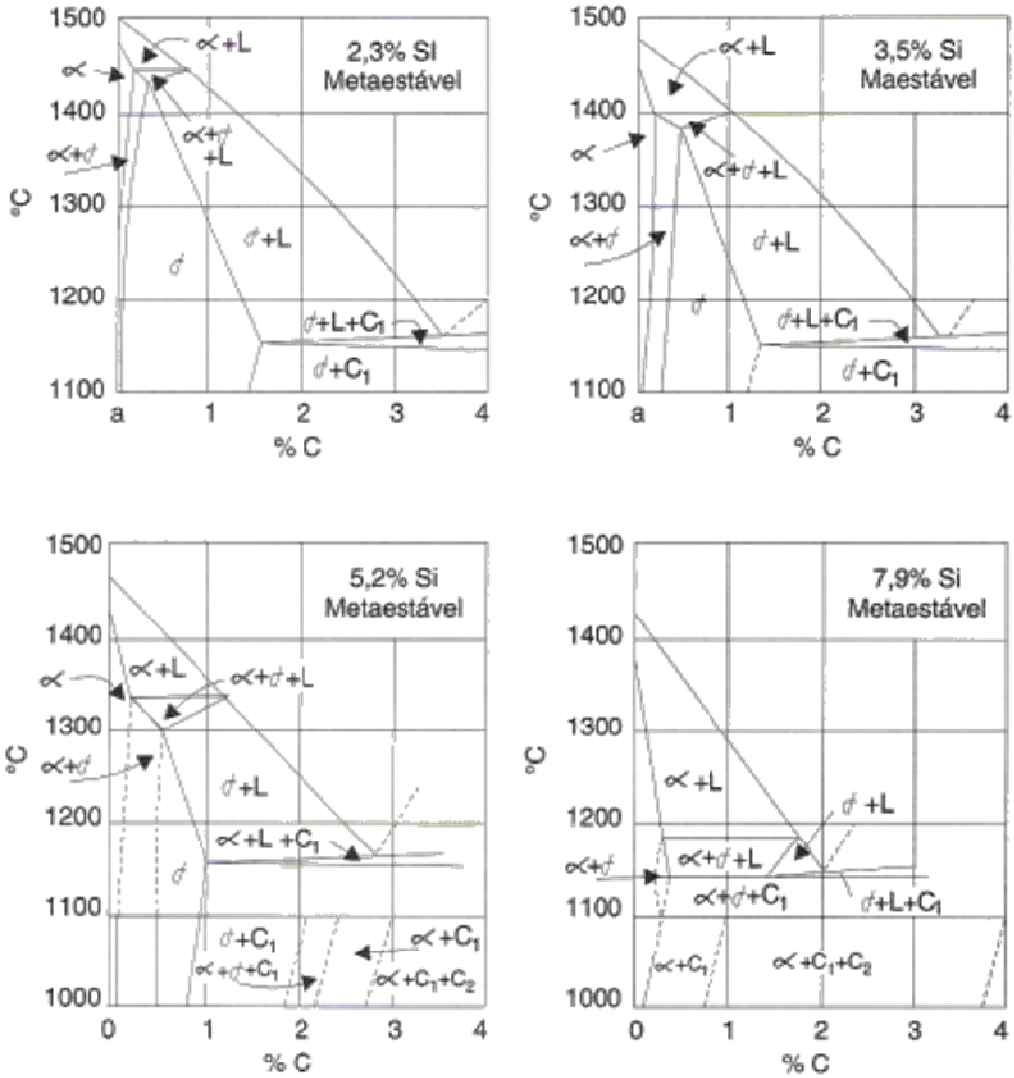


Figura 2. Diagramas de equilíbrio metaestáveis Fe-C-Si para quarto teores diferentes de silício (Chiaverini, 2012).

A segunda fase resultante da reação eutética é a austenita, que compõe a matriz dos ferros fundidos e se transforma durante o resfriamento (para a ferrita + cementita ou para ferrita + grafita), no estado sólido. A estrutura obtida como resultado desta transformação dependerá dos elementos de liga adicionados e da taxa de resfriamento, cujas influências serão analisadas a seguir (Elliot, 1988).

2.1.3 Influência dos elementos de liga

A adição dos elementos de liga aos ferros fundidos deve ser cuidadosamente controlada, a fim de garantir que a matriz apresente a microestrutura desejada e, consequentemente, otimizar o desempenho do material para determinada aplicação. Cada elemento de liga influencia de maneira diferente as propriedades mecânicas no mesmo material e, desta forma, o correto balanço dos mesmos torna-se fundamental, principalmente, quando nenhum tratamento térmico é empregado (Gonzaga e Carrasquilla, 2005). O controle composicional dos ferros fundidos não envolve somente a adição de elementos à composição base, mas também o uso seletivo dos mesmos, usualmente de forma combinada, a fim de obter a resistência desejada com propriedades uniformes e características de usinagem ou baixa sensibilidade da seção (Elliot, 1988). A adição de um elemento de liga em quantidade superior ou inferior àquelas recomendadas pode alterar a microestrutura e, consequentemente, as propriedades (Alhussein *et al*, 2014).

Tendo em vista o fato de que a presença dos elementos de liga produz alterações microestruturais e, portanto, de propriedades dos ferros fundidos, é comum analisar este efeito por meio do conceito de carbono equivalente (CE), definido conforme apresenta a Equação 2.1 (Chiaverini, 2012):

$$CE = \%C + \frac{1}{3}(\%Si + \%P) \tag{2.1}$$

Este valor pode ser utilizado no diagrama Fe-C da Figura 1 como o teor de carbono, a fim de prever o comportamento dos ferros fundidos na solidificação. Tal grandeza considera, além da quantidade dos elementos químicos presentes, o poder grafitizante de cada um. Como exemplo, uma liga contendo 3,2%p C, 2%p Si e 1,3%p P teria um valor de CE equivalente a 4,3%, assumindo a composição eutética (Askeland *et al*, 2011; Colpaert, 2008; Glaeser, 1992; Santos e Branco, 1991).

Conforme exposto por Chiaverini (2012), os elementos de liga que exercem maior influência sobre a microestrutura dos ferros fundidos são o carbono e o silício. O primeiro determina o quanto de grafita pode ser formado e o segundo age como elemento grafitizante, permitindo a decomposição da cementita. Contudo, os teores destes elementos devem ser limitados quando se deseja obter ferros fundidos com

superior resistência mecânica, a fim de evitar a formação de ferrita e de perlita com espaçamento interlamelar grosseiro (Colpaert, 2008). O aumento dos teores de C e Si reduz a tendência à formação de carbonetos eutéticos (Santos e Branco, 1991). O diagrama apresentado na Figura 3 permite observar o efeito destes dois elementos sobre o tipo de ferro fundido que é formado durante a solidificação. As linhas pontilhadas nesta figura determinam as regiões em que a maioria dos ferros fundidos se encontram (Glaeser, 1992).

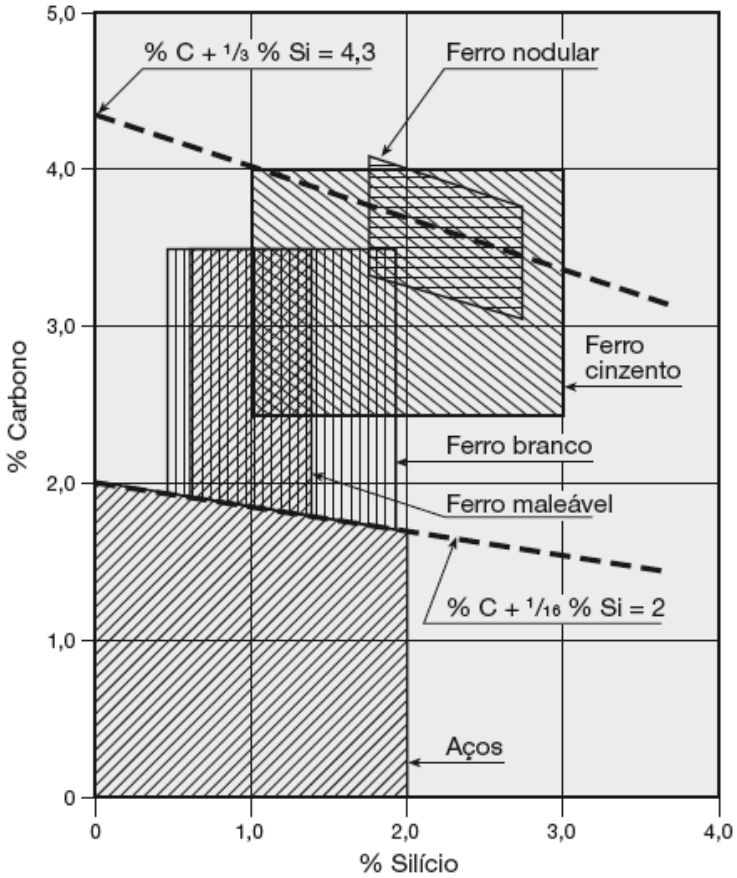


Figura 3. Campos de composição química típica dos aços e ferros fundidos mais comuns, com respeito aos teores de carbono e silício. Estes limites são aproximados e apenas para fins orientativos (Colpaert, 2008).

Ferros fundidos de baixa liga, na ausência de elementos que atuam como fortes formadores de carboneto, podem formar eutético cementítico ou grafítico, dependendo do grau de super-resfriamento necessário para o crescimento de cada um destes, que corresponde à diferença entre a temperatura efetiva na interface sólido/líquido e a temperatura de equilíbrio do eutético. Aquele considerado como estável será o eutético cuja temperatura de crescimento for maior. A presença de

elementos de liga modifica as temperaturas de equilíbrio e de crescimento dos eutéticos cementítico e grafítico, favorecendo um ou outro tipo. Considerando isto, a influência do silício pode ser melhor compreendida com a análise da Figura 4, que ilustra o comportamento da temperatura do líquido nas interfaces γ/ Gr e γ/ Fe_3C em função do teor de Si. É possível observar que a adição deste elemento aumenta a temperatura eutética na interface γ/ Gr e diminui a temperatura na interface γ/ Fe_3C. Além disso, também é notável o aumento na diferença entre estas temperaturas em decorrência do acréscimo no teor de Si. Por sua vez, o manganês diminui a temperatura do líquido em ambas interfaces, promovendo a formação de cementita (Durand-Charre, 2004).

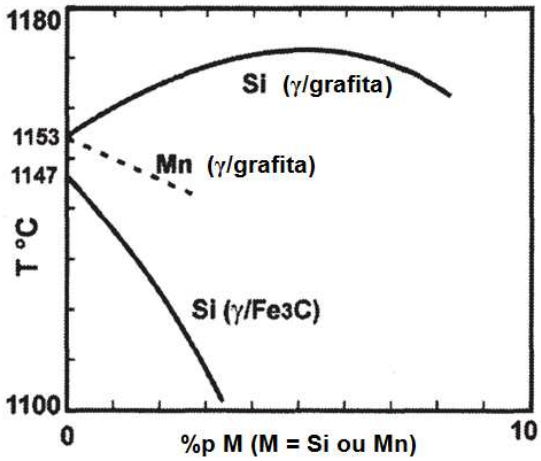


Figura 4. Efeitos do Si e do Mn no perfil das linhas eutéticas (Adaptada de Durand-Charre, 2004).

Entretanto, quando presente em solução sólida na ferrita, o Si aumenta a dureza, o limite de resistência à tração e o limite de escoamento da matriz, reduzindo sua resiliência, ductilidade e tenacidade. Altos teores de Si causam uma severa queda na energia de impacto do material. Quando adicionado como inoculante (FeSi), ele aumenta o número de sítios de nucleação e a densidade de nódulos. Desta forma, o Si reduz o caminho para a difusão do carbono durante a transformação eutetóide, aumentando a quantidade de ferrita na microestrutura (Alhussein *et al*, 2014; Elliot, 1988; Hütter *et al*, 2015; Labrecque e Gagné, 1998).

Além do carbono e do silício, elementos normalmente presentes na composição química dos ferros fundidos são o manganês, o fósforo e o enxofre, cujos efeitos serão discutidos a seguir. No caso particular dos ferros nodulares, os

elementos de liga mais empregados são níquel, cobre, estanho e molibdênio (Santos e Branco, 1991). A Tabela 1 apresenta, de forma resumida, o efeito destes elementos sobre a microestrutura e as propriedades dos ferros fundidos nodulares.

- **Manganês:** adicionado aos ferros fundidos como elemento dessulfurante, o Mn atrasa a nucleação da ferrita na interface Gr/metal e diminui a difusividade do carbono na α. Como resultado, este elemento equilibra a ação grafitizante do silício, produzindo estruturas com matriz predominantemente perlítica, principalmente em peças fundidas volumosas (Chiaverini, 2012; Labrecque e Gagné, 1998). A tendência à formação de carbonetos apresentada pelo Mn pode ser contrabalanceada em seções finas com o aumento do teor de Si. O mesmo não é verificado em seções grandes, uma vez que o Mn segrega-se nas fronteiras das células eutéticas e o Si segrega-se negativamente para as dendritas de austenita (Alhussein *et al*, 2014; Elliot, 1988). Além disso, o Mn retarda o recozimento e aumenta a resistência dos ferros fundidos, diminuindo, consequentemente, o alongamento, devido à maior fração volumétrica de perlita resultante do acréscimo deste elemento (Labrecque e Gagné, 1998). Gonzaga e Carrasquilla (2005) verificaram que o manganês, reagindo com o fósforo, promove a formação de perlita nos ferros fundidos nodulares. Contudo, o resultado conseguido por meio da combinação destes dois elementos é eliminado com a adição de silício.

O manganês exerce uma influência negativa sobre o processo de nodulização, fato demonstrado por Roula e Kosnikov (2008). Quando o teor de Mn no ferro líquido excede 1%, formam-se policarbonetos na periferia da grafita, como $(Fe\text{-}Mn)_3C$ e/ou $(Fe\text{-}Mn\text{-}Si)_xC_y$. Tais compostos participam da desaceleração do crescimento da grafita durante a decomposição da austenita, alterando a difusão dos átomos de carbono.

- **Enxofre:** exerce um importante papel sobre a nucleação e o crescimento das partículas de grafita, afetando os mecanismos de crescimento e favorecendo a formação da grafita em veios ao invés de nódulos. Contudo, o teor deste elemento é crítico para os ferros fundidos nodulares, pois um baixo teor de S pode resultar em um pequeno número de nódulos, devido à redução dos núcleos potenciais para a

Tabela 1. Efeitos dos elementos de liga nos ferros fundidos nodulares (Adaptado de Labrecque e Gagné, 1998).

Elemento	**Teor máximo recomendado**	**Efeitos na temperatura eutética estável e metaestável**	**Efeitos na temperatura eutetóide**	**Efeito na estrutura da matriz**	**Efeito na temperabilidade**	**Efeito na estrutura da grafita**
Cu	De 0,03% no ferrítico a 1% no perlítico	Aumenta a diferença entre as temperaturas	Reduz a temperatura eutetóide (Estabiliza γ)	Promove a perlita, retardando a difusão do C	Eleva a temperabilidade (menos efetivo que o Mo)	Promove a grafita em veios intercelulares quando combinado com Ti ou Pb
Ni	De 0,1% no ferrítico a 0,25% no perlítico	Aumenta a diferença entre as temperaturas	Reduz a temperatura eutetóide (Estabiliza γ)	Promove a perlita fracamente	Eleva a temperabilidade (menos efetivo que o Cu)	*Chuncky grafite* (Reduz a tendência ao coquilhamento)
Mo	De 0,02% no ferrítico	Diminui ambas	Aumenta a temperatura eutetóide (Estabiliza a ferrita)	Promove a perlita no estado fundido (menos efetivo do que Cu e Sn)	Eleva a temperabilidade, por meio do retardo da formação da perlita (o mais efetivo)	Formador de carboneto intercelular (fraco)
Mn	De 0,15% no ferrítico a 0,35% no perlítico	Diminui ambas	Reduz a temperatura eutetóide (Estabiliza γ)	Promove a perlita (5 vezes mais efetivo do que o Ni)	Eleva a temperabilidade	Rede de carbonetos intercelulares se a segregação ocorre em seções espessas

formação de grafita, enquanto um teor muito elevado pode resultar na formação de grafita em veios e remover Mg em excesso para a escória. Em decorrência destes fatores, recomenda-se que o teor de S nos ferros fundidos nodulares esteja compreendido entre 0,010 e 0,015%p (Colpaert, 2008; Elliot, 1988; Labrecque e Gagné, 1998).

- **Fósforo:** aumenta a fluidez das ligas, permitindo a obtenção de peças de paredes mais finas e de contornos mais nítidos, porém, seu uso deve ser ponderado com o efeito resultante sobre as propriedades mecânicas. O P possui solubilidade limitada na austenita e segrega-se positivamente durante a solidificação, o que resulta na formação de fosfeto nas áreas que se solidificam por último. Os fosfetos comportam-se de maneira semelhante aos carbonetos, causando problemas na usinagem e, além disso, não podem ser eliminados por tratamentos térmicos, resultando em maiores valores de resistência, acompanhados por uma redução no alongamento. Altos teores de P estão relacionados com a segregação de Mo, Cr, V e W, o que faz com que a matriz fique empobrecida destes elementos, reduzindo sua resistência. Em geral, especifica-se um limite máximo de P, exceto quanto o mesmo é usado com um objetivo específico, como para promover usinabilidade em ferros fundidos de baixa qualidade, por exemplo. Vale ressaltar que, apesar de agir como elemento formador de grafita, o P é classificado como um elemento nocivo nos ferros fundidos nodulares. Este forma com o ferro e o carbono um constituinte de natureza eutética conhecido como steadita, composto por carbeto de ferro e fosfeto de ferro, de aparência branca e perfurada, que precipita-se nos contornos da célula eutética, fragilizando o ferro fundido. Desta forma, o controle do teor deste elemento é fundamental para o alcance de propriedades mecânicas elevadas, principalmente em relação à resistência ao impacto (Chiaverini, 2012; Colpaert, 2008; Elliot, 1988; Labrecque e Gagné, 1998).

2.1.4 Influência da taxa de resfriamento

Para taxas de resfriamento lentas, a grafitização ocorre e a austenita (pela reação eutetóide) transforma-se em perlita e grafita, uma vez que é permitido um maior tempo para o crescimento desta última. Por outro lado, se esta taxa for suficientemente rápida, o carbono se apresentará na forma combinada (Fe_3C) ao

invés de grafitizar (Askeland *et al*, 2011; Glaeser, 1992). A explicação para este fenômeno consiste no efeito da taxa de resfriamento sobre a temperatura de solidificação dos eutéticos estável e metaestável. O aumento na velocidade de resfriamento tende a reduzir ambas as temperaturas, porém, este efeito é mais pronunciado sobre aquela referente ao eutético estável. Desta forma, haveria uma taxa a partir da qual a temperatura do eutético metaestável passaria a ser mais alta e, sendo assim, a solidificação se daria com a formação da cementita (Colpaert, 2008).

A reação eutetóide também é influenciada pela taxa de resfriamento, de forma que, para taxas lentas em relação à taxa de difusão do C, a austenita se transforma em ferrita e grafita. Durante a fabricação industrial dos ferros fundidos, a austenita transforma-se em grafita e perlita, em razão do tempo limitado de resfriamento permitido no molde antes da agitação e do efeito dos elementos de liga (Labrecque e Gagné, 1998).

Relacionando a velocidade de resfriamento durante a solidificação com a espessura das peças fundidas, tem-se que seções de grande espessura resultam em resfriamento mais lento, enquanto seções finas e áreas adjacentes às paredes do molde significam resfriamento rápido. Assim sendo, em peças com seções de diferentes espessuras, várias velocidades de resfriamento são observadas (Chiaverini, 2012). Em particular, este efeito é pouco pronunciado nos ferros fundidos nodulares (Guesser, 2009). Além das dimensões da peça, os moldes de fundição também influenciam a velocidade de resfriamento. Como exemplo, moldes metálicos (coquilhas) produzem resfriamento muito rápido, enquanto moldes de areia, de condutividade térmica mais baixa, reduzem a taxa de resfriamento (Colpaert, 2008).

Além de influenciar na grafitização, a velocidade de resfriamento também modifica a forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Sob altas velocidades de resfriamento, formam-se veios de grafita finos, com distribuição dendrítica. Por outro lado, o resfriamento lento leva a uma distribuição de veios grosseiros, enquanto velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais (Chiaverini, 2012). Já nos ferros fundidos nodulares, o aumento na taxa de resfriamento durante a solidificação, em geral, aumenta a densidade de nódulos e a nodularidade, como consequência da maior taxa de nucleação resultante (Skaland *et al*, 1993).

A matriz também é influenciada pela velocidade de resfriamento após a solidificação, de modo que o aumento desta dificulta a formação da ferrita, uma vez que resulta na diminuição do tempo disponível para difusão do carbono até o nódulo da grafita, promovendo, assim, a perlita. Altas velocidades de resfriamento no estado sólido podem ser empregadas para promover matrizes perlíticas sem uso de elementos de liga, desde que a presença de tensões residuais não prejudique o desempenho do material (Guesser, 2009). Adicionalmente, o aumento da velocidade de resfriamento resulta na redução do espaçamento interlamelar da perlita, o que contribui para elevar a resistência mecânica da matriz (Santos e Branco, 1991).

2.2 Classificação dos ferros fundidos

A composição dos ferros fundidos, associada à taxa de resfriamento, permite a obtenção de uma variedade de microestruturas diferentes para a fase matriz, as quais são determinadas pela forma como a austenita se transforma durante a reação eutetóide (Askeland *et al*, 2011; Glaeser, 1992). Estas ligas são divididas em dois grupos principais: ligas de objetivos gerais, as quais são utilizadas na maioria das aplicações de engenharia e as ligas de objetivos especiais, ferros fundidos brancos e ligados, que são utilizados para aplicações envolvendo extremos de calor, corrosão ou abrasão. Entre as ligas de objetivos gerais estão incluídos os ferros fundidos cinzentos, maleáveis, nodulares e vermiculares, classificados de acordo com a morfologia da grafita (Elliot, 1988). Não é prático diferenciar os tipos de ferros fundidos pela análise da composição química básica, pois estes podem apresentar composições semelhantes, o que pode ser observado com auxílio da Figura 3. Estes materiais serão brevemente discutidos a seguir.

Os ferros fundidos cinzentos são ligas Fe-C-Si em que o carbono, em sua maioria, está na forma livre, apresentando morfologia de veios interconectados. Estas ligas constituem a classe de ferros fundidos mais utilizada, apresentando baixo custo e facilidade de fabricação. O ferro fundido cinzento é assim denominado em função do aspecto de sua superfície de fratura, a qual se apresenta acinzentada em decorrência da presença de grafita livre. A matriz em que a grafita fica embebida pode ser austenítica, ferrítica ou uma mistura de ferrita e perlita, dependendo do tratamento térmico empregado (Askeland *et al*, 2011; Chiaverini, 2012; Durand-

Charre, 2004; Elliot, 1988; Glaeser, 1992; Telles, 2003). Estas ligas possuem várias propriedades atrativas, incluindo alta resistência à compressão, boa usinabilidade, boa resistência ao desgaste por deslizamento, boa resistência à fadiga térmica, boa condutividade térmica e bom amortecimento de vibrações (Askeland *et al*, 2011). Sua principal desvantagem é a falta de tenacidade associada à fragilidade e a morfologia da grafita em veios, que promove a iniciação e a propagação de microtrincas (Durand-Charre, 2004).

Por sua vez, no ferro fundido branco o carbono apresenta-se quase inteiramente na forma de carboneto de ferro e, consequentemente, a superfície de fratura deste material é branca, o que justifica sua designação. A presença da cementita confere a estas ligas uma alta dureza e excelente resistência à abrasão e erosão. Esta fase forma uma rede rígida de carbonetos interconectados, dentro da qual a austenita não é contínua e, desta forma, a ductilidade e tenacidade destes materiais apresentam valores baixos (Askeland *et al*, 2011; Chiaverini, 2012; Durand-Charre, 2004; Tiedje, 2010).

Os ferros fundidos brancos podem se tornar dúcteis com o emprego do tratamento térmico conhecido como maleabilização, que decompõe a cementita presente na estrutura, formando aglomerados arredondados (nódulos) de grafita e produzindo, então, os ferros fundidos maleáveis. Como resultado, estas ligas exibem ductilidade superior à dos ferros fundidos brancos ou cinzentos, além de alta usinabilidade. Adicionalmente, a morfologia nodular da grafita confere a estas ligas uma boa combinação de resistência e ductilidade. Contudo, o tratamento de maleabilização envolve uma série de etapas e os nódulos nucleiam enquanto o ferro fundido branco é lentamente aquecido, o que requer longos tempos de processamento e, consequentemente, torna o processo caro. Este foi virtualmente abandonado desde a descoberta da técnica para produção de ferros fundidos com grafita esferoidal a partir do líquido (Askeland *et al*, 2011; Chiaverini, 2012; Durand-Charre, 2004; Glaeser, 1992, Telles, 2003).

Os ferros fundidos nodulares, também conhecidos como ferros fundidos com grafita esferoidal ou dúcteis, são ligas em que o carbono livre também é encontrado na forma de nódulos ou esferas grafíticas. Contudo, tais nódulos são formados por meio da adição de pequenas quantidades de elementos esferoidizantes durante a fundição, como magnésio e cério. O ferro fundido dúctil apresenta um custo inferior ao ferro fundido maleável, uma vez que a sua fabricação não requer longos

tratamentos térmicos para atingir a forma nodular (Glaeser, 1992). Considerando o objetivo do presente trabalho, as características dos ferros fundidos nodulares serão descritas detalhadamente na seção seguinte.

Por fim, nos ferros fundidos vermiculares, também conhecidos como ferros fundidos de grafita compactada, a forma da grafita é intermediária entre veios e nódulos, apresentando-se como numerosas estrias (vermes) que são interconectadas ao núcleo da célula eutética, também produzidas durante a solidificação. Estas ligas apresentam resistência e ductilidade superiores às do ferro fundido cinzento, além de boa condutividade térmica e amortecimento de vibrações. O tratamento utilizado para obtenção do ferro fundido vermicular é semelhante àquele empregado na fabricação do nodular, contudo, apenas cerca de 0,015%Mg é introduzido durante a nodulização. Uma pequena quantidade de titânio ou de metais terras raras é adicionada para garantir a formação da grafita compactada (Askeland *et al*, 2011; Chiaverini, 2012).

2.3 Ferros fundidos nodulares

A descoberta do ferro fundido nodular (FFN), obtido por meio de pequenas adições de cério foi anunciada pelo pesquisador H. Morrogh em uma convenção da Sociedade Americana de Fundição (*American Foundrymen Society*), ocorrida em 1948, na Filadélfia. No mesmo ano, a Companhia Internacional de Níquel (*International Nickel Company*) revelou que uma estrutura similar poderia ser obtida mediante a utilização de magnésio como elemento esferoidizante. Rápidos desenvolvimentos ocorreram nos anos 1950, seguidos pelo aumento da utilização destes materiais na década de 60 (Elliot, 1988; Labrecque e Gagné, 1998). Desde 1955, a produção destas ligas tornou-se cem vezes maior do que a dos ferros fundidos cinzentos (Durand-Charre, 2004).

Os FFNs possuem composição química semelhante à dos cinzentos, porém são obtidos através de um processo especial, que inclui a adição de 0,02 a 0,08%p Mg (ou 0,2 a 0,4%p Ce), de forma que o carbono apresenta a forma esferoidal, a qual não interrompe a continuidade da matriz tanto quanto a grafita em veios, conferindo melhor ductilidade e tenacidade (Chiaverini, 2012; Telles, 2003). A Figura 5 ilustra a morfologia da grafita esferoidizada, onde é possível observar que nem

todos os nódulos são esferas perfeitas e nem apresentam uma interface suave com o metal (Colpaert, 2008). Velichko e colaboradores (2007) distinguiram duas estruturas nodulares distintas na Figura 5: regular (nódulos 2 e 3) e mais grosseira, com uma grande quantidade de poros e/ou inclusões (1 e 4).

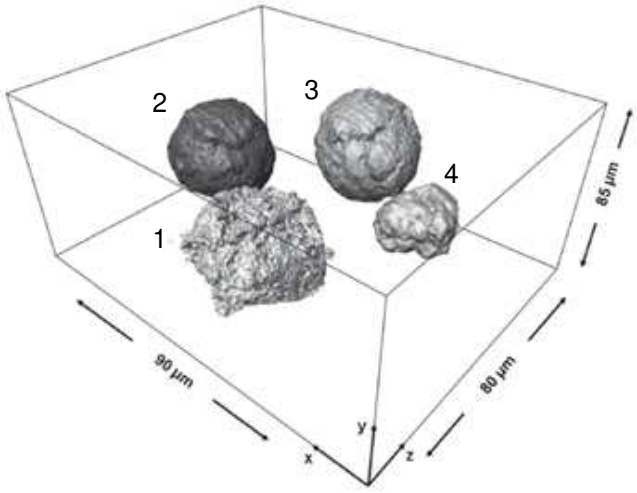


Figura 5. Reconstrução tridimensional da grafita esferoidizada em ferro fundido nodular (Adaptada de Colpaert, 2008).

A formação dos nódulos não é controlada pelos teores de C e Si, mas é uma consequência do nível de pureza da liga e da adição de elementos esferoidizantes. O papel destes elementos é neutralizar os elementos tensoativos, como enxofre e oxigênio, que são preferencialmente adsorvidos no plano prismático $(10\bar{1}0)$ do cristal hexagonal da grafita, o qual possui alta energia interfacial com o líquido. Quando isto ocorre, o nível de energia interfacial do referido plano é diminuído para valores abaixo da energia do plano basal (0001), resultando em uma morfologia lamelar (Figura 6). Os elementos esferoidizantes formam compostos com o S e o O, os quais podem flutuar para a escória ou atuar como sítios de nucleação, permitindo o crescimento isotrópico da grafita ao longo da direção do plano basal e produzindo Gr na forma de nódulos. Por sua vez, a quantidade de Gr presente é controlada pelos teores de Si e C, bem como pelos parâmetros de resfriamento (Durand-Charre, 2004; Labrecque e Gagné, 1998; Skaland, 2005).

A microestrutra dos FFNs apresenta dois componentes: os nódulos grafíticos e a matriz, cujos constituintes podem ser ferrita, austenita, perlita, bainita, martensita e carbetos, dependendo da composição química e dos parâmetros do processo de

fabricação. A estrutura matriz pode ser modificada utilizando-se tratamentos térmicos, a fim de serem obtidas as propriedades requeridas para aplicações específicas. Contudo, uma vez formados, os nódulos de grafita não podem ser modificados por tratamentos térmicos e, sendo assim, sua forma, tamanho e distribuição permanecem inalterados, devido à estabilidade termodinâmica. O controle da microestrutura destes materiais permite a obtenção de uma ampla gama de propriedades (Chaengkhan e Srichandr, 2011; Fernandino *et al*, 2015).

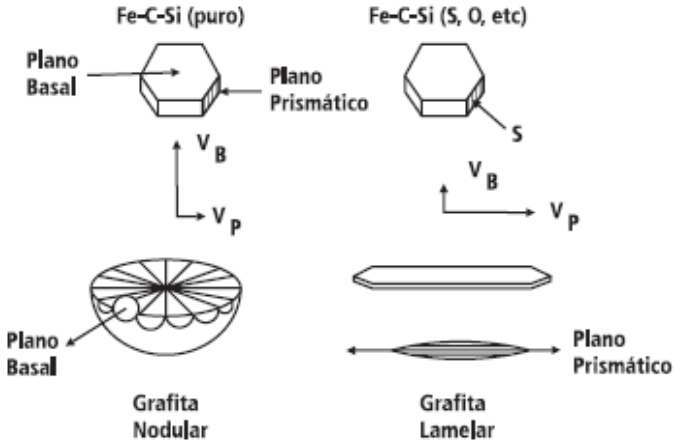


Figura 6. Esquema de crescimento da grafita em veios e em nódulos (Guesser, 2009 apud McSwain e Bates, 1974).

Os FFNs são bastante sensíveis à presença de elementos residuais e de liga e, desta forma, o controle composicional durante a produção deve ser rígido, a fim de garantir a obtenção de estruturas com a forma adequada da grafita e com a matriz desejada. Para que isto seja possível, é necessário que sejam obedecidos os seguintes requisitos (Elliot, 1988):

- Ausência de carbonetos no estado fundido: caso isto não ocorra, são formadas áreas com dureza excessiva, o que impacta as propriedades mecânicas e limita a usinagem, tornando necessário o emprego de tratamentos térmicos, os quais encarecem o processo e podem levar à distorção, caso não sejam executados corretamente. Um alto potencial grafitizante do líquido e a inoculação efetiva reduzem o risco de formação de carbonetos coquilhados. Isto pode ser obtido por meio da utilização correta dos teores de C e Si, conforme indicado na Figura 7. Uma estrutura livre de carbonetos e com boa qualidade de nódulos é conseguida

utilizando-se um teor de CE de, pelo menos, 4,3%. Se este teor for muito baixo, o potencial grafitizante é reduzido. Combinado a um alto teor de Si para manter o potencial, um baixo valor de CE pode resultar em contração excessiva. Por outro lado, valores de CE acima de 4,65% podem levar à variação dos nódulos e degeneração, principalmente em seções pesadas.

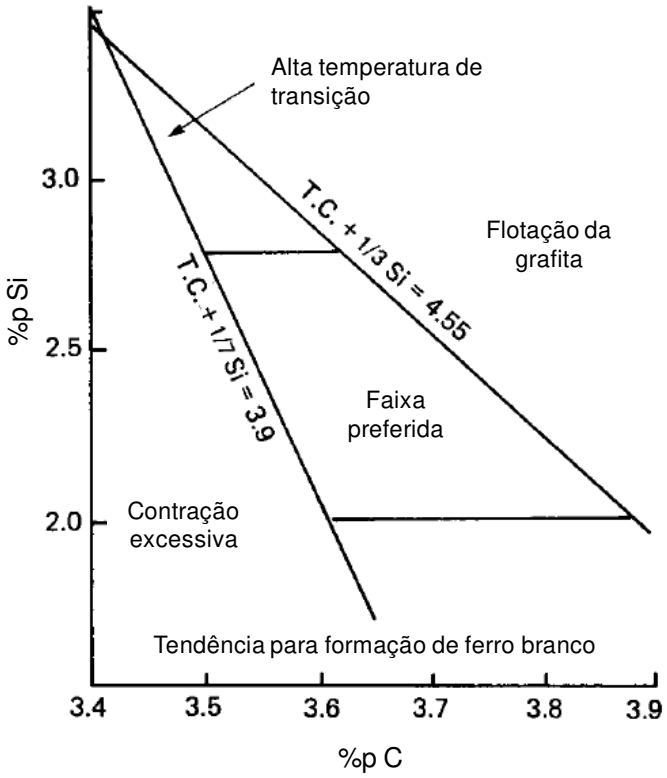


Figura 7. Faixas de concentração de C e Si típicas para os ferros fundidos nodulares e fatores que as limitam (Elliot, 1988).

- Correta distribuição e forma da grafita: envolve a seleção correta dos níveis de C e Si para o CE escolhido. O teor de Si pode variar de 1,8 até 6%, quando busca-se uma alta resistência à oxidação (Durand-Charre, 2004). Altos teores de Si aumentam o potencial grafitizante e refinam a distribuição da grafita. Contudo, o silício promove tendência à formação da ferrita, aumentanto a temperatura de transição dúctil-frágil e reduzindo a condutividade térmica.

- Estrutura correta da matriz: a matriz dos ferros fundidos confere resistência mecânica e isto pode ser promovido mediante a utilização de pequenas adições de elementos de liga, a fim de aumentar a razão perlita/ferrita, para refinar a perlita ou para produzir produtos alternativos de transformação da austenita, como a bainita.

Os elementos comumente presentes nos FFNs convencionais de baixa liga são C, Si, S, P e Mn. Nestes materiais, o CE é muito maior do que nos ferros fundidos cinzentos comuns e o teor de S é muito menor. Além disso, a microestrutura final é determinada, principalmente, pelo tratamento térmico empregado. Devido ao fato de o teor de enxofre ser muito baixo, o Mn não é convertido em MnS e fica livre para fortalecer a matriz e estabilizar a perlita. Entretanto, teores acima de 0,7% tornam significativa sua ação estabilizante de carboneto (Durand-Charre, 2004; Elliot, 1988).

Outro grupo dos FFNs inclui aqueles ligados, que contem altos teores de silício (até 7%), para garantir a formação da grafita e até 23% de níquel, junto com pequenos teores de cromo. A forte tendência à formação de ferrita do Si é neutralizada pelo Ni, que estabiliza uma matriz austenítica. Como resultado, a microestrutura destas ligas não é inteiramente esferoidal, havendo a coexistência de nódulos de grafita e regiões de eutético interdendrítico γ/M_7C_3. Estas ligas não são magnéticas e possuem excelente resistência à corrosão, oxidação e erosão, além de boa fundibilidade e usinabilidade, podendo ser aplicadas em componentes destinados a suportar altas pressões em uma ampla faixa de temperaturas (-196 até 500ºC) (Durand-Charre, 2004).

2.3.1 Fabricação dos ferros fundidos nodulares

Os FFNs são produzidos diretamente a partir da solidificação do fundido contendo quantidades suficientes de Si para garantir a grafitização. O processo de fabricação envolve várias etapas, incluindo dessulfuração, nodulização (esferoidização), inoculação, vazamento e desmoldagem (Colpaert, 2008; Durand-Charre, 2004). Contudo, Labrecque e Gagné (1998) ressaltam que a primeira etapa na fabricação destas ligas compreende a seleção cuidadosa dos materiais de carga, a fim de controlar a composição dentro dos limites requeridos. Sucata de aço e outros materiais de retorno podem conter elementos de liga ou residuais que favorecem a solidificação eutética metaestável, evitando a cristalização da grafita na forma de nódulos ou causando a formação de estruturas fundidas indesejáveis. A obtenção de FFN de alta qualidade envolve um rígido controle de composição,

temperatura de corrida, tempo de espera, temperatura de vazamento, entre outros parâmetros.

Durante a dessulfuração, o enxofre e o oxigênio presentes no metal líquido são removidos mediante a adição de elementos dessulfurantes, como o óxido de cálcio (CaO). Na etapa de nodulização, adiciona-se o Mg, geralmente na forma diluída, como uma liga MgFeSi ou na forma pura do metal. Neste último caso, a reação de nodulização é muito violenta, considerando que o ponto de ebulição do Mg (1090ºC) é muito inferior quando comparado à temperatura do ferro líquido. Por isso, a adição deste elemento é feita um pouco antes da fundição, de forma a permitir que uma quantidade residual de aproximadamente 0,03%Mg permaneça no líquido após o tratamento, a fim de promover o crescimento nodular da grafita. Cabe ressaltar que o magnésio é um elemento desoxidante e dessulfurante e, desta forma, a modificação da morfologia da grafita, conseguida por meio da adição de Mg só será possível quanto os teores de S e O estiverem baixos. O Mg adicionado ao banho reage com o oxigênio e o enxofre, formando compostos (MgO e MgS) que flutuam na superfície e podem ser removidos. Uma vez que o Mg tem baixa solubilidade no metal e é volátil, as reações podem se tornar reversíveis se as perdas forem muito grandes. Outros elementos dos grupos IA, IIA e IIIB também podem ser empregados como dessulfurantes/ desoxidantes. Particularmente, o Ce forma óxidos e sulfetos altamente estáveis e é menos volátil que o Mg, o que justifica o fato deste elemento ser frequentemente utilizado combinado com o Mg (Askeland *et al*, 2011; Durand-Charre, 2004; Elliot, 1988).

O magnésio é o elemento esferoidizante mais comumente utilizado em razão do seu baixo custo e da aplicabilidade para ferros com uma ampla faixa de valores de CE e seções fundidas. Para que seja obtida uma alta densidade de nódulos e boa nodularidade, é necessário um teor de Mg otimizado. Não obstante, o Mg é usualmente combinado com uma pequena quantidade de elementos terras raras (Ce, La, Pr, Nd), a fim de melhorar a confiabilidade do efeito esferoidizante. Tais ligas possuem uma composição balanceada, de forma a reduzir a violência da reação, promover a esferoidização, neutralizar os efeitos de impurezas sobre a morfologia da grafita e para controlar a estrutura da matriz (Labrecque e Gagné, 1998, Skaland, 2005). O efeito da nodulização é rapidamente reduzido com o tempo, de forma o líquido deve ser vazado dentro de, aproximadamente, 20 minutos após o tratamento (Tiedje, 2010).

Apesar do tratamento de nodulização não promover sítios para a nucleação da grafita, o mesmo funciona como uma importante base para o subsequente tratamento de inoculação. A formação de um alto número de sulfetos de magnésio, óxidos, silicatos e nitritos dispersos no ferro tende a facilitar a formação de sítios de nucleação heterogêneos e potentes, estabelecidos na superfície das inclusões resultantes do tratamento com o Mg (Skaland, 2005).

Entre as técnicas de nodulização utilizadas em processos de adição de ligas nodulizantes, destaca-se a técnica por imersão de sino, ilustrada esquematicamente na Figura 8, a qual foi empregada na fabricação das ligas analisadas no presente trabalho. Neste processo, utiliza-se uma panela estreita e alta com uma tampa de ferro fundido (para evitar a projeção do metal líquido para fora da panela), na qual é fixado um sino de material refratário, onde está contida a liga nodulizante Fe-Si-Mg. De acordo com Santos e Branco (1991), este processo é mais empregado para ligas contendo alto teor de Mg.

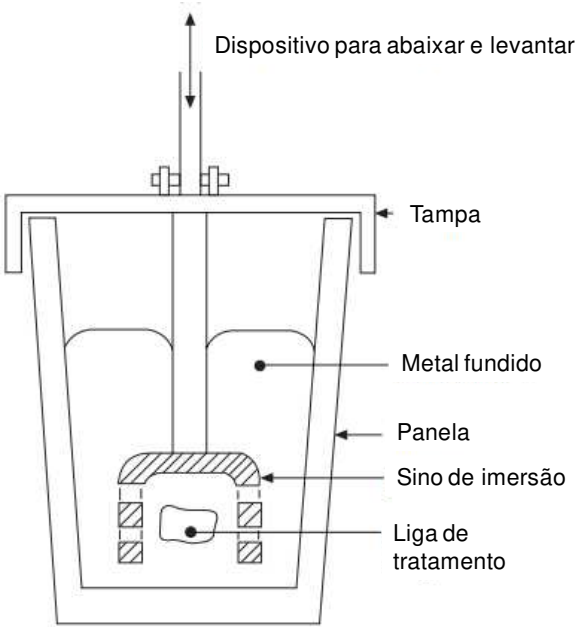


Figura 8. Representação esquemática do tratamento de nodulização por imersão de sino (Brown, 2000).

Por fim, a etapa de inoculação, feita por intermédio da adição de compostos grafitizantes é fundamental para a nucleação heterogênea dos nódulos de grafita, reduzindo o super-resfriamento durante a solidificação e ajudando a evitar a presença de carbetos na microestrutura. Este tratamento tem por objetivo criar núcleos e promover a formação de grafita nodular durante a solidificação do ferro

fundido, diminuindo os gastos com energias de superfície. A maioria dos inoculantes são ligas FeSi contendo Al, Ca, Ba, Mn e Zr, que são elementos de liga utilizados para aumentar a solubilidade e a potência de nucleação das ligas. Após a inoculação, silicatos hexagonais do tipo $XO.SiO_2$ (X: Ca, Sr ou Ba) ou $XO.Al_2O_3.2SiO_2$ são formados na superfície das inclusões resultantes do tratamento de nodulização. Tais fases atuam como sítios favoráveis para a nucleação, uma vez que as facetas hexagonais permitem a formação de interfaces coerentes/semicoerentes de baixa energia entre o nucleante e a grafita (Askeland *et al*, 2011; Fras e Górny, 2008; Labrecque e Gagné, 1998; Skaland, 2005).

Uma boa inoculação aumenta o número de nódulos da grafita, resultando na formação de nódulos esféricos e favorece a formação da ferrita, devido à diminuição da distância de difusão do carbono, influenciando diretamente as propriedades finais do material. Outros benefícios dos inoculantes incluem a obtenção de uma maior uniformidade estrutural e a redução da segregação intercelular. A seleção do processo de inoculação é tão crítica quanto a etapa de nodulização e, portanto, deve ser feito um rigoroso controle dos parâmetros deste processo, incluindo composição, quantidade de inoculante adicionada, tamanho de partícula e temperatura, a fim de se obter uniformidade e consistência (Borsato *et* al, 2016; Fras e Górny, 2008; Labrecque e Gagné, 1998; Sangame e Shinde, 2013; Stefanescu *et al*, 1988).

Caso os tratamentos de nodulização e inoculação sejam ineficientes, será obtido o ferro fundido branco ao invés do nodular ou o produto apresentará uma estrutura grafítica deteriorada, resultante do *fading*. Este fenômeno pode ser classificado em (a) *fading* do nodulizante Mg, que leva à mudança da morfologia da grafita de nodular para compactada e, depois, em veios e (b) *fading* do inoculante, que leva ao aumento do risco de formação de carboneto (Askeland *et al*, 2011; SheikhAbdolhossein e Nili-Ahmadabadi, 2005).

Em geral, a eficiência do tratamento de inoculação é maior quanto mais tarde o processo for realizado (Mullins, 2006). De acordo com Ochulor e colaboradores (2015), o ferro nodulizado e inoculizado deve ser vertido em moldes dentro de um período máximo de 7 minutos após o tratamento de nodulização, a fim de evitar o *fading*. Por sua vez, Fras e Górny (2008) verificaram que a maior variação no número de nódulos ocorre no primeiro minuto após o processo de inoculação. A potência inicial do inoculante e a taxa de *fading* são influenciadas por elementos residuais, incluindo Ca, Al, Ce, Sr, Ba e Bi (Stefanescu *et al*, 1988).

Quando a morfologia dominante é esférica, conforme o *fading* ocorre, a temperatura da nucleação eutética, a duração da transformação eutética e a magnitude do super-resfriamento aumentam, enquanto a temperatura do super-resfriamento eutético e a temperatura final do eutético diminuem (Fras e Górny, 2008; SheikhAbdolhossein e Nili-Ahmadabadi, 2005).

2.3.2 Solidificação dos ferros fundidos nodulares e microestrutura

A rede primária que forma a fase matriz, a célula eutética e a morfologia do eutético são características importantes que resultam dos eventos de solidificação. Como consequência, as propriedades do ferro fundido serão determinadas a partir da interação dessas unidades estruturais e quaisquer modificações estruturais resultantes da transformação no estado sólido, ocorridas durante o resfriamento ou tratamentos térmicos subsequentes. Desta forma, o controle das propriedades do ferro fundido exige o conhecimento do processo de solidificação, o qual é influenciado pela composição química do material, taxa de resfriamento e tratamento de inoculação (Dardati *et al*, 2009; Elliot, 1988; Stefanescu, 2005-b).

Os eventos de nucleação de importância para os ferros fundidos são aqueles para a austenita, grafita e carboneto. Para a grafita e a austenita, a nucleação ocorre de maneira heterogênea e, desta forma, é necessária a preexistência de núcleos compatíveis com suas estruturas cristalográficas. A nucleação heterogênea ocorre com subresfriamentos muito menores quando comparados à homogênea, o que é conseguido com a diminuição da barreira de energia livre, usualmente por meio da diminuição da energia interfacial. Elementos adsorvidos na interface sólido/líquido ou a utilização de substratos adequados tornam isto possível (Askeland *et al*, 2011; Elliot, 1988; Labrecque e Gagné, 1998).

O segundo estágio do processo de solidificação compreende a etapa de crescimento, em que o núcleo sólido cresce pela adição de átomos do líquido para o sólido através da interface sólido/líquido e em que as características estruturais dos fundidos são desenvolvidas. Os principais fatores que influenciam este processo são a estrutura da interface e os gradientes térmicos e de soluto presente no líquido na interface (Elliot, 1988).

A austenita é a primeira fase a solidificar nos ferros fundidos hipoeutéticos. Após a nucleação, a austenita primária se desenvolve em uma rede por meio do

crescimento dendrítico, conforme a temperatura do líquido diminui. Esta fase é não facetada e a morfologia dendrítica resulta da instabilidade de uma frente de crescimento planar. O crescimento livre destas dendritas é controlado pelo fluxo de calor e pela taxa de difusão da interface líquido/sólido. Isto requer um gradiente de temperatura negativo no líquido (Elliot, 1988; Labrecque e Gagné, 1998). Os nódulos de Gr formam-se no líquido residual, saturado em carbono e silício, após um determinado super-resfriamento. Verifica-se, portanto, que o eutético do FFN é do tipo divorciado, uma vez que a grafita nucleia-se no líquido, separada da austenita. Posteriormente, os nódulos são envolvidos por um invólucro de austenita e, como somente a austenita está em contato com o líquido durante a solidificação, o mecanismo que controla o crescimento dos nódulos é a difusão dos átomos de carbono através desta fase. Como consequência, uma dendrita contém vários nódulos de grafita e a estrutura de solidificação resultante consiste de unidades multinodulares, conhecidas como células eutéticas, cujo crescimento prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado (Labrecque e Gagné, 1998; Santos e Branco, 1991).

No caso das ligas eutéticas, a solidificação inicia-se após um subresfriamento abaixo da temperatura do eutético, formando nódulos de Gr em contato direto com o líquido, os quais serão, posteriormente, envolvidos pela austenita também formada na reação eutética, conforme esquematizado na Figura 9. Nessas ligas não deveria haver a formação de dendritas de austenita. Entretanto, o subresfriamento ocorrido antes da formação dos nódulos e a existência de gradientes elevados de temperatura nas peças fundidas pode levar à formação de uma fina rede de dendritas de austenita (Santos e Branco, 1991).

A grafita é a primeira fase a solidificar em ferros fundidos hipereutéticos. Os nódulos de grafita crescem pelo esgotamento de átomos de carbono do líquido, até que a temperatura atinja a temperatura de transformação eutética. A austenita nucleia-se preferencialmente em áreas empobrecidas de carbono e, no caso do FFN, formam-se invólucros de γ, os quais envolvem os nódulos da grafita. Consequentemente, durante a solidificação eutética, o crescimento dos nódulos é controlado pela difusão do carbono através da austenita. Conforme o resfriamento da γ prossegue, esta fase torna-se supersaturada em carbono e o novo equilíbrio é alcançado pela transferência de átomos de C através da interface γ/Gr, os quais irão

precipitar nos nódulos (Durand-Charre, 2004; Labrecque e Gagné, 1998; Moumeni *et al*, 2011).

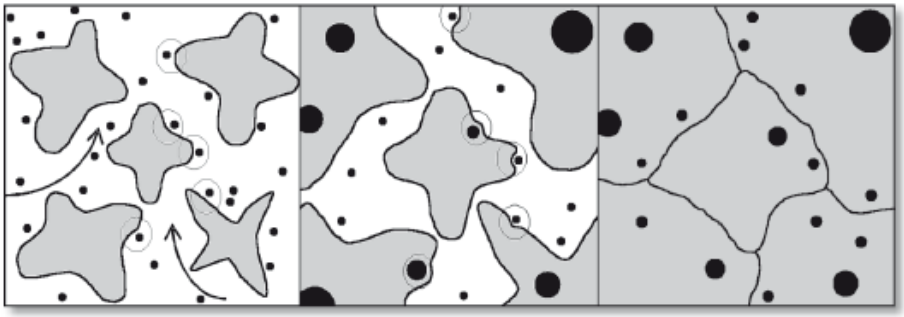


Figura 9. Esquema de solidificação de ferro fundido eutético com grafita nodular. Inicialmente, dendritas de austenita e partículas de grafita crescem independentemente no líquido. A partir de 30% de fração sólida, as partículas de grafita começam a ser aprisionadas pela austenita. Deste ponto em diante, o crescimento das partículas de grafita é controlado pela difusão de carbono através da austenita (Colpaert, 2008).

Abaixo da temperatura eutetóide, um novo equilíbrio metaestável tende a ser estabelecido nas interfaces. Os nódulos de grafita tendem a escoar o carbono da matriz circundante até que esta atinja a composição de equilíbrio na temperatura considerada. Considerando o diagrama Fe-C-Si, a nucleação da ferrita tem início na região trifásica α/γ/Gr, envolvendo os nódulos de grafita, que se tornam cercados por um halo de α. Além da interface γ/Gr ser uma região preferencial para nucleação, a formação da ferrita junto aos nódulos de grafita pode ser explicada considerando o fato de que, durante a solidificação, o Si (que aumenta a temperatura de transformação eutetóide) se concentra junto aos nódulos, enquanto o Mn (que reduz a temperatura de transformação) segrega-se nas últimas regiões de γ que se solidificam (Colpaert, 2008; Labrecque e Gagné, 1998; Wessén e Svensson, 1996). O crescimento adicional da ferrita ocorre por meio da difusão do carbono através da mesma. Considerando o fato de que o carbono possui uma solubilidade ainda menor na ferrita, a difusão se torna mais complicada, uma vez que o carbono em excesso na γ deve se difundir através da α para os nódulos de grafita. O halo de α cresce até determinado ponto, dependendo da taxa de resfriamento. Caso esta taxa seja suficientemente lenta, a matriz se transformará inteiramente em α e, quando o resfriamento é rápido, a matriz continua supersaturada em C, de forma que a

austenita remanescente se transformará em perlita com a continuação do resfriamento (Durand-Charre, 2004; Labrecque e Gagné, 1998; Wessén e Svensson, 1996).

O número de nódulos formados durante a solidificação dependerá da composição química e da taxa de resfriamento do metal. Quanto maior a taxa de resfriamento durante a solidificação eutética, maiores serão a taxa de nucleação, a densidade de nódulos e mais amplo será o intervalo de temperaturas para a transformação eutética. Vários tipos de inclusões, produtos típicos dos tratamentos de nodulização e inoculação foram identificados no centro dos nódulos. Os planos basais desses cristais são sítios favoráveis para a nucleação da Gr, pois suas facetas permitem a formação de interfaces coerentes/semicoerentes de baixa energia entre o núcleo e a grafita. O fenômeno de perda do efeito inoculante (*fading*) está relacionado com o engrossamento destas inclusões com o tempo (Labrecque e Gagné, 1998).

A taxa de crescimento da grafita varia de acordo com a direção de crescimento do cristal e com o nível de pureza do fundido. O mecanismo que controla o crescimento da grafita é a taxa segundo a qual as estruturas de interface sólido-líquido podem ser incorporadas na estrutura cristalina da Gr nos planos basal ou prismático. Condições de crescimento mistas resultam em formas heterogêneas das partículas de Gr (coral, compactada, explodida, em grumos, etc) (Labrecque e Gagné, 1998).

Vários mecanismos têm sido propostos para explicar o crescimento dos nódulos de grafita, considerando as diferentes morfologias observadas. Em trabalho recente, Ghassemali e colaboradores (2019) investigaram experimentalmente o mecanismo de crescimento de um nódulo individual, utilizando a técnica de tomografia 3D por feixe de íon focalizado de alta resolução. Os resultados apresentados na Figura 10 permitem observar as partículas de Fe em amarelo e o sítio de nucleação do nódulo em azul, no centro do nódulo. Foi verificada, na vizinhança do núcleo, a existência de uma região livre de Fe, com raio entre 1 e 5 µm a partir do centro do nódulo. A partir dessa região, as partículas de Fe apresentam-se alongadas ao longo da direção radial na grafita. Os autores afirmam que as duas regiões indicadas no nódulo como R1 e R2 (Figura 10-c) representam dois estágios do crescimento da grafita durante a solidificação, resultantes da mudança na cinética de solidificação da grafita. No primeiro estágio do crescimento

do nódulo, o mesmo está em contato com o líquido e o mecanismo de crescimento mais provável é o curvo-circunferencial. Em nódulos imperfeitos, o Fe pode ser incorporado dentro do nódulo durante o segundo estágio de crescimento, o qual pode ser controlado por vários mecanismos, como o crescimento em camadas, empilhamento de cristais folheados, crescimento helicoidal cônico ou crescimento helicoidal.

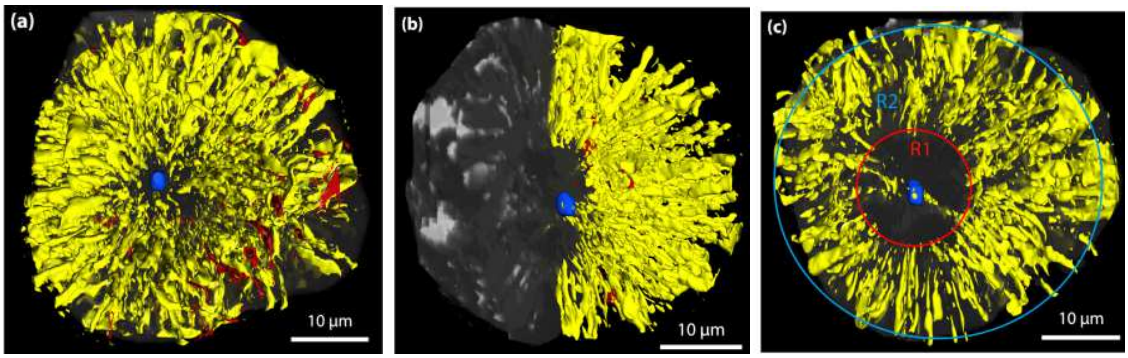


Figura 10. a) Reconstrução 3D do nódulo grafítico, mostrando partículas de Fe ao longo da direção radial (amarelo), bem como os vazios (vermelho), o sítio de nucleação (azul) e a grafita; b) corte da imagem 3D, mostrando o posicionamento radial das partículas de Fe presas; c) duas regiões distintas em um corte da imagem 3D através do centro do nódulo grafítico, representando dois estágios de crescimento, R1 e R2 (Ghassemali *et al*, 2019).

Atualmente, os avanços tecnológicos na metalurgia dos FFNs permitem a obtenção de matrizes com diferentes estruturas, muito similares às dos aços, mediante tratamentos térmicos adequados. Entre os ferros fundidos, o FFN de matriz ferrítica (Figura 11-a) é o que mais se aproxima do equilíbrio termodinâmico e pode ser obtido diretamente na condição “como fundido”, através do controle composicional. Caso sejam formados carbonetos ou perlita na condição bruta de fusão, estes podem ser removidos mediante tratamentos térmicos, a fim de se obter uma microestrutura ferrítica. O tratamento mais adequado depende da microestrutura original, na qual pode haver a presença de carbonetos primários ou apenas de perlita (Colpaert, 2008; Gonzaga e Carrasquilla, 2005). A matriz ferrítica confere aos FFNs baixos valores de resistência associados a altos valores de ductilidade, tenacidade e resistência ao impacto. Um grande número de nódulos favorece a ocorrência da reação eutetóide estável, por intermédio da redução das distâncias para difusão do carbono (Gonzaga, 2013; Guesser, 2009).

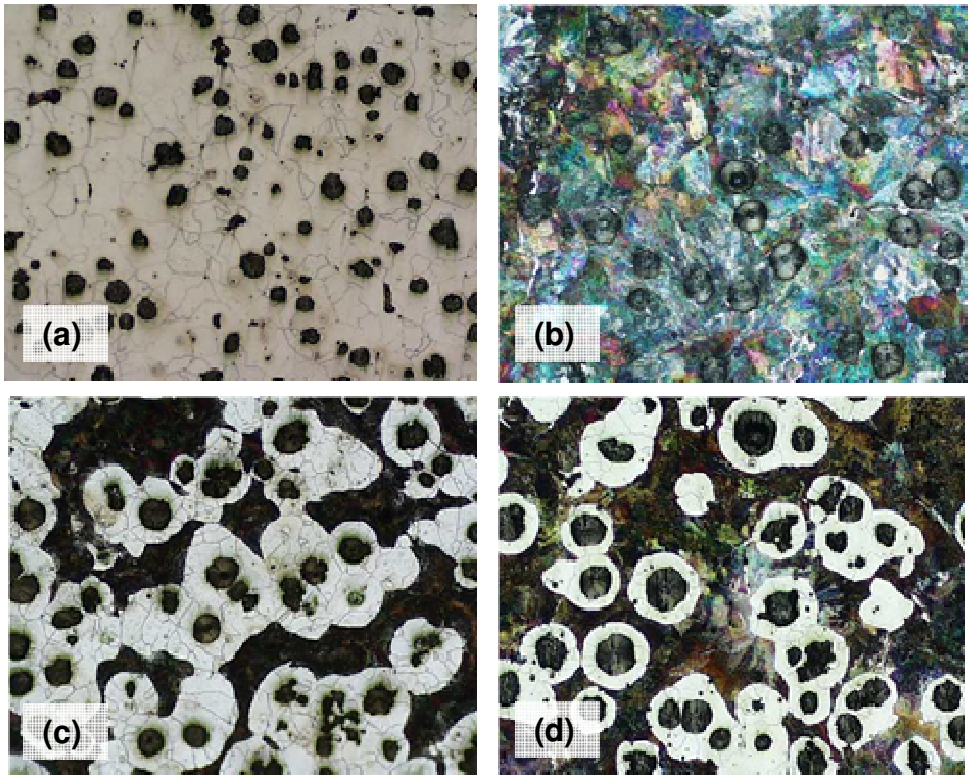


Figura 11. Microestrutura de um ferro fundido nodular com matriz (a) ferrítica; (b) perlítica e (c,d) ferrítica-perlítica (Gonzaga e Carrasquilla, 2005).

Segundo Colpaert (2008), as ligas com matriz completamente perlítica e com matriz de martensita revenida eram clássicas opções para peças de alta resistência, até o desenvolvimento dos ferros fundidos austemperados. A obtenção de matrizes perlíticas (Figura 11-b) é conseguida por meio de tratamento térmico de normalização e com o ajuste da composição química, envolvendo, principalmente, elementos como o cobre e o estanho. Ferros fundidos de matriz perlítica apresentam alta resistência, boa resistência ao desgaste e moderada ductilidade e resistência ao impacto, porém exibem baixos valores de resiliência e tenacidade à fratura. Microestruturas contendo ferrita e perlita (Figura 11-c,d) permitem obter uma ampla faixa de propriedades mecânicas, de acordo com a fração em volume de cada uma destes constituintes, resultando em uma boa combinação de resistência à tração, tenacidade e usinabilidade. Este tipo de matriz também pode ser obtido sem o emprego de tratamentos térmicos, utilizando apenas o correto balanceamento dos elementos de liga (Colpaert, 2008; Gonzaga, 2013; Gonzaga e Carrasquilla, 2005).

Vidal (2013) verificou a influência dos parâmetros de fundição sobre a microestrutura de ferros fundidos nodulares hipereutéticos, observando que o aumento do tempo e a consequente redução da temperatura de vazamento promovem as seguintes alterações: presença do carbono livre na forma de pequenos nódulos, aglomeração dos pequenos nódulos e formação de nódulos de grafita nodular tipo V (segundo a norma ISO 945), alterações nos percentuais dos constituintes (grafita, perlita e ferrita) e presença de cementita na forma livre para amostras vazadas a partir 25 min (1286ºC). Tais alterações foram atribuídas à concorrência dos processos estável e metaestável de solidificação. Os resultados obtidos permitiram observar que as ligas obtidas no início de vazamento (após 10-20 min) com temperaturas elevadas (1361ºC-1310ºC) apresentam características estruturais de resfriamento seguindo o regime estável, enquanto as ligas vazadas no final do processo (40-45 min) às temperaturas menores (1236ºC-1222ºC) apresentaram grande quantidade de cementita livre, indicando a influência da solidificação metaestável durante o resfriamento. Estes resultados apresentam boa concordância com os dados obtidos no trabalho realizado por Pessanha (2016).

2.3.3 Propriedades e aplicações

Do ponto de vista das propriedades mecânicas, a presença da grafita pode ser considerada como uma descontinuidade na matriz, a qual exerce um efeito de concentração de tensões, apresentando resistência mecânica muito baixa. Sua morfologia, portanto, exerce considerável efeito sobre as propriedades mecânicas, de modo que a forma esférica traduz-se em menor efeito de concentração de tensões quando comparada a forma aguda (grafita em veios) (Guesser, 2009). Além do tamanho, número e distribuição dos nódulos grafíticos, as propriedades do FFN dependem também da matriz, de forma que maiores frações em volume de perlita resultam em um aumento da resistência à tração e dureza, enquanto que, para maiores frações em volume de ferrita, obtém-se um aumento na tenacidade e no alongamento. A formação da perlita é favorecida por taxa de resfriamento elevada, baixo CE e pela presença de elementos de liga como Mn, Ni e Cr e elementos residuais como Cu, Sn Sb e As (Alp *et al,* 2005; Gonzaga e Carrasquilla, 2005; Stefanescu *et al*, 1988; Vasko, 2016).

Conforme os nódulos se degeneram, alongamento, resistência à fadiga e várias outras propriedades mecânicas são alteradas, uma vez que o comportamento dos FFNs é resultado da grafita nodular e qualquer desvio em relação à forma em uma proporção da grafita causará variações nas propriedades. Uma baixa nodularidade também reduz a energia de impacto na condição dúctil e a resistividade elétrica, além de aumentar a capacidade de amortecimento e a condutividade térmica. Adicionalmente, quanto maiores os nódulos e/ou menores em quantidade, menores as propriedades mecânicas do material (Alhussein *et al*, 2014; Stefanescu *et al*, 1988; Tiedje, 2010).

Um alto número de nódulos indica altas taxas de resfriamento ou grande super-resfriamento durante a solidificação, resultando em uma microestrutura mais fina e que confere melhores propriedades, enquanto carbetos não forem formados. Uma alta densidade de nódulos também tende a reduzir a quantidade de perlita formada na reação eutética, o que torna o material mais dúctil (Tiedje, 2010).

Considerando a microestrutura da matriz, ferros nodulares ferríticos apresentam limite de resistência entre 380 e 450 MPa, associado a valores de alongamento entre 10 e 22%. Por outro lado, nos nodulares de matriz perlítica, o limite de resistência pode chegar a 900 MPa, com alongamento de 2%. Os principais fatores que influenciam as propriedades mecânicas dos ferros fundidos de matriz ferrita+perlita estão ilustrados na Figura 12. Ferros fundidos nodulares contendo mais do que 85% da grafita na forma nodular têm suas propriedades mecânicas influenciadas principalmente pela relação perlita/ferrita, variável que, quando alterada, permite a obtenção das diversas classes de ligas existentes (Guesser, 2009). A presença de carbetos reduz a ductilidade, aumenta a dureza e promove a falha prematura sob tensão e sob fadiga e impacto (Stefanescu *et al*, 1988).

Comparado ao ferro fundido cinzento, o FFN apresenta excelente resistência mecânica e à temperatura, sendo empregado na fabricação de peças fundidas de alta qualidade, podendo trabalhar em temperaturas de até 350ºC, com resistência à fluência semelhante à do aço de baixo carbono. Os limites de resistência à tração e de escoamento dos FFNs variam, respectivamente, entre 274-412 MPa e 216-274 MPa. Estas ligas apresentam boa ductilidade, podendo apresentar alongamento de até 20%, valores comparáveis aos obtidos em aços fundidos. Esta ductilidade elevada, propriedade mais importante dos FFNs, confere a estas ligas razoável resistência ao choque. Além disso, sua resistência à corrosão é semelhante à do

ferro fundido cinzento e melhor do que a do aço-carbono, apresentando menor oxidação pela exposição a temperaturas elevadas (Chiaverini, 2012; Durand-Charre, 2004; Telles, 2003). A resistência à fadiga dos FFNs torna-os altamente recomendáveis para peças críticas utilizadas em condições de alta velocidade, como virabrequins e compressores (Chiaverini, 2012).

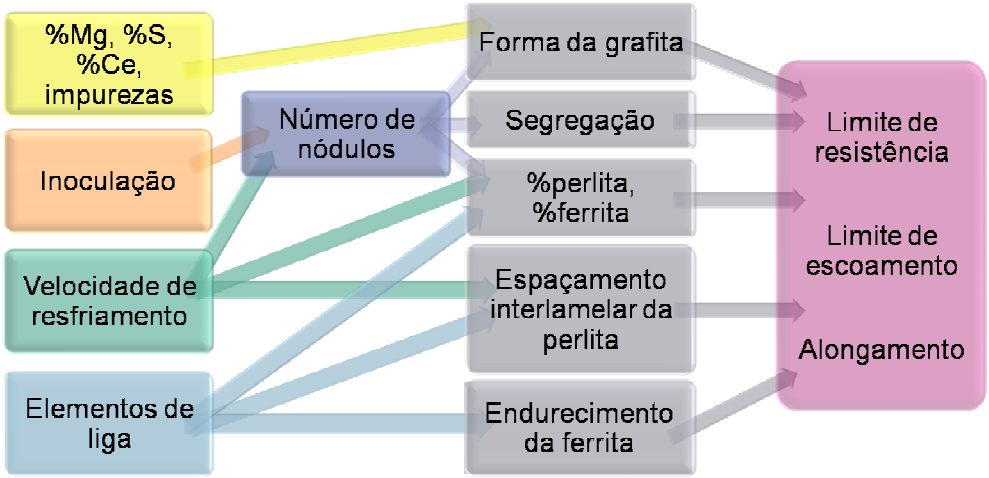


Figura 12. Influência da microestrutura e variáveis de processo sobre as propriedades mecânicas dos FFNs com matriz de perlita e ferrita (Adaptada de Guesser, 2009).

Ferros nodulares com matriz CCC exibem transição dúctil-frágil com a diminuição da temperatura e/ou taxas de carregamento elevadas. A temperatura de transição depende da microestrutura, se o teor de perlita for maior que 50% e da composição química, principalmente em relação ao teor de Si (Hütter *et al*, 2015). O aumento da quantidade de perlita aumenta a temperatura de transição, além de diminuir a energia absorvida no patamar dúctil. Por sua vez, o aumento do teor de carbono resulta na maior quantidade de nódulos de grafita, o que também reduz a energia absorvida no patamar dúctil. Isto ocorre, provavelmente, devido à diminuição da distância entre as partículas de grafita. Porém, simultaneamente, a temperatura de transição é deslocada para menores valores, o que pode ser atribuído à dificuldade de propagação das trincas por clivagem, uma vez que cada nódulo encontrado pela trinca gera um arredondamento de sua ponta, sendo necessárias maiores tensões para continuar esta propagação (Guesser, 2009).

A existência do carbono livre na matriz confere aos ferros nodulares facilidade para o emprego de tratamentos térmicos, uma vez que este pode ser redissolvido

para qualquer nível desejado, permitindo o controle da dureza e resistência. O carbono livre pode ser endurecido seletivamente por chama, indução a laser ou feixe de elétrons. Como exemplo, o recozimento por 3h a 650ºC resulta em alta tenacidade às baixas temperaturas; a austêmpera nestes materiais permite a obtenção de altos valores de resistência à tração, resistência à fadiga, tenacidade e excelente resistência ao desgaste (Jenkins e Forrest, 2005). A Figura 13 ilustra a versatilidade dos FFNs no que se refere às suas propriedades mecânicas, apenas com o emprego de tratamentos térmicos relativamente simples, sem variação composicional.

A baixa densidade faz com que o FFN seja 10% mais leve do que o aço, para uma seção de mesmo tamanho. Adicionalmente, o teor de grafita confere a estas ligas capacidade de amortecimento e baixo coeficiente de atrito (Jenkins e Forrest, 2005).

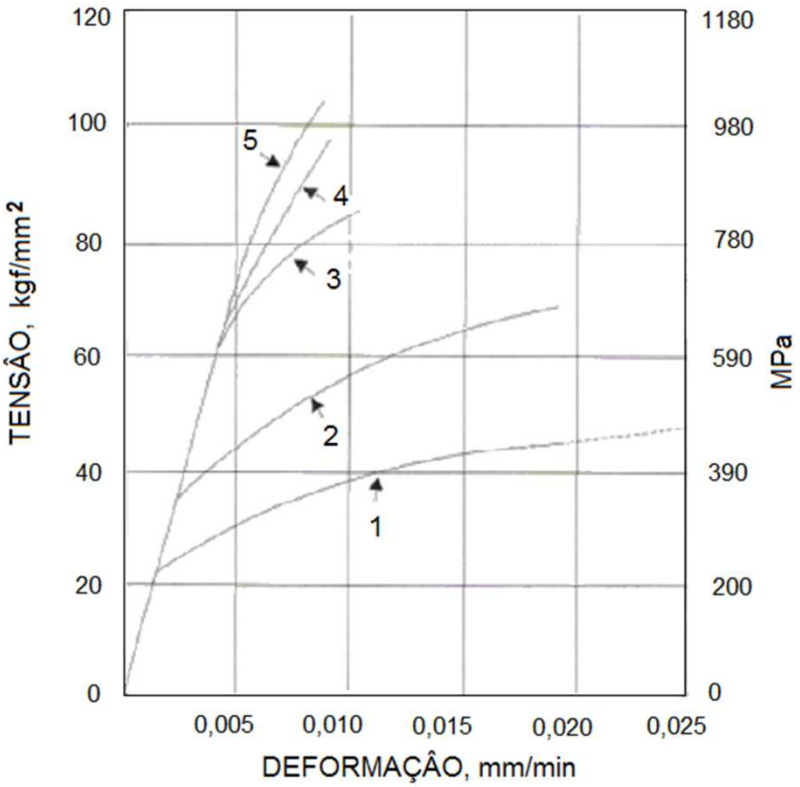


Figura 13. Curvas tensão-deformação para ferros fundidos nodulares submetidos a diferentes tratamentos térmicos. 1 – Recozido; 2 – Normalizado a partir de 900ºC; 3 – Temperado em óleo a partir de 900ºC e revenido a 540ºC por 2h; 4 – Temperado em óleo a partir de 900ºC e revenido a 425ºC por 2h; 5 - Temperado em óleo a partir de 900ºC (Chiaverini, 2012).

2.3.3.1 Módulos elásticos

Os módulos elásticos são propriedades intrínsecas dos materiais e que descrevem a relação entre tensão e deformação no regime elástico. Estas propriedades constituem parâmetros fundamentais para a engenharia de materiais, em razão de as mesmas estarem ligadas a várias outras propriedades mecânicas, como tensão de escoamento, limite de ruptura, variação crítica para a propagação de trincas sob a ação de choque térmico, entre outras. Estes parâmetros dependem diretamente da composição do material, microestrutura e defeitos pré-existentes, como trincas e poros (Cossolino e Pereira, 2010-a).

Para materiais isotrópicos, os módulos elásticos incluem:

- Módulo de elasticidade ou modulo de Young (E): determinado pela Lei de Hooke (Equação 2.2), que correlaciona a tensão e a deformação no regime elástico para um material submetido à tração ou compressão, sendo este valor proporcional à rigidez do mesmo e diretamente relacionado às forças de ligação interatômicas (Askeland *et al*, 2011; Gere, 2003).

$$\sigma = E\varepsilon \tag{2.2}$$

Onde σ (MPa) é a tensão axial, ε (adimensional) é a deformação axial e E (Pa) corresponde ao módulo de elasticidade. Para um material elástico linear, E corresponde à inclinação do diagrama tensão-deformação na região elástica.

O módulo de elasticidade tem valores relativamente altos para materiais que são muito rígidos, como metais estruturais. Para o ferro fundido branco livre de grafita, este valor é de, aproximadamente, 207 GPa, mas a presença desta fase nos ferros cinzentos, maleáveis ou nodulares cria descontinuidades dispersas na matriz, que modificam a resposta mecânica destes materiais e são responsáveis por diminuir este valor para abaixo do E da matriz. Este efeito é mais pronunciado nos ferros fundidos cinzentos (Angus, 1976; Gere, 2003).

Os FFNs exibem um módulo de elasticidade constante até o seu limite de elasticidade, apresentando valores de E semelhantes aos dos aços. Nesses

materiais, o módulo de elasticidade independe da estrutura da matriz, da composição química e da espessura da seção, sendo, porém, sensível ao número de nódulos da grafita, de forma que, para maiores valores de CE, isto é, maiores quantidades de grafita, menor é o valor de E (Carazo *et al*, 2014; Chiaverini, 2012; Santos e Branco, 1991; Speich *et al*, 1980). Adicionalmente, à medida que a nodularidade diminui, aumentam os efeitos de microplasticidade, de modo que o módulo de elasticidade é reduzido. Valores típicos situam-se entre 169 GPa e 176 GPa, para as classes ferríticas e perlíticas, respectivamente (Guesser, 2009).

- Módulo de cisalhamento (G): a imposição de uma tensão de cisalhamento também induz um comportamento elástico, caracterizado pela Equação 2.3 (Callister, 2008):

$$\tau = G\varphi \tag{2.3}$$

Onde τ é a tensão cisalhante (Pa), φ é a deformação elástica de cisalhamento (adimensional) e G é o módulo de cisalhamento (Pa). Em diversos casos, a parte inicial do diagrama tensão-deformação para o cisalhamento é uma reta através da origem, assim como ocorre em tração. Isso justifica o fato de a Lei de Hooke também ser utilizada para caracterizar a região elástica no cisalhamento, uma vez que τ e φ são proporcionais. Na maioria dos metais, o valor de G corresponde a 40% do valor de E e, sendo assim, se um dos módulos for conhecido, o outro poderá ser estimado (Callister, 2008; Gere, 2003).

- Módulo volumétrico (K): descreve a tendência de um objeto, ao ser carregado uniformemente em todas as direções, deformar-se em todas as direções, capacidade conhecida como elasticidade volumétrica. Esta propriedade pode ser obtida por meio da relação entre a tensão volumétrica e a deformação volumétrica, conforme apresentado na Equação 2.4, correspondendo ao inverso da compressibilidade (Cossolino e Pereira, 2010-a).

$$K = -\frac{\Delta P}{\frac{\Delta V}{V_0}} \tag{2.4}$$

Onde P é a pressão (Pa), $\Delta V/V0$ é a deformação volumétrica (adimensional) e K é o módulo volumétrico (Pa).

- Coeficiente de Poisson (μ): relaciona a deformação elástica longitudinal resultante de um carregamento trativo ou compressivo para um material homogêneo e isotrópico com a deformação transversal, que ocorre simultaneamente (Equação 2.5). Nos metais, as mudanças nas dimensões laterais são comumente pequenas para serem visíveis macroscopicamente, mas podem ser detectadas mediante a utilização de técnicas de medição sensíveis (Callister, 2008; Gere, 2003).

$$\mu = -\frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_z} = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} \tag{2.5}$$

Onde μ corresponde ao coeficiente de Poisson (adimensional) e ε_x, ε_y e ε_z são as deformações nas direções x, y e z, respectivamente. O sinal negativo na Equação 2.5 foi inserido para compensar o fato de as deformações longitudinal e transversal apresentarem sinais contrários. Ao tensionar longitudinalmente um material convencional, este sofrerá, transversalmente, contração quando tracionado e alargamento quando comprimido. Materiais com valor positivo de μ são aqueles que contraem-se transversalmente em resposta a uma extensão longitudinal. Por outro lado, em raros casos o material se expande transversalmente quando tracionado, o que resulta em um valor negativo de μ (Cossolino e Pereira, 2010-a).

Para a maioria dos materiais, o coeficiente de Poisson apresenta valores compreendidos no intervalo de 0,25 a 0,35. Contudo, o valor de μ se mantém constante apenas no intervalo elástico linear, sofrendo alteração, por exemplo, quando as deformações em um material tornam-se grandes. Para os casos de materiais não-lineares, a razão da deformação lateral em relação à axial é chamada de razão de contração (Gere, 2003).

Para materiais isotrópicos, as relações expressas nas Equações 2.6 e 2.7 são válidas (Cossolino e Pereira, 2010-a; Gere, 2003).

$$G = \frac{E}{2(1+\mu)} \tag{2.6}$$

$$E = 3K(1-2\mu) \tag{2.7}$$

No caso dos materiais anisotrópicos, a determinação das propriedades elásticas requer a especificação de diversas constantes elásticas, cuja quantidade é condicionada às características estruturais do cristal (Callister, 2008).

Os métodos empregados na determinação dos módulos elásticos podem ser classificados como quase-estáticos, dinâmicos e por ultrassom. Os primeiros submetem um corpo de prova de dimensões padronizadas a uma tensão conhecida e utilizam a deformação produzida para a determinação das propriedades mecânicas. Por sua vez, os métodos dinâmicos fazem uso de vibrações com diminutas amplitudes de deformação. Os valores obtidos por meio destes métodos são maiores do que os determinados por métodos estáticos e podem apresentar uma diferença de 0,5% para os metais. As vantagens da utilização dos métodos dinâmicos incluem a obtenção de informações quantitativas e qualitativas sobre a integridade de um componente sem inutilizar a amostra ensaiada, além de permitir o controle das propriedades do material. Tais métodos são normatizados e amplamente utilizados. Por sua vez, os métodos por ultrassom consistem em uma técnica não destrutiva para a determinação dos módulos elásticos, por meio da emissão e captação de ondas ultrassônicas. Neste caso, um impulso ultrassônico é emitido por um transdutor e, quando este encontra uma superfície refletora, parte ou toda sua energia é refletida, retornando ao transdutor (Cossolino e Pereira, 2010-a). A Tabela 2 compara as principais características destes métodos.

2.3.3.2 Amortecimento

Chiaverini (2012) define capacidade de amortecimento como a habilidade de um metal absorver vibrações resultantes de tensões cíclicas por fricção interna, transformando a energia mecânica em calor. Por sua vez, o termo vibração ou oscilação refere-se a qualquer movimento que se repita após um intervalo de tempo. De forma geral, as partes elementares de um sistema vibratório incluem um meio para armazenar energia potencial (mola ou elasticidade), um meio para armazenar energia cinética (massa ou inércia) e um meio de parada gradual de energia (amortecedor) (Rao, 2008).

Tabela 2. Comparação entre os métodos utilizados na determinação dos módulos elásticos (Cossolino e Pereira, 2010-a).

Método	**Destrutivo**	**Incerteza na medida**	**Tempo de medida**	**Amostras caracterizáveis**	**Constantes elásticas determinadas**	**Medidas em função da temperatura**
Quase-estático	Sim	15% ou mais	**	Principalmente metais	Foco no E	Difícil
Dinâmico	Não	< 2%	Segundos	Qualquer material sólido	E, G e μ	Fácil
Por ultrassom	Não	Até 15%*	Segundos	Qualquer material sólido	E (com μ estimado)	Fácil

*Dependente do valor do coeficiente de Poisson estimado.

** Dependente do equipamento e de quem executa.

Quando uma estrutura sofre a ação de uma força flutuante, algumas ou todas as suas partes irão vibrar e, caso a frequência ou alguma componente do espectro de frequência de vibração da força excitante coincida com a frequência natural do sistema, a amplitude da vibração irá aumentar até que a energia dissipada seja igual a energia fornecida pela força excitante, o que caracteriza o fenômeno conhecido como ressonância, o qual resulta em deflexões excessivas e falha. O amortecimento é benéfico na redução da resposta de um sistema ressonante (Adams, 1972; Rao, 2008).

Materiais com alta capacidade de amortecimento suprimem a vibração mecânica e atenuam a propagação de ondas para o controle do ruído e a estabilização das estruturas, o que pode eliminar a utilização de absorvedores especiais de energia ou amortecedores. Entretanto, a maioria dos metais e ligas frequentemente utilizados exibe baixa capacidade de amortecimento, o que limita sua aplicação e desempenho em estruturas dinâmicas. Consequentemente, os pesquisadores têm procurado desenvolver materiais com alto amortecimento ou aprimorar a capacidade de amortecimento de metais e ligas, utilizando técnicas de processamento inovadoras (Zhang *et al*, 1994).

Estudos conduzidos por Adams (1972) avaliaram a capacidade de amortecimento de vários materiais, cujos resultados foram sumarizados na Figura 14, que apresenta os valores de amortecimento em função da tensão aplicada. Em particular aos ferros fundidos, no referido trabalho foram utilizadas amostras de ferro

fundido cinzento hipereutético com veios grosseiros (K-123), cinzento hipoeutético com veios finos (K-148) e nodular (K-N). Observou-se a dependência do amortecimento dos ferros fundidos em relação à natureza da grafita, isto é, a forma e tamanho das inclusões de Gr, ao invés da quantidade desta última.

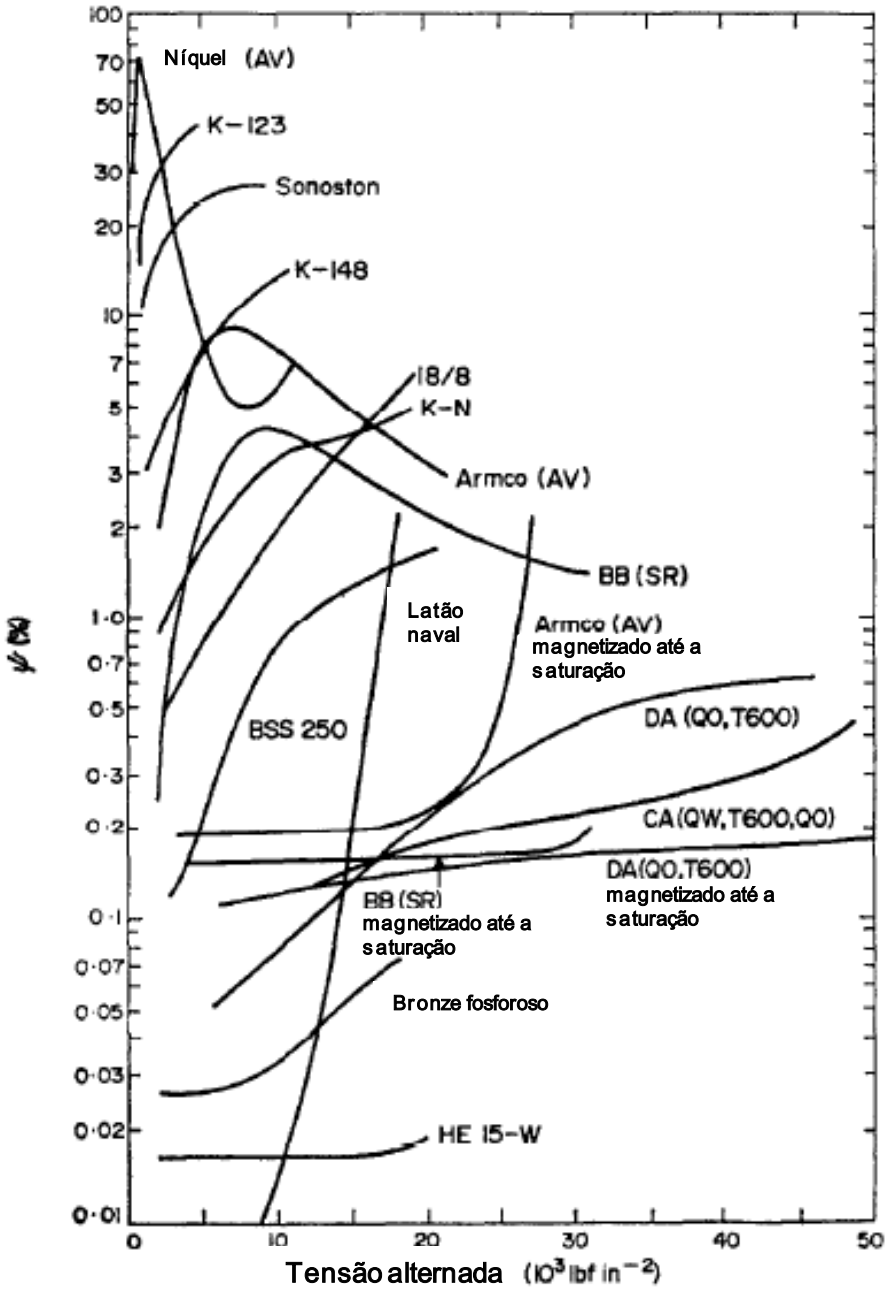


Figura 14. Amortecimento *versus* tensão para vários metais ferrosos e não ferrosos (Adams, 1972).

Por sua vez, conforme apontado por Zhang e colaboradores (1994), estudos conduzidos por Plenard demonstraram que a capacidade de amortecimento dos

ferros fundidos cinzentos aumenta com o aumento da fração volumétrica da grafita, conforme indicado na Figura 15, de forma que um pequeno aumento na quantidade de grafita resulta em um aumento dramático da capacidade de amortecimento, devido à alta capacidade de amortecimento intrínseca da grafita, resultante de sua estrutura cristalina. Estes autores também verificaram que a capacidade de amortecimento destes materiais aumenta com a diminuição da taxa de resfriamento, o que é atribuído à consequente presença de partículas de grafita de maior tamanho. Além disso, observou-se também a existência de uma correlação inversamente proporcional entre o amortecimento e a resistência à tração ou módulo de elasticidade.

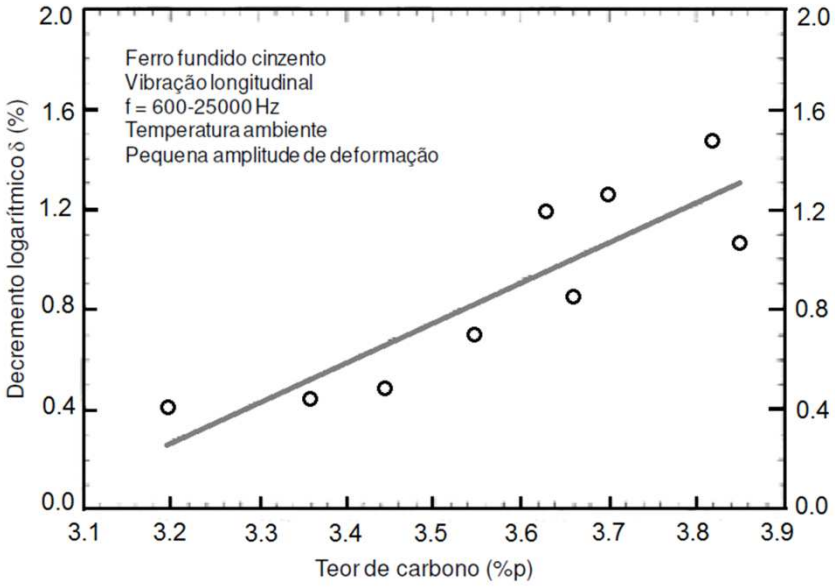


Figura 15. Influência da fração em volume da grafita na capacidade de amortecimento de um ferro fundido cinzento (Zhang *et al*, 1994).

De acordo com Chiaverini (2012), no caso dos ferros fundidos cinzentos, a maior capacidade de amortecimento deste material quando comparado ao aço deve-se à presença da grafita na forma de veios, os quais não apresentam resistência mecânica e agem como vazios na estrutura do material, permitindo a deformação plástica ao redor dos veios, sob tensões inferiores que em outros casos.

Murakami e colaboradores (2006) investigaram a capacidade de amortecimento de ligas Fe-2,0Si-xC (x=2,3, 3,6 e 4,6%p) submetidas a três diferentes tratamentos térmicos. Estes autores concluíram que o aumento do teor de carbono nos ferros fundidos cinzentos resulta em uma maior capacidade de

amortecimento dos mesmos, embora isto acarrete também na diminuição da dureza Vickers e do módulo de elasticidade. Este comportamento foi atribuído à maior fração em volume de grafita presente nas ligas com maior teor de C, fase que exibe alta capacidade de amortecimento, mas cuja dureza Vickers e módulo de elasticidade são inferiores aos da ferrita, perlita e martensita. Entre as ligas investigadas, o ferro fundido cinzento perlítico apresentou a maior capacidade de amortecimento, quando comparado aos tipos ferrítico e martensítico.

2.3.3.3 Aplicações

Segundo Jenkins e Forrest (2005), os ferros fundidos nodulares são empregados em muitas aplicações estruturais, principalmente as que possuem como requisitos propriedades como resistência e tenacidade, aliadas à boa usinabilidade e baixo custo. Entre as vantagens obtidas com a escolha da fundição em relação à fabricação mecânica, podem-se citar:

- Utilização da melhor combinação de propriedades, vantagem única dos ferros nodulares;
- Possibilidade de combinar várias funções ou formas de componentes em uma configuração única integrada;
- Vantagens econômicas inerentes à fundição, que é o processo mais simples e direto entre os vários processos de fabricação.

Três décadas atrás, a produção de ferros fundidos nodulares atingiu um importante lugar na indústria de locomoção, devido às propriedades mecânicas que o fundido oferece (Gonzaga e Carrasquilla, 2005). Estes materiais são usados em uma variedade de componentes, na indústria automotiva, engenharia civil e hidráulica, etc. Sua boa tenacidade na condição fundida permitiu a fabricação de tubos para a fundição centrífuga, em que o metal líquido é vertido em um molde de alta rotação e é projetado contra as paredes, onde o mesmo se solidifica (Durand-Charre, 2004).

As indústrias automotiva e agrícola são as principais usuárias dos ferros fundidos nodulares. Devido às suas vantagens econômicas e alta confiabilidade, estes materiais são empregados tipicamente em peças críticas, como girabrequins,

eixos comando de válvulas, carcaças, componentes hidráulicos, pinças e suportes de freio, engrenagens, coletores de exaustão, peças de suspensão de veículos, formas complexas de juntas de direção, bielas de motor, braços inferiores, suporte de eixo da roda dianteira, cubos de roda, garfos de transmissão de potência, entre outros (Figura 16-a). Os ferros nodulares são utilizados também em aplicações de alta temperatura para carcaças de turbinas e coletores e em válvulas de alta segurança (Guesser, 2009; Jenkins e Forrest, 2005). Uma das aplicações de materiais mais críticas no mundo é em *containers* para armazenamento e transporte de resíduos nucleares (Figura 16-b), consistindo em outro exemplo da capacidade dos ferros nodulares para atender e superar até mesmo os mais críticos testes de qualificação para o desempenho de materiais (*Ductile Iron Society*, 2013).

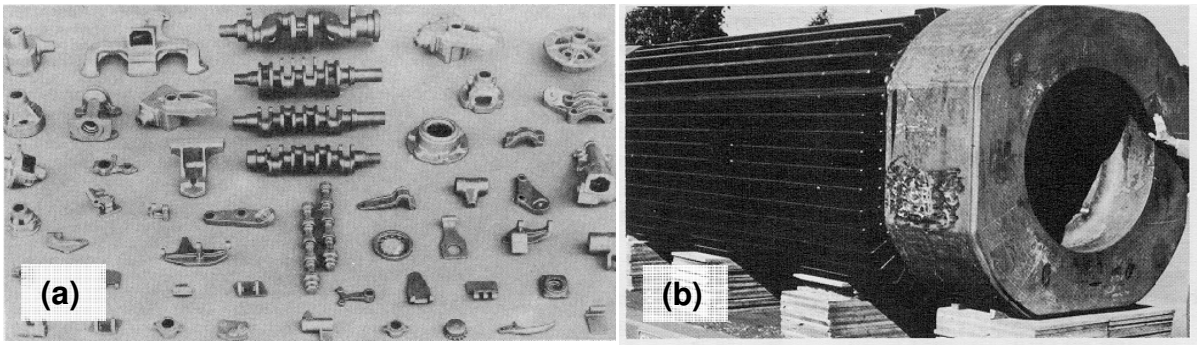


Figura 16. (a) Exemplos de peças típicas fundidas de ferro nodular usadas em um automóvel moderno. (b) Container para resíduos nucleares fabricado de ferro nodular, pesando 85 toneladas (*Ductile Iron Society*, 2013).

A indústria de tubos de ferro fundido é outra grande usuária dos ferros nodulares (Jenkins e Forrest, 2005). Nesse contexto, é possível citar como exemplo a empresa PAM Saint-Gobain Canalização (SGC), que fornece uma linha de produtos fabricados a partir do referido material, incluindo tubos, válvulas, conexões e acessórios para utilização nos segmentos de saneamento e infraestrutura. De acordo com a empresa, as vantagens obtidas com a utilização do ferro nodular compreendem garantia de estanqueidade, segurança, facilidade de montagem e instalação, longevidade e resistência ao tráfego, além das seguintes vantagens econômicas:

- Os tubos e conexões de FFN são resistentes ao choque, não necessitando de cuidados especiais no transporte, estocagem e assentamento;
- A montagem das juntas dos tubos e conexões de ferro fundido dúctil é uma operação simples e feita com uma equipe reduzida, sem exigir pessoal especializado;
- O corte dos tubos no canteiro das obras é muito fácil;
- O equipamento de instalação é muito simples e facilmente disponível;
- Não há necessidade de solda para a união da canalização e nem de proteção catódica.

A Figura 17 apresenta, como exemplo, uma tubulação para adução de água, fabricada pela SGC. Segundo a empresa, todos os tubos, conexões, válvulas e acessórios de canalização fabricados com esta finalidade utilizam o ferro dúctil, estando de acordo com as normas NBR 6916, NBR 7675 e ISO 2531. No que diz respeito às propriedades mecânicas das ligas fabricadas pela SGC, o limite de escoamento não deve ser inferior a 270 MPa, quando o alongamento após a ruptura for maior ou igual a 12% (DN 80 a 1000) ou maior do que 10% (DN>1000) e 300 MPa, nos outros casos. Adicionalmente, a dureza Brinell (HB) não deve exceder 230 HB para os tubos e 250 HB para as conexões, válvulas e acessórios.

Figura 17. Tubulação fabricada pela empresa PAM Saint-Gobain Canalização.

CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais Utilizados

Foram utilizadas neste trabalho amostras de dois lotes (L1 e L2) de ferro fundido nodular fabricados pela PAM Saint-Gobain Canalização (SGC), por meio das etapas indicadas no fluxograma apresentado na Figura 18, as quais fazem parte do processo usual de fundição de tubos da referida empresa. Conforme observado nesta figura, inicialmente, a área de tratamento da empresa recebe o metal líquido acompanhado dos dados apresentados na Tabela 3, que correspondem à massa (M), temperatura (T) e composição química do metal base. Esta última deve estar enquadrada nos valores recomendados pela norma GIFV 085, adotada pela SGC. Após a remoção da escória e aferição da temperatura, o metal é submetido aos tratamentos de nodulização e inoculação, utilizando-se, respectivamente, magnésio e uma liga Fe-75%Si.

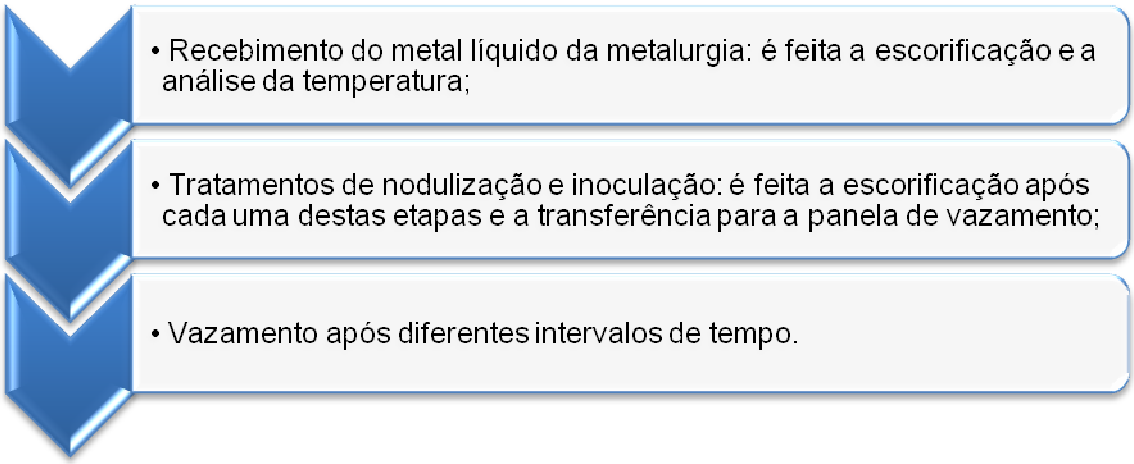


Figura 18. Etapas do processo de fabricação do FFN na SGC.

Tabela 3. Dados referentes ao metal base recebido da metalurgia.

Lote	M (kg)	T (ºC)	Composição química (%p)				
			C	Si	Mn	P	S
L1	4470	1519	3,86	2,18	0,21	0,08	0,015
L2	4290	1509	3,77	1,90	0,17	0,084	0,009

A SGC utiliza a técnica de nodulização por imersão de sino. A sequência detalhada do tratamento aplicado ao metal líquido é descrita a seguir:

1) Após o recebimento do metal base na área de tratamento, é feita a remoção da escória e a medição da temperatura. Nesta etapa, caso a temperatura do líquido não esteja dentro do padrão exigido pela empresa, o mesmo é devolvido ao setor de metalurgia.

2) Após a aprovação, o metal líquido é submetido aos tratamentos de inoculação e nodulização. Para isso, no caso do FFN preparado para a presente pesquisa, foram adicionadas, para cada lote, as quantidades de Mg e da liga Fe-75%Si apresentadas na Tabela 4 em um invólucro de aço, ambos no estado sólido. Este invólucro é preso à tampa da panela por meio de uma haste (sino de imersão). A panela é, então, levada para uma cabine de enclausuramento, onde a mesma é fechada com a tampa, permitindo a imersão do sino no metal líquido, o que resulta na fusão do invólucro e permite o contato do banho metálico com os aditivos adicionados. Neste momento, ocorreu a vaporização do Mg, o que permitiu que o mesmo atravessasse o líquido, diminuindo o seu teor de enxofre.

Tabela 4. Quantidades de Mg e Fe-75%Si utilizadas nos tratamentos de inoculação e nodulização.

Massa (kg)	L1	L2
Mg	8,8	9,0
Fe-75%Si	24,0	20,0

3) Terminada a etapa anterior, a cabine é aberta, a panela é retirada e são realizadas, então, a escorificação e a transferência do metal líquido para a panela de vazamento.

4) Realiza-se a medição da temperatura do ferro nodular líquido e a análise da composição química do mesmo.

5) Para a presente pesquisa, decorridos 10 minutos após o término dos tratamentos de nodulização e inoculação, iniciou-se o vazamento das amostras em moldes de areia CP Ybloc e moldes metálicos de cobre eletrolítico na forma de pastilhas, estas últimas para análise da composição química. A partir do intervalo de 10 minutos, foram vazadas outras amostras a cada 5 minutos, até o tempo máximo de 45 minutos, a fim de evitar a danificação do bico da panela. Desta forma, totalizaram-se 8 lingotes, com diferença de tempo de vazamento de 5 minutos entre os mesmos. A Tabela 5 apresenta a nomeclatura adotada para cada lingote, bem como seu respectivo tempo (t) e temperatura (T) de vazamento.

8) As pastilhas coquilhadas foram resfriadas rapidamente, através da têmpera em água à temperatura ambiente. Por sua vez, as amostra do tipo CP Ybloc foram resfriadas ao ar.

Tabela 5. Tempo (t) e temperatura (T) de retirada dos lingotes de FFN.

t (min)	Lote 1		Lote 2	
	Liga	T (ºC)	Liga	T (ºC)
10	T1	1362	M1	1399
15	T2	1326	M2	1382
20	T3	1303	M3	1363
25	T4	1285	M4	1351
30	T5	1268	M5	1331
35	T6	1254	M6	1327
40	T7	1244	M7	1310
45	T8	1232	M8	1297

3.2 Métodos de análise

3.2.1 Análise da composição química

A análise da composição química das amostras de FFN após os tratamentos de inoculação e nodulização, vazadas a partir de diferentes intervalos de tempo foi realizada na SGC. Para isto, foram utilizados um espectrômetro de massa OES-

5500 II, para análise dos elementos Si, Mn, Mg, P e S e um analisador LECO CS 200, para análise do C. Nesta análise, foram utilizadas as amostras coquilhadas, seguindo-se os procedimentos internos da SGC descritos na Instrução de Qualidade de Barra Mansa (IQBM 095/2012), as quais baseiam-se na norma NBR ISO 9001/2015.

3.2.2 Microscopia ótica e eletrônica

A caracterização microestrutural dos ferros fundidos nodulares inclui os aspectos geométricos e dados sobre o comportamento dos constituintes do material. Em relação à descrição geométrica, a caracterização inclui a fração em volume da grafita, nodularidade (medida da esferoidade dos nódulos) e a densidade de nódulos (número de nódulos por unidade de área). De maneira geral, uma alta densidade de nódulos e nodularidade proporcionam melhores propriedades mecânicas (Fernandino *et al*, 2015).

As técnicas mais utilizadas na análise microestrutural são a microscopia ótica e a eletrônica. No que diz respeito à microscopia ótica, o contraste da imagem é resultado da variação de refletividade da luz nas diversas regiões da amostra, já que o sistema é constituído, basicamente, pela fonte de iluminação e o sistema de lentes. Para materiais que são opacos à luz visível, como é o caso dos metais, somente a sua superfície pode ser observada e, para tal, a mesma deve estar corretamente preparada, a fim de revelar a real microestrutura do material.

Considerando o exposto acima, a preparação metalográfica das amostras selecionadas para análise microestrutural foi realizada seguindo as etapas convencionais de metalografia descritas no trabalho de Matlakhov (2010). As amostras foram seccionadas com auxílio de uma máquina de serra de fita horizontal Starrett e do cortador mecânico Mesoton. Sequencialmente, as mesmas foram embutidas à quente em uma prensa Termopress, usando uma resina baquelítica, a fim de facilitar o seu manuseio nas etapas subsequentes de preparação. A fim de diminuir ao mínimo a superfície estruturalmente danificada, as amostras foram submetidas ao lixamento e ao polimento abrasivo manuais, utilizando, respectivamente, lixas abrasivas de granulometria entre 100 e 1200 mesh e pasta abrasiva de alumina (Al_2O_3) de 1µm em um pano de feltro. Em sequência, foi realizado o ataque químico das amostras por pincelamento, utilizando-se uma

solução composta de Nital 2%, produzido a partir da mistura de 2 ml de ácido nítrico (HNO_3) e 98 ml de álcool etílico (C_2H_6O).

No caso da microscopia eletrônica de varredura (MEV), a área a ser analisada é irradiada por um fino feixe de elétrons ao invés da radiação da luz, como é o caso da microscopia ótica. Como resultado da interação entre este feixe e a superfície da amostra, uma série de radiações são emitidas, como os elétrons secundários e os elétrons retroespalhados, que são de maior interesse para a análise. Os elétrons secundários fornecem uma imagem topográfica de alta resolução da superfície, enquanto os elétrons retroespalhados fornecem uma imagem característica da variação composicional (Maliska, 1998).

No presente trabalho, a microscopia ótica foi empregada, a fim de realizar a caracterização microestutural qualitativa das amostras metalograficamente preparadas, utilizando-se o microscópio Olympus GX41, sob o regime de observação em campo claro, em diferentes ampliações. A análise por MEV também foi empregada na caracterização microestrutural e composicional das ligas, utilizando-se o microscópio eletrônico de varredura Jeol modelo JSM-IT100, operado a 30 kV, por meio da técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS).

Realizou-se também a caracterização microestrutural quantitativa, a fim de determinar o tamanho e a área dos nódulos grafíticos, a densidade de nódulos (Dn), a fração volumétrica dos microconstituintes, a circularidade (CSF) dos nódulos e a nodularidade. Para isto, foram utilizadas 5 micrografias de cada uma das ligas, obtidas a partir de diferentes regiões da amostra e em regime de campo claro, com base nas normas ASTM E562 (2019), ASTM A247 (2019) e ASTM E2567 (2016). A quantificação foi realizada com auxílio do *software* FIJI Image-J, utilizando-se as micrografias da amostra antes e após o ataque químico, com ampliação de 100x. Os dados relativos à área dos nódulos, circularidade e diâmetro máximo de Feret[1] (d_F) foram analisados de forma estatística, utilizando-se histogramas de frequência, cujo número de classes foi calculado de acordo com a regra de Sturges (1926). Para a fração em volume dos constituintes, calculou-se o valor médio e também o desvio padrão (σ) e o erro absoluto (ε) dos resultados obtidos, a fim de realizar uma análise estatística dos mesmos, conforme as Equações 3.1 e 3.2.

[1] Maior distância entre dois pontos ao longo da fronteira de um objeto.

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum(x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \tag{3.1}$$

$$\varepsilon = t.\sigma \tag{3.2}$$

Onde x é o valor examinado, $\bar{x}$ é o valor médio das medidas, n corresponde ao número de elementos x examinados e t é o coeficiente de Student, adotado neste trabalho como 1,645, o correspondente a 90% de probabilidade (Morettin e Bussab, 2005).

3.2.3 Dureza Brinell

A dureza pode ser definida como a resistência apresentada pelo material a uma deformação plástica localizada que, no caso dos ensaios de dureza por penetração, é produzida por um identador forçado contra a superfície do material analisado. Este ensaio é comumente empregado na caracterização dos materiais, pois trata-se de um método não destrutivo, simples de executar e barato, que permite, ainda, correlacionar o valor obtido com outras propriedades mecânicas de interesse, como o limite de resistência à tração (Callister, 2008).

A medida da dureza Brinell das ligas analisadas no presente trabalho foi realizada utilizando-se um durômetro de bancada Digimess 400, com identador esférico de 2,5 mm de diâmetro (D), produzindo uma calota esférica como impressão. Foram realizadas duas leituras do diâmetro de cada impressão produzida, uma a 90º da outra, utilizando-se um projetor de perfil Digimess 400, a fim de permitir o cálculo do valor da dureza Brinell (HB, kg/mm^2) do material testado, conforme indicado na Equação 3.3 (Garcia, 2012).

$$HB = \frac{2P}{\pi D\left[D - \left(\sqrt{D^2 - d^2}\right)\right]} \tag{3.3}$$

Onde P (kg) corresponde à carga aplicada, d (mm) corresponde ao valor médio das duas leituras do diâmetro da impressão e D (mm) é o diâmetro da esfera.

Para cada amostra, foram realizadas 5 impressões, com uma carga de 187,5 kg, respeitando as distâncias mínimas indicadas na ASTM E10 (2018) e tempo de

aplicação de 30 segundos. Foi calculado o valor médio dos resultados, bem como o desvio padrão e o erro absoluto, conforme as Equações 3.1 e 3.2.

3.2.4 Módulos elásticos e amortecimento

No presente trabalho, a determinação dos módulos elásticos e da capacidade de amortecimento das ligas analisadas foi realizada utilizando-se a técnica não destrutiva de excitação por impulso. Neste método, o corpo de prova sofre um impacto de curta duração e responde a este estímulo com vibrações em suas frequências naturais de vibração, de acordo com as condições de contorno impostas (Cossolino e Pereira, 2010-a).

O equipamento utilizado para esta finalidade foi o Sonelastic® com suporte SB-AP, fabricado pela empresa ATCP Engenharia Física. Este dispositivo é composto por um pulsador eletromagnético com tensão e distância de impacto reguláveis, um transdutor, um amplificador e um sistema de suporte (Figura 19), segundo a norma ASTM E1876 (2015). O pulsador é o equipamento que aplica o impacto em um corpo de prova com geometria adequada, a fim de gerar as vibrações mecânicas e o transdutor capta a resposta acústica e a transforma em sinal elétrico, tornando possível a leitura das frequências de ressonância.

Figura 19. Sonelastic®, equipamento desenvolvido pela ATCP Engenharia Física para medição dos módulos elásticos e amortecimento através do método de excitação por impulso (Cossolino e Pereira, 2010-a).

Para uma barra de seção retangular excitada em flexão, o módulo de elasticidade (E) pode ser calculado pela Equação 3.4 (Cossolino e Pereira, 2010-a).

$$E = 0{,}9465 \left(\frac{m f_f^2}{b}\right)\left(\frac{L^3}{t^3}\right) T_1 \tag{3.4}$$

Onde m (g) é a massa da barra, L (mm) é o comprimento, b (mm) a largura e t (mm) a altura da barra; f_f (Hz) é a frequência de ressonância flexional e T_1 (adimensional) o fator de correção fundamental flexional, dado pela Equação 3.5.

$$T_1 = 1 + 6{,}585\,(1 + 0{,}0752\mu + 0{,}8109\mu^2)\left(\frac{t}{L}\right)^2 - 0{,}868\left(\frac{t}{L}\right)^4 - \left[\frac{8{,}340(1 + 0{,}2023\mu + 2{,}173\mu^2)\left(\frac{t}{L}\right)^4}{1 + 6{,}338(1 + 0{,}1408\mu + 1{,}536\mu^2)\left(\frac{t}{L}\right)^2}\right] \tag{3.5}$$

A determinação do amortecimento é feita, basicamente, por meio de duas maneiras: por meio da duração da resposta do sistema a uma excitação transitória, como no método do decremento logarítmico ou mediante a resposta do sistema em função da frequência, como no método da largura de meia banda de potência. No presente trabalho foi adotado o método do decremento logarítmico, que calcula o amortecimento a partir da atenuação da resposta acústica do material após uma excitação por impulso, sendo este o método mais utilizado para calcular o amortecimento. Este método considera o modelo de amortecimento viscoelástico e o termo decremento logarítmico está relacionado à taxa de redução logarítmica, que decorre da redução do movimento após o impulso (Figura 20), uma vez que a energia é transferida para outras partes do sistema ou é absorvida pelo elemento (Cossolino e Pereira, 2010-b).

Quando um sistema oscilatório com um grau de liberdade, com amortecimento viscoso é excitado por impulso, sua resposta vem na forma de um decaimento no tempo, descrito pela Equação 3.6 (Cossolino e Pereira, 2010-b).

$$y = y e^{-\zeta\omega_0 t} sen(\omega_d t) \tag{3.6}$$

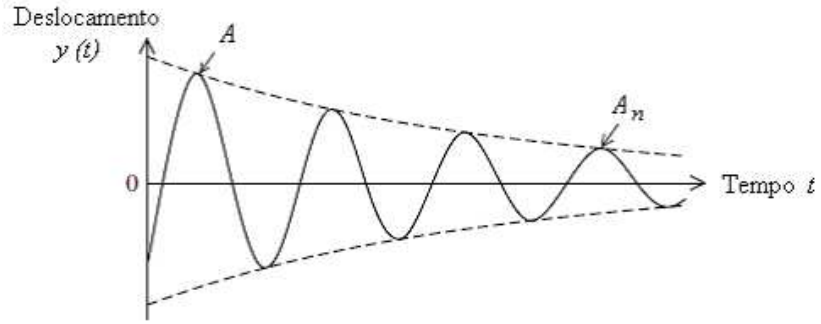


Figura 20. Resposta ao impulso para um oscilador simples (Cossolino e Pereira, 2010-b).

Onde ζ (adimensional) corresponde à taxa de amortecimento ou apenas amortecimento, ω_0 (rad/s) é a frequência natural de vibração, ω_d (rad/s) é a frequência natural amortecida em função do tempo (t). O valor de ω_d é dado pela Equação 3.7.

$$\omega_d = \omega_0\sqrt{1-\zeta^2} \tag{3.7}$$

Considerando que, para $t = tn$, a resposta é denotada por y e, para $\mathrm{t} = \mathrm{t_n} + 2\pi\mathrm{r}/\omega_\mathrm{d}$ é y_n, temos que:

$$\frac{y_n}{y} = exp\left(-\zeta\frac{\omega_0}{\omega_d}2\pi r\right), n = 1,2,3 \ldots \tag{3.8}$$

Supondo que y seja um ponto no decaimento da função com magnitude A (Figura 22) e que y_n seja o pico, r ciclos mais tarde, com magnitude A_n. Desta forma:

$$\frac{A_n}{A} = exp\left(-\zeta\frac{\omega_0}{\omega_d}2\pi r\right) = exp\left(-\frac{\zeta}{\sqrt{1-\zeta^2}}2\pi r\right) \tag{3.9}$$

Sendo assim, o decremento logarítmico (δ) e o amortecimento (ζ) são dados, respectivamente, pelas Equações 3.10 e 3.11:

$$\delta = \frac{1}{n} ln\left(\frac{A_n}{A}\right) = \frac{2\pi\zeta}{\sqrt{1-\zeta^2}} \tag{3.10}$$

$$\zeta = \frac{1}{\sqrt{1+\left(\frac{2\pi}{\delta}\right)^2}} \tag{3.11}$$

O inverso do fator de qualidade (Q^{-1}) é outra medida adimensional amplamente utilizada para expressar o amortecimento do material, definida pela Equação 3.12 (Zhang *et al*, 1994):

$$Q^{-1} = \frac{f_2 - f_1}{f_r} \tag{3.12}$$

Onde f_1 e f_2 referem-se às frequências nos pontos de interseção da curva com a reta horizontal traçada a uma amplitude igual à metade de seu valor máximo e f_r é a frequência ressonante no espectro do quadrado da amplitude (A_0^2) *versus* frequência para uma amostra sob vibração forçada, conforme ilustrado na Figura 21. A largura do pico ressonante caracteriza a magnitude do amortecimento do material (Zhang *et al*, 1994).

Para os casos de capacidade de amortecimento relativamente pequena, a capacidade específica de amortecimento (ψ) pode ser obtida pela Equação 3.13 (Zhang *et al*, 1994).

$$\psi = 2\pi Q^{-1} \tag{3.13}$$

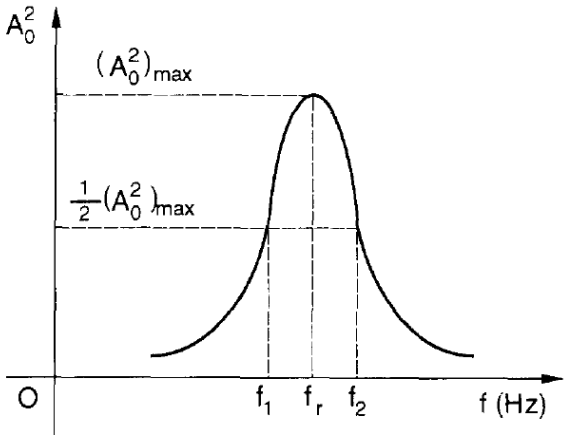


Figura 21. Quadrado da amplitude *versus* frequência (Zhang *et al*, 1994).

3.2.5 Ensaio de tração

A fim de determinar as propriedades mecânicas estáticas das ligas analisadas, foram executados ensaios de tração segundo a norma ASTM E8 (2016). Os testes foram realizados na máquina universal de ensaios INSTRON-5582, com velocidade da máquina de 0,3 mm/min e extensômetro do tipo *clip-gage* acoplado, utilizando-se o *software* Bluehill® para o armazenamento dos resultados. Para fins comparativos, para cada lingote, foram testados sob tração 3 corpos de prova. Para cada liga, foi calculado o valor médio dos resultados relativos às propriedades mecânicas, bem como o desvio padrão e o erro absoluto, conforme as Equações 3.1 e 3.2.

CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise do lote 1

4.1.1 Composição química

A Tabela 6 apresenta os resultados obtidos na análise química do FFN correspondente ao lote 1, em duas condições distintas: metal base e metal tratado, após os tratamentos de nodulização e inoculação. Os resultados apresentados foram obtidos a partir da análise do metal líquido, antes do vazamento e o cálculo do teor de carbono equivalente (CE) foi realizado de acordo com a Equação 2.1.

É possível verificar que o tratamento do metal promoveu uma redução no teor de enxofre, justificado com base na ação dessulfurante do Mg, utilizado como elemento nodulizante. Isso esclarece parcialmente a perda de Mg observada após o tratamento, visto que, dos 8,8 kg (0,197%) adicionados, apenas 3,4 kg (0,077%) permanecem no metal após o tratamento. Além da dessulfuração, parte do Mg adicionado também pode ser perdida devido à evaporação, em decorrência da sua alta volatilidade (Askeland *et al*, 2011; Durand-Charre, 2004; Elliot, 1988). Por outro lado, o metal tratado apresentou também maior teor de Si, devido à utilização da liga Fe-75%Si no tratamento de inoculação. Adicionalmente, observou-se que o teor de CE obtido permite classificar a composição do metal como hipereutética, antes e após o tratamento.

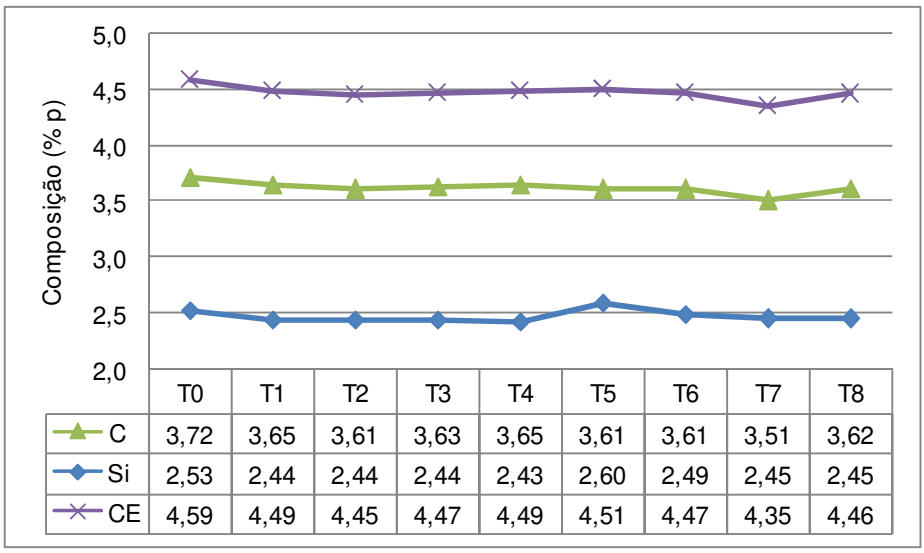
Tabela 6. Composição química do metal base e do metal tratado da panela do lote 1.

Composição (% p)	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
CE	**4,61**	**4,59**

Os resultados obtidos na análise química do metal tratado (T0), bem como de cada uma das ligas vazadas em diferentes temperaturas (T1 a T8) são apresentados nas Figuras 22 e 23. É possível perceber que, para diferentes intervalos de tempo de vazamento e, consequentemente, diferentes temperaturas, a composição química das ligas não sofreu variação significativa.

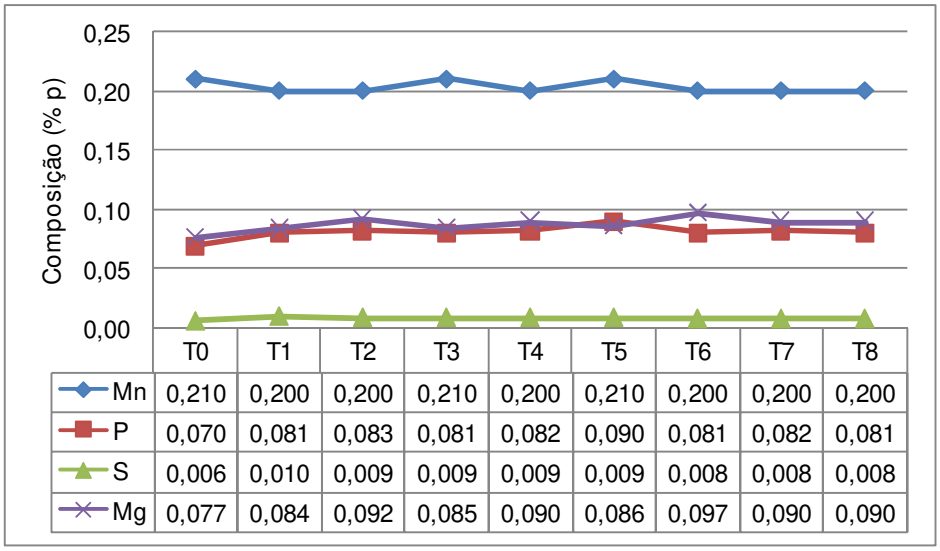
Os resultados apresentados na Figura 22 permitem observar uma tendência sutil de diminuição nos teores de C, Si e CE quando comparada a composição química do primeiro metal vazado com o metal tratado, seguida por uma tendência de manutenção dos mesmos com o aumento do tempo de vazamento. Tal fato pode ser atribuído às perdas resultantes da formação de CO e CO_2 em função do tempo, o que, consequentemente, promove a descarbonetação do metal líquido, bem como à formação de compostos à base de Si (óxidos e silicatos), que ficam retidos na escória.

Por sua vez, conforme mostra a Figura 23, os teores de Mn e S se mantêm aproximadamente constantes, quando comparada a composição química do metal tratado com àquela após o vazamento a partir de diferentes intervalos de tempo, indicando que estes processos não exercem influência significativa sobre os mesmos. Por outro lado, no que diz respeito aos teores de Mg e P, notou-se uma ligeira variação crescente, comparando-se o metal tratado com o primeiro vazamento, seguida por uma tendência de estabilização dos mesmos com o aumento do tempo e a consequente diminuição da temperatura de vazamento.



	T0	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
C	3,72	3,65	3,61	3,63	3,65	3,61	3,61	3,51	3,62
Si	2,53	2,44	2,44	2,44	2,43	2,60	2,49	2,45	2,45
CE	4,59	4,49	4,45	4,47	4,49	4,51	4,47	4,35	4,46

Figura 22. Comparação entre os teores de C, Si e CE do metal tratado (T0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (T1 a T8) (lote 1).



	T0	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
Mn	0,210	0,200	0,200	0,210	0,200	0,210	0,200	0,200	0,200
P	0,070	0,081	0,083	0,081	0,082	0,090	0,081	0,082	0,081
S	0,006	0,010	0,009	0,009	0,009	0,009	0,008	0,008	0,008
Mg	0,077	0,084	0,092	0,085	0,090	0,086	0,097	0,090	0,090

Figura 23. Comparação entre os teores de Mn, P, S e Mg do metal tratado (T0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (T1 a T8) (lote 1).

4.1.2 Análise microestrutural qualitativa e quantitativa

A Figura 24 apresenta as micrografias das ligas pertencentes ao lote 1, antes e após o ataque químico, obtidas sob a mesma ampliação (100x), para fins comparativos. É possível observar, para todos os tempos de vazamento analisados, a presença da grafita na forma nodular, com tamanhos variados e distribuída de forma homogênea na matriz das ligas, esta última, constituída por ferrita e perlita. Adicionalmente, verificou-se também a presença de grafita na forma não nodular, em menor participação.

De acordo com a norma ASTM A247 (2019), os nódulos grafíticos observados nas ligas analisadas podem ser classificados como Tipo I (regulares) e Tipo II (irregulares). Com o aumento do tempo de vazamento, nota-se uma tendência de degeneração da forma nodular, de forma que, para a amostra T8, além dos nódulos Tipo I e II, observou-se a presença de grafita do Tipo III e IV, porém, em menor participação. Além disso, segundo a referida norma, as ligas do lote 1 apresentam nódulos com tamanhos correspondentes às Classes 5, 6 e 7, com nodularidade entre 70 e 80% e densidade de nódulos entre 100 e 300 partículas/mm².

Em todas as ligas investigadas, a análise microestrutural antes do ataque químico permitiu observar o núcleo de alguns nódulos grafíticos, conforme exemplificado na Figura 25-a para a liga T2, resultantes dos tratamentos de

nodulização e inoculação, os quais foram determinantes para a obtenção da forma nodular grafita. Observações semelhantes foram encontradas na literatura e sugerem o crescimento radial da grafita a partir do núcleo (Ghassemali *et al*, 2019; Llorca-Isern *et al*, 2002; Stefanescu *et al*, 2016).

Em todas as ligas também foi possível observar uma tendência de coalescimento dos nódulos grafíticos, exemplificada na Figura 25-b. Tal processo também foi identificado em trabalhos de outros autores (Chaus, 2015; Llorca-Isern *et al*, 2002; Vidal, 2017) e pode explicar a presença dos diferentes tamanhos de nódulos grafíticos, randomicamente distribuídos.

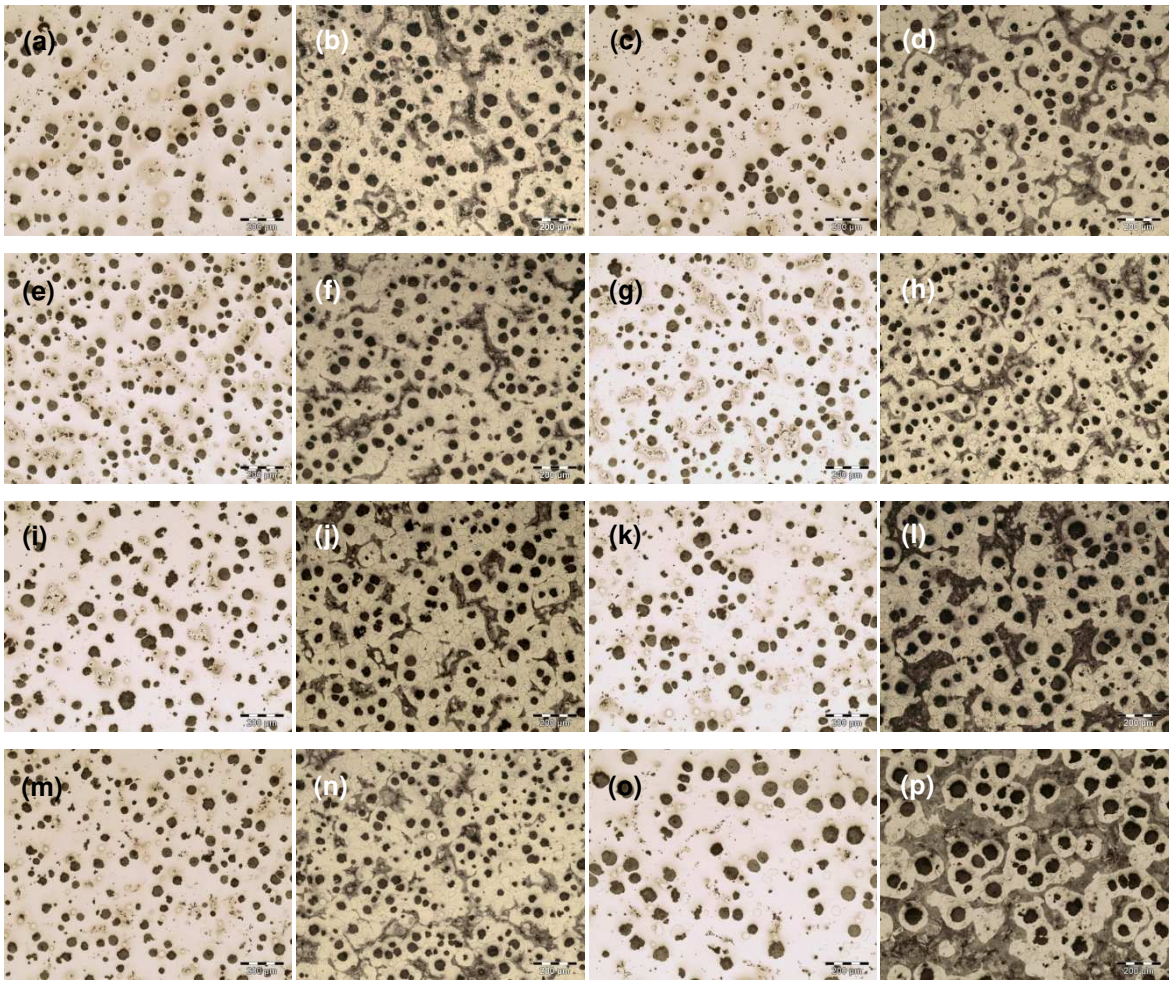


Figura 24. Micrografias das ligas do lote 1 sob mesma ampliação (100x), antes e após o ataque químico, para as ligas T1 (a-b), T2 (c-d), T3 (e-f), T4 (g-h), T5 (i-j), T6 (k-l), T7 (m-n) e T8 (o-p).

Após o ataque químico (Figura 24), foi possível determinar que a matriz dos FFNs analisados é composta por perlita e ferrita, esta última em maior participação

nas ligas T1 a T7. Para a liga T8, foi observada uma maior participação de perlita em relação às ligas vazadas em maiores temperaturas, formando uma microestrutura conhecida na literatura como *bull's-eye*, em que os nódulos de grafita são envolvidos por um anel de ferrita. Semelhantes resultados foram apontados em diversos trabalhos encontrados na literatura (Dardati *et al* 2009, Gonzaga, 2013; Hwang *et al*, 1983; Moumeni *et al* 2011; Speich *et al*, 1980).

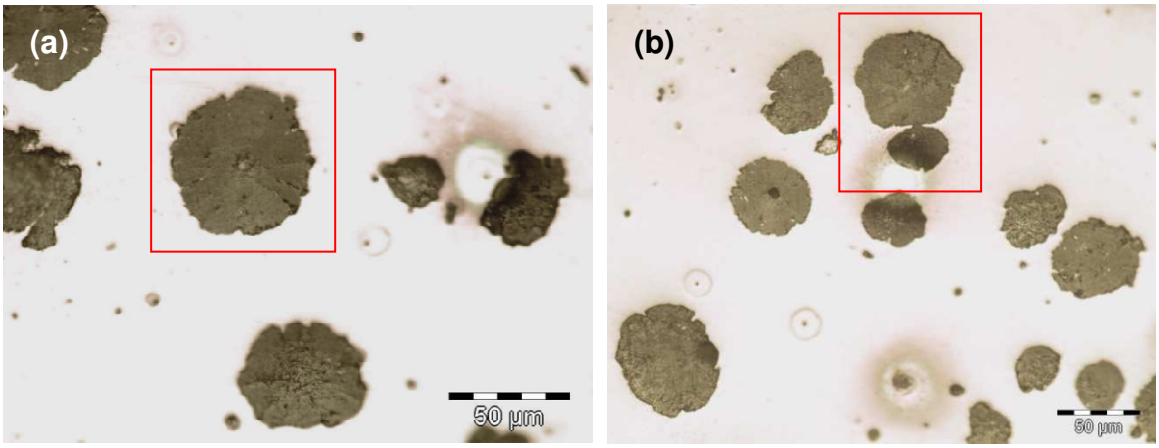


Figura 25. Micrografia da liga T2, com destaque para (a) o núcleo do nódulo e (b) o processo de coalescimento dos nódulos.

Verificou-se também a presença de nódulos de grafita envolvidos por perlita, além de pequenas partículas de forma não nodular, distribuídas aleatoriamente nas regiões perlíticas, conforme apresentado na Figura 26. De acordo com Vazehrad e colaboradores (2015, apud Chaus, 2015), os nódulos grafíticos situados nas colônias de perlita formam-se bem perto do fim da cristalização do líquido, em contraste com os nódulos envolvidos por anéis de ferrita. Em alguns grãos perlíticos, foi observada a presença de um constituinte de aparência clara e que possui pequenos pontos escuros distribuídos em seu interior, assemelhando-se à steadita. Tais regiões foram indicadas com setas em algumas das micrografias apresentadas na Figura 26. Adicionalmente, para maiores tempos de vazamento, foi identificada a presença de cementita livre na matriz, conforme apresenta a Figura 26-g.

As Figuras de 27 a 29 e as Tabelas 7 e 8 apresentam os resultados da análise microestrutural quantitativa das ligas do lote 1. As classes apresentadas nos histogramas na forma de números arábicos correspondem a intervalos ordenados em ordem crescente de diâmetro máximo de Feret (d_F) (Figura 27), área dos nódulos (Figura 28) e circularidade (Figura 29), os quais são apresentados no Apêndice A.

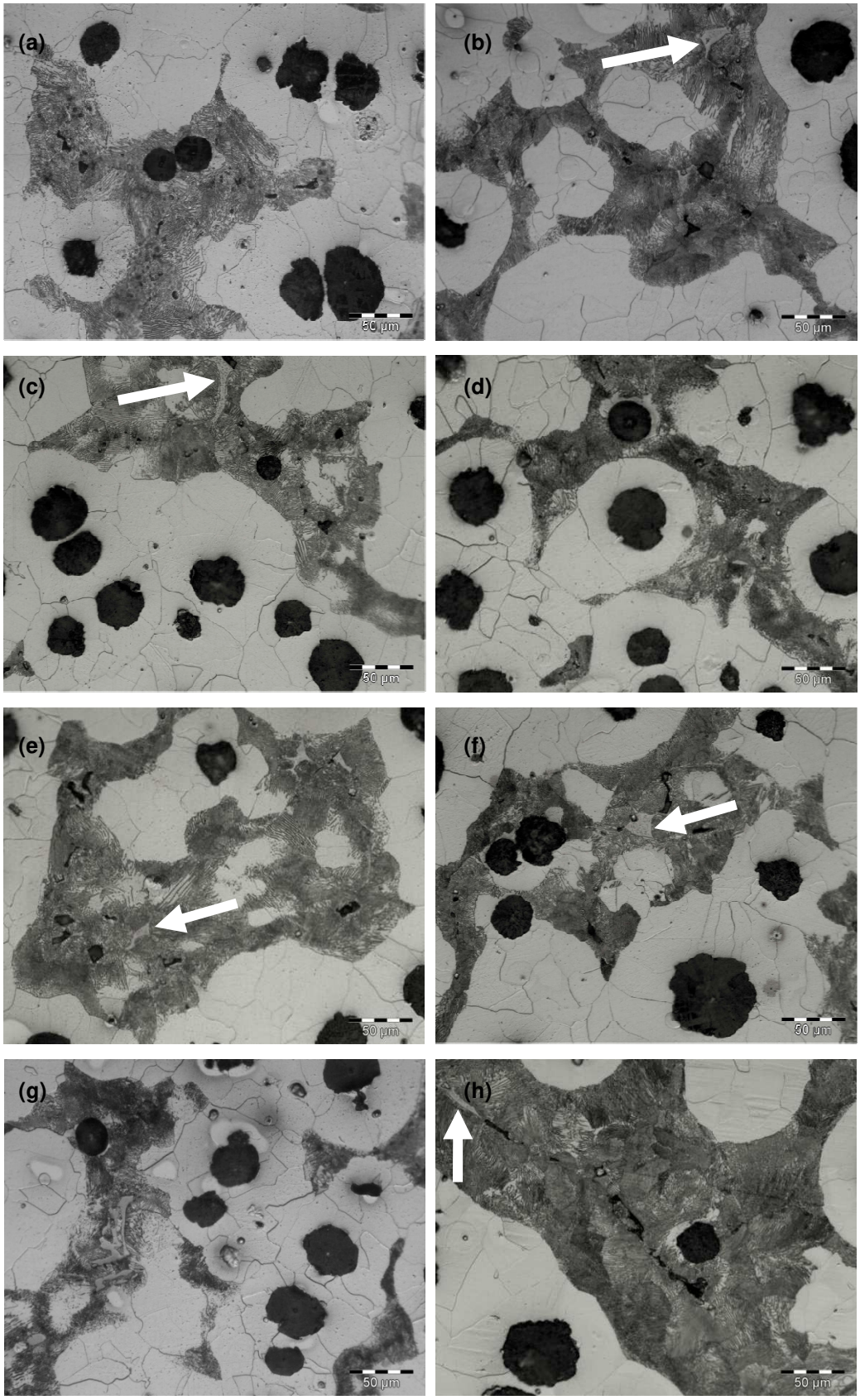


Figura 26. Micrografias das ligas pertencentes ao lote 1 sob mesma ampliação (400x), com destaque para regiões perlíticas: (a) T1; (b) T2; (c) T3; (d) T4, (e) T5; (f) T6; (g) T7 e (h) T8.

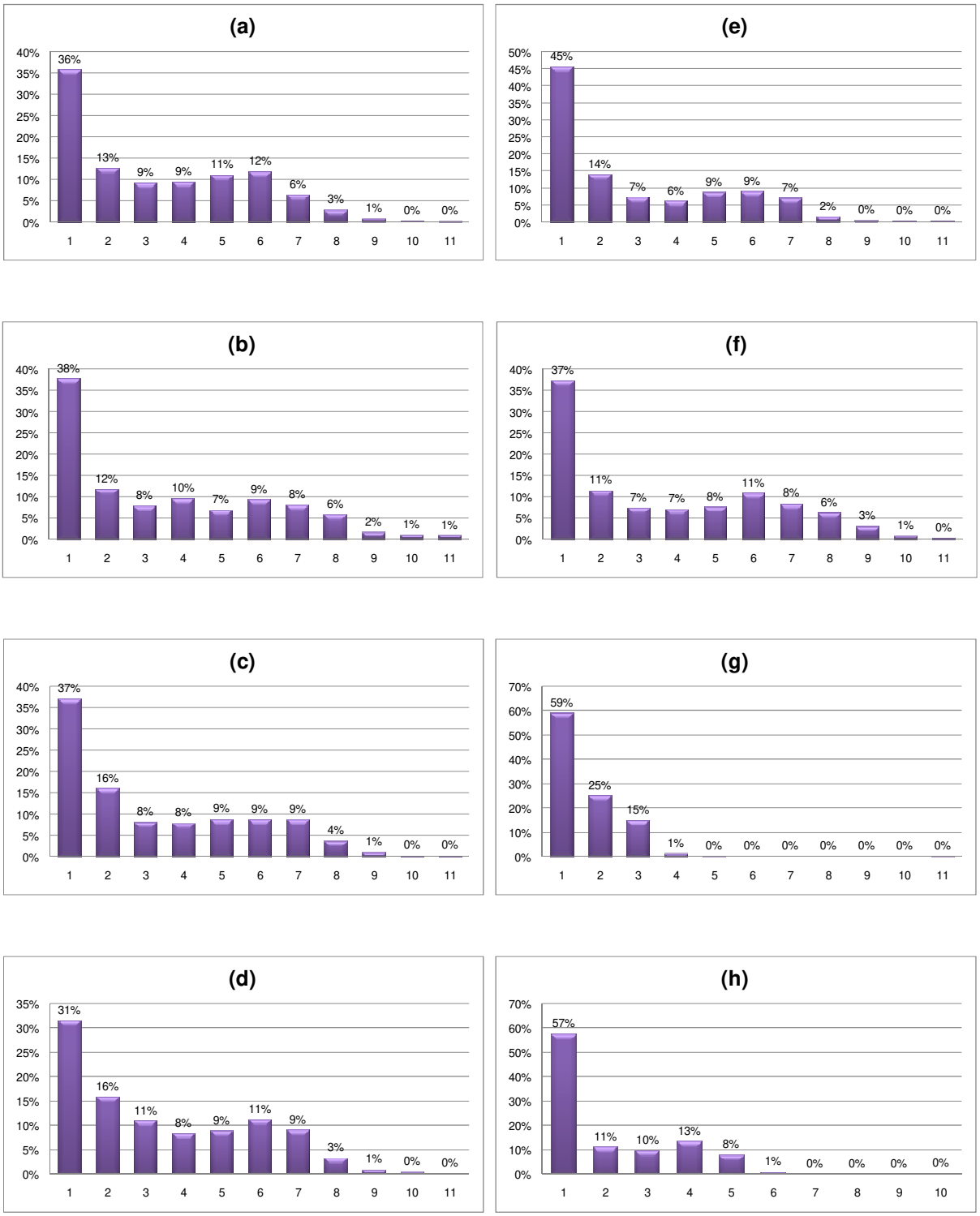


Figura 27. Histogramas do diâmetro máximo de Feret dos nódulos para as ligas (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4, (e) T5, (f) T6, (g) T7 e (h) T8 (lote 1).

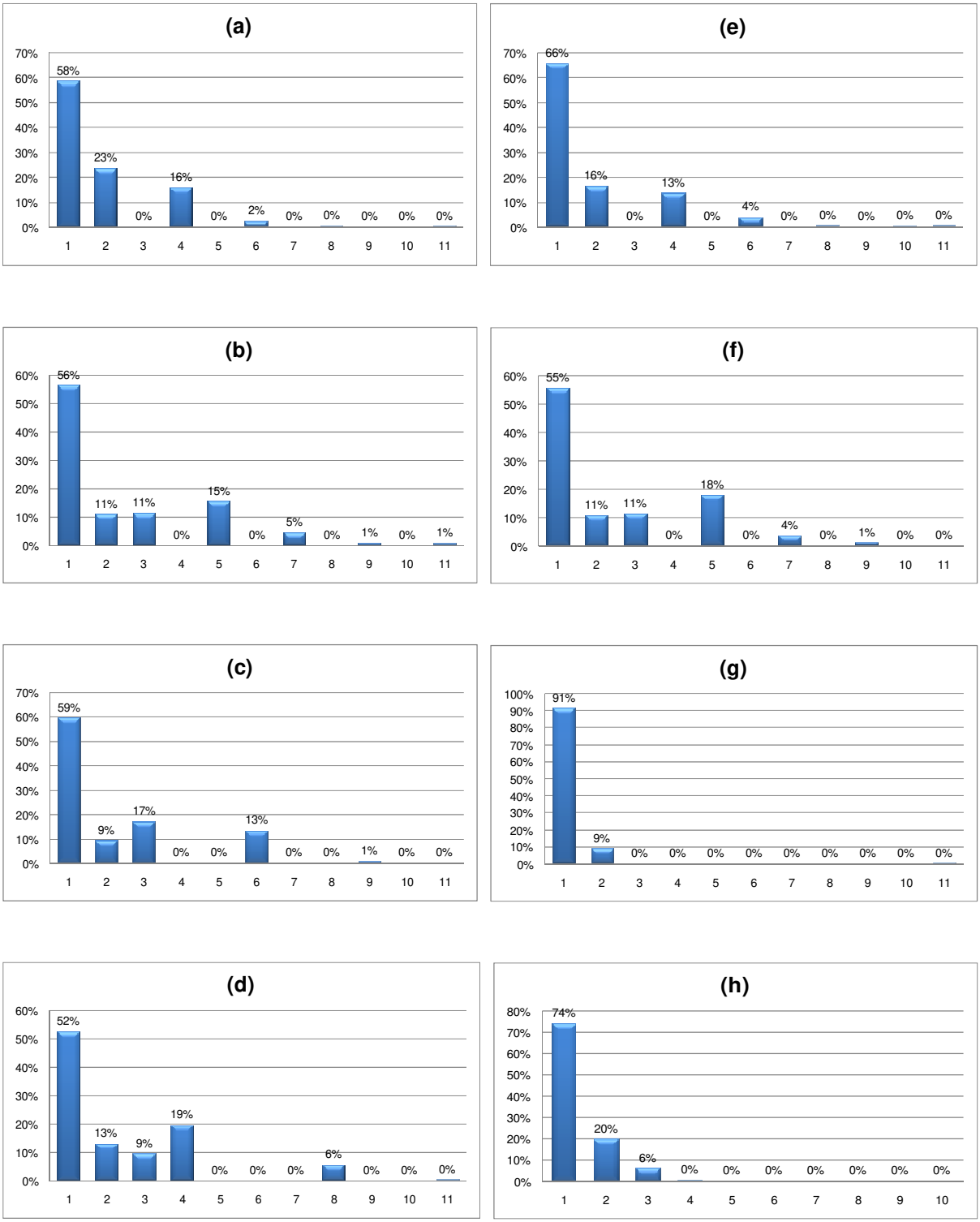


Figura 28. Histogramas da área dos nódulos para as ligas (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4, (e) T5, (f) T6, (g) T7 e (h) T8 (lote 1).

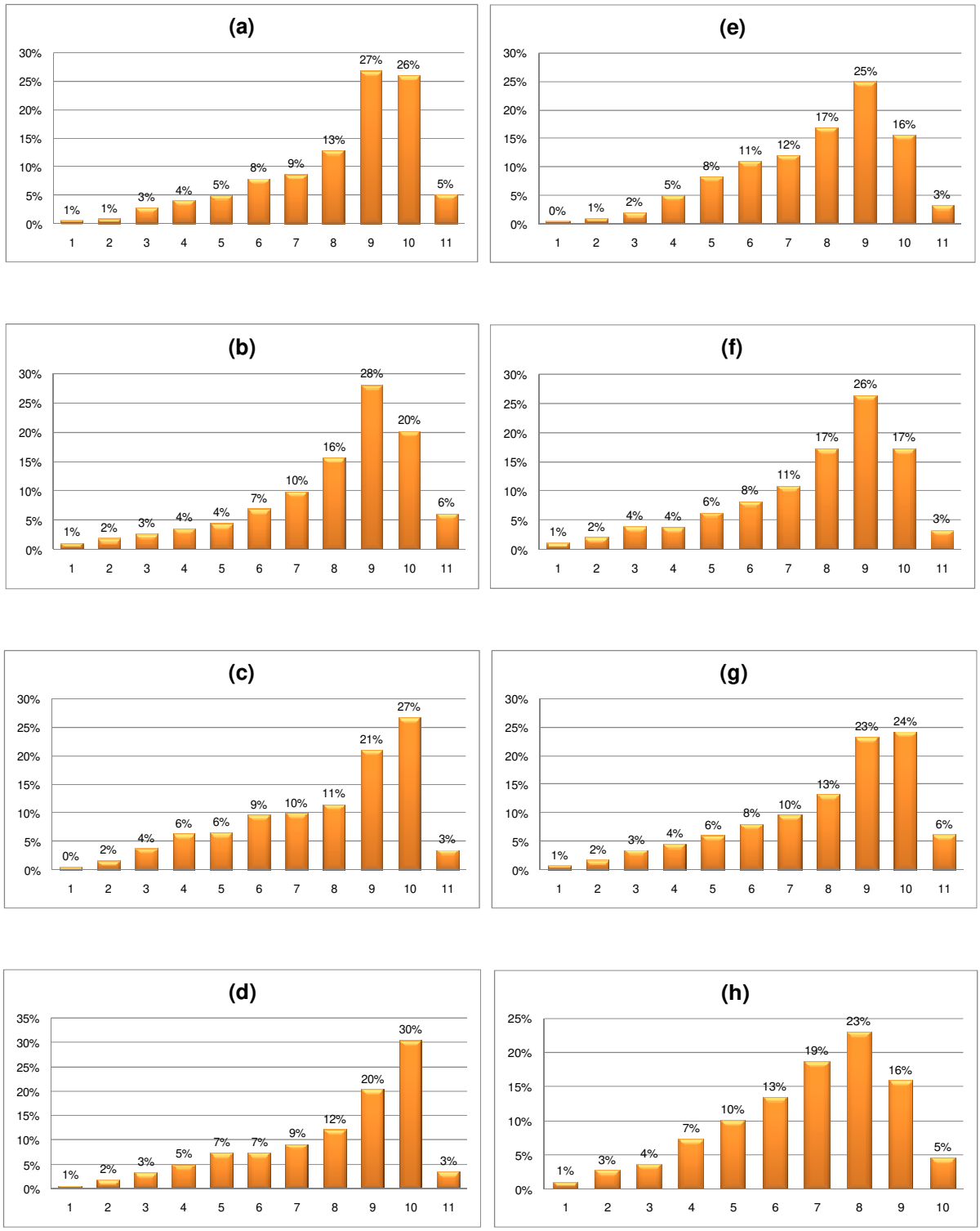


Figura 29. Histogramas da circularidade dos nódulos para as ligas (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4, (e) T5, (f) T6, (g) T7 e (h) T8 (lote 1).

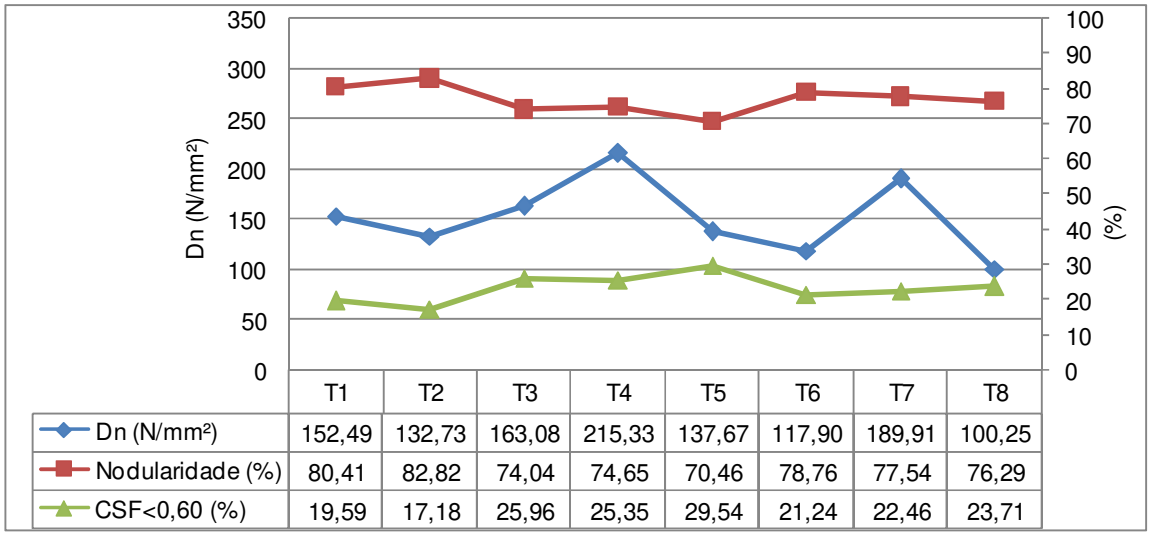
Conforme disposto na norma ASTM E2567 (2016a), foram excluídos da análise os nódulos com d_F inferior a 10 µm, a fim de remover da mesma os ruídos, pixels dispersos e partículas menores. Além disso, a norma também estabelece que, para ser classificada como nodular, a partícula de grafita deve possuir uma circularidade mínima de 0,60. Por sua vez, os intervalos de circularidade (CSF, do inglês *circular shape factor*), apresentados na Tabela 7, baseiam-se no trabalho de Vasko (2016). De acordo com este autor, as partículas de grafita com CSF<0,60 são classificadas como não nodulares, conforme prediz a norma anteriormente citada, enquanto os nódulos com 0,60<CSF<0,90 e CSF>0,90 são considerados, respectivamente, como imperfeitos e regulares.

Tabela 7. Circularidade (CSF), densidade de nódulos (Dn) e nodularidade das ligas pertencentes ao lote 1.

Liga	CSF<0,60 (%)	0,60 ≤ CSF < 0,90 (%)	CSF ≥ 0,90 (%)	Dn (N/mm²)	Nodularidade (%)
T1	19,59	71,13	8,79	152,49	80,41
T2	17,18	71,31	7,93	132,73	82,82
T3	25,96	67,52	6,09	163,08	74,04
T4	25,35	64,86	11,63	215,33	74,65
T5	29,54	65,95	4,93	137,67	70,46
T6	21,24	71,24	7,34	117,90	78,76
T7	22,46	68,24	10,49	189,91	77,54
T8	23,71	67,40	6,35	100,25	76,29

No que diz respeito ao tamanho (Figura 27) e à área (Figura 28) dos nódulos, os resultados permitem observar a predominância de uma alta frequência de nódulos com tamanhos e, consequentemente, áreas pequenas, para todas as ligas analisadas. Para cada liga, fica evidente também a grande variação existente no tamanho dos nódulos. De acordo com a literatura (Santos e Branco, 1991), em ligas hipereutéticas, têm-se nódulos de tamanhos bastante diferentes, uma vez que os nódulos maiores são os correspondentes aos que se formaram entre as temperaturas *liquidus* hipereutética e a do eutético, enquanto os menores são provenientes da reação eutética. Tal fato justifica a variação de tamanhos observada para os nódulos das ligas analisadas.

Nota-se também que, com o aumento do tempo de vazamento e a consequente redução da temperatura, existe uma tendência à redução dos valores de Dn, que variam de 152,49 nódulos/mm² na liga T1 para 100,25 nódulos/mm² na liga T8. A nodularidade das ligas também apresenta uma tendência decrescente com o aumento do tempo de vazamento, variando de 80,41% na liga T1 para 76,29% na liga T8. Além disso, também é possível perceber uma tendência crescente para a quantidade de grafita não nodular, uma vez que a porcentagem de partículas com CSF inferior a 0,60 varia de 19,59% na liga T1 para 23,71% na liga T8. Estes resultados apresentam boa concordância com a análise qualitativa, anteriormente descrita. Para melhor visualizar tais tendências, a Figura 30 apresenta o comportamento da densidade de nódulos e do grau de nodularidade das ligas em função do tempo e da temperatura de vazamento, bem como do teor de grafita não nodular (CSF<0,60) presente nas ligas do lote 1.



	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
Dn (N/mm²)	152,49	132,73	163,08	215,33	137,67	117,90	189,91	100,25
Nodularidade (%)	80,41	82,82	74,04	74,65	70,46	78,76	77,54	76,29
CSF<0,60 (%)	19,59	17,18	25,96	25,35	29,54	21,24	22,46	23,71

Figura 30. Densidade de nodulos (Dn), grau de nodularidade e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas do lote 1.

Conforme apontado na literatura, a partir dos tratamentos de nodulização e inoculação, o potencial de nucleação da grafita é diminuído com o tempo, fato atribuído ao *fading*, fenômeno que resulta na alteração da morfologia da grafita e que aumenta o risco de formação de carboneto (Askeland *et al*, 2011; SheikhAbdolhossein e Nili-Ahmadabadi, 2005). Segundo Skaland (2005), tal fato decorre do coalescimento das inclusões que atuam como sítios de nucleação para a grafita, as quais se tornam mais espessas com o tempo, reduzindo o número total de

sítios potenciais para esta nucleação. Como consequência, têm-se uma menor quantidade de nódulos por área, conforme apontam os resultados do presente trabalho. Adicionalmente, também foi possível identificar uma relação inversamente proporcional entre a quantidade de grafita não nodular e a nodularidade, também como consequência do *fading*, de modo que, quanto maior a participação de grafita não nodular na microestrutura das ligas, menor é a nodularidade.

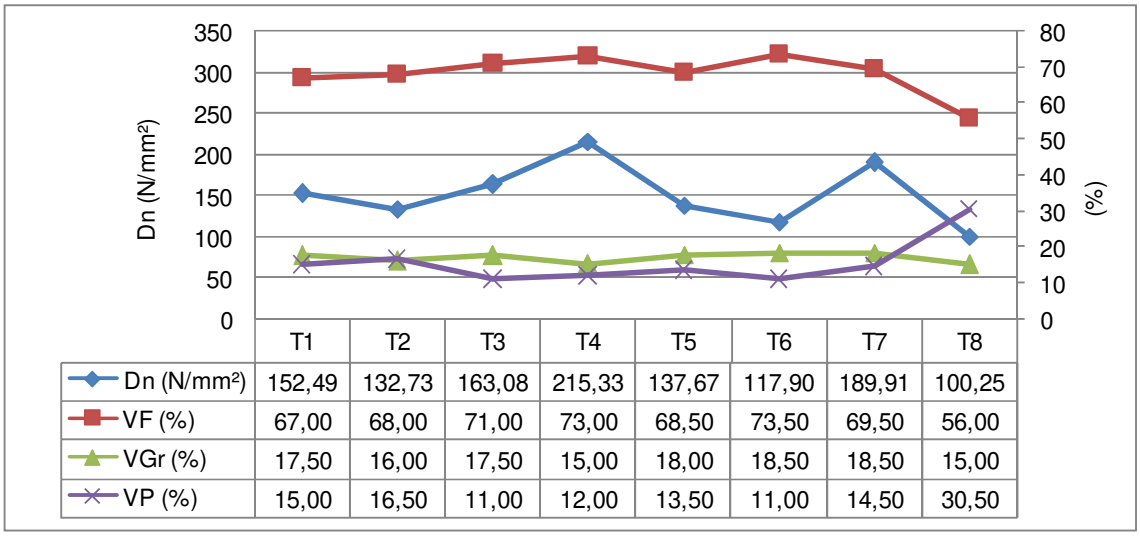
Além do *fading*, outro fator que pode ter contribuído para o comportamento observado na Figura 30 é o processo de coalescimento dos nódulos grafíticos, que, por sua vez, contribui com a degeneração da forma nodular e com a redução da quantidade de nódulos por área.

Os resultados obtidos na quantificação dos microconstituintes presentes nas ligas do lote 1 são apresentados na Tabela 8, em termos das frações volumétricas de ferrita (V_F), grafita (V_{Gr}) e perlita (V_P). É possível observar que a ferrita apresenta-se como constituinte majoritário na composição fásica de todas as ligas, conforme já havia sido apontado na análise microestrutural qualitativa. Além disso, os dados indicam que a fração volumétrica de grafita sofre pouca variação com o aumento tempo e a consequente redução da temperatura de vazamento. O mesmo ocorre para V_F e V_P até o tempo de vazamento de 40 minutos, de forma que, para a liga T8, foi observado um crescimento expressivo de V_P, com a consequente diminuição de V_F. De maneira semelhante, os resultados obtidos por Megahed e colaboradores (2018) também indicam que maiores tempos de vazamento resultam em uma maior porcentagem de perlita nos ferros fundidos de grafita compactada.

Tabela 8. Fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas ligas pertencentes ao lote 1.

Liga	V_F (%)	ε_{VF} (%)	V_{Gr} (%)	ε_{VGr} (%)	V_P (%)	ε_{VP} (%)
T1	67,00	6,65	17,50	4,10	15,00	4,44
T2	68,00	7,20	16,00	5,75	16,50	4,33
T3	71,00	6,72	17,50	4,97	11,00	5,97
T4	73,00	7,44	15,00	3,75	12,00	3,99
T5	68,50	8,37	18,00	6,96	13,50	8,96
T6	73,50	6,41	18,50	3,11	11,00	4,76
T7	69,50	8,48	18,50	5,37	14,50	6,67
T8	56,00	10,03	15,00	4,22	30,50	11,77

A Figura 31 apresenta os resultados obtidos para a fração em volume dos microconstituintes das ligas do lote 1, bem como para a densidade dos nódulos. Conforme apontado pela literatura (Labrecque e Gagné, 1998; Stefanescu *et al*, 1988; Tiedje, 2010), o aumento do número de nódulos por unidade de área favorece a formação da ferrita, devido à diminuição da distância de difusão do carbono. Em conformidade com a literatura, no presente trabalho, foi possível identificar uma tendência de aumento de V_F e, consequentemente, diminuição de V_P com o aumento da quantidade de nódulos por área para as ligas do lote 1.



	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
Dn (N/mm²)	152,49	132,73	163,08	215,33	137,67	117,90	189,91	100,25
VF (%)	67,00	68,00	71,00	73,00	68,50	73,50	69,50	56,00
VGr (%)	17,50	16,00	17,50	15,00	18,00	18,50	18,50	15,00
VP (%)	15,00	16,50	11,00	12,00	13,50	11,00	14,50	30,50

Figura 31. Densidade de nódulos (Dn) e fração em volume dos microconstituintes (V_F, V_{Gr}, V_P) presentes nas ligas do lote 1.

4.1.3 Microanálise por EDS

A microanálise por EDS foi utilizada no presente trabalho para avaliar a composição química de forma pontual nas ligas analisadas, especificamente, nos nódulos grafíticos e nas regiões onde foi identificada, por meio da microscopia ótica, a presença da steadita e de inclusões não metálicas. Todas as ligas pertencentes ao lote 1 foram analisadas e os resultados apresentaram boa concordância entre si. Desta forma, para fins de otimização da apresentação, serão mostrados os resultados obtidos para as ligas T1, T3, T5 e T8.

A Figura 32 apresenta as imagens obtidas no MEV, contendo as indicações dos pontos onde a microanálise pontual foi realizada, situados dentro dos nódulos de grafita e cujos resultados obtidos são apresentados na Tabela 9. É possível observar que, para todas as ligas analisadas, o carbono está presente majoritariamente, tanto no centro do nódulo quanto nas extremidades. Além do carbono, a microanálise pontual também identificou a presença de Mg, Si, P, S, Mn e Fe, em quantidades menores. Os resultados revelam também que o teor de Fe no centro do nódulo é menor quando comparado às regiões periféricas, em conformidade com as observações realizadas por outros autores e disponíveis na literatura (Ghassemali, 2019; Vidal, 2017).

Os resultados obtidos na microanálise por EDS pontual das inclusões encontradas na matriz estão apresentados na Figura 33 e na Tabela 10 e permitem verificar que estas apresentam em sua composição elementos como C, Fe, O e Si, em maiores participações. Também foi identificada a presença de elementos de liga em teores inferiores a 1%p (Mg, P, S, Ti, V, Cr, Mn e Ce). Inclusões não metálicas de composição variada, na matriz, também foram reportadas por diversos autores (Skaland, 2005) e são consideradas como produtos dos tratamentos de nodulização e inoculação.

Tabela 9. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 32.

Composição (%p)	**T1**		**T3**		**T5**		**T8**	
	Ponto 1	**Ponto 2**	**Ponto 1**	**Ponto 2**	**Ponto 1**	**Ponto 2**	**Ponto 1**	**Ponto 2**
C	98,31±0,10	91,22±0,11	98,64±0,09	85,14±0,08	97,08±0,09	92,62±0,10	99,23±0,08	94,96±0,08
Mg	0,01±0,01	0,01±0,01	0,03±0,01	0,01±0,00	nd	0,10±0,01	0,01±0,00	0,01±0,00
Si	0,10±0,01	0,13±0,01	0,07±0,01	0,29±0,01	0,12±0,01	0,09±0,00	0,03±0,00	0,10±0,00
P	0,01±0,00	0,01±0,00	nd	0,00±0,00	nd	nd	nd	0,01±0,00
S	0,01±0,00	0,00±0,00	0,06±0,00	0,00±0,00	nd	0,00±0,00	0,01±0,00	0,01±0,00
Mn	nd	0,04±0,01	nd	0,03±0,00	0,03±0,00	0,01±0,00	0,00±0,00	0,00±0,00
Fe	1,54±0,02	8,56±0,04	1,20±0,01	14,53±0,03	2,77±0,02	7,17±0,03	0,71±0,01	4,90±0,02
Ce	0,02±0,01	0,03±0,01	nd	nd	nd	nd	nd	0,02±0,01
Total	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**

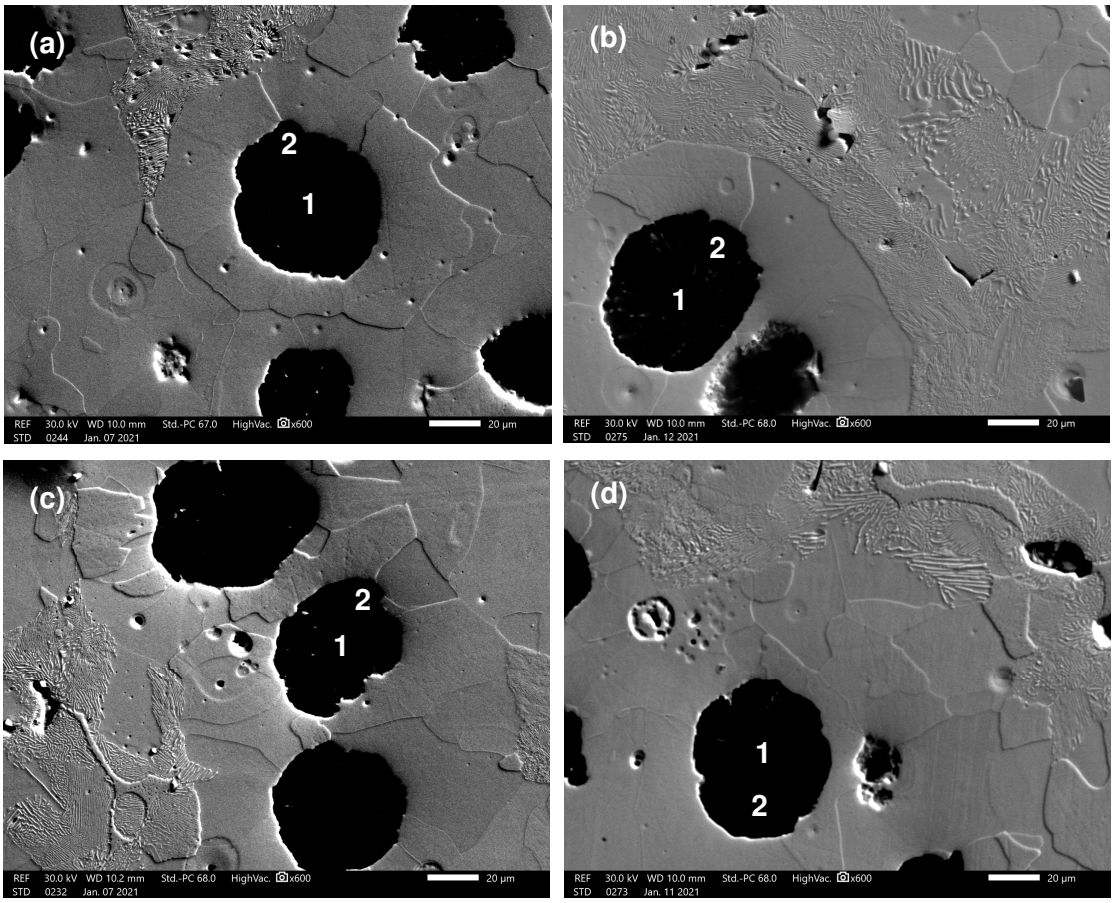


Figura 32. Indicação dos pontos sobre os nódulos, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) T1, (b) T3, (c) T5 e (d) T8 (lote 1).

Tabela 10. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 33.

Composição (%p)	T1		T8	
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2
C	6,12±0,05	6,12±0,05	15,50±0,08	15,20±0,07
O	4,94±0,04	4,94±0,04	3,69±0,05	-
Mg	0,02±0,01	0,02±0,01	0,03±0,01	0,11±0,01
Si	1,19±0,02	1,19±0,02	0,50±0,01	1,10±0,02
P	0,23±0,01	0,23±0,01	9,14±0,03	0,23±0,01
S	0,03±0,01	0,03±0,01	0,10±0,01	0,23±0,01
Ti	0,95±0,01	0,95±0,01	6,14±0,02	12,63±0,04
V	0,10±0,01	0,10±0,01	1,32±0,01	1,04±0,01
Cr	-	-	0,41±0,01	-
Mn	0,45±0,01	0,45±0,01	0,90±0,01	0,33±0,01
Fe	85,96±0,1	85,96±0,1	62,12±0,08	69,14±0,10
Ce	nd	nd	0,16±0,02	nd
Total	**100**	**100**	**100**	**100**

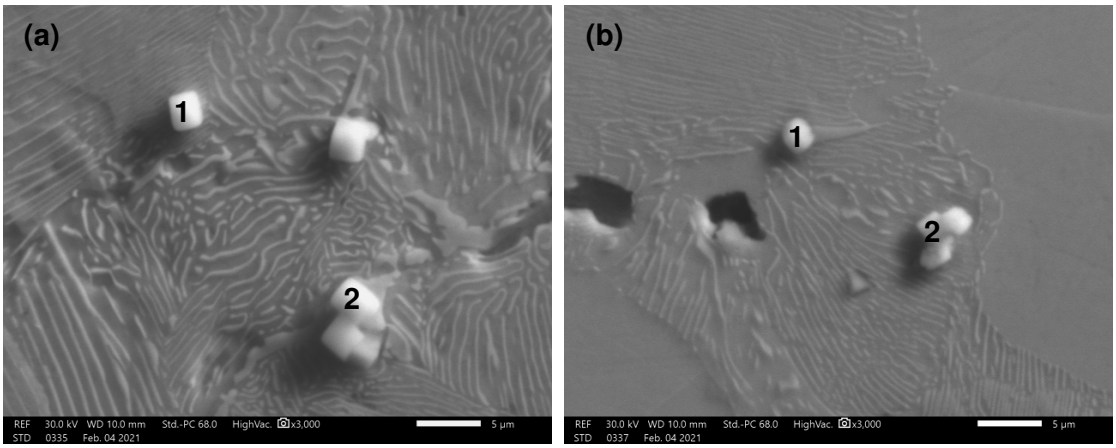


Figura 33. Indicação dos pontos sobre as inclusões, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) T1 e (b) T8 (lote 1).

Foi realizada também a microanálise pontual nas regiões identificadas como steadita, durante a análise por microscopia ótica. A Figura 34 indica os pontos onde a microanálise foi realizada e a Tabela 11 apresenta os resultados obtidos, para as ligas T1 e T8. Tais regiões apresentaram teores de P entre 5,64 e 7,01% em peso, além de C e Fe, este último em maior participação, bem como quantidades residuais de outros elementos de liga (Mg, Si, S, Mn e Ce). Sendo assim, tais resultados confirmam a presença da steadita na microestrutura das ligas, uma vez que, de acordo com a literatura (Chiaverini, 2012), este microconstituinte compreende partículas de Fe_3P e Fe_3C.

Tabela 11. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 34.

Composição (%p)	T1		T8	
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2
C	8,86±0,06	8,12±0,06	6,37±0,05	7,31±0,05
O	-	1,94±0,03	-	-
Mg	0,03±0,01	0,13±0,01	0,02±0,01	0,06±0,01
Si	0,44±0,01	0,41±0,01	0,43±0,01	0,39±0,01
P	6,56±0,03	5,64±0,03	7,01±0,03	6,43±0,03
S	nd	0,02±0,01	0,01±0,01	0,07±0,01
Ti	-	-	-	3,19±0,02
V	-	-	-	0,65±0,01
Cr	-	0,47±0,01	0,53±0,01	0,47±0,01
Mn	1,04±0,01	0,93±0,01	1,04±0,01	0,91±0,01
Fe	83,06±0,11	82,35±0,11	84,59±0,09	80,45±0,09
Ce	nd	nd	-	0,06±0,02
Total	**100**	**100**	**100**	**100**

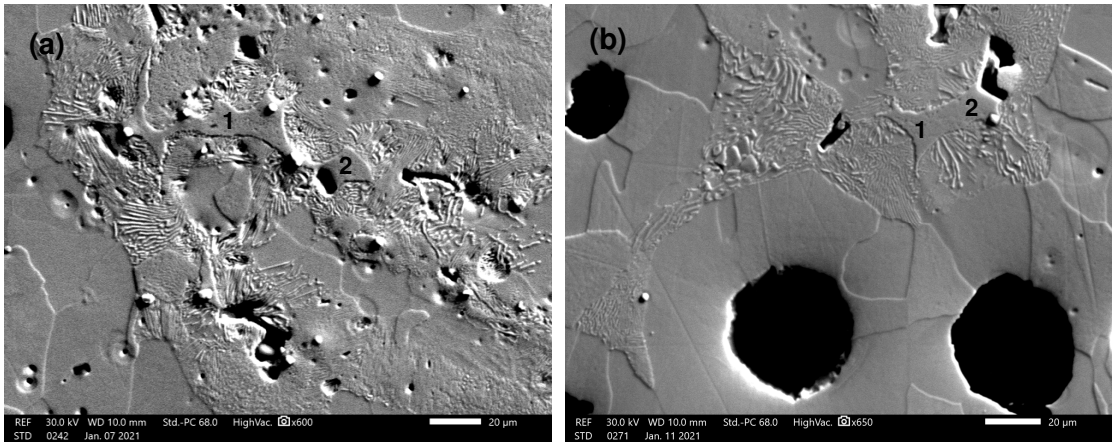


Figura 34. Indicação dos pontos sobre a steadita, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) T1 e (b) T8 (lote 1).

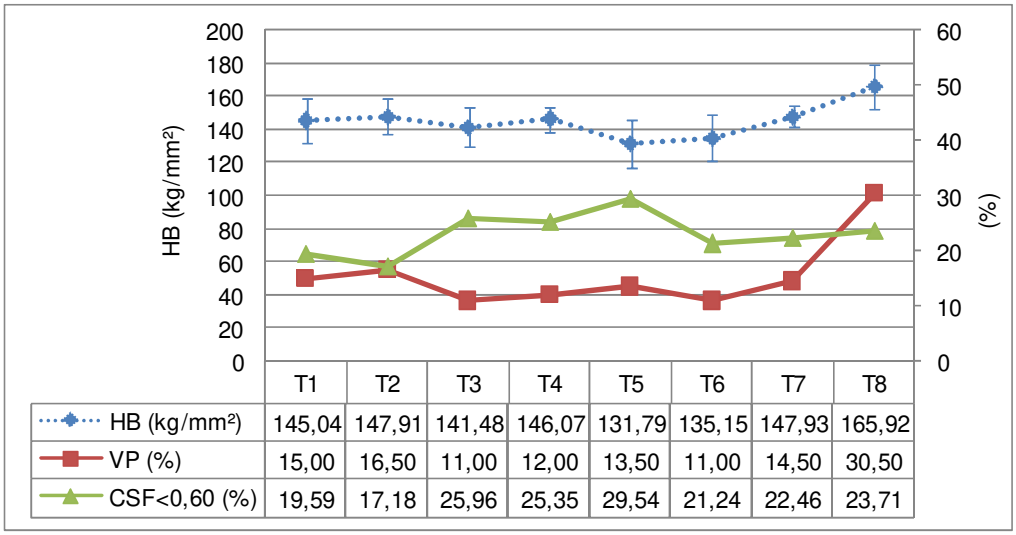
4.1.4 Dureza Brinell

Os resultados obtidos para a dureza Brinell (HB) das ligas pertencentes ao lote 1 são apresentados na Figura 35, onde também foi incluída a fração em volume de perlita (V_P) e a quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para cada liga analisada.

Sabe-se que maiores frações em volume de perlita resultam em um aumento da resistência à tração e dureza e que as propriedades relacionadas à resistência e ductilidade diminuem à medida que a quantidade de grafita não nodular aumenta (Alp *et al,* 2005; Gonzaga e Carrasquilla, 2005; Stefanescu *et al*, 1988; Vasko, 2016). Os resultados do presente trabalho permitem observar que há uma forte influência do valor de V_P sobre a dureza dos materiais estudados, de modo que o comportamento desta variável em função do tempo e da temperatura de vazamento é refletido no comportamento da dureza Brinell, de forma diretamente proporcional. Para a liga T8, onde foi observada a maior fração em volume de perlita (30,50%), a dureza Brinell também apresentou o maior valor, a saber, 165,4 HB.

É sabido também que o aumento do número de nódulos por área contribui com uma maior tendência à formação de ferrita, o que foi verificado e discutido na seção 4.1.2. Sendo assim, pode-se concluir que os valores de HB apresentam uma tendência inversamente proporcional em relação à Dn, uma vez que foi identificada

uma tendência de aumento de V_F e, consequentemente, diminuição de V_P com o aumento da quantidade de nódulos por área para as ligas do lote 1.



	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
HB (kg/mm²)	145,04	147,91	141,48	146,07	131,79	135,15	147,93	165,92
VP (%)	15,00	16,50	11,00	12,00	13,50	11,00	14,50	30,50
CSF<0,60 (%)	19,59	17,18	25,96	25,35	29,54	21,24	22,46	23,71

Figura 35. Dureza Brinell (HB), fração em volume de perlita (V_P) e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas pertencentes ao lote 1.

Por sua vez, no que diz respeito à quantidade de grafita não nodular presente nas ligas investigadas, observa-se, entre os tempos de vazamento de T1 a T6, uma tendência à diminuição de HB com o aumento da quantidade de partículas com circularidade inferior a 0,60. Contudo, entre T6 e T8, o aumento da quantidade de grafita não nodular não resultou na diminuição dos valores de dureza Brinell para as mesmas ligas. Dessa forma, os resultados obtidos sugerem que a fração em volume de perlita exerce uma influência mais forte sobre a dureza das ligas quando comparada à quantidade de grafita não nodular presente.

4.1.5 Propriedades mecânicas de tração

As curvas tensão-deformação de engenharia obtidas no ensaio de tração das amostras do lote 1 são apresentadas no Apêndice B. Por sua vez, os valores médios encontrados para o limite de escoamento (σ_{esc}), o limite de resistência à tração (LRT) e o alongamento percentual (AL), bem como o erro absoluto (ε) em cada caso encontram-se apresentados na Tabela 12.

Tabela 12. Propriedades mecânicas de tração para as ligas do lote 1.

Liga	σ_{esc} (MPa)	$\varepsilon_{\sigma esc}$ (MPa)	LRT (MPa)	ε_{LRT} (MPa)	AL (%)	ε_{AL} (%)
T1	163,85	41,85	447,70	17,59	12,89	3,61
T2	171,25	15,87	456,34	23,81	15,31	3,91
T3	165,92	47,79	414,81	37,02	12,77	4,56
T4	151,82	36,01	450,54	10,89	16,76	0,76
T5	217,10	54,02	436,48	3,79	12,77	1,18
T6	167,59	27,27	448,66	29,63	11,88	5,70
T7	154,88	13,90	433,29	25,14	13,24	7,30
T8	202,38	20,58	458,85	6,84	7,71	1,95

Conforme apontado pela literatura, as propriedades mecânicas dos FFNs dependem da microestrutura final alcançada, incluindo fatores como composição química da matriz metálica, forma, distribuição e tamanho da grafita, morfologia e tamanho das dendritas primárias e razão ferrita/perlita (Guo *et al*, 1997). Dessa forma, visando analisar a influência das características microestruturais sobre o comportamento mecânico das ligas investigadas, os dados da Tabela 12 foram plotados em função do grau de nodularidade, quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60), da fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e da densidade de nódulos (Dn), nas Figuras 36 e 37.

Para o vazamento até 25 minutos (T4), verificou-se que a tensão de escoamento apresentou um comportamento diretamente proporcional ao grau de nodularidade das ligas, sendo, portanto, inversamente proporcional à quantidade de grafita não nodular presente. Tais resultados apresentam boa concordância com a literatura (Al-Ghonamy *et al*, 2010; Imasogie e Wendt, 2004) e podem ser justificados, principalmente, com base na maior facilidade de propagação de trincas resultante da diminuição do grau de nodularidade da grafita. Contudo, a partir do vazamento após 30 minutos (T5), os resultados obtidos sugerem que as alterações verificadas no grau de nodularidade das ligas não exercem uma influência significativa sobre o limite de escoamento.

Notou-se também que o comportamento da tensão de escoamento em função do tempo e, consequentemente, da temperatura de vazamento é semelhante àquele verificado para a fração em volume de perlita, conforme esperado (Gonzaga, 2013). Corroborando com tal observação, foi possível observar a influência inversamente

proporcional da densidade de nódulos sobre os valores de σ_{esc}. Conforme já discutido anteriormente, o aumento do número de nódulos por unidade de área favorece a formação da ferrita, o que torna o material mais dúctil (Labrecque e Gagné, 1998; Stefanescu *et al*, 1988; Tiedje, 2010).

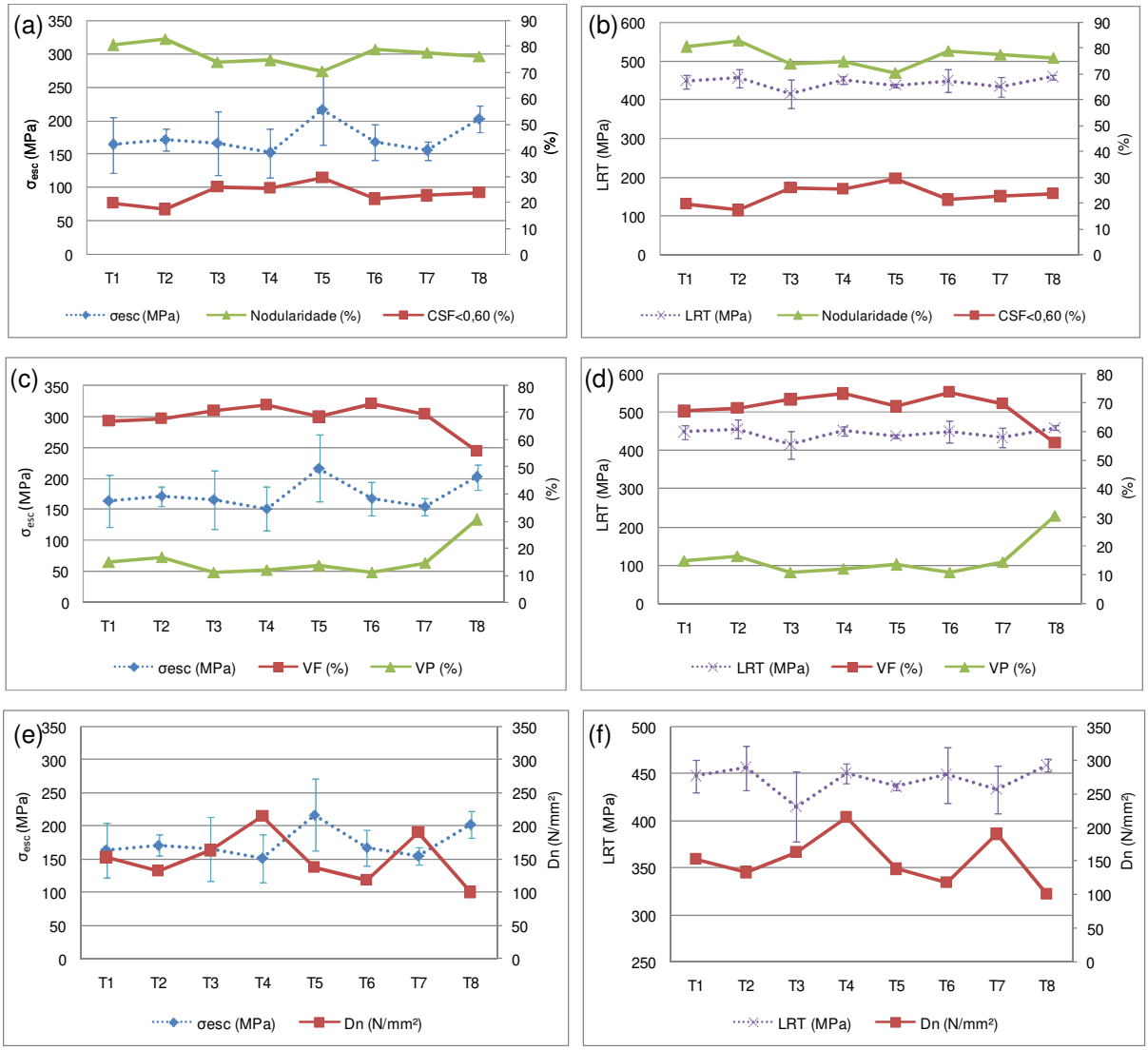


Figura 36. Limite de escoamento (σ_{esc}) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas do lote 1 comparados com (a,b) a nodularidade e CSF<0,60, (c,d) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (e,f) a densidade de nódulos (Dn).

Para o LRT, assim como para o σ_{esc}, também verificou-se uma correlação diretamente proporcional entre esta propriedade e o grau de nodularidade das ligas, porém, até o tempo de vazamento de 25 minutos (T4). A partir de então, para os vazamentos realizados entre 30 e 40 minutos (T5 a T7), os valores do limite de resistência à tração sofrem pouca alteração, mantendo-se aproximadamente

constantes e sofrem um pequeno acréscimo entre T7 e T8. Comportamento semelhante é verificado quando se consideram os valores do LRT em função da fração em volume de ferrita e perlita e da densidade de nódulos, de forma que, para tempos de vazamento a partir de 25 minutos (T4), as variações observadas nos parâmetros citados não impõem influência significativa sobre os valores desta propriedade.

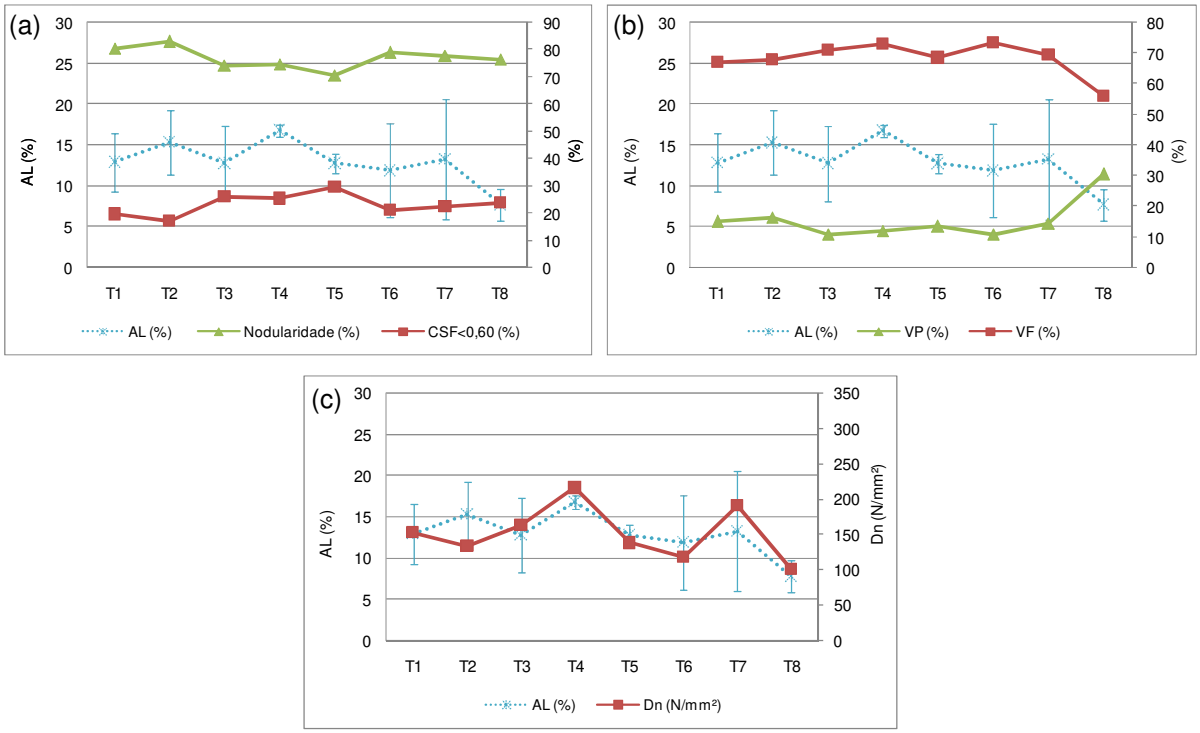
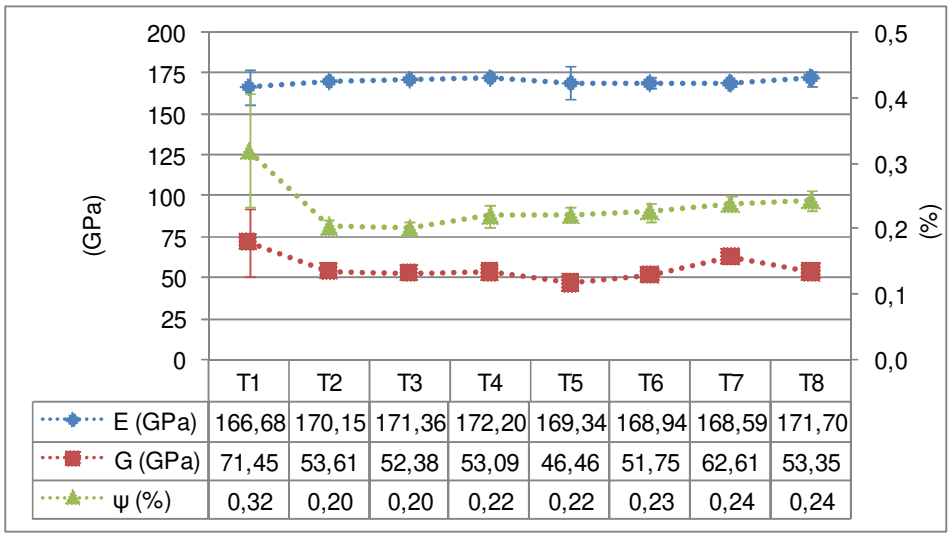


Figura 37. Alongamento percentual (AL) das ligas do lote 1 comparado com (a) a nodularidade e CSF<0,60, (b) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (c) a densidade de nódulos (Dn).

Por sua vez, os resultados obtidos para os valores do alongamento percentual (AL) das ligas analisadas revelaram boa concordância com as observações já realizadas sobre os parâmetros de resistência avaliados (σ_{esc} e LRT). Foi possível observar uma tendência crescente de AL em função do aumento da nodularidade, da densidade de nódulos e, consequentemente, da fração em volume em ferrita.

4.1.6 Módulos elásticos e amortecimento

Os resultados obtidos na determinação dos módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) por meio da técnica de excitação por impulso, bem como para capacidade específica de amortecimento (ψ) são apresentados na Figura 38.



	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
E (GPa)	166,68	170,15	171,36	172,20	169,34	168,94	168,59	171,70
G (GPa)	71,45	53,61	52,38	53,09	46,46	51,75	62,61	53,35
ψ (%)	0,32	0,20	0,20	0,22	0,22	0,23	0,24	0,24

Figura 38. Módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) e capacidade específica de amortecimento (ψ) para as ligas do lote 1.

De acordo com a literatura, o módulo de elasticidade dos FFNs independe da estrutura da matriz metálica, da composição química e da espessura da seção. Por outro lado, maiores valores de E são obtidos para menores quantidades de grafita, uma vez que esta apresenta baixo módulo de elasticidade (Angus, 1976; Carazo *et al*, 2014; Santos e Branco, 1991; Speich *et al*, 1990). Conforme verificado na seção 4.1.2, nas ligas do lote 1, a fração em volume de grafita sofreu pouca variação com o aumento do tempo e, consequentemente, com a diminuição da temperatura de vazamento, de forma que não foi possível estabelecer uma dependência entre estas variáveis. Para os valores de E, o mesmo comportamento foi verificado, indicando, portanto, boa concordância com os dados apresentados por outros autores.

Considerando a magnitude de E e G para os FFNs, são esperados valores entre 169-176 GPa e 65,9-68,6 GPa, respectivamente (Speich *et al*, 1990; Stefanescu, 1988). Dessa forma, pode-se dizer que os resultados obtidos no presente trabalho apresentam razoável aproximação com a literatura.

De acordo com Plenard (apud Zhang *et al*, 1994), a capacidade de amortecimento dos ferros fundidos é influenciada pela fração em volume da grafita, bem como pelo tamanho das partículas, de modo que maiores valores de V_{Gr} e maiores tamanhos de grafita resultam em maiores valores de ψ. Por outro lado, resultados obtidos por Adams (1972) apontam que a forma e o tamanho da grafita exercem maior influência sobre a capacidade de amortecimento destes materiais, quando comparados aos valores de V_{Gr}. Sendo assim, a tendência crescente dos valores de ψ com o aumento do tempo de vazamento pode ser justificada com base na tendência também crescente de aumento da quantidade de grafita não nodular das ligas, conforme discutido no item 4.1.2 do presente trabalho.

4.2 Análise do lote 2

4.2.1 Composição química

A Tabela 13 apresenta os resultados obtidos na análise química do FFN correspondente ao lote 2, em duas condições distintas: metal base e metal tratado, após os tratamentos de nodulização e inoculação. Os resultados apresentados foram obtidos a partir da análise do metal líquido, antes do vazamento e o cálculo do teor de carbono equivalente (CE) foi realizado de acordo com a Equação 2.1.

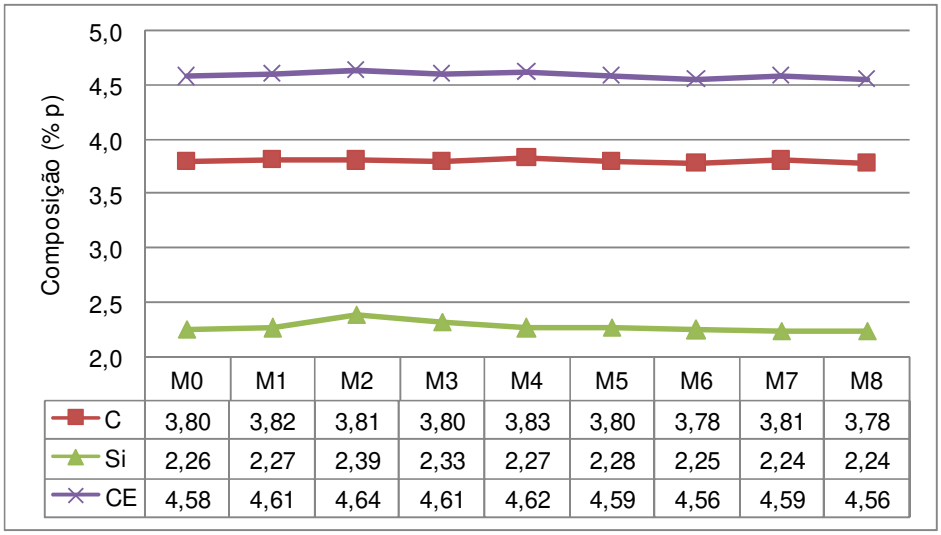
É possível verificar que o tratamento do metal promoveu uma redução no teor de enxofre, justificado com base na ação dessulfurante e desoxidante do Mg, utilizado como elemento nodulizante. Dos 9 kg (0,210%) de Mg adicionados no tratamento, apenas 3,17 kg (0,074%) permanecem no metal, indicando uma perda de 5,83 kg (0,136%), como resultado dos fenômenos de dessulfuração e evaporação do Mg. Por outro lado, o metal tratado apresentou também maior teor de Si, devido à utilização da liga Fe-75%Si no tratamento de inoculação. Além disso, observou-se que o teor de CE obtido permite classificar a composição do metal como hipereutética, antes e após o tratamento.

Tabela 13. Composição química do metal base e do metal tratado da panela do lote 2.

Composição (% p)	Metal base	Metal tratado
C	3,77	3,80
Si	1,90	2,26
Mn	0,18	0,17
P	0,09	0,084
S	0,015	0,009
Mg	-	0,074
CE	**4,43**	**4,58**

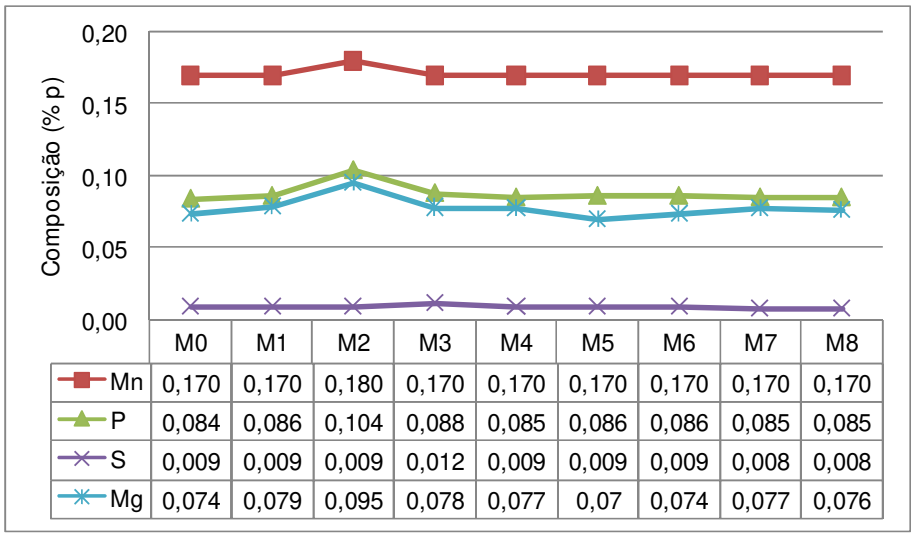
Os resultados obtidos na análise química de cada uma das ligas pertencentes ao lote 2, vazadas em diferentes temperaturas são apresentados nas Figuras 39 e 40. É possível perceber que, para os diferentes intervalos de tempo de vazamento e,

consequentemente, diferentes temperaturas, a composição química das ligas e o teor de CE não sofreram variação significativa, mantendo-se aproximadamente constantes após o tratamento e entre o primeiro e o último vazamento. Tais resultados indicam que os tratamentos de nodulização e inoculação empregados ao metal, bem como os diferentes tempos de vazamento utilizados não exercem influência significativa sobre a composição química das ligas investigadas, além de uma baixa descarbonetação e pouca retenção de óxidos e silicatos na escória.



	M0	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
C	3,80	3,82	3,81	3,80	3,83	3,80	3,78	3,81	3,78
Si	2,26	2,27	2,39	2,33	2,27	2,28	2,25	2,24	2,24
CE	4,58	4,61	4,64	4,61	4,62	4,59	4,56	4,59	4,56

Figura 39. Comparação entre os teores de C, Si e CE do metal tratado (M0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (M1 a M8) (lote 2).



	M0	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
Mn	0,170	0,170	0,180	0,170	0,170	0,170	0,170	0,170	0,170
P	0,084	0,086	0,104	0,088	0,085	0,086	0,086	0,085	0,085
S	0,009	0,009	0,009	0,012	0,009	0,009	0,009	0,008	0,008
Mg	0,074	0,079	0,095	0,078	0,077	0,07	0,074	0,077	0,076

Figura 40. Comparação entre os teores de Mn, P, S e Mg do metal tratado (M0) e após o vazamento, para cada um dos lingotes obtidos (M1 a M8) (lote 2).

4.2.2 Análise microestrutural qualitativa e quantitativa

A Figura 41 apresenta as micrografias das ligas pertencentes ao lote 2, antes e após o ataque químico, obtidas sob a mesma ampliação, para fins comparativos. É possível observar, para todos os tempos de vazamento analisados, a presença da grafita na forma nodular com tamanhos variados, distribuída de forma homogênea na matriz das ligas. Adicionalmente, verificou-se também a presença de grafita na forma não nodular, porém, em menor participação.

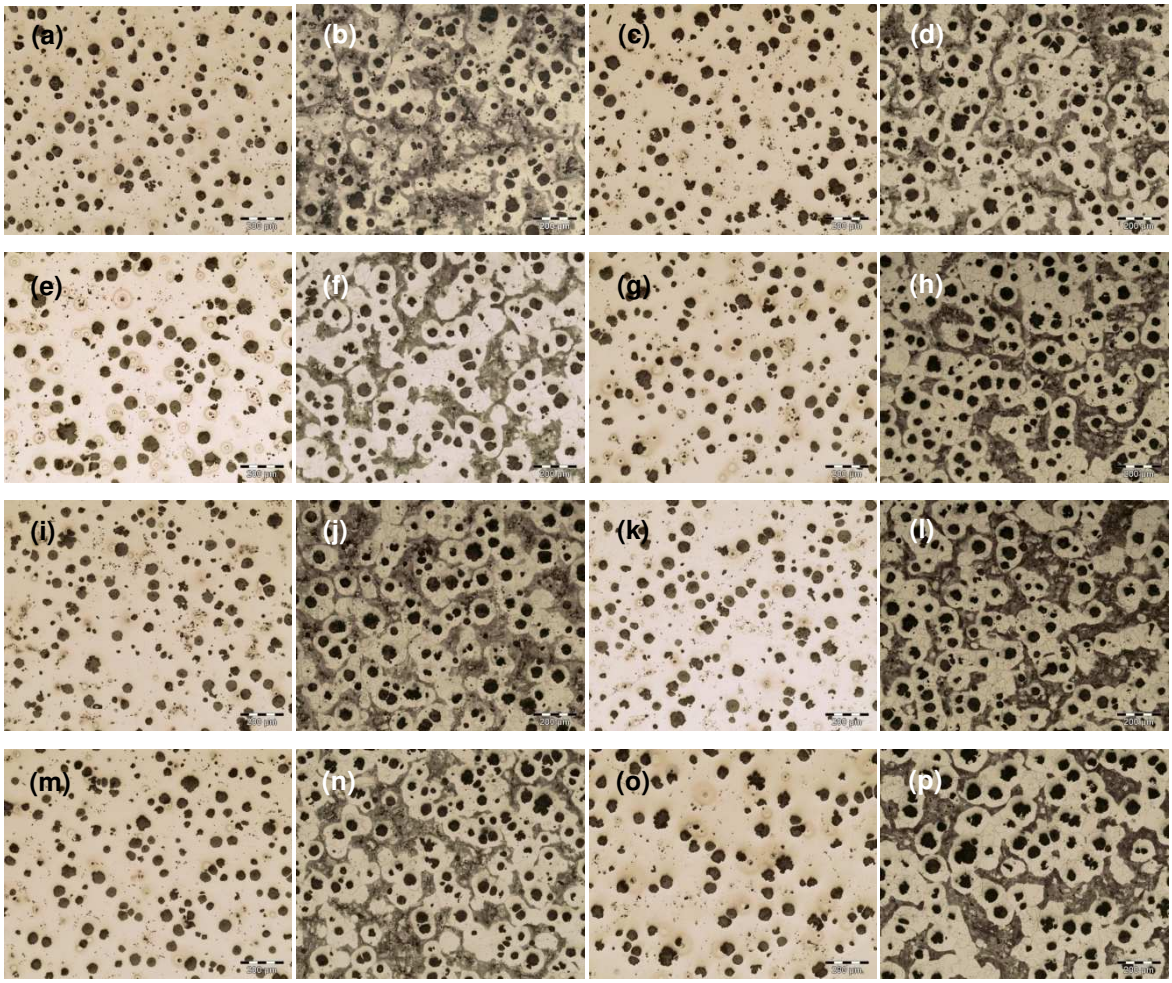


Figura 41. Micrografias das ligas do lote 2 sob mesma ampliação (100x), antes e após o ataque químico, para as ligas M1 (a-b), M2 (c-d), M3 (e-f), M4 (g-h), M5 (i-j), M6 (k-l), M7 (m-n) e M8 (o-p).

De acordo com a norma ASTM A247 (2019), os nódulos grafíticos observados nas ligas analisadas podem ser classificados como Tipo I (regulares) e Tipo II (irregulares). Com o aumento do tempo de vazamento, nota-se uma tendência de

degeneração da forma nodular, de forma que, além dos nódulos Tipo I e II, observou-se a presença de grafita do Tipo III e IV, porém, em menor participação. Além disso, segundo a referida norma, as ligas do lote 2 apresentam nódulos com tamanhos correspondentes às Classes 5, 6 e 7, com nodularidade entre 70 e 90% e densidade de nódulos entre 100 e 150 partículas/mm².

De acordo com a literatura (Santos e Branco, 1991), em ligas hipereutéticas, como é o caso das amostras investigadas no lote 2, têm-se nódulos de tamanhos bastante diferentes. Os nódulos maiores são os correspondentes aos que se formaram entre as temperaturas *liquidus* hipereutética e a do eutético, enquanto os menores são provenientes da reação eutética.

Em todas as ligas investigadas, a análise microestrutural antes do ataque químico permitiu observar o núcleo de alguns nódulos grafíticos, conforme exemplificado na Figura 42-a, para a liga M2, resultantes dos tratamentos de nodulização e inoculação. Adicionalmente, em todas as ligas, também foi possível observar uma tendência de coalescimento dos nódulos grafíticos, exemplificada na Figura 42-b. Observações semelhantes foram encontradas na análise das ligas do lote 1 e discutidas na seção 4.1.2 do presente trabalho.

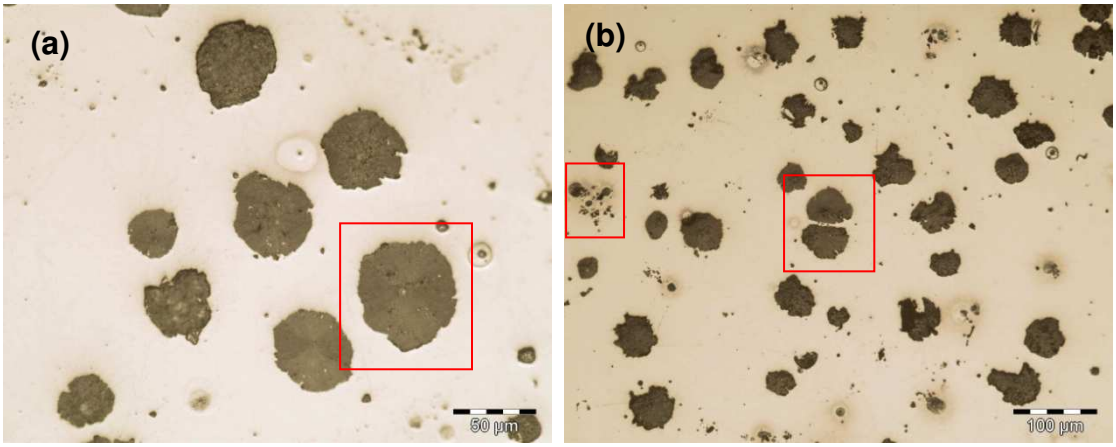


Figura 42. Micrografia da liga M2, com destaque para (a) o núcleo do nódulo e (b) o processo de coalescimento dos nódulos.

Após o ataque químico, foi possível determinar que a matriz dos FFNs analisados é composta por ferrita e perlita, formando uma microestrutura conhecida na literatura como *bull's-eye*, em que os nódulos de grafita são envolvidos por um anel de ferrita. Semelhantes resultados foram apontados em diversos trabalhos encontrados na literatura (Dardati *et al* 2009, Gonzaga, 2013; Hwang *et al*, 1983;

Moumeni *et al* 2011; Speich *et al*, 1980). Verificou-se também a presença de nódulos de grafita envolvidos por perlita, além de pequenas partículas de forma não nodular, distribuídas aleatoriamente na fase perlítica, conforme apresentado na Figura 43. Também foi identificada a presença de um constituinte de aparência clara e que possui pequenos pontos escuros distribuídos em seu interior, envolvido pela perlita. Tais regiões foram identificadas como steadita e foram indicadas com setas em algumas das micrografias apresentadas na Figura 43.

A caracterização microestrutural quantitativa das ligas do lote 2 baseou-se nos mesmos critérios descritos na seção 4.1.2. Os histogramas de frequência para o diâmetro de Feret, área dos nódulos e circularidade são apresentados, respectivamente, nas Figuras 44 a 46, cujos intervalos de classes são apresentados no Apêndice A. A Tabela 14 apresenta, para cada uma das ligas analisadas, as classes de circularidade (CSF), a densidade de nódulos (Dn) e o grau de nodularidade.

Os resultados obtidos permitem observar que, para todas as ligas analisadas, há predominância de nódulos com tamanhos e, consequentemente, áreas menores. Contudo, com o aumento do tempo de vazamento, observa-se um aumento da frequência nas classes de maior ordem na Figura 44, indicando o aumento do tamanho dos nódulos em decorrência do processo de difusão e, possivelmente, de coalescimento. Por sua vez, os histogramas apresentados na Figura 46, indicam uma tendência de deslocamento das maiores frequências para menores valores de circularidade, demonstrando que o aumento do tempo de vazamento altera a forma da grafita.

A análise do gráfico apresentado na Figura 47 mostra uma tendência de aumento na quantidade de grafita não nodular com o aumento do tempo de vazamento, resultando em uma propensão decrescente para o comportamento da nodularidade. Para a liga M1, foi encontrada uma quantidade de grafita não nodular equivalente a 9,53%, com grau de nodularidade de 90,47%, enquanto que, para a liga M8, tais parâmetros assumiram valores de 20,85% e 79,15%, respectivamente. Além disso, verificou-se também que a densidade de nódulos tende a diminuir entre M1 e M8, variando desde 182,90 N/mm² até 100,96 N/mm². Tal comportamento pode ser justificado com base nos fenômenos do *fading* e do coalescimento dos nódulos grafíticos, previamente discutidos na seção 4.1.2.

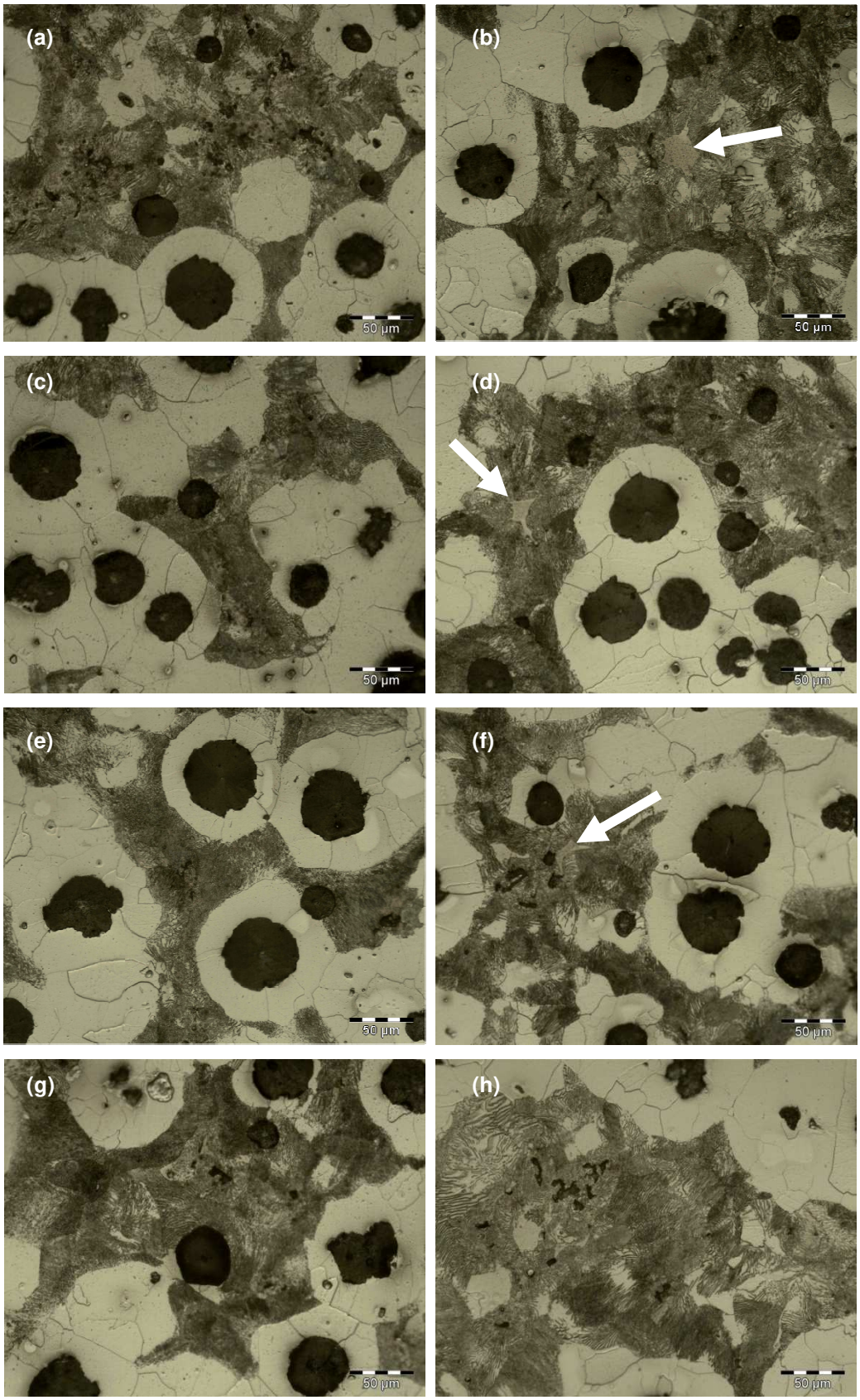


Figura 43. Micrografias das ligas pertencentes ao lote 2 sob mesma ampliação (400x), para as ligas M1 (a), M2 (b), M3 (c), M4 (d), M5 (e), M6 (f), M7 (g) e M8 (h), com destaque para regiões perlíticas.

Figura 44. Histogramas do diâmetro máximo de Feret dos nódulos para as ligas (a) M1, (b) M2, (c) M3, (d) M4, (e) M5, (f) M6, (g) M7 e (h) M8 (lote 2).

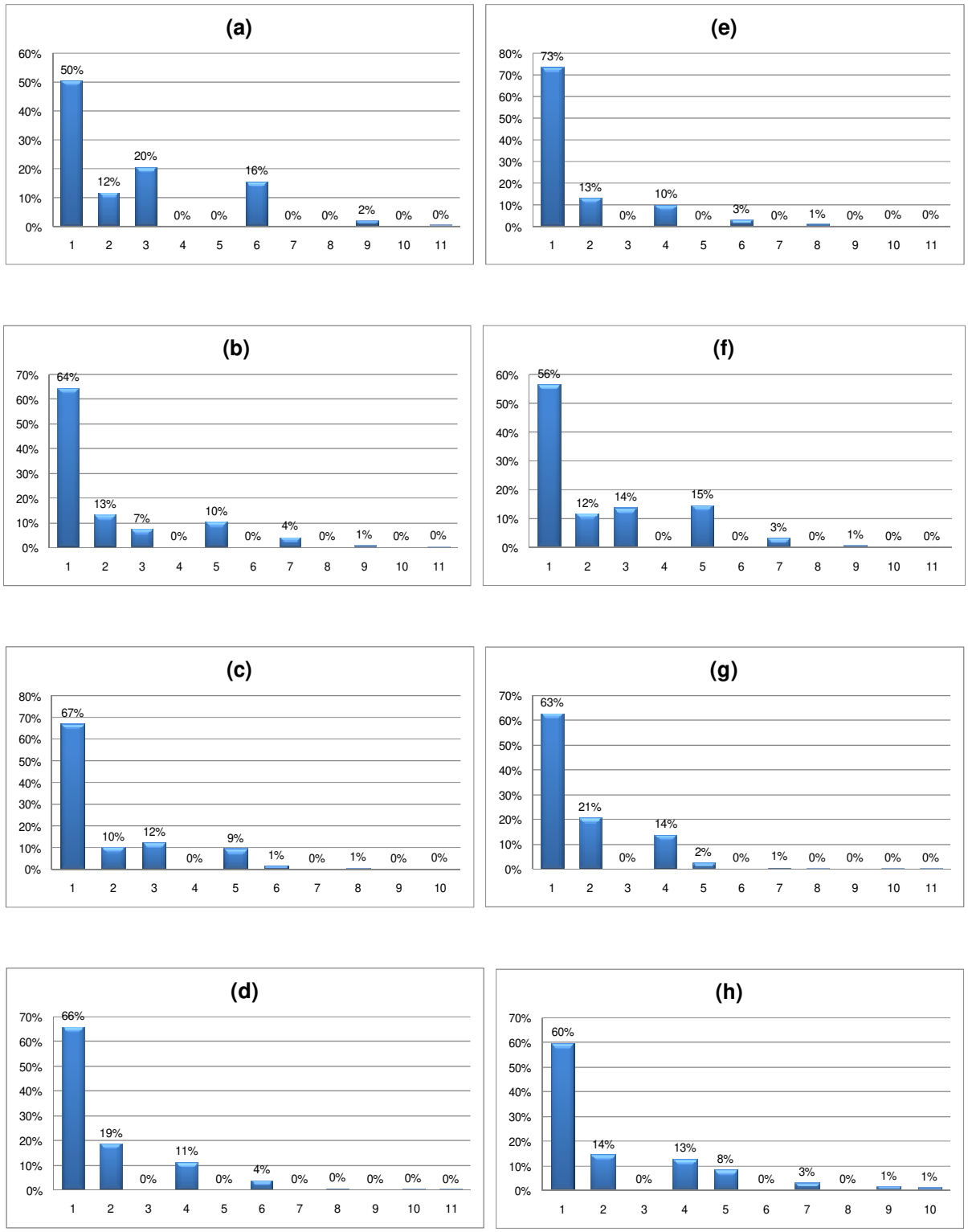


Figura 45. Histogramas da área dos nódulos para as ligas (a) M1, (b) M2, (c) M3, (d) M4, (e) M5, (f) M6, (g) M7 e (h) M8 (lote 2).

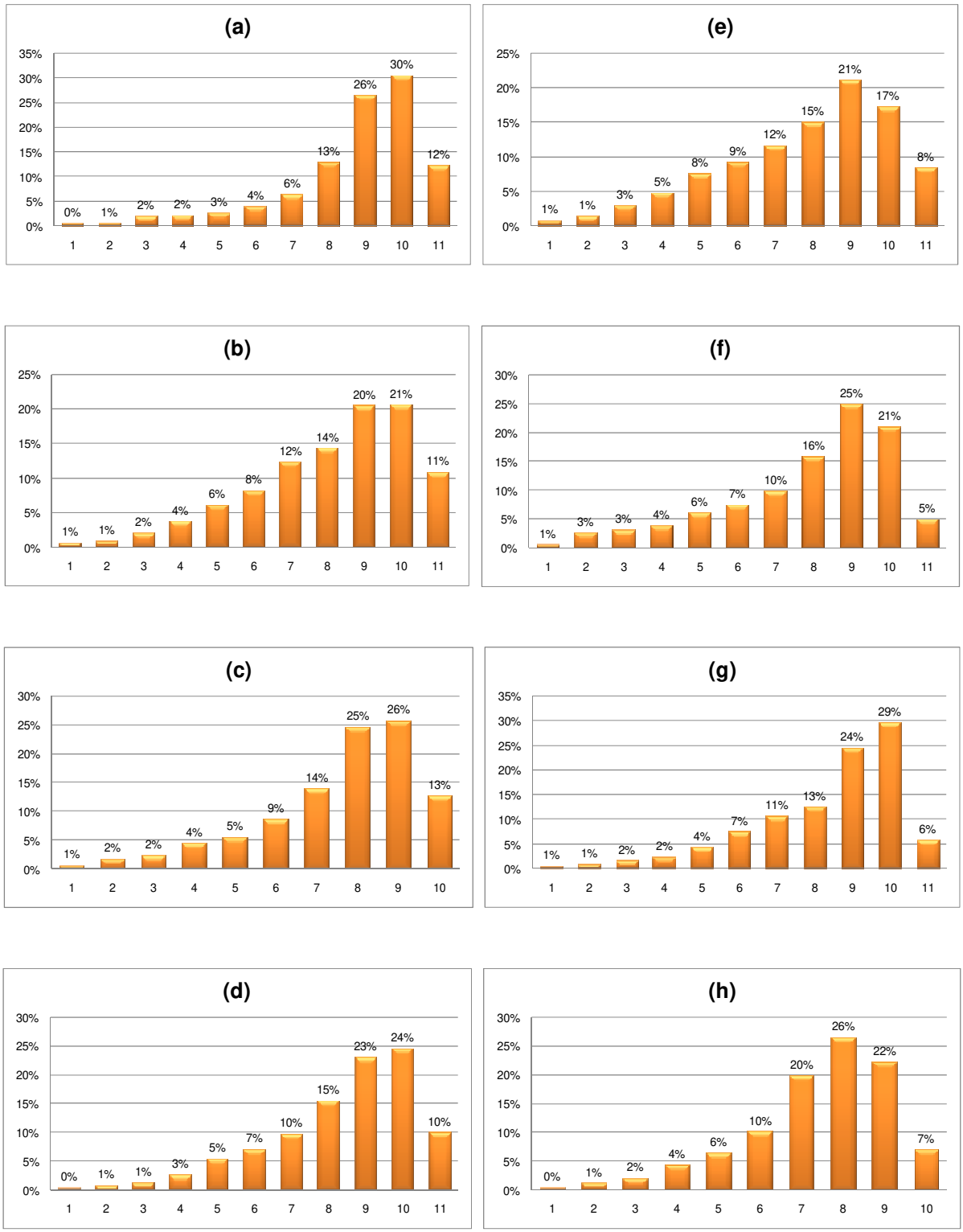


Figura 46. Histogramas da circularidade dos nódulos para as ligas (a) M1, (b) M2, (c) M3, (d) M4, (e) M5, (f) M6, (g) M7 e (h) M8 (lote 2).

Tabela 14. Circularidade (CSF), densidade de nódulos (Dn) e nodularidade das ligas pertencentes ao lote 2.

Liga	CSF<0,60 (%)	0,60 ≤ CSF < 0,90 (%)	CSF ≥ 0,90 (%)	Dn (N/mm²)	Nodularidade (%)
M1	9,53	70,06	20,58	182,90	90,47
M2	19,08	63,64	13,25	168,03	80,92
M3	20,53	65,20	15,28	121,84	79,47
M4	14,06	69,19	15,42	168,79	85,94
M5	23,58	64,07	12,84	195,64	76,42
M6	20,18	70,04	7,39	135,55	79,82
M7	15,87	72,92	10,34	169,44	84,13
M8	20,85	71,18	5,88	100,96	79,15

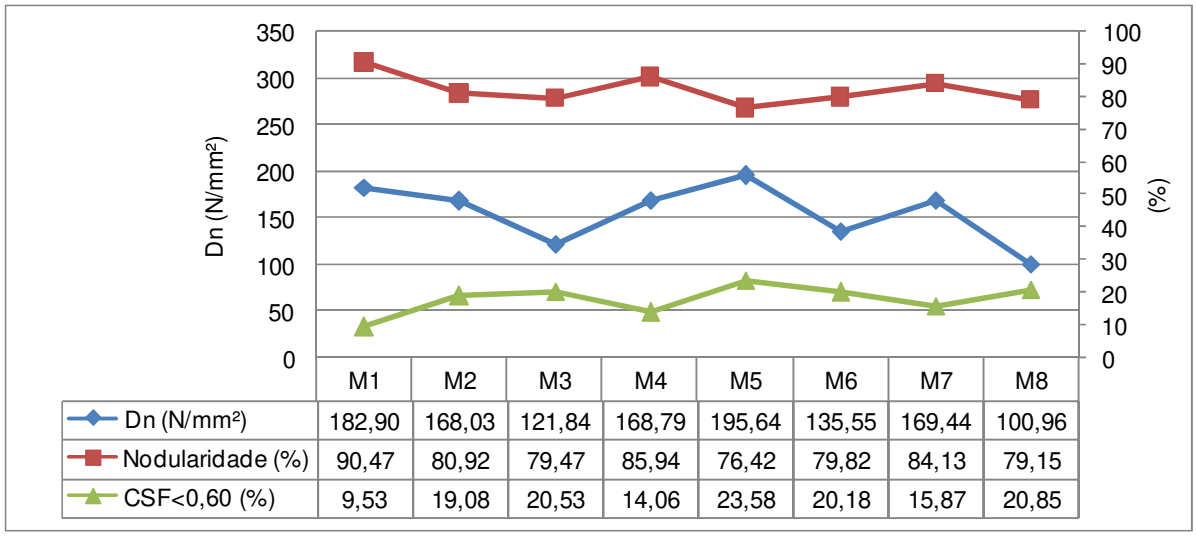


Figura 47. Densidade de nódulos (Dn), grau de nodularidade e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas do lote 2.

Os resultados da análise quantitativa da fração em volume dos constituintes presentes nas ligas do lote 2 são apresentados na Tabela 15 e na Figura 48. Observou-se que a ferrita se apresenta como constituinte majoritário em todas as ligas analisadas, com valores de V_F compreendidos entre 46,50% e 55,50%. Além disso, também foi possível verificar que o aumento do tempo e a consequente redução da temperatura de vazamento não exercem influência significativa sobre as frações em volume de todos os constituintes presentes nas ligas do lote 2, uma vez que as mesmas apresentam uma tendência à estabilidade.

Tabela 15. Fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas ligas pertencentes ao lote 2.

Liga	V_F (%)	ε_{VF} (%)	V_{Gr} (%)	ε_{VGr} (%)	V_P (%)	ε_{VP} (%)
M1	47,00	12,44	20,50	7,56	31,00	5,53
M2	53,50	7,46	15,50	2,64	30,00	6,18
M3	57,50	4,10	15,00	5,50	29,00	3,79
M4	55,50	7,45	19,50	3,84	26,50	5,09
M5	53,00	6,43	16,00	2,87	29,00	4,65
M6	54,50	3,42	13,50	3,06	30,00	2,87
M7	46,50	16,83	18,50	3,81	34,50	14,27
M8	55,00	9,74	16,50	8,42	29,00	9,11

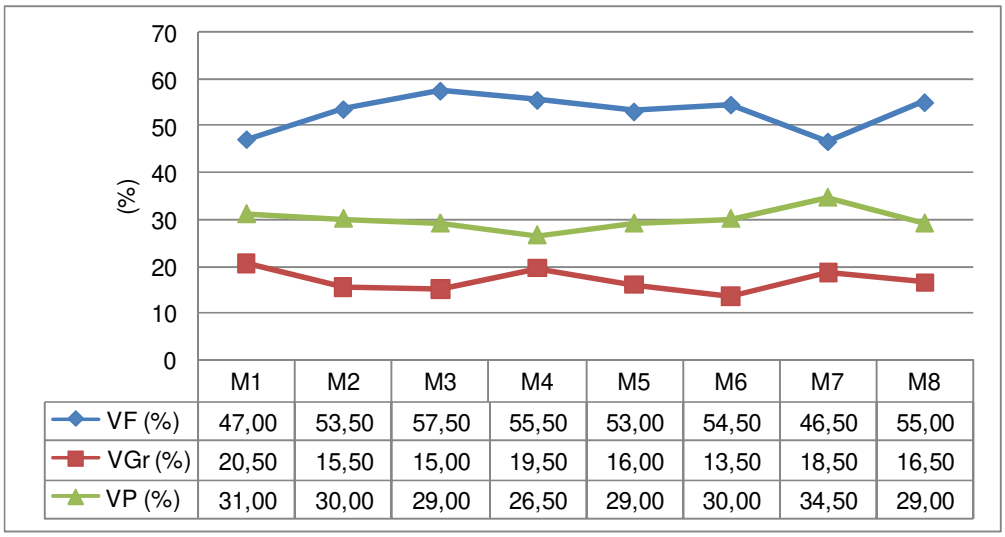


Figura 48. Fração em volume dos microconstituintes (V_F, V_{Gr}, V_P) presentes nas ligas do lote 2.

4.2.3 Microanálise por EDS

A microanálise por EDS foi empregada a fim de investigar a composição química dos nódulos grafíticos, bem como das inclusões e das regiões contendo steadita, identificados por microscopia ótica. Assim como para as ligas do lote 1, as análises foram realizadas em todas as ligas do lote 2, porém, para fins de otimização da apresentação, serão exibidos os resultados relativos às ligas M1, M3, M5 e M8.

A Figura 49 e a Tabela 16 apresentam os resultados da microanálise pontual realizada nas regiões centrais e periféricas dos nódulos. Observou-se que, para todas as ligas investigadas, os resultados apontam a presença majoritária do carbono e do ferro, este último em menor participação. Além destes elementos, também foi identificada a presença de Mg, Si, P, S, Mn e Ce, em menores teores. Fazendo uma comparação entre os resultados obtidos no centro dos nódulos (Ponto 1) e nas regiões periféricas (Ponto 2), nota-se, no primeiro caso, um menor teor de ferro, assim como foi observado para as ligas do lote 1, corroborando com os resultados encontrados na literatura (Ghassemali *et al*, 2019). Por sua vez, apontamentos realizados por outros autores (Labrecque e Gagné,1998; Llorca-Isern *et al*, 2002; Skaland, 2005) indicam também a presença de inclusões não metálicas no centro dos nódulos, as quais são constituídas principalmente por sulfetos, silicatos, carbetos e óxidos, envolvendo, entre outros, os mesmos elementos identificados no presente trabalho. Tais inclusões resultam dos processos de nodulização e inoculação, sendo fundamentais para a o crescimento nodular da grafita.

Os resultados obtidos na microanálise por EDS pontual das inclusões encontradas na matriz estão apresentados na Figura 50 e na Tabela 17 e permitem verificar que estas apresentam em sua composição elementos como C, Fe, O e Ti, em maiores participações. Também foi identificada a presença de elementos de liga em menores participações, entre os quais destacam-se Al, V, Nb e W, além de outros elementos em teores inferiores a 1%p (Na, Mg, Si, P, S, Cl, Cr, Mn e Ce). Inclusões não metálicas de composição variada, na matriz, também foram reportadas por diversos autores (Skaland, 2005).

Na microanálise pontual realizada nas regiões caracterizadas como steadita, cujos resultados são apresentados na Figura 51 e na Tabela 18, foi possível observar a presença do P em teores entre 5,98%p e 7,21%p. Tais resultados confirmam a presença da steadita na microestrutura das ligas, assim como foi verificado na análise do lote 1.

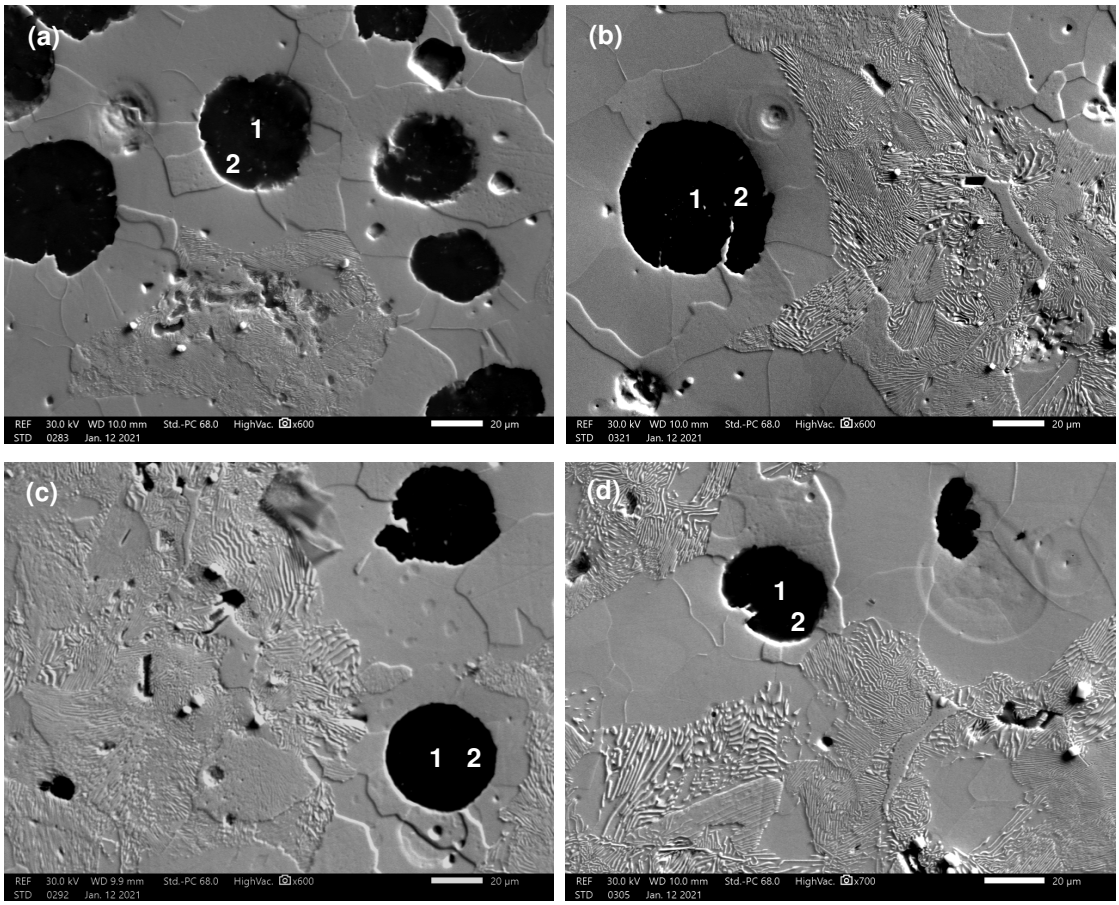


Figura 49. Indicação dos pontos sobre os nódulos, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) M1, (b) M3, (c) M5 e (d) M8 (lote 2).

Tabela 16. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 49.

Composição (%p)	M1		M3		M5		M8	
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2
C	95,54±0,08	88,06±0,07	96,21±0,10	88,41±0,09	98,88±0,09	40,72±0,08	97,99±0,10	4,86±0,04
Mg	0,02±0,00	0,03±0,00	0,02±0,01	0,02±0,00	nd	0,01±0,01	0,03±0,01	0,04±0,01
Si	0,13±0,00	0,22±0,00	0,30±0,01	0,31±0,01	0,03±0,00	0,92±0,01	0,46±0,01	1,68±0,02
P	0,00±0,00	0,01±0,00	0,01±0,00	0,01±0,00	0,00±0,00	0,01±0,00	0,01±0,00	0,02±0,01
S	0,01±0,00	0,02±0,00	0,02±0,00	nd	0,00±0,00	nd	nd	nd
Mn	0,01±0,00	0,01±0,00	0,01±0,01	0,00±0,00	nd	0,11±0,01	0,00±0,00	0,22±0,01
Fe	4,29±0,02	11,63±0,03	3,43±0,02	11,24±0,03	1,08±0,01	58,22±0,07	1,51±0,02	93,18±0,11
Ce	nd	0,01±0,01	nd	0,00±0,01	nd	nd	nd	nd
Total	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**	**100**

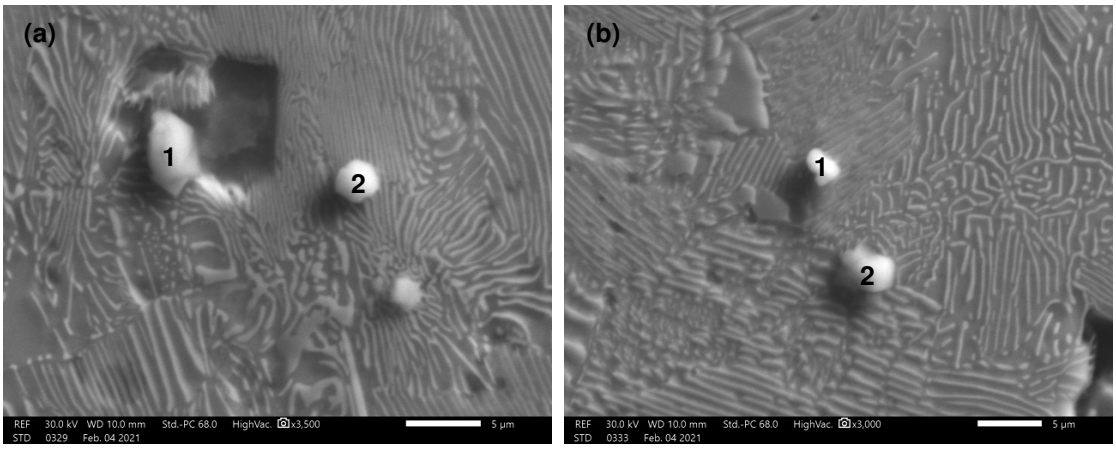


Figura 50. Indicação dos pontos sobre as inclusões onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) M1 e (b) M8 (lote 2).

Tabela 17. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 50.

Composição (%p)	M1		M8	
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2
C	15,56±0,05	8,47±0,05	16,15±0,07	19,98±0,07
O	28,86±0,17	3,18±0,03	2,71±0,03	6,53±0,07
Na	-	-	-	0,86±0,03
Mg	0,59±0,01	0,10±0,01	0,07±0,01	0,44±0,02
Al	2,49±0,02	-	-	-
Si	0,90±0,01	0,85±0,02	1,18±0,02	0,96±0,01
P	0,07±0,01	0,18±0,01	0,11±0,01	0,25±0,01
S	0,29±0,01	0,04±0,01	0,02±0,01	0,39±0,01
Cl	-	-	-	0,21±0,01
Ti	35,46±0,05	2,48±0,02	0,48±0,01	13,66±0,03
V	2,68±0,02	0,42±0,01	-	1,54±0,01
Cr	0,34±0,01	-	-	-
Mn	0,05±0,01	0,46±0,01	0,27±0,01	0,24±0,01
Fe	9,73±0,03	83,81±0,10	78,99±0,09	54,93±0,08
Nb	1,66±0,02	-	-	-
Ce	0,22±0,02	nd	nd	nd
W	1,10±0,04	-	-	-
Total	**100**	**100**	**100,01**	**100**

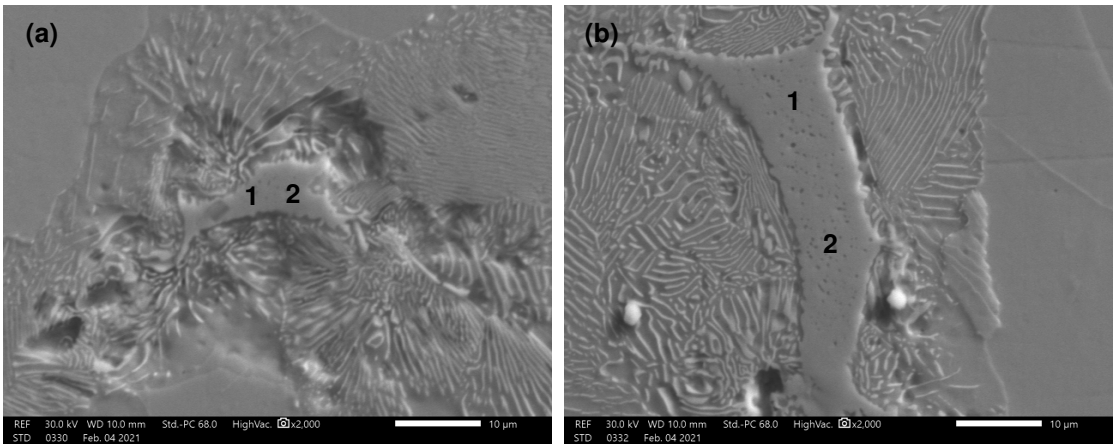


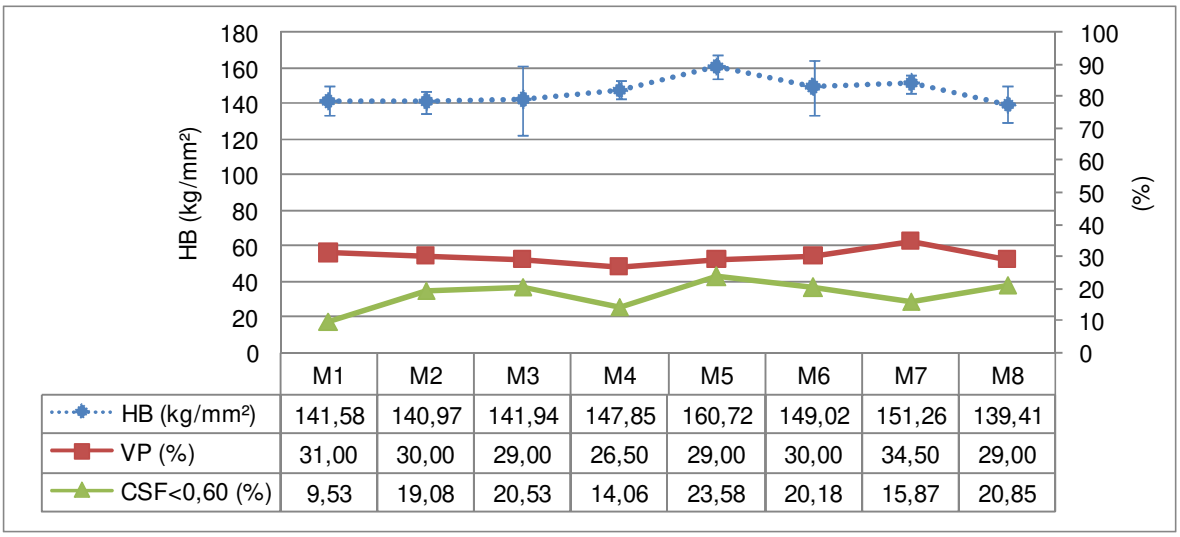
Figura 51. Indicação dos pontos sobre a steadita, onde a microanálise por EDS foi realizada nas ligas (a) M1 e (b) M8 (lote 2).

Tabela 18. Resultados da microanálise por EDS nos pontos indicados na Figura 51.

Composição (%p)	M1		M8	
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 1	Ponto 2
C	12,67±0,07	11,58±0,06	12,21±0,07	10,67±0,07
O	7,28±0,05	6,84±0,04	-	-
Mg	0,04±0,01	0,04±0,01	0,06±0,01	0,05±0,01
Si	0,39±0,01	0,46±0,01	0,29±0,01	0,45±0,01
P	5,98±0,03	6,12±0,03	7,21±0,03	6,55±0,03
S	0,07±0,01	0,03±0,01	0,01±0,01	0,01±0,01
V	0,24±0,01	0,25±0,01	-	0,18±0,01
Cr	0,41±0,01	0,40±0,01	0,47±0,01	0,43±0,01
Mn	0,64±0,01	0,62±0,01	0,69±0,01	0,64±0,01
Fe	72,27±0,09	73,52±0,09	79,07±0,10	81,01±0,10
Ce	0,01±0,02	0,13±0,02	-	-
Total	**100**	**100**	**100**	**100**

4.2.4 Dureza Brinell

Os resultados obtidos para a dureza Brinell (HB) das ligas pertencentes ao lote 2 são apresentados na Figura 52, onde também foi incluída a fração em volume de perlita (V_P) e a quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para cada liga analisada. Foi possível verificar que o aumento do tempo e a consequente redução da temperatura de vazamento não promovem alterações significativas nos valores de dureza das ligas analisadas, os quais variaram entre um mínimo de 139,41 HB para a liga M8 até o máximo de 160,72 HB, para a liga M5.



	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
HB (kg/mm²)	141,58	140,97	141,94	147,85	160,72	149,02	151,26	139,41
VP (%)	31,00	30,00	29,00	26,50	29,00	30,00	34,50	29,00
CSF<0,60 (%)	9,53	19,08	20,53	14,06	23,58	20,18	15,87	20,85

Figura 52. Dureza Brinell (HB), fração em volume de perlita (V_P) e quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60) para as ligas pertencentes ao lote 2.

Conforme discutido no item 4.1.4, o valor de V_P exerce uma significativa influência sobre dureza dos materiais estudados, de forma que o comportamento desta variável em função do tempo e da temperatura de vazamento é refletido no comportamento da dureza Brinell, de forma diretamente proporcional. Para as ligas do lote 2, não foi identificada nenhuma tendência de aumento ou redução dos valores de V_P com o aumento do tempo de vazamento, o que justifica o comportamento apresentado na Figura 52 para a dureza Brinell das mesmas.

Além do exposto acima, também foi possível verificar que a tendência de aumento da quantidade de grafita não nodular com o aumento do tempo de vazamento não resulta na diminuição direta dos valores de dureza correspondentes. Tais resultados sugerem que a fração em volume de perlita exerce uma influência mais forte sobre a dureza das ligas do lote 2 quando comparada à quantidade de grafita não nodular presente, conforme também foi verificado para as ligas do lote 1.

4.2.5 Propriedades mecânicas de tração

As curvas tensão-deformação de engenharia obtidas no ensaio de tração das amostras do lote 2 são apresentadas no Apêndice B. Por sua vez, os valores médios encontrados para o limite de escoamento (σ_{esc}), o limite de resistência à tração

(LRT) e o alongamento percentual (AL), bem como o erro absoluto (ε) em cada caso encontram-se apresentados na Tabela 19.

Tabela 19. Propriedades mecânicas de tração para as ligas do lote 2.

Liga	σ_{esc} (MPa)	$\varepsilon_{\sigma esc}$ (MPa)	LRT (MPa)	ε_{LRT} (MPa)	AL (%)	ε_{AL} (%)
M1	234,91	25,36	432,37	55,83	8,94	3,63
M2	250,06	7,97	454,49	16,07	10,34	4,16
M3	245,45	12,03	433,97	42,37	10,91	7,36
M4	226,94	14,50	445,53	24,00	11,15	2,99
M5	205,73	24,83	432,60	7,87	8,56	4,19
M6	215,91	62,14	447,71	7,29	10,91	1,44
M7	193,24	22,48	436,78	14,75	9,62	3,18
M8	206,05	3,97	458,07	25,43	11,63	0,66

A fim de avaliar a influência das características microestruturais das ligas do lote 2 sobre o seu comportamento mecânico, os dados da Tabela 19 foram graficados em função do grau de nodularidade, quantidade de grafita não nodular (CSF<0,60), da fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e da densidade de nódulos (Dn) e encontram-se apresentados nas Figuras 53 e 54.

Foi possível observar que os valores da tensão de escoamento das ligas do lote 2 apresentam uma tendência decrescente com o aumento do tempo de vazamento, revelando também, de forma aproximada, uma relação diretamente proporcional com a nodularidade, para os vazamentos realizados entre 15 e 35 minutos (M2 e M6). Para o referido intervalo, os resultados também sugerem que existe uma relação diretamente proporcional entre valores de σ_{esc} e V_P. Além disso, para todas as ligas analisadas, verificou-se que o aumento da densidade de nódulos contribui para reduzir a resistência o escoamento. Resultados semelhantes foram encontrados para as ligas do lote 1 e discutidos na seção 4.1.5.

Por sua vez, os valores do limite de resistência à tração das ligas do lote 2 sofreram pouca variação em função do tempo de vazamento, apresentando uma tendência à estabilidade. Sendo assim, verifica-se que tais parâmetros exercem pouca influência sobre os valores do LRT para estes materiais.

Verificou-se também que, de forma geral, o alongamento percentual das ligas do lote 2 apresenta uma dependência diretamente proporcional em relação à

nodularidade e à fração em volume de ferrita, comportamento semelhante ao que foi observado para as ligas pertencentes ao lote 1 e, portanto, já discutido no item 4.1.5.

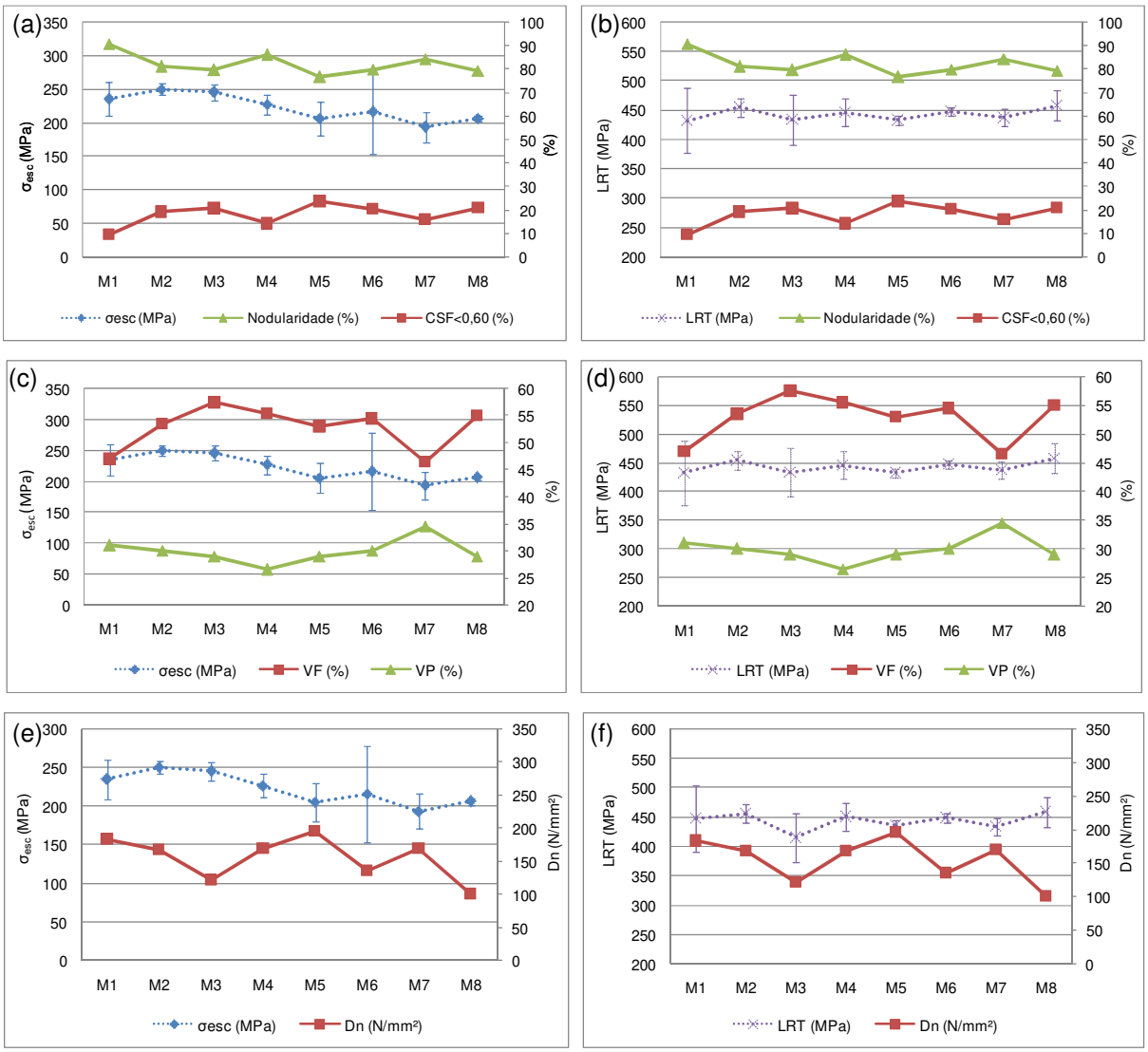


Figura 53. Limite de escoamento (σ_{esc}) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas do lote 2 comparados com (a,b) a nodularidade e CSF<0,60, (c,d) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (e,f) da densidade de nódulos (Dn).

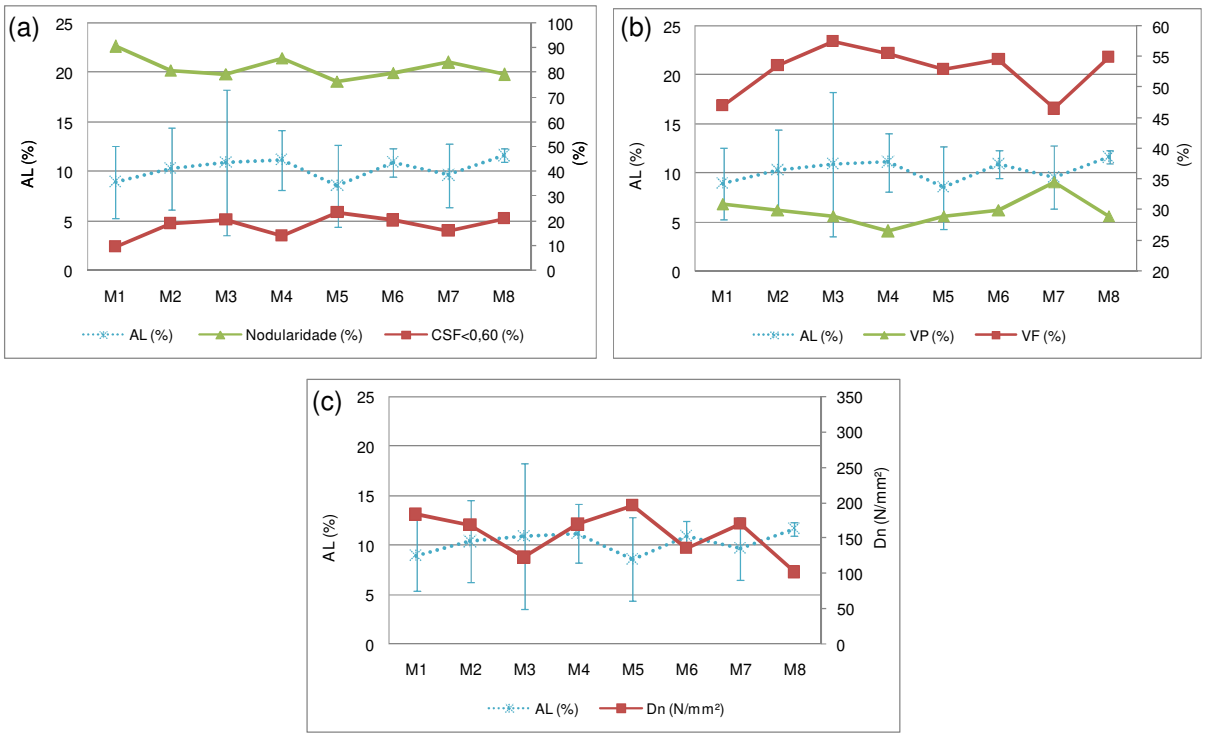


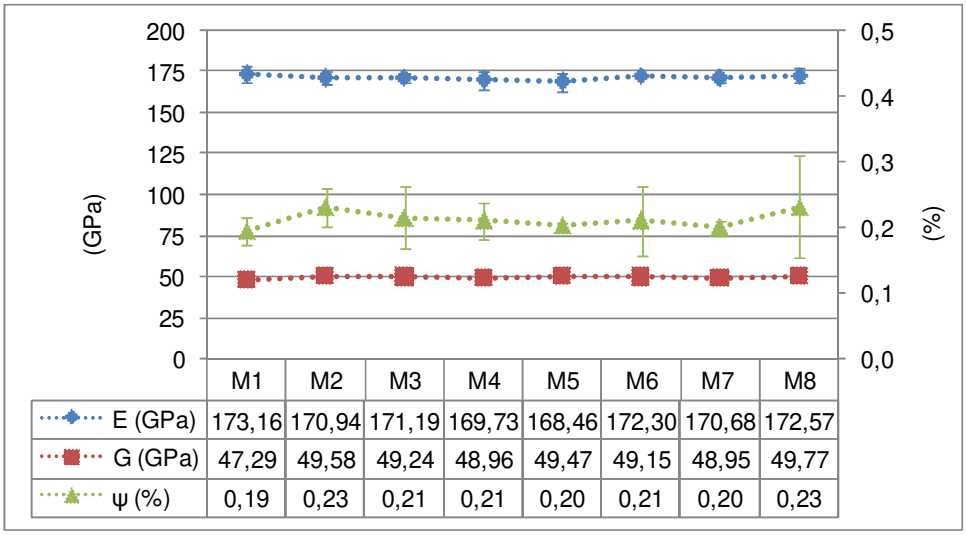
Figura 54. Alongamento percentual (AL) das ligas do lote 2 comparado com (a) a nodularidade e CSF<0,60, (b) a fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (c) a densidade de nódulos (Dn).

4.2.6 Módulos elásticos e amortecimento

Os resultados obtidos na determinação dos módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G), bem como da capacidade específica de amortecimento (ψ) das ligas do lote 2, por meio da técnica de excitação por impulso são apresentados na Figura 55. Verificou-se que estas propriedades não sofreram variações relevantes em função do tempo e da temperatura de vazamento do metal, o que sugere que estes parâmetros não exercem influência significativa sobre as mesmas.

Para as ligas do lote 2, tanto a magnitude dos valores de E e G quanto o comportamento destas propriedades em função do tempo e da temperatura de vazamento são semelhantes aos resultados encontrados na análise do lote 1, os quais já foram discutidos no item 4.1.6 e apresentam razoável concordância com a literatura. A análise da Figura 55 permite verificar também que a capacidade específica de amortecimento das ligas do lote 2 sofre pouca variação com o aumento do tempo de vazamento, tendendo à estabilidade, apesar de ter sido

verificada uma tendência de aumento da quantidade de grafita não nodular na microestrutura das ligas, sob as mesmas condições.



	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
E (GPa)	173,16	170,94	171,19	169,73	168,46	172,30	170,68	172,57
G (GPa)	47,29	49,58	49,24	48,96	49,47	49,15	48,95	49,77
ψ (%)	0,19	0,23	0,21	0,21	0,20	0,21	0,20	0,23

Figura 55. Módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) e capacidade específica de amortecimento (ψ) para as ligas do lote 2.

4.3 Comparação entre os lotes

4.3.1 Parâmetros de fabricação

A variação da temperatura de vazamento e da taxa de resfriamento do metal líquido para as ligas pertencentes aos lotes 1 e 2 em função do tempo é apresentada na Tabela 20. Os dados permitem observar que, para os mesmos intervalos de tempo, o vazamento foi realizado em temperaturas mais elevadas no lote 2. Além disso, também para o lote 2, as taxas de resfriamento do líquido entre o término do tratamento do metal base e o vazamento se mostraram menores em relação às do lote 1. Em ambas as situações, a taxa de resfriamento é mais elevada entre o término do tratamento do metal líquido e o primeiro vazamento, uma vez que o tempo transcorrido entre estas etapas foi o menor, nos dois lotes investigados.

Considerando que os nódulos grafíticos formam-se no metal líquido (Santos e Branco, 1991), a redução da taxa de resfriamento, resultante do maior tempo transcorrido entre o tratamento do metal base e o vazamento nos moldes favorece o crescimento dos nódulos por difusão no líquido, antes da solidificação ter início. Por esse motivo, os valores máximos de d_F verificados para T8 (172 µm) e M8 (107 µm) são superiores àqueles relativos a T1 (93 µm) e M1 (85 µm).

Tabela 20. Temperatura de vazamento e taxa de resfriamento do metal líquido até o vazamento para os lotes 1 e 2.

t (min)	Lote 1			Lote 2		
	Liga	T (ºC)	t_r (ºC/min)	Liga	T (ºC)	t_r (ºC/min)
10	T1	1362	15,70	M1	1399	11,00
15	T2	1326	12,87	M2	1382	8,47
20	T3	1303	10,80	M3	1363	7,30
25	T4	1285	9,36	M4	1351	6,32
30	T5	1268	8,37	M5	1331	5,93
35	T6	1254	7,57	M6	1327	5,20
40	T7	1244	6,88	M7	1310	4,98
45	T8	1232	6,38	M8	1297	4,71

4.3.2 Composição química e microestrutura

A Tabela 21 apresenta um comparativo entre a composição química dos dois lotes de FFN estudados no presente trabalho, nas condições de metal base e metal tratado. Em ambos os lotes, foi observada uma variação positiva do teor de Si, decorrente do inoculante utilizado, à base de Fe-Si. Por sua vez, também em ambos os casos, o teor de enxofre foi reduzido, como consequência da dessulfuração promovida pelo Mg, elemento utilizado como nodulizante da fabricação das ligas. Nota-se que a dessulfuração atingiu valores de 60% no lote 1 e 40% no lote 2.

Tabela 21. Composição química dos lotes antes e após os tratamentos de nodulização e inoculação.

Composição (% p)	Lote 1			Lote 2		
	Metal base	Metal tratado	Variação	Metal base	Metal tratado	Variação
C	3,86	3,72	-0,14	3,77	3,80	0,03
Si	2,18	2,53	0,35	1,90	2,26	0,36
Mn	0,21	0,21	0	0,18	0,17	-0,01
P	0,08	0,07	-0,01	0,09	0,084	-0,006
S	0,015	0,006	-0,009	0,015	0,009	-0,006
Mg	-	0,077	0,077	-	0,074	0,074
CE	4,61	4,59	-0,02	4,43	4,58	0,15

A Figura 56 apresenta a comparação entre os resultados obtidos na análise microestrutural quantitativa para os dois lotes investigados no presente trabalho. Nota-se que, para os vazamentos realizados entre 10 e 40 minutos, as ligas pertencentes ao lote 1 apresentaram maiores valores de V_F e, consequentemente, menores valores de V_P. Por sua vez, os valores de V_{Gr} para ambos os lotes oscilam em uma faixa de valores situados entre 13,5% e 20,5%, contudo, sem ter sido notada tendência de aumento ou redução em função do tempo de vazamento. Para a liga vazada após transcorridos 45 minutos do tratamento do metal base, as frações em volume de todos os microconstituintes presentes apresentam valores aproximados.

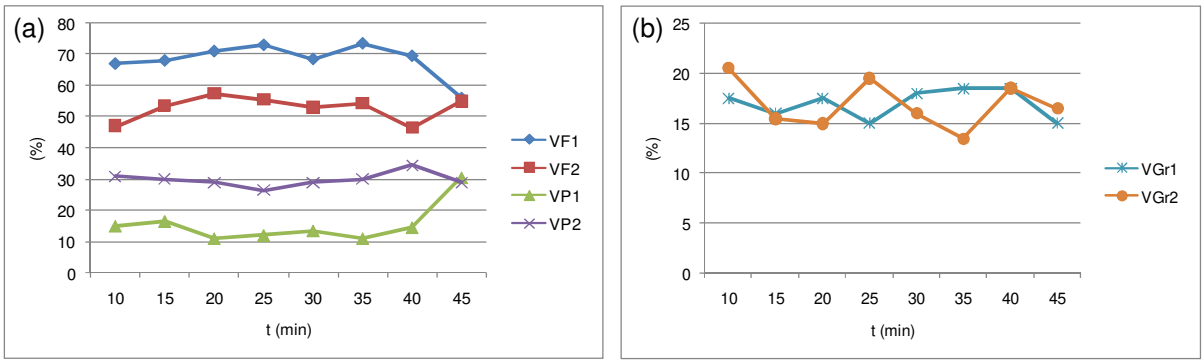


Figura 56. Comparação entre os resultados dos lotes analisados em termos de (a) fração em volume de ferrita (V_F) e perlita (V_P) e (b) fração em volume de grafita (V_{Gr}), em função do tempo de vazamento (t).

O comportamento verificado na Figura 56 pode ser justificado com base na composição química dos lotes investigados, considerando-se que:

a) De acordo com a literatura, o Si reduz o caminho para a difusão do carbono durante a transformação eutetóide, aumentando a quantidade de ferrita na estrutura (Alhussein *et al*, 2014; Elliot, 1988; Hütter *et al*, 2015; Labrecque e Gagné, 1998). Por sua vez, o P é um estabilizador relativamente forte do carboneto de ferro (Chiaverini, 2012). Sendo assim, a ação combinada do menor teor de Si e maior teor de P no lote 2 pode ter contribuído para que o mesmo apresentasse uma maior fração em volume de perlita e, consequentemente, menores valores de V_F.

b) O teor de CE considera o poder grafitizante dos elementos de liga e pode ser utilizado como teor de carbono no diagrama Fe-C, a fim de prever o comportamento dos ferros fundidos na solidificação (Colpaert, 2008; Glaeser, 1992; Santos e Branco, 1991). Dessa forma, o fato de os dois lotes apresentarem teores de CE aproximadamente iguais pode ter contribuído para que a fração em volume de grafita, em ambas as situações, apresentasse valores igualmente próximos, sem que fosse possível identificar uma tendência de aumento ou redução dos mesmos em função do tempo e, consequentemente, da temperatura de vazamento.

c) A presença do Mn na matriz metálica influencia a reação eutetóide, pois atrasa a nucleação da ferrita na interface Gr/ metal e diminui a difusividade do carbono na ferrita, impedindo o crescimento desta fase. O manganês também é um substituto

para o Fe na cementita, contribuindo para que a mesma seja termodinamicamente mais estável (Skaland, 1993). Sendo assim, a presença deste elemento em solução sólida nos dois lotes analisados pode ter contribuído para favorecer a formação de perlita durante a reação eutetóide, uma vez que este constituinte foi identificado em todas as ligas investigadas no presente trabalho.

4.3.3 Comportamento mecânico e amortecimento

As propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração das amostras dos dois lotes analisados no presente trabalho são apresentadas na Figura 57, para fins comparativos.

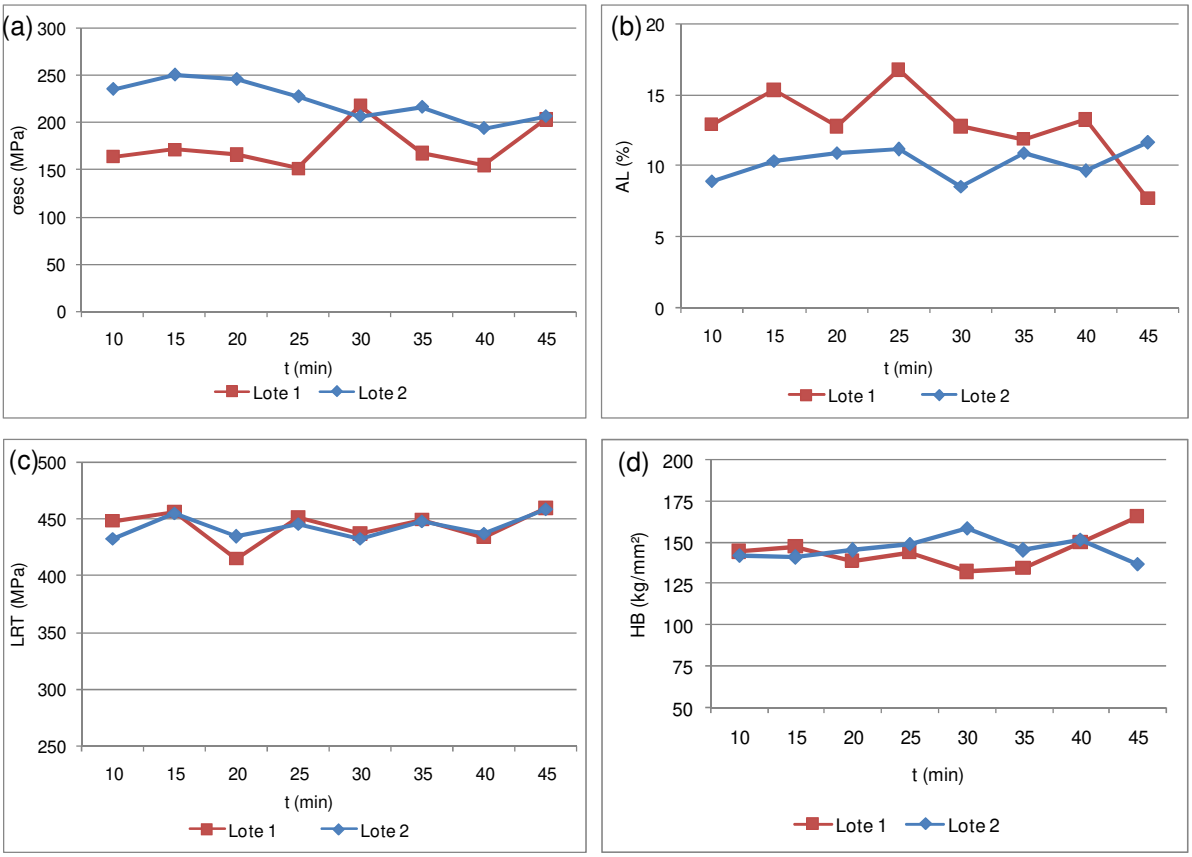


Figura 57. Comparação entre os resultados obtidos nos dois lotes para as propriedades mecânicas de (a) tensão de escoamento; (b) limite de resistência à tração; (c) alongamento percentual e (d) dureza Brinell em função do tempo de vazamento (t).

É possível verificar que, de forma geral, para tempos de vazamento entre 10 e 40 minutos, as ligas do lote 2 apresentam maiores valores para o limite de

escoamento e menores valores de alongamento percentual, quando comparadas às ligas pertencentes ao lote 1. Por outro lado, para T8 e M8, os valores de σ_{esc} são próximos e o AL da primeira torna-se menor. Por sua vez, o LRT em ambos os lotes apresentou valores aproximados e com comportamento semelhante em função do tempo de vazamento.

Comparando-se também os valores de HB, verificou-se uma proximidade entre os lotes para tempos de vazamento no intervalo compreendido entre 10 e 25 minutos e também para 40 minutos. Entre 30 e 35 minutos, a dureza Brinell das ligas do lote 2 revelou-se ligeiramente superior à do lote 1 e, para o vazamento após 45 minutos, o valor de HB é maior para a liga T8.

Para fins de análise da influência das partículas com d_F < 10 µm sobre o comportamento mecânico das ligas analisadas, os valores de σ_{esc} são apresentados em função do tempo de vazamento na Figura 58, juntamente com o número de partículas por unidade de área (D_p). É possível verificar que, até o tempo de vazamento de 25 minutos, o aumento de D_p é acompanhado por um aumento na resistência ao escoamento, para as ligas de ambos os lotes analisados.

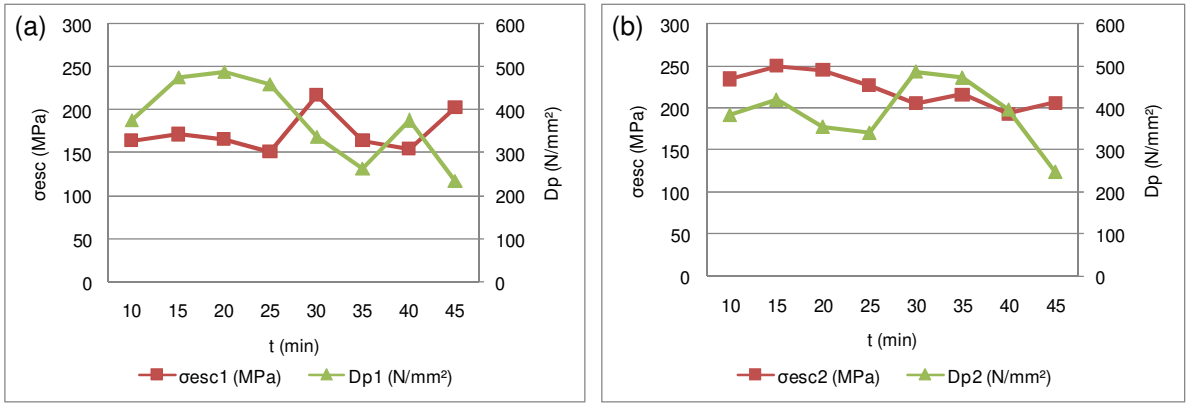


Figura 58. Limite de escoamento (σ_{esc}) e densidade de partículas (D_p) com dF<10µm para as ligas do lote (a) 1 e (b) 2.

O comportamento observado nas Figuras 57 e 58 sugere que:

a) O limite de escoamento e o alongamento percentual das ligas analisadas sofrem uma significativa influência da fração em volume de perlita presente na microestrutura. Como as ligas de M1 a M7 apresentam maiores valores de V_P, quando comparadas às ligas de T1 a T7, verificam-se, de maneira geral, maiores valores de σ_{esc} e menores valores de AL para as primeiras, uma vez que as colônias

de perlita no FFN oferecem restrição à livre deformação plástica da estrutura ferrítica (Guo *et al*, 1997).

b) Para o LRT, a influência da fração em volume de perlita não se mostra significativa, uma vez que esta propriedade apresentou valores próximos para as ligas dos dois lotes analisados, apesar da diferença dos valores de V_P apresentada pelas mesmas. Conforme exposto por Guo e colaboradores (1997), a habilidade de concentração de tensão dos nódulos e sua capacidade de nucleação de trincas são similares para os FFNs ferríticos e perlíticos. É possível verificar, portanto, que esta propriedade é influenciada mais fortemente pelo teor de CE, que, por sua vez, é aproximadamente o mesmo para os dois lotes investigados.

c) Para vazamentos realizados até 25 minutos (T4 e M4), a tensão de escoamento das ligas analisadas é influenciada pela densidade de nódulos, nodularidade e fração em volume dos constituintes. Por outro lado, para o vazamentos realizados em menores temperaturas, esta coerência se perde, indicando que o comportamento de σ_{esc} é influenciado por outros fatores, como o processo de coalescimento dos nódulos grafíticos e a presença de cementita livre na matriz. Tais resultados sugerem que, a partir destas temperaturas, o sistema passa do domínio estável para o metaestável. Nestas condições, a concentração de carbono no metal líquido aumenta, resultando na dissolução parcial em carbono livre e na tendência à formação de cementita. Além disso, sabe-se que o processo de inoculação, além de ser fundamental para a nucleação heterogênea dos nódulos de grafita, também ajuda a evitar a presença de carbetos na microestrutura. Portanto, com o aumento do tempo de vazamento e, consequentemente, da probabilidade de ocorrência do *fading*, tem-se, como resultado, a maior probabilidade de formação de carbetos, os quais contribuem na redução da ductilidade e aumento da dureza, promovendo a falha prematura das ligas sob tensão e sob fadiga e impacto (Fras e Górny, 2008; Skaland, 2005; Stefanescu *et al*, 1988).

Além do exposto, a norma ISO 2531 define, entre outros parâmetros, os requisitos de propriedades mecânicas necessários para a utilização de FFN em tubos, conexões e acessórios de água. Para tais aplicações, o LRT mínimo é de 420 MPa e o AL mínimo varia entre 5% e 10%, dependendo da aplicação e do tamanho

nominal (DN), conforme apresenta a Tabela 22. Os valores obtidos para o limite de resistência à tração, o alongamento percentual e a dureza Brinell das ligas investigadas no presente trabalho permitem verificar que, considerando o erro absoluto das medidas e o intervalo de confiança, os critérios necessários para utilização nas referidas aplicações são atendidos.

Tabela 22. Propriedades mínimas de tração (LRT e AL) e dureza Brinell (HB) máxima para tubos, conexões e acessórios fabricados com FFN (ISO 2531).

Aplicação	LRT (MPa)	AL (%)		HB
	40 < DN < 2600	40 < DN < 1000	1100< DN < 2600	
Tubos fundidos centrifugamente	420	10	7	230
Tubos não fundidos centrifugamente, conexões e acessórios	420	5	5	250

Para fins comparativos, a Figura 59 apresenta os valores do módulo de elasticidade (E), módulo de cisalhamento (G) e capacidade específica de amortecimento (ψ) para os dois lotes (1 e 2), em função do tempo de vazamento. Verificou-se que estas propriedades não sofreram variações expressivas em função do tempo e da temperatura de vazamento do metal, o que sugere que estes parâmetros de fabricação não exercem influência significativa sobre as mesmas. Além disso, em termos de magnitude, valores próximos foram verificados para ambos os lotes. Tendo em vista que a fração em volume de grafita presente na microestrutura das ligas não apresentou variações significativas entre os dois lotes analisados, tais resultados corroboram com as discussões previamente apresentadas e revelam conformidade com a literatura.

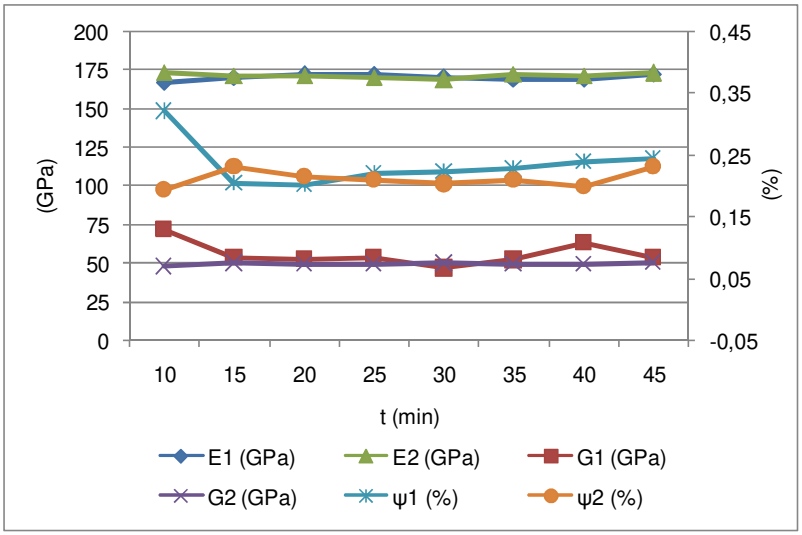


Figura 59. Comparação entre os resultados obtidos nos dois lotes para os módulos de elasticidade (E) e cisalhamento (G) e para a capacidade específica de amortecimento (ψ) em função do tempo de vazamento (t).

CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES

1) Para os dois lotes investigados, L1 (2,53%p Si; 0,077%p Mg) e L2 (2,26%p Si; 0,074%p Mg), a caracterização microestrutural das ligas revelou a presença de nódulos grafíticos regulares e irregulares, de tamanhos variados, distribuídos de maneira homogênea na matriz, além de partículas de grafita cuja circularidade as classifica como não nodular. Com o aumento do tempo de vazamento e, consequentemente, a diminuição da temperatura do banho líquido, ocorre aumento no tamanho dos nódulos e da quantidade de grafita não nodular presentes na composição fásica das ligas analisadas, resultando na redução da nodularidade. Além do mecanismo de difusão, os nódulos crescem mediante o processo de coalescimento, o qual ocorre enquanto o metal ainda encontra-se no estado líquido. Adicionalmente, o aumento do tempo de vazamento também tende a reduzir a densidade de nódulos, comportamento justificado com base na ocorrência do *fading*.

2) Em todas as ligas investigadas, os nódulos de grafita apresentam, na região central, maiores teores de carbono e menores teores de ferro do que as regiões periféricas, o que evidencia o crescimento radial a partir do núcleo. Este, por sua vez, revelou a presença de elementos como Mg, Si, P, S, Mn e Ce, os quais são atribuídos aos compostos resultantes dos eventos de nodulização e inoculação e que, portanto, atuaram como sítios de nucleação da grafita.

3) A matriz das ligas revelou a presença majoritária de ferrita, além de perlita. Para o lote 1, com o aumento do tempo de vazamento e a consequente redução da densidade nódulos, a fração em volume de ferrita tende a diminuir, enquanto a fração em volume de perlita é aumentada. Para as ligas do lote 2, não foi identificada a influência pronunciada de Dn, de modo que não foi possível estabelecer uma tendência de diminuição ou acréscimo para os valores de V_P e V_F em função do tempo de vazamento. Por sua vez, para ambos os lotes, a fração em volume de grafita não sofre alterações significativas sob as condições de fabricação analisadas.

4) A ação combinada do menor teor de Si e maior teor de P no lote 2 contribuiu para que o mesmo apresentasse uma maior fração em volume de perlita e, consequentemente, menores valores de V_F. Por sua vez, a fração em volume de grafita revelou valores aproximados para os dois lotes analisados, para todos os lingotes vazados sob temperaturas distintas, o que foi atribuído ao fato de L1 e L2 apresentarem aproximadamente o mesmo teor de carbono equivalente.

5) A fração em volume de perlita presente na microestrutura exerce significativa influência sobre o limite de escoamento das ligas investigadas, de forma diretamente proporcional. Notou-se também o aumento da σ_{esc} conforme a densidade de partículas aumenta. Contudo, tal comportamento é verificado para as ligas vazadas até 25 min e a correlação se perde para tempos de vazamento maiores, indicando que esta propriedade passa a sofrer influência de outros fatores, como, por exemplo, a presença de Fe_3C livre, decorrente das menores temperaturas de vazamento utilizadas, além do processo de coalescimento dos nódulos. Para as ligas vazadas entre 10 e 40 min, em decorrência dos maiores valores de V_P no lote 2, maiores valores de resistência ao escoamento e menores valores de AL foram verificados para estas ligas, quando comparadas às ligas do lote 1.

6) O limite de resistência à tração apresentou magnitude e comportamento em função do tempo de vazamento semelhantes nos dois lotes, exibindo valores entre 414,8 e 458,9 MPa no lote 1 e, no lote 2, entre 432,4 e 458,1 MPa, o que sugere que a fração em volume de perlita não exerce influência relevante sobre os valores desta propriedade mecânica, mas sim a fração em volume de grafita, que, por sua vez, está associada ao teor de carbono equivalente.

7) Verificou-se que os parâmetros de fabricação analisados no presente trabalho não exercem influência expressiva sobre os módulos elásticos e a capacidade específica de amortecimento das ligas, uma vez que pequenas variações foram observadas nos valores destas propriedades em função do tempo de vazamento. Para o lote 1, E, G e ψ apresentaram valores compreendidos nos seguintes intervalos, respectivamente: 166,7-172,2 GPa, 46,5-71,5 GPa e 0,20-0,32%. Já para o lote 2, os valores obtidos para estas propriedades variaram entre 168,5-173,2 GPa, 47,3-49,8 GPa e 0,19-0,23%, respectivamente.

8) Para todos os tempos de vazamento avaliados no presente trabalho, os FFNs investigados apresentaram propriedades compatíveis com a aplicação pretendida, considerando os valores especificados na norma ISO 2531 para LRT, AL e HB.

CAPÍTULO 6: SUGESTÕES

1) Realizar a análise microestrutural quantitativa em diferentes regiões do lingote, tanto na direção x quanto na direção y, a partir da superfície, a fim de verificar se há variações na velocidade de solidificação capazes de alterar a microestrutura das ligas. Se isto for verificado, sugere-se também a determinação das propriedades mecânicas das ligas, de modo a identificar se tais alterações serão benéficas ou não para o desempenho esperado.

2) Considerando a importância da morfologia da grafita para o entendimento do comportamento dos FFNs e que a caracterização microestrutural dos nódulos grafíticos em 2D é dependente da seção transversal correspondente à superfície analisada, sugere-se a caracterização da microestrura em 3D. Desta forma, a classificação dos nódulos grafíticos pode ser realizada com maior precisão e de forma inequívoca, utilizando vários parâmetros geométricos em 3D.

3) Determinar a distribuição dos elementos presentes na composição química das ligas, através do mapeamento por EDS, especificamente, nos nódulos grafíticos que apresentarem o núcleo central visível. Esta análise permitirá determinar a composição química da inclusão que atuou como sítio de nucleação para a grafita, além de contribuir para o entendimento a respeito do processo de crescimento da grafita.

4) Utilizar corpos de prova de tração com comprimento útil suficiente para que seja possível o acoplamento de um extensômetro durante o ensaio, o que permitirá a comparação entre os valores do módulo de elasticidade obtidos no ensaio estático e aqueles determinados através da técnica de excitação por impulso. Adicionalmente, sugere-se a utilização de um maior número de corpos de prova para cada liga investigada, a fim de otimizar a confiabilidade dos resultados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

50th Census of World Casting Production (2016) Modern Casting. Disponível em: http://content.yudu.com/web/y5b2/0A1snzj/ModCastingDec2016/html/index.html?page=28. Acesso em 14 de abril de 2017.

Adams, R. D. (1972) The damping characteristics of certain steels, cast irons and other materials. Journal of Sound and Vibration, vol. 23, p.199-216.

Al-Ghonamy, A. I.; Ramadan, M.; Fathy, N.; Hafez, K. M.; El-Wakil, A. A. (2010) Effect of Graphite Nodularity on Mechanical Properties of Ductile Iron for Waterworks Fittings and Accessories. International Journal of Civil & Environmental Engineering, Vol. 10, No. 03, p. 1-5.

Alhussein, A.; Risbet, M.; Bastien, A.; Chobaut, J. P.; Balloy, D.; Favergeon, J. (2014) Influence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron. Materials Science and Engineering A, Vol. 605, p; 222-228.

Alp, T.; Wazzan, A.; Yilmaz, F. (2005) Microstructure-property relationships in cast irons. The Arabian Journal for Science and Engineering, Vol. 30, p. 163-173.

Andriollo, T.; Hattel, J. (2016) On the isotropic elastic constants of graphite nodules in ductile cast iron: Analytical and numerical micromechanical investigations. Mechanics of Materials, Vol. 96, p. 138-150.

Angus, H. T. (1976) Cast Iron: Physical and Engineering Properties. 2ª ed. Londres: Butterworths, 542 p.

Askeland et al, D. R.; Fulay, P. P.; Wright, W. J. (2011). The Science and Engineering of Materias. 6ª ed. Stamford: Cengage Learning, 921 p.

ASTM A247 – 19 (2019) Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA.

ASTM E1876-15 (2015) Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration, ASTM International, West Conshohocken, PA.

ASTM E2567 – 16a (2016) Standard Test Method for Determining Nodularity And Nodule Count In Ductile Iron Using Image Analysis, ASTM International, West Conshohocken, PA.

ASTM E562 – 19 (2019) Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, ASTM International, West Conshohocken, PA.

ASTM E10 – 18 (2018) Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA.

ASTM E8/E8M-16a, (2016) Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA.

Borsato, T.; Berto, F. Ferro, P.; Carollo, C. (2016) Effect of in-mould inoculant composition on microstructure and fatigue behaviour of heavy section ductile iron castings. Procedia Structural Integrity, p. 3150-3157.

Brown, J. R. (2000) Ductile iron. Foseco Ferrous Foundryman's Handbook. Oxford: Butterworth-Heinemann, 360 p.

Callister Jr, W.D. (2008) Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 7ª ed. Rio de Janeiro. LTC Editora. 705 p.

Carazo, F. D.; Giusti, S. M.; Boccardo, A. D.; Godoy, L. A. (2014) Effective properties of nodular cast-iron: A multi-scale computational approach. Computational Materials Science, Vol. 82, p. 378-390.

Chaengkham, P.; Srichandr, P. (2011) Continuosly cast ductile iron: Processing, structures and properties. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 211, p. 1372-1378.

Chaus, A. S. (2015) Special features of the microstructure of cast iron with spheroidal graphite. Metal Science and Heat Treatment, Vol. 57, Nos. 7 – 8, p.419-427.

Chiaverini, V. (2012) Aços e Ferros Fundidos. 7ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 599 p.

Colpaert, H. (2008) Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4ª ed. São Paulo: Blucher, 652 p.

Cossolino, L. C.; Pereira, A. H. A. (2010-a) Módulos elásticos: visão geral e métodos de caracterização. Informativo Técnico-Científico ITC-ME/ATCP. Disponível em: http://www.atcp.com.br/images/stories/products/RT03-ATCP.pdf. Acesso em 09 de janeiro de 2017.

Cossolino, L. C.; Pereira, A. H. A. (2010-b) Amortecimento: classificação e métodos de determinação. Informativo Técnico-Científico ITC-ME/ATCP. Disponível em: http://www.atcp.com.br/imagens/produtos/sonelastic/artigos/ITC04-ATCP.pdf. Acesso em 21 de abril de 2017.

Dardati, P. M.; Celentano, D. J.; Godoy, L. A.; Chiarella, A. A.; Schulz, B. J. (2009) Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 22, No 5, p. 390-400.

Ductile Iron Society (2013). Ductile Iron data for design engineers. Disponível em: http://www.ductile.org/. Acesso em 25 de março de 2017.

Durand-Charre, M. (2004) Microstructure of Steels and Cast Irons. New York: Springer, 404 p.

Elliot, R. (1988) Cast Iron Technology. Londres: Butterworths, 244 p.

Fernandino, D. O.; Cisilino, A. O.; Boeri, R. E. (2015) Determination of effective properties of ferritic ductile iron by computational homogenization, micrographs and microidentation tests. Mechanics of Materials, Vol. 83, p. 110-121.

Fras, E.; Górny, M. (2008) Fading of inoculation effects in ductile iron. Archives of Foundry Engineering, Vol. 8, Special Issue 1, p. 83-88.

Garcia, A.; Spim, J. A.; Santos, C. A. (2012) Ensaios dos Materiais. 2ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 365 p.

Gere, J. M. (2003) Mecânica dos Materiais. São Paulo: Pioneira Thosom Learning, 689 p.

Ghassemali, E.; Hernando, J. C.; Stefanescu, D. M.; Dioszegi, A.; Jarfors, A. E. W.; Dluhoš, J.; Petrenec, M. (2019) Revisiting the graphite nodule in ductile iron. Scripta Materialia, Vol. 161, p. 66-69.

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

Glaeser, W. A. (1992) Tribology Series. Vol. 20, p. 2-13.

Gonzaga, R. A. (2013) Influence of ferrite and pearlite content on mechanical properties of ductile cast irons. Materials Science and Engineering A, Vol. 567, p. 1-8.

Gonzaga, R. A.; Carrasquilla, J. F. (2005) Influence of an appropriate balance of the alloying elements on microstructure and on mechanical properties of nodular cast iron. Journal of Materials Processing Technology, 162, p. 293-297.

Guesser, W. L. (2009) Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos. São Paulo: Blucher, 336 p.

Guo, X.; Stefanescu, D. M.; Chuzhoy, L.; Pershing, M. A.; Biltgen, G. L. (1997) A Mechanical Properties Model for Ductile Iron. AFS Trans, Vol. 105, p. 47-54.

Hütter, G.; Zybell, L.; Kuna, M. (2015) Micromechanisms of fracture in nodular cast iron: From experimental findings towards modeling strategies – A review. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 144, p. 118-141.

Hwang, J.; Doong, J.; Chen, H. (1983) Effect of ferrite and pearlite distribution on fracture toughness in nodular cast iron. Journal of Materials Science Letters 3, p. 737-740.

Imasogie, B. I.; Wendt, U. (2004) Characterization Of Graphite Particle Shape In Spheroidal Graphite Iron Using A Computer-Based Image Analyzer. Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, Vol. 3, No.1, p. 1-12.

IQBM-095 (2012) Espectrômetro e Leco - Análise química. Instrução de Qualidade de Barra Mansa. Documento interno da Pam Saint-Gobain, 4 p.

ISO 2531 (2009) Ductile iron pipes, fittings, accessories and their joints for water applications. 78 p.

ISO 945-1 (2008) Microstructure of cast irons. Part 1: Graphite classification by visual analysis. 19 p.

Jenkins, L. R.; Forrest, R. D. (2005) Ductile Iron. In: ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. V. 1, 10ª ed., p. 17-33, 102-149.

Labrecque, C.; Gagné, M. (1998) Ductile iron: fifty years of continuous development. Cannadian Metallurgical Quarterly, Vol. 37, p. 343-378.

Llorca-Isern, N.; Tartera, J.; Espanol, M.; Marsal, M.; Bertran, G.; Castel, S. (2002) Internal features of graphite in cast Irons. Confocal microscopy: useful tool for graphite growth imaging. Micron, Vol. 33, p. 357-364.

Maliska, A. M. (1998) Relatório técnico: Microscopia Eletrônica de Varredura e microanálise. Universidade Federal de Santa Catarina - Departamento de engenharia Mecânica - Laboratório de Materiais - Laboratório de caracterização micro-estrutural e análise de imagens. Disponível em: <http://www.usp.br/nanobiodev/wp-content/uploads/MEV_Apostila.pdf>. Acesso em: 10 de março de 2017.

Matlakhov, A. N. (2010) Caracterização dos Materiais I. Certidão de Registro de Direitos Autorais nº 621481 EDA/FBN. Rio de Janeiro, 107 p.

Megahed, H.; El-Kashif, E.; Shash, A. Y.; Essam, M. A. (2018) Effect of holding time, thickness and heat treatment on microstructure and mechanical properties of compacted graphite cast iron. Journal of Materials Research and Technology.

Morettin, P. A., Bussab, W. O. (2005) Estatística Básica. 5ª ed. São Paulo: Saraiva.

Moumeni, E.; Tutum, C. C.; Tiedje, N. S.; Hattel, J. H. (2011) Analysis of nucleation modelling in ductile cast iron. Materials Science and Engineering, Vol. 27.

Mullins, J. D. (2006) The most important part of ductile iron production – Inoculation. Sorelmetal Technical Services.

Murakami, T.; Inoue, T.; Shimura, H.; Nakano, M., Sasaki, S. (2006) Damping and tribological properties of Fe-Si-C cast iron prepared using various heat treatments. Materials Science and Engineering A, Vol. 432, p. 113-119.

Ochulor, E. F.; Adeosun, S. O.; Amuda, M. O;. H.; Balogun, S. A. (2015) Strenght characteristics of inoculated and nodularised thin wall ductile iron castings. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, Vol. 3, p. 94-105.

Paz, G. A. R. (2016) Influência da porosidade e da adição de hBN na capacidade de amortecimento de vibrações e resistência mecânica de ferro sinterizado. Dissertação de Mestrado – UFSC.

Pessanha, E. M. R. (2016) Influência do tempo de vazamento até 45 min e dos teores de silício, fósforo e titânio na estrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Tese de Doutorado – UENF.

Rao, S. (2008) Vibrações Mecânicas. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 424 p.

Reed-Hill, R. E. (1982) Princípios de Metalurgia Física. 2ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 776 p.

Roula, A.; Kosnikov, G. A. (2008) Manganese distribuction and effect on graphite shape in advanced cast irons. Materials Letters, Vol. 62, p. 3796-3799.

Sangame, B. B.; Shinde, V. D. (2013) The effect of inoculation on microstructure and mechanical properties of ductile iron. Journal of Mechanical and Civil Engineering, Vol. 5, Issue 6, p. 17-23.

Santos, A. B. S.; Branco, C. H. C. (1991) Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo: IPT, 199 p.

SheikhAbdolhossein, A.; Nili-Ahmadabadi, M. (2005) Fading investigation in ductile cast iron aided by cooling curve analysis. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 18, No. 5, p. 295-299.

Skaland, T.; Grong, O.; Grong, T. (1993) A model for the graphite formation in ductile cast iron: Part II. Solid state transformation reactions. Metallurgical Transactions A, Vol. 24, p. 2347-2353.

Skaland, T. (2005) Nucleation mechanisms in ductile iron. Proceedings of the AFS Cast Iron Inoculation Conference.

Speich, G. R.; Schwoeble, A. J.; Kapadia, B. M. (1980) Elastic moduli of gray and nodular cast iron. Journal of Applied Mechanics, Vol. 27, p. 821-826.

Stefanescu, D. M.; Davis, J. R.; Destefani, J. D. (1988) Metals Handbook, Vol. 15--Casting. ASM International, 1988, p. 937, 1988.

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

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

Stefanescu, D. M.; Alonso, G; Larranaga, P.; De la Fuente, E.; Suarez, R. (2016) On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts. Acta Materialia, Vol. 107, p. 102-126.

Sturges, H. A. (1926) The Choice of a Class Interval. Journal of the American Statistical Association, Vol. 21, No. 153, pp. 65-66.

Telles, P. C. S. (2003) Materiais para equipamentos de processo. 6ª ed. Rio de Janeiro: Interciência, 276 p.

Tiedje, N. S. (2010) Solidification, processing and properties of ductile cast iron. Materials Science and Technology, Vol. 26, No 5, p. 505-514.

Vasko, A. (2016) Evaluation of shape graphite particles in cast irons by a shape factor. Materials Today: Proceedings 3, p. 1199-1204.

Velichko, A.; Holzapfel, C.; Mucklich, F. (2007) 3D Characterization of graphite morphologies in cast iron. Advanced Engineering Materials, Vol. 9. No 1-2, p. 39-45.

Vidal, D. F. (2013) 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 – UENF.

Vidal, D. F. (2017) Alterações estruturais e propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares com teor de Mg variável, em função do tempo e da temperatura de vazamento. Tese de Doutorado – UENF.

Wessén, M.; Svensson, I. L. (1996) Modeling of ferrite growth in nodular cast iron. Met allurgical and Materials Transactionsn A, Vol. 27, p. 2210-2220.

Zhang, J.; Perez, R. J.; Wong, C. R.; Lavernia, E. J. (1994) Effects of secondary phases on the damping behavior of metals, alloys and matrix composites. Materials Science and Engineering, Vol. 13, p.325-390.

APÊNDICE A: CLASSES DOS HISTOGRAMAS UTILIZADOS NA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL QUANTITATIVA

Tabela 23. Intervalos de d_F (mm) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 27.

Classe	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
1	0,0175	0,0173	0,0166	0,0157	0,0182	0,0172	0,0275	0,0262
2	0,0251	0,0245	0,0233	0,0215	0,0264	0,0244	0,0449	0,0424
3	0,0326	0,0318	0,0299	0,0272	0,0345	0,0315	0,0624	0,0586
4	0,0402	0,0391	0,0365	0,0329	0,0427	0,0387	0,0798	0,0748
5	0,0477	0,0464	0,0432	0,0386	0,0509	0,0459	0,0973	0,0910
6	0,0553	0,0536	0,0498	0,0444	0,0591	0,0531	0,1147	0,1072
7	0,0628	0,0609	0,0565	0,0501	0,0673	0,0603	0,1322	0,1234
8	0,0704	0,0682	0,0631	0,0558	0,0755	0,0675	0,1496	0,1396
9	0,0779	0,0755	0,0697	0,0615	0,0836	0,0746	0,1671	0,1558
10	0,0855	0,0827	0,0764	0,0673	0,0918	0,0818	0,1845	0,1720
11	0,0930	0,0900	0,0830	0,0730	0,1000	0,0890	0,2020	-

Tabela 24. Intervalos de área (mm²) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 28.

Classe	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
1	$5,55.10^{-4}$	$4,65.10^{-4}$	$3,76.10^{-4}$	$2,83.10^{-4}$	$5,55.10^{-4}$	$4,65.10^{-4}$	$1,65.10^{-3}$	$1,81.10^{-3}$
2	$1,10.10^{-3}$	$9,19.10^{-4}$	$7,38.10^{-4}$	$5,54.10^{-4}$	$1,10.10^{-3}$	$9,19.10^{-4}$	$3,28.10^{-3}$	$3,61.10^{-3}$
3	$1,64.10^{-3}$	$1,37.10^{-3}$	$1,10.10^{-3}$	$8,26.10^{-4}$	$1,64.10^{-3}$	$1,37.10^{-3}$	$4,92.10^{-3}$	$5,41.10^{-3}$
4	$2,19.10^{-3}$	$1,83.10^{-3}$	$1,46.10^{-3}$	$1,10.10^{-3}$	$2,19.10^{-3}$	$1,83.10^{-3}$	$6,55.10^{-3}$	$7,21.10^{-3}$
5	$2,73.10^{-3}$	$2,28.10^{-3}$	$1,83.10^{-3}$	$1,37.10^{-3}$	$2,73.10^{-3}$	$2,28.10^{-3}$	$8,19.10^{-3}$	$9,01.10^{-3}$
6	$3,28.10^{-3}$	$2,73.10^{-3}$	$2,19.10^{-3}$	$1,64.10^{-3}$	$3,28.10^{-3}$	$2,73.10^{-3}$	$9,82.10^{-3}$	$1,08.10^{-2}$
7	$3,82.10^{-3}$	$3,19.10^{-3}$	$2,55.10^{-3}$	$1,91.10^{-3}$	$3,82.10^{-3}$	$3,19.10^{-3}$	$1,15.10^{-2}$	$1,26.10^{-2}$
8	$4,37.10^{-3}$	$3,64.10^{-3}$	$2,91.10^{-3}$	$2,18.10^{-3}$	$4,37.10^{-3}$	$3,64.10^{-3}$	$1,31.10^{-2}$	$1,44.10^{-2}$
9	$4,91.10^{-3}$	$4,09.10^{-3}$	$3,28.10^{-3}$	$2,46.10^{-3}$	$4,91.10^{-3}$	$4,09.10^{-3}$	$1,47.10^{-2}$	$1,62.10^{-2}$
10	$5,46.10^{-3}$	$4,55.10^{-3}$	$3,64.10^{-3}$	$2,73.10^{-3}$	$5,46.10^{-3}$	$4,55.10^{-3}$	$1,64.10^{-2}$	$1,80.10^{-2}$
11	$6,00.10^{-3}$	$5,00.10^{-3}$	$4,00.10^{-3}$	$3,00.10^{-3}$	$6,00.10^{-3}$	$5,00.10^{-3}$	$1,80.10^{-2}$	-

Tabela 25. Intervalos de circularidade (adimensional) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 29.

Classe	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
1	0,22	0,24	0,22	0,25	0,18	0,26	0,25	0,28
2	0,29	0,32	0,30	0,33	0,26	0,33	0,32	0,36
3	0,37	0,39	0,38	0,40	0,34	0,41	0,40	0,44
4	0,45	0,47	0,46	0,48	0,43	0,48	0,47	0,52
5	0,53	0,54	0,53	0,55	0,51	0,55	0,55	0,60
6	0,61	0,62	0,61	0,63	0,59	0,63	0,62	0,68
7	0,69	0,70	0,69	0,70	0,67	0,70	0,70	0,76
8	0,76	0,77	0,77	0,78	0,75	0,78	0,77	0,84
9	0,84	0,85	0,84	0,85	0,84	0,85	0,85	0,92
10	0,92	0,92	0,92	0,93	0,92	0,93	0,92	1,00
11	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	-

Tabela 26. Intervalos de d_F (mm) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 44.

Classe	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
1	0,0168	0,0181	0,0207	0,0185	0,0187	0,0177	0,0193	0,0197
2	0,0236	0,0262	0,0314	0,0269	0,0275	0,0255	0,0285	0,0294
3	0,0305	0,0343	0,0421	0,0354	0,0362	0,0332	0,0378	0,0391
4	0,0373	0,0424	0,0528	0,0438	0,0449	0,0409	0,0471	0,0488
5	0,0441	0,0505	0,0635	0,0523	0,0536	0,0486	0,0564	0,0585
6	0,0509	0,0585	0,0742	0,0607	0,0624	0,0564	0,0656	0,0682
7	0,0577	0,0666	0,0849	0,0692	0,0711	0,0641	0,0749	0,0779
8	0,0645	0,0747	0,0956	0,0776	0,0798	0,0718	0,0842	0,0876
9	0,0714	0,0828	0,1063	0,0861	0,0885	0,0795	0,0935	0,0973
10	0,0782	0,0909	0,1170	0,0945	0,0973	0,0873	0,1027	0,1070
11	0,0850	0,0990	-	0,1030	0,1060	0,0950	0,1120	-

Tabela 27. Intervalos de área (mm²) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 45.

Classe	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
1	$3{,}74.10^{-4}$	$4{,}63.10^{-4}$	$7{,}09.10^{-4}$	$5{,}57.10^{-4}$	$5{,}54.10^{-4}$	$4{,}65.10^{-4}$	$6{,}47.10^{-4}$	$6{,}14.10^{-4}$
2	$7{,}36.10^{-4}$	$9{,}17.10^{-4}$	$1{,}41.10^{-3}$	$1{,}10.10^{-3}$	$1{,}10.10^{-3}$	$9{,}19.10^{-4}$	$1{,}28.10^{-3}$	$1{,}21.10^{-3}$
3	$1{,}10.10^{-3}$	$1{,}37.10^{-3}$	$2{,}11.10^{-3}$	$1{,}65.10^{-3}$	$1{,}64.10^{-3}$	$1{,}37.10^{-3}$	$1{,}92.10^{-3}$	$1{,}81.10^{-3}$
4	$1{,}46.10^{-3}$	$1{,}82.10^{-3}$	$2{,}81.10^{-3}$	$2{,}19.10^{-3}$	$2{,}19.10^{-3}$	$1{,}83.10^{-3}$	$2{,}55.10^{-3}$	$2{,}41.10^{-3}$
5	$1{,}82.10^{-3}$	$2{,}28.10^{-3}$	$3{,}50.10^{-3}$	$2{,}73.10^{-3}$	$2{,}73.10^{-3}$	$2{,}28.10^{-3}$	$3{,}19.10^{-3}$	$3{,}01.10^{-3}$
6	$2{,}19.10^{-3}$	$2{,}73.10^{-3}$	$4{,}20.10^{-3}$	$3{,}28.10^{-3}$	$3{,}28.10^{-3}$	$2{,}73.10^{-3}$	$3{,}82.10^{-3}$	$3{,}61.10^{-3}$
7	$2{,}55.10^{-3}$	$3{,}19.10^{-3}$	$4{,}90.10^{-3}$	$3{,}82.10^{-3}$	$3{,}82.10^{-3}$	$3{,}19.10^{-3}$	$4{,}46.10^{-3}$	$4{,}20.10^{-3}$
8	$2{,}91.10^{-3}$	$3{,}64.10^{-3}$	$5{,}60.10^{-3}$	$4{,}37.10^{-3}$	$4{,}37.10^{-3}$	$3{,}64.10^{-3}$	$5{,}09.10^{-3}$	$4{,}80.10^{-3}$
9	$3{,}27.10^{-3}$	$4{,}09.10^{-3}$	$6{,}30.10^{-3}$	$4{,}91.10^{-3}$	$4{,}91.10^{-3}$	$4{,}09.10^{-3}$	$5{,}73.10^{-3}$	$5{,}40.10^{-3}$
10	$3{,}64.10^{-3}$	$4{,}55.10^{-3}$	$7{,}00.10^{-3}$	$5{,}46.10^{-3}$	$5{,}46.10^{-3}$	$4{,}55.10^{-3}$	$6{,}36.10^{-3}$	$6{,}00.10^{-3}$
11	$4{,}00.10^{-3}$	$5{,}00.10^{-3}$	-	$6{,}00.10^{-3}$	$6{,}00.10^{-3}$	$5{,}00.10^{-3}$	$7{,}00.10^{-3}$	-

Tabela 28. Intervalos de circularidade (adimensional) das classes apresentadas nos histogramas da Figura 46.

Classe	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8
1	0,27	0,20	0,18	0,22	0,23	0,24	0,22	0,17
2	0,34	0,28	0,27	0,30	0,31	0,32	0,30	0,26
3	0,42	0,36	0,36	0,38	0,39	0,39	0,38	0,36
4	0,49	0,44	0,45	0,46	0,46	0,47	0,46	0,45
5	0,56	0,52	0,54	0,53	0,54	0,55	0,53	0,54
6	0,64	0,60	0,63	0,61	0,62	0,62	0,61	0,63
7	0,71	0,68	0,73	0,69	0,69	0,70	0,69	0,72
8	0,78	0,76	0,82	0,77	0,77	0,77	0,77	0,82
9	0,85	0,84	0,91	0,84	0,85	0,85	0,84	0,91
10	0,93	0,92	1,00	0,92	0,92	0,92	0,92	1,00
11	1,00	1,00	-	1,00	1,00	1,00	1,00	-

APÊNDICE B: CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA

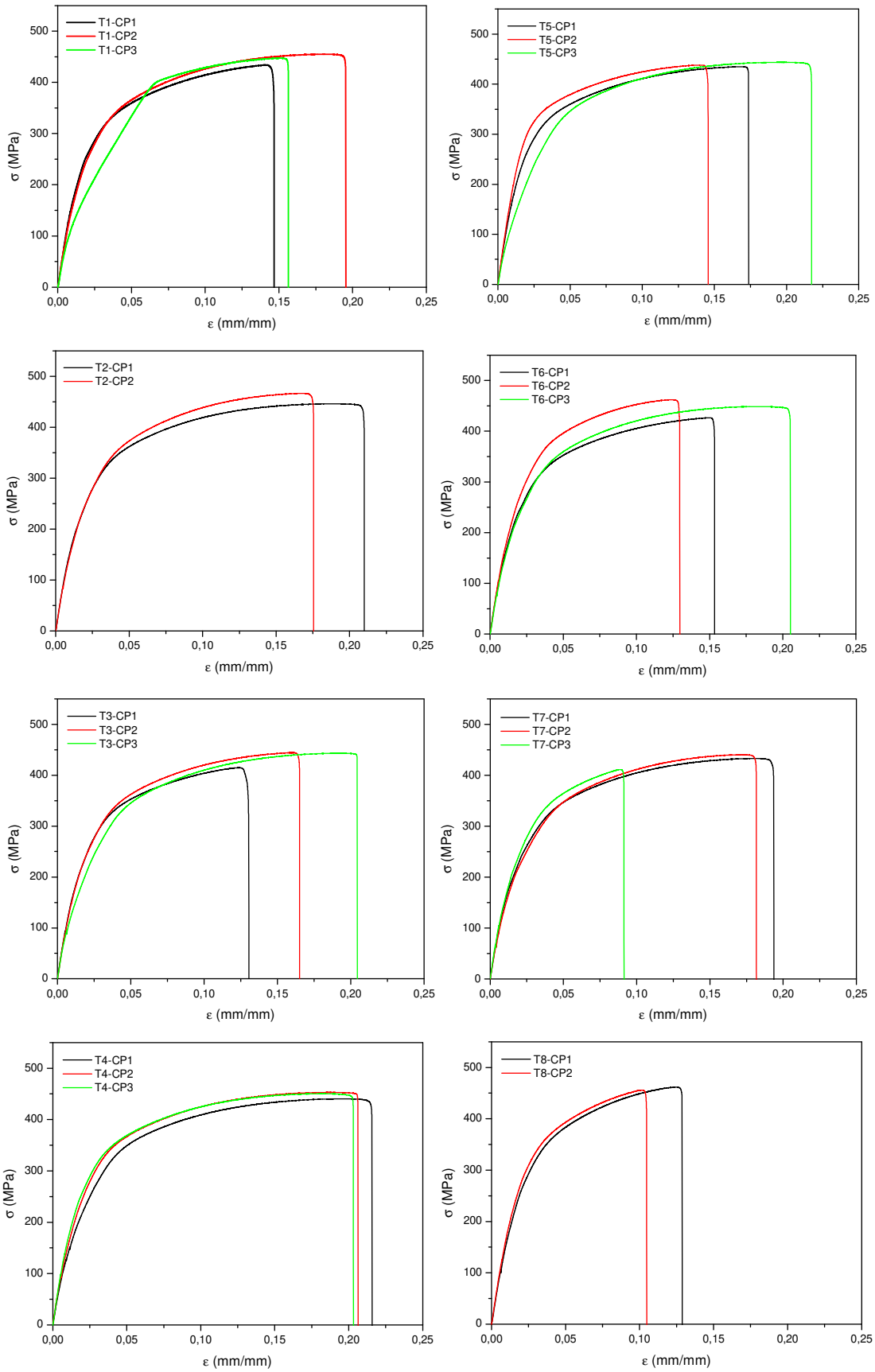


Figura 60. Curvas σ-ε obtidas nos ensaios de tração das amostras (CP) do lote 1.

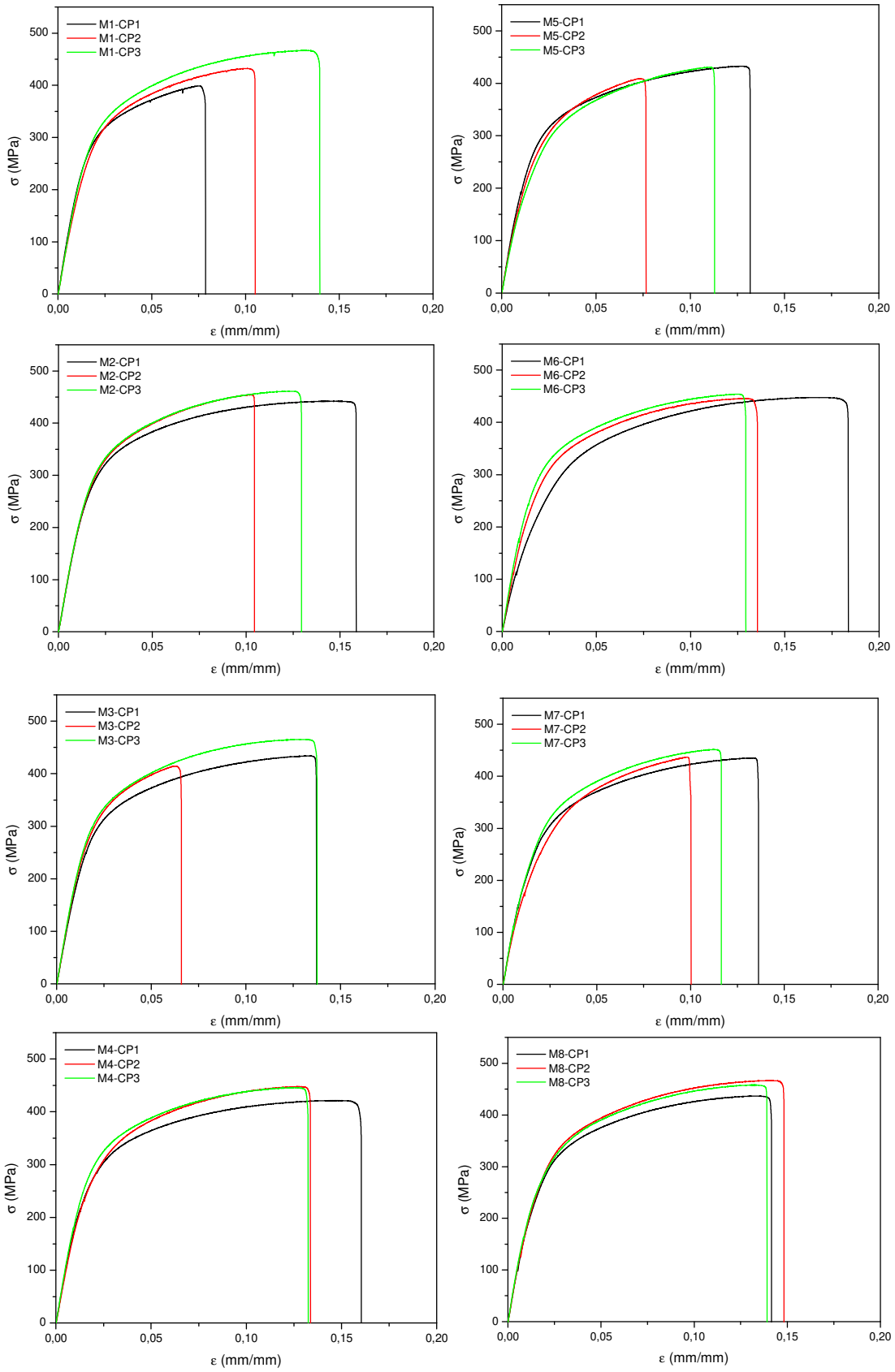


Figura 61. Curvas σ-ε obtidas nos ensaios de tração das amostras (CP) do lote 2.