

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ANÁLISE DE ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
FERRO FUNDIDO NODULAR COM 0,058% Mg DE UM LOTE
EXPERIMENTAL PRODUZIDO PELA TÉCNICA DE IMERSÃO POR
SINO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E TEMPO NO PROCESSO
DE FUNDIÇÃO

MARCELO DIAS FERNANDES

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE
DARCY RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
FEVEREIRO – 2018

ANÁLISE DE ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
FERRO FUNDIDO NODULAR COM 0,058% Mg DE UM LOTE
EXPERIMENTAL PRODUZIDO PELA TÉCNICA DE IMERSÃO POR
SINO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E TEMPO NO PROCESSO
DE FUNDIÇÃO

MARCELO DIAS FERNANDES

“Dissertação de Mestrado submetido ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Orientadora: Prof.^a Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
FEVEREIRO – 2018

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

35/2018

Fernandes, Marcelo Dias

Análise de estrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular com 0,058% de Mg de um lote experimental produzido pela técnica de imersão por sino em função da temperatura e tempo no processo de fundição / Marcelo Dias Fernandes. – Campos dos Goytacazes, 2018.

xix, 116 f., il.

Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2018.

Orientador: Liudimila Aleksandrovna Matkova.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 109-117.

1. MAGNÉSIO 2. NODULIZAÇÃO 3. INOCULAÇÃO 4. TEMPERATURA DE VAZAMENTO 5. TEMPO DE VAZAMENTO I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título

CDD 669.961

ANÁLISE DE ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
FERRO FUNDIDO NODULAR COM 0,058% Mg DE UM LOTE
EXPERIMENTAL PRODUZIDO PELA TÉCNICA DE IMERSÃO POR
SINO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E TEMPO NO PROCESSO
DE FUNDIÇÃO

MARCELO DIAS FERNANDES

Aprovada em 26 de fevereiro de 2018

Comissão Examinadora:

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

Prof. Douglas Ferreira Vidal (DsC. em Engenharia e Ciência dos Materiais-
UNISOCIESC)

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

Prof.^a Elaine Cristina Pereira (DsC. em Engenharia e Ciência dos Materiais – UENF)

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

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a Deus.

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a Deus, por estar sempre comigo, ajudando nas horas mais difíceis. Agradeço pelas escolhas que fiz e por tudo que ele tem permitido em minha vida.

Agradeço aos meus pais pela orientação, carinho e amor, me dando força nos momentos felizes e tristes. Agradeço ao meu irmão Silvio Junior, pela companhia e amizade durante todos esses anos de vida. Agradeço ao meu avô Eugênio (*in memorian*) pelos seus ensinamentos e pela sua bondade em toda minha infância e juventude.

Agradeço a minha orientadora e amiga, Professora Lioudmila A. Matlakhova pela paciência e orientação na minha vida acadêmica e pessoal. Agradeço ao professor Anatoly N. Matlakhov (*in memorian*) pelos ensinamentos durante a época de minha graduação.

Agradeço a todos os funcionários do LAMAV, especialmente ao técnico Silvio pela sua colaboração e dedicação. Agradeço ao professor Eduardo Atem de Carvalho pela sua disponibilidade e profissionalismo durante o ensaio de tração do material estudado nesse trabalho.

Agradeço aos amigos Douglas Ferreira Vidal e Éverton Pessanha, pela experiência passada durante a fase de elaboração dessa dissertação, auxiliando na solução dos problemas.

Agradeço o professor Fábio (IFF-Campos dos Goytacazes) pela elaboração e auxílio com o programa Fiji Win- Imaje J- LAMAV Wizard.

Agradeço o professor Alan Ramalho (IFF-Campos dos Goytacazes) pela elaboração dos corpos de prova. Agradeço a empresa Saint Globain Canalização pelo fornecimento do material estudado.

Enfim, agradeço a todos que contribuíram diretamente e indiretamente para realização desse trabalho.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	iii
AGRADECIMENTOS	iv
ÍNDICE DE FIGURAS	viii
ÍNDICE DE TABELAS	xv
CAPÍTULO 1 : INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivo Geral	2
1.1.1 Objetivos Específicos	2
1.2 Justificativas	4
1.2.1 Importância Científica.....	4
1.2.2 Importância Econômica.....	4
1.2.3 Importância Tecnológica	4
1.3 Ineditismo.....	5
CAPÍTULO 2 :REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 Ferros fundidos – Conceitos Gerais.....	6
2.1.1 Diagramas Ferro-Carbono e Ferro-carbono-silício.....	6
2.2 Fatores que influenciam na estrutura do Ferro Fundido.....	9
2.2.1 Composição Química	9
2.2.1.1 Carbono Equivalente e Silício	10
2.2.2 Velocidade de Resfriamento	12
2.3 Elementos que influenciam nas características de grafitização dos ferros fundidos	15
2.4 Aspecto termodinâmico na Solidificação dos ferros fundidos	16
2.5 Ensaio de Tração em Ferros Fundidos	18
2.6 Classificação dos ferros fundidos.....	21
2.6.1 Ferro Fundido Branco	22
2.6.2 Ferros Fundidos Cinzento	22
2.6.3 Ferro Fundido Maleável	23

2.6.4	Ferro Fundido Vermicular.....	23
2.7	Ferro Fundido Nodular	24
2.7.1	Solidificação dos ferros fundidos nodulares	25
2.7.2	Propriedades Estáticas dos ferros fundidos nodulares	27
2.7.3	Tratamento de Inoculação.....	30
2.7.4	Tratamento de Nodularização	35
2.7.5	Escória em ferros fundidos nodulares	37
2.7.6	Steadita em ferros fundidos nodulares.....	38
2.8	Elementos de liga em ferros fundidos nodulares	39
2.9	Módulo de elasticidade de ferros fundidos nodulares	40
2.9.1	Módulo de Elasticidade – Técnica de Excitação por Impulso.....	43
CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS		45
3.1	Material utilizado	45
3.1.1	Composição Química dos lingotes.....	47
3.1.2	Análise de Composição Química	47
3.1.3	Análise por Difração de raios-X.....	47
3.2	Análise Microestrutural do ferro fundidos nodular	48
3.2.1	Preparo Metalográfico.....	48
3.2.2	Contagem e Área Média dos nódulos de grafita	49
3.2.3	Nodularidade da grafita, Formato e Distribuição dos nódulos.....	51
3.2.4	Fração Volumétrica da grafita e da Matriz Metálica	52
3.3	Análise de Microdureza e Dureza Vickers.....	53
3.4	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV-EDS).....	55
3.5	Preparação dos Corpos de Prova para Ensaio de Tração	55
3.5.1	Etapa de Corte	55
3.5.2	Equipamentos de Corte.....	56
3.5.3	Etapa de torneamento.....	57
3.5.4	Equipamentos (Torno mecânico e torno CNC)	57
3.6	Análise de Propriedades Mecânicas	58
3.6.1	Ensaio de deformação por Tração	58

3.6.2	Limite de Resistência á Tração, Tensão de Escoamento e Alongamento Relativo	59
3.6.3	Módulo de Elasticidade	60
CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÕES		62
4.1	Análise Química	62
4.2	Resultados de Difração de Raios X	64
4.3	Análise Microestrutural - Microscopia Ótica	69
4.3.1	Análise da Forma dos Nódulos de Grafita nas ligas do FFN.....	69
4.3.2	Análise da Distribuição dos Nódulos de Grafita	70
4.3.3	Contagem, Avaliação da Nodularidade e da Área média dos nódulos de grafita	72
4.3.4	Análise da Matriz Metálica (ferrita e perlita)	74
4.3.5	Microscopia Ótica – Análise da Steadita	77
4.4	Dureza e Microdureza Vickers	78
4.5	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EDS) – Nódulos e Inclusões.	80
4.6	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EDS) - Steadita.....	85
4.7	Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares.....	92
4.7.1	Ensaio de Deformação por Tração	92
4.7.2	Alongamento Relativo ($\delta\%$).....	95
4.7.3	Tensão de Escoamento (σ_e)	98
4.7.4	Módulo de Elasticidade (E)	100
CAPÍTULO 5: CONCLUSÃO.....		106
CAPÍTULO 6: SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS		109
CAPÍTULO 7: REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA.....		110

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1	Diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono.....	6
Figura 2	Diagrama estável Fe-C-Si para uma liga contendo 2%Si.....	7
Figura 3	Seção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C.....	8
Figura 4	Influência dos elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos, elementos grafitizantes (Si) e elementos que promovem a formação de carbonetos (Cr).....	8
Figura 5	Declive da resistência a tração com o aumento do teor de carbono para uma barra de 30mm de diâmetro de ferro fundido cinzento.....	10
Figura 6	Efeito da quantidade de grafite no módulo de elasticidade e no alongamento da falha.....	11
Figura 7	Influência da velocidade de esfriamento sobre o super-resfriamento.....	13
Figura 8	Efeito da temperatura de vazamento no número de células eutéticas.....	14
Figura 9	Variação da energia livre de Gibbs em função do raio do núcleo e indicação do raio crítico.....	17
Figura 10	Curva do ensaio de tração de ferro fundido nodular ferrítico.....	19
Figura 11	Relação entre as alterações estruturais e o LRT para ferro fundido nodular em função do tempo e da temperatura de vazamento.....	21
Figura 12	Micrografia dos ferros fundidos a) cinzento b) branco c) mesclado d) maleável e) Nodular	22
Figura 13	Diferentes tipos de ferro fundido nodular (a) ferrítico, (b) ferrítico-perlítico com estruturas denominadas de "olho de touros" e (c) perlítico.....	25
Figura 14	Microestrutura com ataque de um ferro fundido nodular de composição eutética, após 6 segundos do início da reação eutética, com aumentos de 105x e 1050x	27

Figura 15	Curva obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.....	27
Figura 16	Efeito da microestrutura e de variáveis de processo sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares com matriz de perlita e ferrita.....	28
Figura 17	Classificação da forma de grafita segundo a norma ISO 945-2008.....	28
Figura 18	Relação entre propriedades mecânicas e parâmetros de microestrutura em ferros fundidos nodulares.....	29
Figura 19	Micrografias de ferros fundidos a) Cinzento não inoculado b) Cinzento inoculado c) Dúctil não inoculado d) Dúctil inoculado....	30
Figura 20	Variação das propriedades mecânicas na Inoculação.....	31
Figura 21	Aparência física do inoculante de ferrosilício convencional.....	32
Figura 22	Efeito do teor de inoculação sobre o percentual de alongamento.....	32
Figura 23	Efeito do percentual de inoculação na contagem dos nódulos.....	33
Figura 24	Influência da nodularidade da grafita sobre a resistência ao impacto.....	37
Figura 25	Influência da nodularidade do grafite na taxa de desgaste.....	37
Figura 26	Microestrutura do ferro fundido nodular com defeito tipo escória.....	38
Figura 27	Steadita em ferros fundidos nodulares.....	39
Figura 28	Módulo de elasticidade em função do parâmetro de morfologia da Grafita (W_c) , para diversos tipos de ferros fundidos.....	41
Figura 29	Alteração do módulo de elasticidade com a tensão aplicada para ferro fundido nodular perlítico, ferro fundido vermicular e ferro fundido cinzento ligado ao Cr e Mo.....	41

Figura 30	Efeito da quantidade de grafita (nodular, lamelar) sobre o modulo de elasticidade (determinado por freqüência de ressonância). A reta para o nodular foi calculada supondo as partículas de grafita como esferas, enquanto a reta para o cinzento foi calculada com partículas em forma de discos.....	42
Figura 31	Fluxuograma com as soluções Sonelastic.....	43
Figura 32	Técnica de Excitação por Impuls : a) Princípio de funcionamento b) Equipamento acoplado a receptores.....	44
Figura 33	a) Preparação dos moldes, b) Fe-Si e Mg, c) Vazamento do metal na panela de tratamento e início da inoculação, d) nodulização e pós inoculação, e) Moldes de areia preenchidos com o banho metálico, f) Molde metálico contendo o banho metálico para análise química.....	46
Figura 34	Passo a passo da utilização do programa Fiji Win-Imaje J.....	51
Figura 35	Nódulos tipo IV, V e VI - Norma ISO-945-2008.....	52
Figura 36	Etapas de cálculo das frações volumétricas de fases e constituintes.....	53
Figura 37	Microdurômetro HMV SHIMADZU (UENF).....	54
Figura 38	a) Microscópio eletrônico de varredura Shimadzu, modelo SSX – 5500 (UENF), b) Microscópio eletrônico de Varredura, modelo Bruker (IME) -RJ).....	55
Figura 39	Lingotes contendo as marcações das regiões de corte.....	56
Figura 40	a) Fresadora de corte, b) Máquina Serra Fita (Usicampos-Campos dos Goytacazes-RJ).....	57
Figura 41	a) Torno mecânico da marca ROMI (Usicampos- Campos dos Goytacazes-RJ), b) Torno CNC Centur 35D	58
Figura 42	a) Máquina Universal INSTRON, b) Corpo de prova para o ensaio de tração.....	59
Figura 43	a) Curva tensão x deformação demonstrando, o ponto de limite de resistência á tração.....	59
Figura 44	Demonstração do cálculo do módulo de elasticidade pelo programa Excel.....	60

Figura 45	Etapas de manuseio do Equipamento (Sonelastic) a) Dados de dimensão do corpo de prova b) Leitura do módulo de elasticidade.....	61
Figura 46	Difratograma da liga T1 (10min/1351°C)	65
Figura 47	Difratograma da liga T2 (15min/1329°C)	65
Figura 48	Difratograma da liga T3 (20min/1314°C)	66
Figura 49	Difratograma da liga T4 (25min/1301°C).....	66
Figura 50	Difratograma da liga T5 (30min/1285°C).....	67
Figura 51	Difratograma da liga T6 (35min/1267°C).....	67
Figura 52	Difratograma da liga T7 (40min/1257°C).....	68
Figura 53	Difratograma da liga T8 (45min/1244°C).....	68
Figura 54	Difratogramas de todas as ligas analisadas	69
Figura 55	Micrografias das ligas em estado quimicamente não atacado. Aumento de 100X e Campo Claro: a) T1(10min/1361°C), b) T2 (15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).....	70
Figura 56	Micrografias das ligas analisadas em estado quimicamente não atacado, demonstrando o processo de aglomeração entre os diferentes nódulos. Aumento de 50x e campo claro: a) T1(10min/1361°C), b) T2 (15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).....	71
Figura 57	Quantidade de nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento.....	73
Figura 58	Percentual de nodularidade da grafita.....	73
Figura 59	Área média dos nódulos para diferentes tempos e temperaturas de vazamento.....	74

Figura 60	Micrografias das ligas analisadas em estado quimicamente atacado. Aumento de 100X e Campo Claro: a) T1(10min/1361°C), b) T2 (15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d)T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).....	75
Figura 61	Nódulos de grafita. Aumento de 500x e Campo claro: a) T1 (10min/1361°C), b) T2(15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).....	76
Figura 62	Representação da fração volumétrica dos contituente(s) e fase(s) de todas as ligas analisadasde	77
Figura 63	Presença da Steadita nas diversas ligas. Aumento de 200x e Campo Claro: a) T2(15min/1329°C) b) T3(20min/1314°C) c) T4 (25min/1301°C) d) T5(30min/1285) e) T7(40min/1257°C) f) T8(45min/1244°C).....	78
Figura 64	Microdureza das ligas em função da temperatura de vazamento para:a) Ferrita b) Perlita c) Grafita d) Steadita.....	80
Figura 65	Inclusões no interior dos nódulos: a) T1(10min/1361°C), b) T2 (15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d)T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T8(45min/1244°C).....	81
Figura 66	a) Inclusões sobre os nódulos de grafita da liga T1(10min/1351°C), b) Análise química pontual do ponto P1, c) Análise química pontual do ponto P2.....	82
Figura 67	a) Inclusões sobre os nódulos de grafita da liga T5(30min/1285°C), b) Análise química pontual do ponto P1.....	83
Figura 68	a) Imagem de MEV com Inclusões sobre os nódulos de grafita da liga T8(30min/1285°C), b) Análise química pontual P1 na inclusão.....	84
Figura 69	Imagem da liga T1 (10min – 1351°C), MEV, 5000x, indicando pontos P1, P2 e P3, para análise química Pontual, MEV/EDS.....	86

Figura 70	Análise Química Pontual nas regiões P1, P2 e P3 da liga T1 (10min – 1351°C) MEV/EDS.....	86
Figura 71	Análise química Pontual da liga T5(30min/1285°C)	88
Figura 72	Análise Química Pontual nas regiões P1, P2 e P3 da liga T5 (30min – 1285°C) MEV/EDS.....	88
Figura 73	Análise Química Pontual nas regiões da liga T5(30min/1285°C): a) P4, b) P5, c) P6	89
Figura 74	Imagem de MEV da liga T2 (15min/1329°C), indicando locais de análise química pontual (pontos P1, P2, P3, P4, P5 e P6).....	91
Figura 75	Análise Química Pontual da liga T8 (45min/1244°C) nos pontos: a) P2, b) P4, c) P6.....	91
Figura 76	Curvas ‘‘Tensão x Deformação’’ obtidas no Ensaio de tração dos ferros fundidos nodulares: a) T1 (1351°C /10 min), b) T2 (1329°C/15 min), c) T3(1314°C/20min), d) T4(1301°C/25min), e) T5(1285°C/30 min), f) T6(1267°C/35min), g) T7(1257°C/40 min), h) T8(1244°C/45min).....	93
Figura 77	a) Limite de Resistência a tração variando em função da temperatura, b) Relação entre Número de nódulos e o Limite de Resistência a Tração, c) Relação entre Área média dos Nódulos e o Limite de Resistência a Tração, d) Comparativo entre a nodularidade(%) de grafita e o Limite de Resistência de Tração.....	95
Figura 78	Relação entre o Alongamento Relativo com: a) Temperatura de vazamento para as ligas analisadas, b) Porcentagem de ferrita, c) Quantidade de Nódulos de Grafita por área, d) Área média dos nódulos de grafita, e) Nodularidade da grafita.....	97
Figura 79	Relação entre a tensão de escoamento com: a) Temperatura de vazamento para as ligas analisadas, b) Percentual de ferrita, c) Porcentagem de perlita, d) Quantidade de Nódulos de Grafita, e) Área média dos nódulos de grafita, f) Nodularidade da grafita.....	100

Figura 80	Módulo de elasticidade das ligas pelos métodos Estático e Dinâmico.....	103
Figura 81	Relação entre módulo de elasticidade dinâmico com: a) Quantidade de nódulos de grafita, b) Área media dos nódulos de grafita, c) Nodularidade da grafita d) Ferrita, e) Perlita.....	105

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1	Efeitos de elementos químicos na solidificação e durante a reação eutetóide.....	9
Tabela 2	Valores de módulo de elasticidade para classes de ferros fundidos nodulares, de acordo com a norma ISO 1083/2004.....	42
Tabela 3	Tempos e temperaturas referentes aos oito lingotes vazados nos moldes de areia.....	46
Tabela 4	Composição química dos lingotes (Metal Base).....	47
Tabela 5	Composição química do metal base e do FFN após os tratamentos de inoculação e nodulização.....	62
Tabela 6	Composição química dos lingotes de FFN após tratamentos de inoculação e nodulização.....	63
Tabela 7	Taxa de dessulfuração do enxofre.....	63
Tabela 8	Apresentação da quantidade e área média de nódulos, da nodularidade das ligas e área média dos nódulos.....	72
Tabela 9	Fração volumétrica dos constiuinte(s) e fase(s) das ligas	75
Tabela 10	Dureza e Microdureza Vickers das ligas	79
Tabela 11	Composição Química dos elementos em P1 e P2 (Liga T1-10min-1351°C).....	83
Tabela 12	Composição química do ponto P1- Liga (T5-30min-1285°C).....	84
Tabela 13	Composição química do ponto P1 - Liga (T8-45min/1244°C).....	85
Tabela 14	Análise pontual dos pontos P1, P2, P3 da liga T1 (10min - 1351°C) (das Figuras 69 e 70).....	87
Tabela 15	Composição química dos pontos P1, P2, P3 (Liga T5 – 30min – 1285°C) das figuras 71 e 72.....	89
Tabela 16	Composição química dos pontos P4, P5, P6 (Liga T5 – 30min – 1285°C) das figuras 71 e 73.....	90
Tabela 17	Composição química nos pontos P2, P4, P6 da liga T8 (45min/1244°C) referente as figuras 74 e 75.....	91

Tabela 18	Limite de Resistência a Tração das ligas	93
Tabela 19	Alongamento relativo ($\delta\%$) das ligas	95
Tabela 20	Tensão de escoamento (σ_e) das ligas.....	98
Tabela 21	Densidade das ligas	101
Tabela 22	Módulo de elasticidade das ligas.....	102

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

CCT – Centro de Ciência e Tecnologia

LAMAV- Laboratório de Materiais Avançados

δ - Alongamento relativo,

σ_e - Tensão de escoamento

LRT – Limite de Resistência a Tração

E - Módulo de elasticidade

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

TEE - Temperatura de Equilíbrio Estável

TEM - Temperatura de Equilíbrio Metaestável

EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva

UENF - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro

SGC - Saint-Gobain Canalização

DRX - Difração de Raios X

ICDD - International Centre for Diffraction Data

FFN - Ferro Fundido Nodular

ISO - International Organization for Standardization

Mg – Magnésio

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ASTM - American Society for Testing and Materials

RESUMO

Esta Dissertação de Mestrado teve como objetivo analisar as características da estrutura e propriedades mecânicas de um Ferro Fundido Nodular (FFN) utilizando um lote experimental com baixo teor de magnésio na liga tratada (0,058%), em função do tempo e da temperatura de vazamento do banho metálico. Para o trabalho, a empresa Saint - Globain Canalização forneceu 8 lingotes do lote de FFN experimental, vazados em tempos e temperaturas distintas. Esse lote foi submetido aos tratamentos de inoculação com Fe-Si -75% e nodulizado com Mg, usando a técnica de imersão por sino. Foi realizada a análise química do metal inicial e do FFN, depois do tratamento em todos os lingotes. A análise estrutural das ligas do FFN foi realizada por meio de difração de raios X, microscopia ótica (incluindo as análises quantitativa e qualitativa), microdureza Vickers, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise por EDS. Propriedades mecânicas foram determinadas nos ensaios de tração e a avaliação do módulo de elasticidade pelos métodos de ensaio estático (Instron) e dinâmico (equipamento Sonelastic). Os resultados revelaram a ação dessulfurante do magnésio nos FFN, a presença de inclusões no interior dos nódulos de grafita além da presença da constituinte eutética Steadita. Observou-se o processo de aglomeração dos nódulos de grafita, formando assim nódulos com tamanhos maiores. Verificou-se a diminuição da nodularidade dos nódulos de grafita conforme a redução da temperatura e com o aumento do tempo de vazamento. As propriedades mecânicas sofreram interferência tanto do tempo e temperatura quanto das características microestruturais, tais como a nodularidade da grafita, número e área média de nódulos por área, fração volumétrica dos constituintes e fases. O Limite de Resistência a Tração apresentou valores entre $450,20 \pm 38,57$ MPa e $500,75 \pm 25,79$ MPa. A Tensão de Escoamento variou entre $114,74 \pm 16,36$ MPa e $171,71 \pm 12,96$ MPa, enquanto o Alongamento Relativo apresentou valores entre $11,78\% \pm 7,48\%$ e $16,12\% \pm 1,20\%$. O Módulo de Elasticidade pelo método de ensaio estático variou entre $126,54 \pm 14,34$ GPa e $195,74 \pm 11,23$ GPa e o Módulo de Elasticidade pelo método dinâmico apresentou valores entre $155,07 \pm 6,55$ GPa e $161,55 \pm 11,97$ GPa.

ABSTRACT

This Master's Dissertation aimed to analyze the structural characteristics and mechanical properties of a Nodular Cast Iron (NCI) using an experimental batch with a low magnesium content in the treated alloy (0.058%), as a function of the time and the casting temperature of the metal bath. For work, the company Saint - Gobain Conduit provides 8 ingots of the experimental NCI lot, cast at different times and temperatures. This batch was submitted to inoculation treatments with Fe-Si -75% and nodulated with Mg, using the bell-immersion technique. Chemical analysis of the starting metal and NCI was performed after treatment in all ingots. The structural analysis of the NCI alloys was performed by means of X-ray diffraction, optical microscopy (including quantitative and qualitative analysis), Vickers microhardness, scanning electron microscopy (SEM) and DES analysis. Mechanical properties were determined in the tensile tests and the modulus of elasticity were evaluated by the static (Instron) and dynamic (Sonelastic equipment). The results revealed the desulfurizing action of magnesium in the NCI, the presence of inclusions inside the graphite nodes besides the presence of the eutetic constituent Steadite. The agglomeration process of the graphite nodules was observed, thus forming nodules with larger sizes. The nodularity of the graphite nodules was reduced as the temperature decreased and the casting time increased. The mechanical properties were influenced by time and temperature as well as microstructural characteristics, such as nodularity of the graphite, number and average area of nodules per area, volumetric fraction of constituents and phases. The tensile strength limit showed values between 450.20 ± 38.57 MPa and 500.75 ± 25.79 Mpa. The Flow Stress varied between 114.74 ± 16.36 MPa and 171.71 ± 12.96 MPa, while Relative Stretch showed values between $11.78\% \pm 7.48\%$ and $16.12\% \pm 1.20\%$. The Modulus of Elasticity by the static test method varied between 126.54 ± 14.34 GPa and 195.74 ± 11.23 GPa and the Modulus of Elasticity by the dynamic method presented values between 155.07 ± 6.55 GPa and 161.55 ± 11.97 GPa.

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

Entre as ligas ferro-carbono, os ferros fundidos formam um grupo de ligas de elevada importância na indústria, não só devido as características inerentes do próprio material, mas também pelo fato da prática mais fácil de introdução de elementos de liga, aplicação de tratamentos térmicos e pelo desenvolvimento do ferro fundido nodular, viável em aplicações onde era exclusividade dos aços (Chiaverini, 2012).

O ferro fundido nodular é um material de engenharia que apresenta alta ductilidade. Esse tipo de material possui também, baixo custo de produção, fácil produção além de ser amplamente utilizado como um material estrutural. Algumas práticas e melhorias em suas propriedades mecânicas foram desenvolvidas fazendo com que o material em questão possa ser utilizado em diversos ramos da indústria. Um exemplo é a sua utilização em peças automotivas como válvulas e eixo de manivela (Servi, 2013).

Os FFNs possuem suas propriedades mecânicas relacionadas às matrizes ferríticas e perlíticas. FFNs com matriz ferrítica possuem valores de resistência na faixa de 380-450 MPa, possuindo percentuais de alongamento entre 10-22%. Já os FFNs com matriz perlítica, sua resistência pode atingir 900 MPa, com valores de alongamento de 2% (Warda *et al.*, 1998).

Os nódulos de grafita esferoidal distribuídos entre a ferrita e a matriz de perlita, são obtidos através da adição de nodulizantes como o magnésio, cério e alguns outros elementos que devem ser monitorados, permitindo assim uma grafita de forma desejada (Krause *et al.*, 1981).

Dentre os principais agentes nodulizantes, geralmente todos eles incluem o magnésio (Mg). Podemos citar nodulizantes de magnésio, a base de Mg-Fe-Si e nodulizantes a base de níquel. De uma forma geral, esses nodulizantes são introduzidos na forma de ligas, como por exemplo 15Mg / 82Ni, 15Mg / 30Si / 50Ni, 5Mg / 45Si / 50Fe. Outra forma de nodulizante é o magnésio sem liga, na forma de lingotes ou fios (Chiaverini, 2012).

Uma das técnicas mais utilizadas para produzir os FFNs é de Imersão por Sino. Consiste em utilizar uma panela estreita e alta, uma tampa de ferro fundido

onde é fixado um sino de material refratário, que contém a liga nodulizante Fe-Si-Mg (Souza Santos, 1989).

Qualquer que seja a técnica utilizada, há uma reação que ocasiona fervura, onde o magnésio é vaporizado e o vapor atravessa o ferro líquido, regredindo o seu teor de enxofre e provocando a formação da grafita esferoidal. Geralmente, logo após a adição do agente nodulizante, o Fe-Si é inserido com a finalidade de produzir uma matriz de microestrutura adequada. O magnésio atua como uma espécie de inibidor de curta duração, retardando assim a formação inicial da grafita. (Chiaverini, 2012). No trabalho de Vidal (2017), foi analisada a influência dos teores de Mg de 0,077% e 0,094 % na estrutura e propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. Já neste trabalho avalia-se a influência de 0,058% de Mg nas propriedades mecânicas e estrutura dos FFNs.

1.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como o objetivo principal o estudo das variações estruturais e das propriedades mecânicas de oito ligas de ferro fundido nodular de um lote experimental, inoculado com Fe-Si 75%, nodulizado com magnésio pela técnica de imersão por Sino e vazado em moldes de areia, em função do tempo e temperatura de fundição, tendo o teor de magnésio no metal líquido tratado de 0,058%, menor que o habitual de 0,08%. A massa do ferro gusa no interior da panela consistiu de 3800 kg e nela foram adicionados 20 kg de FeSi 75% e 5 Kg de magnésio.

1.1.1 Objetivos Específicos

1. Verificar a composição química de um FFN vazado em moldes de areia em oito tempos diferentes, variando entre 10 e 45 min, após seus tratamentos de inoculação e nodulização. A análise química para esse trabalho tem o objetivo de identificar os percentuais em peso dos elementos químicos presentes no banho metálico antes de ser submetido aos tratamentos de nodulização e inoculação (metal base) e após os tratamentos (metal tratado).

2. Realizar a difração de raios X com a finalidade de identificar a composição física das ligas.
3. Analisar as microestruturas das ligas com o objetivo de determinar a contagem de nódulos por área, tamanho dos nódulos, nodularidade e frações volumétricas da ferrita, grafita e perlita.
4. Utilizar as técnicas de MEV e EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) de forma a observar detalhadamente a microestrutura e realizar a análise pontual, a fim de verificar a composição química das fases presentes, das constituintes perlita e steadita além das inclusões presentes no interior dos nódulos de grafita (EDS/MEV).
5. Aferir a microdureza Vickers da ferrita e grafita e a dureza Vickers para as constituintes perlita e steadita.
6. Executar os ensaios de Tração nas ligas e verificar as propriedades mecânicas tais como: Módulo de elasticidade, Tensão de escoamento, Limite de resistência a tração (LRT) e Alongamento relativo.
7. Determinar o módulo de elasticidade pelos métodos estático e dinâmico das ligas em questão, e analisar possíveis alterações em função do tempo e temperatura de vazamento.
8. Analisar as variações das propriedades mecânicas e alterações estruturais causadas pelas modificações de composição química, temperatura e tempo de vazamento do FFN.

1.2 Justificativas

1.2.1 Importância Científica

Do ponto de vista científico, este estudo é de grande relevância para analisar o comportamento dos ferros fundidos nodulares diante de situações onde geralmente o material utilizado é o aço. Esse conhecimento auxilia na etapa da seleção de um material a ser aplicado em projetos de engenharia. O fato de verificar as possíveis variações na microestrutura e nas propriedades mecânicas, ocasionados pelo baixo teor de magnésio no metal líquido tratado (0,058%) e ainda avaliação do módulo de elasticidade das ligas por dois métodos diferentes, justifica cientificamente o estudo do trabalho

1.2.2 Importância Econômica

Do ponto de vista econômico, a possível obtenção de grafita nodular para tempos maiores de vazamento e temperaturas menores do banho metálico minimizam os custos de produção. Geralmente, as empresas trabalham com um teor de magnésio em torno 0,08% e para esse trabalho foi possível reduzir o teor de magnésio para 0,058% mantendo excelentes propriedades mecânicas. Com essa redução de magnésio, pode-se dizer que é outra forma de conter os gastos de produção dos ferros fundidos nodulares.

1.2.3 Importância Tecnológica

Do ponto de vista tecnológico, o fato de se obter grafita nodular em tempos maiores que a literatura afirma, abre possibilidades de se aperfeiçoar o processo de produção de ferros fundidos nodulares. A bibliografia afirma que o tempo de vazamento do banho metálico nos moldes varia entre 10 e 15 minutos e a temperatura de vazamento por volta de 1350°C (Souza Santos, 1989). Os autores (Pessanha, 2016) e (Vidal, 2017) asseguram a obtenção da grafita nodular com

tempo de vazamento variando entre 10 e 45 minutos. Esse trabalho certifica que é possível obter a grafita nodular variando o tempo de vazamento de 10 até 45 minutos e a temperatura de vazamento até 1244°C.

1.3 Ineditismo

Esse trabalho torna-se inédito à medida que se produz pela primeira vez uma liga de ferro fundido nodular com 0,058% de magnésio, percentual menor que o habitual (0,08%), produzida pela técnica de imersão por sino com suas características estruturais e propriedades mecânicas avaliadas em função da combinação dos fatores composição química, tempo e temperatura de vazamento.

CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ferros Fundidos – Conceitos Gerais

O ferro fundido pode ser definido como uma liga ferro-carbono-silício, com a concentração de carbono acima de 2% aproximadamente. Todavia, deve estar numa quantidade maior do que pode ser retida em solução sólida da austenita. Com isso, formará carbono parcialmente livre, com morfologia em veios ou lamelas de grafita (Chiaverini, 2012).

Para Guesser (2009), os ferros fundidos são ligas Fe-C-Si, contendo ainda manganês, enxofre e fósforo, podendo adicionalmente apresentar elementos de liga diversos.

2.1.1 Diagramas Ferro-Carbono e Ferro-Carbono-Silício

Para o estudo dos ferros fundidos, é necessário a utilização dos diagramas de equilíbrio Fe-C (fase estável) e Fe-Fe₃C (fase metaestável). Podemos verificar os diagramas através das figuras 1 e 2 respectivamente.

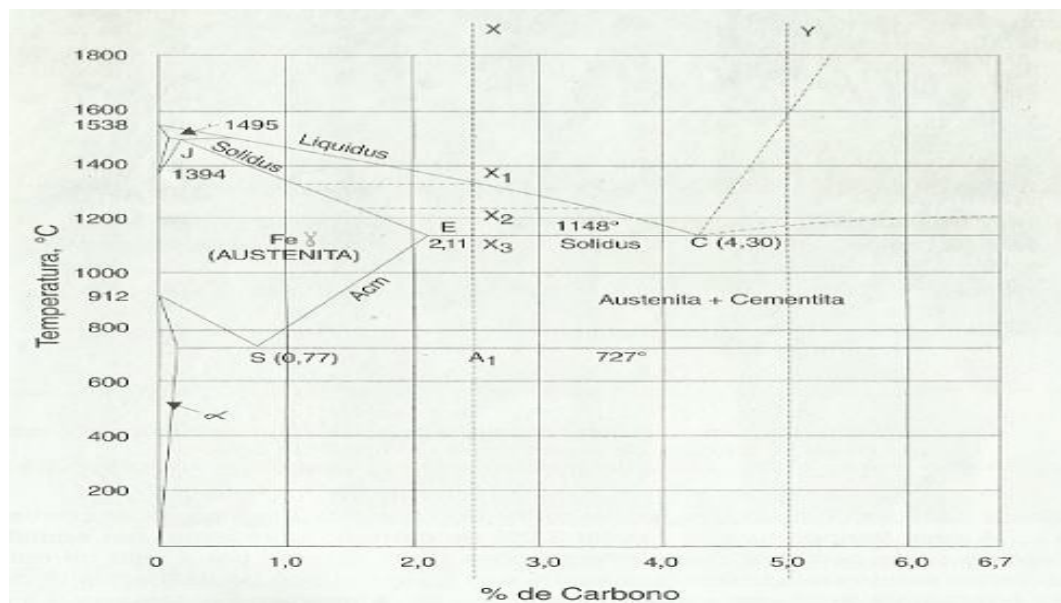


Figura 1- Diagrama de equilíbrio estável Fe-C (Chiaverini, 2012)

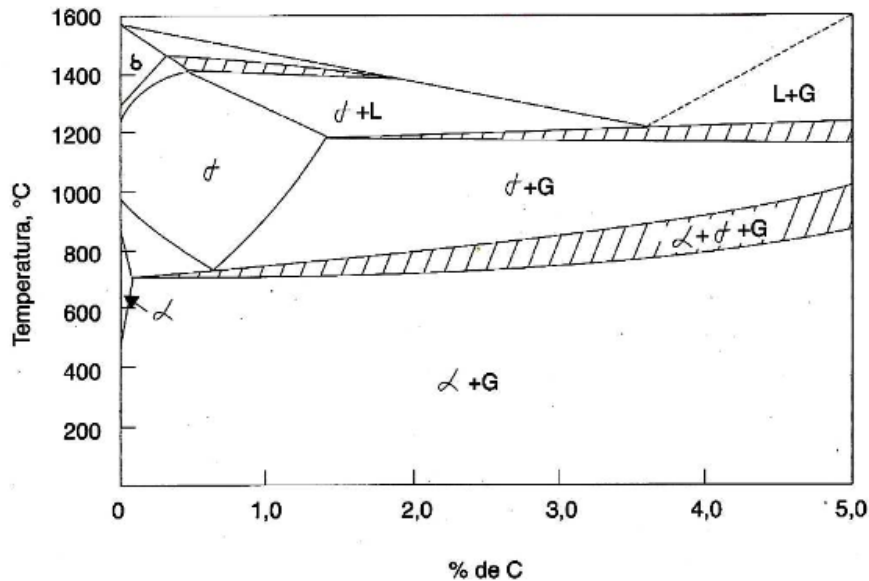


Figura 2 – Diagrama metaestável Fe-C-Si para uma liga contendo 2%Si (Chiaverini, 2012)

Através do Diagrama Fe-C, figura 1, podemos observar algumas reações em determinadas temperaturas e composições. No ponto C (1148°C e 4,30% p de carbono) têm-se a fase líquida se transformando em mais duas fases que são a austenita e a cementita (Ledeburita), denominando assim de reação eutética. No ponto S (727°C e 0,77%p de carbono) a austenita se transforma em ferrita e cementita (perlita) determinando a reação eutetóide. Uma das reações observadas no diagrama metaestável (figura 2) é a reação eutética (1148°C e aproximadamente 3,5%p de carbono), onde o líquido se resfria e tem-se a austenita e grafita como produtos. Já a reação eutetóide, o declínio da temperatura faz com que a austenita se transforme em ferrita mais grafita (Chiaverini, 2012).

Segundo Hughes (1968), o diagrama para o sistema ferro-carbono, apresenta uma diferença de aproximadamente 7°C entre as temperaturas de equilíbrio do eutético estável e do metaestável. Na figura 3 observam-se as composições próximas ao ponto eutético.

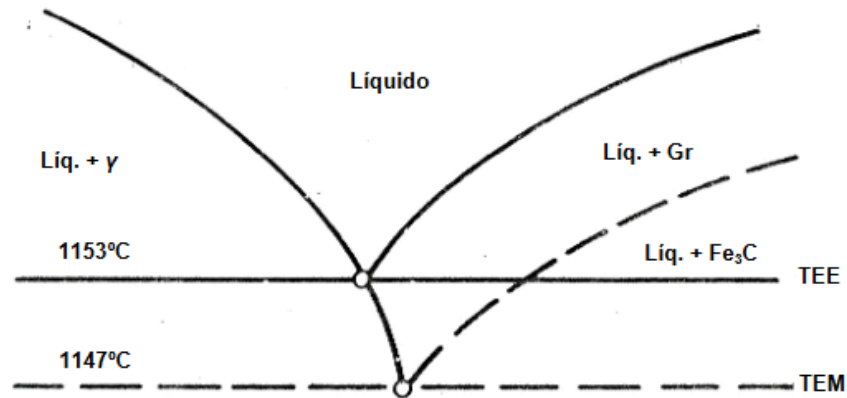


Figura 3 – Seção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C (Hughes, 1968).

Na presença de até 3% de silício aproximadamente, as seções binárias Fe-C do diagrama ternário Fe-C-Si são similares a do diagrama binário Fe-C. No entanto, ocorre regressão da porcentagem de carbono do eutético e alteração nas linhas do diagrama que representam o equilíbrio entre as fases. Assim, a diferença entre as temperaturas dos eutéticos pode ser alteradas por variações das porcentagens de silício. Elementos químicos como silício, alumínio, níquel e cobre, possuem a propriedade de ampliar a faixa entre as temperaturas dos eutéticos. Já elementos químicos como cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio, promovem a formação de carbonetos, tornando essa faixa mais estreita. Na figura 4 podemos verificar o efeito.

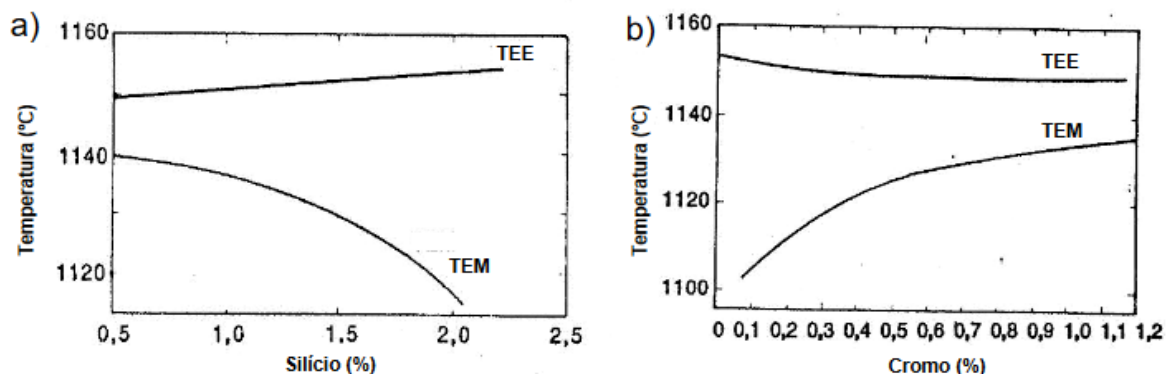


Figura 4- Influencia dos elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos: a) Elementos grafitizantes (Si) b) Elementos que promovem a formação de carbonetos (Pieske, 1974)

2.2. Fatores que influenciam na estrutura do ferro fundido

Dois fatores importantes influenciam na estrutura do ferro fundido e são eles: Composição química e velocidade de resfriamento.

2.2.1 Composição Química

Os elementos que mais influenciam na estrutura são o carbono e o silício. O carbono, determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é essencialmente elemento grafitizante, favorecendo a decomposição de carboneto em ferro; sua presença independentemente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco. Já o manganês, possui efeito oposto do silício, isto é, estabiliza a cementita e compensando de certo modo, a ação grafitizante do silício. Além disso, o manganês é adicionado como dessulfurante e atua como estabilizador da perlita, daí seu efeito oposto ao do silício (Chiaverini, 2012).

Os outros elementos, impurezas normais, fósforo e enxofre, não tem uma ação muito significativa sob o ponto de vista de tendência grafitizante. Apenas o fósforo é um estabilizador relativamente forte de carboneto de ferro (Chiaverini, 2012). Abaixo, podemos evidenciar através da tabela 1 os efeitos de elementos químicos nos ferros fundidos.

Tabela 1 – Efeitos de elementos químicos na solidificação e durante a reação eutetóide (Chiaverini, 2012).

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

2.2.1.1- Carbono Equivalente e Silício

Para Chiaverini (2012), os elementos que influenciam nas propriedades mecânicas são o carbono, o silício e o fósforo em quantidade pequena. Dentre os elementos citados, o mais importante é o silício, pois o mesmo atua como elemento grafitizante e cria condições que favorece a formação da grafita. Possui ainda a finalidade de combater a corrosão e a oxidação a altas temperaturas do material.

A fórmula (2.1) define o percentual de carbono equivalente, onde o carbono, o silício e o fósforo são envolvidos (Walton *et al.*, 1981).

$$C_{\text{equivalente}} = \%p \text{ C} + \frac{1}{3} (\%p \text{ Si} + \%p \text{ P}) \quad (2.1)$$

Observa-se através da figura 5 o efeito do teor do carbono equivalente na resistência a tração.

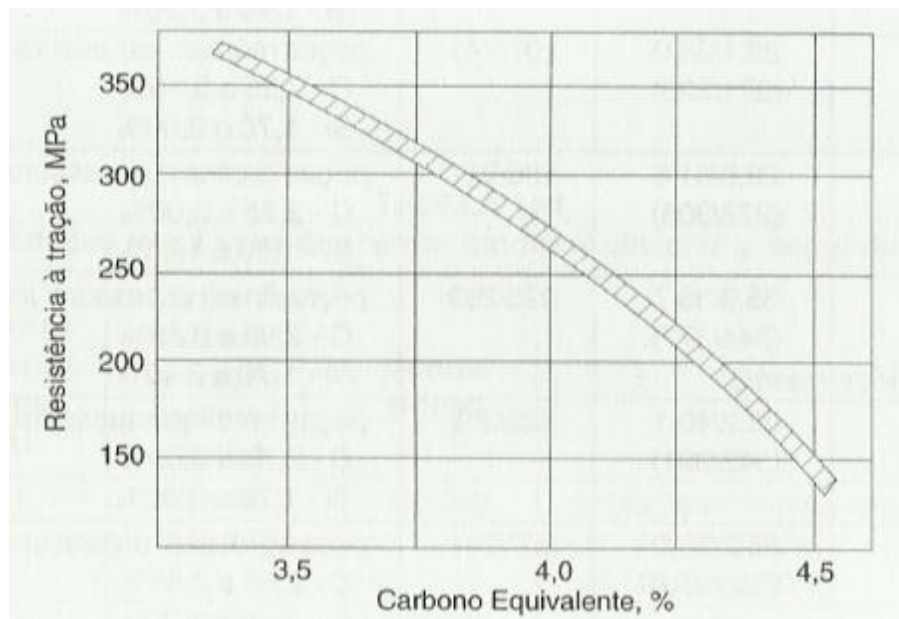


Figura 5– Declive da resistência a tração com o aumento do teor de carbono equivalente para uma barra de 30mm de diâmetro de ferro fundido cinzento (Chiaverini, 2012).

O teor de grafite afeta diretamente o módulo de elasticidade e o alongamento dos ferros fundidos cinzentos. Em particular, ambos diminuem se a porcentagem de grafite aumenta, como ilustrado na Figura 6 (Collini *et al.*, 2008).

A quantidade de grafite na estrutura do ferro fundido é extremamente importante do ponto de vista estrutural. Quanto maior a quantidade de grafite

presente na microestrutura de ferro fundido, menor será a resistência mecânica. Isto ocorre devido a efeitos dos vazios e entalhes (Rebouças *et al.*, 2016).

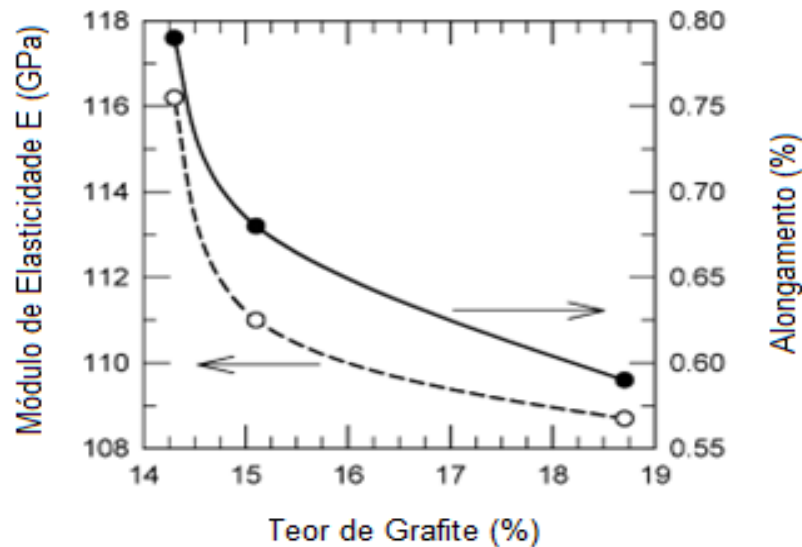


Figura 6 – Efeito da quantidade de grafite no módulo de elasticidade e no alongamento (Collini *et al.*, 2008).

A expressão do carbono equivalente considera não só a quantidade dos elementos químicos presentes no material mas também o poder grafitizante de cada uma deles. Elementos como o silício e fósforo exercem grande influência no ponto eutético, deslocando-o para a esquerda. Em geral, os elementos grafitizantes elevam o carbono equivalente e os promovedores da formação de carbonetos diminuem-no. Além disso, deve-se lembrar que as temperaturas de liquidus e solvus são alteradas pelos outros elementos presentes nos ferros fundidos comerciais, como o manganês, o fósforo e o enxofre (Souza Santos, 1989).

Do ponto de vista da fundição, a razão principal para a adição de Si ao banho metálico é controlar a oxidação e aumentar a fluidez. O Si forma uma fina camada tenaz de SiO₂ sobre a superfície e assim proporcionando algum grau de proteção contra oxidação adicional. O Si também tem sido relatado para tornar a escória do forno menos viscosa e mais fácil de manusear na remoção antes do escoamento (Laird *et al.*, 2000).

2.2.2 Velocidade de Resfriamento

Segundo Chiaverini (2012), o fator velocidade de resfriamento relaciona a velocidade de resfriamento propriamente dita durante a solidificação no interior dos moldes e a espessura das peças moldadas. Em outras palavras, seções espessas significam velocidades de resfriamento relativamente lentas e seções finas, velocidades rápidas, o que significa também que em peças de seções de diferentes espessuras, ocorrem diversas velocidades de resfriamento. Para as seções finas, têm-se elevadas velocidades de resfriamento e não muito tempo para a decomposição da cementita, de modo que, dependendo do teor de carbono ou silício, pouca ou nenhuma grafitação ocorrem e com isso, se produz na prática seções coquilhadas.

Já para as seções mais espessas, têm-se velocidades de resfriamento lentas, onde ocorre uma apreciável grafitação, dependendo sempre do teor de silício. A estrutura será constituída de perlita e grafita. A velocidade de resfriamento não influi apenas na grafitação; outra ação importante é na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Velocidades altas produzem veios finos, com uma distribuição dendrítica. Velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais e por final, velocidades muito lentas, tem como resultado uma distribuição de veios grosseiros de grafita (Chiaverini, 2012).

Para Morrogh (1960), é possível estudar os efeitos da velocidade de esfriamento sobre o super resfriamento de três ferros fundidos (figura 7):

- Ferro Fundido (1) – Quando esse ferro fundido, esfriado com a velocidade mais baixa, atingiu a temperatura do eutético estável, foi necessário um pequeno super resfriamento para se conseguir a recalescência;
- Ferro Fundido (2) – Quando este ferro fundido, esfriado com velocidade maior, atingiu a temperatura XX, na qual ocorreu o início da recalescência para o primeiro, a quantidade de calor liberada no processo de solidificação, para o número de núcleos existentes e velocidade de crescimento associadas a ΔT_1 , não foi suficiente para provocar a recalescência. A quantidade de calor extraída era maior que no primeiro caso, havendo necessidade de um aumento no super-resfriamento para que a quantidade de calor fornecida

atingisse ou superasse a extraída, em conseqüência do número de células e da velocidade de crescimento maiores.

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

Analisando as curvas da figura 7, pode-se concluir que o super-resfriamento aumenta com o acréscimo da velocidade de esfriamento.

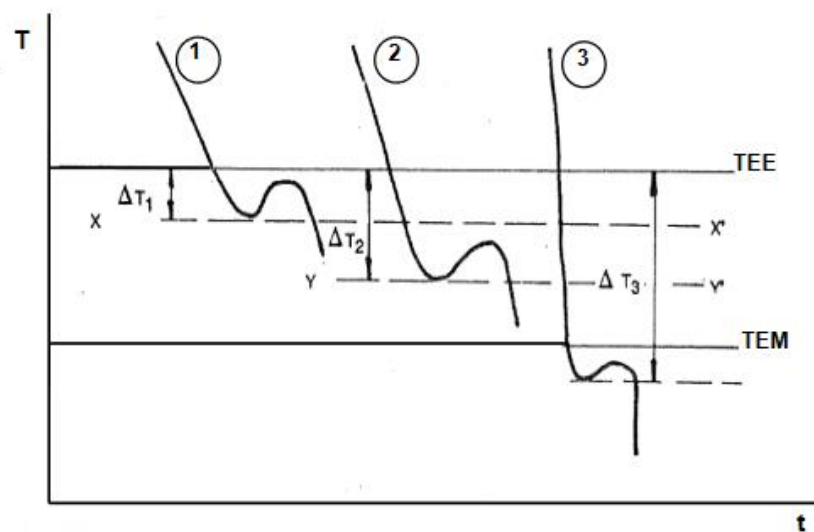


Figura 7 – Influência da velocidade de esfriamento sobre o super-resfriamento (Morrogh, 1960).

Para Souza Santos (1989), o número de núcleos, o número de células e a velocidade de crescimento aumentam com a velocidade de esfriamento, já que variam diretamente com o grau de super-resfriamento.

Ainda segundo Souza Santos (1989), são utilizados 3 métodos com o intuito de variar a velocidade de esfriamento:

1. Alterar a velocidade de extração de calor pelo molde através da variação da espessura do molde e/ou do material que o constitui;
2. Modificar a temperatura de vazamento. Quanto mais alta a temperatura de vazamento, mais devagar a peça se esfria, pois o molde é rapidamente encharcado de calor, reduzindo assim a velocidade de condução de calor pelo mesmo.

Para baixas temperaturas de vazamentos, a velocidade de esfriamento é aumentada. Este fato ocorre em virtude da temperatura de vazamento ser mais próximo da solidificação e não haver um tempo para um encharcamento maior das paredes do molde. Assim, a quantidade de calor que atravessa as paredes de molde por ocasião da solidificação é ainda elevada, em decorrência do maior gradiente de temperatura.

Com o decréscimo da temperatura de vazamento, obtém-se maior número de células em crescimento. Observa-se, no entanto, que apenas temperaturas muito baixas de vazamento têm um efeito relativamente grande nesta variável, sendo menos marcante para faixas mais altas de temperaturas. Através da figura 8, podemos verificar o efeito do número de células eutéticas em função da temperatura (Morrogh, 1960).

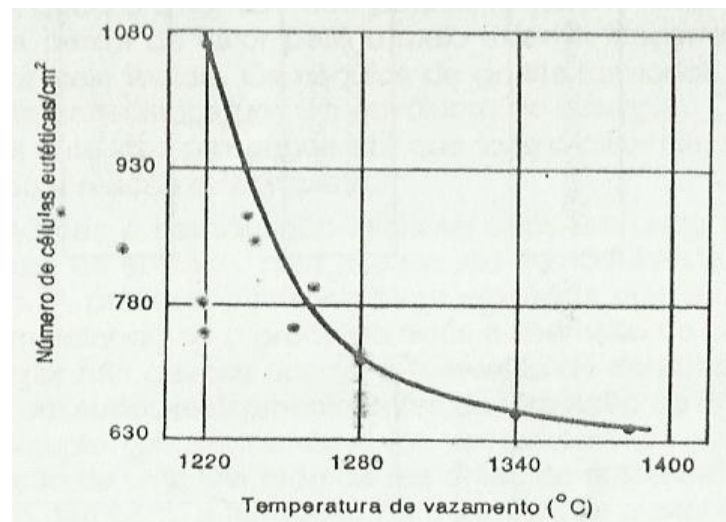


Figura 8- Efeito da temperatura de vazamento no número de células eutéticas (Morrogh, 1960).

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

3. Variação do tamanho da seção de peças fundidas para uma mesma temperatura de vazamento. Ferry e Margerie determinaram os efeitos do tamanho da seção e da distância à periferia das peças no número de células eutéticas.

Conclui-se que ao regredir o tamanho da seção, aumenta-se a velocidade de esfriamento, o número de núcleos e conseqüentemente o número de células eutéticas. Verifica-se também, que a velocidade de esfriamento decresce á medida que aumenta a distância em relação à periferia da peça (Souza Santos, 1989).

2.3 Elementos que influenciam nas características de grafitização dos ferros fundidos

A grafitização, a estrutura e as características mecânicas dos ferros fundidos, são influenciadas por outros fatores que não apenas a composição química e a velocidade de resfriamento. A inoculação é o fator mais importante, que consiste na adição de uma liga metálica no metal enquanto estiver líquido, tanto no próprio forno quanto na panela de fundição, pouco antes do vazamento do metal ou no jorro do metal líquido quando na passagem do forno para a panela de vazamento. O efeito consiste num decréscimo da tendência de formação de ferro branco, ou seja, numa tendência a grafitização. Têm-se um favorecimento na formação de veios menores de grafita com distribuição mais uniforme (Chiaverini, 2012).

Segundo Chaves Filho *et al.*,(1975), vários inoculantes comerciais estão disponíveis e são agrupados na seguinte forma:

- Inoculantes grafitizantes comuns – inclui a grafita, silício metálico, ferro-silício (com 50%, 75% ou 85% de Si) e silicieto de cálcio.
- Inoculantes grafitizantes especiais – possui um maior efeito grafitizante. Exemplos: Ca-Si; Ca-Si-Mn; Si-Zr-Ca; Si-Ba, Si-Mn-Ca-Ba; Si-terras raras, Si-Césio etc.
- Inoculantes Estabilizadores – também denominados de perlitizantes, recomendados para ferros fundidos cinzentos de carbono equivalente elevado (4% a 4,5%) e que incluem, entre outros, Cr-Si, silicieto de cromo, Cr-Si-Mn, Cr-Si-Mn-Zr.

2.4 Aspecto termodinâmico na Solidificação dos ferros fundidos

O processo de nucleação dos ferros fundidos pode ser de duas formas: nucleação homogênea, onde a nucleação ocorre no líquido (junção dos átomos) e a nucleação heterogênea, ocorrendo a partir de superfícies ou núcleos já existentes (Smallman, 1999).

Considerando a nucleação homogênea, podemos fazer uma análise do ponto de vista termodinâmico utilizando a variação da energia de Gibbs. Partindo do ponto que a solidificação é um processo espontâneo, ou seja, a energia livre de Gibbs é negativa:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S < 0 \quad (2.2)$$

Onde

ΔG = Variação da energia livre de Gibbs

ΔH = Variação da entalpia

ΔS = Variação da entropia

T = Temperatura

Segundo Levine (1995), para se ter uma idéia da energia total do sistema, é necessário realizar uma análise da energia envolvida na formação de cada núcleo. Quando ocorre a formação dos núcleos, duas variações de energia devem ser evidenciadas e são elas:

- Variação de energia de volume envolvida na transformação do líquido para o sólido, ΔG_{vol} (negativo).
- Variação de energia da superfície do núcleo formado (ΔG_{sup}) que está relacionada com a interface sólido-líquido e é positiva, atuando como um obstáculo para a solidificação.

A ΔG_{vol} é relativa à forma do núcleo, que é esférica, e sua variação é proporcional ao cubo do raio (r^3). Já a ΔG_{sup} é referente à superfície do núcleo formado e é proporcional ao quadrado do raio (r^2). Assim, podemos relacionar as duas formas de energia, através da seguinte fórmula:

$$\Delta G_{vol} + \Delta G_{sup} < 0 \quad (2.3)$$

A figura 9 demonstra as variações (ΔG_{vol} e ΔG_{sup}) de acordo com o raio do núcleo e através dessa mesma figura podemos observar os seguintes pontos:

- $\Delta G_{vol} + \Delta G_{sup}$ resulta em $\Delta G_{total} > 0$ até certo valor de r .
- O ponto onde ocorre a mudança de direção da curva de energia Livre de Gibbs total (ponto de inflexão), é chamado de raio crítico.
- Em relação ao raio, para todos os valores maiores que R_c , o valor da energia total é sempre negativa.
- Considerando um conjunto de átomos formando um núcleo (nucleação homogênea) menor que r_c , este núcleo não poderá crescer, pois teríamos um acréscimo na energia livre de Gibbs total do sistema. Já se o núcleo formado for maior que r_c , ocorre o crescimento do núcleo, resultando em uma diminuição da energia livre total do sistema e possibilitando a solidificação.

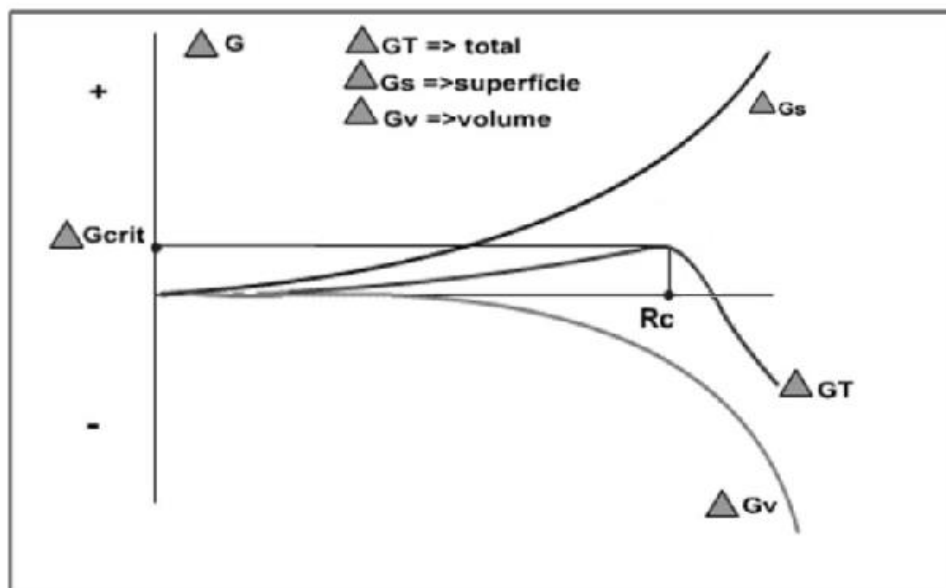


Figura 9 – Variação da energia livre de Gibbs em função do raio do núcleo e indicação do raio crítico (Atkins, 2005).

2.5 Ensaio de Tração em Ferros Fundidos

O ensaio de tração é uma forma muito simples de caracterização do material. Fornece informações preciosas para prever o comportamento mecânico do material em serviço e utilizado também para controle de qualidade. Para as ligas fundidas, normalmente se emprega um corpo de prova de seção cilíndrica com as extremidades preparadas para a fixação na máquina de tração e uma parte central de diâmetro menor, de modo a concentrar nesta região as deformações. É usual adaptar a esta parte central um extensômetro, para medir com precisão as variações de comprimento durante o ensaio (Guessser, 2009).

A carga imposta pela máquina é acrescida progressivamente, sendo padronizada a sua velocidade de aplicação conforme podemos verificar a seguir:

- Para estabelecer o Limite de escoamento, a velocidade de aplicação da carga deve ser inferior a 10 MPa/s (Norma ABNT NBR 6152/1992) , 1,1 a 11 MPa/s (Norma ASTM E8/2000), 6 a 30 MPa/s (Norma EM 10.002-1/1990), ou de 6 a 60 MPa/s (Norma ISO 6892/1998).
- Para designar o Limite de Resistência, a velocidade de alongamento deve ser inferior a 0,007 mm/mm.s (Norma ABNT NBR 6152/1992). Já a norma ASTM E8/2000 determina uma velocidade entre 0,0008 a 0,008 mm/mm.s ou também podemos citar as normas EM 10.002-1/1990 e ISO 6892/1998, para velocidades de alongamento inferior a 0,008 mm/mm.s.

Considerando a parte útil do corpo de prova (área da seção inicial – A_0 e comprimento inicial - l_0 , podemos aferir de forma contínua a carga aplicada (F) e a deformação da parte útil do corpo de prova (Δl). A figura 10 demonstra o gráfico “tensão x deformação” para um ferro fundido nodular.

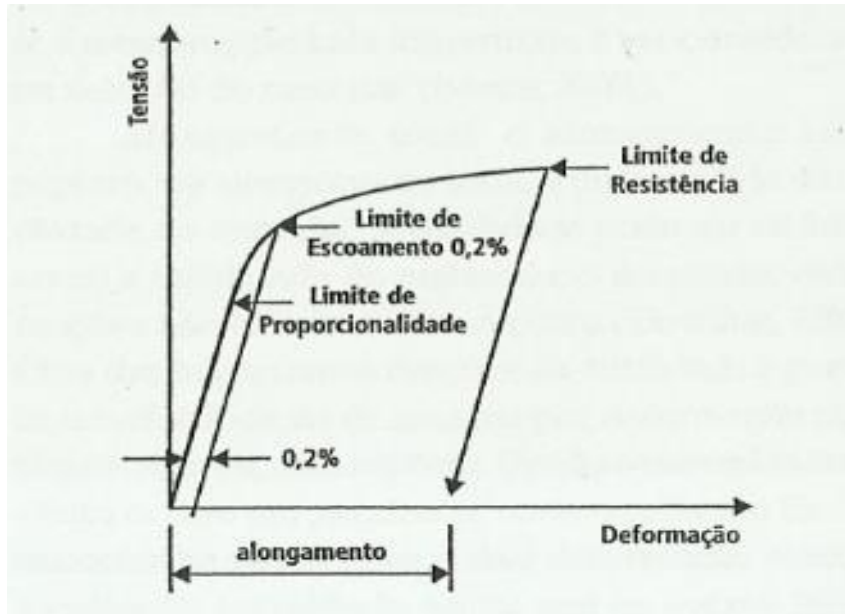


Figura 10 – Curva do ensaio de tração de ferro fundido nodular ferrítico (Guessser, 2009).

Ainda segundo Guessser (2009), a curva de ensaio de tração possui duas regiões, uma elástica e a outra plástica. No trecho inicial, temos a região elástica, onde ao retirar a carga, o corpo de prova volta a sua dimensão inicial. Após certo nível de tensão (σ), a curva entra na região plástica, onde a deformação fica de forma permanente. Essa região plástica termina na fratura do corpo de prova. Para a região elástica, é aplicado o princípio da lei de Hooke, que é:

$$\sigma = \varepsilon \cdot E \quad (2.4)$$

onde:

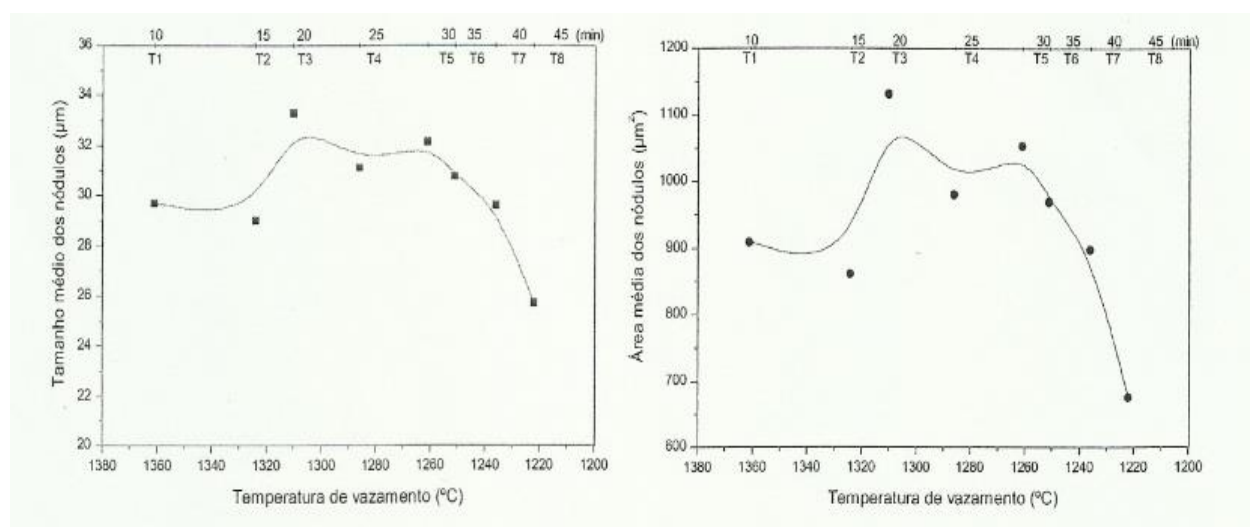
E - Módulo de Young ou módulo de elasticidade, representado pela inclinação da reta;

ε - Deformação específica.

A tensão limite entre as regiões elásticas e plásticas é chamada de Limite de Proporcionalidade, representando o final da reta elástica. O Limite de proporcionalidade é considerado o principal parâmetro de projeto, pois tensões acima deste valor representam situações de deformação plástica.

Para Vidal (2013), o Limite de Resistência a tração (σ_R) é influenciado pela grafita VI, aglomeração de nódulos pequenos de carbono e da grafita tipo V. Outros fatores também influenciam no σ_R são: a área média dos nódulos, a presença de cementita livre, tamanho dos nódulos, variações nos percentuais de perlita e ferrita conforme demonstrado na figura 11. Percebe-se que para as temperaturas mais elevadas, onde as micrografias apresentam predominância de grafita tipo VI (T1 a T3), o σ_R aumenta seguindo o aumento no percentual de perlita e a regressão do percentual de ferrita.

Entre T3 (1310°C) e T5 (1261°C), verifica-se um declive da σ_R , que está relacionado ao processo de aglomeração de pequenos nódulos de carbono e com a diminuição do percentual de perlita (entre T4 e T5) e um acréscimo nos percentuais de ferrita (entre T4 e T5) e grafita (entre T3 e T5). Entre T5 e T7, observa-se um aumento do σ_R , esse fato é relacionado com a redução da dimensão e da área média dos nódulos de grafita além da presença da grafita nas formas V e VI. Entre T7 (1236°C) e T8 (1222°C) nota-se um declive do σ_R devido o aumento da presença de cementita livre (Vidal, 2013).



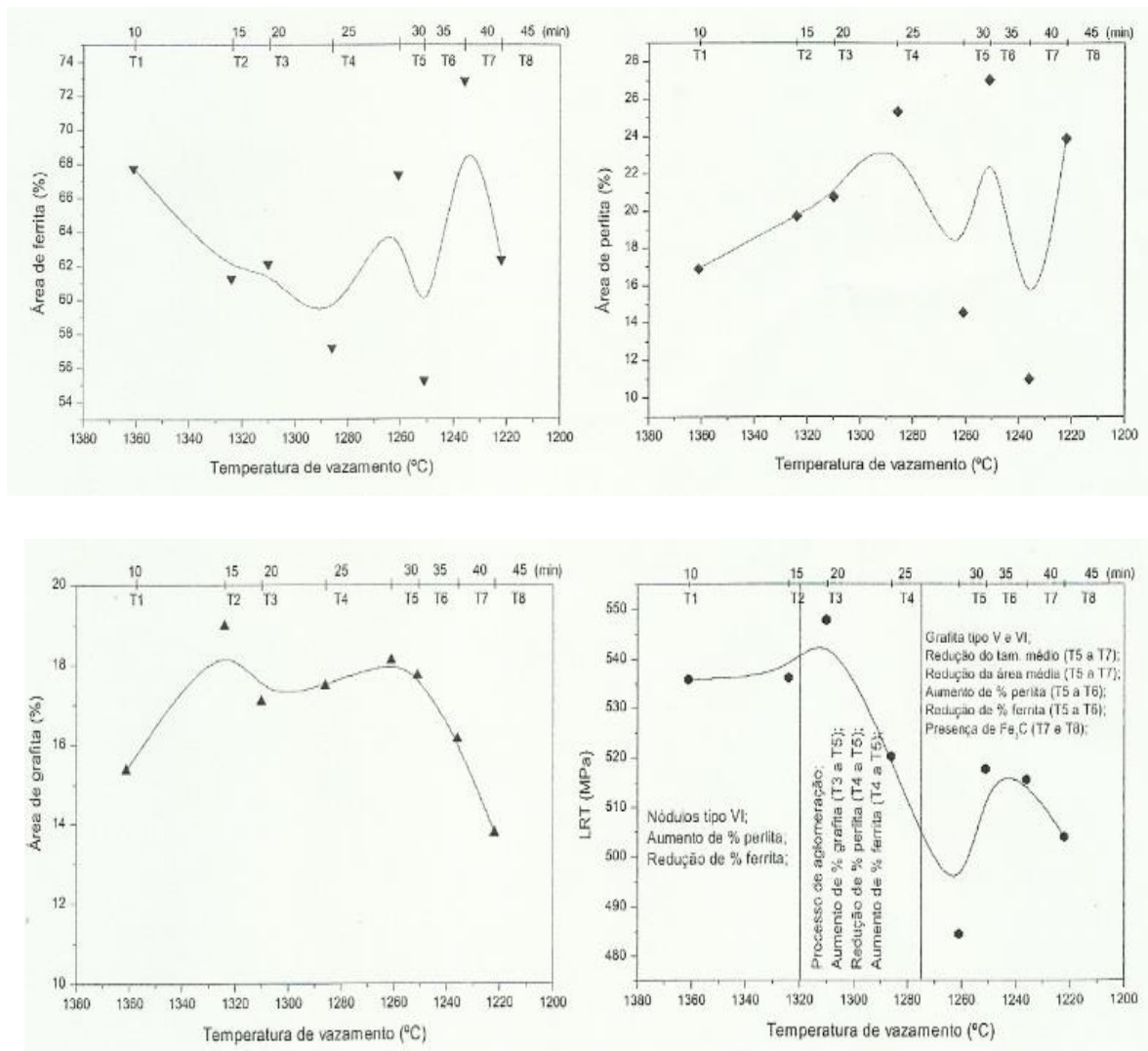


Figura 11 – Relação entre as alterações estruturais e o LRT para ferro fundido nodular em função do tempo e da temperatura de vazamento (Vidal, 2013).

2.6 Classificação dos Ferros Fundidos

O ferro fundido é classificado em diferentes tipos de acordo com a forma da grafita e com diferenciação adicional devido à estrutura da matriz metálica que pode ser ferrítica, perlítica, ferrítica-perlítica, austenítica, martensítica (Rebouças *et al.*, 2016). Cada matriz irá originar diferentes propriedades e classes de materiais distintas (Callister, 2007). Segundo Guesser (2009), os ferros fundidos são classificados em 5 classes e são eles: Ferro fundido branco, ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular, ferro fundido maleável e ferro fundido nodular. Observa-se na figura 12, a macrografia dos diversos ferros fundidos.

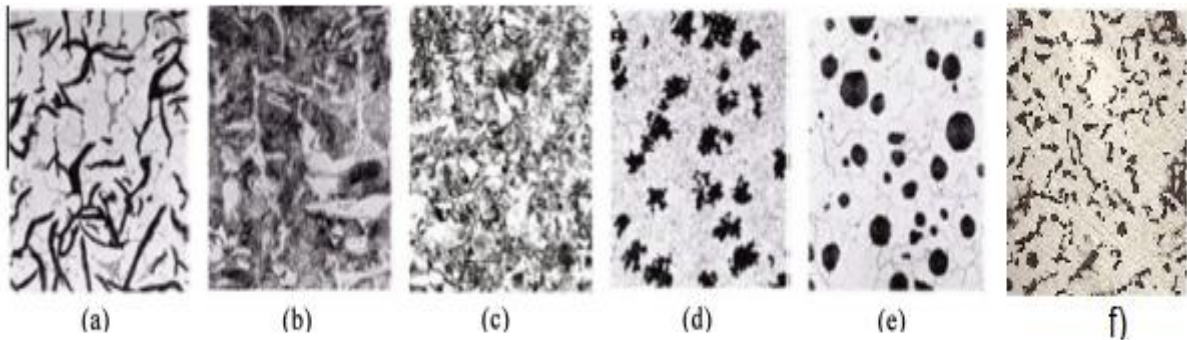


Figura 12 – Micrografia dos ferros fundidos a) Cinzento b) Branco c) Mesclado d) Maleável e) Nodular f) Vermicular (Rebouças *et al.*, 2016; Souza Santos, 1979).

2.6.1 Ferro fundido branco

Os ferro fundido branco é amplamente utilizado em aplicações em que é necessária uma elevada resistência ao desgaste, tais como as indústrias de extração, trituração, manuseamento de minerais, bombas de lama e indústrias de cimento (Mohammadnezhad *et al.*, 2013).

Os ferros fundidos brancos, possui praticamente a totalidade do carbono em forma combinada de carboneto. Devido a alta quantidade de cementita, o material em questão, possui elevada dureza e resistência ao desgaste. No entanto, é muito difícil de se usinar um material com elevada quantidade de cementita. Segundo Chiaverini (2012), as maneiras mais utilizadas para a produção dos ferros fundidos brancos são através da composição química ajustada (teores de carbono e silício) e da velocidade de resfriamento.

2.6.2 Ferro Fundido Cinzento

O ferro fundido cinzento, que é assim chamado, não por causa da sua cor, mas devido à aparência irrefletida da sua superfície fraturada, é amplamente escolhido em muitas aplicações industriais por causa da sua flexibilidade no uso, baixo custo (20-40% menos do que o aço), resistência à corrosão, usinabilidade e baixo ponto de fusão. Ele também exibe uma alta capacidade de amortecimento devido ao seu alto teor de carbono, o que lhe confere uma vantagem na fabricação de peças automotivas modernas (Behnam *et al.*, 2010, Wei *et al.*, 2007).

O ferro fundido cinzento convencional tem uma matriz de perlita e é utilizado extensivamente na produção de componentes da máquina tais como rotores de freio de disco, rolamentos de engrenagens e válvulas hidráulicas (Behnam *et al.*, 2010, Wei *et al.*, 2007). A estrutura final desta liga baseada em Fe-C-Si depende principalmente da sua composição e da taxa de arrefecimento aplicada durante a modelagem (Gao *et al.*, 2005).

2.6.3 Ferro Fundido Maleável

Ferro fundido maleável é definido como um tipo de ferro fundido desenvolvido a partir do ferro fundido branco e submetido a um tratamento térmico denominado maleabilização. Uma liga é maleável quando se adquire ductilidade e boa tenacidade. Com o passar dos anos, a indústria na Europa e nos Estados Unidos foram adquirindo alta tecnologia no desenvolvimento dos ferros fundidos maleáveis. Na Europa, o processo de maleabilização é caracterizado por uma estrutura que contém a ferrita com algum carbono no estado combinado. Já o processo americano, possui uma estrutura ferrítica uniforme com nódulos de carbono livre (Chiaverini, 2012).

O maleabilização é um tipo de tratamento térmico onde os ferros fundidos brancos são submetidos a um aquecimento por mais tempo em condições estabelecidas de temperatura, tempo e meio, com o intuito de transformar parcialmente ou totalmente o carbono combinado em grafita (Chiaverini, 2012).

2.6.4 Ferro Fundido Vermicular

Os ferros fundidos vermiculares representam uma nova família dentre os ferros fundidos. A grafita apresenta-se em forma de vermes (compactas), podendo as matrizes ser ferrítica, perlítica ou combinação destes microconstituintes. As propriedades desses materiais geralmente situam-se entre as dos ferros fundidos nodulares e cinzentos. Possui aplicações em coletores de exaustão e blocos de motores a diesel de novas gerações (Guesser, 2009).

Por ser um produto intermediário entre os ferros nodulares e os cinzentos, os ferros fundidos vermiculares possuem melhor resistência mecânica e acabamento por usinagem superior ao ferro fundido cinzento. Em relação ao ferro nodular, os

ferros vermiculares possuem maior capacidade de amortecimento e condutibilidade térmica mais elevada (Chiaverini, 2012).

2.7 Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular pode ser definido como uma liga de Fe-C-Si, onde o carbono está na forma de grafita esferoidal na condição como fundido. É um material de engenharia com boa ductilidade, módulo de elasticidade, resistência mecânica e resistência à corrosão (Souza *et al.*, 2014).

O ferro fundido nodular, também conhecido como ferro fundido de grafita esferoidal, é uma liga de ferro rica em carbono. Devido ao alto teor de carbono, a grafita é encontrada como partículas no nível de microestrutura embutido na matriz metálica. O termo "nodular" refere-se à forma das partículas de grafita que é conseguida por certos elementos de liga como o magnésio. Comparado ao ferro fundido cinzento clássico com grafita lamelar, a forma de partícula nodular aumenta a força e a tenacidade que se tornam comparáveis a muitas classes de aço. Além disso, a produção de fundição rentável permite uma elevada flexibilidade de concepção, razão pela qual o ferro fundido nodular é largamente utilizado na indústria (Hütter *et al.*, 2015).

Essencialmente, o ferro fundido nodular consiste em esferóides de grafita dispersos numa matriz semelhante à do aço com os esferóides de grafita exercendo apenas uma influência menor sobre as propriedades mecânicas em contraste com o efeito dos flocos de grafita em ferro cinzento. A estrutura da matriz possui então o maior efeito sobre as propriedades do ferro. Os ferros nodulares são, portanto, uma família de ligas, que combinam as principais vantagens do ferro cinzento (baixo ponto de fusão, boa fluidez e capacidade de moldagem, excelente usinabilidade e boa resistência ao desgaste) com as vantagens de engenharia do aço (alta resistência, tenacidade, trabalhabilidade e endurecimento) (Oluwole *et al.*, 2007).

Em algumas aplicações, os ferros fundidos substituem as peças fundidas de aço. Isto ocorre devido ao seu ponto de fusão mais baixo e maior teor de carbono que melhora a fluidez durante o processo de vazamento. Outras propriedades importantes de ferros fundidos são os níveis mais baixos de defeitos produzidos durante o enchimento de um molde e uma ampla gama de propriedades mecânicas. Existem fatores que controlam estas propriedades: tipo, tamanho e distribuição de

tamanho de nódulos de grafita; tipo de matriz e defeitos presentes: relação ferrita / perlita, suas próprias características e a presença de defeito microestruturais (Carazo *et al.*, 2014).

De acordo com Fredriksson *et al.*, 2005, nódulos de grafita são nucleados na fusão, crescem a certo tamanho livremente na fusão e são mais tarde rodeados por uma concha de austenita. O crescimento é então continuado por difusão através da concha de austenita. O mecanismo de crescimento é muito diferente daquele em ferro fundido de grafite em flocos, onde a austenita e a grafita crescem lado a lado no líquido. A figura 13 demonstra os diferentes tipos de FFNs.

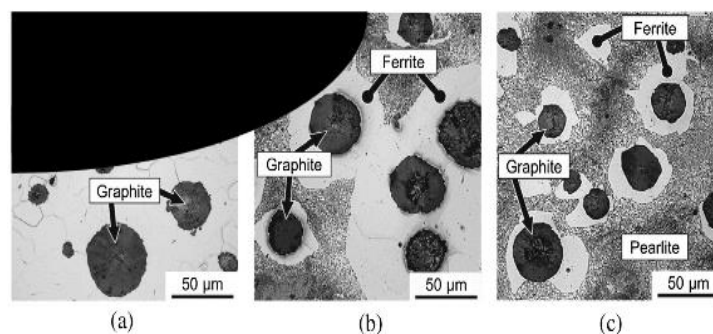


Figura 13- Diferentes tipos de ferro fundido nodular: (a) ferrítico, (b) ferrítico-perlítico com estruturas denominadas de "olho de touros", (c) perlítico (Endo *et al.*, 2014).

2.7.1 Solidificação dos ferros fundidos nodulares

A solidificação dos ferros fundidos nodulares hipoeutéticos inicia com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono. À medida que a temperatura regride, o líquido residual torna-se mais rico em carbono e silício, que são rejeitados à proporção que a austenita cresce. Após um determinado super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético estável, começam a se formar nódulos de grafita no líquido residual saturado em carbono e silício. A curva de resfriamento exibe então, um patamar que depende das condições de nucleação e de esfriamento do banho metálico, uma vez que esses são fatores determinantes do tempo e da temperatura para os quais o calor liberado pela solidificação, compensa a perda de calor para o meio externo, decorrente da velocidade da extração de calor pelo molde. Os nódulos de grafita formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por um envólucro de austenita. O crescimento dessas células ou

grãos eutéticos prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa (Souza Santos, 1989).

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

A estrutura dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos difere das anteriores, pois nessas ligas a grafita é fase primária. Abaixo da temperatura de líquidus hipereutética a grafita nodular precipita-se a partir do banho que, à medida que a temperatura diminui, tem sua composição cada vez mais próxima da eutética. A reação eutética verifica-se após um determinado super-resfriamento, formando-se então mais nódulos de grafita, os quais posteriormente envolvidos pela austenita (Weterfall *et al.*, 1972).

A figura 14 representa microestruturas obtidas quando se efetua o resfriamento rápido durante o intervalo de solidificação (Weterfall *et al.*,1972). Na figura 15 podemos observar alguns nódulos de grafita em contato direto com o líquido e outros envolvidos por austenita e a velocidade de crescimento dos nódulos, é controlada inicialmente por difusão de carbono no líquido. Quando ocorre a formação do envoltório, a velocidade de crescimento fica menor, sendo o processo controlado por difusão de carbono do líquido para a grafita, através da austenita. Portanto, o eutético dos ferros fundidos nodulares, e do tipo divorciado, significando que a cristalização das fases se verifica em momentos difíceis (Souza Santos, 1989).

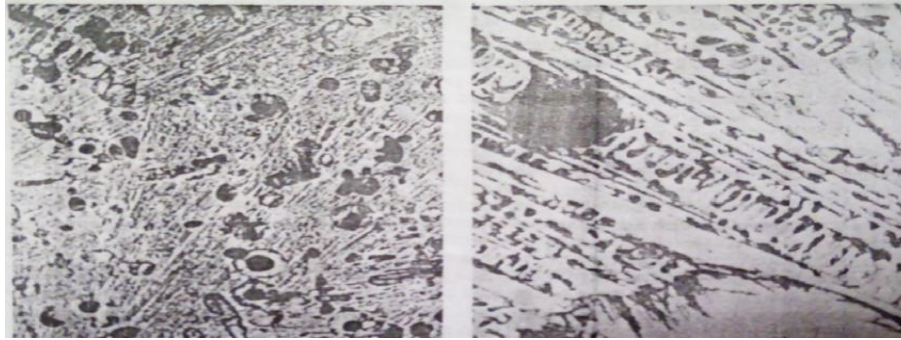


Figura 14 – Microestruturas com ataque de um ferro fundido nodular de composição eutética, após 6 segundos do início da reação eutética, com aumentos de 105x e 1050x (Weterfall *et al.*, 1972)

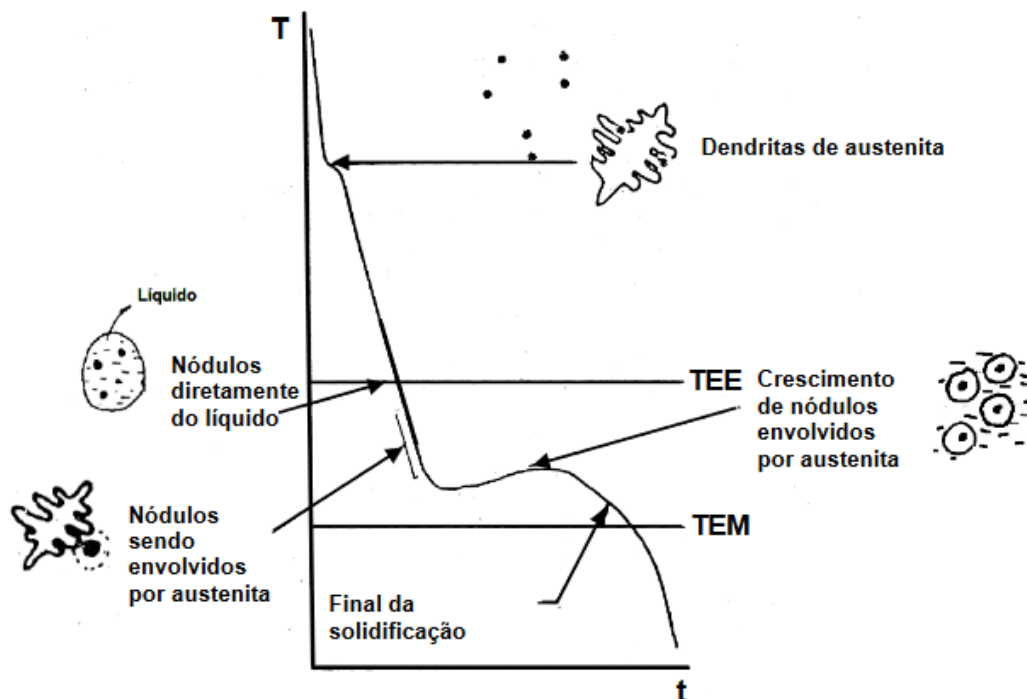


Figura 15 – Curva obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares (Souza Santos, 1989).

2.7.2 Propriedades Estáticas dos Ferros Fundidos Nodulares

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com matriz de ferrita + perlita são influenciadas por diversos fatores. Esses fatores podem ser observados através da figura 16. Para os ferros fundidos nodulares, a forma da grafita é a primeira variável a ser considerada (Guessser, 2009)

Formas de grafita diferentes da esfera, em particular diferentes das formas V e VI da Norma ISO 945-2008, tende a regressão da resistência mecânica e do alongamento. Podemos verificar pela figura 17 a classificação da forma da grafita segundo a norma ISO 945-2008 (Guesser, 2009).

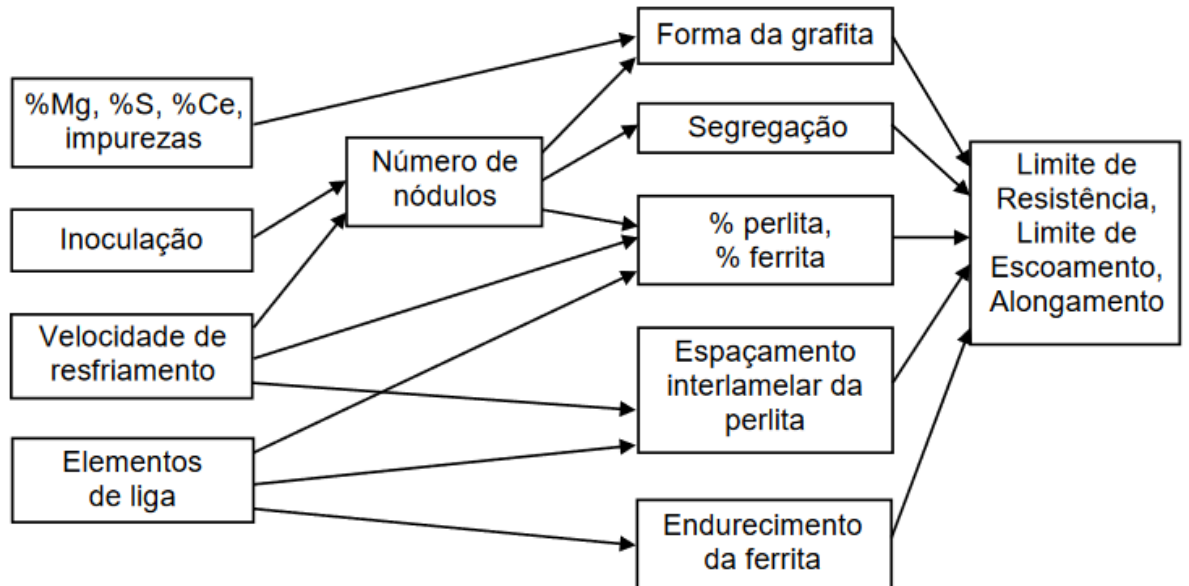


Figura 16 – Efeito da microestrutura e de variáveis de processo sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares com matriz de perlita e ferrita (Guesser, 2009).

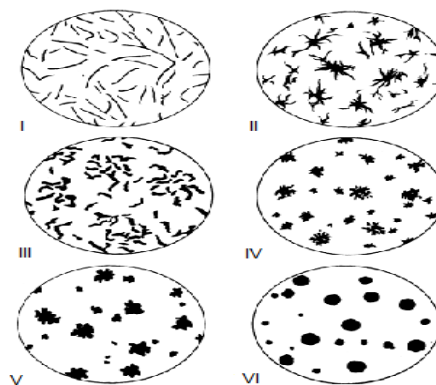


Figura 17 – Classificação de forma de grafita segundo a norma ISO 945-1-2008.

Ainda de acordo com Guesser (2009), a inoculação tende a aumentar o número de nódulos de grafita, favorecendo assim a formação de nódulos esféricos, distribuindo a segregação de elementos de liga e impurezas além de promover a formação de ferrita devido à diminuição da distância de difusão. O número de

nódulos é afetado também pela velocidade de resfriamento na solidificação. O efeito do número de nódulos em aumentar a resistência mecânica é mais evidente nos FFNs de alta resistência, conforme observado na figura 18.

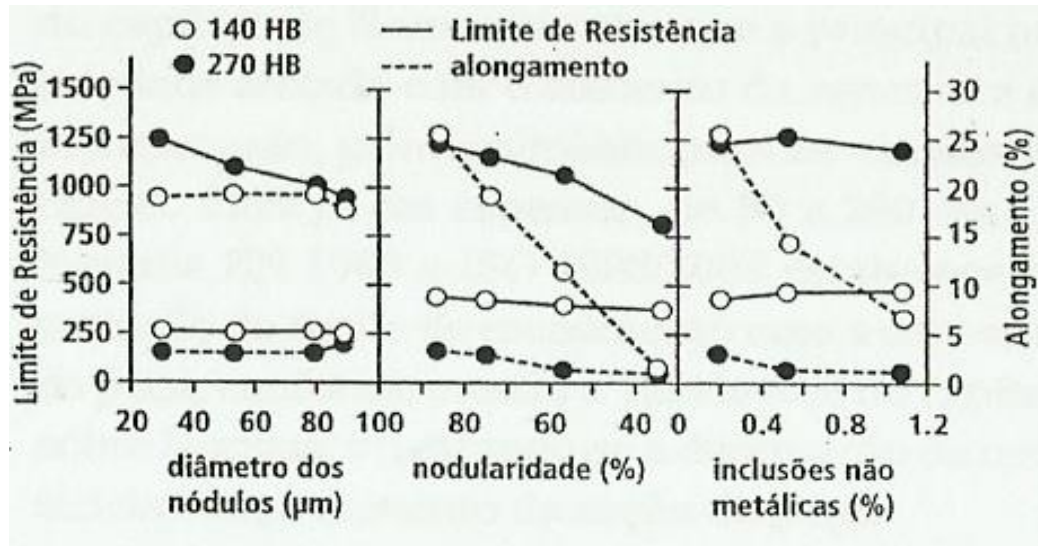


Figura 18 – Relação entre propriedades mecânicas e parâmetros de microestrutura em ferros fundidos nodulares (Sofue *et al.*, 1978).

Quando o percentual de grafita é alto em FFNs, a variável mais significativa sobre as propriedades mecânicas dos FFNs é a relação perlita/ferrita. Outro fator importante a se considerar é o efeito da espessura da seção sobre as propriedades dos ferros fundidos nodulares. Com o aumento da espessura da seção, ou seja, com a regressão da velocidade de resfriamento na solidificação, os nódulos de grafita tornam-se maiores, porém, devido seu formato esférico, têm-se pouco efeito sobre as propriedades mecânicas. No entanto, ocorre a segregação dos elementos de liga, tornando heterogêneas as propriedades na microestrutura, diminuindo a nodularidade.

Vidal (2013) relata que distintos tempos e temperaturas de vazamento provocam alterações estruturais. Dentre elas, podemos citar a presença do carbono livre na forma de pequenos nódulos, aglomeração dos pequenos nódulos e formação de nódulos de grafita nodular tipo V, modificações nos percentuais de grafita, perlita e ferrita em função do tempo de vazamento e da temperatura, presença de cementita na forma livre.

2.7.3 Tratamento de Inoculação

O processo de inoculação dos ferros fundidos é colocado em prática pouco antes do vazamento. São adicionados compostos de função grafitizante, contendo alto teor de silício. Esse tratamento possui a finalidade de promover a formação da grafita na solidificação dos ferros fundidos, ou seja, regredir o super-resfriamento para a solidificação (Souza Santos, 1989). Já Mullins (2006), descreve que a inoculação introduz núcleos adicionais que causam precipitação da grafita e reduz o resfriamento e formação de carbonetos.

Segundo (Olsen *et al.*, 2009), a inoculação é uma forma de controlar e melhorar a microestrutura e a propriedades do ferro fundido. O processo de inoculação fornecerá locais de nucleação suficientes para o carbono dissolvido precipitar como grafita em vez de carbonetos de ferro (cementita).

Diversos inoculantes com função grafitizante são utilizados na produção dos ferros fundidos. Na produção de ferro fundido de qualidade, o processo de inoculação é de vital importância. Ao comparar ferros não inoculados e inoculados, as diferenças na microestrutura são facilmente reveladas com forte efeito nas propriedades mecânicas finais da fundição. O inoculante mais comum é uma liga à base de ferro-silício com quantidades definidas de Ca, Ba, Sr, Zr, terras raras e Al. Pode-se observar através da figura 19, exemplos de ferros fundidos não inoculados e inoculados e na figura 20, demonstração da influência da inoculação nas propriedades mecânicas (Olsen *et al.*, 2009).

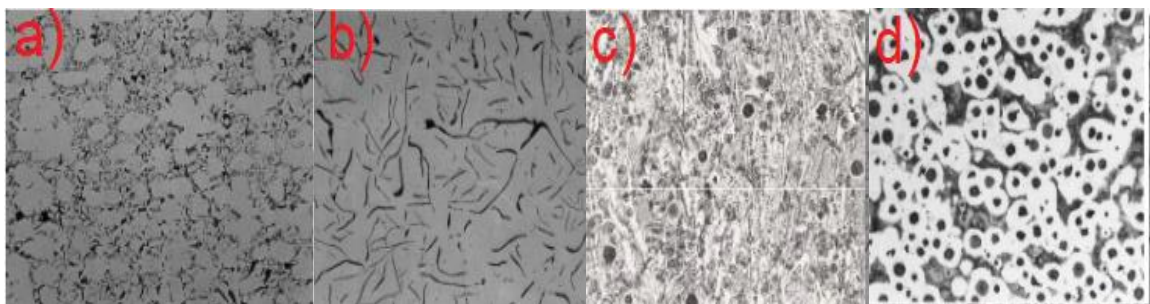
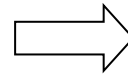
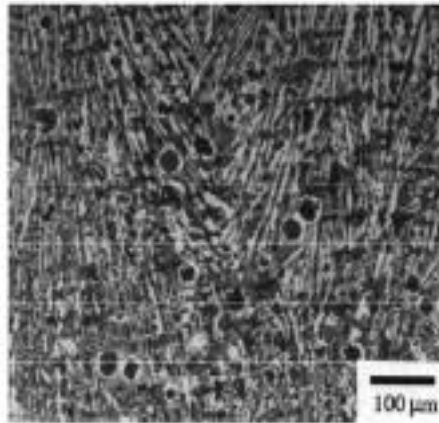


Figura 19 – Micrografias de ferros fundidos a) Cinzento não inoculado b) Cinzento inoculado c) Dúctil não inoculado d) Dúctil inoculado(Olsen *et al.*, 2009).

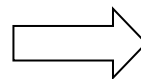
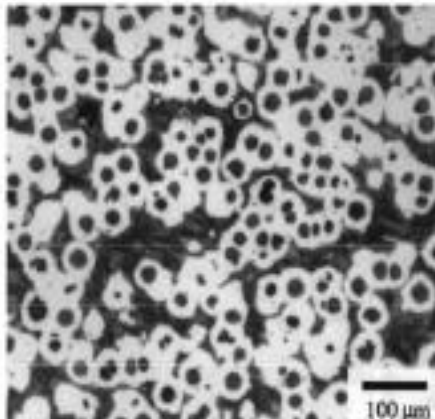


Não Inoculado

Tensão : 200MPa

Alongamento : 0%

Dureza: 700 HB



Inoculado

Tensão : 450MPa

Alongamento : 10%

Dureza: 180 HB

Figura 20 – Variação das propriedades mecânicas na Inoculação (Olsen *et al.*, 2009).

Segundo Souza Santos (1989), para obter boa inoculação dos ferros fundidos nodulares, deve-se utilizar de 0,5 à 1% de Fe-Si (75% Si) ou 0,3 à 0,6% de inoculantes considerados mais eficientes (Estrôncio, Bário ou Cério).

A composição especial de inoculante incluindo adições de óxidos e sulfetos finamente dispersos com a liga à base de ferro-silício, provoca um aspecto específico deste produto. A Figura 21 demonstra a aparência física do inoculante convencional à base de Ferro-Silício.



Figura 21 - Aparência física do inoculante de ferro-silício convencional (AHM, 2018).

Para (Skaland *et al.*, 2001), os principais efeitos da inoculação em ferros fundidos podem ser descritos como se segue: Evitar a formação de carbonetos duros (cementita), promover a formação de grafita e ferrita, melhorar a usinabilidade de peças vazadas, reduzir a dureza, aumentar a ductilidade, fornecer estruturas e propriedades mais homogêneas em diferentes seções de peças fundidas complexas. Observando as figuras 22 e 23 podemos verificar a influência dos inoculantes nas propriedades dos ferros fundidos.

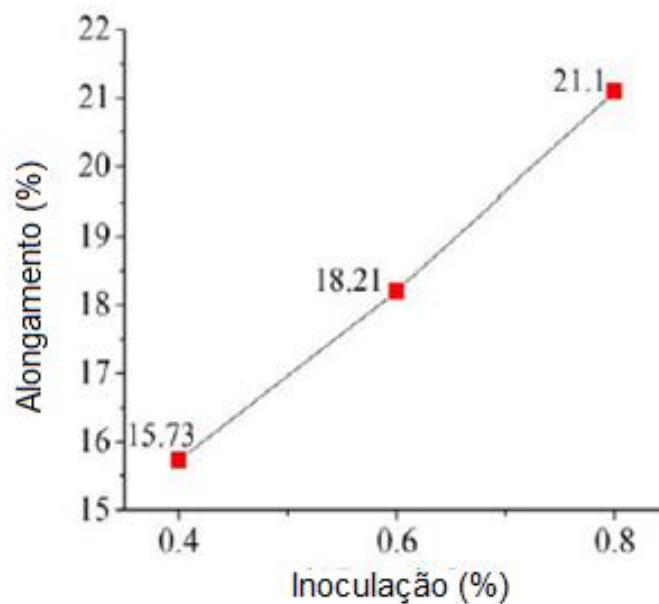


Figura 22- Efeito do teor de inoculação sobre o percentual de alongamento (Sangame *et al.*, 2013).

Sangame *et al.*, 2013, afirma que o número de nódulos e o alongamento tendem a aumentar a medida que se acrescenta o inoculante.

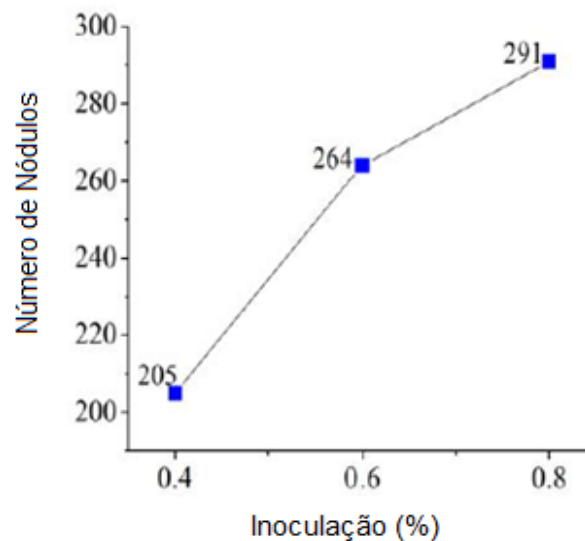


Figura 23 - Efeito do percentual de inoculação na quantidade dos nódulos (Sangame *et al.*, 2013).

Diferentes fatores influenciam na inoculação dos ferros fundidos, principalmente os cinzentos e os nodulares. Podemos destacar a temperatura de inoculação, quantidade de inoculante, tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação, perda de eficiência do inoculante com o tempo, granulometria das partículas introduzidas, tipo de inoculante e técnica de inoculação. A temperatura não pode ser muito alta pois pode ocorrer uma destruição dos centros efetivos de nucleação e nem muito baixa pois a dissolução das partículas de inoculante pode ser incompleta. Já a quantidade de inoculantes adicionados ao banho metálico, têm-se observado um aumento da eficiência com o acréscimo da porcentagem de composto grafitizante utilizado (Souza Santos, 1989).

Outro fator importante, é o tempo transcorrido entre esse tratamento e a solidificação, já que ocorre redução da eficiência do inoculante com o tempo “*fading*”. As consequências são: aumento do super-resfriamento para a solidificação e diminuição no número de células eutéticas, portanto, têm-se o aumento da tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura (Cooper, 1974).

Em relação a granulometria do inoculante, a mesma deve ser controlada pois as partículas devem ser suficientemente pequenas para que se dissolvam

rapidamente e grandes o bastante para que não ocorra a oxidação ou flutuem antes que tenham se dissolvido completamente (Cole, 1972).

Algumas técnicas de inoculação são seguidas, dentre elas a simples inoculação, que consiste em adicionar inoculantes na própria panela de nodulização. Normalmente, ocorre a transferência do metal líquido para a panela de tratamento até que cerca de 2/3 do volume total tenham sido transferidos, adicionando de forma contínua o inoculante até que tenha terminado o vazamento (Souza Santos, 1989). Ainda tem, a técnica de pós - inoculação ou também denominada de inoculação em duas panelas. Consiste em efetuar a nodulização na primeira panela seguido da retirada da escória formada, transferindo o banho metálico para uma segunda panela. A adição do inoculante ocorre durante essa transferência, quando o volume do metal líquido atinge cerca de 2/3 do volume total (Cooper, 1974).

A técnica de pós inoculação é mais eficiente que a simples inoculação notadamente para maiores porcentagens de inoculante. Essa maior eficiência é devido a redução do tempo entre a inoculação e a solidificação, e a menor temperatura de adição do composto grafitizante (Sinatora *et al.*, 1976).

De acordo com Mullins (2006) , para uma inoculação eficaz , práticas corretas devem ser seguidas:

- Adicionar a quantidade correta, o tipo e o tamanho do inoculante para a quantidade de metal a ser tratado.
- Adicionar inoculante e despejar o metal na temperatura correta para a seção de fundição. As altas temperaturas aumentam a tendência de desvanecimento e as baixas temperaturas promovem a formação de carbonetos.
- Minimizar a oxidação do metal após a adição do inoculante.
- Manter o tempo de retenção de metal após a inoculação o mais curto possível.

Ainda segundo Mullins(2006), alguns problemas são encontrados em fundições e os quais são superados através da inoculação:

- A deterioração da forma do nódulo é frequentemente atribuída ao baixo teor de magnésio, mas em muitos casos é causada pelo desvanecimento do

inoculante. Uma pequena adição de inoculante irá restaurar a forma e muitas vezes aumentar a contagem de nódulos. Um bom exemplo de utilização de uma pequena inoculação tardia para além do passo de inoculação da concha se o tempo de derramamento for prolongado.

- O teor excessivo de cério e / ou magnésio pode aumentar os carbonetos e / ou deteriorar a forma do nódulo. A solução pode ser tão simples como reduzir ou alterar o conteúdo de elementos de liga nodularizantes e possivelmente aumentar a quantidade ou eficácia da inoculação. Em peças fundidas muito finas, muitas vezes, um teor mais elevado de terras raras melhorará a eficácia da inoculação.
- A redução das temperaturas de fusão e de vazamento, sempre que possível, normalmente fará a mesma adição de inoculante como antes, mais eficaz e reduzirá o desvanecimento.
- Alterar o tipo de inoculante de um FeSi normal de 50 ou 75% (relativamente fraco) para um que seja mais forte e mais rentável (possivelmente contendo bário) pode reduzir não apenas a quantidade a ser adicionada, mas também diminuir a tendência de desvanecimento.
- A inoculação pode ser conseguida numa ou em todas as três formas: Antes do tratamento com magnésio (também chamado de pré-condicionamento), simultaneamente com o tratamento e após o tratamento (chamada inoculação tardia). Normalmente, quanto mais tarde no processo que a inoculação é realizada, mais eficaz será.

2.7.4 Tratamento de Nodularização

O tratamento de nodularização é um tratamento de modificação onde a forma da grafita é alterada de flocos para esferóides ou nódulos. Esta forma é responsável pelas propriedades peculiares do ferro nodular(Skaland *et al.*, 2003).

As ferro-ligas com magnésio e ferrosilício utilizados para estes tratamentos têm tendências de desvanecimento. Assim, a massa fundida tem de ser vertida para o molde dentro de um período máximo de sete minutos após o tratamento de nodularização ter sido feito ou os tratamentos seriam ineficazes. A temperatura e a

técnica de tratamento afetariam a nodularidade e a contagem de nódulos, que por sua vez influenciam as propriedades mecânicas (Skaland *et al.*, 2003).

A supressão da formação de carboneto está associada com as propriedades de nucleação do nodularizador e das ligas inoculantes. A propriedade de nucleação é entendida como o número e a potência dos núcleos formados pela adição da liga. As adições nodularizantes e inoculantes também influenciam o encolhimento da solidificação do ferro nodular (Skaland *et al.*, 2003).

Alguns elementos químicos, podem atuar na formação de nódulos de grafita em ligas de Fe-C-Si, entre os quais podemos citar: o magnésio, cério, cálcio, lítio, bismuto, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, lantânio, alumínio, silício e telúrio (Merchant, 1968).

O percentual residual destes elementos é de extrema importância. Quando se emprega por exemplo o magnésio como elemento nodulizante, pode ocorrer a formação de carbonetos de solidificação, sendo então necessário realizar tratamento térmico posterior para a decomposição da fase (Souza Santos, 1989).

Sabe-se que aumentando o valor do teor de magnésio no banho metálico podem ocorrer fenômenos. Uma característica importante do magnésio é ser forte dessulfurante, reduzindo o teor de enxofre, formando sulfetos, que se acumulam na maior parte nas escórias. Além disso, Mg atua facilitando a formação dos nódulos de grafita. De outro lado, o Mg é volátil diante da temperatura de tratamento do banho metálico e ainda pode reagir com outras impurezas (oxigênio), se perdendo na forma gasosa e nas escórias e ficando na forma de compostos no próprio banho metálico (Vidal, 2017).

Para Lux (1972), os elementos nodulizantes que possuem uma boa eficiência em ligas comerciais, apresentam as seguintes características:

- Grande afinidade com o enxofre e o oxigênio para formação de produtos estáveis, regredindo assim, os teores desses elementos em solução no banho metálico;
- Baixa solubilidade no ferro fundido;
- Tendência para segregação durante a solidificação;
- Afinidade com o carbono e baixa solubilidade na grafita.

A característica comum que todos os ferros nodulares compartilham, é a forma esférica dos nódulos de grafita. Estes nódulos de grafita são nucleados em pequenas inclusões durante a solidificação (Skaland *et al.*, 1993).

Verifica-se através da figura 24 o efeito da nodularidade na resistência ao impacto. Já a figura 25, relata a diminuição da nodularidade da grafita com o aumento da taxa de desgaste. Isto é devido a uma condição de continuidade relativamente melhor da matriz no caso de ferro de alta nodularidade da grafita e seu efeito de concentração de tensão relativamente menor (Al-Ghonamy *et al.*, 2010).

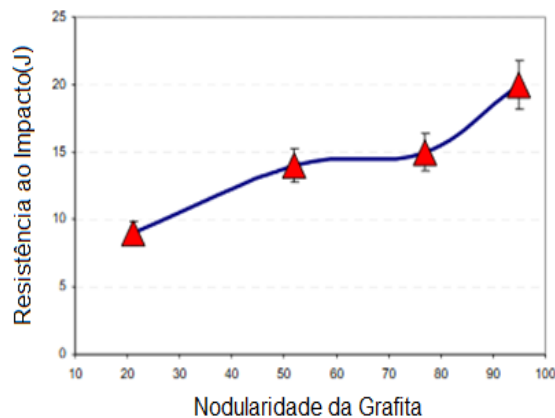


Figura 24 - Influência da nodularidade da grafita sobre a resistência ao impacto (Al-Ghonamy *et al.*, 2010).

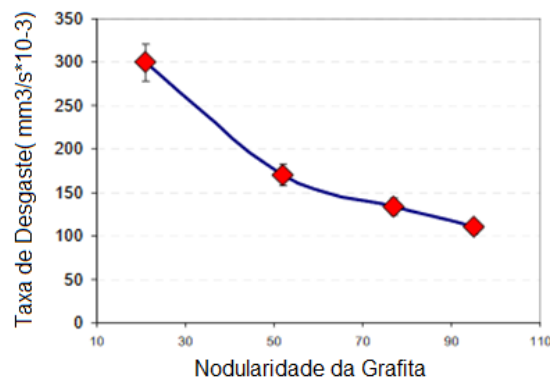


Figura 25 - Influência da nodularidade da grafita na taxa de desgaste (Al-Ghonamy *et al.*, 2010)

2.7.5 Escória em ferros fundidos Nodulares

A adição de Mg ao ferro fundido é um passo de processamento essencial para a fabricação do ferro nodular. O magnésio, no entanto, é um elemento muito

reativo. Como consequência, o ferro nodular possui maior tendência a formar escória do que o ferro cinzento ou o ferro maleável (Goodrich, 1997)

A presença de Mg em ferro fundido também faz com que o ferro produza escória, quase que continuamente. Esta escória é o resultado do Mg dissolvido no ferro reagindo com oxigênio. Elas também pode ser geradas no sistema em que a dinâmica dos fluidos provocam condições de fluxo turbulento. Além disso, ela pode ocorrer quando o metal vertido está muito frio. Pode-se verificar a microestrutura do ferro nodular com o defeito tipo escória através da figura 26 (Goodrich, 1997)

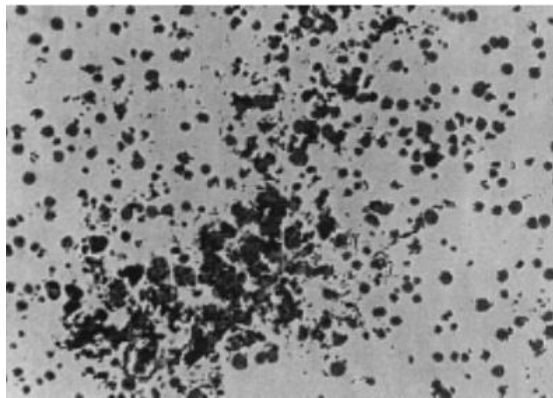


Figura 26- Microestrutura do ferro fundido nodular com defeito tipo escória (Goodrich, 1997)

2.7.6 Steadita em ferros fundidos Nodulares

A Steadita é mais comumente conhecido como o eutético fosforeto e pode ser considerado como precipitação de ferrofosfases. Normalmente, isso não é considerado um defeito, a menos que o excesso de fósforo entre no sistema e sejam detectados nos limites dos grãos dos ferros fundidos (Olsen, 2004).

O fósforo ao ser adicionado ao ferro tem a finalidade de aumentar a fluidez e resistência ao desgaste quando presente nas quantidades certas. Ferros fundidos com teores de fósforo abaixo de 0,04% podem levar à penetração e ao rendimento do metal, enquanto que níveis acima de 0,1%, podem levar à formação de uma rede de steadita nos limites de grãos causando problemas subseqüentes de encolhimento e fragilização. Alguns ferros são produzidos deliberadamente com níveis mais altos de fósforo, onde a fluidez é um grande problema, peças de radiador e alguns invólucros elétricos, por exemplo. Para controlar o excesso da steadita, deve-se

reduzir os níveis de fósforo e dispersar o mesmo dentro da fundição, melhorando a inoculação ou aumentando a taxa de solidificação (Olsen, 2004). A figura 27 demonstra a eutética steadita em ferros fundidos nodulares.

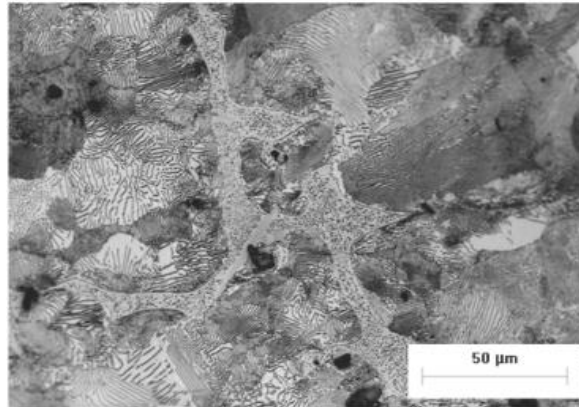


Figura 27- Steadita em ferros fundidos nodulares (Olsen, 2004)

2.8 Elementos de Liga em Ferros Fundidos Nodulares

Os elementos de liga são empregados em ferro fundido nodular para se obter dureza e propriedades mecânicas de resistência mais elevada. Os elementos de liga mais empregados são: níquel, cobre, estanho e molibdênio. O vanádio, o cromo e o manganês, são utilizados em menor escala.

Níquel - O níquel atua como grafitizante médio de solidificação, aumentando o intervalo entre as temperaturas dos eutéticos estável e metaestável. Nas transformações no estado sólido, o níquel é um elemento perlitizante, elevando assim os limites de resistência e de escoamento além de regredir o alongamento e aumentar a dureza no estado bruto de fusão (Souza Santos, 1989).

Cobre - É um grafitizante de ação semelhante ao níquel na solidificação e promovedor da formação de perlita nas transformações no estado sólido. Adições de cobre elevam de maneira significativa os limites de resistência e escoamento. O aumento das propriedades mecânicas de resistência, através do uso do cobre, deve-se principalmente ao acréscimo da porcentagem da perlita na matriz e ao endurecimento da ferrita (Souza Santos, 1989).

O efeito grafitizante é devido ao aumento no intervalo entre as temperaturas dos eutéticos estável e metaestável. Já o efeito perlitizante é pelo fato do cobre impossibilitar a difusão do carbono na austenita. O cobre atua na interface da

grafita/metálico como segregação dificultando a difusão do carbono para o nódulo, concebendo assim uma matriz perlítica (Kovacs, 1991).

Molibdênio - Quando adicionado a ferros fundidos nodulares, provoca grande aumento da resistência mecânica e da dureza, diminuindo de maneira acentuada a ductilidade (Souza Santos, 1989). O molibdênio eleva a temperatura de austenitização, pois diminui a solubilidade do carbono e retarda a reação de austêmpera no segundo estágio da austêmpera, reação bainítica. O elemento químico em questão pode causar reação não uniforme, especialmente quando a temperatura de austenitização e o teor de carbono na matriz são elevados. A elevada concentração de molibdênio causa a presença de grande quantidade de austenita não estabilizada. Esta austenita se modifica em martensita durante o resfriamento (Kovacs, 1991).

Vanádio e Cromo - O vanádio e o cromo são fortes formadores de carbonetos na solidificação. Sendo assim, são menos empregados que o níquel, cobre, estanho e o molibdênio quando se deseja elevar as propriedades mecânicas de resistência de ferros fundidos nodulares. O vanádio e o cromo são mais utilizados quando se necessita elevada resistência á abrasão (Souza Santos, 1989).

2.9 Módulo de Elasticidade de ferros fundidos nodulares

O módulo de elasticidade dos ferros fundidos cobre uma grande faixa de valores, variando entre 60 á 180 GPa, dependendo principalmente da grafita, sua forma, tamanho e quantidade (Wolfensberger, 1987). O efeito das características da grafita poderia ser considerado através do seguinte parâmetro adimensional:

$$W_G = (S_{max})^2 \times N_A \quad (2.5)$$

Onde S_{max} é o maior tamanho das partículas de grafita e N_A é o número de partículas de grafita por unidade de área. O efeito pode ser verificado na figura 28 para diversos tipos de ferros fundidos (nodular, maleável, vermicular, cinzento), com distintas matrizes e pode ser descrito pela seguinte equação:

$$E_o = 190 - 60 W_G \quad (2.6)$$

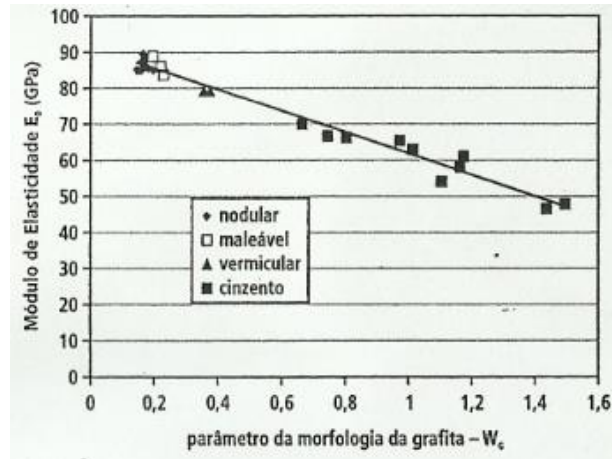


Figura 28– Módulo de elasticidade em função do parâmetro de morfologia da Grafita (W_c), para diversos tipos de ferros fundidos (Wolfensberger, 1987).

Os ferros fundidos nodulares apresentam relação tensão-deformação aproximadamente linear, de modo que se pode falar módulo de elasticidade em seu conceito usual, ou seja, inclinação da reta na região elástica (Warda *et al.*, 1998). Segundo Hachenberg (1988), o módulo de elasticidade dos ferros nodulares variam entre 160 á 180 GPa. Na figura 29, pode-se observar que o módulo de elasticidade do ferro fundido nodular mantém-se constante para uma ampla faixa de tensões (Goodrich, 2003).

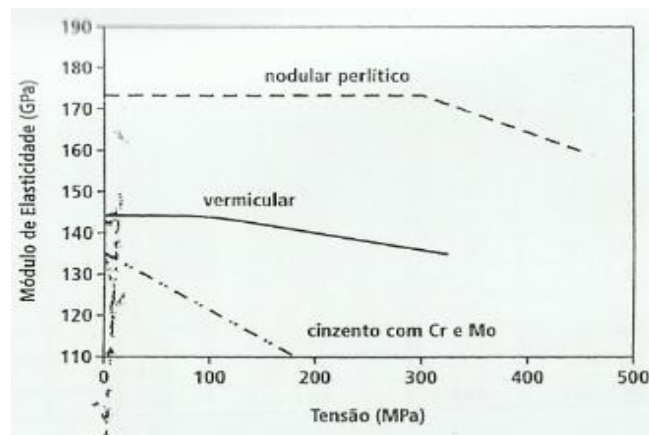


Figura 29 – Alteração do módulo de elasticidade com a tensão aplicada para ferro fundido nodular perlítico, ferro fundido vermicular e ferro fundido cinzento ligado ao Cr e Mo (Goodrich, 2003).

Um fator que influencia o módulo de elasticidade é a quantidade de grafita conforme o gráfico da figura 30. À medida que regride a nodularidade, aumentam os

efeitos de microplasticidade mesmo com baixos níveis de tensão, reduzindo-se o módulo de elasticidade (Walton *et al.*, 1981, Metzloff *et al.*, 2002).

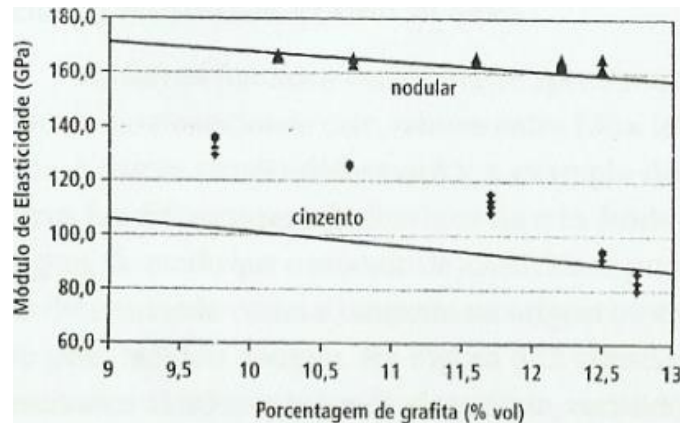


Figura 30 – Efeito da quantidade de grafita (nodular, lamelar) sobre o módulo de elasticidade (determinado por freqüência de ressonância). A reta para o ferro nodular foi calculada supondo as partículas de grafita como esferas, enquanto a reta para o ferro cinzento foi calculada com partículas em forma de discos (Silva Neto, 1978).

A tabela 2 demonstra os valores de módulo de elasticidade (tração e compressão) para as diversas classes de ferro fundido nodular, conforme a norma ISO 1083/2004.

Tabela 2 - Valores de módulo de elasticidade para classes de ferros fundidos nodulares de acordo com a norma ISO 1083/2004.

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

2.9.1- Módulo de Elasticidade – Técnica de Excitação por Impulso

Sonelastic é uma linha de soluções em instrumentação para a caracterização não-destrutiva dos módulos de elasticidade e do amortecimento de materiais a partir das frequências naturais de vibração obtidas pela técnica de excitação por impulso. Aplica-se ao controle de qualidade de peças, componentes e materiais a partir da assinatura acústica, que se altera com a presença de trincas, poros e desvios das propriedades mecânicas. A figura 31 demonstra o fluxograma com as funcionalidades do Sonelastic (ATCP, 2015)

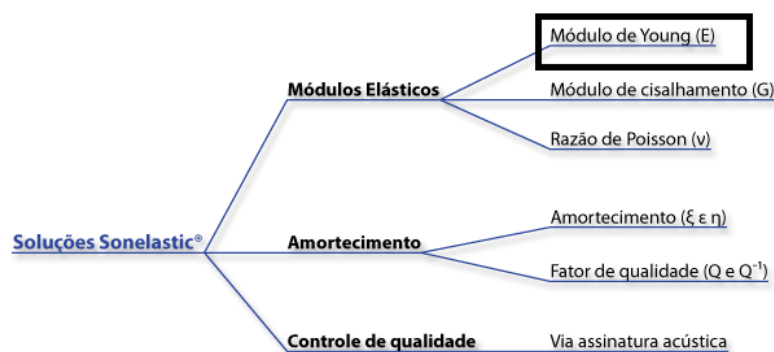


Figura 31 – Fluxograma com as soluções Sonelastic (ATCP, 2015)

Princípio de funcionamento

Na Técnica de Excitação por Impulso, os módulos elásticos são calculados através do som transmitido pelo corpo de prova ao sofrer um pequeno impacto mecânico. Este som é constituído pelas frequências naturais de vibração do corpo que são proporcionais aos módulos elásticos e sua amplitude declina conforme o amortecimento do material (ATCP, 2015).

Para peças simples, como barra, cilindro, disco, existe uma relação uníssona entre as frequências naturais de vibração com as dimensões, a massa e os módulos de elasticidade do corpo de prova. As dimensões e a massa são parâmetros fáceis de mensurar através da utilização de um paquímetro e uma balança. O cálculo do módulo de elasticidade é rápido e prático quando se tem informações a respeito das dimensões, da massa e as frequências naturais de vibração (ATCP, 2015). A figura 32 mostra o princípio de funcionamento do equipamento.

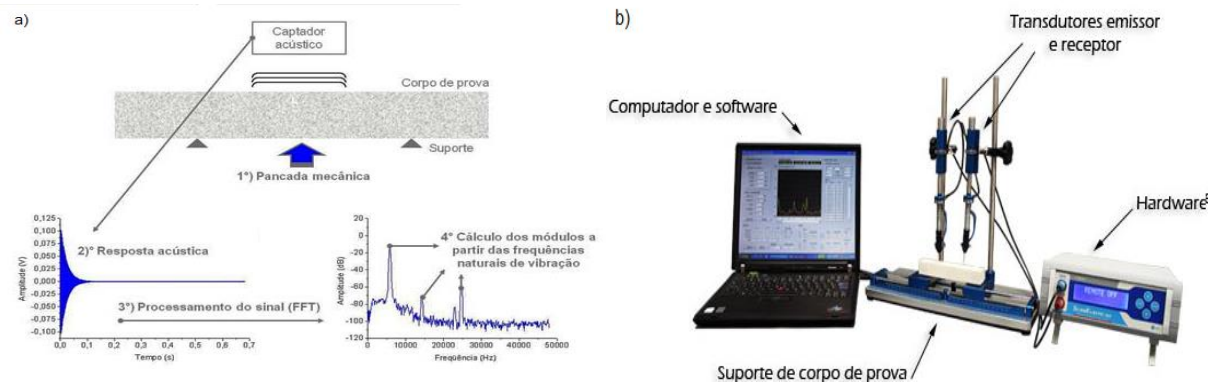


Figura 32 – Técnica de Excitação por Impulso: a) Princípio de funcionamento, b) Equipamento acoplado a receptores (ATCP, 2015).

Com o intuito de realizar a caracterização, o corpo de prova deve ser estabelecido e apoiado por um suporte adequado à sua geometria. Após estar devidamente posicionado, o corpo de prova é agitado através de um leve impacto mecânico por um pulsador que pode ser manual ou automático (pulsador eletromagnético) (ATCP, 2015).

O sinal acústico é captado por um receptor acústico e processado pelo software (tecnologia PC Based) ou hardware (tecnologia Stand Alone), que determina os módulos elásticos e o amortecimento a partir das frequências naturais de vibração (frequências de ressonância) (ATCP, 2015).

CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

De forma geral, os estudos realizados para a elaboração desta dissertação abrangeram os seguintes tópicos:

- Material Utilizado;
- Composição Química dos Lingotes;
- Análise de Composição Química;
- Análise por Difração de Raios X;
- Análise Microestrutural dos Ferros Fundidos Nodulares;
 1. Preparo Metalográfico;
 2. Contagem e área média dos nódulos de grafita, nodularidade da Grafita, formato e Distribuição dos Nódulos;
 3. Fração volumétrica da Grafita e da matriz metálica (ferrita e perlita);
 4. Análise da Dureza e Microdureza Vickers;
 5. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) – EDS;
- Preparação dos corpos de provas (Corte e torneamento);
- Propriedades mecânicas (Ensaio de deformação por Tração, Limite de Resistência a Tração, Tensão de Escoamento, Alongamento Relativo e Módulo de elasticidade (Método estático e dinâmico).

3.1 Material Utilizado

O material em estudo foi fornecido pela empresa PAM-Saint Globain Canalização, situada na cidade de Barra Mansa- RJ. Foram obtidos 8 lingotes de ferro fundido nodular. Esses lingotes foram adquiridos em tempos e temperaturas distintas.

Antes do ferro gusa ser coletado da panela, o mesmo passou por tratamentos de inoculação e nodulização. O inoculante adicionado foi o FeSi 75% e na etapa de nodulização, adicionou-se o magnésio.

A massa do metal base (ferro gusa) consistiu de 3800 kg. Foram adicionados no interior da panela além do metal base, 5 kg de magnésio e 20 kg de FeSi 75%. A figura 33 ilustra as etapas de obtenção dos lingotes. Já a tabela 3, identifica os 8 lingotes com os tempos e temperaturas de vazamento.



Figura 33 - a) Preparação dos moldes, b) Fe-Si e Mg, c) Vazamento do metal na panela de tratamento e início da inoculação, d) Nodulização e pós inoculação, e) Moldes de areia preenchidos com o banho metálico f) Molde metálico contendo o banho metálico para análise química

Tabela 3- Tempos e temperaturas referentes aos oito lingotes vazados nos moldes de areia.

Lingotes	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)
T1	10	1351
T2	15	1329
T3	20	1314
T4	25	1301
T5	30	1285
T6	35	1267
T7	40	1257
T8	45	1244

3.1.1 Composição Química dos lingotes – Metal Base

A composição química do metal base referente aos lingotes (tabela 4) foi determinada pela própria empresa PAM Saint Globain Canalização.

Tabela 4 – Composição química dos lingotes (Metal Base)

Elementos	Faixa de Composição em porcentagem (%)
C	3,90
Si	2,09
Mn	0,16
P	0,10
S	0,015

3.1.2 Análise de Composição Química

A análise química das ligas foi realizada pela Empresa Saint Globain Canalização, seguindo o padrão de qualidade (Instrução de Qualidade de Barra Mansa –IQBM 095). Para avaliação dos elementos químicos como magnésio, fósforo, manganês e silício, foi utilizado o Espectômetro OES- 5500II, e para a determinação do carbono, foi utilizado o analisador da marca Leco CS200.

Para a realização da composição química das ligas, o banho metálico (ferro gusa) foi vazado nos moldes metálicos (pastilhas coquilhadas).

3.1.3 Análise por difração de Raios X

Essa técnica consiste em determinar a composição física das ligas analisadas e sua estrutura cristalina, baseada na Lei de Bragg:

$$2d.\text{sen}(\theta) = \lambda \quad (3.1)$$

As distâncias interplanares dos picos de difração foram calculadas pela equação :

$$d = \lambda / 2\text{sen}(\theta) \quad (3.2)$$

onde:

d - distância interplanar (nm);

θ - ângulo de difração (graus);

λ = comprimento de onda médio da radiação de Co-K α .

Os picos identificados foram comparados com os padrões disponibilizados pelo banco de dados ICDD PDF-2 Release 2013. A análise de DRX foi realizada no equipamento DRON2 (MISIS, Moscou).

3.2 Análise Microestrutural do ferro fundido Nodular

3.2.1 Preparo Metalográfico

As etapas do processo de metalografia que foram desenvolvidas para essa dissertação, consistiram em: corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. Para a realização das etapas citadas, foram utilizados os equipamentos da oficina metalográfica do LAMAV/CCT/UENF.

Corpos de prova de cada um dos 8 lingotes foram selecionados e seccionados pelo cortador mecânico Mesoton. Em seguida, o material cortado, foi embutido a quente. O embutimento a quente foi realizado na prensa PRE 30 AUTOMÁTICA da Arotec utilizando uma resina baquelítica e um desmoldante para facilitar a retirada da amostra embutida.

A etapa de lixamento foi manual, utilizando as seguintes lixas: 110, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, fazendo a alternância de 90° no sentido de lixamento de uma lixa para a outra.

Logo após o lixamento, deu-se início a etapa de polimento mecânico. Nessa fase, utilizou-se um microabrasivo de alumina com granulometria de 1 μ m sobre um pano de feltro. Por final, após o polimento, as amostras foram atacadas quimicamente com reagente Nital 3% + $\frac{1}{4}$ de volume de glicerina. A forma de ataque químico selecionada foi a de pincelamento com algodão.

As microestruturas de ferro fundido nodular foram analisadas através do microscópio Neophot. A vantagem do Neophot é obtenção de imagens em diversos campos tais como: o claro, escuro, luz monocromatizada, interferência diferencial e luz polarizada. Além disso, para uma maior facilidade de visualização, o microscópio em descrição, consiste de um sistema de vídeo câmera, onde as imagens são analisadas através da tela do computador.

3.2.2 Contagem e Área Média dos Nódulos de Grafita

Para definir o número e a área média dos nódulos, foram analisadas 5 micrografias para cada liga em estado quimicamente não atacado, totalizando 40 micrografias para as 8 ligas. Em relação à área média dos nódulos, o resultado final determinou a área total tanto dos nódulos quanto daqueles classificados como vermiculares, lamelares e Crab conforme a norma ISO-945-2008. Sendo assim, para encontrar a área média dos nódulos, dividiu-se a área de todos os nódulos pela quantidade dos nódulos envolvidos na contagem conforme a equação 3.3 .

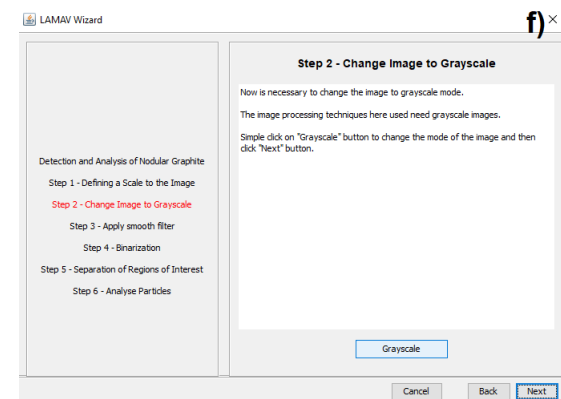
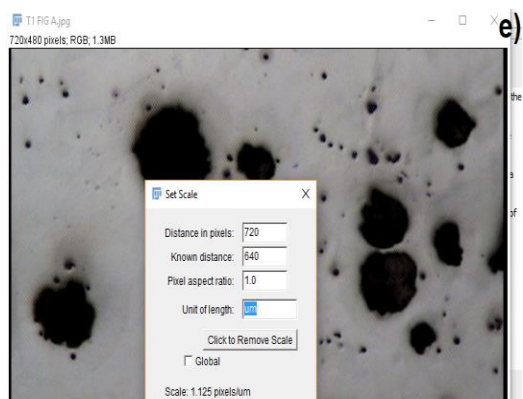
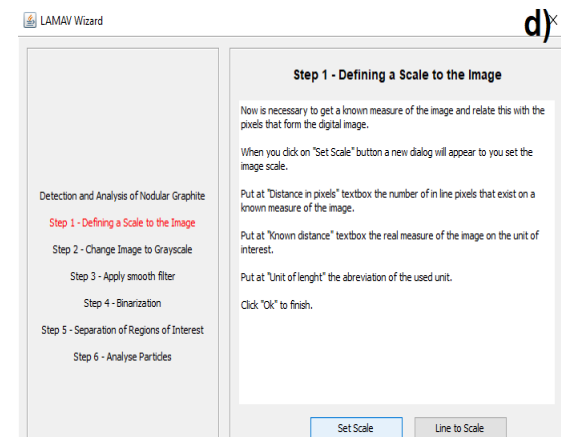
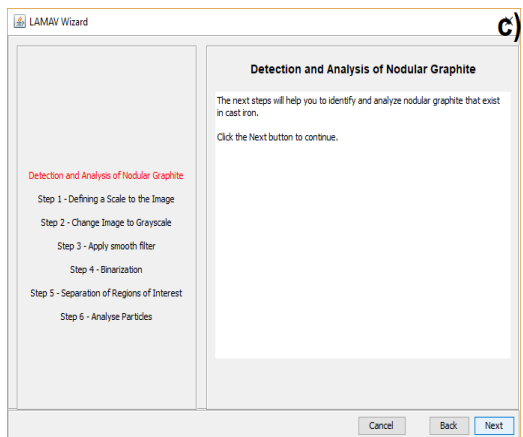
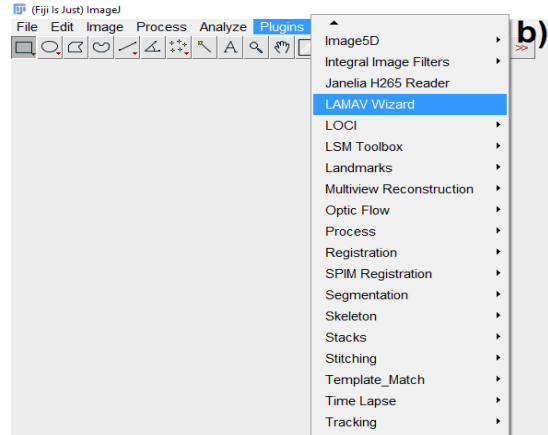
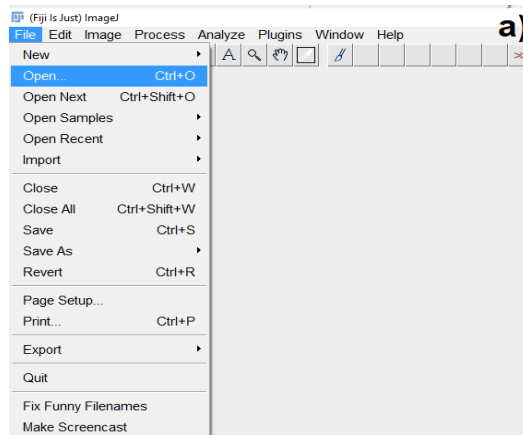
$$\text{Área Média dos nódulos} = \text{Área de todos os nódulos} / \text{quantidade dos nódulos envolvidos na contagem} \quad (3.3)$$

Para a realização das tarefas (contagem e a área média) relacionadas aos nódulos de grafita, utilizou-se o programa Fiji Win- Imaje J- LAMAV Wizard seguindo os seguintes passos (figura 34):

- a. Selecionar a micrografia que se deseja analisar (File –Open);
- b. Selecionar a opção Plugins –Lamav Wizard;
- c. Clicar em Next- Item Detection and Analysis of Nodular Graphite;
- d. Definir a Escala – Opção Set Scale;
- e. Digitar o valor da largura da micrografia em pixel e micrometro;
- f. Clicar em Grayscale – Next;
- g. Não clicar em Smooth filter através da opção Next;
- h. Clicar na opção Binarization;
- i. Na opção Binarization, definir o percentual de preenchimento dos nódulos;
- j. Caso o preenchimento dos nódulos ultrapasse os contornos e aglutine um nódulo no outro, clicar na opção separação Manual;
- k. Clicar em Analyse Particles;

l. Imagem com os nódulos contados;

m. Resultado com o número de nódulos, área media dos nódulos e fração volumétrica dos nódulos de grafita.



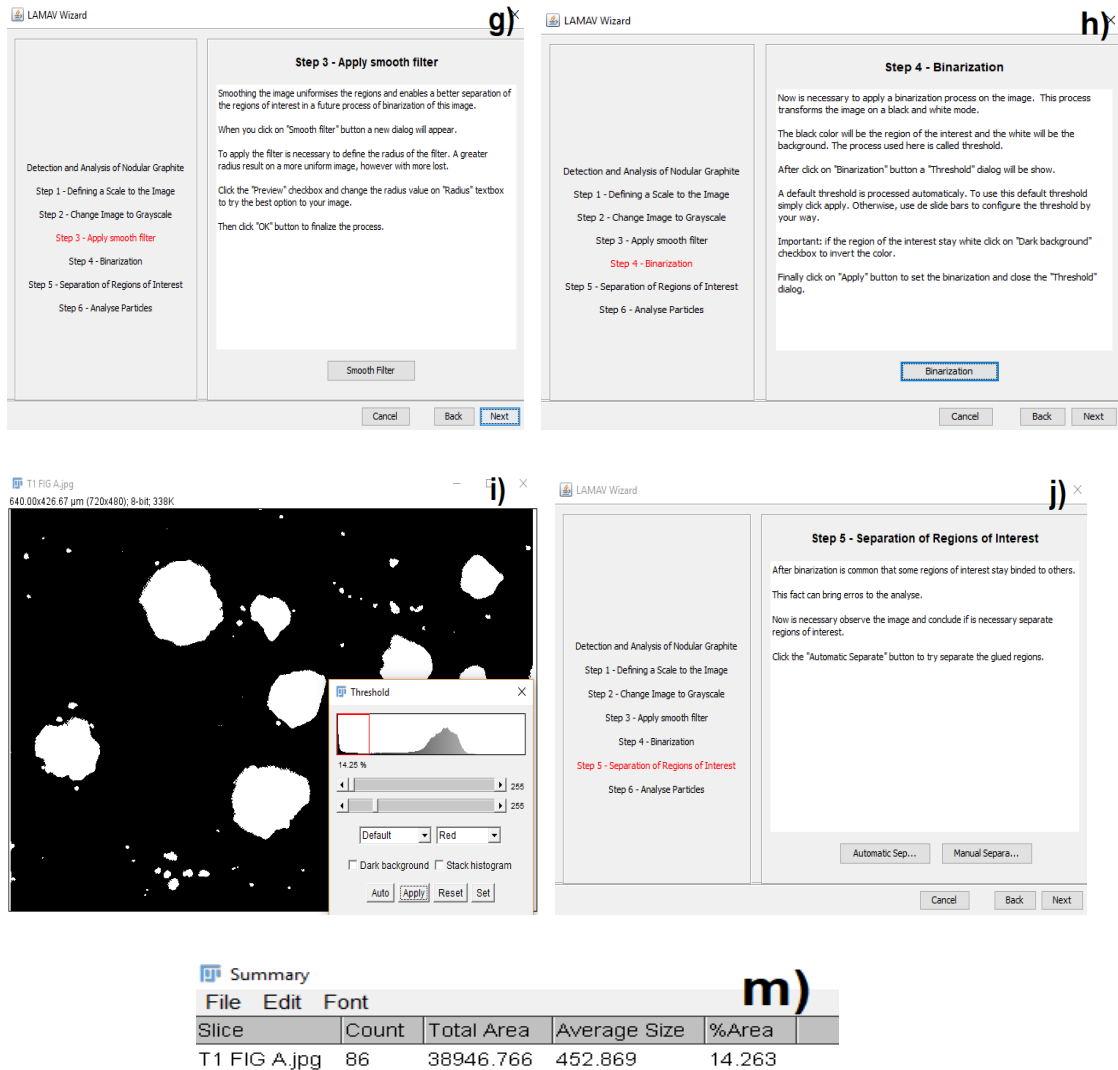


Figura 34- Passo a passo da utilização do programa Fiji Win – Imaje J

3.2.3 Nodularidade da Grafita, Formato e Distribuição dos Nódulos

Com a finalidade de encontrar o percentual de nodularidade para as ligas metálicas (T1 à T8), utilizou-se a norma ISO 945-2008. Com essa norma, foi possível verificar e classificar os nódulos para cada micrografia analisada. Nessa etapa, 5 micrografias com aumento de 100x foram selecionadas para cada tempo, totalizando 40 micrografias. A classificação foi feita de forma visual, comparando os nódulos das micrografias com os nódulos da norma citada nesse parágrafo. Ao final, realizou-se o cálculo de porcentagem para determinar a nodularidade de cada liga. A figura 35 demonstra os tipos de nódulos presentes na norma citada.

Outra etapa para esse trabalho foi à utilização da microscopia ótica. Através dela foi possível analisar o formato dos nódulos para cada tempo e temperatura de vazamento além de sua distribuição na matriz metálica, verificando o processo de aglomeração dos nódulos.

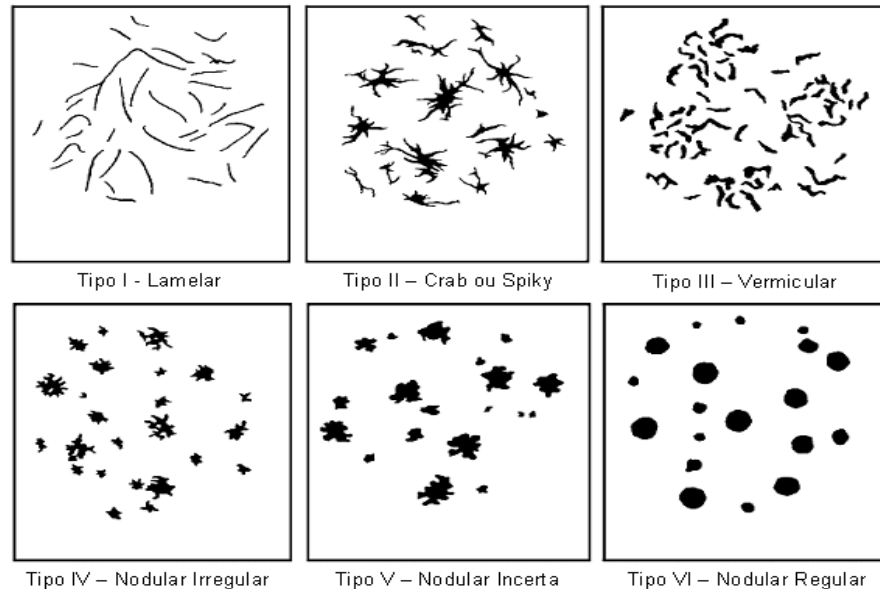


Figura 35 – Nódulos tipo IV, V e VI - Norma ISO-945-2008.

3.2.4 Fração volumétrica da Grafita e da matriz metálica (ferrita e perlita)

Para a realização do cálculo da fração volumétrica da ferrita, grafita e perlita, utilizou-se 5 micrografias para cada liga em estado quimicamente atacado, com ampliação de 100x. Conforme na contagem de nódulos, o software Fiji Win-Imaje J-LAMAV Wizard também foi utilizado para encontrar os percentuais de cada constituinte e fases das ligas. A figura 36 demonstra o passo a passo da utilização do software.

O manuseio do software consta as seguintes etapas:

- a. Repetir as etapas até a opção h conforme na contagem de nódulos;
- b. Na opção Binarization, definir o percentual da ferrita, por exemplo(região com a cor branca);
- c. Clicar na opção Analyse particles;
- d. Resultado com o valor da fração volumétrica da ferrita.

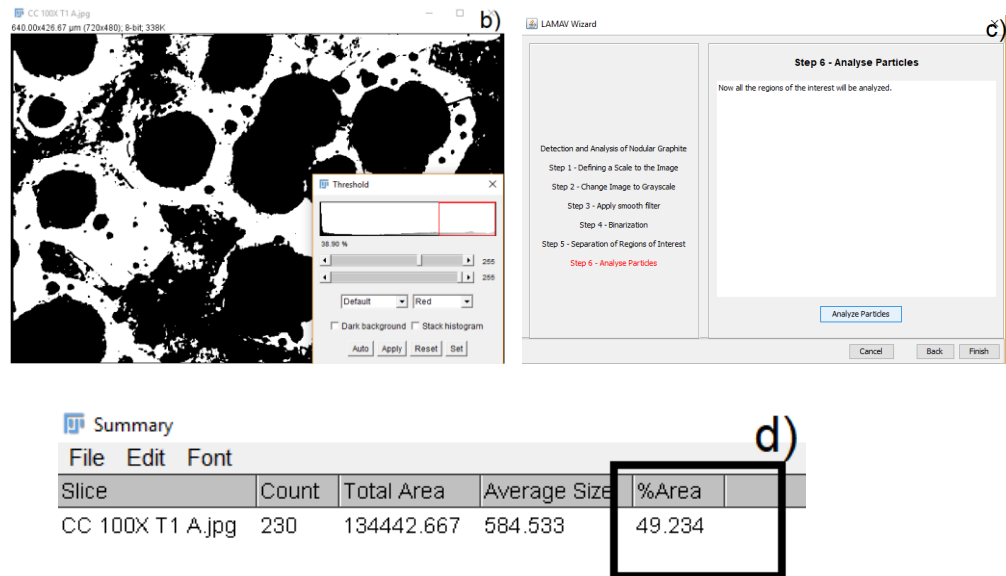


Figura 36 – Etapas de cálculo das frações volumétricas de fases e constituintes

Também se utilizou o software para o cálculo da fração volumétrica da grafita. Sendo assim, com os resultados dos percentuais de ferrita e grafita, foi possível encontrar a fração volumétrica da perlita.

$$FV_{perlita} = 100\% - \% FV_{ferrita} - \%FV_{grafita} \quad (3.4)$$

3.3 Análise de Microdureza e Dureza Vickers

As medidas das microdurezas foram realizadas utilizando o microdurômetro HMV SHIMADZU (figura 37), onde a escala utilizada é em Vickers (HV). Considera-se a definição de microdureza para as medidas de ferrita e grafita. Já a perlita, por ser um microconstituente formado por duas fases (ferrita e cementita), utilizou-se a definição de dureza Vickers.

Nesse ensaio, uma pirâmide de diamante natural (marcador) de base quadrada, com a aplicação de uma baixa carga, é penetrada na fase testada, produzindo uma impressão regular de formato quadrado. Para analisar os valores das medições da ferrita, perlita e steadita foi utilizada uma carga de 50g e tempo de 10s. Já para aferir a microdureza da grafita, utilizou-se uma carga de 10 g e tempo de 10s. Na prática, foram realizadas 5 medições em cada região (ferrita, grafita, perlita e steadita). Essas medições foram realizadas para as 8 ligas obtidas dos lingotes em tempos e temperaturas distintas, totalizando 160 indentações.

O valor de microdureza Vickers é determinado pela seguinte equação (Callister, 2012):

$$HV = 1854(F/d^2) \quad (3.5)$$

Onde:

F – carga aplicada em gramas;

d – diagonal da impressão regular quadrática em micrômetros;

1854 – limite de proporção.



Figura 37– Microdurômetro HMV SHIMADZU (UENF)

O tratamento estatístico consistiu em realizar a média para todas as constituintes e fases. O erro absoluto foi determinado através da multiplicação do desvio padrão da ferrita, perlita, grafita e steadita pelo Coeficiente de Student (1,6449).

3.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) - EDS

Para a investigação da microestrutura das ligas, foram utilizados 2 microscópios e são eles: Microscópio Eletrônico de Varredura da Shimadzu, modelo SSX – 5500, disponível no LAMAV (UENF), e o Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo Bruker disponível no Instituto Militar de Engenharia (IME). Por meio deles, foram analisadas as estruturas das ligas (nódulos de grafita, ferrita, perlita, inclusões

no interior dos nódulos de grafita e a steadita) com aumentos adequados. As figuras 38(a) e (b) ilustram os microscópios utilizados.

Com a finalidade de encontrar os percentuais dos elementos químicos presentes nas ligas metálicas, utilizou-se a Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). Com ela foi possível verificar a composição química pontual na ferrita, na perlita, na região da steadita e nas inclusões presentes no interior dos nódulos.

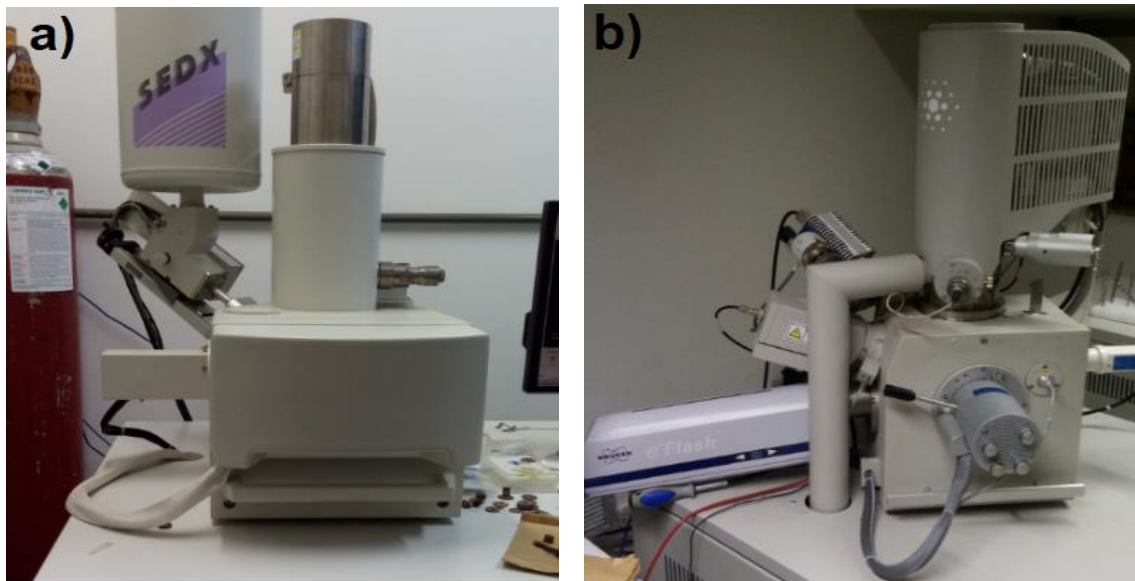


Figura 38 - a) Microscópio Eletrônico de Varredura da Shimadzu, modelo SSX – 5500 (LAMAV /UENF), b) Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo Bruker (IME)

3.5 Preparação dos Corpos de Prova para Ensaio de Tração

Para a preparação dos corpos de prova para ensaio de tração, oito lingotes foram fornecidos pela empresa PAM- Saint Globan Canalização. O processo consistiu em algumas etapas, dentre elas as etapas de corte e de torneamento.

3.5.1 Etapa de Corte

Essa etapa consistiu em retirar três partes de cada lingote, totalizando 24 partes para oito lingotes. Esses foram devidamente marcados para não haver mistura das partes (figura 39).



Figura 39– Lingotes contendo as marcações das regiões de corte

3.5.2 Equipamentos de Corte

Para a realização dos cortes dos lingotes, foram utilizadas duas máquinas de corte: a fresadora de corte e a máquina de corte serra fita.

A Fresadora é uma máquina de movimento circular e intermitente, destinada a usinagem de material. Podemos verificar através da figura 40(a), a fresadora da marca Spindle. É importante salientar que todo o processo de corte foi feito de modo a frio, ou seja, utilizando um fluido refrigerante para minimizar possíveis danos causados pela temperatura. O material do disco de corte utilizado foi o aço rápido e a velocidade de corte foi de 80 rpm. Outra máquina utilizada foi à serra fita da marca RMF (figura 40 b).



Figura 40 – a) Fresadora de corte, b) Máquina Serra Fita (Usicampos- Campos dos Goytacazes-RJ)

3.5.3 Etapa do Torneamento

Após a etapa de corte, as partes retiradas do lingote deverão ter um formato de um corpo de prova com suas dimensões de acordo com as normas NBR 7675:2005, ABNT 6152:2002 e ASTM E8-2011, que determina corpos de prova para o ensaios de tração com o comprimento total de 90 mm, comprimento útil de 40 mm, diâmetro de 6 mm e raio de concordância de 5 mm.

3.5.4 Equipamentos (Torno mecânico e o Torno CNC)

O torno mecânico é uma máquina que permite obter peças com uma geometria de certo grau de dificuldade como, por exemplo, os cilindros. Para o experimento, o torno mecânico utilizado foi da marca ROMI (figura 41a). Outra máquina utilizada foi o torno mecânico CNC da marca ROMI Centur 35D conforme a figura 41 (b). Esse equipamento possui a capacidade de trabalhar detalhadamente e assim obter a forma da peça com qualidade, tanto na geometria quanto no acabamento final do corpo de prova .



Figura 41 - a) Torno mecânico da marca ROMI (Usicampos- Campos dos Goytacazes -RJ), b) Torno CNC Centur 35D

3.6 Análise de Propriedades Mecânicas

3.6.1 Ensaio de deformação por Tração

Através do ensaio de tração, foi possível obter informações a respeito das propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. Foram ensaiados 24 corpos de prova através da máquina Universal INSTRON (figura 42(a)). Alguns parâmetros foram determinados para a realização do ensaio, dentre eles, a velocidade de deslocamento de 0,3 mm/min. Para a leitura da deformação, utilizou-se o extensômetro acoplado ao corpo de prova. Já para a leitura dos dados gerados pela máquina, empregou-se o software bluehill.

As curvas “tensão x deformação” referentes aos corpos de prova, foram geradas pelo EXCEL. Através dessas curvas foi possível obter as propriedades mecânicas como o modulo de elasticidade, alongamento relativo, limite de resistência máxima a tração e tensão de escoamento.

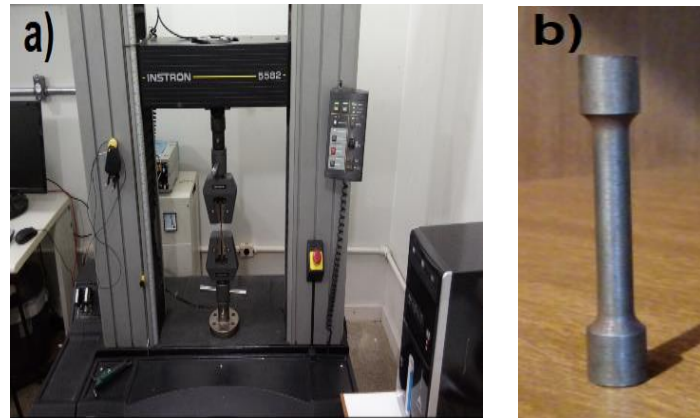


Figura 42 - a) Máquina Universal INSTRON, b) Corpo de prova para o ensaio de tração

3.6.2 Limite de Resistência à Tração (LRT), Tensão de Escoamento e Alongamento relativo

Com os gráficos obtidos no ensaio de tração, conseguiu-se determinar o limite de resistência a tração através do ponto mais alto da curva “tensão – deformação” conforme a figura 43(a). A tensão de escoamento foi determinada através de uma linha traçada paralelamente a curva “tensão x deformação” em um percentual de 0,2% de deformação.

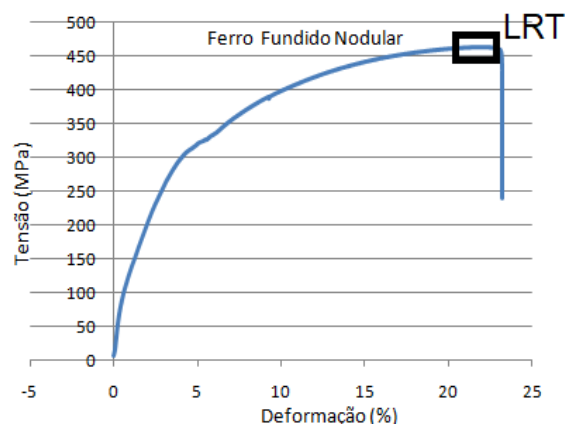


Figura 43 - a) Curva tensão x deformação demonstrando o ponto de limite de resistência à tração

Para o cálculo do alongamento relativo, mediu-se o valor do comprimento inicial de cada corpo de prova (L_0) e depois verificou-se o valor do comprimento após o rompimento no teste de tração (L). Com esses valores, determinou-se o percentual de alongamento de cada liga através da seguinte fórmula:

$$\%AL = (L - L_0 / L_0) * 100 \quad (3.6)$$

3.6.3 Módulo de Elasticidade

O módulo de elasticidade das ligas foi determinado por dois métodos.

1º método - Avaliação do módulo estático pelo tratamento das curvas de tensão, na parte de deformação elástica, utilizando Programa Excel.

- Selecionar os valores de tensão e deformação do material;
- Clicar em cima da linha (reta) com o botão direito do mouse e selecionar a opção linha de tendência;
- Clicar em exibir equação no gráfico do tipo ($Ax + b$). A figura 44 ilustra as etapas de determinação do (E) pelo Excel.

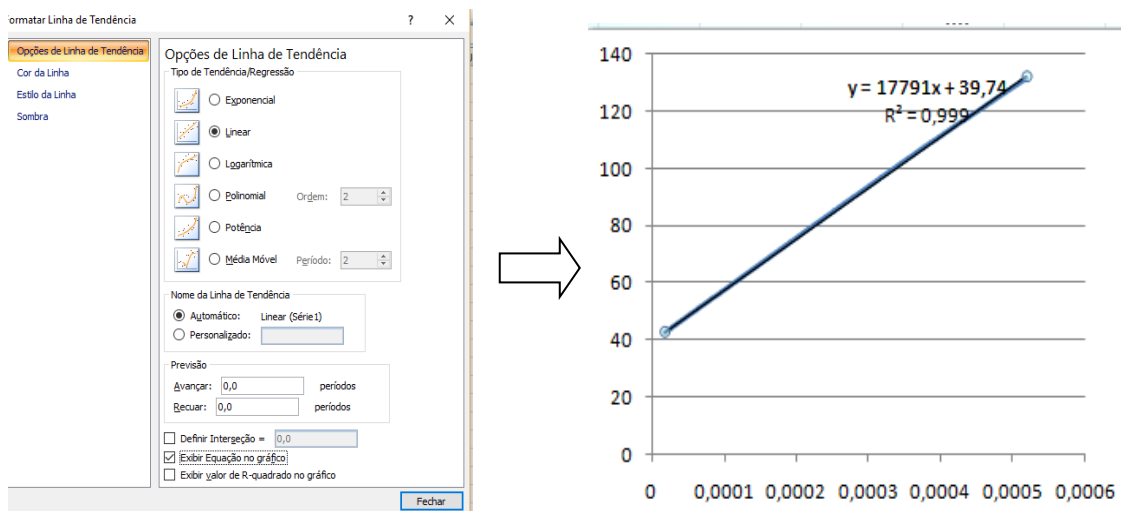


Figura 44 – Demonstração do cálculo do módulo de elasticidade pelo programa Excel.

2º método – Avaliação do módulo dinâmico, pelo impacto, utilizando a técnica de excitação por impulso

O equipamento Sonelastic, responsável pela determinação do módulo de elasticidade dinâmico, é constituído por um programa com a finalidade de identificar os dados gerados pelos sensores. Esse programa permite a inclusão das dimensões das partes seccionadas do corpo de prova tais como: massa (g), comprimento (mm) e diâmetro (mm) conforme figura 45 (a).

Após a inclusão das dimensões no programa, deve-se realizar o impacto mecânico com um pulsador na região do corpo de prova a fim de se obter a leitura do módulo de elasticidade (figura 45b).

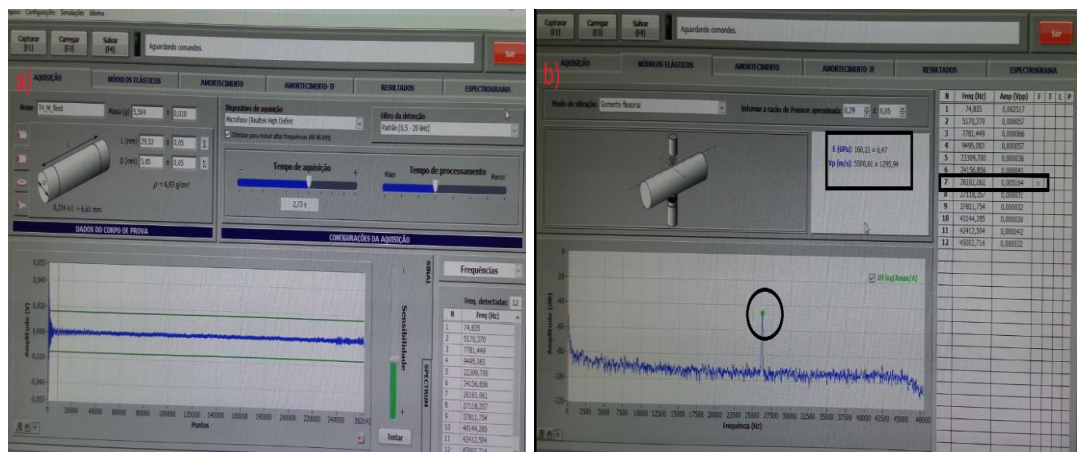


Figura 45 – Etapas de manuseio do Equipamento (Sonelastic) a) Dados de dimensão do corpo de prova b) Leitura do módulo de elasticidade.

CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Química

A tabela 5 apresenta os resultados de avaliação da composição química do metal base e a composição química do metal tratado. A tabela 6 demonstra a composição química das ligas após os tratamentos para cada tempo e temperatura de vazamento.

A massa do banho metálico (ferro gusa) consistiu em 3800 kg e nele foram adicionados 5kg de magnésio e 20 kg de Fe-Si 75%.

Tabela 5 – Composição química do metal base e do FFN após os tratamentos de inoculação e nodulização.

Elemento Químico	Composição Química (%) p	
	Metal base	Metal após tratamento
C	3,90	3,81
Si	2,09	2,33
Mn	0,16	0,16
P	0,10	0,083
S	0,015	0,008
Mg	-----	0,058
C equivalente	4,63	4,61

Tabela 6- Composição química dos lingotes de FFN após tratamentos de inoculação e nodulização.

Composição química dos lingotes (%p)								
Elemento Químico	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8
C	3,81	3,83	3,80	3,83	3,83	3,81	3,85	3,80
Si	2,35	2,45	2,33	2,34	2,30	2,25	2,23	2,25
Mn	0,16	0,16	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15
P	0,083	0,092	0,083	0,084	0,083	0,082	0,084	0,083
S	0,008	0,008	0,007	0,007	0,007	0,009	0,008	0,008
Mg	0,068	0,079	0,060	0,060	0,053	0,059	0,055	0,057
C equivalente	4,62	4,67	4,60	4,64	4,62	4,59	4,62	4,58

Analisando o teor de enxofre no metal base e após o tratamento, nota-se que o enxofre sofreu uma redução de 0,015%p para 0,008%p. Com isso foi possível calcular a taxa de dessulfuração, igual a 46,66%. A tabela 7 representa a taxa de dessulfuração do enxofre. É importante salientar que a taxa de dessulfuração está diretamente ligada à quantidade de magnésio adicionado ao banho metálico. Conforme se aumenta a taxa de dessulfuração, mais magnésio é consumido.

Tabela 7 - Taxa de dessulfuração do enxofre

Elemento	Metal Base (%p)	Metal após tratamento (%p)
S	0,015	0,008
Taxa de Dessulfuração: 46,66%		

Após o tratamento, o silício sofreu um acréscimo em sua composição, de 2,09%p (metal base – tabela 5) para 2,33%p (metal tratado - tabela 5). Esse aumento é explicado pela adição de 20kg da liga Fe-Si 75% na panela.

Comparando os dados da composição química, apresentados nas tabelas 5 e 6, o magnésio, por exemplo, teve um percentual de 0,058%p após o tratamento conforme a tabela 5, e já na tabela 6, o mesmo sofreu uma variação de 0,068-

0,079%p. (T1 e T2) e 0,055% - 0,057%p (T7 e T8). Um fator considerado para esse efeito poderia ser o local de retirada da amostra para análise, pois cada ponto do banho metálico pode apresentar composições diferentes devido a sua heterogeneidade. Ainda, no processo de espera no estado líquido, a composição de Mg poderia sofrer uma alteração por causa da grande atividade química e volatilidade deste elemento.

Nota-se também, que os elementos químicos como C, Si, e C_{equivalente} apresentados na tabela 6, sofreram ligeira variação entre cada tempo e temperatura de vazamento. Essa baixa variação nos valores da composição química para o carbono demonstra que apesar do aumento do tempo de vazamento e da diminuição da temperatura, houve baixa perda desse elemento.

O carbono equivalente (C_{equivalente}), por possuir seu percentual na faixa de 4,60%p em média, faz com que ocorra um favorecimento ao processo de grafitação do carbono, corroborando para a nucleação dos nódulos de grafita.

Já o silício, também teve baixa variação em sua composição devido a baixa absorção desse elemento pela escória. A perda de Silício se dá principalmente na forma de silicatos e óxidos de silício.

Os elementos Mn, S, P se mantiveram constante. Esse fato confirma que a mudança de tempo e temperatura de vazamento não é relevante na variação de composição química dos elementos citados.

4.2 Resultados de Difração de Raios X

As figuras 46 à 54 demonstram os difratogramas DRX, obtidos das ligas analisadas. Em todos os difratogramas nota-se que os picos de maior intensidade são referentes à fase Fe- α e com a estrutura CCC. A fase Fe- α foi identificada através dos seus picos com índices (110)Fe- α , (200)Fe- α e (211)Fe- α . Além disso, a presença da fase cementita (Fe₃C) foi identificada pela presença dos picos (020) Fe₃C, (210) Fe₃C, (131) Fe₃C, (211) Fe₃C, (122) Fe₃C, (010) Fe₃C, (412) Fe₃C, de menor intensidade.

Foram identificados os picos da fase grafita com a rede romboédrica, através seus picos de (1005)C, (113)C, (0012)C. Assim como os picos de cementita, os

picos de grafita romboédrica possuem intensidades inferiores quando comparados a fase Fe- α .

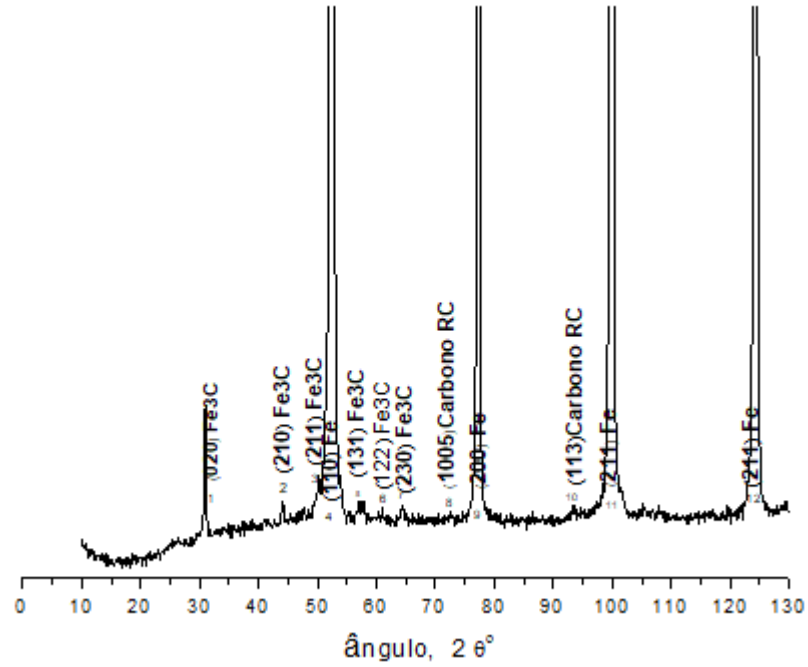


Figura 46 - Difratoograma da liga T1 (10min/1351°C)

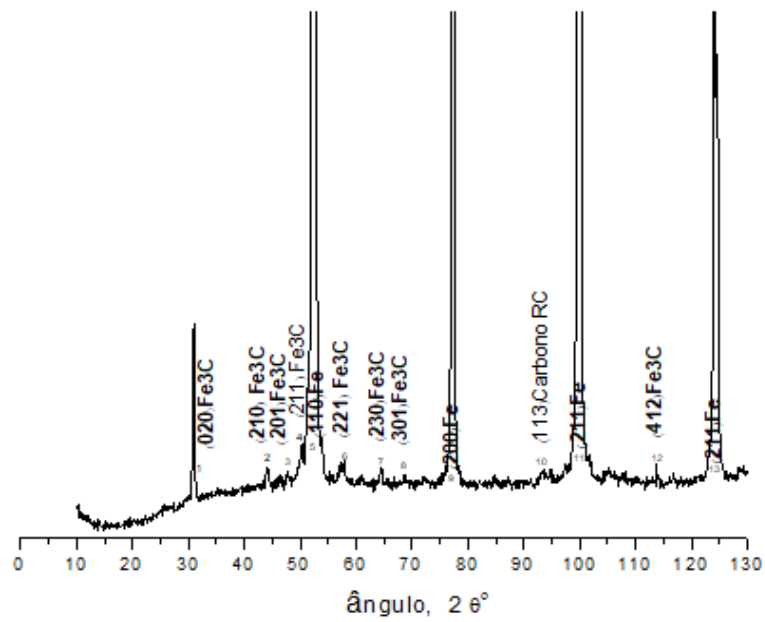


Figura 47- Difratoograma da liga T2 (15min/1329°C)

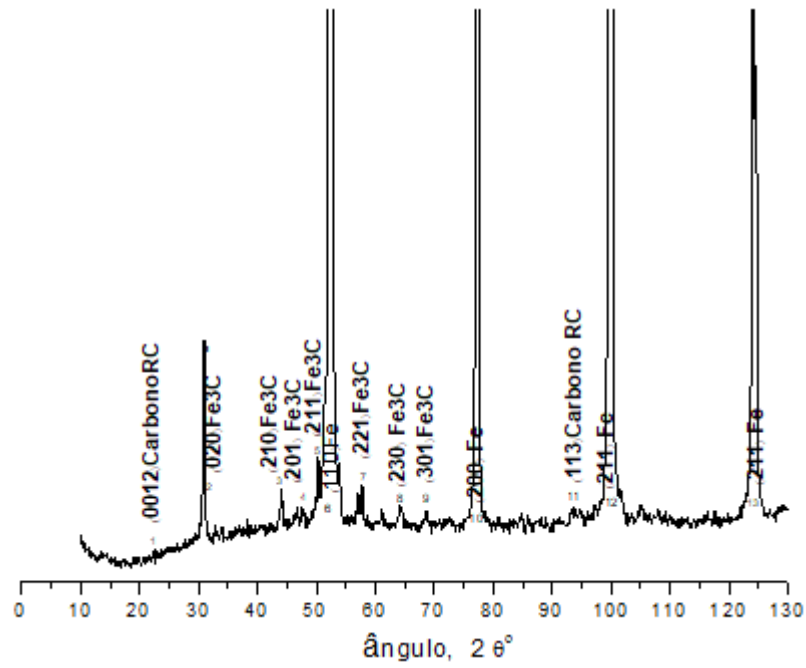


Figura 48 - Difratoograma da liga T3 (20min/1314°C)

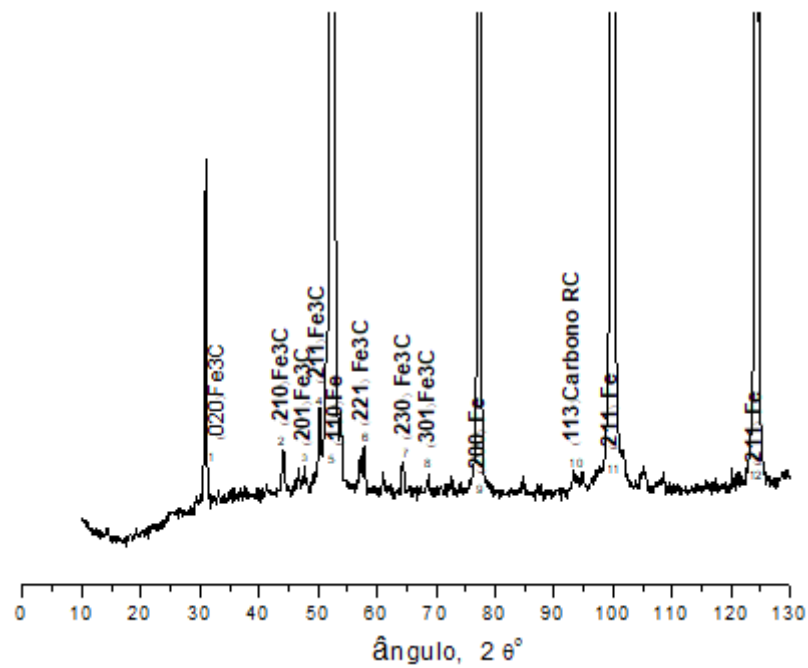


Figura 49 - Difratoograma da liga T4 (25min/1301°C)

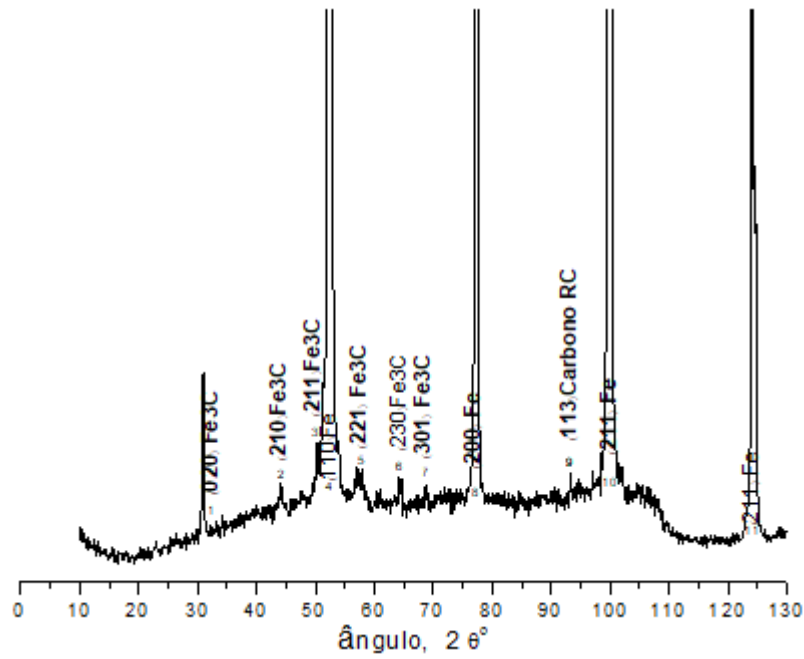


Figura 50 - Difratoograma da liga T5 (30min/1285°C)

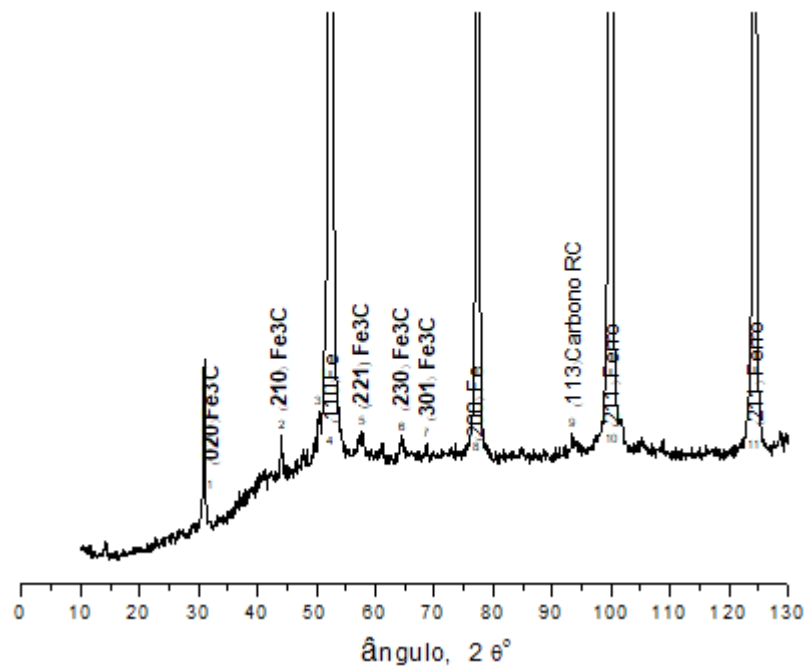


Figura 51- Difratoograma da liga T6 (35min/1267°C)

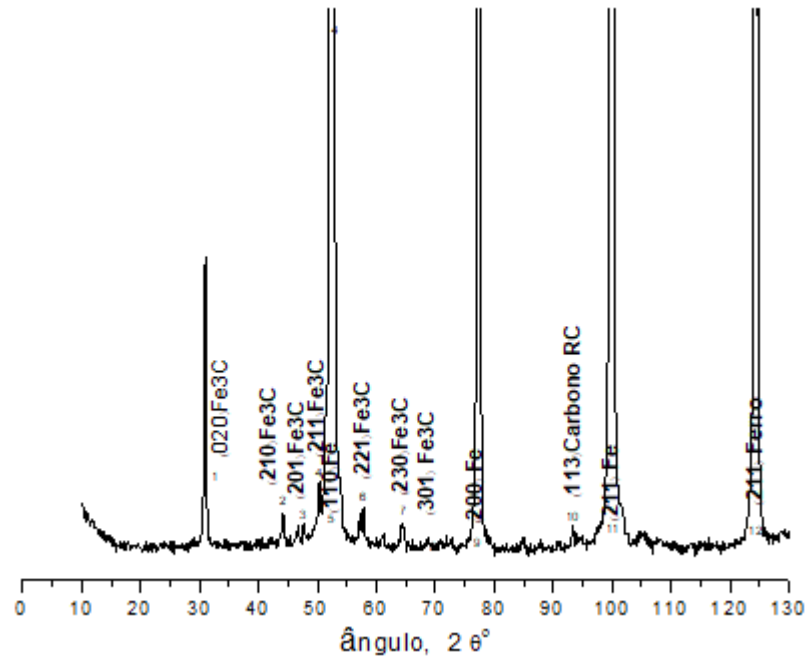


Figura 52- Difratoograma da liga T7 (40min/1257°C)

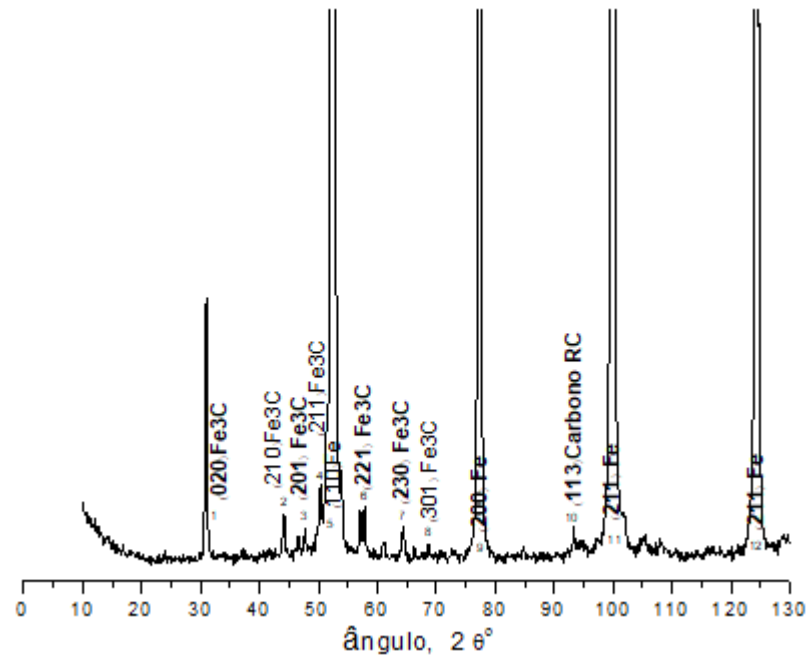


Figura 53 - Difratoograma da liga T8 (45min/1244°C)

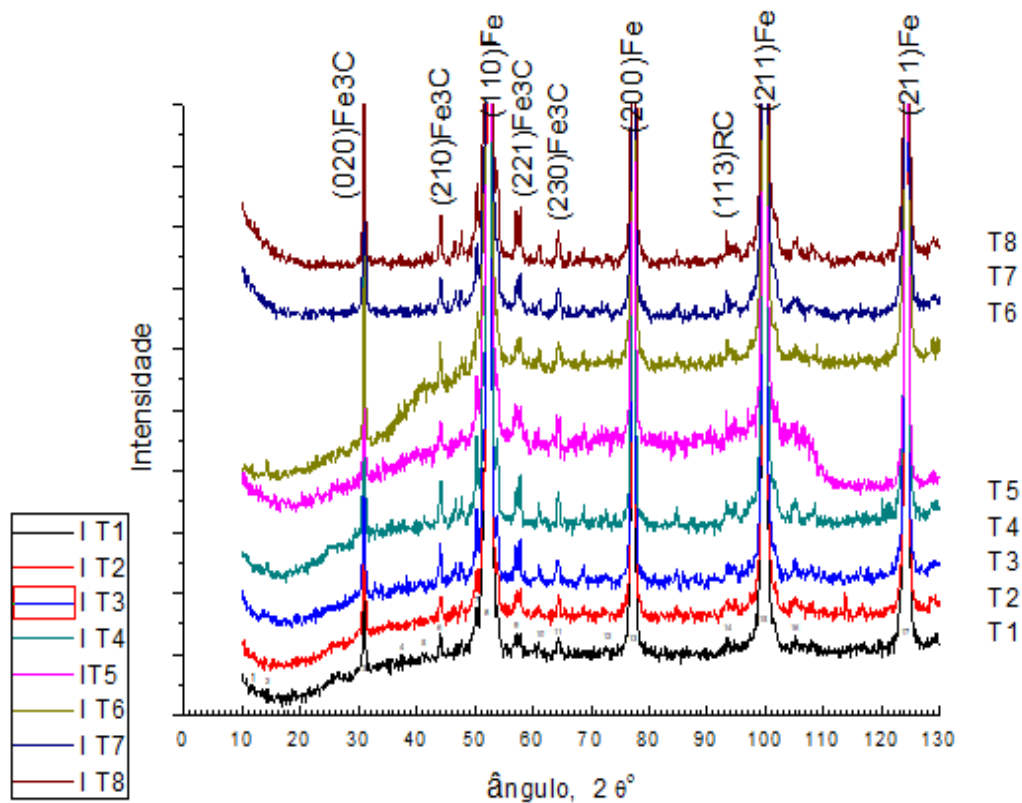


Figura 54 – Difractogramas de todas as ligas analisadas

4.3 Análise Microestrutural - Microscopia Ótica

4.3.1 Análise da Forma dos Nódulos de Grafita nas Ligas

Para a avaliação dos nódulos de grafita, 5 micrografias para cada tempo em estado quimicamente não atacado, foram utilizadas com a finalidade de verificar o formato, a distribuição, contagem de nódulos por área, percentual de nodularidade e sua área média em cada liga. Com o auxílio da norma ISO 945-2008, foi possível fazer uma análise comparativa entre os nódulos da norma com aqueles presenciados nas ligas. A figura 55 demonstra diversas formas de nódulos de grafita. As ligas apresentaram formatos de nódulos tipo IV (nodular irregular), V (nodular incerta) e tipo VI (nodular regular).

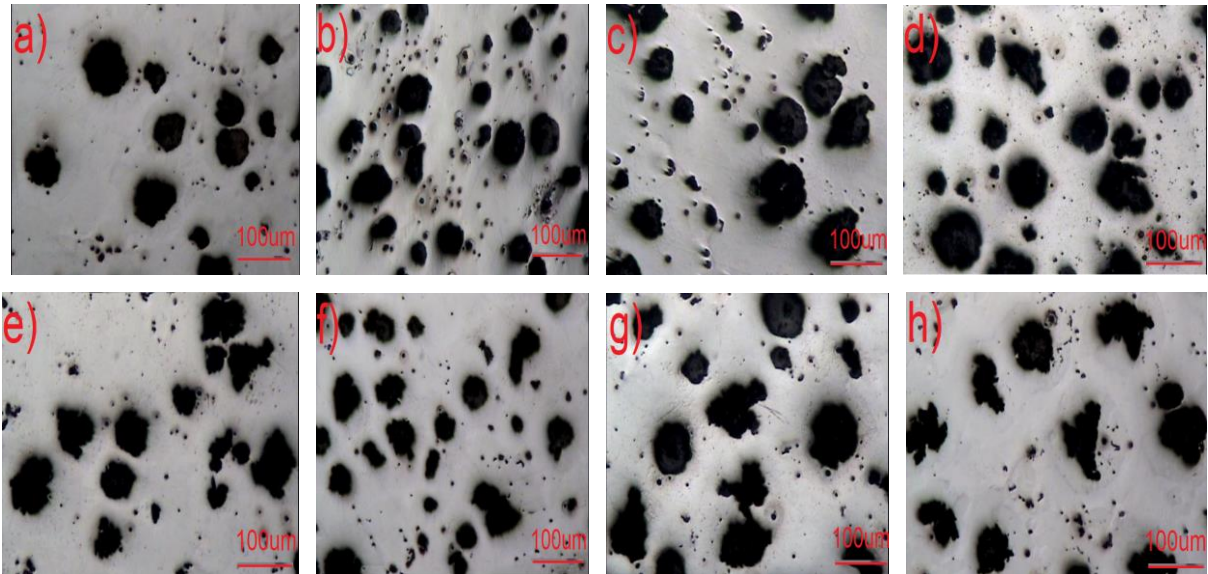


Figura 55 - Micrografias das ligas em estado quimicamente não atacado.

Aumento de 100X e Campo Claro. a) T1(10min/1361°C), b) T2(15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).

A liga T1(10min/1351°C) foi composta em sua maior parte por nódulos tipo VI. A partir da liga T2(15min/1329°C) foi possível presenciar os formatos tipo V (nodular incerta). Diferentes tipos de nódulos podem estar presentes em uma liga, que é o caso da liga T5(30min/1285°C) com formatos tipos V e VI. Por final, as ligas T7 (40min/1257°C) e T8 (45min/1244°C) tiveram suas formas dos tipos IV (nodular irregular) mais evidenciados e também a presença dos nódulos de grafita com formatos nodular incerta e irregular.

4.3.2 Análise da Distribuição dos Nódulos de Grafita

As ligas apresentaram grande quantidade de núcleos de grafita e pequenas quantidades de grafita do tipo não nodular. A análise das imagens das ligas também evidencia a aglomeração dos nódulos desde a liga T1(10min/1351°C) até a liga T8(45min/1244°C).

Os núcleos são gerados através da nucleação homogênea e heterogênea sobre o líquido (região acima da temperatura eutética). Esses núcleos tendem a crescer por difusão do carbono e se movimentar na fase líquida. O sistema tende a

redução de energia e isso faz com que os nódulos mantenham sua cinética e se aglutinem formando nódulos maiores (Souza Santos, 1989).

A temperatura eutética é auferida com a redução da temperatura de vazamento em que o líquido forma a austenita e grafita. Diante de uma austenita sólida, os nódulos tendem a perder movimentação devido à diminuição da entropia e pelo fato dos nódulos serem cercados pela austenita (Souza Santos, 1989). Quando os nódulos perdem energia cinética, o processo de aglomeração é dificultado, não possuindo energia para que eles se aproximem.

Seguindo com o processo de resfriamento, quando se atinge a faixa de temperatura entre eutóide e eutética, a austenita começa a perder carbono, ou seja, o carbono começa a se difundir para a grafita e assim gerando núcleos. Na região abaixo da temperatura eutetóide, a austenita sofre transformação para ferrita e cementita (Souza Santos, 1989). A figura 56 demonstra a aglomeração dos nódulos.

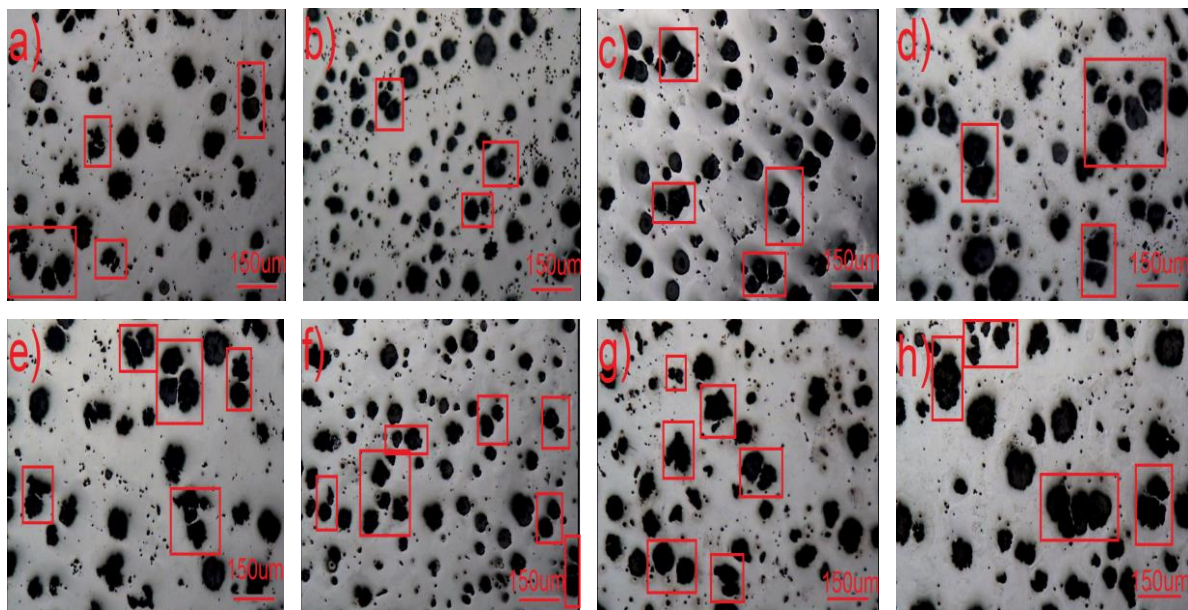


Figura 56 - Micrografias das ligas analisadas em estado quimicamente não atacado, demonstrando o processo de aglomeração entre os diferentes nódulos.

Aumento de 50X e Campo Claro: a) T1(10min/1361°C), b) T2(15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C) e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).

4.3.3 Contagem, avaliação da Nodularidade e da Área média dos nódulos de grafita

Através do processo de quantificação das ligas, conseguiu-se analisar a quantidade de nódulos para cada liga, o percentual de nodularidade e sua área média. A tabela 8 apresenta o número de nódulos para cada tempo e temperatura. Verifica-se redução em sua quantidade com a diminuição da temperatura, ou seja, os nódulos passam a se aglomerarem, reduzindo seu número e conseqüentemente aumentando sua área.

Observa-se na tabela 8 e na figura 57, que a quantidade de nódulos apresentou uma tendência de regressão com a diminuição da temperatura e aumento do tempo de vazamento. A quantidade de nódulos máxima foi em T2 (15min/1329°C) com uma média de $149,00 \pm 24,62$ nódulos e média mínima foi para a liga T8 (45min/1244°) com $78,73 \pm 53,70$ nódulos.

Tabela 8 - Apresentação da quantidade e área média de nódulos, da nodularidade da grafita e área média dos nódulos.

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)	Quantidade de Nódulos por Área	Erro Absoluto	Nodularidade da Grafita (%)	Erro Absoluto (%)	Área Média dos Nódulos (u ² m)	Erro Absoluto (u ² m)
T1	10	1351	117,00	22,35	98,00	1,35	501,96	136,33
T2	15	1329	149,00	24,62	91,97	2,09	349,65	62,93
T3	20	1314	125,40	11,58	89,30	5,16	360,45	45,73
T4	25	1301	120,67	33,77	81,23	3,83	387,59	38,09
T5	30	1285	108,75	4,70	80,70	3,03	396,24	52,34
T6	35	1267	104,00	25,90	79,77	0,85	405,72	45,05
T7	40	1257	101,33	36,47	75,70	3,26	604,31	260,32
T8	45	1244	78,33	53,70	78,73	4,51	830,42	247,37

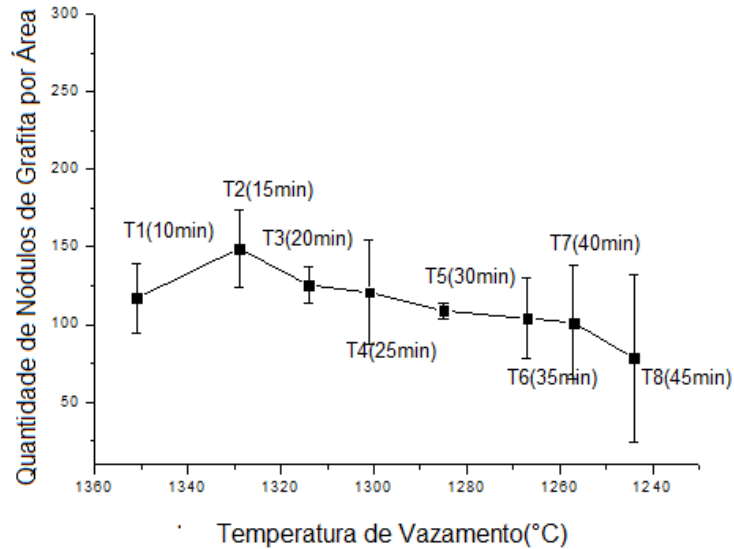


Figura 57- Quantidade de nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento

A nodularidade também foi analisada para cada liga e os resultados finais dos percentuais de nodularidade são apresentados na tabela 8. Nota-se redução da nodularidade da grafita conforme a diminuição da temperatura e o aumento do tempo de vazamento, ou seja, a liga T1 (10min/1351°C) obteve o melhor percentual de nodularidade com $98,00 \pm 1,35 \%$ e a liga T7 (40min/1257°C) com a menor porcentagem ($75,70 \pm 3,26\%$). A figura 58 representa a nodularidade da grafita para as ligas.

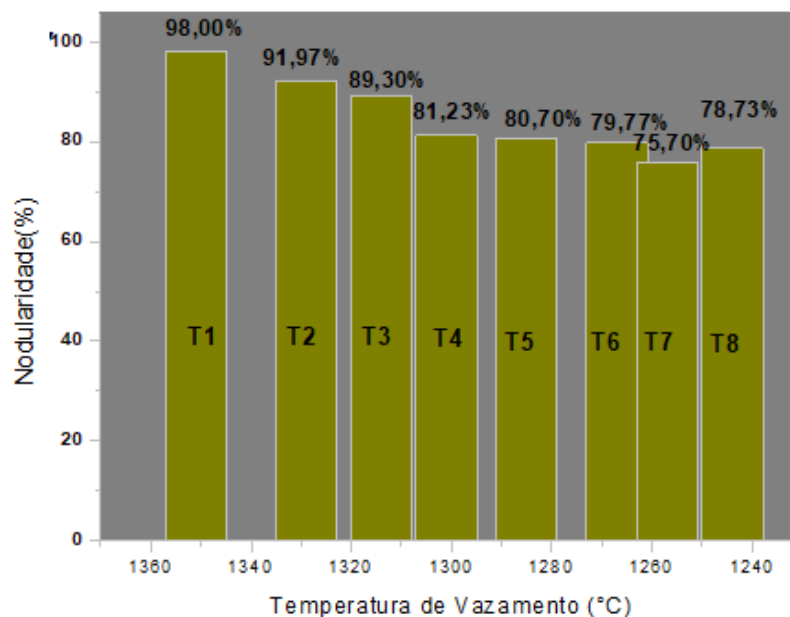


Figura 58 – Percentual de nodularidade da grafita

As áreas médias dos nódulos apresentaram variações. Os valores estão compreendidos entre o mínimo de $349,65 \pm 62,93 \mu^2\text{m}$ (Liga T2/15min/1329°C) e o máximo de $830,42 \pm 247,37 \mu^2\text{m}$ (Liga T8/45min/1244°C) corroborando o processo de aglomeração. A figura 59 ilustra a curva "Área dos nódulos de grafita x Temperatura de Vazamento".

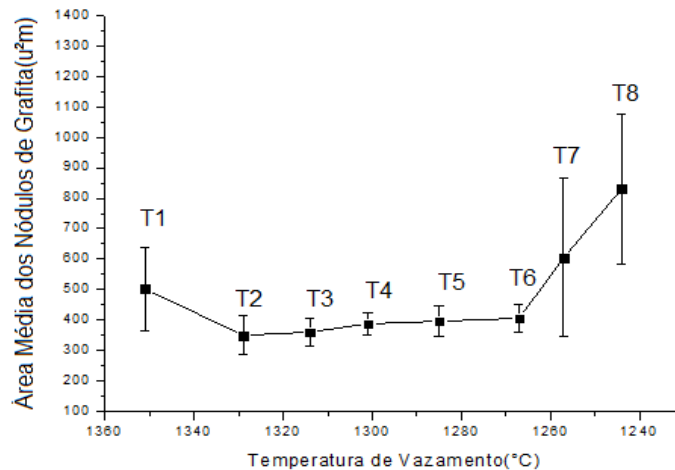


Figura 59 - Área média dos nódulos para diferentes tempos e temperaturas de vazamento.

4.3.4 Análise da Matrix Metálica (Ferrita e Perlita)

Para o estudo da matriz metálica, foram utilizadas amostras das ligas, metalograficamente preparadas e atacadas quimicamente.

Ao analisar a figura 60 fica evidente que a matriz metálica é composta pela fase ferrita e pela constituinte perlita. A perlita é verificada como a região de cor cinza e se encontra nas ligas como perlita grosseira e fina. Já a ferrita é denominada como a região clara nas micrografias. De uma forma geral, os nódulos de grafita ficam situados no interior da ferrita.

Observa-se que com aumento do tempo de vazamento e a diminuição da temperatura não houve tendência nas frações volumétricas da ferrita, perlita e grafita, ou seja, os percentuais apresentaram diferenças entre as ligas.

Os dados da tabela 9 revelam que a liga com o menor percentual de ferrita, foi a T1(10min/1351°C) com $(44,80 \pm 14,18\%)$ e o máximo para a liga T6(35min/1267°C) com percentual de $(75,45 \pm 2,22\%)$.

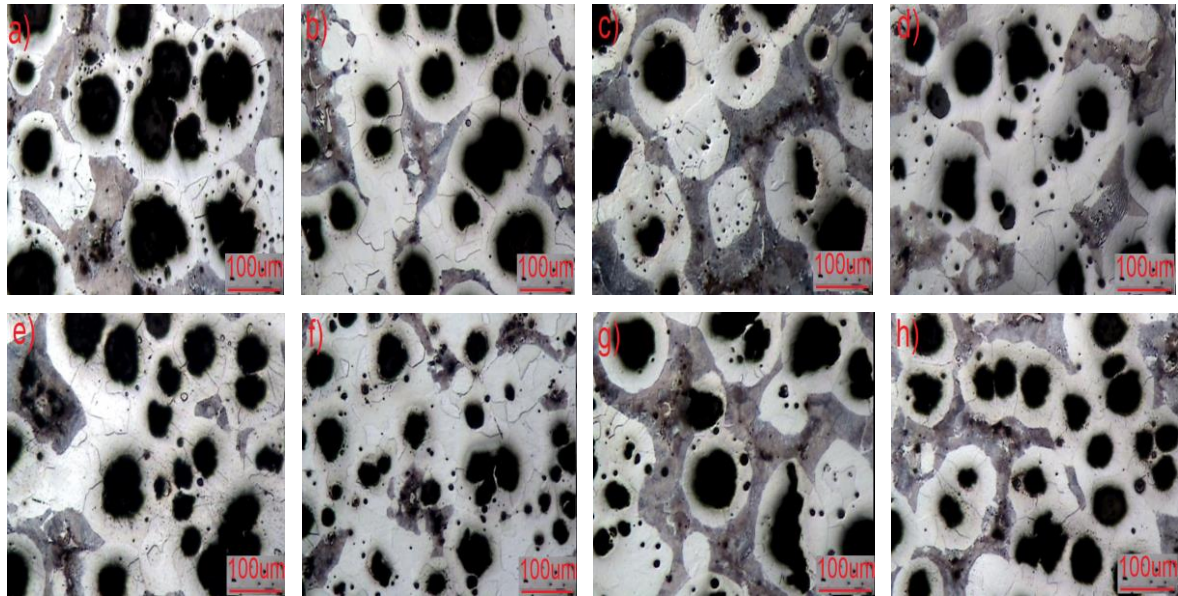


Figura 60 - Micrografias das ligas analisadas em estado quimicamente atacado. Aumento de 100X e Campo Claro. a) T1(10min/1361°C), b) T2(15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h) T8(45min/1244°C).

Tabela 9 - Fração volumétrica dos constituintes e fases das ligas

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)	Ferrita (%)	Erro Absoluto (%)	Grafita (%)	Erro Absoluto (%)	Perlita (%)	Erro Absoluto (%)
T1	10	1351	44,80	14,18	23,98	5,59	31,22	18,39
T2	15	1329	73,77	6,05	21,49	1,27	4,74	2,33
T3	20	1314	47,59	13,01	20,88	5,94	31,53	17,88
T4	25	1301	74,58	7,32	20,13	1,76	5,29	2,25
T5	30	1285	55,17	14,80	19,25	4,42	25,58	12,73
T6	35	1267	75,45	2,22	16,27	0,84	8,28	2,98
T7	40	1257	55,98	9,46	18,86	4,51	25,16	7,68
T8	45	1244	56,76	9,36	19,53	1,79	23,71	9,94

A grafita apresentou uma fração volumétrica mínima em T6(35min/1267°C) com $(16,27 \pm 0,84\%)$ e máximo para a liga T1(10min/1351°C) com $(23,98 \pm 5,59\%)$. Para a perlita, a fração mínima foi para a liga T2(15min/1329°C) com $4,74 \pm 2,33\%$ e o valor máximo para a liga T1(10min/1351°C) correspondendo a $(31,22 \pm 18,39\%)$. A figura 61 demonstra diferentes nódulos de grafita na matriz metálica.

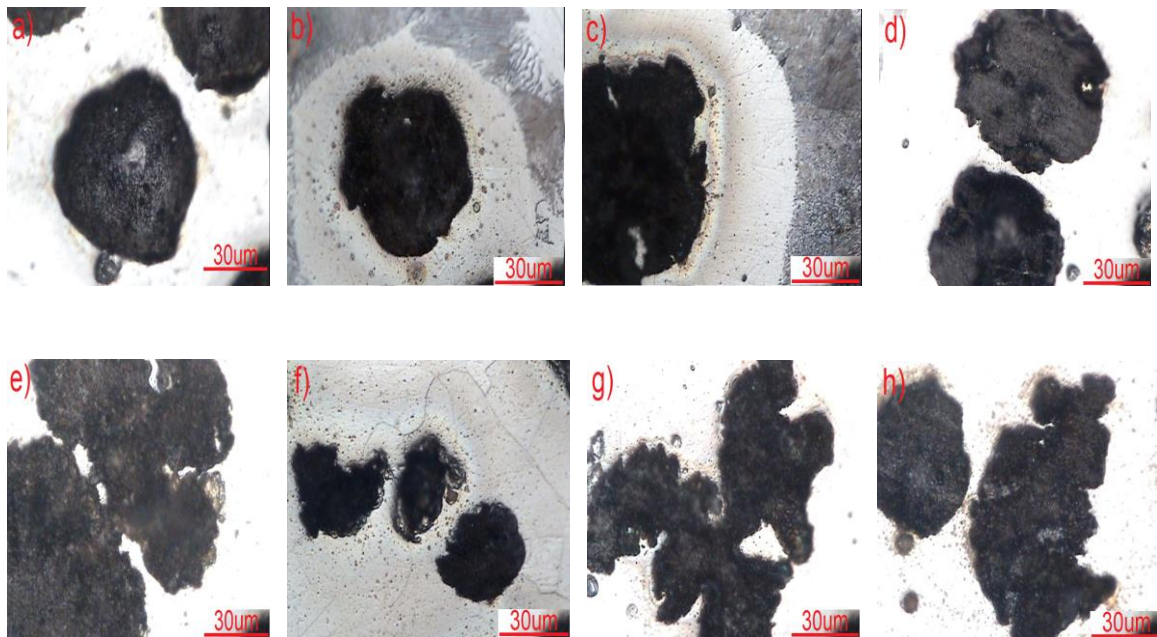


Figura 61- Nódulos de grafita. Aumento de 500x e Campo claro: a) T1 (10min/1361°C), b) T2(15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T6(35min/1267°C), g) T7(40min/1257°C), h)T8 (45min/1244°C).

A ferrita é a fase que mais ocorreu variação com as mudanças de tempo e temperatura de vazamento. As ligas T2, T4 e T6 tiveram os maiores percentuais de ferrita. Já a grafita, percebe-se através da figura 62 ligeira variação em suas porcentagens, ou seja, não sofrendo tamanha interferência do tempo e da temperatura conforme a ferrita. Para a perlita, verificam-se oscilações em suas porcentagens, destacando as ligas T2, T4 e T6 com valores mínimos e as ligas T1, T3, T5, T7 e T8 com percentuais próximos de fração volumétrica.

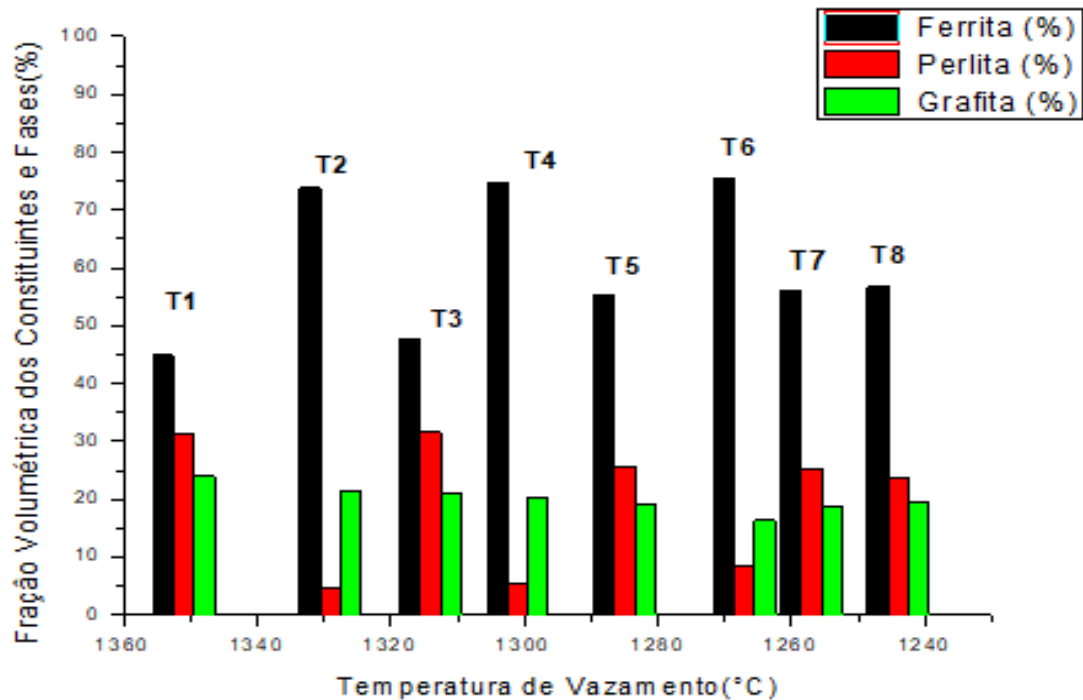


Figura 62 – Representação da fração volumétrica dos contituente(s) e fase(s) de todas as ligas analisadas.

Essas variações da ferrita e da perlita para as ligas T2, T4 e T6 poderiam ser correlacionadas com escolha da parte do lingote a ser analisada e/ou possível variação na composição química, que influencia na microestrutura revelada.

4.3.5 Microscopia Ótica – Análise da Steadita

Ao analisar as ligas metálicas, pode-se observar a presença da steadita. Por ser uma região em que a solidificação ocorre de forma “atrasada”, a steadita fica posicionada entre a região da perlita e até mesmo com nódulos de grafita no seu interior conforme a figura 63. É caracterizada pela presença de teores de fósforo em grande quantidade, geralmente acima de 0,1% conforme o autor Olsen (2004) descreve. Todas as ligas estudadas nessa dissertação apresentaram a steadita.

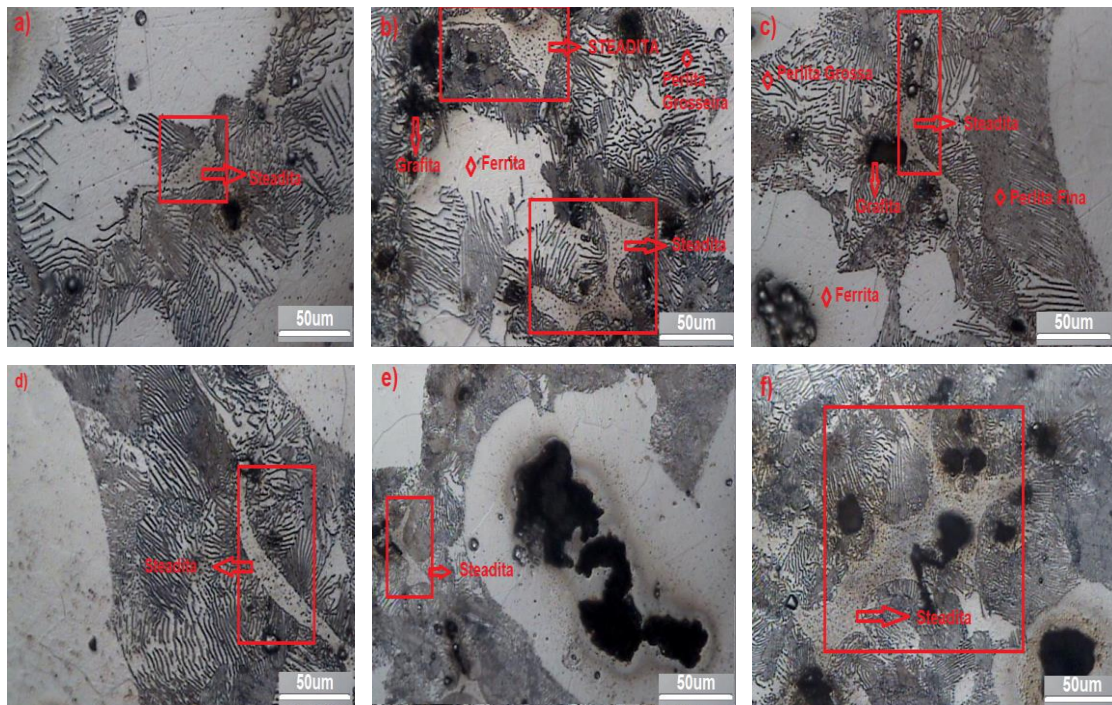


Figura 63- Presença da Steadita nas diversas ligas. Aumento de 200x e Campo Claro: a) T2(15min/1329°C) b) T3(20min/1314°C) c) T4(25min/1301°C) d) T5(30min/1285) e) T7(40min/1257°C) f) T8(45min/1244°C

4.4 Dureza e Microdureza Vickers

Os valores de microdureza para a ferrita variaram entre o mínimo de 166 ± 28 HV em T7(35min/1257°C) e o valor máximo de 192 ± 9 HV em T6(30min/1267°C). Já a menor média de microdureza para a grafita foi em T5(30min/1285°C) com 29 ± 8 HV e a maior média em T4(25min/1301°C) com 45 ± 12 HV

Para a perlita, os valores variaram entre 300 ± 11 HV (T1- 10min/1351°C) e o máximo em T2(15min/1329°C) com média de 330 ± 35 HV. Segundo o autor (Acierno *et al.*, 2009) a microdureza da ferrita é em torno de 178 HV e a perlita por volta de 253 HV. Observa-se que os resultados estão próximos da literatura.

Tabela 10–Dureza e Microdureza Vickers das ligas

Liga	HV Ferrita kgf/mm ²	Erro Absoluto kgf/mm ²	HV Perlita kgf/mm ²	Erro Absoluto kgf/mm ²	HV Grafita kgf/mm ²	Erro Absoluto kgf/mm ²	HV Steadita kgf/mm ²	Erro Absoluto kgf/mm ²
T1	179	15	300	11	34	8	921	52
T2	178	28	330	35	31	12	780	158
T3	191	5	311	17	31	5	855	129
T4	185	11	305	16	45	12	778	67
T5	184	10	304	24	29	9	813	103
T6	192	9	318	34	32	16	887	138
T7	166	28	310	11	29	16	842	180
T8	183	34	312	24	28	10	751	209

A microdureza da steadita foi a que obteve os maiores valores. A média mínima de microdureza da steadita foi em T8 (45min/1244°C) com (751 ± 209 HV) e a média máxima em T1(10min/1351°C) com (921 ± 52 HV). A figura 64 demonstra o comportamento das microdurezas da ferrita, perlita, grafita e steadita em função da temperatura de vazamento. As fases e constituintes analisados não apresentaram tendência com a diminuição da temperatura e o aumento do tempo de vazamento.

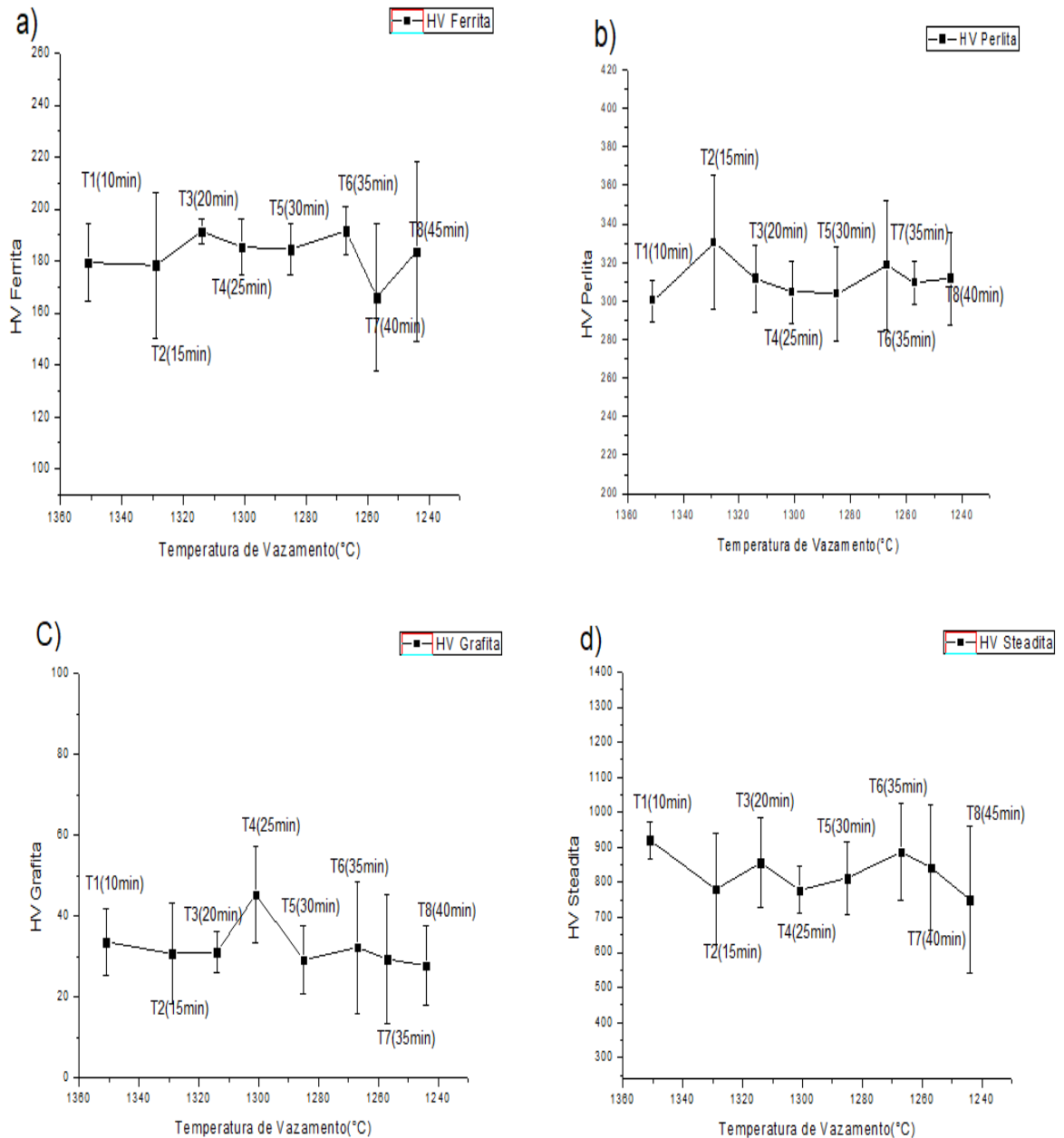


Figura 64 - Microdureza das ligas em função da temperatura de vazamento para: a) Ferrita b) Perlita c) Grafita d) Steadita

4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EDS) – Nódulos e Inclusões

Com o auxílio do MEV, foram analisadas as ligas T1, T2, T3, T4, T5, T6, T7 e T8 e para verificar a composição química, utilizou-se a EDS nas ligas T1, T5 e T8.

Observaram-se inclusões de cor esbranquiçada presentes no interior dos nódulos de grafita. A figura 65 demonstra essas inclusões em diversos aumentos.

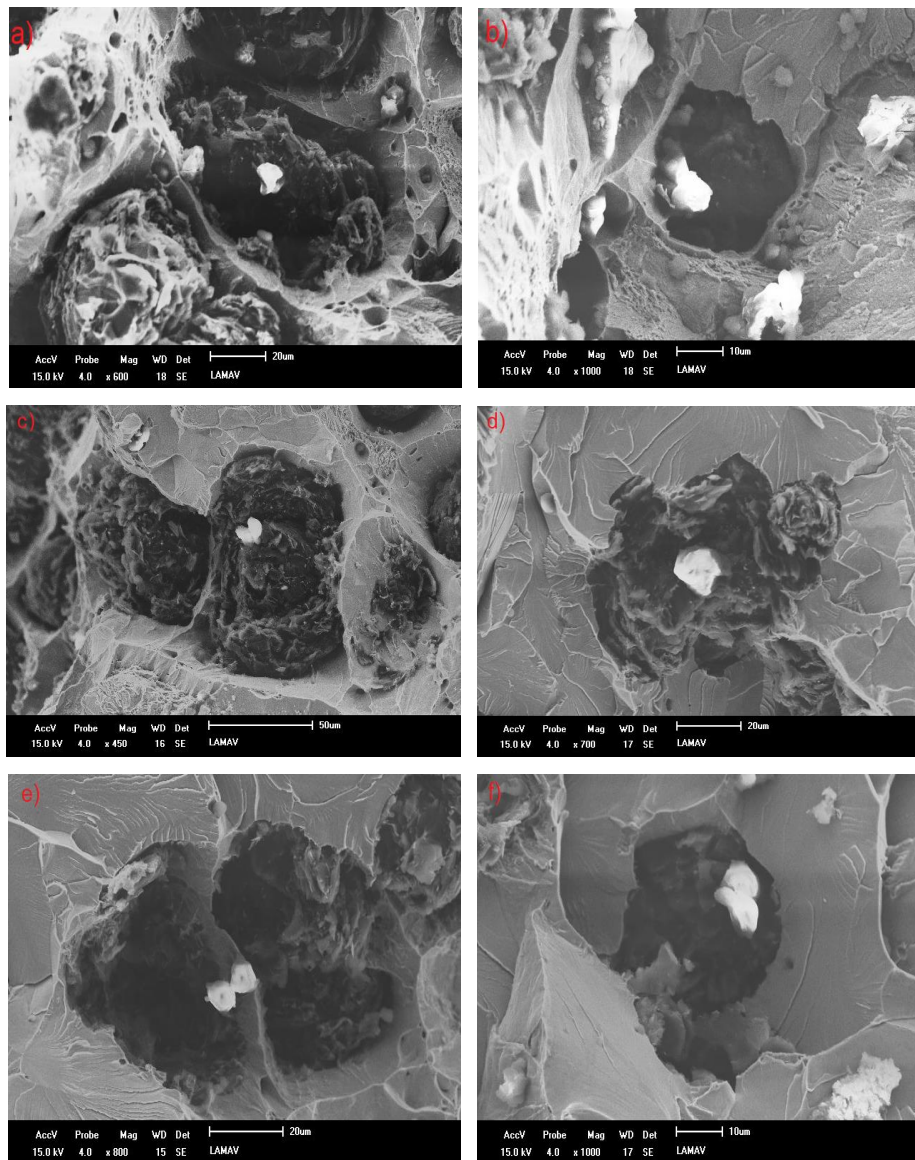


Figura 65 – Inclusões no interior dos nódulos de grafita: a) T1(10min/1351°C) b) T2 (15min/1329°C), c) T3(20min/1314°C), d) T4(25min/1301°C), e) T5(30min/1285°C), f) T8(45min/1244°C).

As inclusões estiveram presentes em todas as ligas estudadas. Utilizou-se a EDS para realizar a análise química pontual em algumas regiões. A figura 66 representa uma análise pontual nas inclusões em 2 regiões da liga T1 (10min/1351°C) através dos pontos 1 e 2. Por essa análise, foi possível indicar a presença de alguns elementos químicos tais como o C, O, Mg, Si, Cr, Mn, Fe e Ba

(apresentados na tabela 11). Em ambos os pontos, os elementos Fe e C estão em destaque devido o seu maior percentual em peso.

Os elementos magnésio e o silício também estão evidenciados na análise pontual, confirmando assim, que esses elementos estão presentes no banho metálico na forma de óxidos complexos proveniente dos tratamentos de nodulização e inoculação. Os demais elementos químicos presentes podem estar relacionados ao metal base e possível escória aprisionada no metal líquido.

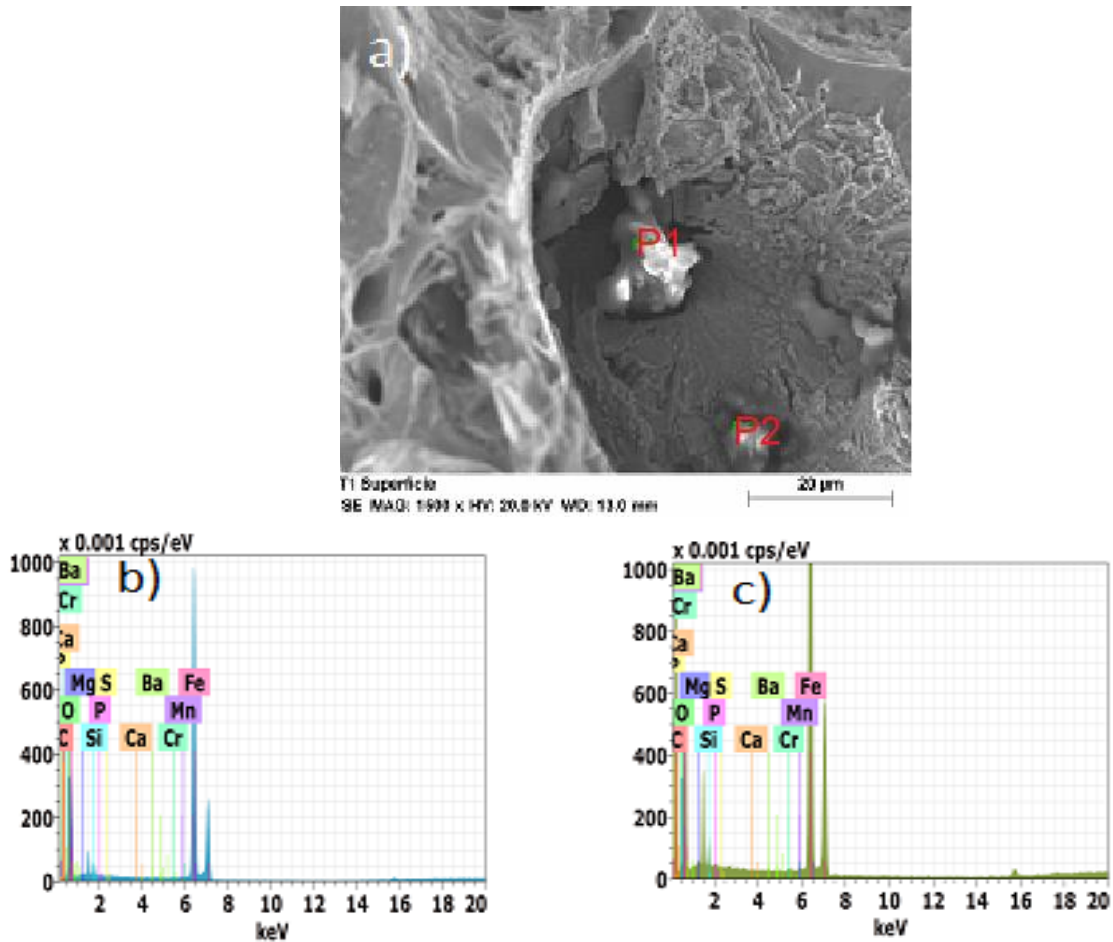


Figura 66- a) Inclusões sobre os nódulos de grafita da liga T1(10min/1351°C)
b) Análise química pontual do ponto P1, c) Análise química pontual do ponto P2.

Tabela 11 – Composição Química dos elementos em P1 e P2 (T1-10min-1351°C)

Ponto 1			Ponto 2		
Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at
C	52,45	81,97	C	51,52	82,10
O	2,33	2,33	O	1,40	1,68
Mg	0,02	0,02	Mg	0,01	0,01
Si	0,27	0,18	Si	0,24	0,17
Cr	0,03	0,01	Cr	0,05	0,02
Mn	0,17	0,06	Mn	0,17	0,06
Fe	44,69	15,02	Fe	46,59	15,97
Ba	0,04	0,00	Ba	0,01	0,00
			Ca	0,01	0,00

A técnica de EDS também foi utilizada para a realização da análise pontual da liga T5 (figura 67). Observa-se na figura 67 (a) a presença de inclusões claras sobre o nódulo de grafita. Para conseguir a análise pontual dessas inclusões, a região mais clara no interior do nódulo foi marcada com o ponto 1. Alguns elementos químicos foram determinados como presentes nessas inclusões tais como C, O, Mg, Si, S, Ca, Ti, Mn e Fe. Os elementos com maiores intensidades foram o C, O e Fe. Os resultados da análise pontual em P1 estão presentes na figura 67 (b) e na tabela 12.

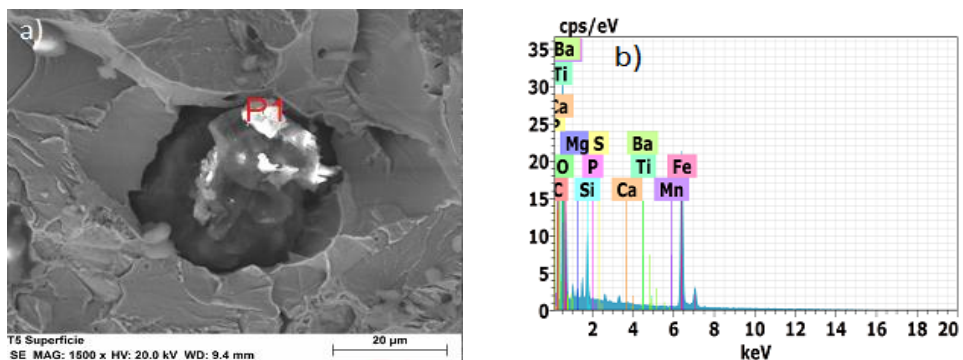


Figura 67 - a) Inclusões sobre os nódulos de grafita da liga T5(30min/1285°C)
b) Análise química pontual do ponto P1 .

Tabela 12 - Composição química do ponto P1- Liga (T5-30min-1285°C)

Ponto 1		
Elemento	%p	%at
C	23,37	42,37
O	27,45	37,37
Mg	0,29	0,26
Si	2,33	1,81
S	0,06	0,04
Ca	0,13	0,07
Ti	0,04	0,02
Mn	0,13	0,05
Fe	46,21	18,02

As inclusões da liga T8 (45min/1244°C) estão expostas na figura 68 (a) e o sua análise pontual pode ser verificado na figura 68(b) e na tabela 13 . Os elementos C, O e Fe revelaram-se os maiores percentuais em peso.

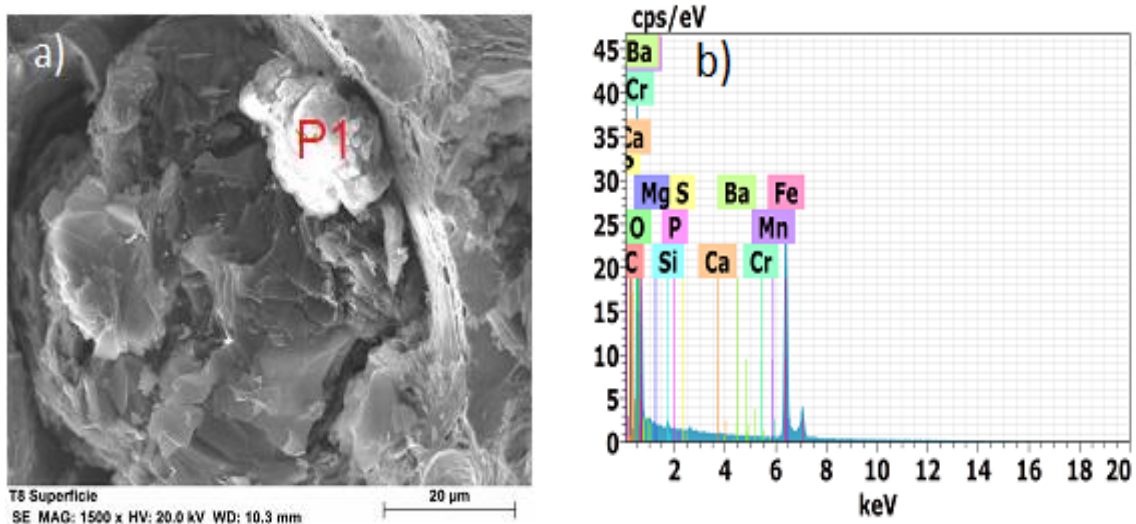


Figura 68 - a) Imagem de MEV com Inclusões sobre os nódulos de grafita da liga T8(30min/1285°C), b) Análise química pontual P1 na inclusão.

Tabela 13- Composição química do ponto P1 - Liga (T8-45min -1244°C)

Ponto 1 (T8 – 45min – 1244 °C)		
Elemento	%p	%at
C	22,08	40,62
O	28,95	39,99
Mg	0,01	0,01
P	0,01	0,01
S	0,02	0,01
Cr	0,03	0,01
Mn	0,12	0,05
Fe	48,76	19,30
Ba	0,04	0,01

4.6 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EDS) – Steadita

A análise pontual também foi realizada em algumas regiões de cor amarelada com finas inclusões no seu interior. As regiões analisadas apresentaram percentual de fósforo acima de 0,1% (5,46%p de P no ponto 1 – Liga T1) que, junto com a sua morfologia, permitiu admitir que estas regiões apresentem a constituinte Steadita, que é uma eutética rica em fósforo.

Com o intuito de verificar os percentuais de fósforo, ferro e carbono em peso, as ligas T1, T5 e T8 foram selecionadas para a realização do ensaio de EDS. A figura 69 demonstra a região da steadita com a constituinte perlita ao seu redor. Os resultados da análise pontual para os 3 pontos marcados na região da steadita estão na tabela 14.

Presenciam-se diversos elementos químicos na região da Steadita e são eles: C, P, Si, Mn, Fe, Ba e Mg. Conforme dito anteriormente, o silício e magnésio são devido aos tratamentos de inoculação e nodulização respectivamente. O Fe e Mn podem estar relacionados ao metal base e a matriz. O bário é encontrado em teores residuais nos inoculantes. Para análise de Steadita, pode-se perceber que os elementos químicos mais abundantes são o Fe, C e P (figura 70).

Elevados valores de dureza encontradas nestas regiões confirmam ainda mais essa conclusão. Segundo (Acierno *et al.*, 2009), a microdureza encontrada para Steadita é em torno de 830HV.

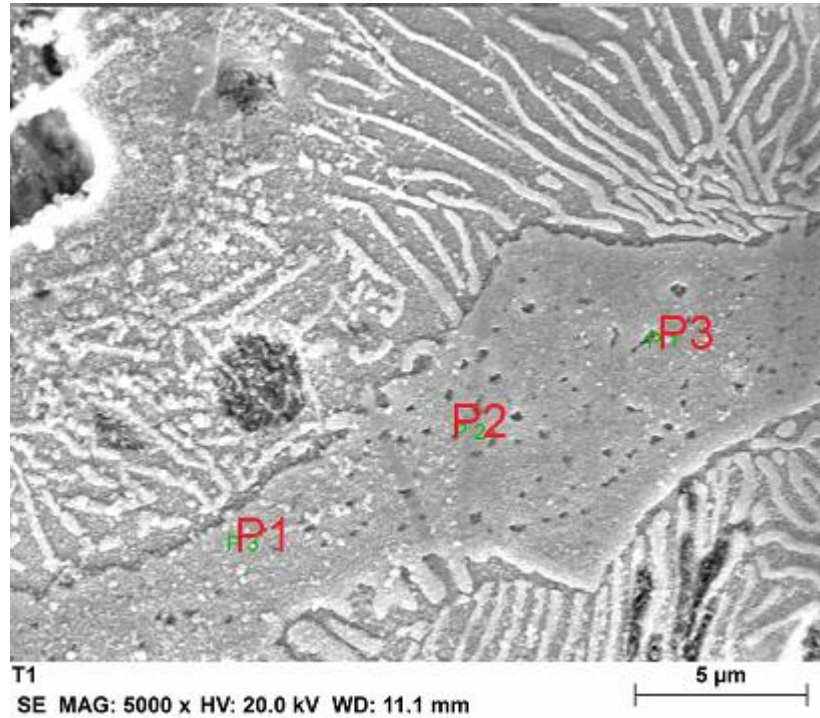


Figura 69– Imagem da liga T1 (10min – 1351°C), MEV, 5000x, indicando pontos P1, P2 e P3, para análise química Pontual, MEV/EDS.

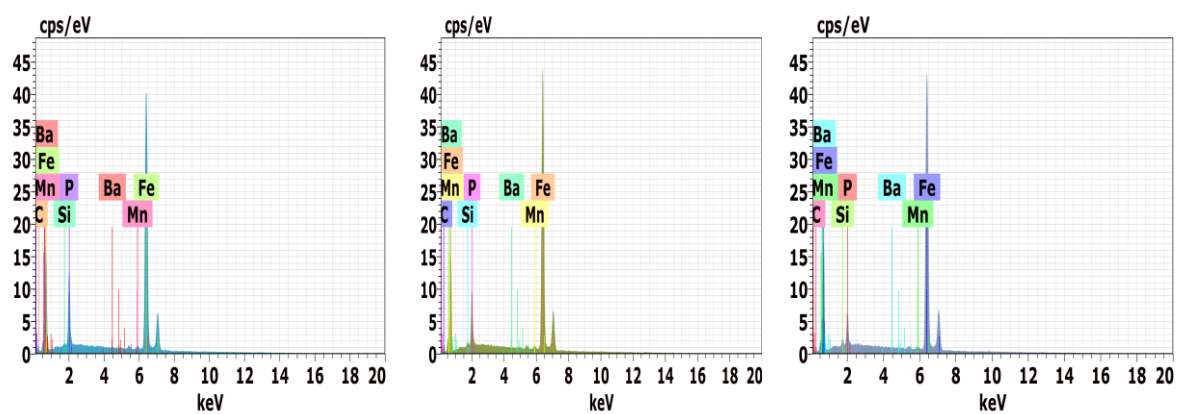


Figura 70 – Análise Química Pontual nas regiões P1, P2 e P3 da liga T1 (10min – 1351°C) MEV/EDS.

Tabela 14- Análise pontual dos pontos P1, P2, P3 da liga T1 (10min -1351°C)
(das Figuras 69 e 70)

Ponto 1 (T1-10min-1351°C)			Ponto 2 (T1- 10min -1351°C)			Ponto 3 (T1- 10min -1351°C)		
Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at
C	1,62	6,82	C	1,31	5,64	C	1,09	4,80
P	5,46	8,93	P	3,87	6,48	P	2,25	3,83
Si	0,19	0,35	Si	0,02	0,03	Si	0,19	0,36
Mn	1,19	1,10	Mn	1,34	1,27	Mn	1,03	0,99
Fe	91,08	82,63	Fe	93,04	86,43	Fe	95,26	89,96
Ba	0,46	0,17	Ba	0,43	0,16	Ba	0,18	0,07

Além da análise nas regiões da steadita, foi possível realizar estudos pontuais na região perlítica. A figura 71 demonstra as regiões da steadita, perlita grosseira e fina. Os resultados referentes aos pontos P1, P2, P3, P4, P5 e P6 estão explícitos nas tabelas 15 e 16.

Nota-se a presença do elemento fósforo nos pontos P1, P2, P3 da tabela 15 e na figura 72. Esse fato corrobora que essa região analisada é referente à Steadita. Já o estudo para os pontos P4 e P5 demonstraram que as regiões referem-se a constituinte perlita que é confirmado pela análise da tabela 16 e pela figura 73, onde se observa a presença de Fe em maior percental em peso e o C em menor quantidade. Já o ponto 6 (região escura), verifica-se maior quantidade de carbono e também elevada quantidade de Fe, confirmando que a região analisada constitui-se de lamelas de cementita sobre um pequeno nódulo de grafita.

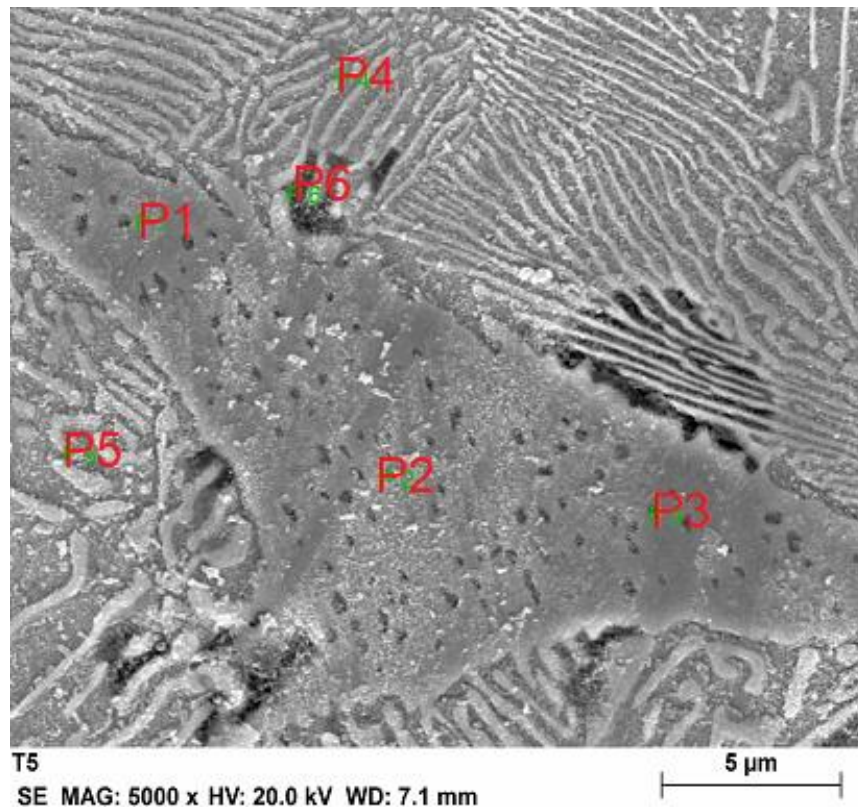


Figura 71 – Análise química Pontual da liga T5(30min/1285°C)

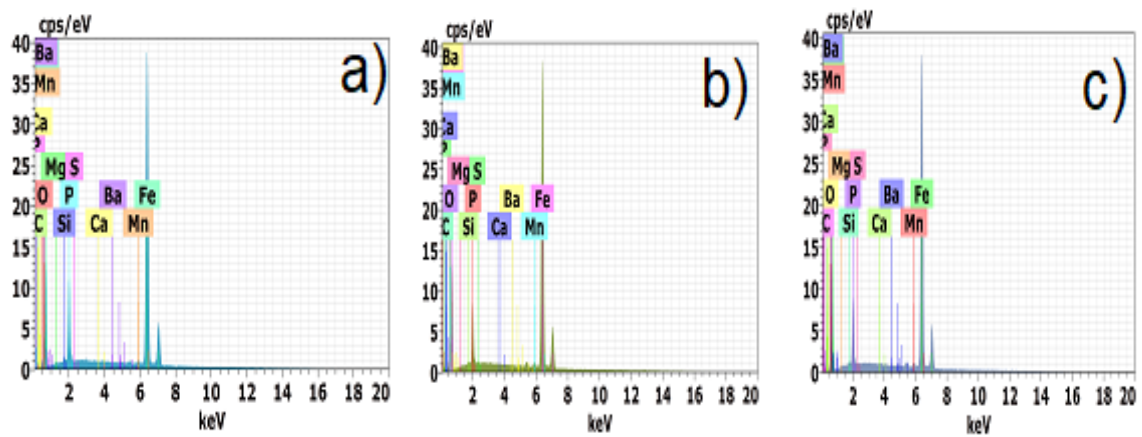


Figura 72 – Análise Química Pontual nas regiões P1, P2 e P3 da liga T5 (30min – 1285°C) MEV/EDS

Tabela 15- Composição química dos pontos P1, P2, P3 (Liga T5 – 30min – 1285°C) das figuras 71 e 72

Ponto 1 (T5-30min-1285°C)			Ponto 2 (T5- 30min -1285°C)			Ponto 3 (T5- 30min -1285°C)		
Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at
C	0,62	2,70	C	1,25	5,38	C	1,76	7,48
P	4,66	5,07	P	3,68	6,15	P	3,92	6,45
Mg	0,05	0,05	Mg	0,08	0,16	Mg	0,02	0,04
Mn	1,12	1,07	Mn	1,39	1,32	Mn	1,37	1,27
Fe	93,08	87,50	Fe	93,42	86,66	Fe	92,33	84,32
Ba	0,07	0,03	Si	0,17	0,31	Si	0,14	0,26
			Ca	0,02	0,02	Ca	0,01	0,01
						Ba	0,45	0,17

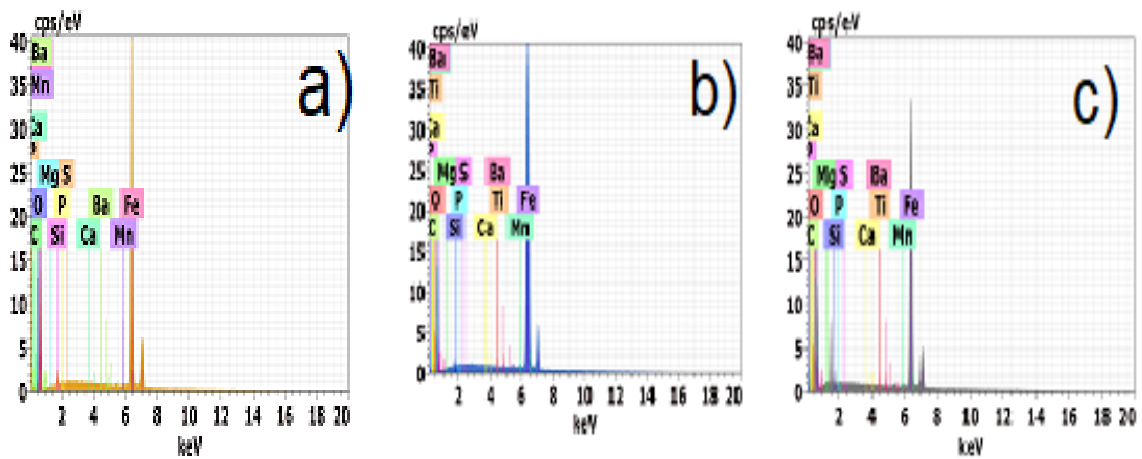


Figura 73 – Análise Química Pontual nas regiões da liga T5 (30min/1285°C): a) P4 b) P5 c) P6 .

Tabela 16- Composição química dos pontos P4, P5, P6 (Liga T5 – 30min – 1285°C) das figuras 71 e 73

Ponto 4 (T5-30min-1285°C)			Ponto 5 (T1- 30min -1285°C)			Ponto 6 (T1- 30min -1285°C)		
Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at
C	0,39	1,79	C	1,40	6,19	C	3,40	12,55
Fe	98,57	96,88	Fe	97,17	92,31	Fe	89,82	71,31
Mg	0,04	0,08	Mg	0,10	0,21	Mg	0,23	0,42
Mn	0,75	0,75	Mn	1,10	1,07	Mn	1,02	0,82
Si	0,25	0,49	P	0,09	0,15	Si	0,10	0,15
			Ti	0,02	0,03	P	0,19	0,27
			Ba	0,12	0,04	S	0,03	0,05
						O	5,21	14,43

A figura 74 demonstra imagens da Steadita e da microconstituente perlita referente à liga T8 (45min/1244°C). A análise pontual para essa liga está expressa na figura 75 e na tabela 17. Os pontos P1, P2 e P3 encontram-se na região da Steadita, o ponto P4 – na região da ferrita, o ponto P5 – na cementita, da perlita, enquanto o ponto P6 é correlacionado com uma inclusão. Avaliando os elementos presentes nos pontos analisados, o ponto P2 é caracterizado pelo elevado teor de fósforo. O ponto P4 é caracterizado pelo elevado teor de Fe e C, o que pode confirmar a formação da cementita, com ainda presença de óxidos de outros elementos. No ponto P6, com elevado teor de oxigênio, pode-se esperar óxidos complexos de elementos de liga ou impureza do metal base (Mn, Ba, P) e do inoculante (Si).

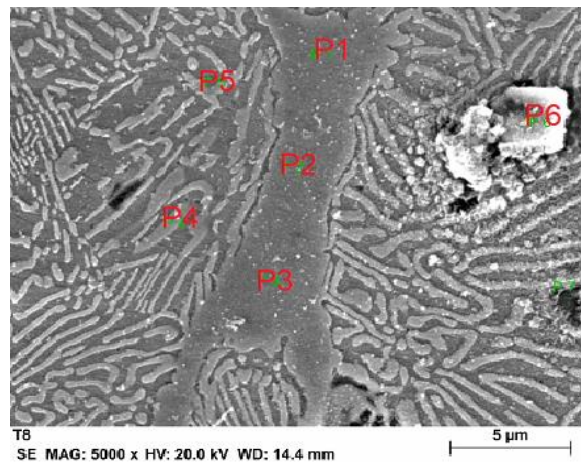


Figura 74 – Imagem de MEV da liga T2 (15min/1329°C), indicando locais de análise química pontual (pontos P1, P2, P3, P4, P5 e P6)

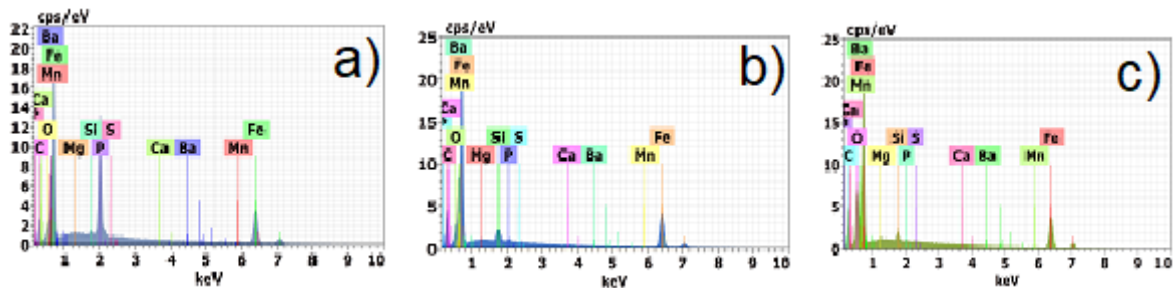


Figura 75 - Análise Química Pontual da liga T8 (45min/1244°C) nos pontos: a) P2; b) P4; c) P6 .

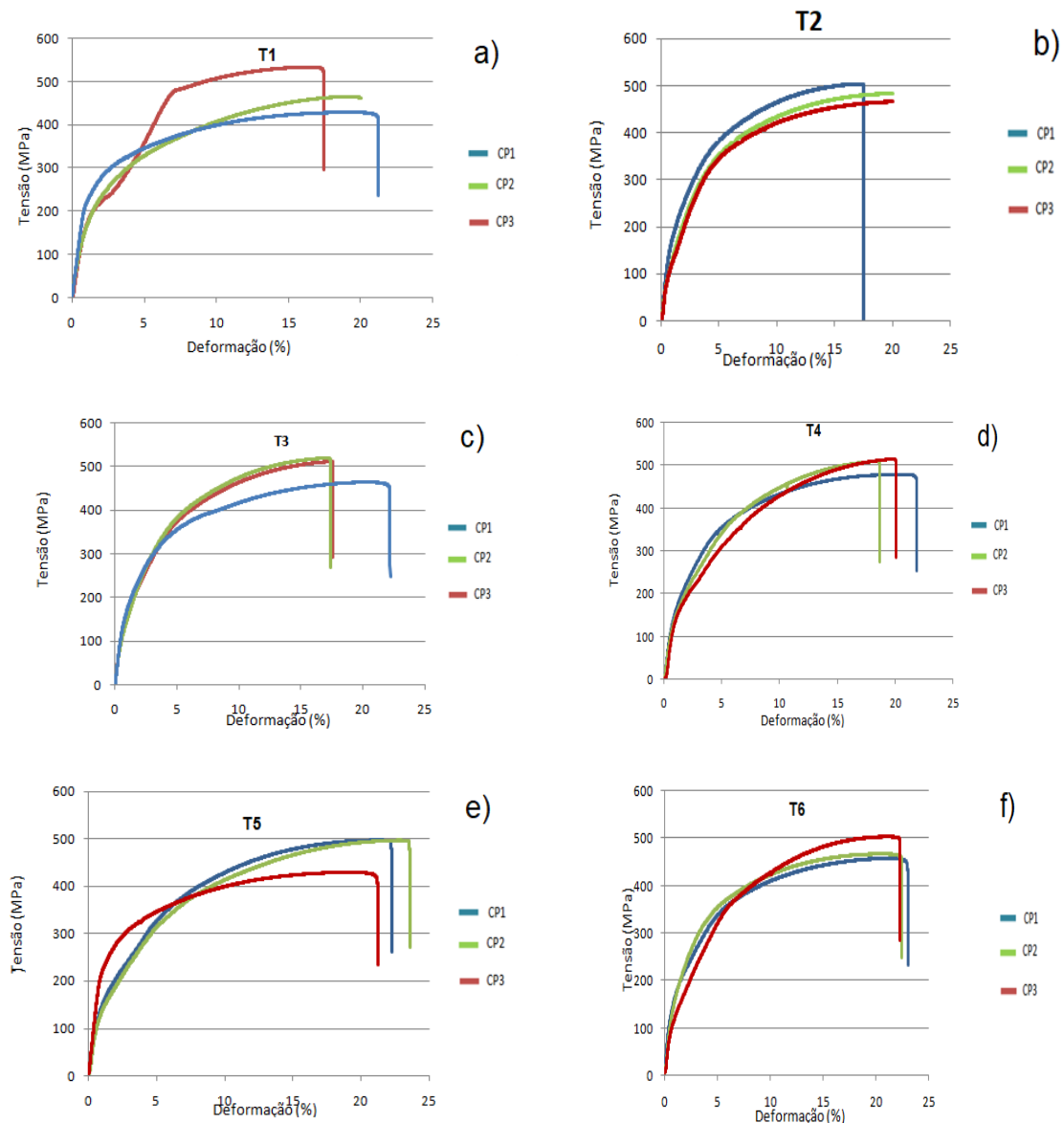
Tabela 17 - Composição química nos pontos P2, P4, P6 da liga T8(45min/1244°C) referente as figuras 74 e 75

Ponto 2			Ponto 4		Ponto 6			
Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at	Elemento	%p	%at
C	3,67	12,93	C	4,09	15,80	C	2,16	8,76
P	15,90	21,74	P	0,19	0,29	P	0,16	0,25
Mg	2,90	5,06	Mg	0,11	0,21	S	0,05	0,08
Mn	1,99	1,53	Mn	0,65	0,55	Mn	0,61	0,54
Si	0,14	0,21	Si	1,55	2,56	Si	1,89	3,27
O	0,92	2,43	O	1,45	4,19	O	2,19	6,67
Fe	73,68	55,85	Fe	91,83	76,31	Fe	91,68	79,86
Ba	0,80	0,25	Ba	0,10	0,03	Ba	1,12	0,40

4.7 Propriedades Mecânicas dos ferros fundidos nodulares

4.7.1 Ensaios de Deformação por Tração

O ensaio de tração tem como finalidade averiguar certas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. As curvas de “carga – alongamento”, obtidas na máquina INSTRON 2282 foram tratadas para transformá-las em curvas de “tensão (MPa) – deformação (%)”. Os gráficos foram plotados com o auxílio do EXCEL e são apresentados na figura 76. As propriedades analisadas foram: Limite de Resistência a Tração (LRT, σ_R), Tensão de Escoamento (σ_e), Alongamento Relativo ($\delta\%$) e o Módulo de Elasticidade (E). Os resultados de Limite de resistência a tração para as ligas, estão representados na tabela 18.



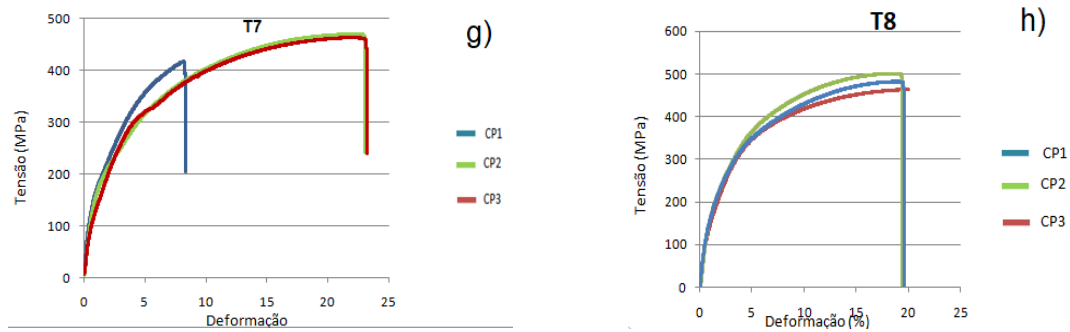


Figura 76 – Curvas “Tensão x Deformação” obtidas no Ensaio de tração dos ferros fundidos nodulares: a) T1(1351°C/10 min), b) T2(1329°C/15 min), c)T3 (1314°C/20min), d) T4(1301°C/25min), e) T5(1285°C/30 min), f) T6(1267°C/35min), g) T7(1257°C/40 min), h) T8(1244°C/45min).

Tabela 18- Limite de Resistência a Tração para as ligas dos FFN

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)	LRT σ_R (MPa)	Erro Absoluto (ϵ)
T1	10	1351	477,88	64,75
T2	15	1329	484,15	25,15
T3	20	1314	497,63	40,07
T4	25	1301	500,75	25,79
T5	30	1285	474,15	52,85
T6	35	1267	472,76	32,77
T7	40	1257	450,20	38,57
T8	45	1244	481,73	26,07

Observa-se através da tabela 18 que os valores de σ_R variaram entre 450,20 \pm 38,57 MPa (T7) e 500,75 \pm 25,79 MPa (T4). Verifica-se aumento nos limites de resistência á tração de T1 (1351°C/10min - 477,88 \pm 64,75 MPa) até T4 (1301°C/25min) com tensão de 500,75 \pm 25,79 MPa. A partir de T4, ocorre redução nos valores da σ_R , destacando T5 (1285°C/30 min - 474,15 \pm 52,85MPa), T6 (1267°C/35 min - 472,76 \pm 32,77 MPa) e T7 (1257°C/40 min - 450,20 \pm 38,57MPa). A última liga T8 (1244°C/45min - 481,73 \pm 26,07) apresentou um ligeiro aumento perante a liga T7 (Figura 77a).

Relacionando σ_R com a quantidade de nódulos por área, verifica-se através da figura 77 (b), que nos primeiros momentos após o tratamento de inoculação e nodulização, a quantidade dos nódulos cresce, aumentando a σ_R . Nos intervalos de T2 a T4, quando os processos antógonos de crescimento da quantidade dos núcleos e nódulos e a sua aglomeração em soma podem aparentar uma diminuição relativa dos nódulos, a σ_R continua ser mais sensível a formação constante dos núcleos, aumentando sua grandeza.

Com tempo de (T4 à T7), o processo de aglomeração apresenta-se mais forte, o tamanho médio dos nódulos aumenta e a σ_R diminui (figura 77 c). A perda da nodularidade não influi diretamente na σ_R (figura 77 d). Tanto a temperatura quanto o tempo de vazamento apresentaram forte influência tanto na quantidade de nódulos quanto na σ_R .

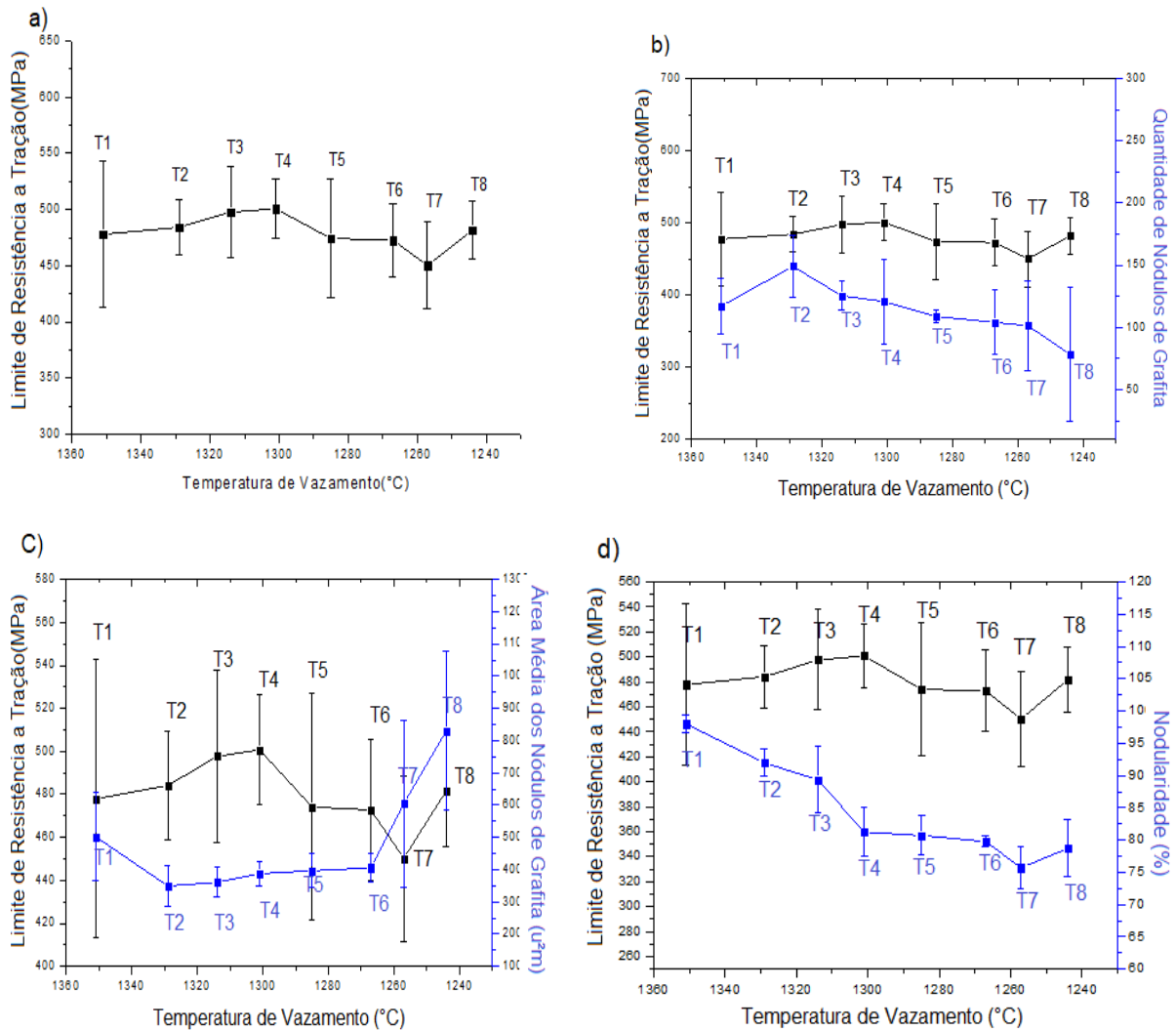


Figura 77- a) Limite de Resistência a tração variando em função da temperatura, b) Relação entre Número de nódulos e o Limite de Resistência a Tração, c) Relação entre Área média dos Nódulos e o Limite de Resistência a Tração, d) Comparativo entre a nodularidade (%) de grafita e o Limite de Resistência de Tração.

4.7.2 Alongamento Relativo ($\delta\%$)

Em relação ao alongamento relativo, houve variação entre as ligas. O valor mínimo de $\delta\%$ encontrado foi em T7 (1257°C/40mi com 11,78% \pm 7,48% e o máximo em T8 (1244°C/45min) com $\delta\%$ em 16,12% \pm 1,20%. A tabela 19 relata os valores referentes ao $\delta\%$ das ligas. A figura 78 (a) demonstra a curva de $\delta\%$ em função da temperatura.

Tabela 19- Alongamento relativo ($\delta\%$) das ligas

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento ($^{\circ}\text{C}$)	Alongamento Relativo ($\delta\%$)	Erro Absoluto(%) (ε)
T1	10	1351	15,62	0,72
T2	15	1329	13,32	0,44
T3	20	1314	13,86	1,10
T4	25	1301	13,07	4,42
T5	30	1285	14,19	1,33
T6	35	1267	14,92	5,05
T7	40	1257	11,78	7,48
T8	45	1244	16,12	1,20

A figura 78(b) demonstra as curvas comparativas da ferrita e do alongamento relativo em função da temperatura de vazamento. Através delas, pode-se observar que entre as ligas T1 e T5 ocorre uma moderada tendência de aumento do percentual de ferrita e como conseqüência tem-se a redução do $\delta\%$ e a regressão da fração da ferrita acompanhado do aumento do $\delta\%$.

A figura 78(c) relata as variações do $\delta\%$ e da quantidade de nódulos em função da temperatura de vazamento. Verifica-se nos intervalos T1-T2, T2-T3, T3-T4, T4-T5, T7-T8 forte tendência de redução do $\delta\%$ à medida que se eleva a quantidade de nódulos de grafita e elevação do $\delta\%$ quando se reduz o número de nódulos.

O gráfico da figura 78(d) mostra as curvas referentes às áreas média dos nódulos de grafita e do $\delta\%$. Nota-se que os trechos T1-T2, T2-T3, T4-T5, T5-T6, T7-T8 apresentaram forte tendência de aumento do $\delta\%$ a partir da elevação da área

média dos nódulos de grafita e redução do $\delta\%$ seguido da diminuição do tamanho dos nódulos (área).

A nodularidade da grafita também influenciou no $\delta\%$ das ligas. Certifica-se através da figura 78(e) que os intervalos T2-T3, T4-T5, T5-T6, T7-T8 apresentaram moderada tendência de aumento do $\delta\%$ seguido da redução da nodularidade da grafita e diminuição do $\delta\%$ acompanhado da elevação da taxa de nodularidade.

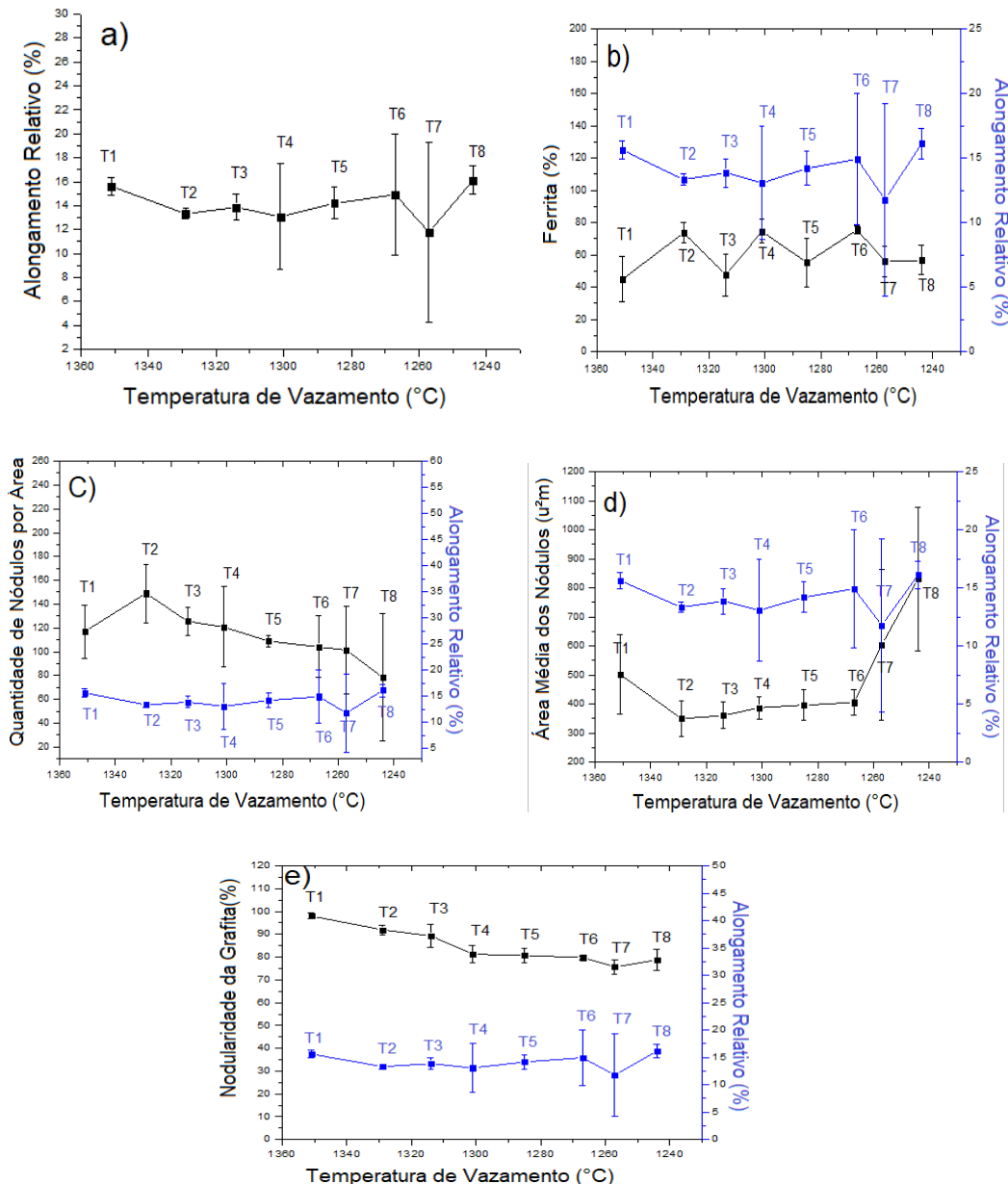


Figura 78 – Relação entre o Alongamento Relativo com: a) Temperatura de vazamento para as ligas analisadas b) Porcentagem de ferrita c) Quantidade de Nódulos de Grafita por área d) Área média dos nódulos de grafita e) Nodularidade da grafita.

4.7.3 Tensão de Escoamento (σ_e)

Os valores referentes à tensão de escoamento para as ligas estão representados na tabela 20. Analisando a figura 79 (a), verifica-se que houve variação em relação à tensão de escoamento entre as ligas. O menor valor obtido foi para T7(114,74 \pm 16,36 MPa) e a máxima σ_e foi para T2 (171,71 \pm 12,96 MPa)

Tabela 20- Tensão de escoamento (σ_e) das ligas .

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)	Tensão de Escoamento (MPa) (σ_e)	Erro Absoluto (ϵ)
T1	10	1351	167,36	17,40
T2	15	1329	171,71	12,96
T3	20	1314	154,31	11,17
T4	25	1301	118,29	10,87
T5	30	1285	126,74	10,39
T6	35	1267	140,34	12,29
T7	40	1257	114,74	16,36
T8	45	1244	156,18	14,88

A figura 79(b) representa as variações de tensão de escoamento e do percentual de ferrita em função da temperatura de vazamento. Percebe-se através dos intervalos T1-T2, T2-T3, T5-T6, T6-T7, T7-T8 que à medida que se aumenta o percentual de ferrita, revela-se forte tendência de elevação da tensão de escoamento e conforme se reduz a taxa de ferrita, a σ_e tende a redução.

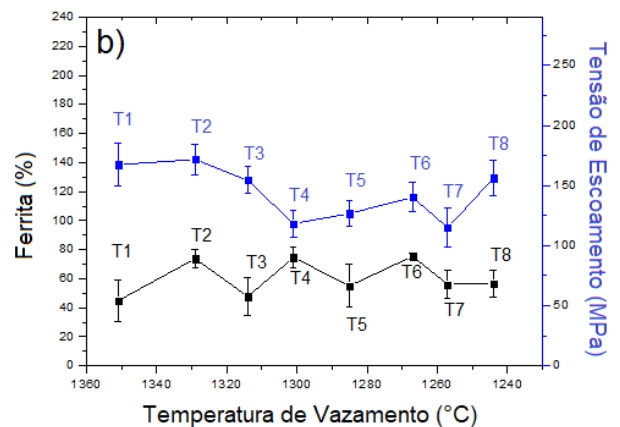
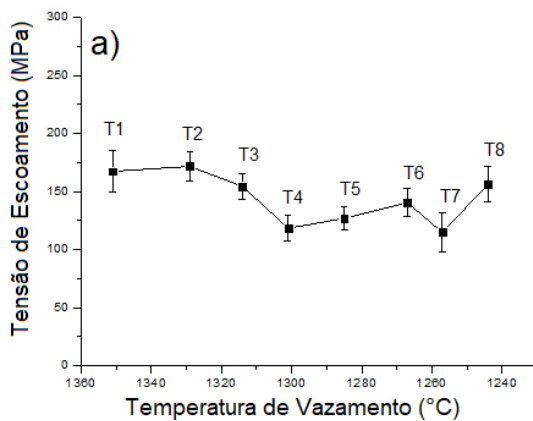
A figura 79(c) evidencia as curvas da σ_e e do percentual de perlita em função da temperatura de vazamento. Certifica-se nos intervalos T1-T2, T2-T3, T5-

T6, T6-T7, T7-T8 forte tendência de aumento da σ_e acompanhado da redução da taxa de perlita e regressão da σ_e a partir da elevação do percentual de perlita.

As curvas de quantidade dos nódulos de grafita por área e a tensão de escoamento em função da temperatura de vazamento estão plotadas na figura 79 (d). Observa-se que os trechos T1-T2, T2-T3, T3-T4, T6-T7 apresentam moderada tendência de aumento da σ_e juntamente com a elevação da quantidade de nódulos de grafita e redução do σ_e conforme a diminuição do número de nódulos.

Outro gráfico importante é referente à figura 79 (e) onde demonstra duas curvas, uma referente à σ_e e a outra em relação à área média dos nódulos de grafita. Ambas as curvas em função da temperatura de vazamento. Percebe-se que os interstícios T1-T2, T2-T3, T3-T4, T6-T7 revelaram moderada tendência de elevação da σ_e seguido da redução da área média dos nódulos de grafita e diminuição da tensão de escoamento com o aumento do tamanho dos nódulos.

A relação entre a σ_e e a nodularidade da grafita pode ser vista na figura 79 (f). Constata-se nos intervalos T2-T3, T3-T4, T4-T5, T5-T6, T6-T7, T7-T8 forte tendência de diminuição da σ_e em função da redução da taxa nodularidade de grafita e aumento da σ_e com a elevação do percentual de nodularidade.



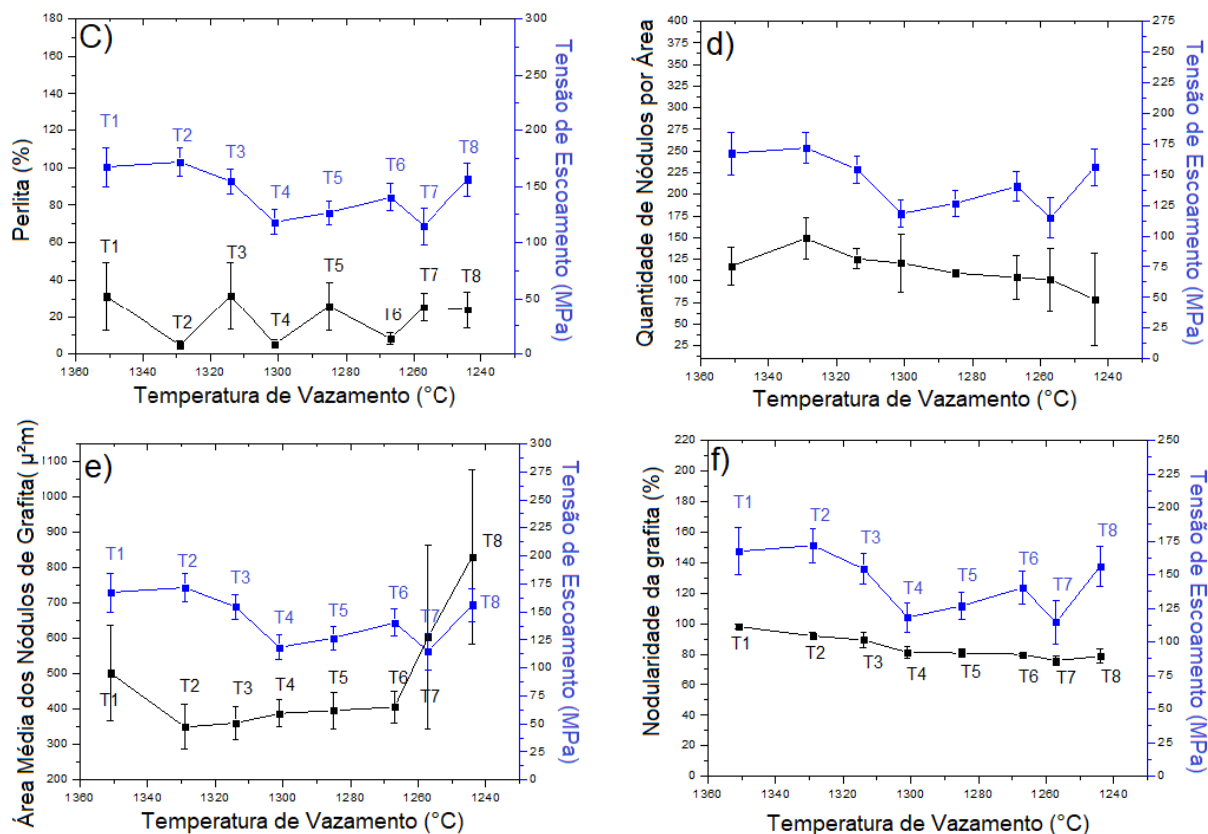


Figura 79 – Relação entre a tensão de escoamento com: a) Temperatura de vazamento para as ligas analisadas, b) Percentual de ferrita, c) Porcentagem de perlita, d) Quantidade de Nódulos de Grafita, e) Área média dos nódulos de grafita, f) Nodularidade da grafita.

4.7.4 Módulo de elasticidade (E)

Um dos métodos utilizados para determinação do (E) foi através do programa Excel (Método Estático). O (E) apresentou valor mínimo em T3 ($126,54 \pm 14,34$ GPa) e máximo em T7 ($195,74 \pm 11,23$ GPa). O outro método foi através da técnica de excitação por impulso (Método Dinâmico), com valor mínimo de ($155,07 \pm 6,55$ GPa) em T5 e máximo em T7 com ($161,55 \pm 11,97$ GPa). Para determinar o módulo de elasticidade pelo método dinâmico, algumas propriedades foram utilizadas no cálculo. Dentre elas podemos citar a densidade do material que está referenciada na tabela 21.

Tabela 21- Densidade das ligas

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)	Densidade (g/cm ³)	Erro Absoluto (g/cm ³) (ε)	Densidade de Arquimedes (g/cm ³)	Erro Absoluto (g/cm ³) (ε)
T1	10	1351	5,80	0,06	6,96	0,01
T2	15	1329	5,81	0,05	6,98	0,01
T3	20	1314	5,85	0,02	6,97	0,02
T4	25	1301	5,85	0,02	6,99	0,03
T5	30	1285	5,80	0,02	6,98	0,02
T6	35	1267	5,74	0,12	6,93	0,01
T7	40	1257	5,77	0,13	6,95	0,04
T8	45	1244	5,79	0,01	6,97	0,03

Os métodos foram utilizados a fim de se fazer comparações e encontrar valores com maior confiabilidade. Observam-se na tabela 22 os valores dos módulos de elasticidade para os dois métodos (Estático e Dinâmico).

Tabela 22 - Módulo de Elasticidade das ligas

Liga	Tempo de Vazamento (min)	Temperatura de Vazamento (°C)	Método Estático (GPa) (E)	Erro Absoluto (GPa) (ε)	Método Dinâmico (GPa) (E)	Erro Absoluto (GPa) (ε)
T1	10	1351	177,91	11,15	157,88	6,88
T2	15	1329	156,39	10,42	159,16	7,68
T3	20	1314	126,54	14,34	157,16	6,60
T4	25	1301	144,37	12,62	160,15	6,67
T5	30	1285	157,37	11,43	155,07	6,55
T6	35	1267	158,64	12,68	161,17	11,74
T7	40	1257	195,74	11,23	161,55	11,97
T8	45	1244	186,09	14,46	158,12	6,45

Notam-se variações nas grandezas para cada método, todavia os valores estão condizentes com a norma ISO 1083/2004. Os intervalos T2-T3, T3-T4, T4-T5, T5-T6, T6-T7, T7-T8 para ambos os métodos, apresentaram similaridade tanto de elevação quanto de redução do (E) com a diminuição da temperatura.

O método dinâmico apresentou valores de (E) adjacentes em todas suas medições. Sendo assim, pode-se concluir que esse método citado, oferece melhor certeza que o método estático. A figura 80 demonstra a comparação dos métodos de determinação do módulo de elasticidade.

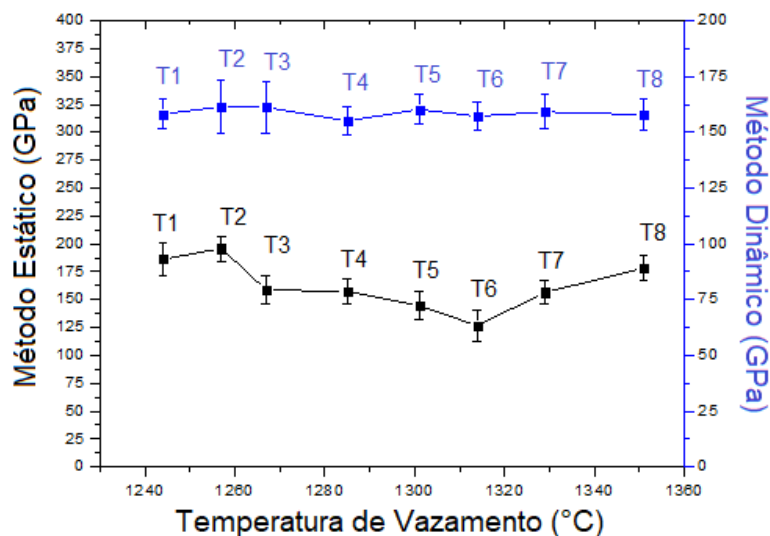


Figura 80- Módulo de elasticidade das ligas pelos métodos estático e dinâmico.

Utilizou-se o módulo de elasticidade pelo método dinâmico a fim de verificar a influência da quantidade de nódulos, área média, nodularidade da grafita e percentuais de ferrita e perlita conforme a figura 81. A temperatura e tempo de vazamento influenciaram no módulo de elasticidade, mas não revelou tendência, ou seja, apresentaram oscilações para baixo e para cima em suas grandezas.

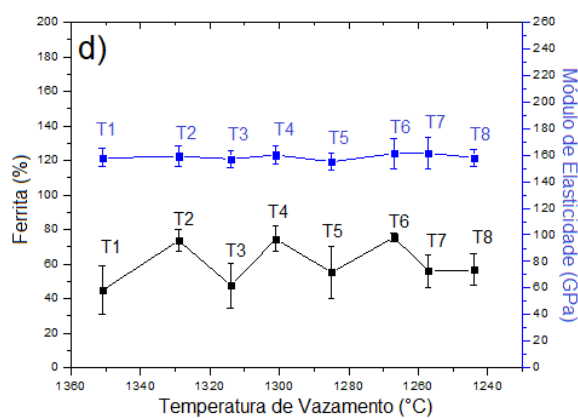
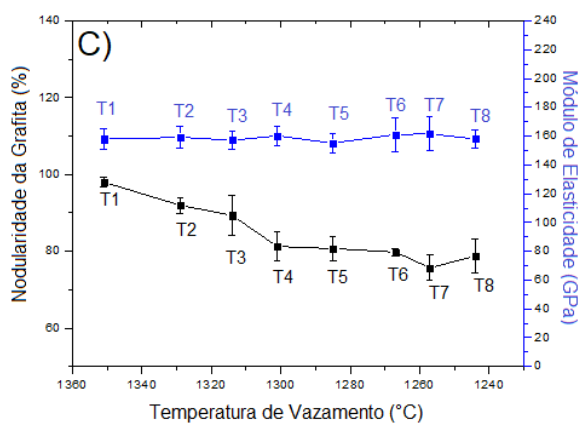
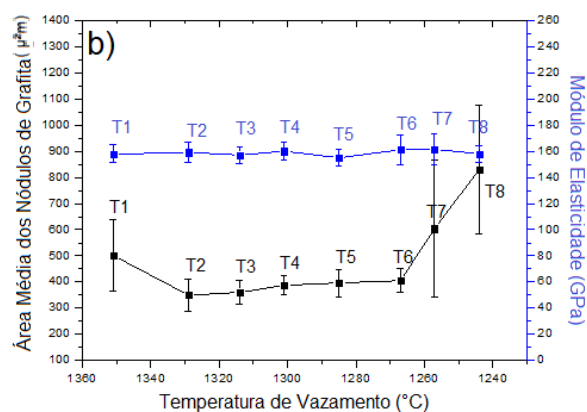
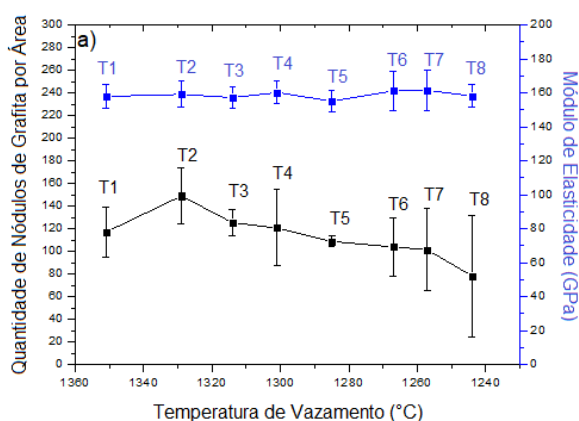
Observa-se os intervalos T1-T2, T2-T3, T4-T5, T7-T8 da figura 81 (a) que há moderada tendência de aumento do (E) conforme a elevação da quantidade de nódulos de grafita e regressão do (E) á medida que se reduz o número de nódulos.

A figura 81 (b) relata a influência da área media dos nódulos de grafita em função da temperatura de vazamento no (E) das ligas. Percebe-se nos trechos T1-T2, T2-T3, T4-T5, T7-T8 moderada tendência de aumento do (E) seguido da redução da área média dos nódulos de grafita e regressão do (E) acompanhado do aumento da área média dos nódulos.

A nodularidade da grafita também influenciou no (E) das ligas. Verifica-se na figura 81 (c) que os intervalos T1-T2, T3-T4, T5-T6, T6-T7, T7-T8, apresentaram forte tendência de elevação do (E) a partir da redução da nodularidade da grafita e regressão do (E) assistido pela elevação do percentual de nodularidade da grafita.

A porcentagem da ferrita influenciou no aumento e na redução do módulo de elasticidade. A figura 81 (d) demonstra através dos interstícios T1-T2, T2-T3, T3-T4, T4-T5, T5-T6 forte tendência de aumento do (E) juntamente com a elevação do percentual de ferrita e diminuição do (E) seguido da redução do percentual de ferrita.

A figura 81 (e) corrobora a influência da fração volumétrica da perlita no (E) das ligas. Na mesma figura, verifica-se que os trechos T1-T2, T2-T3, T3-T4, T4-T5, T5-T6 revelaram forte tendência de aumento do (E) a partir da redução do percentual de perlita e regressão do (E) seguido da elevação da fração volumétrica perlítica.



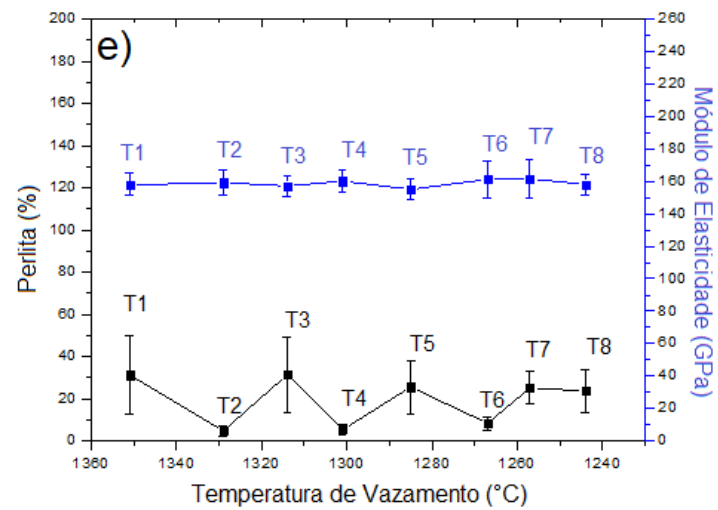


Figura 81 - Relação entre o módulo de elasticidade dinâmico com: a) Quantidade de nódulos de grafita, b) Área média dos nódulos de grafita, c) Nodularidade da grafita d) Ferrita, e) Perlita.

CAPÍTULO 5: CONCLUSÃO

Os estudos realizados na presente dissertação, relativos a um ferro fundido nodular, obtido pelo tratamento de inoculação com Fe-Si75% e nodulizado com baixo teor de magnésio (com 0,058%Mg no metal tratado), permitiram analisar alterações na estrutura e propriedades mecânicas do metal de oito lingotes em função da temperatura durante o vazamento e do tempo após o tratamento, e fazer as seguintes conclusões:

O vazamento do banho metálico em moldes de areia se deu em oito tempos e temperaturas distintas. O tempo inicial de vazamento foi de 10 minutos e o tempo final em 45 minutos, variando em 5 minutos para cada liga. Notou-se que conforme se varia o tempo e temperatura dos ferros fundidos nodulares, sua estrutura e propriedades também variavam.

A composição química dos FFNs sofreu flutuações após os tratamentos de inoculação (adição de Fe-Si 75%) e nodulização (adição de magnésio). A adição de 5 kg de Mg causou diminuição do teor de enxofre de 0,015% para 0,08%, tendo a taxa de dessulfuração em torno de 46,66%, confirmando assim o efeito dessulfurante do magnésio. O teor de silício aumentou de 2,09%Si (metal base) a 2,33%Si (metal tratado), com a média do teor de carbono equivalente de 4,60%.

Não foi revelada alteração no teor de Mn, tendo 0,16%Mn no metal base e no metal tratado, enquanto o teor de P sofreu uma ligeira diminuição, de 0,10% a 0,083% após o tratamento. Pode-se concluir que os teores de Mn e P não foram influenciados pelos tratamentos de inoculação e nodulização.

Foi confirmada a presença das inclusões no interior dos nódulos de grafita e da eutética steadita através da análise pontual por EDS. As inclusões atuam como centro de nucleação heterogênea da grafita e sua análise pontual revelou a presença de magnésio devido o tratamento da nodulização (forma de óxidos).

O teor de magnésio juntamente com o tempo e temperatura são fatores determinantes na quantidade de inclusões e de nódulos de grafita. Nessa dissertação foi possível trabalhar com uma concentração de 0,058% de Mg (valor abaixo do praticado pela indústria, que é de 0,08%) mantendo boa concentração de nódulos com ligeira interferência das propriedades mecânicas. Após a avaliação do elemento químico fósforo, certificou-se que às ligas apresentaram teores acima de

0,1%. Portanto foi possível concluir que a região estudada pelo mapeamento pontual (EDS) é a steadita.

O aumento do tempo e regressão da temperatura de vazamento beneficia a nucleação da grafita e aumento no tamanho do nódulo. Os nódulos de grafita tendem a se aglomerarem com o passar do tempo devido à diminuição de energia do sistema. Todas as ligas apresentaram o processo de aglomeração e a partir da liga T5, a aglutinação dos nódulos se tornou mais evidente, formando assim nódulos maiores e em menor quantidade. Como resultado da nucleação e do processo de aglomeração, os nódulos de grafita foram classificados pela norma ISO 945-2008 em tipo IV (nodular irregular, tipo V (nodular incerto) e tipo VI (nodular regular). Ao regressar a temperatura, as ligas de FFN perderam nodularidade dificultando assim a mobilidade dos nódulos e conseqüentemente dificultando sua aglutinação.

A grafita apresentou fração volumétrica variando entre $16,27 \pm 0,84\%$ e $23,98 \pm 5,59\%$. Para a ferrita, os percentuais variaram entre $44,80 \pm 14,18\%$ e $75,45 \pm 2,22\%$. Já a perlita, apresentou uma variação entre $4,74 \pm 2,33\%$ e $31,22 \pm 18,39\%$.

Pode-se concluir que as microestruturas das ligas são formadas por nódulos e núcleos de grafita e com matriz formada pela constituinte perlita e fase ferrita. A ferrita é predominante nas ligas estudadas e essa apresentou tendência de regressão à medida que se aumente o tempo e diminua a temperatura de vazamento do banho metálico. A perlita sofreu oscilações consideráveis em sua composição, porém não apresentou tendência a partir da variação do tempo e temperatura de vazamento. A grafita sofreu ligeira variação em sua composição, corroborando que os fatores tempo e temperatura não influenciam.

As microdurezas auxiliaram na confirmação da fase ou constituinte das ligas através da comparação com a literatura. A microdureza Vickers da ferrita variou entre 166 ± 28 HV e 192 ± 9 HV. A dureza da perlita ficou compreendida entre 300 ± 11 HV e 330 ± 35 HV. A microdureza da grafita oscilou entre 29 ± 8 HV e 45 ± 12 HV e a microdureza da steadita variou entre 751 ± 209 HV e 921 ± 52 HV.

A σ_R sofre interferência da ação conjunta do tempo, temperatura, nodularidade da grafita, número de nódulos por área e sua área média. Além disso, a σ_R sofreu forte influência com o aumento do tempo de vazamento e regressão da temperatura, demonstrando oscilações em seus valores. A σ_R regressou com o aumento da área média da média. A tendência de regressão da nodularidade da

grafita com a diminuição da temperatura não interferiu diretamente na σ_R e a alta quantidade de nódulos determinou o aumento da σ_R .

O Alongamento realtivo ($\delta\%$) é persuadido pela temperatura, tempo de vazamento, nodularidade da grafita, quantidade de nódulos por área e das frações volumétricas de ferrita e perlita. A elevação do $\delta\%$ é determinada pela redução da quantidade de nódulos e conseqüentemente da diminuição da área média dos nódulos. O $\delta\%$ sofreu forte interferência das variações da temperatura e tempo de vazamento. As frações de perlita e ferrita além da nodularidade da grafita não influíram diretamente no $\delta\%$.

A tensão de escoamento (σ_e) sofreu interferência da temperatura, tempo, quantidade de nódulos por área, nodularidade da grafita e dos percentuais de ferrita e perlita. A temperatura e tempo de vazamento fizeram com que a tensão de escoamento pudesse sofrer variações entre as ligas, mas não apresentando tendência. O aumento percentual de ferrita, a regressão da fração volumétrica da perlita e o aumento da nodularidade, determinaram a elevação da σ_e . A quantidade e a área média dos nódulos não atuam rigorosamente na σ_e .

O módulo de elasticidade (E) foi influenciado pela temperatura, tempo, quantidade de nódulos por área, área média dos nódulos, nodularidade da grafita e pelas fracões volumétricas de ferrita e perlita. A temperatura e tempo não foram fatores determinantes no (E). A elevação do (E) é determinado pela redução da nodularidade da grafita, aumento da fração volumétrica da ferrita seguido da redução do percentual de perlita. A quantidade e área média dos nódulos não atuaram diretamente no (E).

CAPÍTULO 6: SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Neste presente trabalho de mestrado, verificou-se as variações microestruturais e alterações nas propriedades mecânica dos FFNs ocasionado pela adição do magnésio. O banho metálico consistiu em 0,058% de Mg e o mesmo foi vazado em moldes de areia em distintos tempos e temperaturas de vazamento. O trabalho consistiu em analisar a região central dos lingotes A partir dos estudos realizados, baseado nos resultados para oito ligas, propõe-se o seguinte trabalho futuro:

- Realizar avaliações na microestrutura do FFN (nodularidade da grafita, quantidade de nódulos por área, frações volumétricas das fases e constituintes, tamanho dos nódulos de grafita) em diferentes regiões de superfície do lingote vazado em tempos e temperaturas distintas com o objetivo de verificar a influência que o resfriamento ocasiona na estrutura e nas propriedades mecânicas do FFN.

CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AL-GHONAMY A. I., M. RAMADAN¹, N. FATHY³ , K. M. HAFEZ AND A. A. EL-WAKIL, Effect of Graphite Nodularity on Mechanical Properties of Ductile Iron for Waterworks Fittings and Accessories, *International Journal of Civil & Environmental Engineering*, 2010.

ACIERNO, D., D`AMORE A. , CAPUTO D. , CIOFFI R., Special Topics on Materials Science and Technology, The Italian Panorama, Boston 2009.

ANGUS H.T., Cast Iron: Physical and Engineering Properties, Butterworth & Co. Ltd., London, Great Britain, 1976.

ANGUS, H.T, Cast Iron: Physical and Engineering Properties, BCIRA, p.126-134, 1960.

ATKINS, P. Físico Química, 7ª Edição. Vol. 2. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2005.

ATCP Engenharia Física. Disponível em:

<http://www.atcp.com.br/pt/produtos/caracterizacao-materiais/sonelastic.html>, acesso em 08 de fev.2018.

BAHUBALI MR. B. SANGAME¹, MR. VASUDEV D. SHINDE, The Effect of Inoculation on Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Iron, *Engineering Institute, Ichalkaranji, Journal of Mechanical and Civil Engineering India*, 2013.

BATTEZZATI L., M. BARICCO, S. CURIOTTO, ACTA MATER, 2005.

BCIRA. Engineering data on nodular cast Irons, Birmingham, 1974.

BENYOUNIS K.Y., O.M.A. FAKRON, J.H. ABOUD, A.G. OLABI, M.J.S. HASHMI, Surfacing of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG, *J. Mater. Process. Technol*, 2005.

BEHNAM M.M.J., P. DAVAMI, N. VARAHRAM, *Mater. Sci. Eng.* 2010.

BRANDENBERG K., K.L. HAYRYNEN, J.R. KEOUGH, *Gear Technol.* 2001.

CALLISTER W.D., D.G. RETHWISCH, *Materials science and engineering: an introduction*, vol. 7, EUA, 2007.

CARAZO F.D., S.M. GIUSTI , A.D. BOCCARDO , L.A. GODOY , *Effective properties of nodular cast-iron: A multi-scale computational approach*, *Computational Materials Science*, Argentina, 2014.

CHAVES FILHO, L.M., PIESKE, A e PENTEADO DE CASTRO, C. – *Avaliação do Comportamento de alguns inoculantes para Ferros Fundidos Cinzentos-FINEP e Fundação Educacional Tupy-1975.*

CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*, 7° edição, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2012.

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

COLLINI L., G. NICOLETTO , R. KONECN, *Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron*, *Materials Science and Engineering*, Itália, 2008.

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

ENDO MASAHIRO, KEIJI YANASE, *Effects of small defects, matrix structures and loading conditions on the fatigue strength of ductile cast Irons*, 2014.

FREDRIKSSON H. , J. STJERND AHL , J. TINOCO , *On the solidification of nodular cast iron and its relation to the expansion and contraction*, *Materials Science and Engineering*, Royal Institute of Technology, Stockholm, 2005.

FULLER, A.G.;EMERSON, P.J.;SERGEAMENT, G.F. A report on the effect upon mechanical properties of variation in graphite form in Irons having varying amounts of ferrite and pearlite in the matrix structure and the use of nondestructive tests in the assessments of mechanical properties of such Irons. AFS Transactions, 1980.

GAO J., B. WEI, J. ALLOY. *Compd.* 285 (1999) 229–232.

GOL'DSHTEIN, Ya.E. V.G. MIZIN, *Met. Sci. Heat Treat*, 1988

GOODRICH, G.M. *Iron Castings Engineering Handbook*. AFS, 2003.

GOODRICH G M. *Cast Iron Microstructure Anomalies and their Causes*. AFS Transactions, 1997, 105: 669-683

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

HACHENBERG, K; KOWLAKE, H; MOTZ, J.M; ROHRIG, K; SIEFER, W; STAUDINGER, P; TOLKE, P;WERNIG, H; WOLTERS, D.B. *GUSSEISEN MIT KUGELGRAPHIT. KONSTRUIREN + GIESSSEN*, 1988.

HAQUE M.M., *J MATER. Process. Technol.* 2007.

HECHT, M. E MARGERIE, J.C. *Experiences em vue de l'alimentation dès pieces moulées em fonte a graphite spheroidal*. Fonderie, 1974.

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

HÜTTER GERALF, LUTZ ZYBELL, MEINHARD KUNA, Micromechanisms of fracture in nodular cast iron: From experimental findings towards modeling strategies – A review, Institute of Mechanics and Fluid Dynamics, Lampadiusstr. Freiberg, Germany, *Engineering Fracture Mechanics* (2015).

KOVACS, B. V., The Effects of Alloying Elements and Their Segregation in ADI. World Conference of Austempered Ductile Iron, Chicago, 1991.

LAIRD G, GUNDLACH R, ROHRIG K, Abrasion-resistant cast iron handbook. USA, 2000.

LEVINE, IRA N. Physical chemistry. 4ª edição.: McGraw-Hill, New York, 1995.

LOPER, J.R.; CARL, R. Cast irons – Essential alloys for the future.

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

MERCHANT, H.D. Solidification of cast iron- a review of literature. IN: Recent research on cast iron. London, 1968

METALS HANDBOOK, 9ª edição., ASM, Metals Park, vol. 1, p. 85–87, 1978.

METZLOFF, K.E and LOPER, C.R.JR. Effect of nodule – matrix interface on stress/strain relationship and damping in ductile and compacted graphite irons. AFS Transactions, v.110, 2002.

METZLOFF, K.E. AND LOPER, C. R. JR. Effect of nodule-matrix interface on stress/strain relationship and damping in ductile and compacted graphite Irons. AFS Transaction, v. 110, 2002.

MOHAMMADNEZHAD M., V. JAVAHERI, M. SHAMANIAN , M. NASERI, M. BAHRAMI, Effects of vanadium addition on microstructure, mechanical properties and wear resistance of Ni-Hard4 white cast iron, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Iran, 2013.

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

MULLINS JAMES D., The most important part of ductile iron production – inoculation Sorelmetal Technical Services, 2006.

MULLINS, J.D. The Most Important Part of Ductile Iron Production Inoculation. Sorelmetal Technical Services, 2006.

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

NORMA ISO 945/2008. Cast Iron – Designation of microstructure og Graphite, 2008.

NORMA NBR 6913: Ferro fundido nodular e ferro fundido maleável – contagem de nódulos de grafita, Tech. rep., ABNT, Rio de Janeiro, 1990.

OLSEN S. O. , TORBJORN SKALAND, CATHRINE HARTUNG Inoculation of Grey and Ductile Iron, a Comparison of Nucleation Sites and Some Practical Advises. *AFS Transaction. Technical Report* , 2009.

OLSEN.S.O. Common Metallurgical Defects in Grey Cast Irons, Elkem Bjolvefossen AS, 2004

OLUWOLE, O.O, OLORUNNIWO, O.E.,OGUNDARE,O.O., ATANDA P.O. AND ORIDOTA, O.O Effect of Magnesium and Calcium as Spheroidizers on the Graphite Morphology in Ductile Cast Iron Materials Science and Engineering Department Obafemi Awolowo University, Ile-ife, Nigeria, 2007.

PESSANHA, 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 – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2016

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

PIESKE, A.;CHAVES f.,L.M.e REIMER, J.F. Ferros fundidos cinzentos de alta qualidade, Joinville, 1974.

REBOUÇAS E.S., ALAN M. BRAGA, REGIS C.P. MARQUES, PEDRO PEDROSA REBOUÇAS FILHO, A new approach to calculate the nodule density of ductile cast iron graphite using a Level Set, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2016.

RIBEIRO, R.A.C. Desenvolvimento de novos materiais cerâmicos a partir de resíduos industriais metal – mecânicos. Dissertação – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

SALAZAR, F.R. M. HERRERA-TREJO, M. CASTRO, N.J. MÉNDEZ, T.J. TORRES, N.M. MÉNDEZ, J MATER. Eng. Perform. *Foundryman*, 1999.

SANGAME M.BAHUBALI B, MR. VASUDEV D. SHINDE. The Effect of Inoculation on Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Iron, *Journal of Mechanical and Civil Engineering*, Índia, 2013.

SHAO , S.; DAWSON , S.; LAMPIC, M. The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. Conference on Materials for Lean Weight Vehicles, *The Institute of Materials*, England, 1997.

SILVA NETO, E. Relação entre propriedades e a microestrutura de materiais bifásicos – caracterização específica para os ferros fundidos ferríticos nodular e cinzento. Dissertação de mestrado, UFSC, 1978.

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

SKALAND, T. A New Method for Chill and Shrinkage Control in Ladle Treated Ductile Iron.Keith Millis Sympo-sium on Ductile Cast Iron, 2003.

SKALAND, T. Elkem ASA, Research, Kristiansand, Norway, A New Approach to Ductile Iron Inoculation, American Foundry Society, 2001.

SKALAND, T., GRONG, I. A Model for Graphite Formation in Ductile Iron Inoculation Mechanisms. Metallurgical and Materials Transaction, 1993.

SMALLMAN, RE and Bishop, RJ, Modern Physical Metallurgy and Material Engineering– Butterwother-Heinemann , 6° edição, 1999.

SOFUE, M.; OKADA, S.;SASAKI, T. High –quality ductile cast iron with improved fatigue strenght. AFS Transactions, 1978.

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

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

SOUZA T.N.F., R.A.P.S. NOGUEIRA, F.J.S. FRANCO, M.T.P. AGUILAR, P.R. CETLIN Mechanical and microstructural characterization of nodular cast iron with niobium additions, 2014.

STEFANESCU D.M., Mater. Sci. Eng. (2005)

STEFANESCU DORU M., GORKA ALONSO, PELLO LARRAÑAGA, RAMON SUAREZ, On the stable eutectic solidification of iron–carbon–silicon alloys, The Ohio State University, Columbus, OH, United States, 2015.

SUBRAMANIAN, S.V. and GESUALDI, A.J. Fur Bauteile mit hoher Dampfungsfähigkeit und Festigkeit: ubereutektisches Gusseisen mit Lamellengraphit. *Konstruieren + Giessen*, v.23, n.2, p.29 – 35, 1998.

VIDAL, D.F. Análise de Estrutura e Propriedades Mecânicas de um Ferro Fundido Nodular em Processo de Fundição Produzido pela Técnica de Imersão de Sino.

Dissertação – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2013.

VIDAL, D.F. Alterações Estruturais e Propriedades Mecânicas de Ferros Fundidos Nodulares com teor de Mg variável, em função do tempo e da temperatura de vazamento. Tese – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2017.

WALTON, C F AND OPAR, TJ. Iron Castings Handbook. Iron Casting Society, Inc 1981.

WALTON, C.F & OPAR, T.J.-*Iron Castings Handbook* Iron Castings Society Inc.- 1981.

WARDA, R; JENKIS, L.; RUFF, G.; KROUGH, J.; KOVACS, B. V.; DUBÉ, F. Ductile Iron Data for Design Engineers. Published by Rio Tinto and Titanium, Canada, 1998.

WARMLING, G. et. al., Influência do Cobre no Ferro Fundido Nodular Ausferrítico, Sociesc. 1999.

WEI W., J. TIANFU, G. YUWEI, Q. GUIYING, Z. XIN, J. MATER. Process. Technol. 2007.

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

WOLFENSBERGER, S;UGGOWITZER, P;SPEIDEL, M O. Ein Beitrag zum Einfluss der Graphitmorphologie auf den Elastizitätsmodul Von Gusseisen. Giesserei – Forschung, 1987.

XIANG, C., LI YANXIANG. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron, *Materials Science and Engineering* ,China, 2010.