

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

SELEÇÃO E PRODUÇÃO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES:
SOLIDIFICAÇÃO, FORMAÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES
MECÂNICAS

Marcos Vinicius de Souza da Silva

São Carlos-SP
2025

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

SELEÇÃO E PRODUÇÃO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES:
SOLIDIFICAÇÃO, FORMAÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES
MECÂNICAS.

Marcos Vinicius de Souza da Silva

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. José Eduardo Spinelli

Coorientador: Dr. Rodrigo André Valenzuela Reyes

São Carlos-SP

2025

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu pai Genival e a minha doce e amada mãe Aparecida, que desde sempre foi minha principal inspiradora e responsável por todas as conquistas da minha carreira profissional e acadêmica, como também de vida. Aos meus irmãos, Willian, Geisa Mara e Thayná, aos meus tios Valdir, Valdeci e Geraldo, minha tia Diva e minha amada esposa, Letícia e nosso lindo filho (a) que está a caminho.

VITAE

Graduado em Engenharia Química pela Fundação Hermínio Ometto –
FHO - Campus Araras (2021)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Marcos Vinicius de Souza da Silva, realizada em 28/02/2025.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. José Eduardo Spinelli (UFSCar)

Prof. Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso (UFSCar)

Prof. Dr. Bismarck Luiz Silva (UFRN)

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. José Eduardo Spinelli pela oportunidade, apoio, confiança, paciência e toda ajuda prestada durante esta jornada.

Ao meu Coorientador, Prof. Rodrigo Valenzuela Reyes, por todo apoio, suporte e principalmente, companheirismo nos momentos de dificuldade, que foram muitos ao longo da jornada.

À minha família, por todo apoio em cada etapa de minha vida.

Ao Valter, à Sarita e Denise, gestores da Fischer Indústria Mecânica Ltda, empresa na qual pude fazer parte do quadro de funcionários por lindos 11 anos e que me forneceu todo suporte e possibilidades de crescimento profissional, além de toda contribuição no desenvolvimento deste trabalho através do fornecimento da sua robusta e importante planta industrial.

À Universidade Federal de São Carlos, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, assim como aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais – DEMa e todos os servidores técnicos e administrativos do PPGCEM/DEMa/UFSCar.

Ao Grupo Microestrutura e Propriedades em Processos de Solidificação

- M2PS (DEMa-UFSCar) pela infraestrutura disponível para a realização deste estudo.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

O Ferro Fundido Nodular (FFN) apresenta como principal característica a precipitação de grafita em forma de nódulos em uma matriz ferrítica e/ou perlítica. Durante o processamento, a importância do superaquecimento (SA) está relacionada à nucleação e crescimento, microestrutura final, e formação de defeitos. Um FFN contendo 3,9%C, 2,9%Si e 0,2%Mn (% em peso) foi selecionado para este estudo por meio da análise TOPSIS - *Technique for Order of Preference by Similarity to Ideal Solution*, a partir de 18 composições diferentes de partida. Após a fabricação de lingotes dessa composição, obtidos a partir de 2 diferentes níveis de SA (temperaturas de vazamento de 1390 °C e 1450 °C), amostras metalográficas foram analisadas nas regiões da superfície (S) e centro (C) dos lingotes. Essas amostras foram caracterizadas quanto à morfologia da grafita, determinando-se sua fração, tamanho médio, contagem, nodularidade e composição, além do tipo de matriz formada determinando as frações de perlita, de ferrita e de carbonetos, e propriedades de tração. Demonstrou-se que maiores nódulos de grafita se formam no centro da liga Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn devido a menores taxas de resfriamento, e maior difusão de C, com o aumento do SA aumentando ainda mais os nódulos ao prolongar os tempos de solidificação. O aumento do SA elevou a migração de Fe para a superfície do nódulo de grafita durante a solidificação, reduzindo a fração resultante de grafita. Uma maior nodularidade melhorou a ductilidade e a tenacidade, com nódulos mais esféricos na condição de maior SA, associados a frações mais altas de perlita, resultando em ductilidade semelhante (26%) quando comparadas ambas as amostras da superfície para ambos os níveis de superaquecimento.

Palavras-chave: Ferro Fundido nodular; TOPSIS; Seleção de materiais; Superaquecimento; taxa de resfriamento; Microestrutura; Solidificação.

ABSTRACT

SELECTION AND PRODUCTION OF DUCTILE CAST IRONS: SOLIDIFICATION, MICROSTRUCTURAL FORMATION, AND MECHANICAL PROPERTIES

Ductile Cast Iron (DCI) features precipitation of graphite as nodules in a ferritic and/or pearlitic matrix as its main characteristic. During processing, the significance of overheating (OH) is related to the nucleation and growth, final microstructure, defect formation, and solidification time. A DCI containing 3.9%C, 2.9%Si, and 0.2%Mn has been selected for this study through TOPSIS analysis. After manufacturing DCI ingots obtained by varying 2 levels of OH (pouring temperatures of 1-1390°C and 2-1450°C), samples have been analyzed regarding their surface (S) and center (C). These samples have been characterized regarding graphite morphology by determining its fraction, average size, count, nodularity, and composition, the type of matrix formed through fractions of pearlite, ferrite, carbides, and mechanical properties. It was demonstrated that larger graphite nodules form at the center of the Fe-3.9C-2.9Si-0.2Mn alloy due to lower cooling rates and extended C diffusion, with overheating further enlarging nodules by lengthening the solidification times. Increase overheating has increased Fe migration to the graphite nodule surface during solidification and lowered the resulting graphite fraction. Higher nodularity improves ductility, with more spherical nodules in the OH-2 condition balancing higher pearlite fractions, resulting in similar ductility (26%) comparing samples at surface for both overheating levels.

Keywords: Ductile Cast Iron; TOPSIS; Materials design; Overheating; Microstructure; Cooling rate; Solidification.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS	ii
RESUMO.....	iii
ABSTRACT	iv
ÍNDICE DE ASSUNTOS	v
ÍNDICE DE TABELAS	vii
ÍNDICE DE FIGURAS	xi
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xv
1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Objetivos.....	6
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Ferro Fundido nodular	7
2.2 Conceitos de solidificação do ferro fundido nodular	8
2.2.1 Nucleação da grafita.....	9
2.2.2 Diagrama de fases.....	12
2.2.3 Superaquecimento.....	15
2.2.4 Microestruturas típicas.....	18
2.2.5 Fatores que impactam na microestrutura do FFN	19
2.3 Efeito da fração, tamanho e morfologia dos nódulos nas propriedades ..	28
2.3.1 Técnicas de caracterização dos nódulos de grafita	35
2.4 TOPSIS.....	37
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
3.1 Simulações termodinâmicas utilizando o software Thermo-calc® via método CALPHAD	41
3.2 TOPSIS.....	43
3.3 Materiais utilizados e preparação da liga.....	46
3.4 Escolha e preparação dos moldes, e dos parâmetros de processo	47
3.5 Fundição das amostras.....	47
3.6 Seccionamento dos lingotes	48
3.7 Caracterização das micromorfologias de solidificação	50

3.7.1	Preparação das amostras	50
3.7.2	Determinação da fração, tamanho médio, contagem e nodularidade da grafita	51
3.7.3	Caracterização da Matriz metálica e carbonetos	55
3.7.4	Caracterização composicional e morfológica da grafita via microscopia eletrônica de varredura (MEV-EDS)	57
3.8	Propriedades mecânicas	58
3.8.1	Ensaio de Tração	58
3.8.2	Microdureza da matriz compósita (CMMH)	60
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	62
4.1	Análise crítica da composição do FFN	62
4.2	Efeitos do superaquecimento na microestrutura	67
4.3	Propriedades mecânicas de tração	77
5	CONCLUSÕES	81
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Figura 1 - Produção de metais pelas fundições brasileiras no ano de 2023. Adaptado de [5].	1
Figura 2 - Produção global de Ferro Fundido em 2023 por país. Adaptado de [6].	2
Figura 3 - Número de publicações de artigos sobre o tema Ferro Fundido ao longo dos anos. Adaptado de [7].	3
Figura 4 - Sequência de solidificação dos FFN. TEE – Temperatura eutética estável. TEM – Temperatura eutética metaestável. B – Temperatura do surgimento das primeiras células eutéticas. C – Temperatura de início da recalescência. D – Início da reação eutética. E – Fim da solidificação. Adaptado de [22].	8
Figura 5 - Digramas ternários dos elementos em quantidade atômica ativos encontrados no interior dos núcleos da grafita do FFN contendo 3,67%p C, 2,32%p Si e 0,3%p Mn. Adaptado de [3].	10
Figura 6 - Morfologias dos núcleos de grafita em função do tipo de inoculante usado. a) formato hexagonal contendo Mg, Ca, S e Si. b) formato cuboidal, contendo, Mg e Si. c) formato irregular contendo Mg e P. (Adaptado de [16]).	10
Figura 7 - Nódulo de grafita de um FFN comercial revelando um núcleo rico em Si, Ca,O e S coberto por uma camada externa de grafite [20].	11
Figura 8 - Mecanismo de crescimento da grafita de um FFN hipereutético. Adaptado de [4].	12
Figura 9 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono [15].	13
Figura 10 - Ampliação do ponto eutético no diagrama Fe-C em função da adição	14
Figura 11 - Curvas de resfriamento de um elemento puro a partir do estado líquido: a) sem superaquecimento; b) com superaquecimento. Adaptado de [23].	16

Figura 12 - Influência do superaquecimento na concentração de C do fundido no caso do FFN de composição 3,76% C, 2,6%Si, 0,21%Mn e 0,05%Cr. Adaptado de [9].	17
Figura 13 - Microestruturas típicas do Ferro Fundido Nodular: a) matriz Ferrítica. b) matriz Perlítica. c) matriz Ferrítica e Perlítica [27].	18
Figura 14 - Influência da taxa de resfriamento no super-resfriamento no processo de solidificação dos FFN. Adaptado de [21].	27
Figura 15 - Diferentes abordagens Padrão de classificação de grafita: a) RSF da grafita de acordo com a ISO 16112:2017 [27]. b) RSF da grafita de acordo com ISO 945-4-2019. Adaptado de [38].	30
Figura 16 - Relação entre as propriedades mecânicas do FFN contendo 3,65% C, 2,56% Si e 0,18% Mn. (a) Efeito da nodularidade na resistência mecânica. (b) Efeito da nodularidade no alongamento na fratura. (c) Efeito da nodularidade na energia de impacto. Adaptado de [21].	31
Figura 17 - Influência da quantidade de nódulos no surgimento de defeitos de porosidade nos FFN de composição 3,38% C, 4,08% Si, 0,18% Mn, 0,014% P, 0,007% S, 0,044% Cr e 0,042% Mg, produzidos sem inoculação e com diferentes tipos de inoculantes. Adaptado de [40].	34
Figura 18 - Influência da inoculação e tipo do inoculante na contagem de nódulos de um FFN de composição, 3,73% C, 2,53% Si e 0,23% Mn. Adaptado de [40].	35
Figura 19 - Parâmetros de forma e tamanho da grafita. Adaptado de [36].	36
Figura 20 - Metodologia apresentada em linhas gerais conforme empregada no presente Mestrado.	39
Figura 21 - Matriz 3x3 para determinação das combinações possíveis de C e Si no estudo CALPHAD dos FFNs.	42
Figura 22 - Matriz 9x2 para determinação das composições possíveis de C, Si e Mn no estudo CALPHAD dos FFNs.	42
Figura 23 - (a) Geometria e (b) vista em perspectiva do bloco do tipo Y. Dimensões em mm.	47
Figura 24 - Esquematização da região de interesse para caracterização do FFN de interesse.	49

Figura 25 - Esquema de retirada das amostras a partir das regiões de interesse do FFN produzido em molde tipo Y.....	50
Figura 26 - Separação entre a grafita e a matriz metálica de FFN através do ImageJ.	53
Figura 27 - Representação dos corpos de prova, empregados nos ensaios de tração, conforme norma ASTM E8 E8M 15a [49]. Dimensões em mm.....	58
Figura 28 – Método de determinação da tensão de escoamento dos FFN [50].	59
Figura 29 - Gráficos típicos mostrando a evolução da fração de fase em função da temperatura para os ferros fundidos nodulares (FFN): (a) Fe-3,3C-2,5Si-0,2Mn, (b) Fe-3,6C-2,9Si-0,4Mn e (c) Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn.	63
Figura 30 - Microestruturas típicas não atacadas, revelando os nódulos de grafita no ferro fundido dúctil (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C.....	68
Figura 31 - Microestruturas típicas atacadas, revelando a formação de grandes concentrações de ferrita e baixa formação de perlita na matriz do ferro fundido dúctil (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C. ...	69
Figura 32 – Estruturas reveladas após ataque químico com Nital 2%	70
Figura 33 - Contagem das áreas dos nódulos de grafita para as amostras SA1-S, SA1-C, SA2-S e SA2-C no FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).....	73
Figura 34 - Nodularidade, densidade, razão de aspecto e fator de forma de arredondamento dos nódulos de grafita em função do superaquecimento no FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).	74
Figura 35 - (a) Exemplo típico de análise por linha de EDS em 3 pontos no nódulo de grafita, mostrando (b) os dados para Fe, C e Si.....	76
Figura 36 – Exemplo de espectro de energia de raios-X EDS correspondente a amostra SA1-S de FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn). Os valores com desvio igual ou acima do valor detectado para um dado elemento não foram considerados. ...	77
Figura 37 - Diagramas Tensão-Deformação. a) SA1-S. b) SA-C. c) SA2-S. d) SA2-C.....	78

Figura 38 - Propriedades de tração em função da nodularidade para o FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).	79
Figura 39 - Deformação na fratura em função do fator CMMH, incluindo as frações de ferrita e perlita para o FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).	80

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1 - Produção de metais pelas fundições brasileiras no ano de 2023. Adaptado de [5].	1
Figura 2 - Produção global de Ferro Fundido em 2023 por país. Adaptado de [6].	2
Figura 3 - Número de publicações de artigos sobre o tema Ferro Fundido ao longo dos anos. Adaptado de [7].	3
Figura 4 - Sequência de solidificação dos FFN. TEE – Temperatura eutética estável. TEM – Temperatura eutética metaestável. B – Temperatura do surgimento das primeiras células eutéticas. C – Temperatura de início da recalescência. D – Início da reação eutética. E – Fim da solidificação. Adaptado de [22].	8
Figura 5 - Digramas ternários dos elementos em quantidade atômica ativos encontrados no interior dos núcleos da grafita do FFN contendo 3,67%p C, 2,32%p Si e 0,3%p Mn. Adaptado de [3].	10
Figura 6 - Morfologias dos núcleos de grafita em função do tipo de inoculante usado. a) formato hexagonal contendo Mg, Ca, S e Si. b) formato cuboidal, contendo, Mg e Si. c) formato irregular contendo Mg e P. (Adaptado de [16]).	10
Figura 7 - Nódulo de grafita de um FFN comercial revelando um núcleo rico em Si, Ca,O e S coberto por uma camada externa de grafite [20].	11
Figura 8 - Mecanismo de crescimento da grafita de um FFN hipereutético. Adaptado de [4].	12
Figura 9 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono [15].	13
Figura 10 - Ampliação do ponto eutético no diagrama Fe-C em função da adição	14
Figura 11 - Curvas de resfriamento de um elemento puro a partir do estado líquido: a) sem superaquecimento; b) com superaquecimento. Adaptado de [23].	16
Figura 12 - Influência do superaquecimento na concentração de C do fundido no caso do FFN de composição 3,76% C, 2,6%Si, 0,21%Mn e 0,05%Cr. Adaptado de [9].	17

Figura 13 - Microestruturas típicas do Ferro Fundido Nodular: a) matriz Ferrítica. b) matriz Perlítica. c) matriz Ferrítica e Perlítica [27].	18
Figura 14 - Influência da taxa de resfriamento no super-resfriamento no processo de solidificação dos FFN. Adaptado de [21].	27
Figura 15 - Diferentes abordagens Padrão de classificação de grafita: a) RSF da grafita de acordo com a ISO 16112:2017 [27]. b) RSF da grafita de acordo com ISO 945-4-2019. Adaptado de [38].	30
Figura 16 - Relação entre as propriedades mecânicas do FFN contendo 3,65% C, 2,56% Si e 0,18% Mn. (a) Efeito da nodularidade na resistência mecânica. (b) Efeito da nodularidade no alongamento na fratura. (c) Efeito da nodularidade na energia de impacto. Adaptado de [21].	31
Figura 17 - Influência da quantidade de nódulos no surgimento de defeitos de porosidade nos FFN de composição 3,38% C, 4,08% Si, 0,18% Mn, 0,014% P, 0,007% S, 0,044% Cr e 0,042% Mg, produzidos sem inoculação e com diferentes tipos de inoculantes. Adaptado de [40].	34
Figura 18 - Influência da inoculação e tipo do inoculante na contagem de nódulos de um FFN de composição, 3,73% C, 2,53% Si e 0,23% Mn. Adaptado de [40].	35
Figura 19 - Parâmetros de forma e tamanho da grafita. Adaptado de [36].	36
Figura 20 - Metodologia apresentada em linhas gerais conforme empregada no presente Mestrado.	39
Figura 21 - Matriz 3x3 para determinação das combinações possíveis de C e Si no estudo CALPHAD dos FFNs.	42
Figura 22 - Matriz 9x2 para determinação das composições possíveis de C, Si e Mn no estudo CALPHAD dos FFNs.	42
Figura 23 - (a) Geometria e (b) vista em perspectiva do bloco do tipo Y. Dimensões em mm.	47
Figura 24 - Esquematização da região de interesse para caracterização do FFN de interesse.	49
Figura 25 - Esquema de retirada das amostras a partir das regiões de interesse do FFN produzido em molde tipo Y.	50

Figura 26 - Separação entre a grafita e a matriz metálica de FFN através do ImageJ.	53
Figura 27 - Representação dos corpos de prova, empregados nos ensaios de tração, conforme norma ASTM E8 E8M 15a [49]. Dimensões em mm.	58
Figura 28 – Método de determinação da tensão de escoamento dos FFN [50].	59
Figura 29 - Gráficos típicos mostrando a evolução da fração de fase em função da temperatura para os ferros fundidos nodulares (FFN): (a) Fe-3,3C-2,5Si-0,2Mn, (b) Fe-3,6C-2,9Si-0,4Mn e (c) Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn.	63
Figura 30 - Microestruturas típicas não atacadas, revelando os nódulos de grafita no ferro fundido dúctil (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C.	68
Figura 31 - Microestruturas típicas atacadas, revelando a formação de grandes concentrações de ferrita e baixa formação de perlita na matriz do ferro fundido dúctil (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C. ...	69
Figura 32 – Estruturas reveladas após ataque químico com Nital 2%	70
Figura 33 - Contagem das áreas dos nódulos de grafita para as amostras SA1-S, SA1-C, SA2-S e SA2-C no FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).	73
Figura 34 - Nodularidade, densidade, razão de aspecto e fator de forma de arredondamento dos nódulos de grafita em função do superaquecimento no FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).	74
Figura 35 - (a) Exemplo típico de análise por linha de EDS em 3 pontos no nódulo de grafita, mostrando (b) os dados para Fe, C e Si.	76
Figura 36 – Exemplo de espectro de energia de raios-X EDS correspondente a amostra SA1-S de FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn). Os valores com desvio igual ou acima do valor detectado para um dado elemento não foram considerados. ...	77
Figura 37 - Diagramas Tensão-Deformação. a) SA1-S. b) SA-C. c) SA2-S. d) SA2-C.	78
Figura 38 - Propriedades de tração em função da nodularidade para o FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).	79

Figura 39 - Deformação na fratura em função do fator CMMH, incluindo as frações de ferrita e perlita para o FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn)..... 80

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ABIFA	Associação Brasileira de Fundição
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
A_{Fer}	Área da ferrita
AG	Área da Grafita
A_i	Área da imagem.
A_{IG}	Área de partículas nodulares (RSF = 0,625 – 1,0)
Al	Alumínio
$A_{NG (RSF\ 0,6-0,8)}$	Área de partículas compactas (RSF = 0,525 – 0,625)
$A_{NG (RSF\geq 0,8)}$	Área de partículas nodulares (RSF $\geq$ 0,8)
A_{Perl}	Área da perlita
A_{TOT}	Área total de todas as partículas
ASTM	American Standard for Testing of Materials
Ba	Bário
Bi	Bismuto
C	Carbono
Ca	Cálcio
CALPHAD	CALculation of PHAse Diagrams
Ce	Cério
CE	Carbono equivalente
C_{elem}	Concentração normalizada dos elementos
Cu	Cobre
CMMH	microdureza da matriz compósita
CG	Contagem de grafita
Cr	Cromo
DP	Desvio Padrão
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
Fe	Ferro
Fe₃C	Cementita
G	grafita
H	Hidrogênio

h	Hora
HV_{α}	Microdureza Vickers da ferrita
HV_{Pe}	Microdureza Vickers da perlita
FFN	Ferro Fundido Nodular
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
ISO	International Organization for Standardization
NM	Norma Mercosul
TOPIS	Technique for Order Preference by Similarity to Ideal
Solution	
La	Lantânio
$Méd_{elem}$	Concentração média dos elementos.
Mo	Molibdênio
Mg	Magnésio
Mm	Milímetro
Mn	Manganês
MPa	Mega Pascal
N	Nitrogênio
n	Quantidade amostras
Ni	Níquel
Nód	Nódulos
NG	Nodularidade
O	Oxigênio
OH	Overheating
P	Fósforo
P_i	Performance.
Pb	Chumbo
PR	Perímetro real da grafita
RA	Razão de Aspecto
RSF	Fatores de Formato de Esférico
S	Enxofre
s	Segundo

SA	Superaquecimento
Si	Silício
S_i^+	Distância Euclidiana do melhor valor
S_i^-	Distância Euclidiana do pior valor
SSF	Fator de formato esférico
T	Temperatura
t	Espessura da parede do fundido
Te	Telúrio
TEE	Temperatura Eutética Estável
TEM	Temperatura Eutética Metaestável
Ti	Titânio
T_f	Temperatura de fusão
T_m	Tamanho médio
T_v	Temperatura de vazamento
U_T	Módulo de tenacidade
V	Vanádio
V_j	Melhor valor
V_i	Pior valor
x	Valor individual da concentração normalizada dos elementos
$\bar{x}$	Média da concentração normalizada dos elementos
X_i	Dados obtidos através da simulação termodinâmica
$\bar{X}_i$	Normalizada
α	ferrita
γ	Austenita
δ	ferrita delta
μ	Mícron
σ	Tensão
ΔT	Variação de temperatura
ε	Deformação de engenharia
ε_f	Deformação de engenharia na fratura do material

$\%f_{\alpha}$	Percentuais de ferrita na matriz
$\%Fer$	Fração de ferrita;
$\%f_{Pe}$	Percentuais de perlita na matriz
$\%G$	Fração de grafita
$\%p$	Porcentagem em peso
$\%Perl$	Fração de perlita
$^{\circ}C$	Grau Célsius
K_T	Fator de concentração de tensão
a	Metade do comprimento da trinca;
p	Raio de curvatura da ponta da trinca

1 INTRODUÇÃO

O Ferro Fundido Nodular (FFN) é uma liga constituída basicamente por Ferro (Fe), Silício (Si) e Carbono (C), e possui como principal característica a precipitação da grafita na forma de nódulos em matriz ferrítica e/ou perlítica [1–3] . Suas principais aplicações requerem ductilidade moderada, com resistência mecânica suficiente, como no caso de autopeças. Nos últimos anos, o interesse nestas ligas tem crescido devido sua capacidade em substituir aços termomecanicamente processados, porém com menor custo de fabricação [4] .

Segundo a Associação Brasileira de Fundição [5], no ano de 2023, as fundições brasileiras produziram aproximadamente, 2,7 milhões de toneladas de metais, sendo que destas, 74,9 % foram ligas de Ferro Fundido (Figura 1), mostrando a representatividade que esse tipo de liga metálica possui no setor brasileiro de fundição.

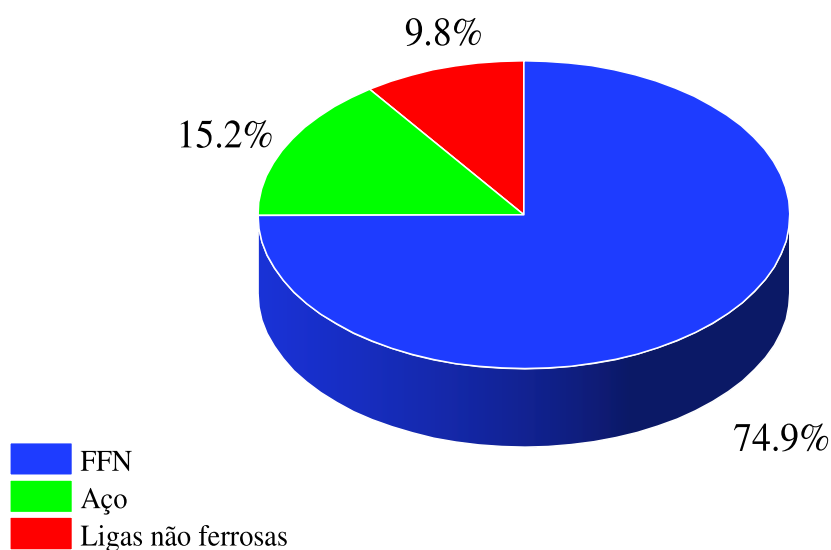


Figura 1 - Produção de metais pelas fundições brasileiras no ano de 2023. Adaptado de [5].

Além da significativa representação dos ferros fundidos na matriz de fornecimento de metais do Brasil, o setor de ferro fundido cresceu aproximadamente 7% em volume de produção de 2015 a 2023. Fica claro que o

Brasil desempenha um papel importante na indústria de Ferro Fundido Nodular na América do Sul, respondendo pela maior parte da produção. O Brasil é, de longe, o maior produtor de ferro fundido na América do Sul, contribuindo significativamente para os mercados regionais e globais [5].

Os dados de produção mundial de FFN para 2023 indicam que a China é a líder de forma destacada, produzindo aproximadamente 21,15 milhões de toneladas métricas, o que representa uma parte significativa da produção global, conforme mostrado na Figura 2. Esse domínio é atribuído à vasta base industrial da China, incluindo um setor automotivo forte, que depende amplamente do FFN para componentes devido às suas propriedades mecânicas, como resistência e ductilidade.

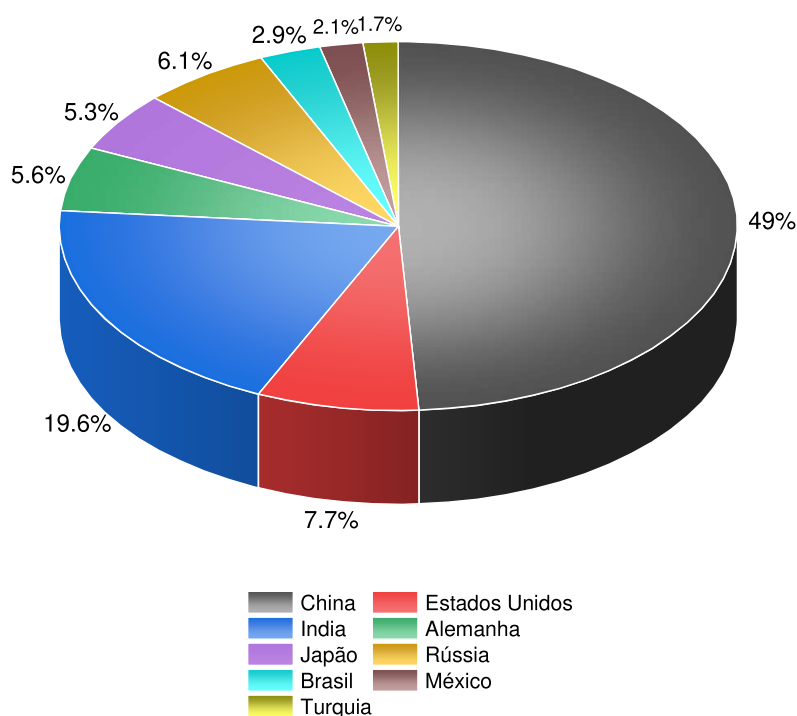


Figura 2 - Produção global de Ferro Fundido em 2023 por país. Adaptado de [6].

Devido ao crescente interesse comercial pelos ferros fundidos, cada vez mais artigos científicos relacionados ao tema têm sido publicados. Uma pesquisa realizada na base de dados Web of Science (2024) [7], utilizando o termo "cast iron" no título dos artigos, revelou um aumento de aproximadamente 260% na publicação anual de artigos sobre esse assunto, conforme evidenciado pela

Figura 3. Esse fato reforça o interesse comercial e acadêmico em melhorar as propriedades e, especialmente, o processo de fabricação desse tipo de liga, o que compreende a influência dos parâmetros de processamento na microestrutura e, conseqüentemente, no desempenho dos ferros fundidos. Esses estudos tornam-se cruciais para o crescimento industrial em diversos setores, como o automotivo, construção civil e de máquinas.

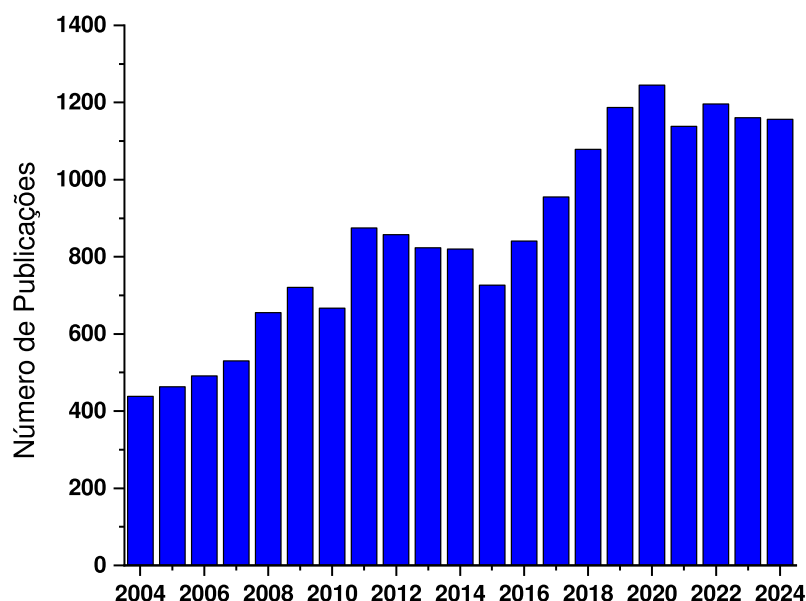


Figura 3 - Número de publicações de artigos sobre o tema Ferro Fundido ao longo dos anos. Adaptado de [7].

As variáveis mais importantes no processo de solidificação são o superaquecimento e a taxa de resfriamento. O SA é definido como o aumento da temperatura em relação ao ponto de fusão do metal, com o objetivo de melhorar a fluidez durante a operação de vazamento, permitindo o preenchimento adequado da cavidade que formará a peça fundida [8]. A importância do superaquecimento está diretamente relacionada à nucleação e crescimento da grafita, à microestrutura final, à formação de defeitos e ao tempo de solidificação [8–10].

Já a taxa de resfriamento representa a velocidade com que um material perde calor durante o processo de solidificação, normalmente expressa em °C/s ou °C/min. Este parâmetro crítico controla a formação microestrutural, influenciando diretamente o tamanho de grão, a distribuição de fases e a ocorrência de defeitos. Valores elevados de resfriamento favorecem estruturas mais refinadas, enquanto taxas reduzidas resultam em microestruturas grosseiras. Na prática industrial, o controle preciso da taxa de resfriamento permite ajustar propriedades mecânicas como resistência e ductilidade. Seu monitoramento é essencial para garantir a qualidade de peças fundidas, especialmente em ligas metálicas de alto desempenho [8–10].

Portanto, uma melhor compreensão das variáveis físicas de processo na sequência de solidificação é essencial para produzir produtos de alta qualidade enquanto se otimizam os custos de fabricação.

Segundo Escobar et al. [11], o aumento da temperatura de vazamento na produção de FFN leva à formação de nódulos de grafita maiores e a uma densidade reduzida de nódulos. Esse fenômeno foi explicado com base na suposição de que temperaturas mais altas permitem que as partículas de grafita permaneçam no estado líquido por mais tempo, promovendo seu crescimento. Além disso, temperaturas de vazamento elevadas resultam em menor recalescência, que é a liberação de calor latente durante a solidificação. Isso, por sua vez, prolonga o tempo de solidificação, permitindo um resfriamento mais uniforme.

Embora as propriedades mecânicas de ferros fundidos não tenham sido claramente determinadas em função do superaquecimento, Catalina et al. [12, 13] demonstraram que as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular podem ser influenciadas principalmente pelas frações de grafita, ferrita e perlita, bem como pela nodularidade da grafita, que são propriedades dependentes da taxa de resfriamento. Quando as frações desses componentes microestruturais são conhecidas, as propriedades mecânicas podem ser previstas com razoável precisão.

A composição química desempenha um papel crucial no processo de solidificação do ferro fundido nodular. Mesmo pequenas alterações no teor de

certos elementos podem levar a aumentos ou reduções significativas nas suas propriedades mecânicas. O silício é um forte endurecedor por solução sólida, reduz o super-resfriamento, evita a formação de carbonetos ao nuclear grafita e tende a segregar negativamente. O manganês é um estabilizador de perlita, segrega-se nos limites de grão e aumenta a temperabilidade. Inoculantes contendo Ca, Ba ou Sr, combinados com uma liga de ferrossilício, podem ser usados para melhorar a nodularidade e aumentar a contagem (densidade) de nódulos nas peças fundidas de ferro nodular [14–18].

Ambas as questões abordadas neste trabalho são de grande importância para a indústria de fundição. Primeiro, a seleção de ferros fundidos nodulares (FFN) com variações nos teores de Si, C e Mn com base no projeto da liga. Para esta seleção, o método TOPSIS foi adotado por sua capacidade de lidar com múltiplos critérios conflitantes de forma objetiva, permitindo avaliar simultaneamente propriedades mecânicas (como resistência e ductilidade) e aspectos econômicos (como custo de produção). Este método multicritério é particularmente adequado por quantificar cientificamente o compromisso ideal entre desempenho técnico e viabilidade industrial, transformando dados complexos em rankings claros de alternativas. Além disso, o TOPSIS minimiza subjetividades na tomada de decisão, oferecendo uma abordagem sistemática para selecionar composições químicas ótimas que atendam a requisitos específicos de aplicação. Segundo a avaliação da sequência de solidificação através da avaliação da microestrutural via microscopia óptica e eletrônica de varredura, validadas através de determinação de propriedades mecânicas [19].

A motivação para o desenvolvimento deste Mestrado é fornecer ao setor de fundição dados representativos para o design de FFN, bem como determinar o impacto das variáveis físicas na sequência de solidificação, na microestrutura e nas propriedades mecânicas. Isso torna-se essencial, especialmente para pequenas e médias indústrias, onde o gerenciamento do processo baseia-se principalmente na análise e controle da composição química, abordagem limitada que pode levar a uma menor confiabilidade do processo, impactando negativamente os custos operacionais e a competitividade.

1.1 Objetivos

Este mestrado tem como objetivo investigar como os parâmetros de solidificação influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas do Ferro Fundido Nodular (FFN) produzido em um ambiente industrial real, com ênfase em uma análise quantitativa. A pesquisa busca compreender os efeitos da taxa de resfriamento e das condições termodinâmicas durante a solidificação na formação e distribuição dos nódulos de grafita (incluindo tamanho, contagem e esfericidade), tanto na região superficial quanto no núcleo do material. Além disso, será avaliada a relação entre esses parâmetros de solidificação e a matriz metálica, particularmente na formação de ferrita, perlita e possíveis carbeto, e como essas características microestruturais impactam as propriedades mecânicas, como resistência à tração, alongamento específico e dureza.

Como objetivo secundário destaca-se que os resultados deste trabalho poderão fornecer diretrizes para o controle do processo de solidificação, visando a obtenção de microestruturas mais homogêneas e propriedades mecânicas melhoradas. O estudo contribuirá para o aprimoramento de processos industriais e para o desenvolvimento de modelos preditivos que relacionem as condições de solidificação às características finais do material.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ferro Fundido nodular

O Ferro Fundido Nodular (FFN) é uma liga constituída basicamente por Ferro (Fe), Silício (Si) e Carbono (C), sendo que parte da sua microestrutura é formada por nódulos de grafita, característica fundamental para propriedades excelentes como ductilidade, tenacidade e resistência mecânica [3].

Diferentemente dos aços, estes materiais possuem maior concentração de C em suas composições, sendo que, para aplicações comerciais, os teores de C variam de 2% a 4,5% [1, 2].

Este desempenho superior relacionado às propriedades mecânicas em comparação aos Ferros Fundidos Cinzentos ou Brancos está relacionado ao fato de que a geometria esferoidal da grafita não ocasiona a formação de descontinuidades na matriz metálica, evitando-se assim, a fragilização do material devido à concentração de tensões na interface entre as fases [11, 12]

A grafita na forma esferoidal, principal característica desse tipo de liga, é obtida por meio do processo de nodularização, que consiste na adição controlada de elementos nodularizantes, como Magnésio, Cálcio, Cério, e outros do grupo de terras raras, momentos antes do processo de vazamento. O elemento nodularizante mais comumente utilizado é o Mg que é geralmente adicionado por meio do emprego de ligas de Fe-Si-Mg e outros elementos para diminuir o efeito violento que caracteriza a reação entre o Mg e o ferro base [20]

Devido às ótimas propriedades mecânicas, associada ao baixo custo de fabricação, o FFN tornou-se uma liga muito popular e atrativa à indústria e vem sendo empregada em diversos segmentos, com destaque o setor automobilístico. Embora quantidade expressiva de pesquisa tenha sido dedicada a estes materiais, o efeito do superaquecimento na microestrutura e nas propriedades ainda precisa ser mais bem compreendido. Além disso, a caracterização mais completa das grafitas formadas em diferentes condições de solidificação pode ser bastante positiva. Isso inclui investigar aspectos morfométricos como densidade de grafita, tamanho, razão de aspecto, nodularidade, distribuições de elementos, entre outros.

2.2 Conceitos de solidificação do ferro fundido nodular

A Solidificação dos FFN é um processo cuja principal característica é a formação de Austenita (γ) e a grafita a partir do metal líquido, sendo que este processo está intrinsicamente ligado à composição química e à taxa de resfriamento [21]. Para a nucleação das primeiras células do constituinte eutético é necessário um determinado super-resfriamento em relação à temperatura de equilíbrio, representada pelos pontos B e C, conforme ilustrado na Figura 4.

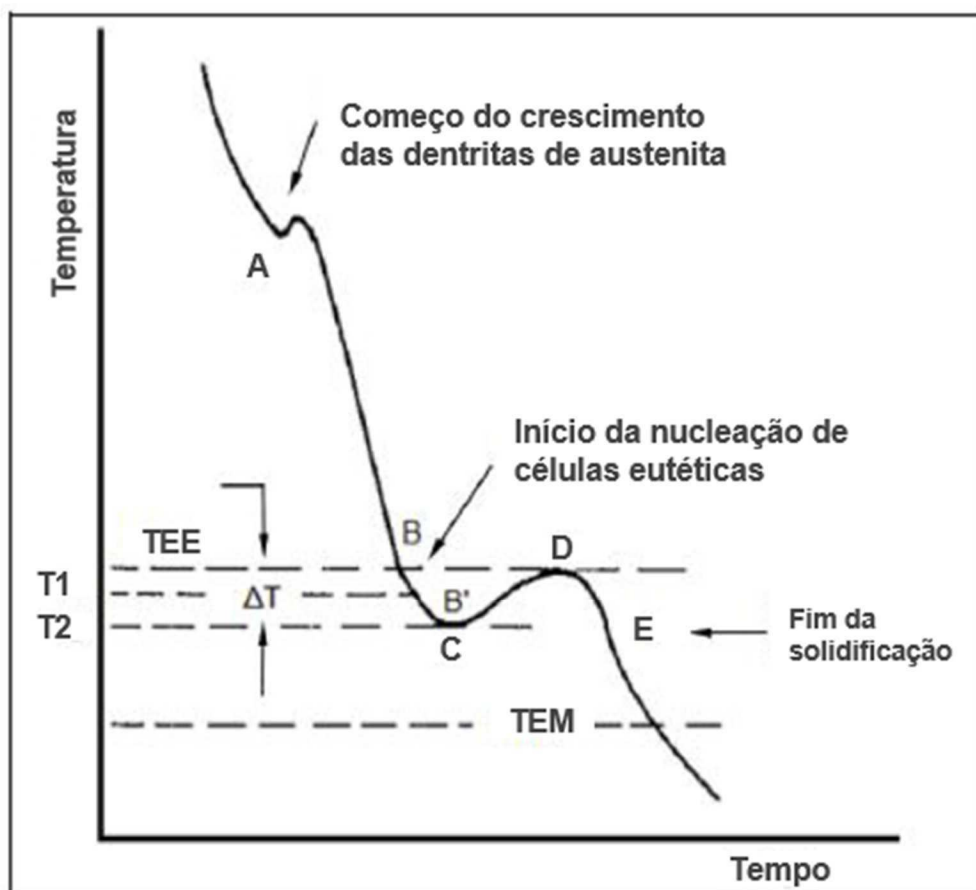


Figura 4 - Sequência de solidificação dos FFN. TEE – Temperatura eutética estável. TEM – Temperatura eutética metaestável. B – Temperatura do surgimento das primeiras células eutéticas. C – Temperatura de início da recalescência. D – Início da reação eutética. E – Fim da solidificação. Adaptado de [22].

Durante o processo de solidificação, o crescimento das células eutéticas (grafita com invólucro de austenita) é iniciado a partir do ponto C. Entre os pontos C e D, é possível ver um aumento momentâneo da temperatura, sendo este devido ao fenômeno da Recalescência. Este fenômeno acontece mediante ao crescimento das células eutéticas por meio do princípio da transformação de fase líquido-sólido, onde o calor latente liberado é maior que o calor extraído pelo molde durante a solidificação. Ao atingir o ponto D, ocorre o fim da recalescência e acontece a reação eutética. O ponto E é o final da solidificação, sendo que a partir deste ponto, não são mais esperadas transformações de fases [22].

2.2.1 Nucleação da grafita

Durante o processo de solidificação, pequenos embriões surgem no líquido a partir de um dado superesfriamento, iniciando-se assim a transformação física do metal do estado líquido para sólido, sendo este fenômeno, definido como nucleação [23]. A nucleação pode iniciar naturalmente (nucleação homogênea) ou induzida a partir da adição de elementos de liga, com granulometria e composição específica (nucleação heterogênea), com objetivo de criar substratos para o crescimento de núcleos com tamanho acima do raio crítico [23]. Para fabricação de FFN, a técnica de nucleação heterogênea é a mais empregada nas fundições e é aplicada por meio da adição de Ferro ligas nos processos de nodularização e inoculação. Entretanto, estudos têm sido realizados para entender melhor a nucleação da grafita, visto que inúmeros fatores relacionados à concentração de outros elementos de liga na carga do fundido também podem influenciar a formação do núcleo.

Qing et al. [3] analisaram dez mil nódulos de grafita utilizando a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV-EDS) para identificar quais elementos formavam seu núcleo. Verificou-se que em seu interior havia a existência predominante de Óxidos, Sulfetos e Nitretos, conforme evidenciado pelos diagramas ternários elementares mostrados na Figura 5.

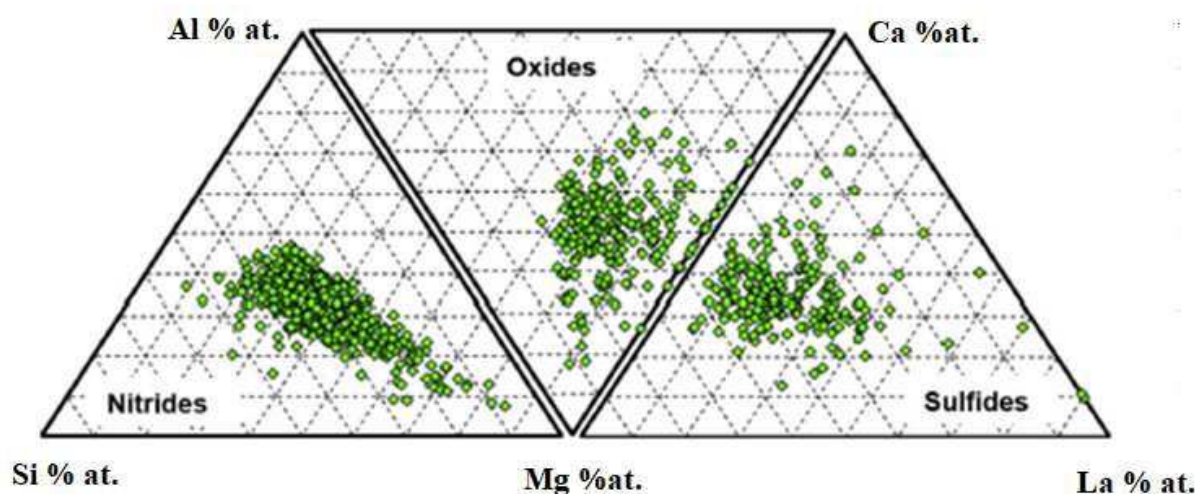


Figura 5 - Digramas ternários dos elementos em quantidade atômica ativos encontrados no interior dos núcleos da grafita do FFN contendo 3,67%p C, 2,32%p Si e 0,3%p Mn. Adaptado de [3].

Skaland et al. [24] realizaram uma série de experimentos e verificaram que a morfologia da grafita depende do tipo de inoculante usado e que os núcleos possuem três categorias, conforme Figura 6: (a) formato hexagonal contendo Mg, Ca, S e Si, (b) formato cuboidal, contendo, Mg e Si e (c) formato irregular contendo Mg e P.

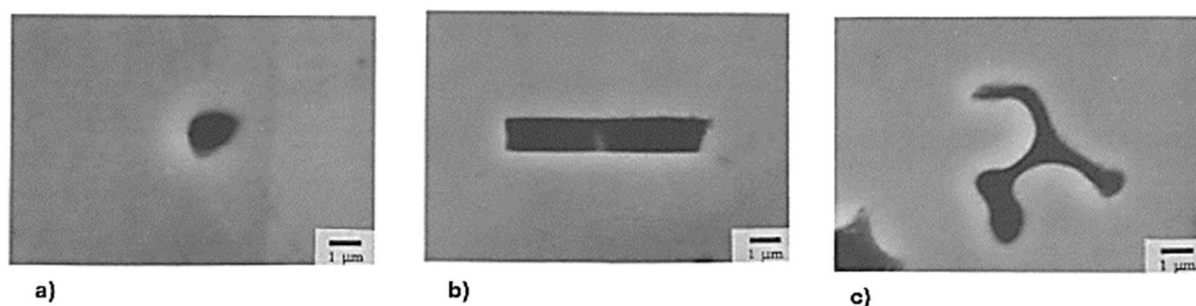


Figura 6 - Morfologias dos núcleos de grafita em função do tipo de inoculante usado. a) formato hexagonal contendo Mg, Ca, S e Si. b) formato cuboidal, contendo, Mg e Si. c) formato irregular contendo Mg e P. (Adaptado de [16]).

Riposan et al. [25], constaram que o crescimento da grafita em FFN acontece em três estágios. Primeiramente há o surgimento de um sulfeto (1°

estágio), seguido por um complexo de silicato (2º estágio), que a partir de suas extremidades, viabiliza o crescimento da grafita (3º estágio).

Já Vicente et al. [20] concluíram através da investigação microestrutural via microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS) em três ligas de FFN comerciais de composição variando em 3,74% a 3,75% de C, 3,01% a 3,06% de Si, 0,22% a 0,23% de Mn, 0,010% a 0,012% em S, que a grafita cresce e se desenvolve a partir de silicatos complexos e ricos em Al e Ca, que por sua vez crescem a partir de sulfetos de raios críticos menores conforme Figura 7.

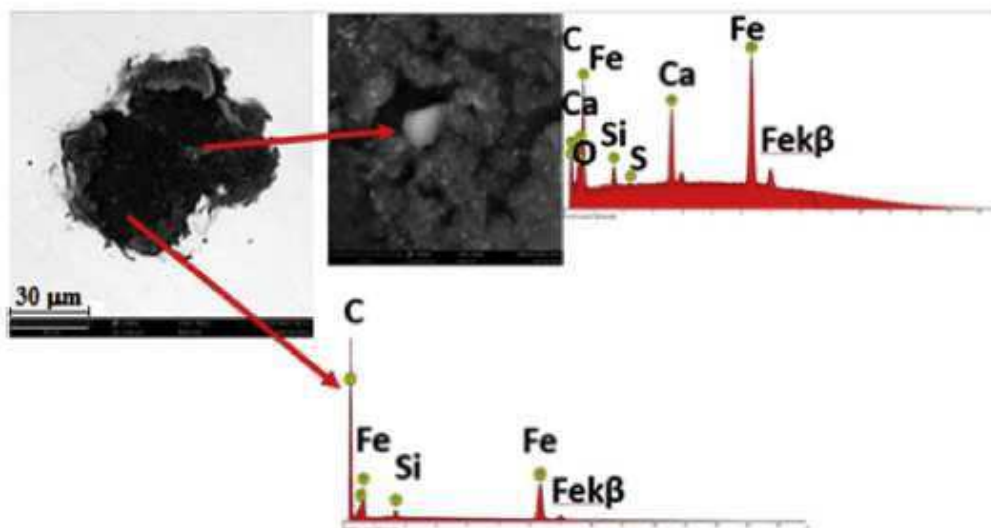


Figura 7 - Nódulo de grafita de um FFN comercial revelando um núcleo rico em Si, Ca, O e S coberto por uma camada externa de grafite [20].

Mediante a existência de muitas teorias associadas ao complexo mecanismo de nucleação da grafita, muitos esforços têm sido empenhados na sua melhor compreensão [3].

2.2.1.1 Evolução do nódulo da grafita durante a solidificação

O processo de solidificação dos FFN inicia-se a altas temperaturas (~1165 °C). Assumindo que o resfriamento acontece sob condições de equilíbrio (Taxa de resfriamento próxima de 0), o primeiro sólido a se precipitar em um FFN hipereutético, por exemplo, é a grafita na forma de partículas que crescem por

meio da rejeição do C presente no ferro líquido, até que seja atingida a temperatura eutética [4], conforme mostra a Figura 8. Em áreas vizinhas de menor concentração de C, a austenita nucleia envolvendo a grafita, e mediante seu contato exclusivo com o líquido, é ativado o mecanismo de difusão que possibilita o crescimento da grafita entre o C disponível no líquido disponibilizado pela austenita. Após a solidificação, o processo de difusão continua até a temperatura eutetóide, onde a austenita existente se transforma em perlita ou/ferrita a depender da concentração de carbono disponível [4].

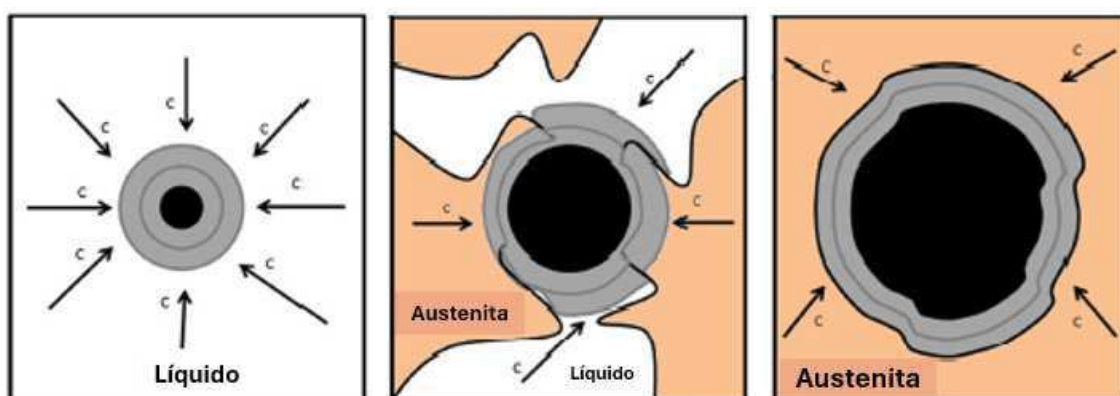


Figura 8 - Mecanismo de crescimento da grafita de um FFN hipereutético. Adaptado de [4].

2.2.2 Diagrama de fases

A sequência de solidificação dos ferros fundidos nodulares pode ser compreendida a partir do diagrama de equilíbrio de fases do sistema Fe-C, apresentado pela Figura 9. No diagrama, pode-se ver que estas ligas se solidificam seguindo dois sistemas, chamados de: sistema estável e sistema metaestável [1, 2, 26] .

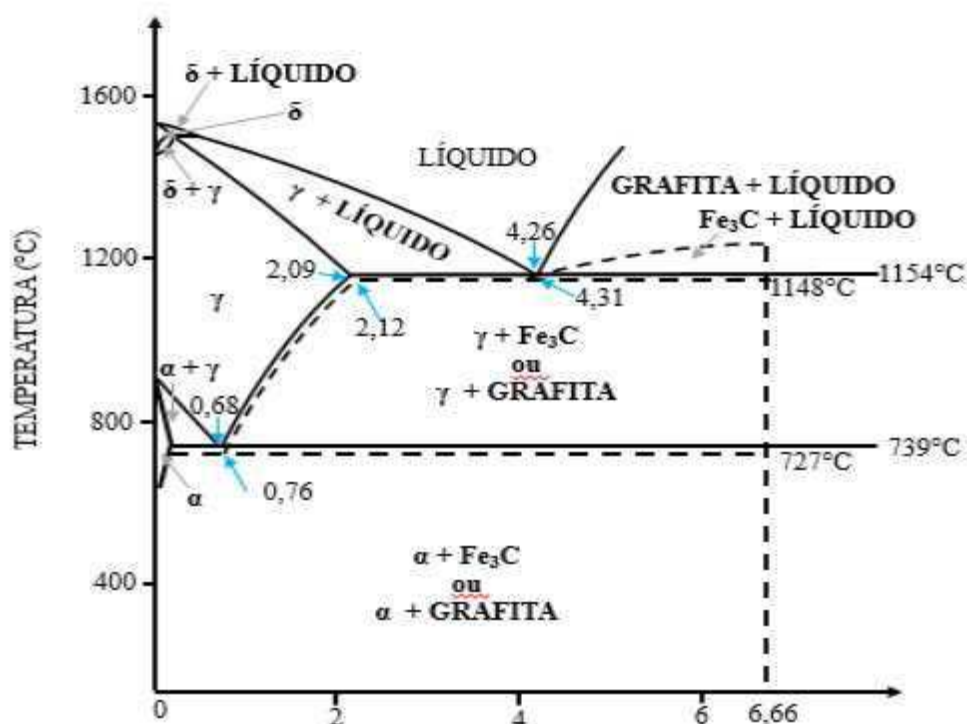


Figura 9 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono [15].

No sistema estável (linhas sólidas), a reação eutética acontece à temperatura de 1154 °C e considerando a concentração de C em 4,26 %p. Os produtos da reação eutética neste sistema são γ e grafita. Já no sistema metaestável (linhas tracejadas), a reação eutética acontece à temperatura de 1148 °C e concentração de C de 4,31 %p, formando γ e Cementita (Fe_3C). [19].

Como pode ser observado na Figura 10, a diferença entre as temperaturas dos eutéticos estável (TEE) e metaestável (TEM) é de aproximadamente 7 °C em ligas puras de Fe-C. Porém, segundo Vidal [9], fundamentando-se na afirmação de Hugues [15], esta diferença pode ser aumentada para 35 °C em Ferros Fundidos com 2,0 %p em Si, e reduzida para 14 °C em função da adição de 1,1 %p de Cr, ou seja, os elementos de liga podem aumentar a distância entre os eutéticos, sendo estes considerados como grafitizantes, como no caso do Si, ou, diminuir a distância, sendo estes considerados como formadores de carbonetos, como no caso do Cr.

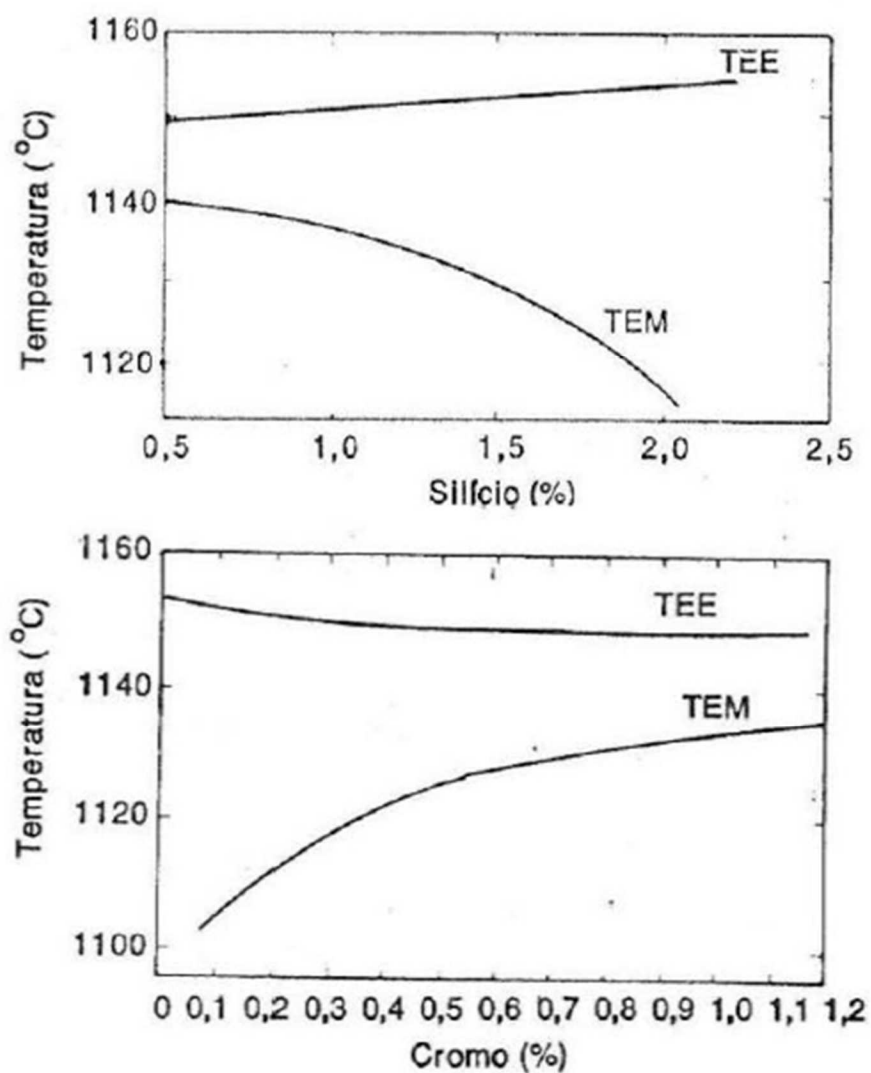


Figura 10 - Ampliação do ponto eutético no diagrama Fe-C em função da adição de Si e Cr. [22]

Mediante ao efeito de deslocamento da faixa de temperatura entre TEE e TEM causado pelos elementos de liga, foi desenvolvido o conceito de Carbono Equivalente (CE), para melhor aplicabilidade do diagrama de fases como metodologia de previsão microestrutural dos FFN [2, 22]. O CE, pode ser calculado utilizando-se a Equação 1.

$$CE = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3} + 0,03 * \%Mn + 0,04 * \%S \quad (1)$$

A importância da mensuração desta grandeza durante o processo de solidificação está relacionada à relação entre a composição química da carga com a composição eutética, e isto influencia diretamente a sequência de solidificação dos FFN [22].

Segundo Cunha [22], a partir da concentração de CE, é possível classificar os FFN em 3 categorias, sendo:

- Carbono equivalente menor que 4,3% são os ferros fundidos hipoeutéticos;
- Carbono equivalente igual a 4,3% são os ferros fundidos eutéticos;
- Carbono equivalente maior que 4,3% são os ferros fundidos hipereutéticos.

2.2.3 Superaquecimento

Para que o líquido fundido consiga fluir de maneira adequada e tomar completamente a forma geométrica da peça é necessário que seu vazamento ocorra a uma temperatura superior a que se inicia a transformação, líquido/sólido. Desta maneira, não haverá riscos do fundido se solidificar de maneira precoce devido às perdas de calor para o molde e ambiente. Esta temperatura é denominada, superaquecimento [23].

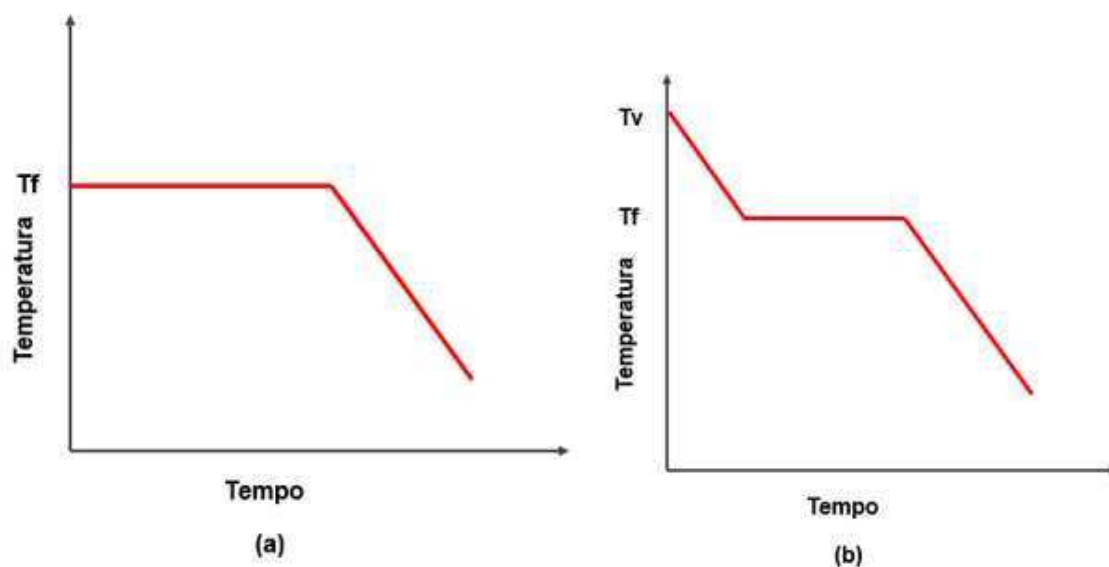


Figura 11 - Curvas de resfriamento de um elemento puro a partir do estado líquido: a) sem superaquecimento; b) com superaquecimento. Adaptado de [23].

Conforme representação gráfica contida na Figura 11, o superaquecimento imposto a uma determinada liga, pode ser calculado a partir da seguinte equação:

$$SA = T_v - T_f \quad (2)$$

Onde:

SA = superaquecimento;

T_v = temperatura de vazamento;

T_f = temperatura de fusão.

Além de fornecer melhor fluidez à liga, o superaquecimento influencia diretamente a microestrutura final dos FFN, pois sua intensidade está diretamente ligada a taxa de resfriamento. Altos valores de superaquecimento promovem menor taxa de resfriamento, uma vez que no processo de vazamento, o calor excedente do fundido aquece o molde e devido a maior disponibilidade de calor sensível contida no fundido, a taxa de transferência do sistema para o meio acontece mais lentamente. Já para menores superaquecimentos, o calor é

rapidamente extraído do fundido para o molde e mediante a menor disponibilidade de calor sensível para aquecer o molde, o calor é rapidamente extraído do fundido, aumentando assim a taxa de resfriamento. A composição química também é afetada pelo superaquecimento, uma vez que maiores temperaturas promovem a descarbonização do fundido mediante ao aceleração do processo de oxidação.

Para validar estes conceitos, Vidal [10], avaliou diferentes temperaturas e tempos de vazamento para um FFN e constatou que estes parâmetros influenciaram a morfologia da grafita devido à variação da taxa de resfriamento.

Alonso et al. [9] demonstraram por meio da Figura 12 que a concentração de C do fundido é afetada pelo superaquecimento, visto que, quanto maior sua intensidade, maior a velocidade de descarbonização do fundido ao longo do tempo,

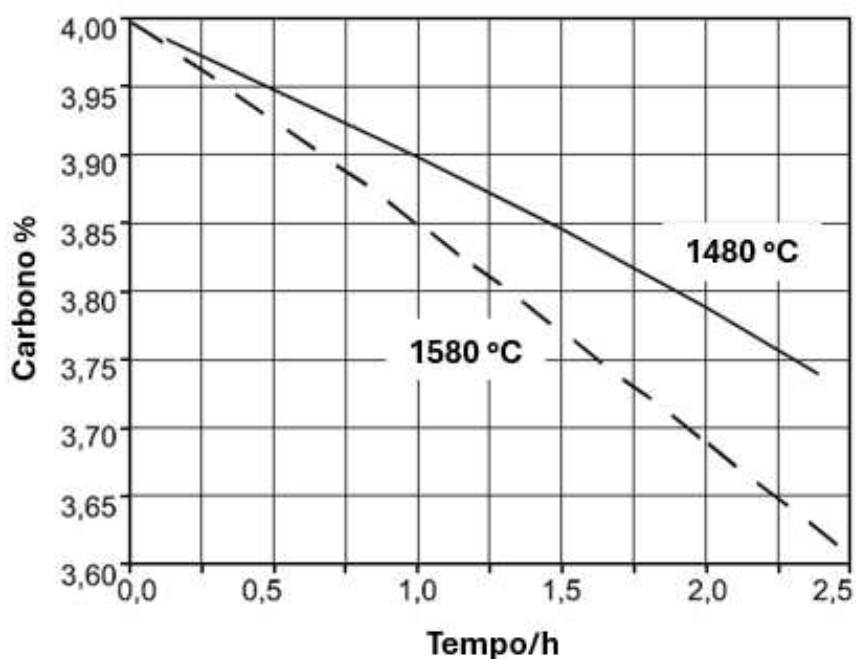


Figura 12 - Influência do superaquecimento na concentração de C do fundido no caso do FFN de composição 3,76% C, 2,6%Si, 0,21%Mn e 0,05%Cr. Adaptado de [9].

Mediante a estes efeitos, controlar a temperatura e o tempo de vazamento é de suma importância para produção de FFN de alto desempenho. Estudos acerca do impacto do SA na microestrutura de FFN e na morfologia da grafita são escassos.

2.2.4 Microestruturas típicas

A microestrutura resultante do Ferro Fundido Nodular após o processo de solidificação pode ser fortemente associada às propriedades mecânicas de interesse para as mais variadas aplicações tecnológicas. As diferentes microestruturas podem ser obtidas por meio da variação da composição química da carga metálica ou pela da submissão a diferentes taxas de resfriamento. Na Figura 13 podem ser observadas as microestruturas características dos Ferros Fundidos Nodulares [27].

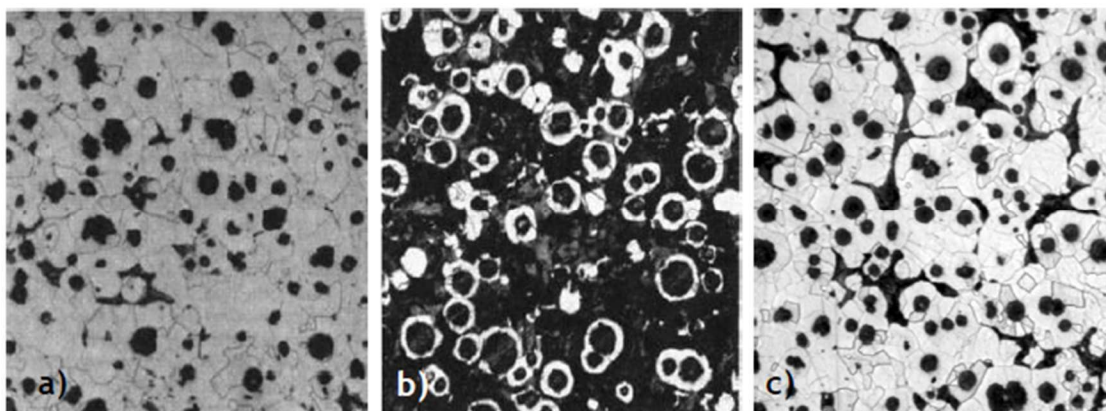


Figura 13 - Microestruturas típicas do Ferro Fundido Nodular: a) matriz Ferrítica. b) matriz Perlítica. c) matriz Ferrítica e Perlítica [27].

A Figura 13 a), apresenta a microestrutura de matriz Ferrítica, que se caracteriza por possuir nódulos de grafita dispersos em matriz de base ferrosa, composta predominantemente de ferrita. Este tipo de microestrutura é obtido por meio de processamento associado a baixa taxa de resfriamento, que favorece o mecanismo de difusão do Carbono dissolvido na austenita para os nódulos de grafita, e devido a maiores adições de elementos grafitizantes à carga metálica, sendo o Silício o mais utilizado. Já a Figura 13 b), apresenta a microestrutura de

matriz Perlítica ou “Olho de boi”, como também é conhecida. Este tipo de microestrutura é composto por nódulos de grafita envoltos por ferrita e dispersos em matriz composta predominantemente por perlita, que é uma fase constituída por frações sequencialmente distribuídas de ferrita + cementita. Para obtenção de FFN perlíticos altas taxas de resfriamento devem ser empregadas no processo de solidificação, dificultando assim o mecanismo de difusão do carbono da austenita para os nódulos de grafita, ou por meio da adição de elementos de liga perlitizantes, como Cr, V, Mn entre outros. Por fim, a Figura 13 c), apresenta a microestrutura tipo matriz Ferrítica – Perlítica, que se caracteriza por possuir matriz composta por frações intermediárias das fases ferrita e perlita. Este tipo de microestrutura é obtido por meio de condições de processo de solidificação e composição da carga metálica intermediárias, as que formam as duas microestruturas compondo a matriz: Ferrítica+Perlítica.

A utilização de cada configuração microestrutural do FFN dependerá de quais aplicações o produto final será designado, visto que as propriedades mecânicas como, ductilidade, resistência à tração e tenacidade se alteram em função de cada microestrutura.

2.2.5 Fatores que impactam na microestrutura do FFN

Durante o processo de solidificação do FFN dois fatores são preponderantes para a formação de sua microestrutura, sendo estes: a composição química e a taxa de resfriamento [2, 10, 28].

2.2.5.1 Influência da composição química

Entre os fatores que impactam a formação da microestrutura dos FFN, e consequentemente suas propriedades mecânicas e aplicações, a composição química do fundido é o mais importante [2, 29]. Durante as etapas de fusão, nodularização e inoculação, elementos químicos são adicionados intencionalmente por meio de ligas comerciais com o objetivo de atender as especificações requeridas pelos produtos em função de sua aplicação final. Os elementos químicos presentes na composição do FFN podem ser classificados

conforme o efeito que sua presença na composição traz como consequência às morfologias da grafita e da matriz metálica [2].

Os elementos grafitizantes apresentados na Tabela 1 atuam na formação da grafita. Estes elementos são responsáveis pela nucleação e crescimento da grafita, densidade nodular e controle de matriz, pois quanto maior o número de nódulos, menor será a concentração de carbono dissolvido na austenita para a formação de cementita, carbonetos e perlita. [30].

Tabela 1 - Elementos grafitizantes tipicamente empregados em FFN. [30].

Elementos Grafitizantes					
Elemento	Concentração típica (%p)	Concentração máxima para Matriz (%)		Efeito benéfico	Efeito deletério
		Ferrítica	Perlítica		
Si	1,8 - 3,0	1,8 - 3,0	1,8 - 2,75	- Aumenta o potencial de grafitização; - Aumenta a diferença de temperatura entre os eutéticos estável e metaestável; - Promove a ferrita;	Diminui a resistência a tração pela promoção de ferrita
C	3,0 – 4,0	3,0 – 4,0	3,0 – 4,0	- Desoxidante - Precipita em forma de grafita	- Promovem a formação de Carbonetos em grandes concentrações em peças finas

Já os elementos pertencentes ao grupo dos esferoidizantes, também chamados de formadores de nódulos, Tabela 2, são responsáveis por fornecer à grafita o formato esférico. Estes elementos são incorporados à carga metálica por meio da adição de ferro-ligas durante o processo de nodularização, sendo que as ligas de magnésio são as mais utilizadas para a fabricação de FFN. Isto deve-se à ótima relação entre seu menor custo de fabricação e rendimento em relação as outras ferros-ligas nodularizantes.

Tabela 2 - Elementos nodularizantes tipicamente empregados em FFN [30].

Elementos nodularizantes					
Elemento	Concentração típica (%p)	Concentração máxima para Matriz (%)		Efeito benéfico	Efeito negativo na morfologia da grafita
		Ferrítica	Perlítica		
Mg	0,03 – 0,05	-	-	Desoxidante, dessulfurizador, faz com que o carbono forme nódulos. Diminui a temperatura eutética metaestável.	Alto teor promove defeitos de escória e carbonetos, baixa quantidade de grafita compacta. Desaparece em alta temperatura. Diminui a temperatura eutética estável.
Ce	Até 0,01	-	-	Desoxidante, dessulfurizador, faz com que o carbono forme nódulos. Diminui a temperatura eutética metaestável. Possui fading mais lento que o Mg	O Mg comparado ao Ce é mais adaptável e econômico. Promove a grafita <i>chunky</i> em seções grossas. É um forte formador de carbonetos se usado em excesso. Diminui a temperatura eutética.
Ba	<0,01	-	-	Aumenta a contagem de nódulos. Otimiza a inoculação.	-

Os elementos químicos denominados como deletérios ou antiesferoidizantes, como também são conhecidos, Tabela 3, são os elementos que atuam de modo a prejudicar a geometria da grafita. Estes elementos devem ser evitados ou controlados em baixas concentrações para se obter um FFN com ótimo grau de nodularidade que é o parâmetro morfológico que compara a forma da grafita a um círculo perfeito. Estes elementos são geralmente incorporados à carga metálica por meio da adição de sucatas de aços ligados.

Tabela 3 -Elementos deletérios a serem evitados em FFN [30].

Elementos deletérios					
Elemento	Concentração típica (%p)	Concentração máxima para Matriz (%)		Efeito benéfico	Efeito negativo na morfologia da grafita
		Ferrítica	Perlítica		
Te	<0,005	<0,02	<0,02	Em 0,002% reduz a tendência de formar rechupe em peças fundidas finas. Melhora a nodularidade em seções grossas. O teor de Te é reduzido durante a fusão, para que não haja risco de acumulação indesejada.	Promove a degeneração dos nódulos na ausência de terras raras. Formador de carbonetos
Al	0,003-0,06	<0,05	<0,05	É um desoxidante. Aumenta a temperatura eutética estável. Diminui a temperatura eutética metaestável.	Promove a porosidade e a formação de escória. Promove a grafita vermicular. Seu efeito é efeito maior em seções grossas
Ti	<0,07	<0,03	<0,07	Deve ser mantido o mais baixo possível	Formador de carbonetos. Promove grafita vermicular e aumenta a TEM
Pb	<0,002	<0,002	<0,002	Deve ser mantido o mais baixo possível	Promove a grafita não esferoidal e é formador de carbonetos

Os elementos químicos que atuam na promoção da perlita e carbonetos na matriz metálica, Tabela 4, são denominados, elementos perlitizantes. A incorporação desses elementos na carga metálica depende da aplicação do produto, podendo ser indispensáveis ou indesejáveis, caso o objetivo seja a fabricação de FFN de matriz Ferrítica com maior alongamento, sendo que para este caso, as concentrações desses elementos devem ser mantidas mais baixas possíveis.

Tabela 4 -Elementos Perlitizantes tipicamente empregados em FFN perlíticos.
[30]

Elementos perlitizantes					
Elemento	Concentração típica (%p)	Concentração máxima para Matriz (%)		Efeito benéfico	Efeito negativo na morfologia da grafita
		Ferrítica	Perlítica		
Cr	<0,05	<0,04	<0,1	Aumenta a resistência a tração	Em altas concentrações, promove carbonetos resistentes ao recozimento. Aumenta a TEM
V	<0,03	<0,04	<0,05	Leve promovedor de perlita	Segrega positivamente. Forte coquilhamento e formador de carbonetos. Retarda o recozimento. Aumenta a TEM
Mn	0,0-1,2	<0,2	<1,0	Aumenta a resistência a tração	Promovedor de carbonetos Afeta a nucleação Aumenta a TEM

Os elementos químicos que são adicionados intencionalmente de forma a melhorar alguma propriedade específica do FFN são denominados elementos de liga, Tabela 5. São incorporados à carga metálica por meio da adição de ferros-ligas.

Tabela 5 - Elementos de liga tipicamente empregados em FFN [30].

Elementos de liga					
Elemento	Concentração típica (%p)	Concentração máxima para Matriz (%)		Efeito benéfico	Efeito negativo na morfologia da grafita
		Ferrítica	Perlítica		
Ni	0,01-2,00	Mais baixo possível	-	Promove a perlita Reduz o coquilhamento Aumenta a TEE	Segrega negativamente
Cu	0,01-0,9	0,03	-	Promove a perlita	Refina a perlita fracamente
Mo	0,01-0,75	<0,03	-	Promove a grafita. Combinado com Cu, Ni e Cr, proporciona um ótimo efeito de temperabilidade. Aumenta a TEE	Formador de carbonetos Segrega positivamente

Por fim, ainda há os elementos formadores de compostos gasosos, Tabela 6. Estes elementos devem ser controlados, pois em determinadas concentrações favorecem o aparecimento de porosidade e outras microestruturas indesejáveis no FFN.

Tabela 6 - Elementos formadores de compostos gasosos em FFN [30].

Elementos formadores de compostos gasosos					
Elemento	Concentração típica (%p)	Concentração máxima para Matriz (%)		Efeito benéfico	Efeito negativo na morfologia da grafita
		Ferrítica	Perlítica		
O	<50 ppm	~30 ppm	~30 ppm	-	Manter mais baixo possível. Combina com o Mg e Terras Raras formando pequenas inclusões que servem como partículas para a nucleação
H	2-15 ppm	~3 ppm	~3 ppm	-	Promove a formação de carbonetos e inclusões
N	~100 ppm	~45 ppm	-	-	Leve tendência a formação de carbonetos. Pode contribuir para a porosidade

2.2.5.2 Influência da taxa de resfriamento

A influência da taxa de resfriamento sobre a microestrutura resultante está diretamente ligada à geometria das peças fabricadas em FFN, visto que este parâmetro se relaciona à eficiência na qual o calor é extraído das peças durante o processo de solidificação no interior dos moldes, ou seja, para seções mais espessas, há menores taxas de resfriamento e para seções mais finas, altas taxas de resfriamento. Para as peças que possuem seções de diferentes espessuras, diversas taxas de resfriamento ocorrem durante o processo de solidificação de um mesmo componente [10, 31].

Segundo Vidal [10] e Bauer et al. [31], para elevadas taxas de resfriamento, verificadas em seções finas ou em regiões próximas às paredes dos moldes, não há tempo hábil para a cementita ser decomposta conforme é esperado para

reação eutética estável, sendo que nestas condições, nenhuma grafitação é esperada, ocorrendo assim a formação de Ferro Fundido Branco ou, seções coquilhadas, como são conhecidas estas estruturas.

Já para taxas de solidificação mais lentas em seções mais espessas, associadas a maiores concentrações de Silício, ocorre uma tendência à grafitação, pois há tempo para a cementsita se decompor formando perlita + grafita, ferrita + grafita ou uma microestrutura intermediária, a depender do teor de Silício. [2, 10].

Comprovando estas afirmações, Benedetti et al. [32] estudaram a influência da taxa de resfriamento nas propriedades dos FFN e concluíram que peças submetidas a altas taxas de resfriamento apresentaram propriedades de tração e fadiga compatíveis com os valores de orientação para a classe de FFN, bem como maiores tempos de solidificação (menores taxas) resultaram em menor resistência à tração, alongamento total e resistência à fadiga.

Outra variável do processo de solidificação diretamente ligada à formação microestrutural dos FFN e afetada pela taxa de resfriamento, é o super-resfriamento. Segundo Cunha [22], a intensidade da variável aumenta com o acréscimo da taxa de resfriamento, conforme indicado na Figura 14.

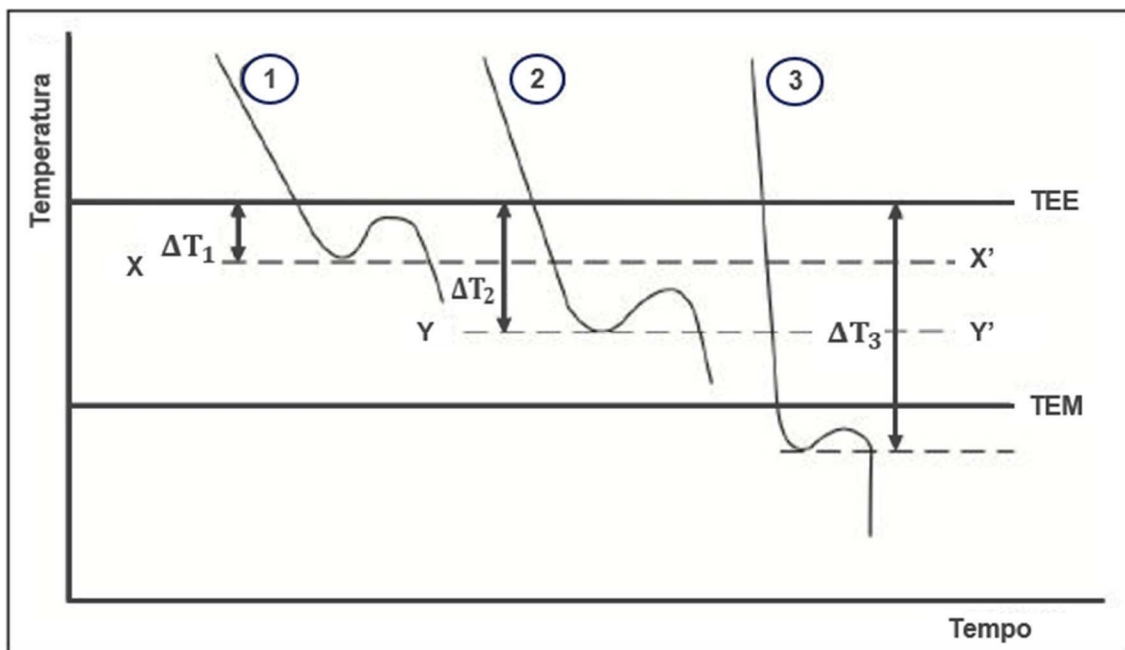


Figura 14 - Influência da taxa de resfriamento no super-resfriamento no processo de solidificação dos FFN. Adaptado de [21].

Na Figura 14 é possível ver o processo de solidificação de Ferros Fundidos avaliando três curvas de resfriamento. Para a curva de resfriamento 1, observa-se uma baixa taxa de resfriamento, pois quando a temperatura atingiu a linha do TEE, necessitou-se de um superaquecimento mínimo para iniciar o fenômeno da recalescência e posteriormente iniciar o crescimento das células eutéticas. Para a curva de resfriamento 2, que possui taxa de resfriamento superior à curva 1), a recalescência ocorreu em uma temperatura menor, em função da maior nucleação de células eutéticas e com maiores velocidades de crescimento. Por fim, a curva de resfriamento 3, possui uma taxa de resfriamento tão alta que a recalescência ocorreu abaixo da temperatura TEM, pois, a quantidade de calor retirada pelo molde foi maior que o calor liberado pelo processo de solidificação do metal, formando Cementita + Carbonetos, conforme a reação eutética metaestável.

Portanto, para se produzir FFN com ótimas resistências à tração e alongamento, deve-se ter um controle refinado sobre a taxa de resfriamento, pois com seu acréscimo, a nucleação ocorre em temperaturas menores, provocando

o aumento no número de nódulos e um refino da grafita, fator esse benéfico às propriedades. Porém, caso a taxa de resfriamento seja tão elevada ocasionado nucleação que induza o efeito da recalescência abaixo da linha do TEM, estruturas metaestáveis serão formadas, diminuindo as propriedades mecânicas dos FFN [22].

2.3 Efeito da fração, tamanho e morfologia dos nódulos nas propriedades

A morfologia, distribuição e características da grafita exercem influência determinante nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares (FFN). Fundamentado na Teoria de Concentração de Tensão de Inglis, esse comportamento pode ser compreendido através da relação evidenciada pela Equação 3, que quantifica o aumento localizado de tensões em descontinuidades [33].

$$K_T = 1 + \sqrt[2]{\frac{a}{p}} \quad (3)$$

Onde:

K_T = Fator de concentração de tensão;

a = Metade do comprimento da trinca;

p = Raio de curvatura da ponta da trinca.

Neste contexto, nódulos de reduzido diâmetro e elevada nodularidade (geometria mais próxima da esférica em análises 2D) promovem significativa melhoria nas propriedades mecânicas, uma vez que apresentam maior raio de curvatura (p), minimizando os efeitos de concentração de tensão [33].

A densidade nodular assume papel igualmente crucial no desempenho do material. Maiores densidades de nódulos não apenas reduzem a probabilidade de formação de carbonetos, como também garantem melhor comportamento da matriz metálica [34]. O processo de solidificação deve ser cuidadosamente controlado para assegurar alta nodularidade, pois conforme demonstrado por

Inglis, partículas com geometria irregular (com menores valores de ρ) atuam como intensos concentradores de tensão, gerando gradientes locais que comprometem a integridade mecânica do componente [33].

Estes princípios fundamentam as práticas industriais de produção de FFN, onde o controle de parâmetros como tratamento com magnésio, taxa de resfriamento e composição química visa otimizar a nodularidade e distribuição da grafita. A aplicação sistemática da teoria de Inglis permite correlacionar características microestruturais com desempenho mecânico, fornecendo base científica para o desenvolvimento de ligas com propriedades mecânicas superiores e maior confiabilidade estrutural [34].

Para padronizar o formato da grafita, as normas ISO 16112:2017 [35] e ISO 945-4-2011 [36] propuseram Fatores de Formato de Esférico (RSF) para cada tipo de grafita possível (Figura 15), sendo que a faixa varia da lamelar (Quando a razão entre sua forma e a de um círculo perfeito $< 0,1$) até a nodular (Quando a razão entre sua forma e a de um círculo perfeito $= 1$) [37].

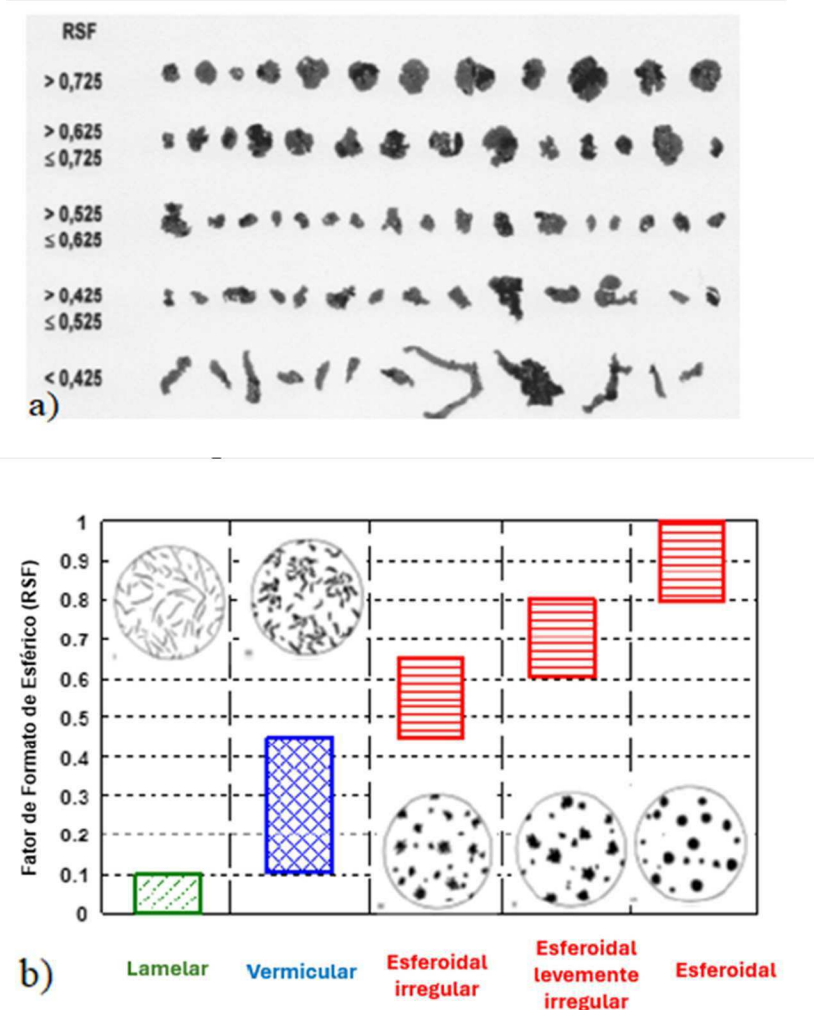


Figura 15 - Diferentes abordagens Padrão de classificação de grafita: a) RSF da grafita de acordo com a ISO 16112:2017 [27]. b) RSF da grafita de acordo com ISO 945-4-2019. Adaptado de [38].

A relação entre estes parâmetros morfológicos com as propriedades mecânicas dos FFN podem ser observadas em diversos estudos publicados recentemente.

Wang et al. [21], publicaram em 2019 um artigo que objetivou avaliar o efeito da nodularidade nas propriedades mecânicas do FFN. Conforme evidenciado na Figura 16, os autores concluíram que a nodularidade e as propriedades mecânicas, resistência a tração, alongamento até a ruptura e energia de impacto, apresentaram uma consistente relação linear.

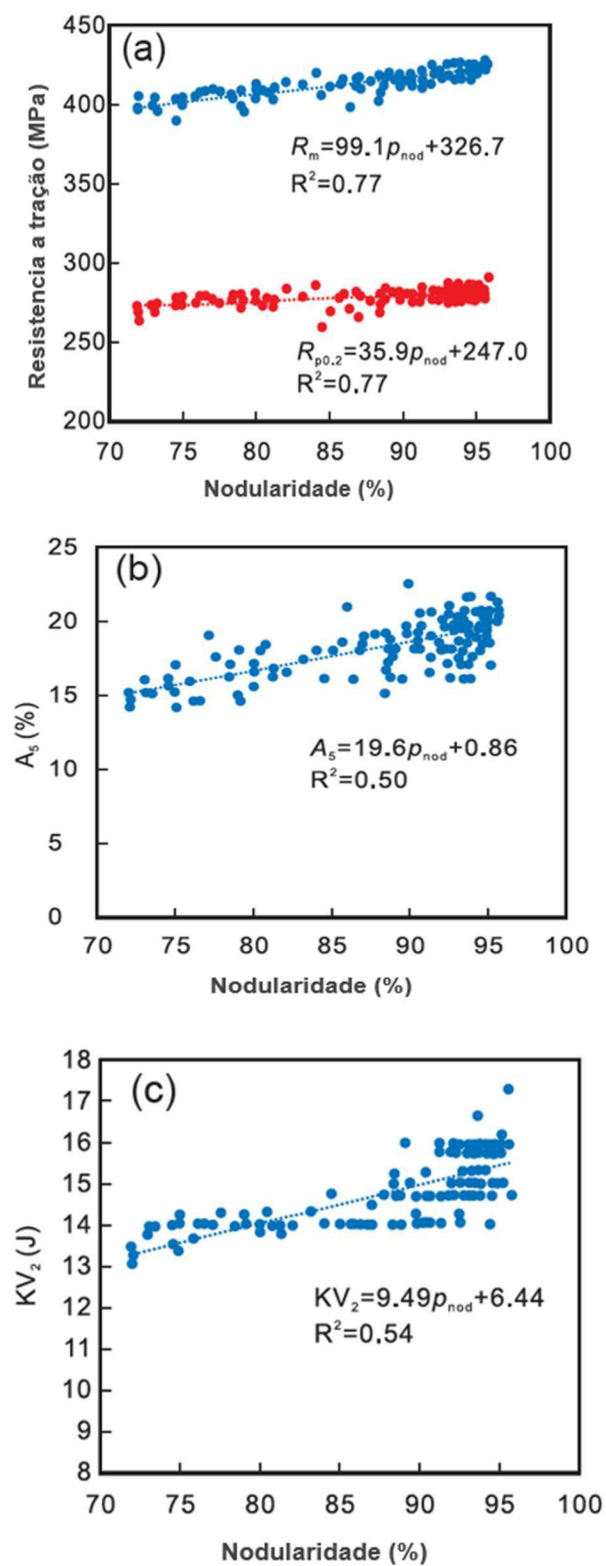


Figura 16 - Relação entre as propriedades mecânicas do FGN contendo 3,65% C, 2,56% Si e 0,18% Mn. (a) Efeito da nodularidade na resistência mecânica. (b)

Efeito da nodularidade no alongamento na fratura. (c) Efeito da nodularidade na energia de impacto. Adaptado de [21].

Já Benedetti et al [32], estudaram o efeito da morfologia da grafita na propagação de trincas nos FFN e constaram que a presença de grafita grosseira atua como mecanismo retardador do crescimento da trinca, pois sua presença influencia o crescimento da trinca por fadiga através de mecanismos de retardamento do crescimento da trinca induzidos pela rugosidade e fechamento da trinca. Quanto à fração de nódulos, C. Liu et al [39], constataram que o aumento da intensidade deste parâmetro traz um acréscimo considerável ao alongamento na fratura do FFN (Tabela 7), pois a maior quantidade de nódulos de grafita aliviaram a concentração de tensão durante os testes de tração, fornecendo assim maior plasticidade ao material. Porém, constataram também um grande decréscimo de condutividade térmica (Tabela 8) e este efeito é explicado pela maior concentração de C presente no material, que é um elemento que possui baixa condutividade.

Tabela 7 - Influência da quantidade e tamanho dos nódulos nas propriedades mecânicas de um FFN de composição, 3,65% C, 2,56% Si, 0,5% Mn, 0,03% Mg [39].

Amostras de FFN Ferrítico	Resistência a tração (MPa)	Alongamento na fratura (%)
FFN Ferrítico com 100 nod/ mm²	432 ±3	12,5 ± 0,4
FFN Ferrítico com 150 nod/ mm²	430 ± 4	19,1 ± 0,6
FFN Ferrítico com 300 nod/ mm²	446 ± 4	24,5 ± 0,8

Tabela 8 - Influência da quantidade e tamanho dos nódulos na condutividade térmica de um FFN de composição, 3,65% C, 2,56% Si, 0,5% Mn, 0,03% Mg [39].

Amostras de FFN Ferrítico	Condutividade térmica experimental em temperatura ambiente ($W.m^{-1}K^{-1}$)	Diferença entre a Condutividade térmica experimental e teórica ($W.m^{-1}K^{-1}$)
FFN Ferrítico com 100 nod/ mm ²	30,692 ± 0,0350	0,98
FFN Ferrítico com 150 nod/ mm ²	30,481 ± 0,0281	1,129
FFN Ferrítico com 300 nod/ mm ²	29,690 ± 0,0279	1,192

Alonso et al. [40] estudaram a correlação entre o número de nódulos e defeitos de porosidade (Figura 17), sendo constatado que para um determinado FFN, quanto maior quantidade de nódulos existente em sua microestrutura, menor a concentração de defeitos de porosidade.

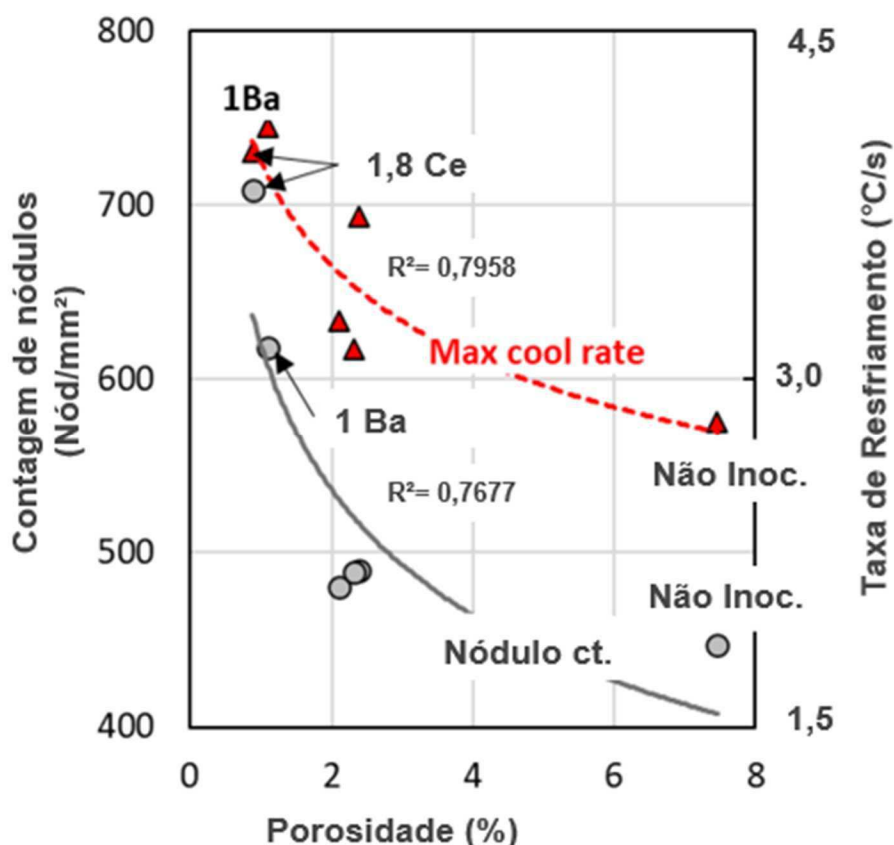


Figura 17 - Influência da quantidade de nódulos no surgimento de defeitos de porosidade nos FFN de composição 3,38% C, 4,08% Si, 0,18% Mn, 0,014% P, 0,007% S, 0,044% Cr e 0,042% Mg, produzidos sem inoculação e com diferentes tipos de inoculantes. Adaptado de [40].

Portanto, o controle do processo de fabricação torna-se fundamental para obtenção de FFNs de alto desempenho. Para promover a otimização destes parâmetros, a técnica de inoculação é empregada. A técnica consiste na adição controlada de ligas compostas por Fe-Si e outros elementos de terras raras, como Ce, Ca, Al e Bi, com granulometrias específicas, com o objetivo de controlar momentaneamente o super-resfriamento durante a solidificação.

Alonso et al. [40] também estudaram o efeito do fenômeno da inoculação na fração de nódulos e concluíram que sua intensidade aumenta em FFN processados dependendo do tipo de inoculante, conforme evidenciado na Figura 18.

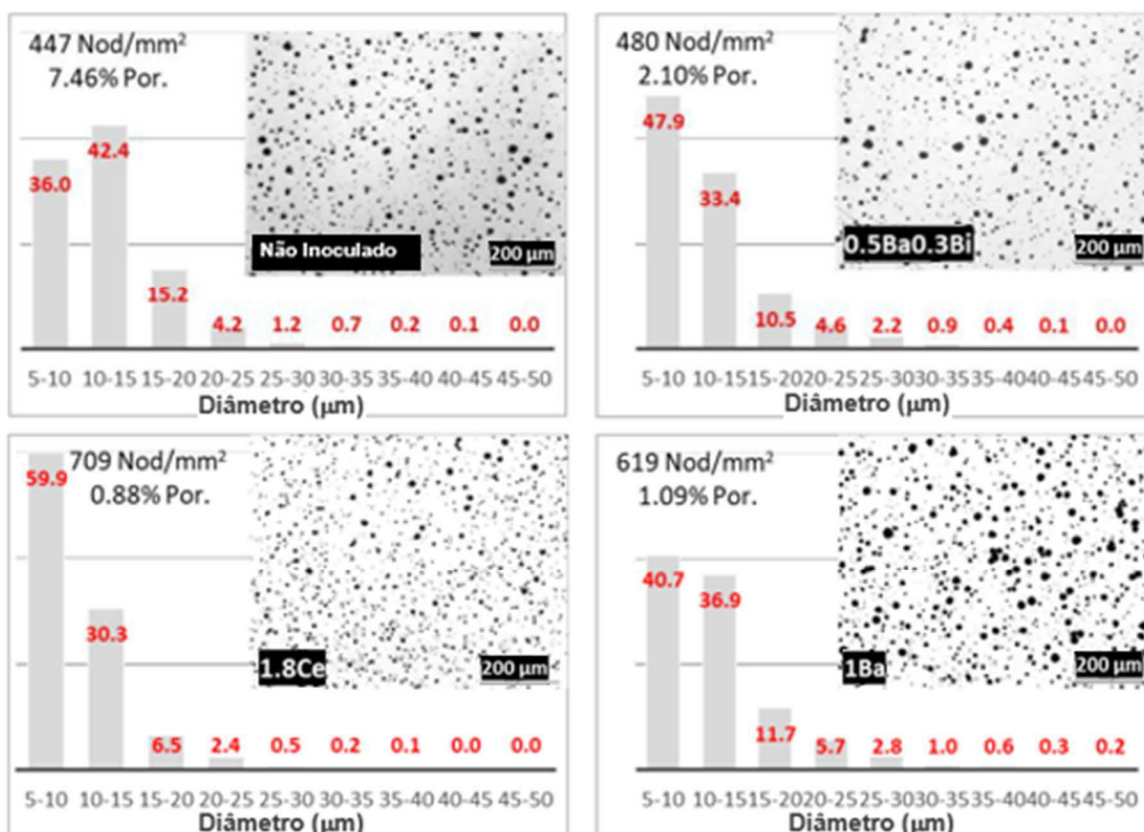


Figura 18 - Influência da inoculação e tipo do inoculante na contagem de nódulos de um FFN de composição, 3,73% C, 2,53% Si e 0,23% Mn. Adaptado de [40].

2.3.1 Técnicas de caracterização dos nódulos de grafita

Conforme dito anteriormente, a nodularidade da grafita e a quantidade de nódulos por área, são parâmetros morfológicos de suma importância para as propriedades finais dos FFN. Mediante a isto, realizar a padronização entre as especificações técnicas das peças e estes parâmetros, em um ponto ótimo de desempenho, se tornou crucial para viabilidade técnica e econômica de sua produção. Neste cenário, as técnicas de caracterização se tornam cruciais para verificar o atendimento aos padrões, que são por muitas vezes, pré-requisitos impostos por clientes ou órgãos normativos [29].

Segundo Friess et al. [37], durante décadas os parâmetros morfológicos da grafita eram avaliados mediante a comparação visual entre as imagens obtidas via microscopia, com outras de referência padronizadas e ambas com a mesma ampliação, preferencialmente em 100x de magnificação. Porém, este método

não é o mais assertivo e quantitativo, visto que se baseia apenas na avaliação subjetiva de um indivíduo e não em dados matemáticos.

Desde o surgimento da tecnologia da informática, a análise de imagens digitais se consolidou como metodologia mais assertiva para caracterização microestrutural dos FFN, sendo que, atualmente, a técnica é empregada em diversas fundições [37]. Os softwares ImageJ e LAMOS são muito utilizados para este propósito, visto que se fundamentam na comparação matemática entre os pixels de imagens e um padrão definido pelo usuário.

Desta forma, medidas adquiridas e os dados estatísticos gerados por meio desta metodologia são mais representativos e aceitos, visto que não dependem da experiência do analisador, mas sim da lógica programada no algoritmo [37].

Riposan et al. [38] avaliaram a nodularidade da grafita de um FFN contendo 3,3% C, 4,55% Si, 0,22% Mn, por meio da análise de imagens. O objetivo do estudo foi avaliar o grau de nodularidade (NG) realizado por meio das equações 3 e 4 dispostas nas normas ISO 161112:2017 (NG1) e ISO 945-4-2019 (NG2), que conforme referido no item 2.3, consideram a relação perimetral entre a grafita e um círculo perfeito com a substituição do fator RSF, pelo fator SSF (Fator de formato esférico), que considera outros parâmetros de forma, que são eles: A área da grafita (AG), seu tamanho máximo e seu perímetro real (Pr), conforme equações 4, 5, 6, e 7, e representados pela Figura 19.

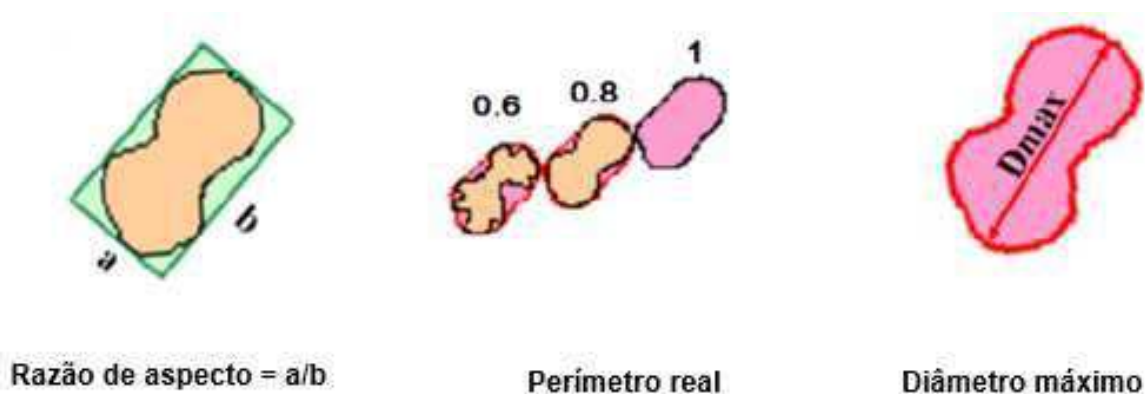


Figura 19 - Parâmetros de forma e tamanho da grafita. Adaptado de [36].

$$NG_1 = [(\sum A_{NG} + 1/2 \sum A_{IG}) / \sum A_{TOT}] * 100 (\%) \quad (4)$$

Onde:

A_{NG} = Área de partículas nodulares (RSF = 0,625 – 1,0);

A_{IG} = Área de partículas compactas (RSF = 0,525 – 0,625);

A_{TOT} = Área total de todas as partículas.

$$NG_2 = [(\sum A_{NG (RSF \geq 0,8)} + 0,9 \sum A_{NG (RSF 0,6-0,8)}) / \sum A_{TOT}] * 100 (\%) \quad (5)$$

Onde:

$A_{NG (RSF \geq 0,8)}$ = Área de partículas nodulares (RSF = 0,625 – 1,0);

$A_{NG (RSF 0,6-0,8)}$ = Área de partículas compactas (RSF = 0,525 – 0,625);

A_{TOT} = Área total de toda as partículas.

$$NG_3 = [(\sum A_{NG (SSF \geq 0,8)} + 0,9 \sum A_{NG (SSF 0,6-0,8)}) / \sum A_{TOT}] * 100 (\%) \quad (6)$$

$$SSF = 4\pi A_{NG} / Pr^2 \quad (7)$$

Onde:

SSF = Fator de formato esférico;

Pr = Perímetro real.

Riposan et al. [38] concluíram que a equação 6 (NG_3) é a mais bem aplicada para FFN com alta concentração de Si, devido à melhor convergência dos resultados com os dados experimentais.

2.4 TOPSIS

O método TOPSIS (Technique for Order Preference by Similarity to Ideal Solution) foi proposto inicialmente por Hwang e Yoon em 1981 como uma ferramenta de apoio à tomada de decisão multicritério [19]. Este método se baseia no conceito de que a melhor alternativa deve estar simultaneamente mais próxima da solução ideal positiva e mais distante da solução ideal negativa [41]. A solução ideal positiva representa a alternativa que maximiza os critérios benéficos e minimiza os critérios custosos, enquanto a solução ideal negativa apresenta o comportamento oposto [19].

Na literatura especializada, observa-se que o TOPSIS tem sido amplamente aplicado em problemas de Engenharia de Materiais. Pesquisadores como Chatterjee et al. [42] aplicaram o método para avaliação de desempenho de ligas metálicas.

Dessa forma, observa-se que o TOPSIS se destaca como uma ferramenta robusta e eficaz na análise e comparação de alternativas em contextos complexos e multicriteriais, como os encontrados na Engenharia de Materiais. Sua estrutura metodológica clara, baseada na proximidade relativa das soluções ideais, permite uma avaliação objetiva das opções disponíveis, mesmo diante de múltiplos critérios conflitantes. Além disso, o fato de o método não exigir parâmetros estatísticos complexos e ser de fácil implementação computacional contribui para sua ampla aceitação e aplicabilidade prática. Esses fatores tornam o TOPSIS uma escolha apropriada e confiável para auxiliar na tomada de decisões técnicas e estratégicas em diferentes cenários da engenharia.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental para o desenvolvimento do presente Mestrado está representada pelo fluxograma da Figura 20.

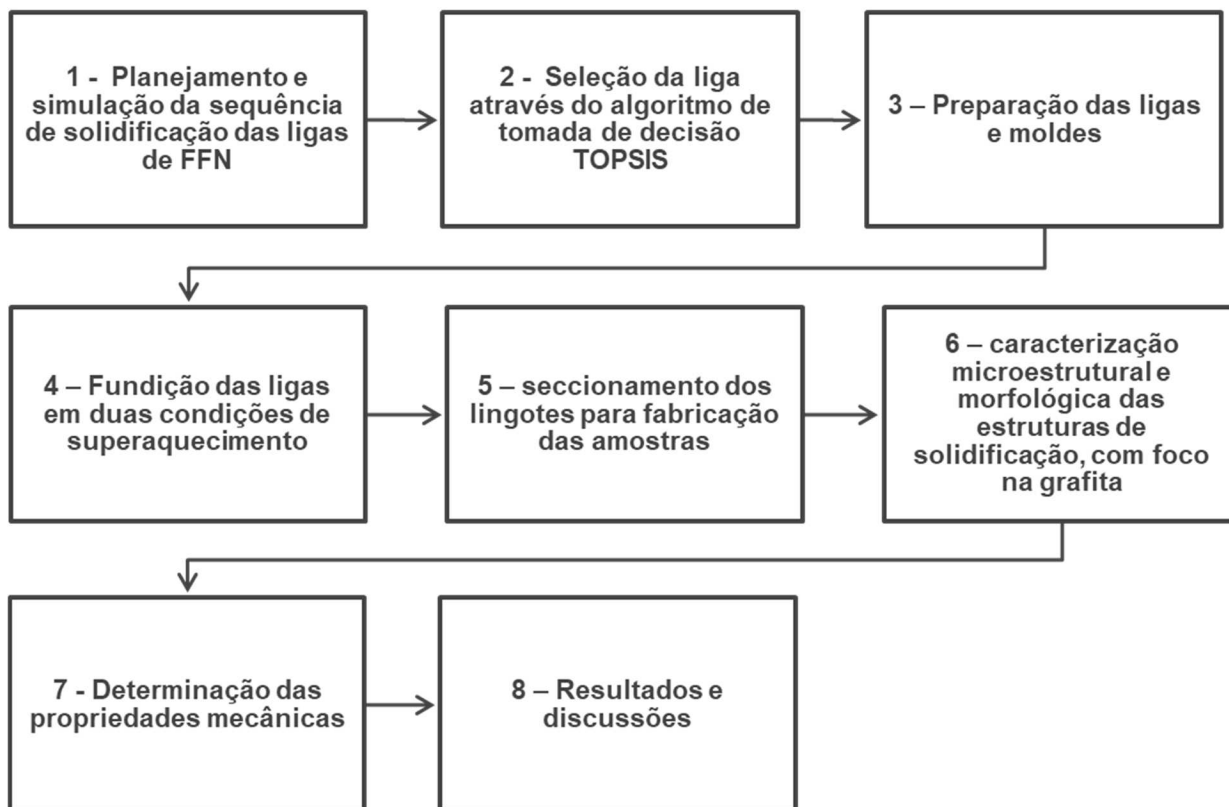


Figura 20 - Metodologia apresentada em linhas gerais conforme empregada no presente Mestrado.

Sendo:

- 1) O planejamento para seleção da liga de FFN utilizada neste estudo, o qual se iniciou através da simulação termodinâmica da sequência de solidificação de dezoito (18) composições elencadas a partir da variação das concentrações de C, Si e Mn utilizando-se do método CALPHAD. O objetivo desta etapa foi de fornecer ao algoritmo de tomada de decisão os dados de entrada (intervalo de solidificação, teor de carbono e silício, fração de carbonetos e de grafita, temperaturas de precipitação de

carbonetos, temperatura eutética, temperatura liquidus e carbono equivalente) para determinação da liga de trabalho.

- 2) Os dados adquiridos através das análises dos diagramas de propriedades das dezoito ligas obtidas por meio do CALPHAD foram inseridos em um algoritmo de tomada de decisão chamado TOPSIS (Technique for Order Preference by Similarity to Ideal Solution), que através de um ponderamento dos dados em função da influência destes nas propriedades, condição de processamento e custo do FFN, forneceu a melhor liga para a análise.
- 3) Após a seleção da liga, foi realizado a seleção das matérias primas, definição do padrão dos lingotes, moldes e equipamentos que utilizados durante o processo de fusão, bem como os parâmetros de processo.
- 4) Definição do local e execução da fundição dos lingotes conforme planejamento. Quatro condições de processamento foram avaliadas: SA1- superfície, SA1-centro, SA2-superfície e SA2-centro. SA1 refere-se a 1390 °C e a SA2 refere-se a 1450 °C;
- 5) Após a produção dos lingotes, os mesmos foram seccionados, de forma planejada, a fim de se obter amostras significativas que foram utilizadas para caracterização microestrutural e determinação de propriedades mecânicas;
- 6) As amostras seccionadas e selecionadas para caracterização microestrutural passaram pelos processos de lixamento, polimento e ataque químico a fim de se permitir visualizar a microestrutura dos FFN através das técnicas de microscopia óptica e de microscopia eletrônica de varredura. Nesta etapa, foram determinadas propriedades de distribuição e de morfologia, sendo algumas delas, fração de fases (grafita, ferrita, perlita e carbonetos), tamanho médio da grafita, contagem da grafita,

nodularidade da grafita, morfologia da grafita (razão de aspecto, fator de esfericidade, área, e perímetro real) e composição da grafita por MEV-EDS.

- 7) As amostras seccionadas e selecionadas para definição das propriedades mecânicas foram submetidas aos ensaios de tração, com o objetivo de definir o limite de resistência a tração, limite de escoamento, alongamento específico dos FFN em cada uma das 4 condições de processamento. Para determinação da dureza da matriz metálica das amostras, foi utilizado a equação CMMH, que determina a propriedade com base na composição química da fase.
- 8) Os resultados obtidos através das análises e ensaios em cada condição de processamento foram analisados de forma estruturada e correlacionada com dados disponíveis na literatura, objetivando investigar a influência das variáveis térmicas na morfologia e nas propriedades mecânicas dos FFN.

3.1 Simulações termodinâmicas utilizando o software Thermo-calc® via método CALPHAD

Para seleção do FFN a ser utilizada no estudo foi utilizado um software de simulação termodinâmica chamado Thermo-Calc® com a base de dados TCFE7, utilizando o método CALPHAD [43, 44] com o objetivo de prever as fases formadas através da análise do diagrama de propriedades, observando a sequência de solidificação das ligas elencadas como promissoras para o estudo. O objetivo principal desta etapa foi de fornecer os dados de entrada necessários (intervalo de solidificação, teor de carbono e silício, fração de carbonetos e grafita, temperaturas de precipitação de carbonetos, eutética, liquidus e carbono equivalente) para o algoritmo de tomada de decisão TOPSIS, e selecionar a liga mais adequada para o projeto. As ligas que serviram de insumo são ligas comerciais de FFN e obtidas através da variação dos elementos C (3,3%, 3,6%

e 3,9%), Si (2,5%, 2,7% e 2,9 %p), Mn (0,2%p e 0,4%p), sendo determinadas da seguinte forma:

- 1) Primeiro foi montada uma matriz 3x3 variando-se as concentrações de C e Si, conforme Figura 21.

	Si1	Si2	Si3
C1	A	B	C
C2	D	E	F
C3	G	H	I

Figura 21 - Matriz 3x3 para determinação das combinações possíveis de C e Si no estudo CALPHAD dos FFNs.

- 2) Após, foi montada uma matriz 9x2 variando-se os resultados obtidos das combinações C e Si, com dois teores de Mn, conforme Figura 22.

	Mn 1	Mn 2
A	A1	A2
B	B1	B2
C	C1	C2
D	D1	D2
E	E1	E2
F	F1	F2
G	G1	G2
H	H1	H2
I	I1	I2

Figura 22 - Matriz 9x2 para determinação das composições possíveis de C, Si e Mn no estudo CALPHAD dos FFNs.

Ao total, foram utilizadas dezoito (18) composições de FFN para os cálculos termodinâmicos. A Tabela 9 apresenta as composições utilizadas para o estudo.

Tabela 9 - Ligas selecionadas para o presente estudo.

Composição química			
Liga	C	Si	Mn
A1	3,3	2,5	0,2

A2	3,3	2,5	0,4
B1	3,3	2,7	0,2
B2	3,3	2,7	0,4
C1	3,3	2,9	0,2
C2	3,3	2,9	0,4
D1	3,6	2,5	0,2
D2	3,6	2,5	0,4
E1	3,6	2,7	0,2
E2	3,6	2,7	0,4
F1	3,6	2,9	0,2
F2	3,6	2,9	0,4
G1	3,9	2,5	0,2
G2	3,9	2,5	0,4
H1	3,9	2,7	0,2
H2	3,9	2,7	0,4
I1	3,9	2,9	0,2
I2	3,9	2,9	0,4

A variação nos conteúdos de elementos apresentados na Tabela 9 é bastante aceitável. De acordo com Song et al.[45], o teor de carbono em ferro fundido dúctil de seção espessa (como é o caso aqui) é tipicamente controlado entre 3,5 e 3,9% em peso. Esse intervalo garante boa fluidez e lubrificação, o que facilita o preenchimento do molde. No entanto, se o teor de carbono exceder 3,9% em peso, a plasticidade e a tenacidade podem ser significativamente reduzidas, tornando-o mais suscetível a trincas e fraturas, além de aumentar a fragilidade [46]. O teor de Si é geralmente controlado em uma ampla faixa de 1,7 a 3,8% em peso. Adicionar a quantidade certa de Si pode aumentar a dureza, resistência à tração e resistência ao escoamento. No entanto, se o teor de silício exceder 3,8% em peso, pode aumentar a temperatura de transição dúctil-frágil, levando à redução da plasticidade e da tenacidade [47].

3.2 TOPSIS

Após a aquisição dos dados através da análise no diagrama de propriedades das dezoito ligas obtidos via simulação da sequência de solidificação, os parâmetros calculados: temperatura de liquidus ($T_{liquidus}$), intervalo de solidificação, carbono equivalente (CE), %C, %Si, %Fe₃C, %fração

de grafita, temperatura de início de precipitação de carbonetos e temperatura eutética foram segregados em três blocos (em função de sua influência no processo de fabricação dos FFN), quais sejam: Desempenho, Processamento e Custo. Posteriormente, os dados foram compilados em um algoritmo de tomada de decisão chamado, TOPSIS. O algoritmo é uma técnica de seleção de dados baseada na avaliação de performance das alternativas, podendo ser elas ponderadas ou não, através da similaridade da mesma com uma solução ideal [34]. Para aplicação da técnica, foi elaborada uma planilha estruturada para atender as seguintes etapas:

- 1) Segregação dos dados em três blocos: Desempenho, Processamento e Custo.
- 2) Normalização dos dados através da Equação 8.

$$\bar{X}_i = \frac{X_i}{\sqrt{\sum_{i=1}^n X_i^2}} \quad (8)$$

Onde:

$\bar{X}_i$ = Normalizada;

X_i = Dados obtidos através da simulação termodinâmica.

- 3) Ponderamento dos dados conforme Equação 9.

$$V = \bar{X}_i \times W \quad (9)$$

Onde:

V = Ponderada;

W = Peso.

- 4) Definir os valores dos extremos (pior e melhor valor) para cada dado.

Para definição dos extremos relacionados aos parâmetros calculados via CALPHAD sobre custo, processamento e desempenho de ligas de FFN, foram adotados os seguintes conceitos: Aumentar a temperatura Liquidus eleva o

tempo de processamento, enquanto reduzi-la melhora a eficiência operacional e a otimização de custos. Um intervalo de solidificação mais curto aumenta a produtividade, reduz os custos de fabricação e melhora a eficiência do processamento, enquanto intervalos mais longos estabilizam as estruturas de grafita, melhorando as propriedades mecânicas. Um maior carbono equivalente (CE) aumenta os custos devido à necessidade de mais carbono e/ou silício e estende o tempo de processamento devido ao aumento da viscosidade, sem afetar o desempenho, desde controlada a grafita. O maior teor de carbono (até 3,9% em peso) melhora as propriedades mecânicas promovendo a precipitação da grafita, enquanto o maior teor de silício (até 3% em peso) também favorece a formação de grafita. Uma menor fração de Fe_3C melhora as propriedades mecânicas (especialmente a ductilidade) ao reduzir a formação de carbonetos. Uma maior fração de grafita (até um certo limite) melhora as propriedades mecânicas ao aumentar a ductilidade e a resistência à tração. A formação de carbonetos é prejudicial de modo geral, e temperaturas de precipitação mais baixas resultam em melhores propriedades mecânicas ao produzir uma microestrutura mais equilibrada, com precipitados mais refinados. Uma temperatura eutética mais baixa pode melhorar a estrutura de solidificação, levando a uma grafita mais fina e propriedades mecânicas superiores.

5) Calcular a distância Euclidiana do melhor valor através da equação 10.

$$S_i^+ = \left[\sum_{j=1}^m (V - V_j)^2 \right]^{0,5} \quad (10)$$

Onde:

S_i^+ = Distância Euclidiana do melhor valor;

V_j = Melhor valor.

6) Calcular a distância Euclidiana do pior valor através da Equação 11.

$$S_i^- = \left[\sum_{j=1}^m (V - V_i)^2 \right]^{0,5} \quad (11)$$

Onde:

S_i^- = Distância Euclidiana do pior valor;

V_i = Pior valor.

7) Calcular a performance através da Equação 12.

$$P_i = \frac{s_i^-}{s_i^+ + s_i^-} \quad (12)$$

Onde:

P_i = Performance.

A liga com maior performance, no cenário, 50% de ponderamento para o parâmetro desempenho, 25% para custo e 25% para processamento, foi a escolhida para a continuidade do estudo envolvendo análise macroestrutural e propriedades de tração.

3.3 Materiais utilizados e preparação da liga

As amostras de FFN utilizadas neste Mestrado foram fundidas em um forno de indução elétrica, modelo Duraline Coreless, de capacidade de 1,0 ton e taxa de fusão de 1,5 ton/h, 600 kW, do fabricante Inductotherm e situado na planta industrial da Fischer Indústria mecânica LTDA, na cidade de Rio Claro, São Paulo. A composição da carga metálica foi preparada utilizando 60%p de ferro gusa alto silício (3,82% C, 1,80% Si, 0,03% Mn, 0,01% S e 0,09% P), 17,5% de sucata de aço SAE 1045 (0,45% C, 0,253% Si, 0,698% Mn, 0,01% S e 0,02% P), e 22,5%p de retornos dos canais de FFN produzidos anteriormente (3,65% C, 2,9% Si, 0,25% Mn, 0,01% S e 0,07% P). Para correção das concentrações de C e Si foram adicionados, grafite 99%C e liga metálica de 75% Fe e 25% Si.

O tratamento de nodularização foi realizado em um cadinho rotativo do tipo apito, com capacidade de 200 kg. A liga utilizada para o processo foi a liga de Magnésio nº1 (44% Fe, 44% Si, 9% Mg, 2% Ca e 1% Al), com granulometria de 2 mm a 6 mm, ocupando 1,4% do volume do cadinho tipo apito.

O processo de inoculação foi realizado logo após o processo de nodularização em um cadinho de vazamento de capacidade de 200 kg. O inoculante utilizado é composto por Fe-Si-Ca-Al-Bi-terras raras, com granulometria de 0,3 mm a 1 mm e concentração de 0,6% do volume do cadinho de vazamento.

3.4 Escolha e preparação dos moldes, e dos parâmetros de processo

Os moldes foram fabricados a partir da mistura entre areia e resinas fenol-uretânicas e a cavidade que deu forma às amostras foi baseada no bloco tipo Y, conforme indicado na ASTM A 536-4 standard [48] (Figura 23). Para a pesquisa foram escolhidos dois níveis de superaquecimento (1390 °C e 1450°C) baseados no processo de fabricação de FFN da empresa sediadora do estudo. A intensidade de cada SA foi escolhida a partir das temperaturas de vazamento máxima e mínima padronizadas pela própria indústria.

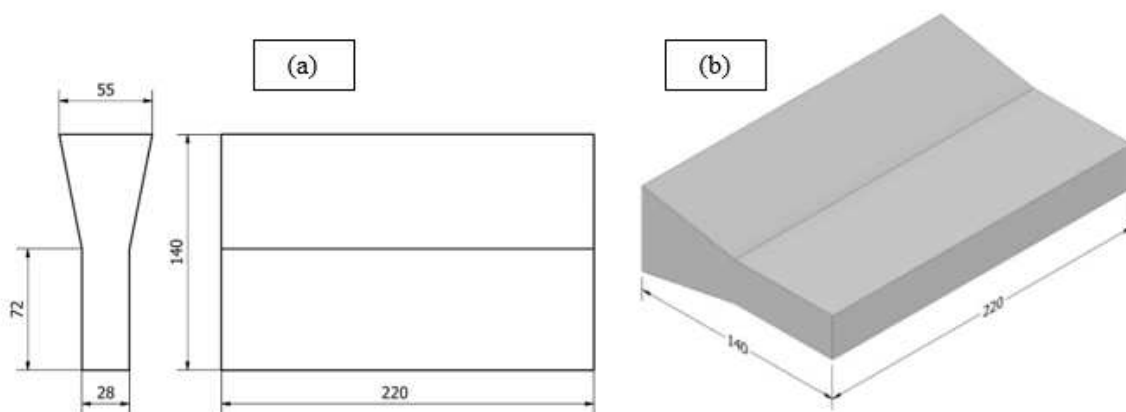


Figura 23 - (a) Geometria e (b) vista em perspectiva do bloco do tipo Y. Dimensões em mm.

3.5 Fundição das amostras

O processo de fabricação das amostras foi realizado na planta industrial de uma fundição de ferro fundido, localizada na cidade de Rio Claro, São Paulo. Durante o vazamento, a temperatura das amostras foi aferida através de um pirômetro com sensor tipo S, fornecida pelo fabricante ITALTERM. As amostras foram retiradas da massa de um fundido tratado (adição de ligas ferro-magnésio)

e inoculado (adição de ligas Fe-Si-Ca-Ba-terras raras), a fim de não permitir variações de processo nessas etapas, visto que as mesmas são sensíveis durante o processo de fabricação. As medições de temperatura foram realizadas no momento do vazamento para enchimento de cada molde, garantindo assim a baixa variação de temperatura em função da perda de calor para o meio.

Durante a fabricação, os métodos de enchimento do forno e posterior processo de vazamento foram conforme previstos nos procedimentos operacionais da empresa, respeitando os critérios de segurança.

3.6 Seccionamento dos lingotes

Para aquisição das amostras, as quais foram posteriormente caracterizadas a fim de se investigar as propriedades dos FFN produzidos em diferentes condições de superaquecimento, a região de interesse foi separada do massalote utilizando uma serra de fita, modelo FM 500 do fabricante Franho, alocada na oficina mecânica (DEMa-UFSCar), conforme esquematização indicada na Figura 24.

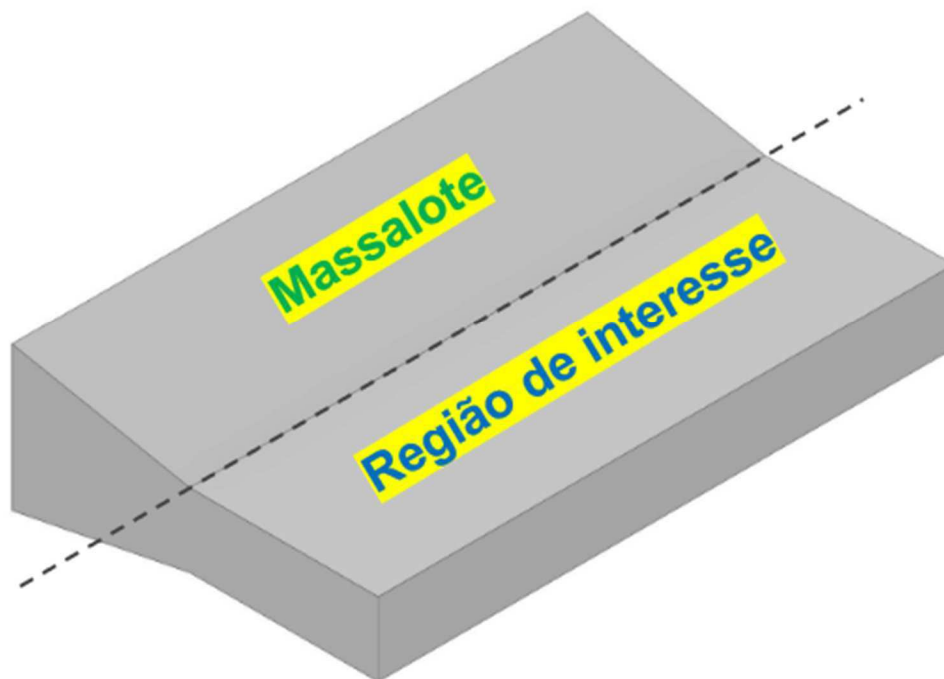


Figura 24 - Esquematização da região de interesse para caracterização do FFN de interesse.

Após a separação, a região de interesse foi dividida em regiões denominadas como: Central (C) e superficial (S). Dessa forma, foi possível avaliar para cada SA uma região de solidificação mais rápida (superfície) e outra mais lenta (centro). A Figura 25 apresenta de forma esquemática a metodologia aplicada para retirada das amostras para as caracterizações da liga.

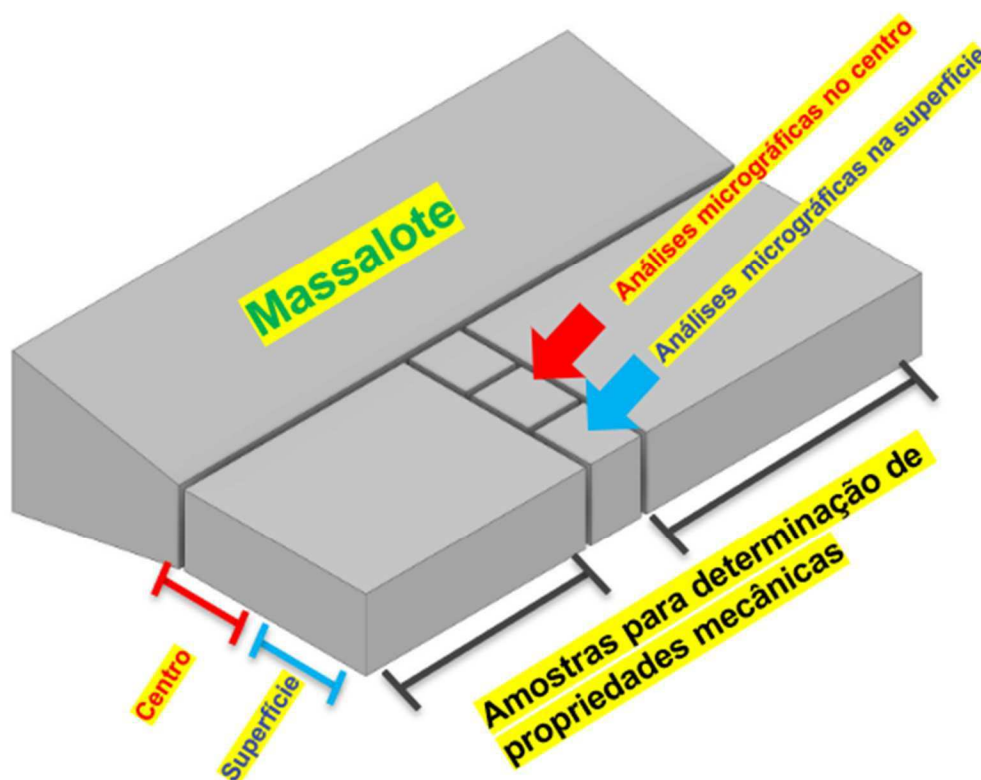


Figura 25 - Esquema de retirada das amostras a partir das regiões de interesse do FFN produzido em molde tipo Y.

3.7 Caracterização das micromorfologias de solidificação

3.7.1 Preparação das amostras

Para a caracterização microestrutural, as amostras retiradas das regiões de interesse dos blocos tipo Y passaram pelos processos de embutimento, lixamento e polimento para permitir a análise através da técnica de microscopia óptica. O processo de lixamento iniciou-se com a lixa de granulometria 80, para retirada das marcas mais grosseiras provindas da serra de corte e, posteriormente, foram utilizadas as lixas, 120, 320, 400, 600, 1000, 2000, e 5000 para refino do processo. Para o processo de polimento, foi utilizado um tecido e alumina 0,3 μm . Após aquisição de imagens para determinação dos parâmetros morfológicos da grafita indicadas no item 3.7.2, as amostras foram atacadas com

uma solução de Nital 2% (HNO_3 + 98ml Álcool Etílico), com o objetivo de revelar a microestrutura da matriz metálica e determinar a fração de seus constituintes conforme item será descrito no item 3.7.3.

3.7.2 Determinação da fração, tamanho médio, contagem e nodularidade da grafita

Para a determinação das variáveis morfológicas: fração, tamanho médio, contagem e nodularidade da grafita em cada uma das condições, foram registradas micrografias ópticas das amostras, utilizando um microscópio óptico digital Olympus BX41M-LED com câmera Olympus LC35 acoplada, como sistema de processamento de imagens. Este equipamento está alocado no laboratório de microscopia óptica (DEMa-UFSCar). As imagens foram obtidas com resolução horizontal e vertical em 96 dpi e 2160 x 1620 pixels. As imagens que subsidiaram a investigação e determinação destas variáveis foram adquiridas com ampliação e quantidade conforme indicado na Tabela 10.

Tabela 10 - Planejamento para aquisição das imagens dos nódulos de grafita via microscopia óptica.

MICROSCOPIA ÓPTICA	
Amostra	Ampliação 50x
SA1 superfície	10 campos
SA1 centro	10 campos
SA2 superfície	10 campos
SA2 centro	10 campos
TOTAL	40 campos

Após o processo de aquisição de imagens, foi utilizado o software ImageJ, com o objetivo de realizar os tratamentos de imagem necessários para permitir quantificar os parâmetros de forma da grafita (Tabela 11), que posteriormente foram utilizados para determinação das variáveis morfológicas.

Para segmentação e quantificação dos parâmetros morfológicos via ImageJ, foi adotado o seguinte procedimento:

- i) Inicialmente calibrou-se a ferramenta com a microescala contida nas imagens realizadas via microscopia óptica (comando: *Analyze -> set scale*);
- ii) Após, foram definidos os parâmetros morfológicos (RA, Pr, SSF, RSF etc.) que foram quantificados pela ferramenta (comando: *Analyze -> Set Measurements*);
- iii) Em seguida foi definida uma área com as dimensões (*Width* = 1066, e *Height* = 742) e a posição (*X coordinate*; *Y coordinate*) representativa da imagem;
- iv) Em seguida, foi realizada a segmentação da imagem separando a grafita da matriz metálica (comando: *Image -> adjust -> Threshold*);
- v) Após, foram definidas as restrições quanto a área das partículas que participaram do estudo. O objetivo de se definir restrições no tamanho das partículas se dá em função de mitigar erros durante o processo de segregação das imagens, visto que formas que não necessariamente são grafitas podem vir a ser contabilizadas. Para o processo, as partículas iguais ou menores que $25 \mu\text{m}^2$ não foram contabilizadas (comando: *Analyze -> Analyze particle*);
- vi) Por fim, os resultados foram calculados (comando: *Analyze -> Analyze particle*).

Um exemplo de resultado dessa configuração pode ser observado na Figura 26 abaixo.

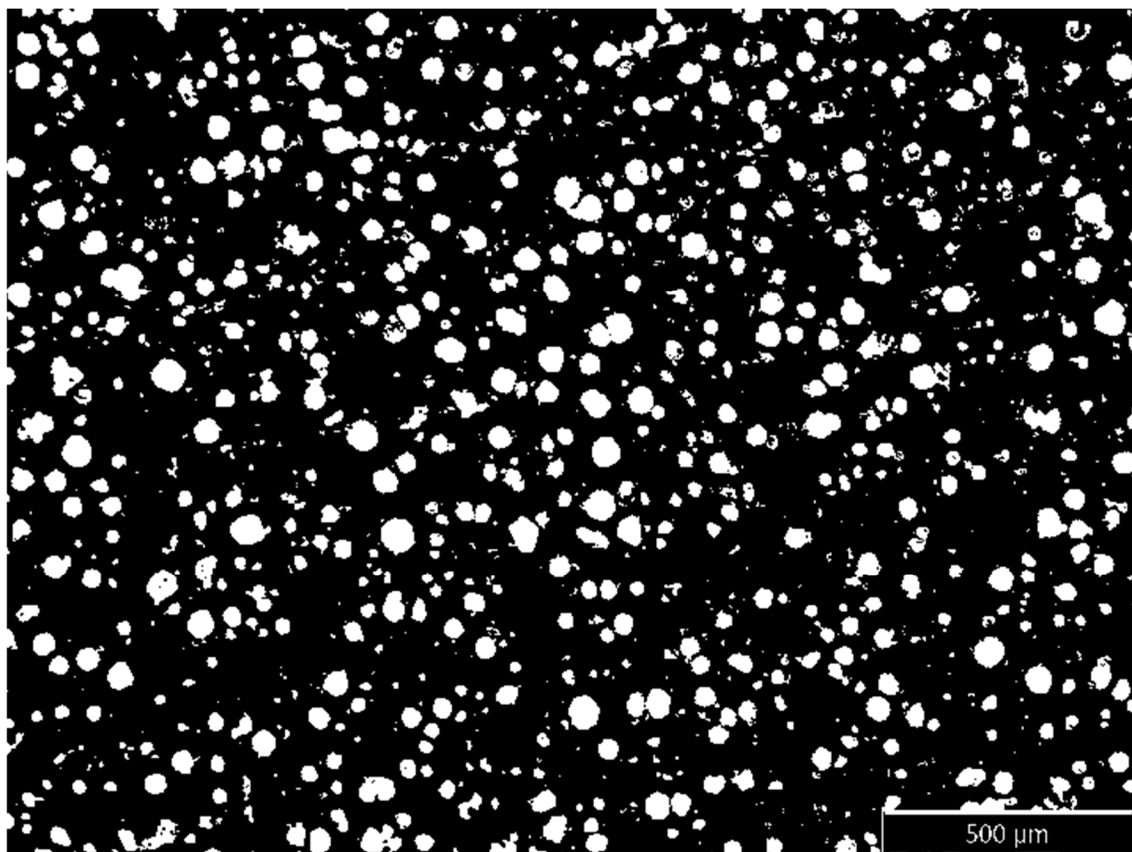
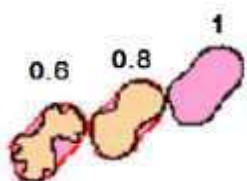


Figura 26 - Separação entre a grafita e a matriz metálica de FFN através do ImageJ.

Tabela 11 - Parâmetros morfológicos para análise da grafita.

Parâmetros de forma da grafita	
	Razão de aspecto (RA)
	Fator de esfericidade (SSF)

	Área da grafita (AG)
	Perímetro real (Pr)

Para o cálculo da nodularidade, foi utilizado o método NG_3 (Equações 5) indicada por Riposan et al. [38], que é uma adaptação do modelo indicado pela norma, ISO 945-4-2019 [36], sendo que a principal diferença é a substituição do fator RSF é pelo fator SSF. A escolha deste método, fundamenta-se no fato de que a grafita nodular, é semelhante a uma esfera em escala tridimensional, portanto, para melhor entendimento de seus efeitos nas propriedades, será avaliado sua similaridade a uma esfera perfeita.

Para determinação da fração de grafita, foi utilizado o método de proporção entre o somatório das áreas de todas as grafitas e a área total da imagem, conforme indicado na Equação 13.

$$\%G = \left(\frac{\sum A_G}{A_i} \right) * 100 \quad (13)$$

Onde:

$\%G$ = Fração de grafita;

$ATOT$ = Área todas as partículas;

A_i = Área da imagem.

Para determinação da contagem de nódulos de grafita, foi utilizado a Equação 14, que consiste na razão entre o somatório das unidades de grafitas contidas na imagem e a área total da imagem.

$$CG = \sum G / A_i \quad (14)$$

Onde:

CG = Contagem de grafita;

G = grafita;

A_i = Área da imagem.

O tamanho médio da grafita foi determinado através da área média da mesma em cada uma das condições obtidas através de análise de imagem via ImageJ, e calculado a partir da Equação 15.

$$T_m = \frac{\sum_{i=1}^n A_G i}{n} \quad (15)$$

Onde:

T_m = Tamanho médio;

n = Número de grafitas;

A_G = Área da grafita.

3.7.3 Caracterização da Matriz metálica e carbonetos

Para caracterização dos constituintes da matriz metálica (perlita e ferrita) e de possíveis carbonetos precipitados durante o processo de solidificação, as amostras foram atacadas com Nital 2%, com o objetivo de revelar a microestrutura da Matriz com seus constituintes. Em seguida foi utilizada a mesma metodologia de aquisição de imagens indicada no item 3.7.2. A quantidade de amostras e ampliação foi realizada conforme Tabela 12.

Tabela 12 - Planejamento para aquisição das imagens com foco na matriz do FFN via microscopia óptica.

MICROSCOPIA ÓPTICA	
Amostra	Ampliação 50x
SA1 superfície	10 campos
SA1 centro	10 campos
SA2 superfície	10 campos
SA2 centro	10 campos
TOTAL	40 campos

Para determinação da fração de perlita, foi utilizado o método de proporção entre o somatório das áreas de regiões onde há precipitação de perlita e a área total da imagem, conforme indicado na Equação 16.

$$\%Perl = \left(\frac{\sum A_{Perl}}{A_i} \right) * 100 \quad (16)$$

Onde:

$\%Perl$ = Fração de perlita;

A_{Perl} = Área da perlita;

A_i = Área da imagem.

Para determinação da fração de ferrita, foi utilizado o método de proporção entre o somatório das áreas de regiões onde há precipitação de ferrita e a área total da imagem, conforme indicado na Equação 17.

$$\%Fer. = \left(\frac{\sum A_{Fer}}{A_i} \right) * 100 \quad (17)$$

Onde:

$\%Fer$ = Fração de ferrita;

A_{Fer} = Área da ferrita;

A_i = Área da imagem.

3.7.4 Caracterização composicional e morfológica da grafita via microscopia eletrônica de varredura (MEV-EDS)

Para compreender os efeitos do superaquecimento na morfologia e na composição dos nódulos de grafita formados, as 4 amostras foram submetidas à análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), utilizando um microscópio eletrônico de varredura (SEM - XL 30 FEG) operando a 25 kV, com uma distância de trabalho de 12 mm e tamanho do feixe (spot size) de 4. equipamento localizado no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE-UFSCar). O objetivo desta investigação foi de observar e entender a influência do SA na redistribuição de soluto dos principais elementos que compõem o material, que são: Fe, C e Si, na formação do núcleo e na forma da grafita. Para esta análises foram investigadas aleatoriamente cinco (3) grafitas de cada condição.

As grafitas foram avaliadas pela análise por linhas de EDS, sendo estas constituídas por três (3) pontos de medição, sendo estes: i) centro, ii) 1/2R (raio) e iii) R (raio).

Para determinação das concentrações dos elementos, os resultados foram normalizados através da Equação 18.

$$C_{elem} = \frac{Méd_{elem} * 100}{\sum_i^n Méd_{elem}} \quad (18)$$

Onde:

C_{elem} = Concentração normalizada dos elementos;

$Méd_{elem}$ = Concentração média dos elementos.

Para calcular o Desvio Padrão, foi utilizada a Equação 19.

$$D_P = \sqrt{\frac{(x - \bar{x})^2}{n}} \quad (19)$$

Onde:

D_p = Desvio padrão;

x = Valor individual da concentração normalizada dos elementos;

$\bar{x}$ = Média da concentração normalizada dos elementos;

n = Quantidade amostras.

3.8 Propriedades mecânicas

3.8.1 Ensaios de Tração

Foram realizados seis (6) ensaios para cada condição de superaquecimento (1390°C e 1450°C), sendo três (3) amostras retiradas mais próxima da superfície do bloco tipo Y e três (3) ao centro, conforme ilustrado pela Figura 25. Os ensaios foram realizados em uma máquina Universal Instron 5500R, a uma taxa de deformação de 1 mm/min, em temperatura ambiente e com o uso de extensômetro óptico acoplado à máquina. O equipamento utilizado para os ensaios está localizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos (DEMa-UFSCar). Os corpos de prova foram fabricados conforme apresentado na Figura 27, seguindo as especificações da norma ASTM E8 E8M 15a [49].

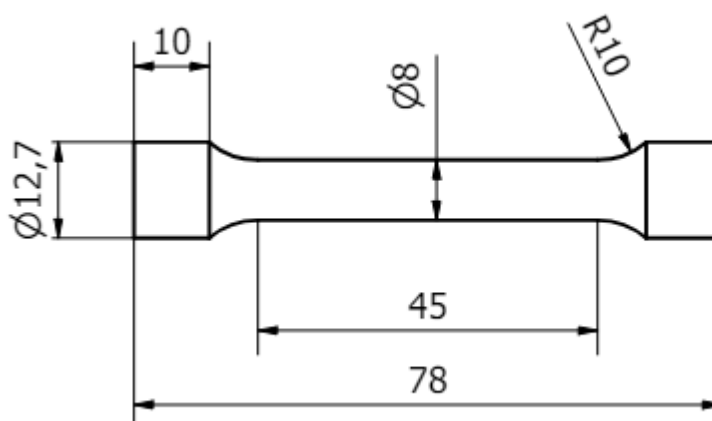


Figura 27 - Representação dos corpos de prova, empregados nos ensaios de tração, conforme norma ASTM E8 E8M 15a [49]. Dimensões em mm.

Para determinação do limite de escoamento, foi utilizado o método indicado por Garcia [50] e apresentado na Figura 28. O método consistiu em gerar o diagrama tensão (σ) – deformação de engenharia (ϵ) para cada condição (SA1-S, SA1-C, SA2-S e SA2-C), e após, construir uma linha paralela à região elástica da curva a partir de uma deformação de 0,002 ou 0,2% (n), valor típico para materiais ferrosos.

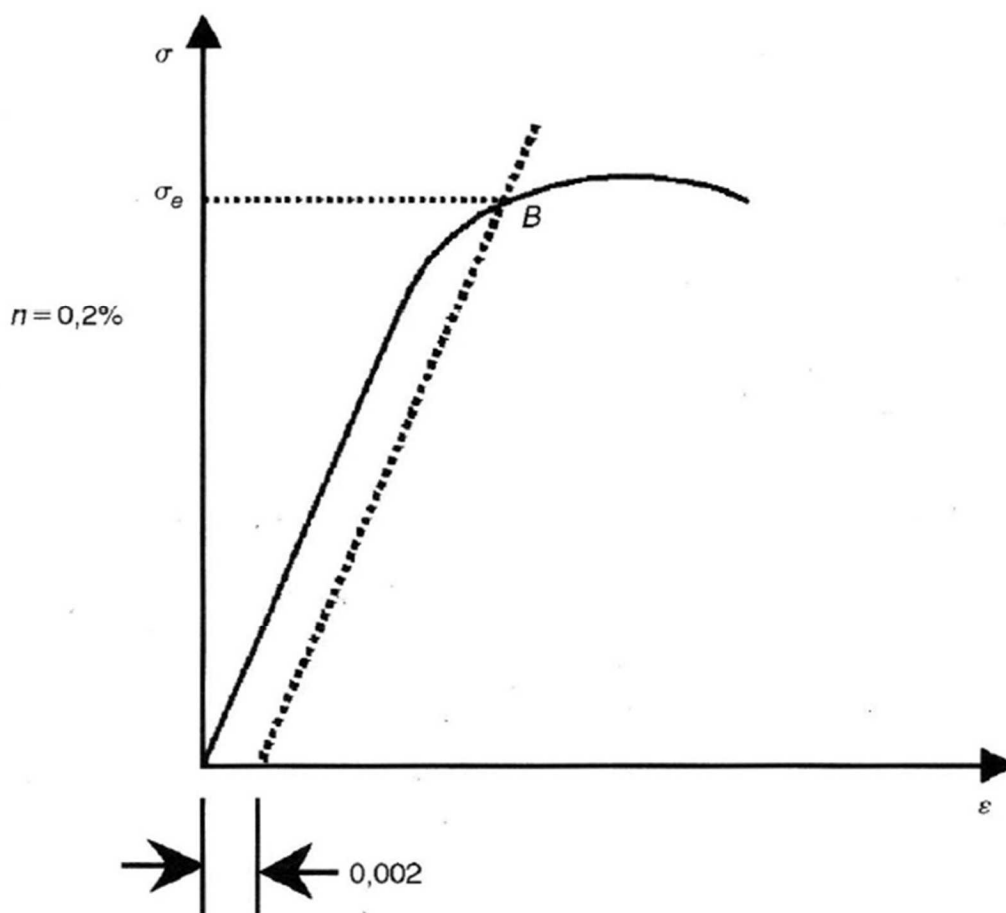


Figura 28 – Método de determinação da tensão de escoamento dos FFN [50].

O ponto de intersecção entre a linha paralela e a curva gerada no diagrama (B) de cada condição é sua correspondente tensão de escoamento (σ_e) [50].

Para determinação do módulo de tenacidade (U_T) foi utilizado o método indicado por Garcia [50], que indica que a área total sob a curva gerada pelo

diagrama tensão-deformação é exatamente U_T , que é expressa em energia por unidade de volume que material absorve até sua fratura (J/m^3).

Para calcular o U_T de cada condição, foi utilizada a Equação 20.

$$U_T = \int_0^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon \quad (20)$$

Onde:

σ = Tensão;

ε_f = Deformação de engenharia na fratura do material;

ε = Deformação de engenharia.

3.8.2. Microdureza da matriz compósita (CMMH)

Para determinação da microdureza da matriz metálica das amostras, foi utilizado o método da microdureza da matriz compósita (CMMH) conforme apresentado por Venugopalan e Alagarsamy [51], e expressa de forma simples por uma regra de mistura, conforme indicado pela Equação 21.

$$CMMH = \frac{HV_\alpha \times \%f_\alpha + HV_{Pe} \times \%f_{Pe}}{100} \quad (21)$$

Onde:

HV_α = Microdureza Vickers da ferrita;

HV_{Pe} = Microdureza Vickers da perlita;

$\%f_\alpha$ e $\%f_{Pe}$ = Percentuais de ferrita e perlita da matriz, respectivamente.

A dureza da ferrita e da perlita pode ser ajustada em duas equações de regressão múltipla (22 e 23), conforme segue:

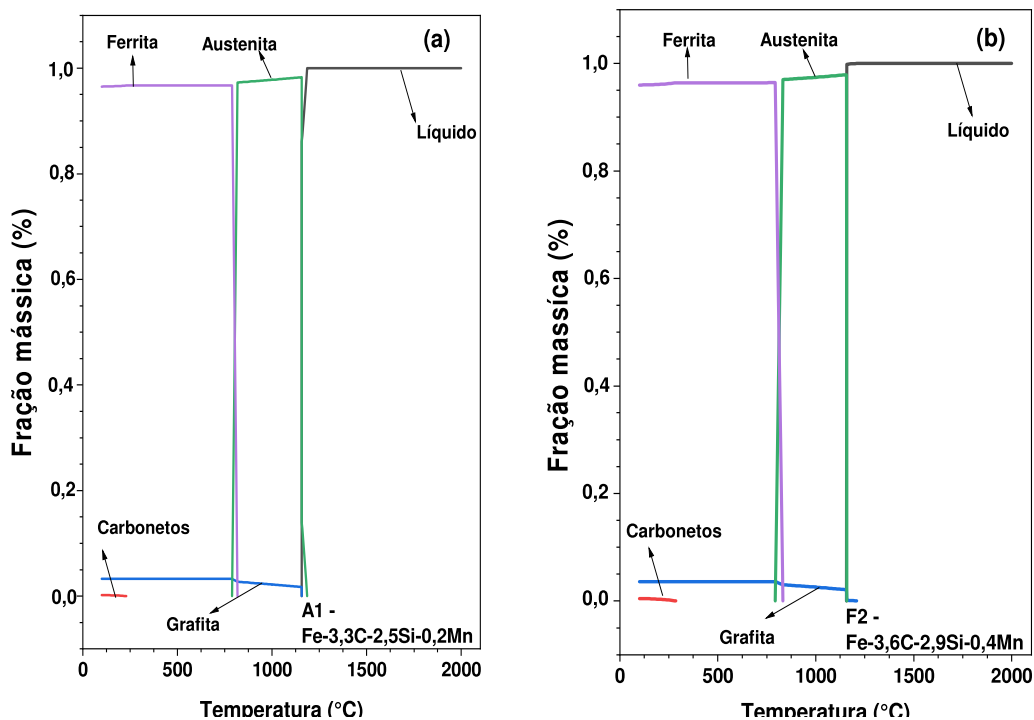
$$HV_\alpha = 66 + 45 \times Si + 12 \times Mn + 10 \times Cu + 7 \times Ni + 21 \times Mo \quad (22)$$

$$HV_{pe} = 253 + 27 \times \text{Si} + 10 \times \text{Mn} + 14 \times \text{Cu} + 17 \times \text{Ni} + 26 \times \text{Mo} \quad (23)$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise crítica da composição do FFN

Diagramas mostrando a evolução das fases em função da temperatura foram gerados para as composições de interesse. Alguns exemplos representativos podem ser vistos na Figura 29. Ao comparar os perfis da Figura 29 (a) A1 - Fe-3,3C-2,5Si-0,2Mn e Figura 29 (c) I1 - Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn, pode-se demonstrar o efeito no caminho de solidificação quando tanto o C quanto o Si são aumentados (CE de 4,13 para 4,86 de A1 para I1). Na liga A1, não há previsão de formação de grafita primária, enquanto na I1, já é prevista uma fração relativamente significativa. A temperatura liquidus aumenta de 1180°C para 1310°C com o aumento de C e Si. O intervalo de solidificação também aumenta de 23,5°C para 151,8°C. No caso do aumento do Mn (de 0,2% para 0,4% da liga I1 – Figura. 29(c) para a liga F2 – Figura. 29(b)), a temperatura de início de formação dos carbonetos aumentou de 225°C para 287°C. Dados desse tipo de todas as 18 composições foram tabulados e analisados considerando a aplicação do método de classificação TOPSIS para essas ligas.



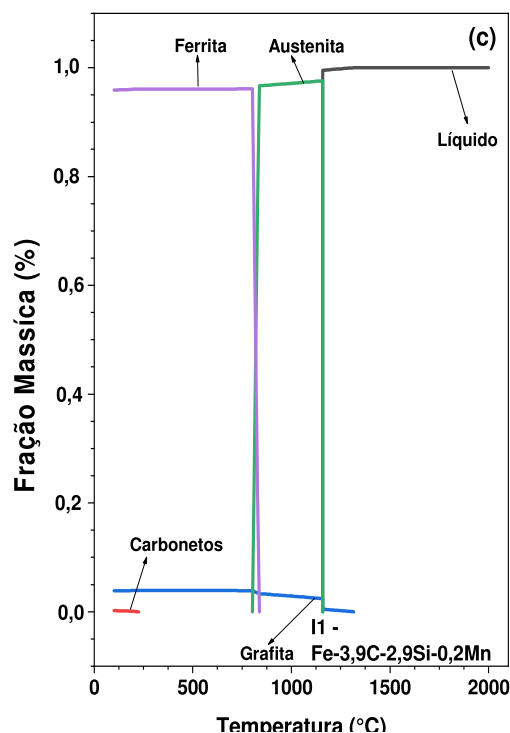


Figura 29 - Gráficos típicos mostrando a evolução da fração de fase em função da temperatura para os ferros fundidos nodulares (FFN): (a) Fe-3,3C-2,5Si-0,2Mn, (b) Fe-3,6C-2,9Si-0,4Mn e (c) Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn.

A Tabela 13 foi compilada com diversos dados de ligas em três categorias: Processamento, Desempenho e Custo. Cada uma dessas categorias incorporou os dados com maior impacto e mais propensos a influenciar o resultado.

Conforme ilustrado na Tabela 14, após a classificação pelo método TOPSIS, as ligas I1 e H1 obtiveram as melhores classificações no cenário. A liga I1 foi escolhida devido à sua temperatura de início de precipitação ligeiramente menor em comparação à H1, o que pode contribuir para propriedades mecânicas superiores ao promover a formação de cementita mais fina, uma vez que maior super-resfriamento é necessário para nucleação desses carbonetos. A liga I1 também contém um pouco mais de Si e apresenta um intervalo de solidificação maior. O maior teor de Si pode estabilizar melhor a grafita, enquanto o intervalo de solidificação mais amplo (132,63°C para H1 vs. 151,81°C para I1) pode proporcionar tempos de solidificação locais mais longos para uma mesma taxa de resfriamento [52], induzindo mais ferrita na matriz, o que pode melhorar a

ductilidade. Assim, a análise da solidificação e das propriedades para diferentes níveis de superaquecimento e taxas de resfriamento foi conduzida utilizando a liga I1 a partir deste ponto.

Tabela 13 - Resultados compilados considerando os três critérios de seleção para as 18 composições de FFN: processamento, desempenho e custo.

Liga	Processamento			Performance							Custo		
	T. liquidus	Intervalo de solidificação (°C)	Carbono Equivalente	Intervalo de solidificação (°C)	% C	% Si	% Fe3C	% grafita	Início da precipitação de carbonetos (°C)	T. eutectica	T. liquidus	Intervalo de solidificação (°C)	Carbono Equivalente
A1	1.180	23,49	4,13	23,49	3,30	2,50	0,002	0,033	230,17	1.157	1.180	23,49	4,13
A2	1.180	24,79	4,13	24,79	3,30	2,50	0,004	0,033	290,00	1.155	1.180	24,79	4,13
B1	1.180	22,69	4,20	22,69	3,30	2,70	0,002	0,033	220,00	1.157	1.180	22,69	4,20
B2	1.170	13,91	4,20	13,91	3,30	2,70	0,004	0,033	290,19	1.156	1.170	13,91	4,20
C1	1.170	13,02	4,27	11,88	3,30	2,90	0,002	0,033	224,78	1.158	1.170	13,02	4,27
C2	1.170	11,88	4,27	13,02	3,30	2,90	0,004	0,033	286,78	1.157	1.170	11,88	4,27
D1	1.160	3,47	4,43	3,47	3,60	2,50	0,002	0,036	230,31	1.157	1.160	3,47	4,43
D2	1.160	4,76	4,43	4,76	3,60	2,50	0,004	0,036	293,91	1.155	1.160	4,76	4,43
E1	1.180	22,66	4,50	22,66	3,60	2,70	0,002	0,036	227,55	1.157	1.180	22,66	4,50
E2	1.180	23,88	4,50	23,88	3,60	2,70	0,004	0,036	290,36	1.156	1.180	23,88	4,50
F1	1.210	51,85	4,56	51,85	3,60	2,90	0,002	0,036	224,91	1.158	1.210	51,85	4,56
F2	1.200	42,99	4,56	42,99	3,60	2,90	0,004	0,036	286,95	1.157	1.200	42,99	4,56
G1	1.270	113,44	4,73	113,44	3,90	2,50	0,002	0,039	230,45	1.157	1.270	113,44	4,73
G2	1.270	114,74	4,73	114,74	3,90	2,50	0,004	0,039	290,00	1.155	1.270	114,74	4,73
H1	1.290	132,63	4,80	132,63	3,90	2,70	0,002	0,039	227,69	1.157	1.290	132,63	4,80
H2	1.290	133,85	4,80	133,85	3,90	2,70	0,004	0,039	290,53	1.156	1.290	133,85	4,80
I1	1.310	151,81	4,86	151,81	3,90	2,90	0,002	0,039	225,04	1.158	1.310	151,81	4,86
I2	1.310	152,95	4,86	152,95	3,90	2,90	0,004	0,039	287,11	1.157	1.310	152,95	4,86

Tabela 14 - Classificação fornecida pelo método TOPSIS, considerando a seguinte ponderação: Processamento: 25%, Desempenho: 50%, Custo: 25%. Onde D é a distância euclidiana e S é a distância euclidiana relativa.

Liga	D+	D-	S	Classificação
I1	0,05	0,07	0,60	1
H1	0,04	0,07	0,60	2
G1	0,04	0,06	0,58	3
I2	0,05	0,07	0,57	4
H2	0,05	0,06	0,56	5
G2	0,05	0,05	0,54	6
F1	0,05	0,05	0,48	7
E1	0,06	0,05	0,44	8
B1	0,06	0,05	0,44	9
A1	0,06	0,05	0,44	10
C1	0,07	0,05	0,44	11
D1	0,07	0,05	0,43	12
F2	0,06	0,04	0,42	13
E2	0,07	0,04	0,41	14
C2	0,07	0,05	0,40	15
A2	0,07	0,04	0,40	16
D2	0,07	0,05	0,40	17
B2	0,07	0,05	0,40	18

4.2 Efeitos do superaquecimento na microestrutura

A análise inicial da microestrutura foi realizada sem ataque químico das amostras para examinar os nódulos de grafita, como pode ser visto na Figura 30. É possível observar que, em ambas as condições de superaquecimento, as amostras no centro (Figura. 30 b e d) apresentam nódulos de grafita maiores em comparação com aquelas na superfície. Isso é esperado, pois o centro do fundido é exposto a taxas de resfriamento mais baixas devido às camadas previamente solidificadas a partir da superfície, o que reduz a condução térmica nas regiões centrais. Tempos de solidificação maiores permitem mais tempo para o carbono difundir do líquido para a grafita, causando o crescimento dos nódulos. Muitos outros estudos sobre ferro fundido [53–55] relataram o crescimento em regiões mais afastadas da superfície do molde pela mesma razão mencionada anteriormente. Portanto, mesmo com taxas de resfriamento baixas de forma geral devido ao emprego de molde de areia, pequenas variações da taxa de resfriamento entre a superfície e o centro podem ter algum impacto na microestrutura em distâncias curtas. Os nódulos primários de grafita crescem inicialmente, seguidos pela nucleação da grafita eutética, originando uma distribuição bimodal de tamanho dos nódulos de grafita, como pode ser observado em todas as condições examinadas [11].

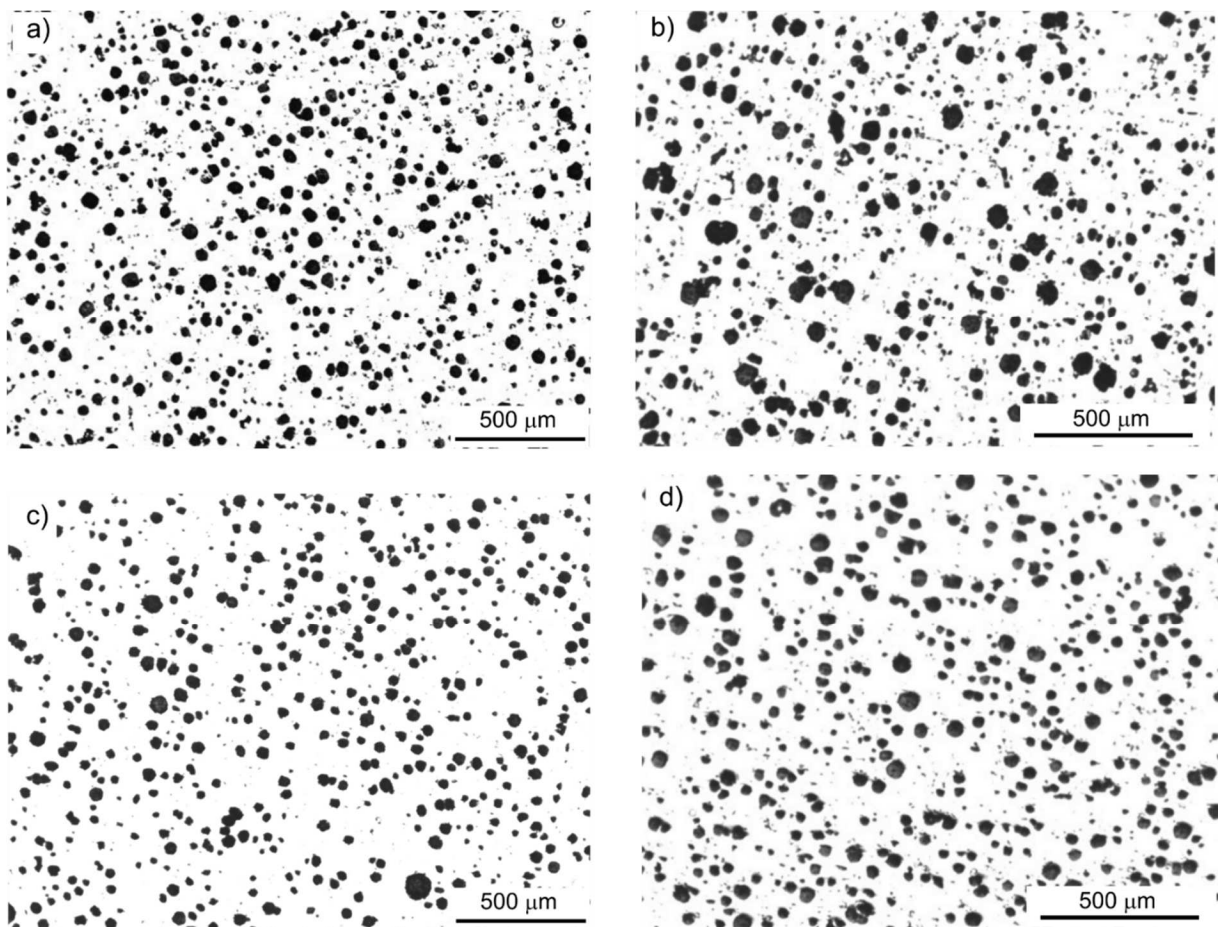


Figura 30 - Microestruturas típicas não atacadas, revelando os nódulos de grafita no ferro fundido dúctil (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C.

O outro método para analisar a microestrutura envolveu o ataque químico da superfície das amostras, o que revelou uma matriz predominantemente ferrítica (com baixa concentração de perlita) em todas as amostras (Figura 31), como esperado devido aos altos níveis de elementos grafitizantes como Si e C [56].

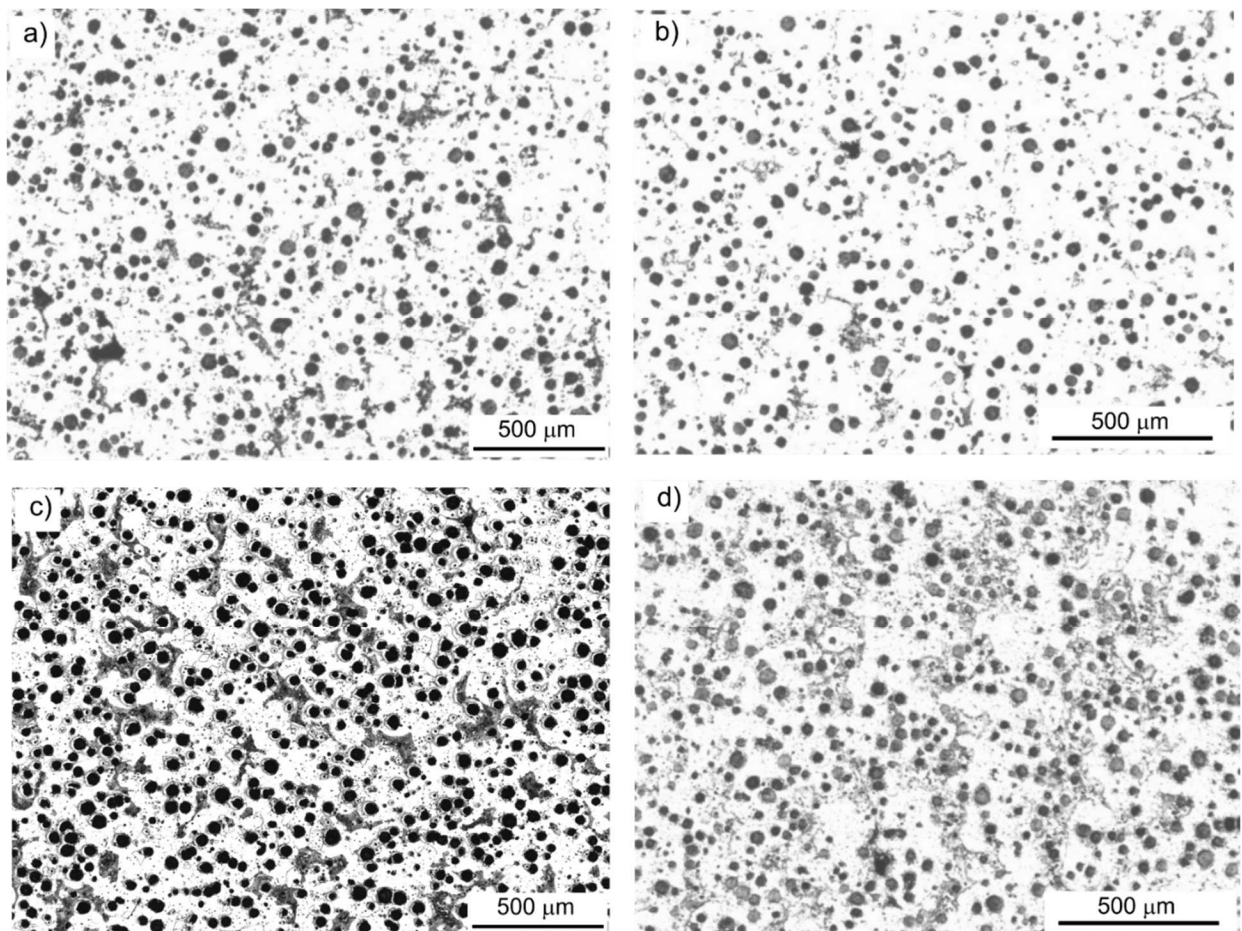


Figura 31 - Microestruturas típicas atacadas, revelando a formação de grandes concentrações de ferrita e baixa formação de perlita na matriz do ferro fundido dúctil (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C.

A Figura 32 apresenta um detalhe das estruturas da matriz formada reveladas a partir do ataque químico com Nital 2% de um FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).

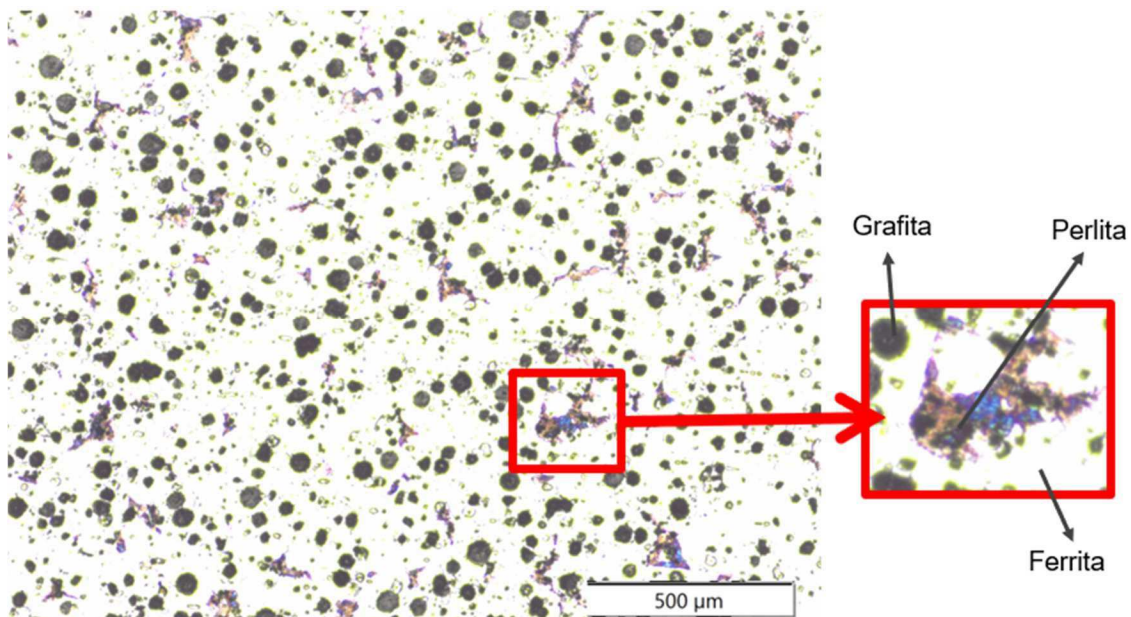


Figura 32 – Estruturas reveladas após ataque químico com Nital 2%

A Tabela 15 mostra os dados médios extraídos após a análise de imagem em um formato que permite a comparação entre SA1-S, SA1-C, SA2-S e SA2-C.

Com base nos resultados de Escobar et al. [11] com taxas de resfriamento de 1,2 a 13,9 K/s para um FFN Fe-3,39C-2,67Si-0,52Mn de paredes espessas e diferentes níveis de superaquecimento, foi possível derivar uma simples equação geral para a taxa (Equação 24):

$$\text{Taxa de resfriamento} = 15 - (0,008 \times \text{Temp. Vazamento}) - (0,062 \times t) \quad (24)$$

Onde:

Taxa de resfriamento é dada em °C/s;

Temp. de vazamento = Temperatura do metal fundido ao ser vertido, em °C;

t = Espessura da peça em mm.

Esta equação foi obtida para uma faixa de espessuras de 20 mm a 50 mm de acordo com os resultados de Escobar et al. [11]. As taxas de resfriamento calculadas com essa equação são comparadas na Tabela 16 como valores

gerais para o volume total da fundição considerando um único SA. Como esperado, o maior SA resultou em taxas de resfriamento mais baixas.

Pode-se observar na Tabela 15 que um aumento no superaquecimento produziu nódulos de grafita maiores, especialmente na faixa de SSF de 0,8-1,0, resultando em uma menor densidade de nódulos dentro dessa família de SSF maior. O efeito mencionado é principalmente causado pelo tempo de solidificação mais longo ao qual as partículas de grafita estão sujeitas a temperaturas mais altas. A diminuição da densidade com o aumento do superaquecimento ocorre devido ao deslocamento das curvas de resfriamento para temperaturas mais altas. Especificamente, a temperatura de reação eutética e a temperatura de pico alcançada após a recalescência aumentam, o que reduz o super-resfriamento, e resulta na formação de menos núcleos, quando comparado à condição de menor superaquecimento.

A contagem de nódulos também foi afetada pelo superaquecimento e pela taxa de resfriamento, como mostrado na Tabela 15 e na Figura 33. Além disso, é possível observar uma relação entre as frações de grafita e perlita. Maiores concentrações de grafita estão correlacionadas com menores quantidades de perlita.

Tabela 15 - Quantidades totais e médias de vários parâmetros calculadas por análise de imagem para o ferro fundido dúctil (Fe-3.9C-2.9Si-0.2Mn) para os dois níveis de superaquecimento (SA) no centro (C) e na superfície (S): (a) SA1-S, (b) SA1-C, (c) SA2-S, (d) SA2-C.

Parâmetros morfológicos	Amostras			
	SA1 S	SA1 C	SA2 S	SA2 C
PR (μm)	103,30	98,60	108,97	111,25
AG SSF 0,6 – 0,8 (μm^2)	2.351.862,4	2.431.275,7	1.350.556,6	2.133.029,3
AG SSF 0,8 - 1 (μm^2)	2.614.818,7	2.789.422,2	3.622.833,7	3.058.274,3
Área total AG (μm^2)	6.922.830,8	7.414.894,5	5.643.964,3	7.338.201,3
Nodularidade, NG	0,68	0,67	0,82	0,67
SSF	0,79	0,78	0,82	0,77
RA	1,46	1,56	1,36	1,53

Número de nódulos	8.032,00	8.762,00	6.102,00	7.504,00
Densidade (nod/mm ²)	205,42	224,09	156,06	191,91
%grafita	17,71	18,96	13,87	18,77
%perlita	7,30	2,44	10,64	11,45
%ferrita	75,00	78,60	75,49	69,79
Taxa de Resfriam. (K/s)	2,12		1,60	

Mais uma vez, o efeito da taxa de resfriamento é evidente na Figura 33, já que as amostras da superfície geralmente apresentam um número semelhante de nódulos menores em comparação com as do centro. Embora se espere que a taxa de resfriamento seja maior na superfície, as diferenças entre a superfície e o centro tendem a ser mínimas, resultando em contagens de nódulos bastante semelhantes. Além disso, o alto teor de carbono (3,8-3,9% em peso) [57] deste ferro fundido nodular pode causar alguma macrossegregação durante a solidificação, afetando o teor de carbono disponível na superfície. Adicionalmente, uma comparação entre as duas condições de solidificação mostra que a condição com a maior taxa de resfriamento (SA1) foi caracterizada por um maior número de nódulos menores ($< 1 \times 10^3 \mu\text{m}^2$).

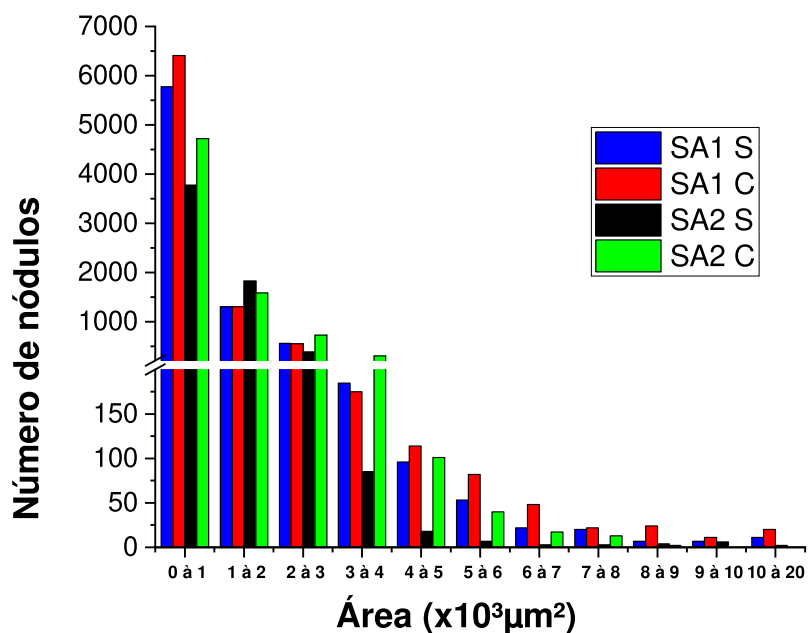


Figura 33 - Contagem das áreas dos nódulos de grafita para as amostras SA1-S, SA1-C, SA2-S e SA2-C no FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).

A Figura 34 mostra que, embora o SSF tenha permanecido bem equilibrado e bastante semelhante entre as quatro condições examinadas, a razão de aspecto foi maior no centro em comparação à superfície, e a densidade de contagem de nódulos foi mais alta no menor superaquecimento. Nota-se que enquanto a área total de nódulos AG diminuiu com o maior superaquecimento em relação ao menor, o PR aumentou, compensando essa redução e resultando em valores de SSF similares.

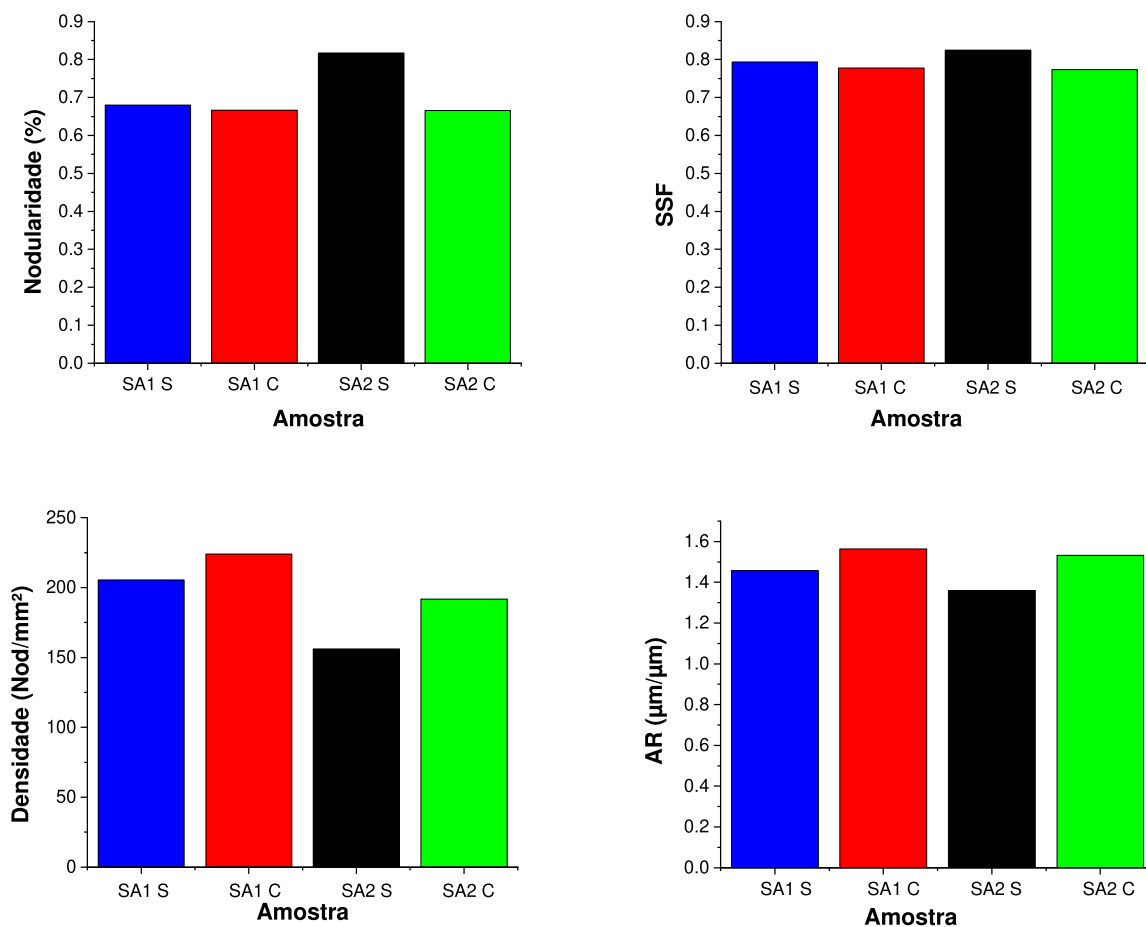


Figura 34 - Nodularidade, densidade, razão de aspecto e fator de forma de arredondamento dos nódulos de grafita em função do superaquecimento no FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).

Os nódulos de grafita foram caracterizados utilizando MEV com análise por EDS em três pontos: centro, raio médio e superfície. Os resultados apresentados na Figura 35 são interessantes, mostrando que o Si tende a segregar do centro para a superfície dos nódulos de grafita em todas as condições (indicado pela seta), enquanto o Fe pode se acumular na superfície dos nódulos, mas apenas na condição de maior superaquecimento (SA-2).

O Fe possui um raio atômico 25% maior que o do Si [58], o que significa que o Fe parece exigir mais tempo para difundir-se do centro para a superfície, algo viável apenas na condição SA-2 apresentada na Figura 35. O maior superaquecimento proporciona mais tempo para que o Fe migre para a

superfície dos nódulos de grafita. Além disso, as taxas de resfriamento mais baixas associadas, oferecem ainda mais tempo para esse processo. Esses resultados estão consistentes com observações anteriores [4], indicando que um superaquecimento maior leva a nódulos maiores devido ao aumento do tempo de solidificação.

Adicionalmente, a fração de grafita na condição SA-2 foi, de forma geral, menor do que na SA-1, conforme mostrado na Tabela 16. Isso pode ser explicado pelo enriquecimento de Fe durante o processo de microsegregação e o crescimento dos nódulos. Com mais Fe presente na interface de crescimento, a fixação de novas camadas de grafita ao nódulo em crescimento torna-se menos eficiente.

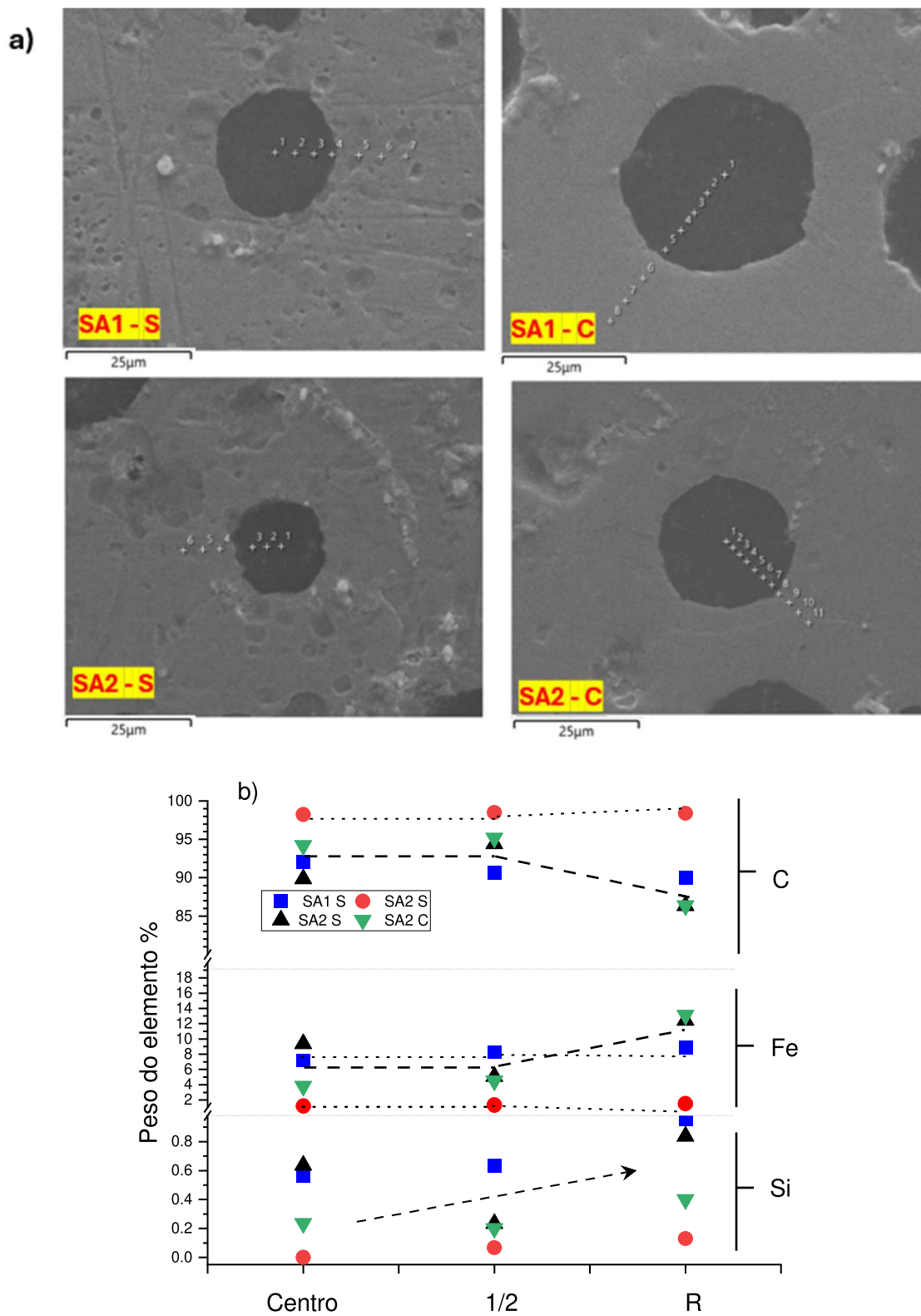


Figura 35 - (a) Exemplo típico de análise por linha de EDS em 3 pontos no nódulo de grafita, mostrando (b) os dados para Fe, C e Si.

A Figura 36 apresenta um exemplo de espectro de energia de raios-X EDS na condição SA1-S no núcleo da grafita.

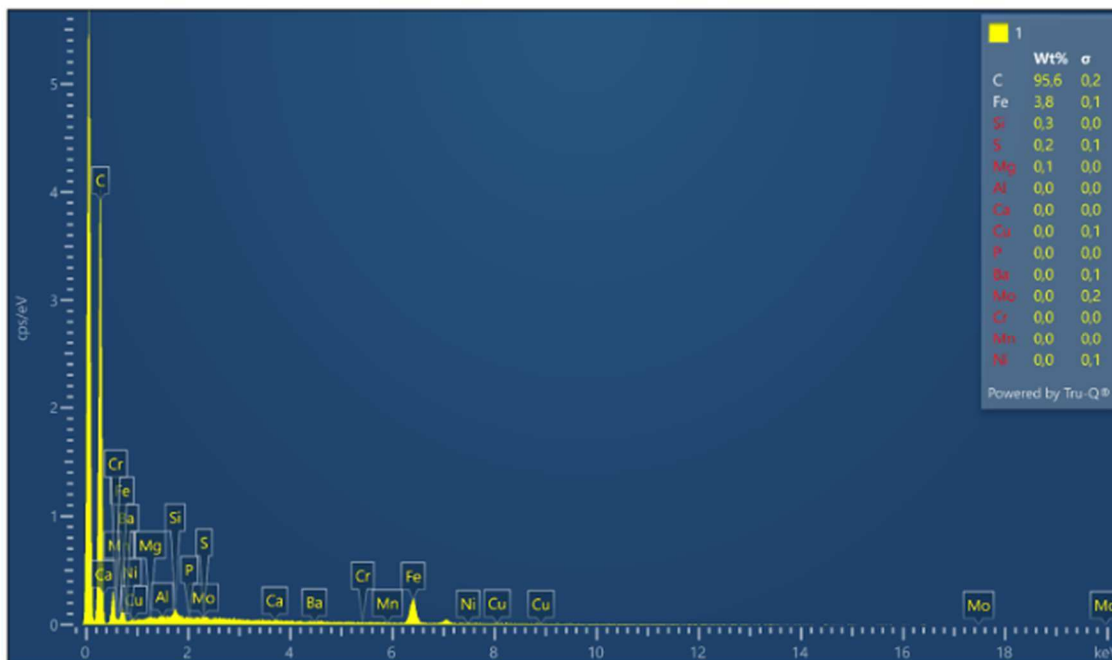
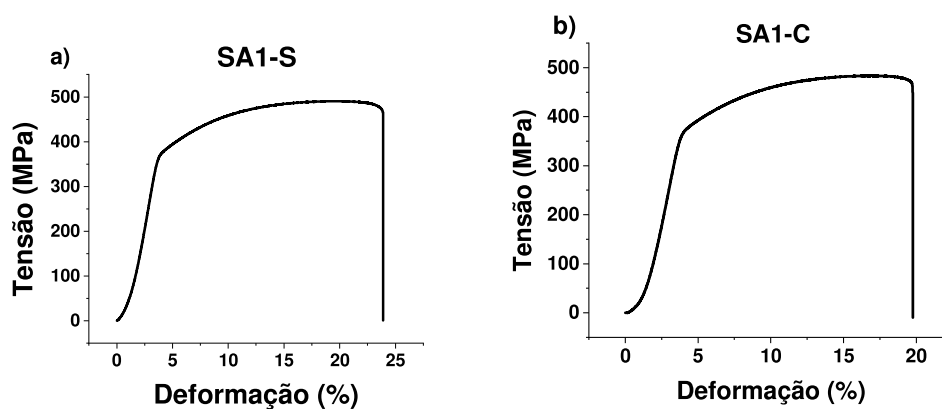


Figura 36 – Exemplo de espectro de energia de raios-X EDS correspondente a amostra SA1-S de FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn). Os valores com desvio igual ou acima do valor detectado para um dado elemento não foram considerados.

4.3 Propriedades mecânicas de tração.

A Figura 37 apresenta alguns exemplos típicos de diagramas tensão-deformação para cada condição de SA.



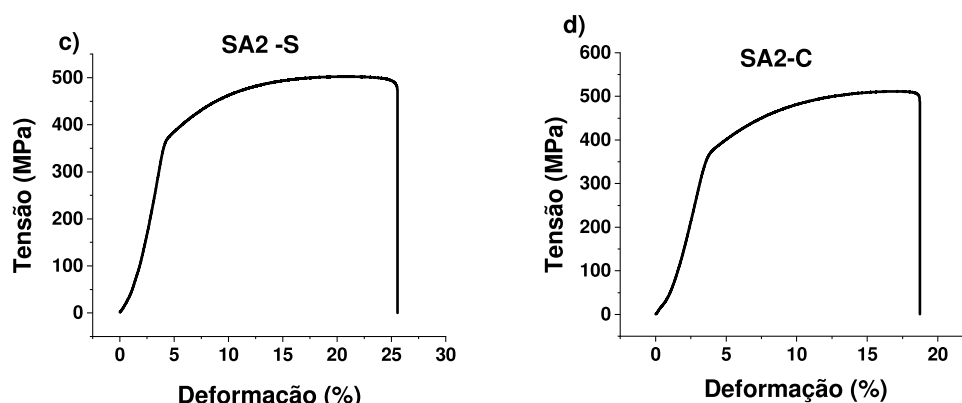
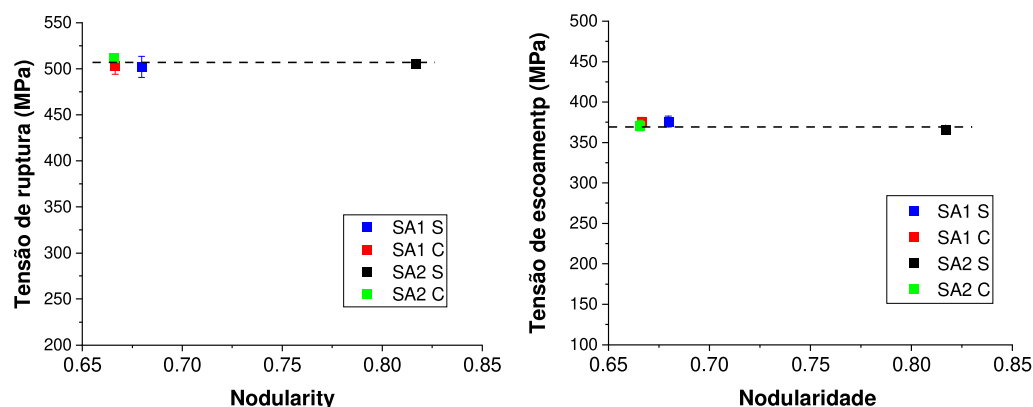


Figura 37 - Diagramas Tensão-Deformação. a) SA1-S. b) SA-C. c) SA2-S. d) SA2-C

Ambas as resistências à tração não variaram significativamente, enquanto a ductilidade e a tenacidade apresentaram tendências semelhantes e certa dependência com a forma da grafita em cada condição, conforme ilustrado na Figura 38. Amostras com maior nodularidade resultaram em maior ductilidade e tenacidade. Uma maior nodularidade deve permitir menor concentração de tensões nas partículas de grafita que se aproximam de uma forma esférica, tendo como consequência, propriedades mecânicas superiores [59].

No ferro fundido nodular, o caminho da fratura é inicialmente controlado pela decoesão dos nódulos e microfissuração, que se inicia na interface entre a matriz base e os nódulos de grafita [21]. A distribuição e a morfologia dos nódulos de grafita determinam o caminho de propagação de menor energia para a trinca, que cresce através da fase ferrítica.



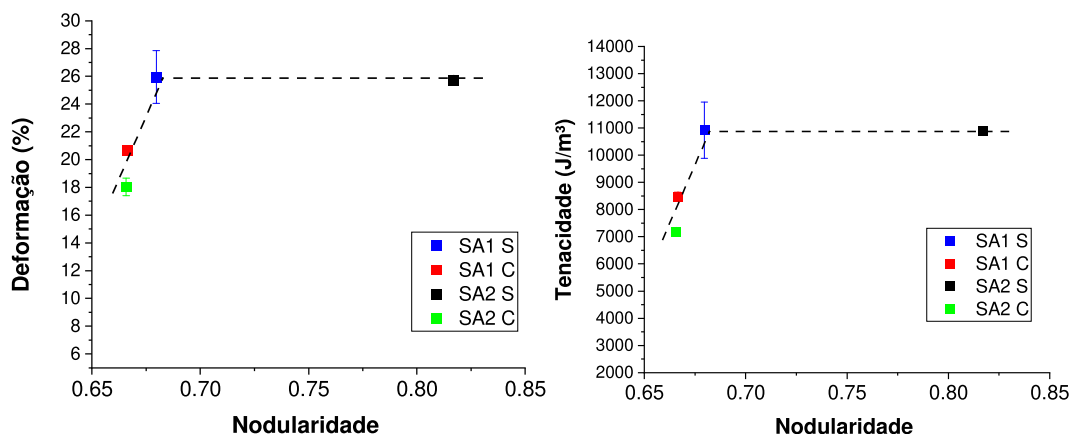


Figura 38 - Propriedades de tração em função da nodularidade para o FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).

A microestrutura da matriz do ferro fundido nodular, tal como fundido, tipicamente consiste em uma combinação de ferrita e perlita. As propriedades mecânicas são influenciadas pela quantidade e distribuição da ferrita dentro da microestrutura. É bem estabelecido que o conteúdo de ferrita da matriz é afetado pela composição química do ferro fundido nodular e pela taxa de resfriamento durante a faixa de transformação eutetóide. De acordo com Venugopalan e Alagarsamy, a microdureza da matriz compósita (CMMH) do FFN pode ser expressa de forma simples por uma regra de mistura.

Para entender melhor a variação na ductilidade, foram plotados os dados de alongamento até a fratura em função do CMMH na Figura 38. O maior CMMH caracteriza a superfície do lingote, como indicado pelas setas, tornando-a mais dúctil sob a mesma condição de superaquecimento. A distribuição aprimorada de grafita na superfície (maior densidade de nódulos) parece promover uma melhor distribuição dos campos de deformação dentro da ferrita, minimizando assim o crescimento da trinca e a coalescência dessa. Nódulos que tendem a ser mais esféricos na condição SA-2 parecem compensar as maiores frações de perlita, resultando em valores semelhantes de ductilidade ao comparar centro a centro e superfície a superfície entre as duas condições de superaquecimento na Figura 38.

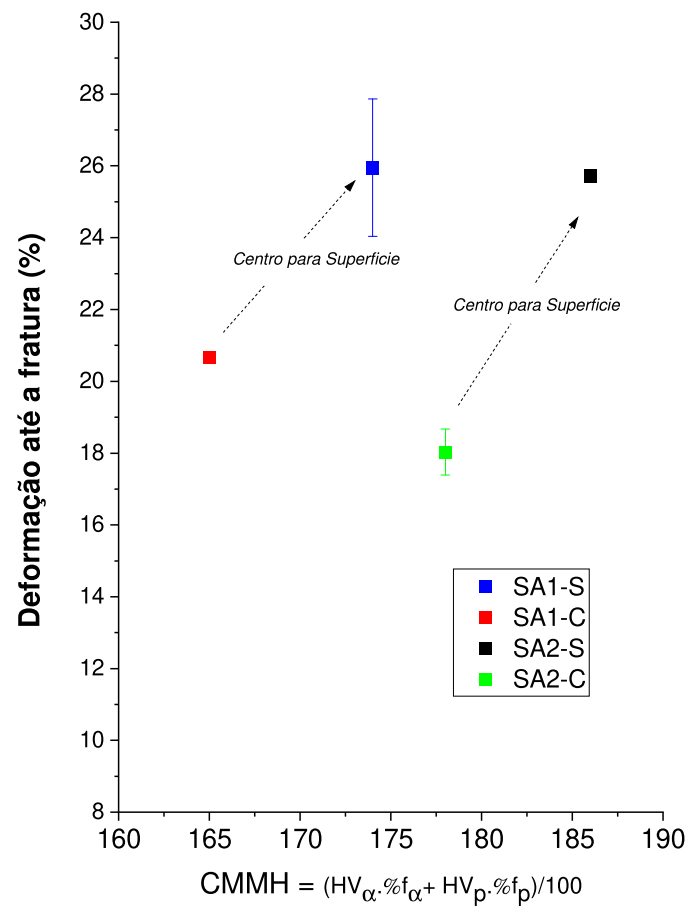


Figura 39 - Deformação na fratura em função do fator CMMH, incluindo as frações de ferrita e perlita para o FFN (Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn).

5 CONCLUSÕES

A análise de 18 ferros fundidos nodulares (FFNs), seguida pela seleção de um para esse Mestrado, bem como o subsequente processo de caracterização e avaliação dos impactos do superaquecimento nesta liga, proporcionou uma abordagem de análise detalhada e aprofundada, conforme evidenciado nas principais conclusões apresentadas a seguir:

- a) O aumento dos teores de C e Si impacta significativamente o caminho de solidificação nos ferros fundidos nodulares (FFNs). Na liga I1 - Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn, a temperatura liquidus aumenta, e o intervalo de solidificação se expande, promovendo a formação de grafita primária. Esse comportamento não foi observado na liga A1 - Fe-3,3C-2,5Si-0,2Mn, com menores teores de C e Si, demonstrando a importância do controle desses elementos e sua influência sobre a solidificação.
- b) A liga I1 - Fe-3,9C-2,9Si-0,2Mn foi escolhida pela análise TOPSIS para o estudo detalhado devido às suas características favoráveis, incluindo um intervalo de solidificação maior e maior teor de Si, que estabiliza a grafita e induz a formação de ferrita após a solidificação. Esses fatores, combinados com uma temperatura de início de precipitação de carbonetos mais baixa, sugerem que a liga I1 pode proporcionar um equilíbrio superior de propriedades mecânicas em comparação com outras ligas analisadas.
- c) Nódulos de grafita maiores são observados no centro da peça fundida da liga I1 devido às taxas de resfriamento mais baixas, que permitem tempos de difusão de C mais longos, causando engrossamento. O superaquecimento aumenta ainda mais o tamanho desses nódulos, especialmente sob altas temperaturas de fusão, devido ao prolongamento nos tempos de solidificação.
- d) O aumento do superaquecimento leva a uma menor densidade de nódulos de grafita, uma vez que desloca as curvas de resfriamento para temperaturas

mais altas, reduzindo o super-resfriamento e a formação de núcleos de grafita. Uma maior fração de grafita está correlacionada com uma menor fração de perlita para o menor nível de superaquecimento, afetando a microestrutura geral. Um maior superaquecimento permite que o Fe migre para a superfície dos nódulos de grafita, enquanto o Si se segrega do centro para a superfície em todas as condições (SA1-C, SA1-S, SA2-C, SA2-S), conforme demonstrado por EDS. Essa acumulação de Fe em superaquecimentos mais elevados tende a reduzir ligeiramente a fração de grafita.

- e) Maior nodularidade no FFN melhora a ductilidade e a tenacidade, reduzindo a concentração de tensões nas partículas de grafita, permitindo uma melhor distribuição da deformação e retardando a propagação de trincas através da fase ferrítica. Na condição SA-2, nódulos de grafita mais esféricos compensam a maior fração de perlita, resultando em valores de ductilidade comparáveis entre o centro e a superfície em ambas as condições de superaquecimento.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BERNIS, H.; THEISEN, W. **Ferrous materials: Steel and cast iron**. Springer, 2008. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-71848-2>>.
- [2] CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6ª ed. São paulo: ABM, 1988.
- [3] QING, J. et al. Formation of complex nuclei in graphite nodules of cast iron. **Carbon**, 171, 276–288, 2021. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.carbon.2020.08.022>>.
- [4] MURCIA, S.C.; OSSA, E.A.; CELENTANO, D.J. Nodule evolution of ductile cast iron during solidification. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, 45, 2, 707–718, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s11663-013-9979-5>>.
- [5] **Associação Brasileira de Fundição - ABIFA**.
- [6] WORLD FOUNDRY ORGANIZATION. **Statistical Yearbook - World Foundry Organization**. World Foundry Organization.
- [7] WEB OF SCIENCE. **Basic Search**.
- [8] KURZ, W.; FISHER, D.J.; RAPPAZ, M. **Fundamentals of Solidification 5th Edition**. 5ª ed. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, 2023. v. 103.
- [9] ALONSO, G. et al. The Effects of Holding Time in the Heating/Pouring Unit on the Metallurgical Quality of Spheroidal Graphite Iron. **International Journal of Metalcasting**, June, 2022. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s40962-022-00866-x>>.
- [10] VIDAL, F.; DOUGLAS. Análise De Estrutura E Propriedades Mecânicas De Um Ferro Fundido Nodular Em Processo De Fundição Produzido Pela Técnica De Imersão De Sino. 1–172, 2013.
- [11] ESCOBAR, A. et al. On the Effect of Pouring Temperature on Spheroidal Graphite Cast Iron Solidification. **Metals**, 5, 2, 628–647, 2015. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.3390/met5020628>>.
- [12] CATALINA, A. *et al.* Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Iron Castings. In: CONFERENCE: MODELING OF CASTING, WELDING AND ADVANCED SOLIDIFICATION

- PROCESSES VIII. Warrendale, PA: TMS Warrendale, 1998. p. 455–462.
- [13] CATALINA, A. et al. Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Castings. In:_____. **Transactions of the American Foundry Society**. 2000. p. 247–257.
- [14] JAVAID, A.; DAVIS, K.G.; SAHOO, M. Effect of Chemistry and Processing Variables on the Mechanical Properties of Thin-wall Ductile Iron Castings. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, 108, 191–200, 2000.
- [15] I. C. H. HUGHES. ASM Metals Handbook. In:_____. **ASM Metals Handbook**. 9^a ed. Metals Park, OH: ASM International, 1992. p. 1405–1412.
- [16] J. R. BROWN. Ductile Iron. In:_____. **Foseco Ferrous Foundryman's Handbook**. Boston, MA: Butterworth-Heinemann, 2000. p. 72–81.
- [17] SKALAND, T. Inoculation material improves graphite formation in ductile iron. **Modern Casting**, 91, 12, 43–45, 2001.
- [18] SKALAND, T. Nucleation Mechanisms in Ductile Iron. In: PROCEEDINGS OF THE AFS CAST IRON INOCULATION CONFERENCE. Schaumburg - Illinois: 2005. p. 13–30.
- [19] HWANG, C.-L.; YOON, K. **Multiple Attribute Decision Making**. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1981. v. 186. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-48318-9>>.
- [20] VICENTE, A. de A. et al. Nucleation and growth of graphite particles in ductile cast iron. **Journal of Alloys and Compounds**, 775, 1230–1234, 2019. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.136>>.
- [21] WANG, Z. hua et al. Effect of nodularity on mechanical properties and fracture of ferritic spheroidal graphite iron. **China Foundry**, 16, 6, 386–392, 2019. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s41230-019-9080-z>>.
- [22] CUNHA, L. **EFEITO DA ADIÇÃO DE ANTIMÔNIO E DA TAXA DE RESFRIAMENTO SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MORFOLOGIA DA GRAFITA NO FERRO FUNDIDO NODULAR TRATADO COM LIGA FeSiMg E TERRAS RARAS**. . Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da SATC, Criciúma/SC, 2020.

- [23] GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. 1ª edição^a ed. Campinas, SP.: Editora da Unicamp., 2007.
- [24] SKALAND, T.; GRONG, Ø.; GRONG, T. A Model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms. **Metallurgical Transactions A**, 24, 10, 2321–2345, 1993. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/BF02648605>>.
- [25] RIPOSAN, I.; CHISAMERA, M.; STAN, S. The role of compounds in graphite formation in cast iron - A review. In: MATERIALS SCIENCE FORUM. Trans Tech Publications Ltd, 2018. p. 3–11. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.3>>.
- [26] PESSANHA, E.M.R. **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**. . Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), 2016.
- [27] VIEIRA DA CUNHA, D. **Otimização das Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular**. . Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2017.
- [28] PETRUS et al. The influence of selected melting parameters on the physical and chemical properties of cast iron. **Archives of Foundry Engineering**, 20, 1, 105–110, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.24425/afe.2020.131290>>.
- [29] REGORDOSA, A. et al. Microstructure Changes During Solidification of Cast Irons: Effect of Chemical Composition and Inoculation on Competitive Spheroidal and Compacted Graphite Growth. **International Journal of Metalcasting**, 14, 3, 681–688, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s40962-019-00389-y>>.
- [30] SIQUEIRA, M.L. **Efeito da Composição Química no Desenvolvimento da Estrutura Martensítica no Ferro Fundido Nodular no Estado Bruto de Fundição**. . Universidade Federal de Itajubá, 2022.
- [31] BAUER, B. et al. Influence of Chemical Composition and Cooling Rate on Chunky Graphite Formation in Thick-Walled Ductile Iron Castings. **International Journal of Metalcasting**, 17, 3, 2050–2061, 2023.

- Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s40962-022-00913-7>>.
- [32] BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; LUSUARDI, D. Effect of graphite morphology on the fatigue and fracture resistance of ferritic ductile cast iron. **Engineering Fracture Mechanics**, 206, 427–441, 2019. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.12.019>>.
 - [33] INGLIS, C.E. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. **Transactions of the Institution of Naval Architects**, 55, 219–230, 1913.
 - [34] LIU, J. hai et al. Precipitation and evolution of nodular graphite during solidification process of ductile iron. **China Foundry**, 17, 4, 260–271, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s41230-020-0042-2>>.
 - [35] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **ISO 16112:2017 - Compacted (vermicular) graphite cast irons — Classification**. . Geneva, Switzerland, 2017. Disponível em: <<https://www.iso.org/standard/66298.html>>.
 - [36] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **ISO 945-4:2011 - Microstructure of cast irons — Part 4: Test method for evaluating nodularity in spheroidal graphite cast irons**. . ISO (ou International Organization for Standardization), Geneva, Switzerland, 2011. Disponível em: <<https://www.iso.org/standard/54304.html>>.
 - [37] FRIESS, J. et al. From Individual Graphite Assignment to an Improved Digital Image Analysis of Ductile Iron. **International Journal of Metalcasting**, 14, 4, 1090–1104, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s40962-020-00416-3>>.
 - [38] RIPOSAN, I. et al. Graphite Nodularity Evaluation in High-Si Ductile Cast Irons. **Materials**, 15, 21, 2022. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.3390/ma15217685>>.
 - [39] LIU, C. et al. Effects of graphite nodule count on mechanical properties and thermal conductivity of ductile iron. **Materials Today Communications**, 31, 2022. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103522>>.
 - [40] ALONSO, G. et al. Nodule count, end of solidification cooling rate, and

- shrinkage porosity correlations in high silicon spheroidal graphite iron. **Minerals**, 11, 2, 1–9, 2021. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.3390/min11020155>>.
- [41] BEHZADIAN, M. et al. A state-of the-art survey of TOPSIS applications. **Expert Systems with Applications**, 39, 17, 13051–13069, 2012. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.eswa.2012.05.056>>.
- [42] CHATTERJEE, P.; ATHAWALE, V.M.; CHAKRABORTY, S. Selection of materials using compromise ranking and outranking methods. **Materials & Design**, 30, 10, 4043–4053, 2009. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.05.016>>.
- [43] SUN, J. et al. Study on the $\gamma + \gamma'$ microstructure characterization of the Co–V–Zr system based on CALPHAD method. **Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry**, 87, October, 102762, 2024. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2024.102762>>.
- [44] KATTNER, U.R. the Calphad Method and Its Role in Material and Process Development. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, 13, 1, 3–15, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.4322/2176-1523.1059>>.
- [45] SONG, L. et al. Prediction of heavy-section ductile iron fracture toughness based on machine learning. **Scientific Reports**, 14, 1, 4681, 2024.
- [46] RIEBISCH, M.; PUSTAL, B.; BÜHRIG-POLACZEK, A. Impact of carbide-promoting elements on the mechanical properties of solid-solution-strengthened ductile iron. **International Journal of Metalcasting**, 14, 2, 365–374, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s40962-019-00358-5>>.
- [47] NAM, J.-H.; LEE, S.-M.; LEE, S.-H. Guaranteed Soundness of Heavy Section Spheroidal Graphite Cast Iron Based on a Reliable C and Si Ranges Design. **Metals and Materials International**, 29, 8, 2151–2158, 2023. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s12540-022-01377-4>>.
- [48] ASTM STANDARD. **ASTM A536-84 - Standard Specification for Ductile Iron Castings**. . ASTM International, 2019.
- [49] ASTM STANDARD. **E8/E8M - 21 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. . West Conshohocken, PA, 2021.

- Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1520/E0008>>.
- [50] GARCIA, A. **Ensaio Dos Materiais**. 1º Edição^a ed. Rio de Janeiro, RJ: Ltc Editora, 2000.
 - [51] D. VENUGOPALAN; ALAGARSAMY, A. Effects of Alloy Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Commercial Ductile Iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, 98, 395–400, 1990.
 - [52] KURZ, W.; FISHER, D.J. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing. **Acta Metallurgica**, 29, 1, 11–20, 1981. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90082-1](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(81)90082-1)>.
 - [53] SPINOLA, T.S.; SPINELLI, J.E. Transient Directional Solidification of Cast Iron: Microstructure Formation, Columnar to Equiaxed Transition and Hardness. **Materials Research**, 19, 4, 795–801, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2015-0777>>.
 - [54] SHINDE, V.D.; RAVI, B.; NARASIMHAN, K. Solidification behaviour and mechanical properties of ductile iron castings with varying thickness. **International Journal of Cast Metals Research**, 25, 6, 364–373, 2012. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1179/1743133612Y.0000000024>>.
 - [55] DAVID, P. et al. Mechanical Properties of Thin Wall Ductile Iron-Influence of Carbon Equivalent and Graphite Distribution. **ISIJ International**, 44, 7, 1180–1187, 2004. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.44.1180>>.
 - [56] INGOLE, P.M. et al. Effect Of Basic Chemical Element In Sgi (Ductile Iron). **International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)**, 1, 7, 1–7, 2012.
 - [57] KANNO, T. et al. Effects of Carbon Content on Carbon Flotation and Internal Shrinkage Cavities in Spheroidal Graphite Cast Iron. **Journal of Japan Foundry Engineering Society**, 77, 1, 9–17, 2005. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.11279/jfes.77.9>>.
 - [58] WEBELEMENTS. **Periodic Table**.
 - [59] LIU, C. et al. Effects of graphite nodule count on mechanical properties and thermal conductivity of ductile iron. **Materials Today Communications**,

31, March, 103522, 2022. Disponível em:
<<http://dx.doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103522>>.