

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

TESE DE DOUTORADO

**Efeito da Composição Química no Desenvolvimento
da Estrutura Martensítica no Ferro Fundido
Nodular no Estado Bruto de Fundição**

Autor: Marcelo Luís Siqueira

Orientador: Profª Drª Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo

Itajubá, 23 fevereiro de 2022

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Marcelo Luis Siqueira

**Efeito da Composição Química no Desenvolvimento
da Estrutura Martensítica no Ferro Fundido
Nodular No Estado Bruto de Fundição**

**Tese submetida ao Programa de Pós-
Graduação em Engenharia Mecânica como
parte dos requisitos para obtenção do título no
Doutorado em Engenharia Mecânica**

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Orientador: Prof.^a Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo

Itajubá, 23 fevereiro de 2022

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Marcelo Luís Siqueira

**Efeito da Composição Química no Desenvolvimento
da Estrutura Martensítica no Ferro Fundido
Nodular No Estado Bruto de Fundição**

Banca Examinadora:

Profa. Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo

Prof. Dr. Paulo Junho de Oliveira

Prof. Dr. Antonio Augusto Araújo Pinto da Silva

Prof. Dr. José Carlos de Lacerda

Prof. Dr. João Roberto Moro

Profa. Dra. Neide Aparecida Mariano

Itajubá, fevereiro de 2022

" Iron seemeth a simple
metal but in its nature are
many mysteries”

Joseph Glanville

Dedicatória

À minha mãe Áurea Maria Siqueira e ao meu irmão Marco Antônio Siqueira que sempre me inspiraram, cada um a seu modo.

À Diana, minha alma gêmea, amiga, fonte de inspiração e incentivo, além de cúmplice durante todo esse momento de aprendizagem. Essa conquista também é sua! Nas palavras épicas da minha orientadora: “Tem gente que casa bem e tem gente que casa com a Diana.”

Em especial ao meu pai, Antônio Eluiz de Siqueira e a minha irmã, Valkiria Áurea de Siqueira que mesmo fisicamente ausentes, estarão sempre presentes em meus pensamentos e em minhas orações.

Aos meus sobrinhos Gabriel e Matheus para que esse trabalho os inspire a trilhar os caminhos do aprendizado e do conhecimento.

As minhas fontes de inspiração, Isadora Siqueira e Lucas Gabriel Siqueira, cujo o encanto e a inocência não permitiram que eu abandonasse a caminhada sem que o final da travessia tivesse chegado.

Aos mestres que tiveram a humildade de dividirem parte do tempo e do conhecimento com orientações e suporte.

Aos amigos que me acompanharam direta e indiretamente nessa caminhada em busca do conhecimento.

Em especial, ao sofrido povo brasileiro que, com o suor da luta diária por uma vida digna e honrada, ajudou a financiar esse trabalho. Que o resultado desses dias de dedicação não seja em vão.

Agradecimentos

A Deus, o maior engenheiro de todos, por tem me acompanhado durante todos os momentos dessa caminhada.

À profa. Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo pela orientação, confiança e amizade durante o tempo em que esse trabalho foi realizado.

Ao amigo Sebastião Bruno que sempre esteve disponível para uma discussão técnica ou para uma boa conversa.

Aos técnicos e amigos dos Laboratórios da Universidade Federal de Itajubá, Claudemiro, Marcos Cirilo, Ângelo, Jonas e José Cláudio pela prontidão e paciência na preparação e análise das amostras.

Aos técnicos químicos Celina Correa e Valdir e aos técnicos e metalográficos Adoniro, Ailton Sendon e André Carvalho pela amizade, disposição em colaborar e pelo incentivo na conclusão desse trabalho.

Aos amigos Ronaldo Leite, Alessandro Mota, Rodrigo Gustavo Peres da empresa Grefortec Fornos Industriais e Tratamento Térmico, Valtencir da empresa Fuchs Lubrificantes do Brasil Ltda e Gaspar Luiz Calia Sampaio da empresa Aceros Centrifugados Ltda pela atenção, respeito e disposição em atender aos meus pedidos de ajuda.

A todos os trabalhadores de fundição que literalmente carregam no suor do rosto o fruto do trabalho realizado, sempre com brilhos nos olhos e um sorriso de satisfação pelos resultados produzidos.

E finalmente, a todas as pessoas que acreditaram e contribuíram direta ou indiretamente para a realização desse trabalho.

Resumo

SIQUEIRA, M. L. (2022). *Efeito da Composição Química no Desenvolvimento da Estrutura Martensítica no Ferro Fundido Nodular No Estado Bruto de Fundição*. Itajubá, 109p. Tese; Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá.

O ferro fundido nodular é um dos materiais ferrosos mais utilizados pela engenharia atualmente, seja como componentes para a indústria automotiva, para indústria de saneamento básico ou para as indústrias de componentes em geral. Uma das principais matérias-primas para a produção do ferro fundido é a sucata de aço. Atualmente, essa matéria-prima é coletada de diferentes fontes geradoras e é composta por diversos tipos de aços com composições químicas diferentes. Muitos elementos químicos presentes na sucata de aço, mesmo em pequenas concentrações percentuais, são indesejáveis na produção do ferro fundido, visto que alguns deles têm o efeito de provocar alterações significativas da microestrutura dos mesmos. A contribuição desse estudo é investigar o efeito dos elementos cobre, níquel, molibdênio e cromo, comumente presentes na sucata de aço, como promovedor da matriz martensítica em um ferro fundido nodular no estado bruto de fundição. Foram utilizados teores inferiores à 1%p para cada elemento investigado e as peças foram produzidas utilizando-se a fundição por centrifugação horizontal. Pela análise das imagens de microscopia eletrônica de varredura e análise semiquantitativa via *Energy Dispersive Spectroscopy* observou-se que o níquel e o cobre ficaram distribuídos uniformemente na matriz, enquanto o cromo e o molibdênio formaram carbonetos nos contornos intercelulares. Dentre os quatro elementos investigados, o molibdênio revelou-se como forte promovedor da formação da martensita e as frações dessa fase aumentaram com o aumento da quantidade adicionada desse elemento (35%, 40% e 50%). Os resultados obtidos indicam o caminho provável para a obtenção da matriz totalmente martensítica no estado bruto de fundição e a possibilidade de eliminação de custos relacionados à produção em escala industrial, como o tratamento térmico de austenitização seguido de têmpera que tem um custo operacional estimado em 26173.35 USD ao mês. Ressalta-se que a análise da viabilidade da eliminação do tratamento térmico deve considerar o custo com o consumo da liga ferro-molibdênio e as particularidades de processo de cada fundição.

Palavras-chave:

Ferro fundido, nodular, fundição, centrifugação, nódulos, microestrutura, elementos químicos, propriedades mecânicas e custos.

Abstract

SIQUEIRA, M. L. (2022). *Effect of Chemical Composition on the Development of Martensitic Structure in Nodular Cast Iron in as Casted State*. Itajubá, 109p. Tese; Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá.

Nodular cast iron is one of the most used ferrous materials by engineering currently, whether as components for the automotive industry, for the basic sanitation industry or for the component industries in general. One of the main raw materials for the production of cast iron is steel scrap. Currently, this raw material is collected from different generating sources and is composed of different types of steel with different chemical compositions. Many chemical elements present in steel scrap, even in small percentage concentrations, are undesirable in the production of cast iron, since some of them have the effect of causing significant changes in their microstructure. The contribution of this study is to investigate the effect of the elements copper, nickel, molybdenum and chromium, commonly present in steel scrap, as a promoter of the martensitic matrix in a nodular cast iron in the as casted state. Contents lower than 1%w were used for each element investigated and the pieces were produced by centrifugation casting process. By analyzing the scanning electron microscopy images and semiquantitative analysis via Energy Dispersive Spectroscopy, it was observed that nickel and copper were uniformly distributed in the matrix, while chromium and molybdenum formed carbides in the intercellular contours. Among the four elements investigated, molybdenum proved to be a strong promoter of martensite formation and the fractions of this phase increased with the increase in the amount added of this element (35%, 40% and 50%). The results obtained indicate the probable path to obtain the totally martensitic matrix in as casted state and the possibility of eliminating costs related to production on an industrial scale, such as the austenitization heat treatment followed by quenching, which has an estimated operating cost of 26173.35 USD per month. It is noteworthy that the analysis of the feasibility of eliminating the heat treatment should consider the cost with the consumption of the ferro-molybdenum alloy and the particularities of the process of each foundry.

Keywords:

Cast iron, ductile, centrifugal casting, nodules, microstructure, chemical elements, mechanical properties and costs.

Lista de Figuras

Figura 1.1 - Principais países produtores de componentes fundidos (milhões de toneladas por ano).	19
Figura 1.2 – Participação percentual dos metais mais produzidos nas fundições brasileiras.	Erro! Indicador não definido.
Figura 3.1 – Regiões de fabricação dos aços e ferros fundidos branco, maleável, cinzento e nodular em relação aos teores de carbono e silício.	23
Figura 3.2 – Percentuais e efeitos dos elementos primários presentes na composição do ferro fundido.....	26
Figura 3.3 – Percentuais e efeitos dos elementos esferoidizantes na formação dos nódulos em fofo nodular.	27
Figura 3.4 – Percentuais e efeitos dos elementos deletérios na formação dos nódulos em fofo nodular.	28
Figura 3.5 – Percentuais e efeitos dos elementos formadores de carbonetos e de perlita no fofo nodular.	29
Figura 3.6 – Percentuais e efeitos dos elementos de liga na formação da microestrutura do ferro fundido.....	30
Figura 3.7 – Percentuais e efeitos dos elementos formadores de gases no ferro fundido.	30
Figura 3.8 - Efeito do tempo e da temperatura na porcentagem de carbono e silício em ferro fundido no estado líquido em forno a indução.	32
Figura 3.9 - Matriz e os nódulos de grafita para a amostra de referência (amostra A) utilizada por Cho e colaboradores.	34
Figura 3.10 - Evolução da matriz ferrítica em fofo nodular com o aumento da adição de Mo: (a) 0,19%p, (b) 0,38%p e (c) 0,58% p.	34
Figura 3.11 - Evolução da matriz perlítica em fofo nodular com o aumento da adição de Cu: (a) 0,24%p, (b) 0,47%p e (c) 0,70% p.	34
Figura 3.12 – características da microestrutura da matriz do fofo nodular: (a) 0,75%p de Mo, (b) 0,75%p de Cu, (c) 0,75%p de Ni e (d) 0,5%p de Cr.....	35
Figura 3.13 – Efeito dos elementos Cr, Cu, Mo e Ni na resistência à tração (a) e no alongamento (b) do fofo nodular.....	35
Figura 3.14 – Efeito dos elementos Cr, Cu, Mo e Ni na dureza (a) e na energia ao impacto (b) do fofo nodular.	36
Figura 3.15 - Efeito dos principais elementos químicos na formação da perlita no fofo nodular em N.º de vezes.	37
Figura 3.16 – Influência da forma da grafita no perfil de tensão presente no fofo.	39

Figura 3.17 – Efeito do aumento da nodularidade na fadiga, alongamento e resistência mecânica do fofo.	40
Figura 3.18 - Influência dos principais elementos químicos na degeneração da forma da grafita do fofo nodular.	41
Figura 3.19 - Influência da secção da peça fundida no tamanho dos nódulos de grafita do fofo nodular.	42
Figura 3.20 - Diagrama Fe-C para as condições, estável (linha sólida) e metaestável (linha tracejada).	43
Figura 3.21 – Curva de solidificação coma formação dos nódulos e da matriz para o fofo nodular hipoeutético.	44
Figura 3.22 - Posicionamento da TEE e TEM x efeito dos elementos químicos grafitizantes - Si (a) e elementos formadores de carbonetos – Cr (b).....	44
Figura 3.23 - Influência dos elementos químicos no deslocamento das temperaturas do eutético estável (TEE) e da temperatura do eutético metaestável (TEM).....	45
Figura 3.24 - Curva de resfriamento típica obtida por análise térmica para uma liga metálica.	48
Figura 3.25 - Relação do teor de inoculante utilizado com o aumento do delta eutético.....	48
Figura 3.26 - Influência do delta eutético e da recalescência na nodularidade do fofo nodular.	49
Figura 3.27 – Influência da recalescência e do delta eutético na formação de rechupes em fofo nodular.	49
Figura 3.28 – Regiões de formação de grafitas primárias e secundárias para um fofo nodular hipereutético.	50
Figura 3.29 - Principais etapas de processo para a produção do fofo nodular (a). Variáveis de processo, investigação, técnicas utilizadas para a investigação e os autores, separados por etapa do processo (b).	51
Figura 3.30 - Representação de vazamento do metal líquido em uma centrífuga horizontal mostrando o metal líquido em rotação no interior do molde.....	52
Figura 3.31 - Sistema molde - tinta refratária - metal líquido em rotação para o cálculo do volume de tinta.	54
Figura 4.1 – Fluxograma produtivo de fofo nodular indicando o material adicionado e a etapa de processo com os respectivos controles.	56
Figura 4.2 – Fotografias das matérias-primas: Ferro-gusa (a), Cavaco de ferro fundido (b), Sucata de aço (c) para a produção de liga de ferro fundido nodular.	57
Figura 4.3 - Dispositivo para a determinação dos teores de C, Si e Ceq em fofo, a) cápsula revestida com telúrio para análise térmica, b) pedestal para encaixe da cápsula e c) conversor de sinais para a determinação da temperatura de solidificação, %C, %Si e %Ceq.....	58

Figura 4.4 – Metal líquido retirado do forno a indução para a produção de amostras para análise química.	58
Figura 4.5 - Amostra para a determinação da análise química das amostras de fofo nodular (a) em espectrômetro de absorção atômica (b) e em espectrômetro a combustão (c).	59
Figura 4.6 - Adição dos elementos químicos FeMo (a), FeCr (b), cobre (c) e Níquel (d) no fofo nodular durante a transferência do metal líquido do forno a indução.	60
Figura 4.7 - Representação de uma centrífuga horizontal com os componentes principais para a operação, durante o vazamento do metal líquido	61
Figura 4.8 - Revestimento refratário, bentonita (B), Grafite (G) e mulita (M).	61
Figura 4.9 - Amostras de fofo nodular para a análise microestrutural.	62
Figura 4.10 - Sequência de preparação de amostra para a análise metalográfica.	62
Figura 4.11 - Amostra de fofo nodular para o ensaio de dureza a) e sentido das identações b).	63
Figura 4.12 - Amostra de fofo nodular para o ensaio de tração a) e dimensões do corpo de prova b).....	64
Figura 4.13 - Corpo de prova de fofo nodular para o ensaio de impacto (a) e dimensões do corpo de prova (b).....	64
Figura 5.1- Efeito dos elementos químicos no N° de nódulos / mm ² para cada amostra de fofo nodular.	67
Figura 5.2 - Percentual de nódulos tipo I e de tamanho N° 8 para cada amostra de fofo nodular.	67
Figura 5.3 - Nódulos de grafita para as amostras de fofo nodular. Sem ataque.	68
Figura 5.4 - Grafita lamelar para a amostra de fofo cinzento com CrMo. a) Região superficial próxima ao diâmetro externo da peça e b) região central da peça. Sem ataque.	69
Figura 5.5 – Percentuais para cada microconstituente encontrado em cada amostra de ferro fundido nodular.	70
Figura 5.6 - Microestruturas das amostras de fofo indicando os microconstituintes presentes. Ataque nital 2%.	72
Figura 5.7 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com Ni. ...	74
Figura 5.8 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com Cr. ...	75
Figura 5.9 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com Mo..	77
Figura 5.10 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com NiCr.	78
Figura 5.11 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com NiCu.	80
Figura 5.12 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com MoCu.	81

Figura 5.13 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com NiMo.	83
Figura 5.14 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com CrCu.	84
Figura 5.15 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo cinzento com CrMo.	86
Figura 5.16 – Valores de dureza HRB encontrados para cada condição de ferro fundido nodular.	88
Figura 5.17 – Valores de energia de impacto encontrados para cada condição de ferro fundido nodular.	89
Figura 5.18 – Valores de limite de resistência a tração para cada condição de ferro fundido nodular.	90
Figura 5.19 – Valores de dureza (HRB), energia de impacto (J) e de limite de resistência à tração (MPa) em relação aos microconstituintes presentes na matriz.	91
Figura 5.20 – Imagem de MEV da superfície da fratura após o ensaio de impacto Charpy para as amostras de ferro fundido nodular.	93
Figura 5.21 - Fluxograma padrão de produção do ferro fundido nodular martensítico.	95

Lista de Tabelas

Tabela 3.1 - Composição química das amostras de ferro fundido utilizadas por Cho e colaboradores (%p).....	33
Tabela 3.2 - Nódulos de grafita em relação a área, quantidade, nodulariedade e diâmetro médio observadas por Cho e colaboradores.	33
Tabela 3.3 - Efeito dos elementos químicos durante a solidificação e a reação eutetóide do ferro fundido.....	46
Tabela 4.1. Especificação da composição química do ferro fundido nodular (%p).	56
Tabela 4.2. Composição química e quantidades para a sucata de aço, ferro-gusa e retornos de fofo nodular utilizadas para a produção da liga (%p).....	57
Tabela 4.3: Composição química, quantidades e local de adição do nodulizante e dos inoculantes utilizados na produção de fofo nodular.	59
Tabela 5.1 - Percentuais dos elementos Mo, Cr, Cu e Ni para as nove ligas de fofo nodular produzidas (%p).....	65
Tabela 5.2: Análise da grafita das amostras de fofo quanto à forma, tamanho, quantidade e nodularidade.	66
Tabela 5.3: Percentuais dos microconstituintes encontrados para cada amostra de ferro fundido nodular.	70
Tabela 5.4: Composição dos custos com o tratamento térmico.	96

Lista de Abreviaturas e Siglas

ABIFA	Associação Brasileira de Fundição
GLP	Gás liquefeito de petróleo
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
TEE	Temperatura do estético estável
TEM	Temperatura do estético metaestável
TSE	Temperatura do super-resfriamento
TRE	Temperatura de término da recalescência
SR	Super-resfriamento
RC	Recalescência
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
FoFo	Ferro Fundido
L	Líquido
PH	Potencial hidrogeniônico
RPM	Rotações por Minuto
C _F	Capacidade do forno em quilogramas
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
E	Quantidade do elemento químico vindo da matéria-prima primária
EL	Quantidade do elemento químico no material adicionado
CLP	Controlador lógico programável
MO	Microscopia Óptica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
LMM	Laboratório de Metalurgia e Materiais
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
LEN	Laboratório de Ensaios destrutivos e não destrutivos
CCC	Cúbico de corpo centrado
LR	Limite de resistência
C	Clivagem
D	Deformação da ferrita ao redor dos nódulos de grafita
C _t	Custo total mensal
C _{IP}	Custos com insumos de produção
C _{Ferr}	Custos com ferramental

C_{Man}	Custos com manutenção
C_{Seg}	Custos com a segurança
C_{op}	Custos com a mão de obra
C_{GR}	Custos com a geração de resíduos
C_{GQ}	Custos com a gestão da qualidade
EPI's	Equipamentos de proteção individual
EPC's	Equipamentos de proteção coletiva
Do	Cotação do dólar.
USD	<i>United States Dollar</i>
un	Unidade
C_{FeMo}	Custo Da liga ferro-molibdênio
N_C	Número de corridas
m_{FeMo}	Quantidade em quilos de molibdênio
P	Preço do quilo da liga ferro-molibdênio
Mo_{des}	Percentual total desejado de molibdênio no fofo nodular produzido
P_{Ret}	Percentual de retorno utilizado
Mo_{Ret}	Percentual de molibdênio contido no material de retorno
Mo_{FeMo}	Percentual de molibdênio contido no material FeMo adicionado
Vi	Viabilidade

Lista de Símbolos

HB	Dureza Brinell
P_x	Fator de perlitização
$f^{\text{ferr}} (\%)$	Porcentagem de ferrita na matriz do ferro fundido
K_1	Coeficiente antinodularização
γ	Austenita
δ	Ferro delta
α	Ferrita
Ceq	Carbono Equivalente
ΔE	Delta Eutético
$\varnothing_{e.tb}$	Diâmetro externo do tubo
$\varnothing_{i.m}$	Diâmetro interno do molde
e	Espessura da camada de tinta refratária
V_{ol}	Volume de tinta
G	Fator G (quantas vezes a força de rotação é maior que a da gravidade)
N	Número de Rotações por Minuto
$\varnothing_i$	Diâmetro interno do tubo
HRB	Dureza Hockwell B

Sumário

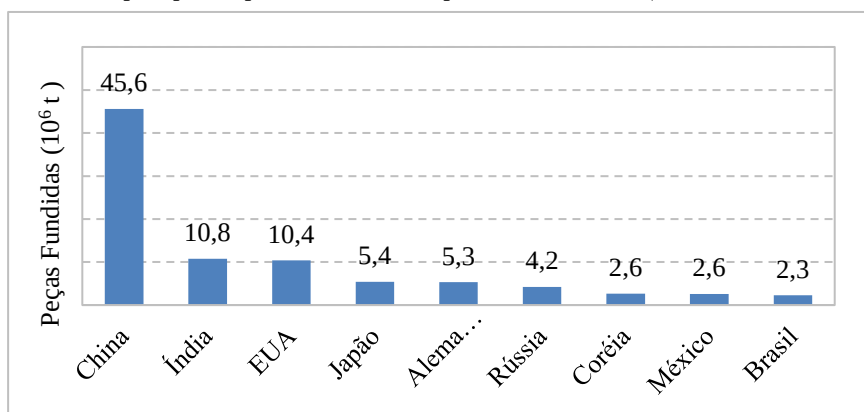
1. INTRODUÇÃO	19
JUSTIFICATIVA	21
2. OBJETIVO.....	22
2.1 Objetivos Específicos	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
3.1 Ferro Fundido Nodular	23
3.1.1 Definição	23
3.1.2 Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos Nodulares	24
3.1.3 Influência da composição química na matriz e na grafita dos ferros fundidos nodulares	24
3.1.4 Influência da matéria-prima na composição química do fofo nodular	31
3.1.5 Influência do tempo no forno de fusão na composição química do ferro fundido nodular	32
3.1.6 O efeito dos elementos cobre, cromo, molibdênio e níquel na microestrutura e nas propriedades do ferro fundido nodular	33
3.1.7 Influência da Matriz no ferro fundido nodular	36
3.1.8 Influência dos nódulos de grafita no ferro fundido nodular	38
3.1.9 Influência da Solidificação no ferro fundido nodular.....	42
3.1.10 Análise Térmica para o Ferro Fundido Nodular.....	47
3.2 Antecedentes dos estudos sobre ferro fundido	50
3.3 Fundição por Centrifugação.....	52
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	56
4.1 Carregamento do Forno a Indução com as Matérias Primas	57
4.1.1 Fusão.....	57
4.1.2 Vazamento	59
4.1.3 Centrifugação.....	61
4.1.4 Análise do Material Fundido - Microscopia Óptica	62
4.1.5 Análise do Material Fundido - Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS	63

4.1.6	Ensaio de Dureza	63
4.1.7	Ensaio de Tração	64
4.1.8	Ensaio de Impacto Charpy.....	64
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
5.1	Composição Química – Mo, Cr, Cu e Ni.....	65
5.2	Análise Metalográfica das Amostras de FoFo Nodular.....	66
5.2.1	Análise dos Nódulos de Grafita.....	66
5.2.2	Análise da Matriz.....	70
5.3	Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS.....	73
5.4	Propriedades Mecânicas	88
5.5	Eliminação da operação de austenitização seguida de têmpera - Estimativa de Custos	95
6	CONCLUSÕES.....	99
6.1		99
6.1	Sugestões para Trabalhos Futuros	100
	Referências Bibliográficas.....	101
	Anexos.....	108
	Publicações relacionadas com o trabalho	115

1. INTRODUÇÃO

A capacidade produtiva de componentes fundidos no Brasil é da ordem de 4 milhões de toneladas por ano. Em 2017 a produção de fundidos foi de 2,3 milhões de toneladas, esse volume posiciona o país entre os 10 maiores mercados de fundição do mundo, Figura 1.1 (Melado, 2018).

Figura 1.1 - Principais países produtores de componentes fundidos (milhões de toneladas por ano).



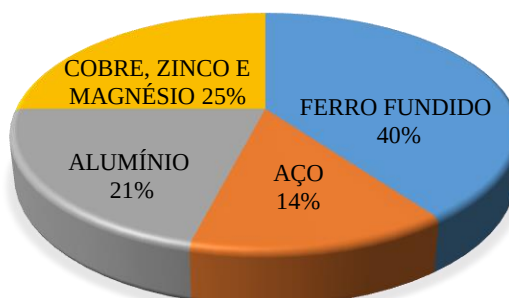
Fonte: Adaptado de Melado (2018).

Da produção total de fundidos da indústria brasileira, aproximadamente 20% é destinada à exportação. Da parcela referente ao mercado interno (80%), a indústria automotiva responde por cerca de 60% de toda demanda de componentes fundidos, o que torna esse setor um forte indicador do comportamento econômico.

O Brasil se destaca por possuir a 2ª maior reserva de minério de ferro do mundo e junto com a Austrália respondem por aproximadamente 45% das reservas mundiais. Em relação a produção de minério, o país se posiciona como 2º maior produtor e quase a metade das exportações, 46%, é destinada ao mercado chinês.

Segundo a Associação Brasileira de Fundição (ABIFA), existem 1.167 fundições no país e desse total, 54% correspondem a fabricantes de componentes ferrosos, Figura 1.2.

Figura 1.2 – Participação percentual dos metais mais produzidos nas fundições brasileiras.



Fonte: Adaptado de IPESI (2017).

Entre os principais materiais fundidos produzidos globalmente, o ferro fundido possui posição de liderança. Em 2015, cerca de 104,1 milhões de toneladas métricas de materiais fundidos foram produzidos no mundo. Sendo que 70% foram componentes de ferros fundidos (Biswas e Monroe, 2019), o que posiciona esse material como um dos mais importantes utilizados na engenharia (Stefanescu, 2018).

Por se tratar de um material versátil, com custo de fabricação competitivo e boas propriedades mecânicas, as fundições que produzem componentes de ferro fundido (fofo) nodular para as indústrias automotivas, têm grande interesse em buscar novos processos de fabricação para a produção de ferros fundidos com alta resistência sem perdas expressivas de ductilidade e tenacidade (Melado, 2018). Ligas de ferro fundido nodular mais resistentes permitem a redução de peso devido a produção de componentes mais leves (Pedersen e Tiedje, 2008; Sosa *et al.*, 2008). O resultado é a redução de energia e das emissões de gases poluentes lançados na atmosfera (Swain, 2008).

Desde o seu desenvolvimento na década de 1940, o ferro fundido nodular rapidamente substituiu ligas como o ferro maleável e os aços fundidos e forjados, pois oferecia ao mercado maior versatilidade nas soluções de engenharia, preço competitivo e maior desempenho frente aos materiais tradicionais (Olawale *et al.* 2016). Mesmo quando suas propriedades são inferiores à de outros materiais ferrosos, o ferro fundido nodular ainda é um material competitivo devido ao seu baixo custo de produção e a possibilidade de controle da microestrutura. Esses fatores fazem com que haja anualmente um crescimento do uso desse material (Bočkus e Žaldarys, 2010).

Os componentes fabricados em diversas classes de ferro fundido nodular apresentam boas propriedades mecânicas, como limite de resistência (380 a 800 MPa) e alongamento (2% a 17%). Com relação à aplicação, essa liga ferrosa pode ser utilizada para a produção de virabrequins, juntas de direção, pinças de freios, válvulas, tubos para saneamento básico, anéis de pistão, entre outros (Glavas, 2012; Mahto, 2014). Quando utilizados em engrenagens, os requisitos são, o amortecimento de vibrações, boa usinabilidade e resistência ao desgaste (Olawale *et al.* 2016).

O mercado do ferro fundido nodular apresenta-se de forma bem distribuída, cuja demanda varia desde a produção de tubulações para o transporte de água, indústria automotiva e produtos fundidos em geral. Cada segmento, representa 1/3 da produção total, mas é no setor automotivo que a exigência por componentes com nível de qualidade mais elevado, baixo custo e com propriedades mecânicas específicas são requeridas (Ramírez-Natera *et al.*, 2016).

JUSTIFICATIVA

A produção de ferro fundido consiste na fusão das matérias-primas primárias como o ferro-gusa, a sucata de aço e retornos de processos. Denominam-se como retornos de processos, os cavacos de usinagem e as peças descartadas durante as diversas etapas de fabricação.

Dentre as três matérias-primas, a sucata de aço é a que confere a maior dificuldade no controle no processo de fabricação do ferro fundido por apresentar diversos tipos de aços com composições químicas diferentes. Atualmente, não existe uma preocupação das empresas geradoras desse tipo de sucata em separar as diferentes composições químicas, seja pela falta de conhecimento dos impactos causados nas fundições de ferro fundido, seja pela inviabilidade técnica e/ou econômica do processo de separação.

Elementos químicos presentes na sucata de aço, mesmo em pequenas concentrações percentuais, são indesejáveis na produção do ferro fundido, visto que alguns deles têm o efeito de provocar alterações significativas da microestrutura dos mesmos. Um exemplo é o aparecimento ocasional de frações de martensita no estado bruto de fundição, em peças em que se esperava matriz totalmente perlítica. Frações da ordem de até 30% de martensita já foram registradas no cotidiano industrial, resultando em peças não-conformes, aumento dos custos e perda de competitividade.

Tendo em vista que no dia a dia de uma fundição é muito difícil evitar esta “contaminação” por certos elementos químicos, como molibdênio, cobre, cromo e níquel, este trabalho tem como propósito investigar quais desses elementos e em quais porcentagens eles influenciam na formação da martensita em um ferro fundido nodular de matriz perlítica.

Esta investigação tem como propósito auxiliar no desenvolvimento de um ferro fundido nodular com matriz martensítica no estado bruto de fundição. Isso propiciaria uma inovação no método de obtenção do ferro fundido nodular com matriz martensítica, pois ao obter tal estrutura no estado bruto de fundição seria possível eliminar operações de alta complexidade, como o tratamento térmico de austenitização seguida de têmpera, com potenciais ganhos de aumento da produtividade, redução de refugo, minimização de custos diversos (mao de obra, energia elétrica, insumos produtivos, entre outros).

Optou-se pelo processo de fundição por centrifugação, visto que para essa tecnologia de fabricação a taxa de transferência de calor é mais acentuada em comparação à fundição em molde de areia a verde. Como a martensita é uma microestrutura fortemente influenciada pela

velocidade de resfriamento, o processo de fundição por centrifugação oferece uma grande oportunidade para esse trabalho.

2. OBJETIVO

O presente estudo tem como propósito investigar o efeito da adição dos elementos químicos cobre, cromo, molibdênio e níquel no desenvolvimento de uma matriz martensítica no estado bruto de fundição, no fofo nodular, pelo processo de fundição por centrifugação horizontal.

2.1 Objetivos Específicos

O processo de fabricação de uma liga de ferro fundido nodular martensítica contempla a operação de tratamento térmico de austenitização seguida de têmpera para a obtenção da matriz desejada. Em contrapartida o desenvolvimento de uma liga de ferro fundido com a matriz martensítica formada no estado bruto de fundição dispensa a operação de austenitização seguida de têmpera, o que permite:

- Eliminar a operação de tratamento térmico de austenitização seguida de têmpera;
- Eliminar os custos com manutenção de fornos de tratamento térmico;
- Eliminar o custo com a gestão de resíduos industriais como, óleo de têmpera, gases da atmosfera controlada, fuligem e descarte de refratários;
- Eliminar os custos com os gases usados no forno, metanol, nitrogênio e GLP;
- Eliminar os custos com a energia elétrica;
- Eliminar uma operação com elevado potencial de risco aos operadores;
- Eliminar os custos da gestão da qualidade;
- Reduzir o tempo de processamento de peças na linha de fabricação.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

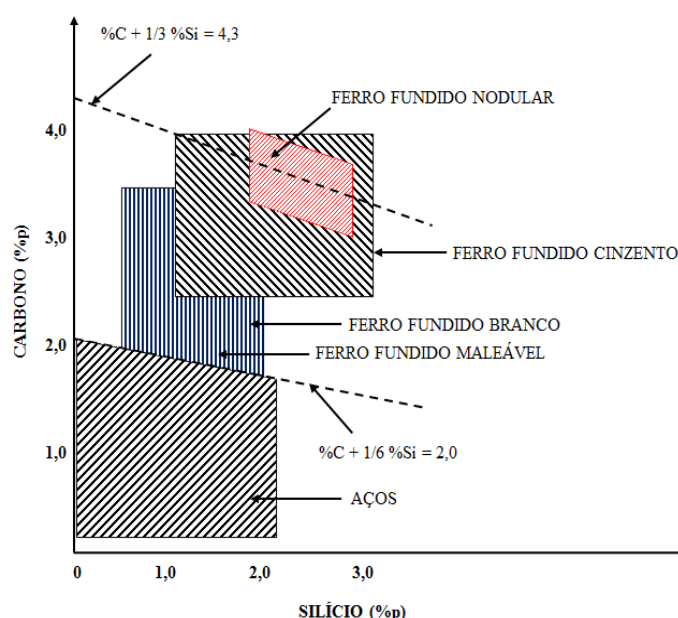
3.1 Ferro Fundido Nodular

3.1.1 Definição

Os ferros fundidos nodulares são ligas ferrosas compostas basicamente por Fe-Si-C em que parte do carbono apresenta-se na forma de nódulos de grafita e são envolvidos por uma matriz metálica (Andriollo *et al.*, 2015). Esses nódulos são resultantes da ação de aditivos incorporados ao metal líquido, como magnésio, cério e lantânio (Glavas, 2012).

Os teores de carbono variam entre 3 e 4% e os teores de silício variam de 2 a 3% em peso no ferro fundido nodular. Na Figura 3.1 é apresentada em termos de carbono e silício, os dois principais elementos químicos presentes nos ferros fundidos e aços, as faixas de composição que caracterizam essas ligas.

Figura 3.1 – Regiões de fabricação dos aços e ferros fundidos branco, maleável, cinzento e nodular em relação aos teores de carbono e silício.



Fonte: Modificado de Elliott (1988).

O termo ferro fundido nodular não representa um único material e sim uma família de ligas com propriedades e aplicações específicas (Olawale *et al.*, 2016) e também é tratado na literatura como ferro fundido de grafita esferoidal e ferro fundido dúctil (Mahto, 2014;

Thacker, 2015).

Os ferros fundidos nodulares podem ser classificados de acordo com a matriz que envolve os nódulos de grafita. Desse modo, destacam-se os ferros fundidos nodulares ferríticos, perlíticos, ferríticos-perlíticos, martensíticos, austeníticos e bainíticos (Swain, 2008). Para cada classe, existem propriedades diferentes e, portanto, aplicações mais adequadas de acordo com a solicitação mecânica, o ambiente em que a liga será exposta e as exigências definidas em projeto.

3.1.2 Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos Nodulares

Em se tratando de propriedades, há uma série de fatores que influenciam o ferro fundido nodular, sendo alguns relacionados aos nódulos de grafita e outros à matriz. Em relação aos nódulos, deve-se controlar a forma, a quantidade e a distribuição desses durante o processo de fundição.

Em relação à matriz, os componentes da carga no forno, a composição química, a temperatura de vazamento, a inoculação, a taxa de resfriamento durante a solidificação e a taxa de resfriamento na faixa de transformação eutetóide devem ser controlados durante o processo de fundição do ferro fundido nodular (Biswas e Monroe, 2019; Bočkus e Žaldarys, 2010; Glavas, 2012; Herrera-Navarro *et al.*, 2011; Kopycinski *et al.*, 2013)

3.1.3 Influência da composição química na matriz e na grafita dos ferros fundidos nodulares

Dentre os fatores que influenciam a formação da matriz do ferro fundido nodular e, consequentemente as propriedades mecânicas, a composição química é a mais importante (Glavas, 2012). Os elementos químicos são incorporados na composição do ferro fundido nodular através das matérias-primas ou adicionados intencionalmente através de ligas comerciais para um objetivo específico. Nesse último caso, o ferro fundido é denominado ferro fundido ligado e os principais elementos adicionados são: nióbio, níquel, cromo, molibdênio, tungstênio, cobre, vanádio e titânio (Radzikowska, 2004). A presença de alguns elementos nem sempre é desejada no fundido, mesmo assim são incorporados como “impurezas residuais” provenientes da matéria-prima usada na fusão da liga, sobretudo da sucata de aço.

Alguns elementos químicos atuam nos nódulos de grafita e outros na matriz. Nos nódulos, têm efeito na formação e na geometria da grafita. Na matriz, podem aumentar as

propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares através do endurecimento por solução sólida ou através da formação de carbonetos (Murcia *et al.*, 2013; Swain, 2008).

Os elementos químicos que atuam na formação da grafita são denominados elementos grafitizantes. Existe uma significativa correspondência entre os elementos grafitizantes e o controle da matriz. Quanto maior a quantidade de nódulos de grafita, menor será o teor de carbono disponível na matriz para formar perlita, cementita e carbonetos.

Na Figura 3.2 são apresentados os elementos básicos ou elementos primários, com as faixas características de composição química, seus efeitos positivos e negativos no ferro fundido nodular. São incorporados ao fofo principalmente através do ferro-gusa ou sucata de fofo oriundas das etapas do processo.

Os elementos com efeito esferoidizante, também denominados de formadores de nódulos, Figura 3.3, são os responsáveis por conferir à grafita a forma esférica. Atualmente, existem diversas ligas nodulizantes no mercado e cada uma com uma vantagem em relação à outra dependendo das características do processo e da viabilidade econômica.

Alguns elementos são prejudiciais à geometria esférica dos nódulos e são conhecidos como agentes deletérios, antinodulizantes ou antiesferoidizantes, Figura 3.4. Devem ser evitados ou mantidos controlados durante a produção do fofo nodular para se obter um material com grau de nodulariedade adequado. Agem anulando ou reduzindo o efeito dos elementos esferoidizantes, sendo incorporados ao ferro fundido através de sucatas, como as de aço e cobre.

Os elementos químicos que atuam na formação da matriz formando carbonetos e perlita, estão presentes na Figura 3.5. O efeito da presença de carbonetos depende da aplicação, podendo ser um requerimento indispensável ou indesejável. Portanto, esses elementos devem ser mantidos controlados. Podem se tornar indesejáveis, caso o objetivo seja a produção de ferro fundido de matriz ferrítica. Nesse caso devem ser mantidos em quantidades mais baixas possíveis.

Os elementos adicionados intencionalmente, denominados elementos de ligas, para a obtenção de uma propriedade específica no ferro fundido nodular, podem ser observados na Figura 3.6. São adicionados, em geral na forma de ferros ligas, dependendo da aplicação do componente fundido para conferir propriedades específicas.

Finalmente, na Figura 3.7 o efeito dos elementos na formação de compostos gasosos pode ser observado. Esses elementos devem ser controlados, pois podem favorecer o aparecimento de defeitos de fundição e microestruturas indesejáveis no ferro fundido nodular (Pedersen e Tiedje, 2006).

Figura 3.2 – Percentuais e efeitos dos elementos primários presentes na composição do ferro fundido.

ELEMENTOS PRIMÁRIOS					
Elemento	Teores Típicos (%p)	Teor Máximo para Matriz (%)		Efeito Positivo	Efeito Deletério
		Ferrítica	Perlita		
Si	1,8 - 3,0	1,8 - 3,0	1,8 - 2,75	Desoxidante. Aumenta o potencial de grafitação. Aumenta a temperatura eutética estável e diminui a metaestável. Refina a distribuição da grafita. Promove a ferrita. Em altos teores ajuda a evitar carbonetos em seções finas.	Segrega negativamente. Efeito negativo na força, por promover ferrita.
C	3,0 - 4,0	3,0 - 4,0	3,0 - 4,0	Desoxidante. Expansão da grafita durante a solidificação.	Risco de flutuação da grafita, especialmente em seções grossas para C > 3,8%. Problemas com carbonetos em seções finas para baixos teores.
P	< 0,05	< 0,035	< 0,05	Promove a perlita. Deve ser mantido o mais baixo possível.	Formador de carbonetos e segrega positivamente.
S	< 0,02	< 0,02	< 0,02	Para pequenas variações: sem influência no alongamento e força. Combina com o Mg e terras raras formando pequenas inclusões que servem como partículas de nucleação da grafita.	Limita a eficiência do processo de tratamento com magnésio. Para teores de S < 0,0006%, o fofo nodular apresenta menor resposta à esferoidização, exibe menor contagem de nódulos e maior tendência à formação de carbonetos.
Mn	0,0 - 1,2	< 0,2	< 1,0	Promove a perlita. Diminui a temperatura eutética metaestável.	Promovedor de carbonetos moderadamente forte. Segrega positivamente. Afeta a nucleação. Diminui a temperatura eutética estável.

Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

Figura 3.3 – Percentuais e efeitos dos elementos esferoidizantes na formação dos nódulos em fofo nodular.

ELEMENTOS ESFEROIDIZANTES					
Elemento	Teores Típicos (%p)	Teor Máximo para Matriz (%)		Efeito Positivo	Efeito Deletério
		Ferrítica	Perlita		
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.
Terras Raras	0,0 - 0,30	$\cong 0,035$	$\cong 0,035$	Inoculantes contendo Bi e terras raras têm efeito maior em seções de paredes finas. Diminui a quantidade de carbonetos. Aumenta a contagem e a qualidade dos nódulos em combinação com Mg. Neutraliza elementos subversivos como Pb, Sb, Bi e Ti.	Excesso promove carbonetos em seções finas e grafita <i>chunky</i> em seções grossas.
Ca	< 0,01			Aumenta a contagem e melhora a qualidade dos nódulos. Otimiza a inoculação. Reduz a taxa de fading do Mg. Reduz a violência da reação das ligas nodulizantes FeSiMg.	Pode favorecer problemas com escória. Anula o efeito do Sr.
Ba	< 0,01			Aumenta a contagem de nódulos. Otimiza a inoculação.	
Ce	Até 0,01			Faz com que o carbono forme nódulos. Diminui a perda de Mg. Neutraliza traços de elementos indesejáveis. Tem uma taxa de reação mais baixa e o fading é mais lento que o do 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.

Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

Figura 3.4 – Percentuais e efeitos dos elementos deletérios na formação dos nódulos em fofo nodular.

ELEMENTOS DELETÉRIOS					
Elemento	Teores Típicos (%p)	Teor Máximo para Matriz (%)		Efeito Positivo	Efeito Deletério
		Ferrítica	Perlita		
Te	< 0,005	< 0,02	< 0,02	0,002% Te reduz a tendência de formar <i>pinholes</i> 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. Muito forte 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 por <i>pinholes</i> na sub superfície e a formação de escória. 0,01% é suficiente para causar pinholes. Promove a grafita vermicular, efeito maior em seções grossas
Ti	< 0,07	< 0,03	< 0,07	Deve ser mantido o mais baixo possível.	Formador de carbonetos. Segrega positivamente. Promove a grafita vermicular. Diminui a temperatura eutética estável. Aumenta a temperatura eutética metaestável
Sb	< 0,005	< 0,001	<0,001	< 0,03%: excelente promotor de perlita, barreira para a difusão de carbono. Neutraliza a grafita <i>chunky</i> em seções grossas.	Adições em excesso podem levar à fragilização. Em níveis elevados promove a degeneração de nódulos quando Terras raras não estão presentes.
Pb		< 0,002	< 0,002	Deve ser mantido o mais baixo possível	Promove a grafita não esferoidal. Formador de carbonetos muito forte, especialmente quando o Ti está presente.
Bi	< 0,01	< 0,002	< 0,002	Inoculantes contendo Bi e terras raras têm maior efeito em seções de paredes finas. Diminui a quantidade de carbonetos. Aumenta a contagem e a qualidade dos nódulos quando terras raras estiver presente. Aumenta o teor de perlita	Promove a grafita vermicular na ausência de Terras raras. Forte formador de carbonetos e o Ti acelera essa tendência. Não é reduzido durante a fusão, causando um acúmulo se o retorno de fofo nodular consistir em mais de 50% da carga no material fundido
Zr	< 0,01	< 0,1	< 0,1	Deve ser mantido o mais baixo possível. Utilizado em alguns inoculantes para facilitar o efeito de inoculação por meio de carbonetos Zr-C	Promove a grafita vermicular. Aumenta a solubilidade do hidrogênio com risco de <i>pinholes</i>
Sr	< 0,01			Aumenta a contagem de nódulos, otimiza a inoculação	Efeito do Sr é anulado pelo Ca

Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

Figura 3.5 – Percentuais e efeitos dos elementos formadores de carbonetos e de perlita no fofu nodular.

ELEMENTOS FORMADORES DE CARBONETOS E DE PERLITA					
Elemento	Teores Típicos (%p)	Máximo para Matriz (%)		Efeito Positivo	Efeito Deletério
		Ferrítica	Perlita		
Sn	< 0,1	< 0,001	< 0,1	0,04-0,1%: Excelente promovedor da perlita. Se houver uma grande diferença na taxa de resfriamento, uma pequena adição de Sn (<0,08) juntamente com o Cu produz um maior teor de perlita nas seções mais grossas e uma matriz mais homogênea.	Adições em excesso podem levar à fragilização. Em níveis > 0,10% forma estrutura intercelular com a grafita em flocos. Ti aumenta o efeito.
V	< 0,03	< 0,04	< 0,05	Potente para a temperabilidade. Leve promovedor da perlita.	Segrega positivamente. Forte coquilhamento e formador de carbonetos. Retarda o recozimento. Diminui a temperatura eutética estável e aumenta a temperatura eutética metaestável.
Cr	< 0,05	< 0,04	< 0,10	Mantenha o mais baixo possível.	Formador de carbonetos. Segrega positivamente. Carbonetos resistentes ao recozimento. Diminui a temperatura eutética estável e aumenta a temperatura eutética metaestável.
B	< 0,0005	< 0,002	< 0,002	Mantenha o mais baixo possível.	Promove carbonetos. Forma carbonetos intercelulares que resistem ao recozimento.
As	< 0,01	< 0,02	< 0,05	Cerca de 0,08% é necessário para a matriz perlítica.	Formador de carbonetos junto com o Ti.
W	< 0,04	< 0,04	< 0,05	Forma Carbonetos muito estáveis. Manter mais baixo possível	Retarda o recozimento.
Nb	< 0,04	< 0,04	< 0,05	Forma Carbonetos muito estáveis. Manter mais baixo possível	Retarda o recozimento.

Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

Figura 3.6 – Percentuais e efeitos dos elementos de liga na formação da microestrutura do ferro fundido.

ELEMENTOS DE LIGA					
Elemento	Teores Típicos (%p)	Máximo para Matriz (%)		Efeito Positivo	Efeito Deletério
		Ferrítica	Perlita		
Ni	0,01-2,00	Mais baixo possível	Especificação	Promove a perlita. Reduz o coquilhamento e carbonetos. Aumenta a temperatura do eutético estável. Diminui a temperatura do eutético metaestável. Minimiza as variações nas propriedades mecânicas entre seções finas e grossas.	Segrega negativamente.
Cu	0,01-0,90	< 0,03	Especificação	Promove a perlita. Combinado com Mo oferece um ótimo efeito de temperabilidade. Grafitizante substitui parcialmente o Si para minimizar o resfriamento sem promover ferrita livre. Aumenta a temperatura eutética estável. Diminui a temperatura eutética metaestável	Refina a perlita fracamente. O uso da sucata de cobre pode causar problemas devido a presença de chumbo, arsênico, telúrio, estanho e hidrogênio.
Mo	0,01-0,75	< 0,03	Especificação	Promove a grafita. Combinado com Cu, Ni e Cr, proporciona um ótimo efeito de temperabilidade. Diminui a temperatura eutética metaestável	Formador de carbonetos. Segrega positivamente. O excesso promove carbonetos intercelulares. Diminui a temperatura eutética estável

Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

Figura 3.7 – Percentuais e efeitos dos elementos formadores de gases no ferro fundido.

ELEMENTOS GASOSOS					
Elemento	Teores Típicos (%p)	Teor Máximo para Matriz (%)		Efeito Positivo	Efeito Deletério
		Ferrítica	Perlita		
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	Manter mais baixo possível	Promove carbonetos da linha central e <i>inverse chill</i> . Promove pinholes.
N	~ 100 ppm	~ 45 ppm	~ 45 ppm	Manter mais baixo possível	Leve tendência a formação de carbonetos. Pode contribuir para a porosidade.

Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

3.1.4 Influência da matéria-prima na composição química do fofo nodular

A fabricação de uma peça de ferro fundido nodular passa pela seleção dos componentes da carga adicionada ao forno de fusão. A matéria-prima base é composta por ferro-gusa, sucata de aço e retornos (cavacos de usinagens e peças refugadas). Ressalta-se porém, que uma mesma composição química de uma liga de ferro fundido nodular pode ser obtida por diferentes composições de matérias-primas, mas nenhuma corrida é igual a outra (Sillén, 2003).

A determinação dos elementos químicos por espectrometria é uma técnica muito simples e bastante utilizada na prática, mas incapaz de informar como estão dispostos esses elementos na matéria-prima, seja na forma de óxidos, sulfetos, silicatos, etc. (Sillén, 2003). A maneira como os elementos químicos estão presentes na liga, se dissolvidos ou combinados, resulta em diferenças significativas em termos de nodularidade, nucleação e crescimento da grafita, transformações no estado sólido e consequentemente nas propriedades mecânicas do ferro fundido (Lacaze, 2017).

A qualidade da sucata de aço utilizada no forno para a fusão do ferro fundido nodular é de extrema importância para o controle dos elementos antinodulizantes (Cabanne e Gagné, 2010; Glavas, 2012; Mahto, 2014; Riposan *et al.*, 2010). Bočkus e Dobrovolskis (2004) destacam que a sucata de aço geralmente apresentam em sua composição química cromo e manganês, sendo esses elementos os que mais afetam as propriedades mecânicas do ferro fundido. A porcentagem recomendada para o cromo e o manganês na sucata de aço deveria ser inferior à 0,1% p, mas no caso do manganês, os valores típicos encontrados são de 0,5%p. Devido à presença desses elementos, a proporção das matérias primas adicionadas ao forno de fusão deve ser controlada (Riposan *et al.*, 2010). Por exemplo, sendo a sucata de aço uma matéria-prima com baixo teor de carbono em sua composição química, o aumento da quantidade usada no forno para a produção do ferro fundido, dilui as grafitas presentes. O resultado é um metal líquido com menos sítios para a nucleação e desenvolvimento de grafitas. Nesse caso mais carbono estará presente na matriz para formar a cementita e a perlita. Em contrapartida, a utilização de matérias-primas ricas em carbono, como o ferro-gusa e os retornos de usinagem, favorece a formação de grafita e, menos carbono estará disponível na matriz para formar a perlita e a cementita, o que favorece a formação da matriz ferrítica. Bočkus e Dobrovolskis (2005) observaram que para a fabricação de um ferro fundido de matriz ferrítica bruta de fundição, pelo menos 50% da carga do forno deveria ser de ferro-gusa.

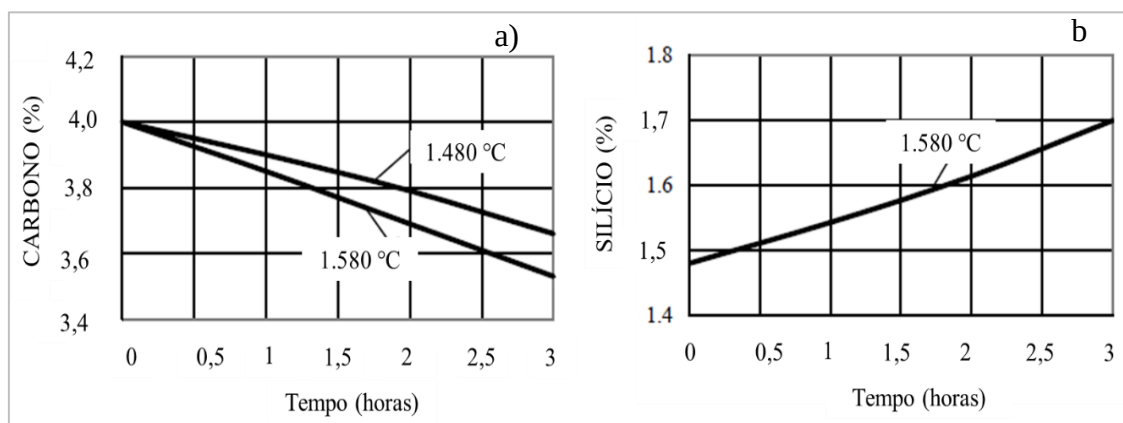
Atualmente, há uma maior preocupação com a sucata de aço para a fabricação de ferro fundido nodular, pois existe uma tendência de produção de aços cada vez mais ligados e elementos como o P, V, Ti, Cr, Mo, B, Mn e o Cr estão sempre presentes formando carbonetos e fosfetos que segregam para os contornos das células durante a solidificação.

A influência das quantidades de cada componente: aço, gusa e retornos, na composição da carga do ferro fundido nodular foi avaliada por Vaško (2012) após o tratamento térmico de recozimento para a ferritização e após o tratamento térmico isotérmico. O autor mostrou que o aço é uma alternativa mais viável para substituir o ferro-gusa, principalmente em países onde não há disponibilidade dessa matéria-prima ferrosa. O inconveniente dos carbonetos gerados pelo uso do aço foi suprimido pelo emprego do carvão de silício como agente nucleante.

3.1.5 Influência do tempo no forno de fusão na composição química do ferro fundido nodular

A alta temperatura e o tempo em que o metal líquido permanece no forno de fusão altera a composição química e as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Um elevado tempo de manutenção do banho líquido no forno de fusão resulta em um aumento do teor de silício devido a interação metal líquido/massa refratária e em uma redução do teor de carbono devido as reações químicas desse elemento com o oxigênio da atmosfera, conforme apresentado na Figura 3.8. Com a redução do percentual de carbono, microestruturalmente, tem-se como resultado um aumento do número de carbetos primários, no ferro fundido. (Bockus e Dobrovolskis, 2005). Esse efeito é similar ao observado com o aumento da quantidade de aço utilizado na fabricação do ferro fundido investigado por Vaško (2012).

Figura 3.8 - Efeito do tempo e da temperatura na porcentagem de carbono e silício em ferro fundido no estado líquido em forno a indução.



Fonte: Bočkus e Dobrovolskis (2004).

3.1.6 O efeito dos elementos cobre, cromo, molibdênio e níquel na microestrutura e nas propriedades do ferro fundido nodular

Cho *et al.* (2007) investigaram a influência dos elementos molibdênio (Mo), cobre (Cu), cromo (Cr) e níquel (Ni) na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular fundido em molde de areia com resina. As composições químicas utilizadas pelos autores são apresentadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química das amostras de ferro fundido utilizadas por Cho e colaboradores (%p).

Amostra	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ni	Cr	Mg
A	3,61	2,36	0,28	0,04	0,01					0,06
B	3,57	2,37	0,28	0,04	0,01	0,19 0,38 0,58				0,06
C	3,60	2,40	0,28	0,04	0,01		0,24 0,47 0,70			0,06
D	3,64	2,35	0,30	0,04	0,01			0,24 0,48 0,70		0,06
E	3,66	2,31	0,33	0,04	0,01				0,26 0,49	0,06

Fonte: Adaptado de Cho *et al.* (2007).

Os autores compararam os resultados das amostras com adição intencional de elementos de liga (amostras B, C, D e E) com a amostra de referência (amostra A). A análise dos resultados indica que, com relação aos nódulos de grafita, praticamente não há diferença entre a fração em área, quantidade, diâmetro médio e nodularidade entre as amostras com elementos de liga e a amostra de referência, conforme observa-se na Tabela 3.2.

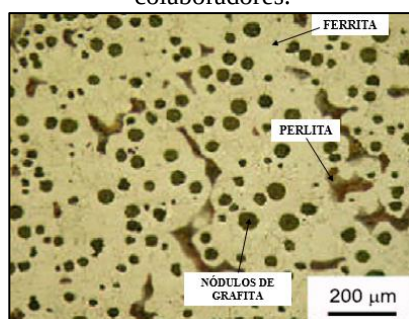
Tabela 3.2 - Nódulos de grafita em relação a área, quantidade, nodulariedade e diâmetro médio observadas por Cho e colaboradores.

Amostra	Área (%)	Quantidade de Nódulos (N/mm ²)	Nodularidade (%)	Diâmetro Médio (µm)
A	10,2	141,0	90,4	30,3
B	13,1	153,3	88,5	33,0
C	13,0	154,6	87,5	32,8
D	12,2	152,6	87,3	31,8
E	11,4	148,0	86,0	31,5

Fonte: Adaptado de Cho *et al.* (2007).

Com relação à matriz, observa-se uma matriz constituída basicamente por ferrita, com algumas regiões de perlita para a amostra de referência, conforme a Figura 3.9.

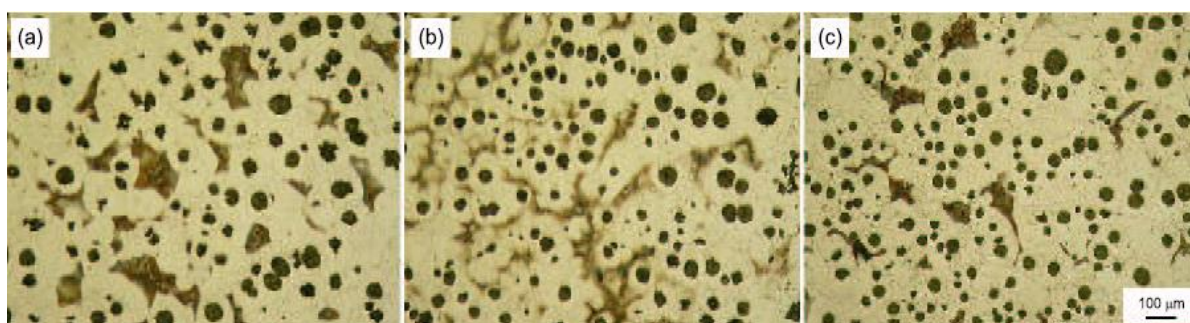
Figura 3.9 - Matriz e os nódulos de grafita para a amostra de referência (amostra A) utilizada por Cho e colaboradores.



Fonte: Modificado de CHO *et al.* (2007).

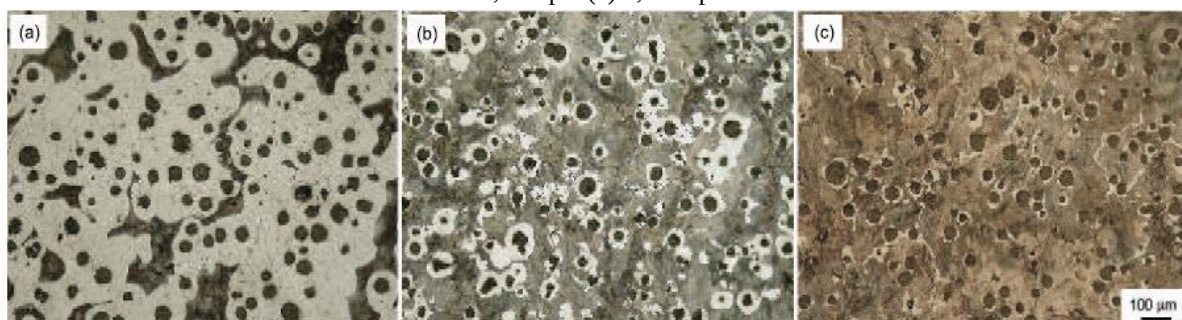
Com a adição de molibdênio, observa-se um aumento na fração de ferrita e consequentemente, uma diminuição da fração de perlita na matriz. O efeito contrário pode ser observado para as adições de cobre que é um elemento perlitizante. O cobre apresenta a capacidade de impedir a difusão do carbono da interface grafita/austenita para os nódulos, nas transformações no estado sólido. A evolução microestrutural para as adições de molibdênio e cobre é apresentada na Figura 3.10 e na Figura 3.11 (Cho *et al.*, 2007) respectivamente.

Figura 3.10 - Evolução da matriz ferrítica em fofo nodular com o aumento da adição de Mo: (a) 0,19%p, (b) 0,38%p e (c) 0,58% p.



Fonte: Adaptado de Cho *et al.* (2007).

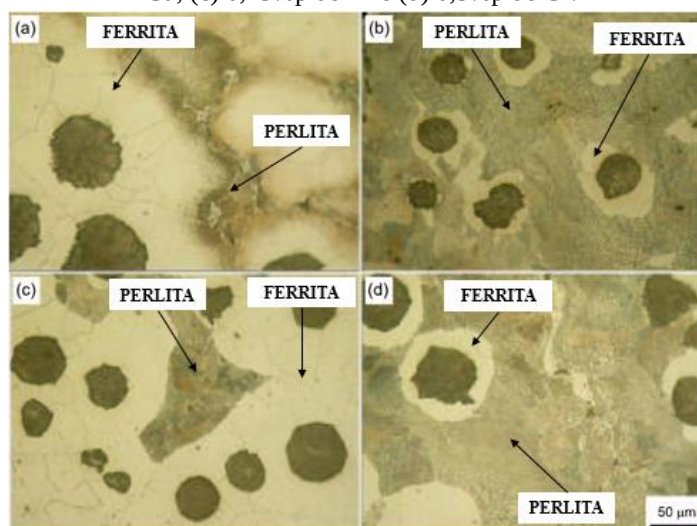
Figura 3.11 - Evolução da matriz perlítica em fofo nodular com o aumento da adição de Cu: (a) 0,24%p, (b) 0,47%p e (c) 0,70% p.



Fonte: Adaptado de Cho *et al.* (2007).

Existe uma correspondência entre as adições de Mo e Ni na formação da matriz ferrítica e nas adições de Cu e Cr no desenvolvimento da matriz perlítica. Na Figura 3.12 observam-se, que as amostras com Mo (a) e Ni (c) apresentam matriz ferrítica e as amostras com Cu (b) e Cr (d) apresentam matriz perlítica com ferrita ao redor dos nódulos de grafita.

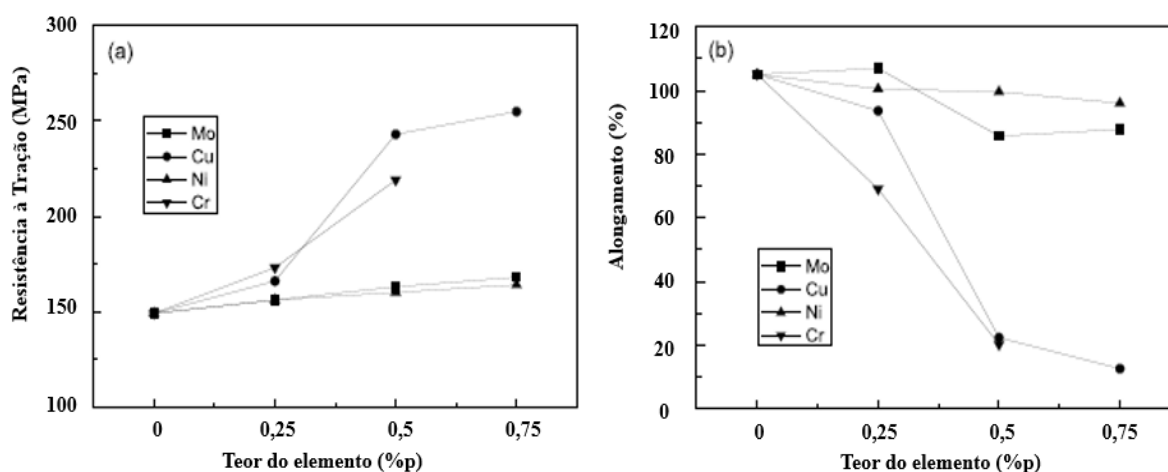
Figura 3.12 – características da microestrutura da matriz do fofo nodular: (a) 0,75%p de Mo, (b) 0,75%p de Cu, (c) 0,75%p de Ni e (d) 0,5%p de Cr.



Fonte: Adaptado de Cho *et al.* (2007).

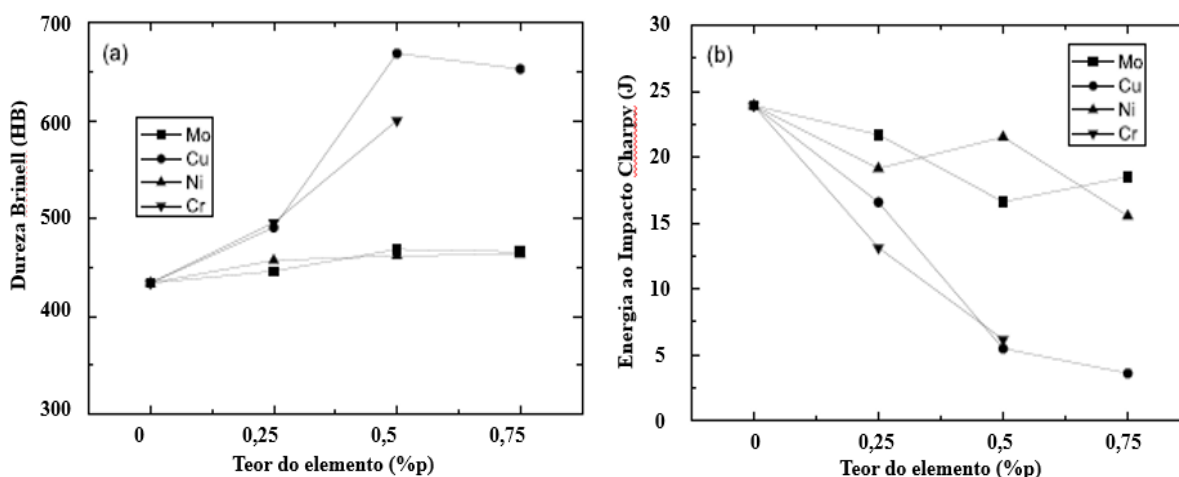
Observa-se que em relação à matriz ferrítica, teores de 0,75%p de molibdênio apresentam praticamente o mesmo efeito que 0,75%p de níquel. Para a obtenção da matriz perlítica, um teor de 0,75%p de cobre equivale a 0,5%p de Cr (Cho *et al.*, 2007). As propriedades mecânicas também sofreram influência das adições de elementos de liga, conforme Figura 3.13 e Figura 3.14.

Figura 3.13 – Efeito dos elementos Cr, Cu, Mo e Ni na resistência à tração (a) e no alongamento (b) do fofo nodular.



Fonte: Modificado de Cho *et al.* (2007).

Figura 3.14 – Efeito dos elementos Cr, Cu, Mo e Ni na dureza (a) e na energia ao impacto (b) do fofo nodular.



Fonte: Modificado de Cho *et al.* (2007).

Pode-se observar um comportamento semelhante para as amostras contendo cromo e cobre e para as amostras contendo níquel e molibdênio, independente da propriedade avaliada. Entretanto, as amostras com adição de cromo e de cobre apresentaram um efeito mais pronunciado nas propriedades reduzindo ou aumentando mais fortemente em relação ao efeito causado pelas amostras com adição de molibdênio e níquel.

Os autores Cho *et al.* (2007) ressaltam que a ferrita encontrada para as adições de molibdênio e níquel apresentaram valores semelhantes de resistência à tração devido ao endurecimento por solução sólida e de alongamento devido à presença de perlita nos contornos de células. O efeito do cromo é semelhante ao efeito do cobre, porém a presença de ferrita em torno dos nódulos de grafita, reduzem os valores encontrados, conforme observa-se na Figura 3.13. A dureza é dependente da deformação da grafita e da matriz durante o ensaio. Para adições de molibdênio e níquel, o aumento da dureza está associado ao endurecimento da ferrita por solução sólida e para as adições de cromo e cobre, o aumento mais pronunciado refere-se à presença e o aumento da fração de perlita na matriz com aumento das adições.

Do mesmo modo, observa-se que a maior ductilidade da matriz ferrítica, encontradas nas adições de molibdênio e níquel, favorecem valores maiores de energia ao impacto, conforme apresentado na Figura 3.14. O comportamento oposto pode ser verificado para as adições de cromo e cobre, pois a presença de perlita e o seu aumento na matriz com o aumento das adições aumentam a resistência do ferro fundido nodular (Cho *et al.*, 2007).

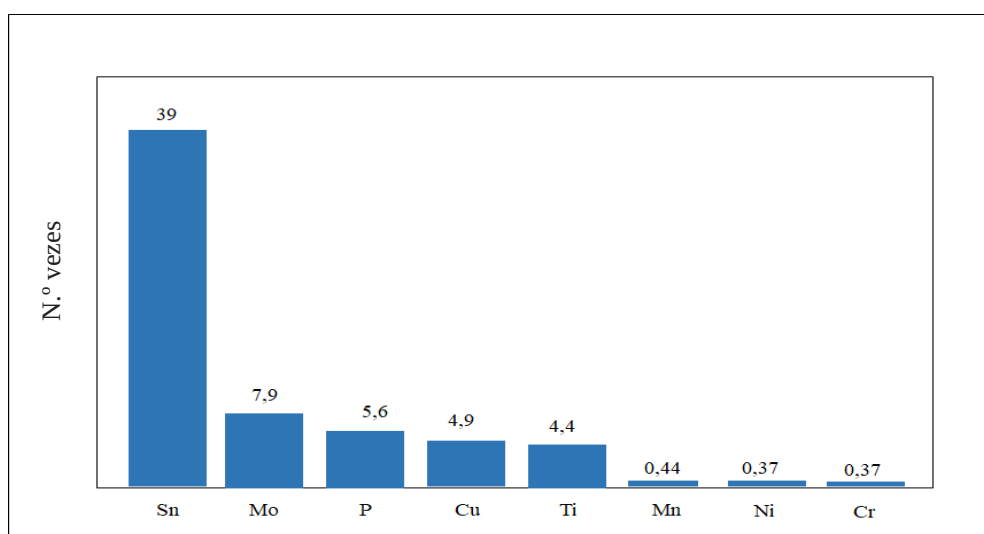
3.1.7 Influência da Matriz no ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular pode ser dividido em ferro fundido nodular ferrítico,

perlítico, ferrítico perlítico, martensítico, austenítico ou bainítico. Dentre esses tipos de matriz, as três primeiras são obtidas diretamente do produto fundido durante a solidificação e os demais após uma operação de tratamento térmico (Bočkus e Žaldarys, 2010).

Riposan *et al.* (2010) avaliaram a capacidade dos principais elementos de liga em promover a formação da perlita em ferro fundido nodular. Notavelmente, o estanho se mostra como um dos mais efetivos nessa função, apresentando menor custo em relação aos demais e com baixo ponto de fusão. O efeito desse elemento químico corresponde a cerca de 10 vezes o efeito do níquel e do cromo, conforme observado na Figura 3.15.

Figura 3.15 - Efeito dos principais elementos químicos na formação da perlita no fofo nodular em N.º de vezes.



Fonte: Modificado de Riposan *et al.* (2010).

O fator de perlitização, P_x , considera o efeito dos principais elementos químicos para a obtenção da matriz perlítica. Segundo Lacaze (2017) e Riposan *et al.* (2010), alguns elementos não são considerados no cálculo de P_x , mas são conhecidamente influenciadores da matriz do ferro fundido. Magnusson-Magnusson-Åberg *et al.* (2014) sugeriram adicionar ao cálculo o manganês e o estanho equivalente reportados na literatura, para a determinação do fator de perlitização. Nessa nova abordagem, o cálculo de P_x segue a forma apresentada na Equação 3.1, em que os elementos químicos devem ser considerados como porcentagem em massa.

$$\begin{aligned}
 P_x = & 3,00 (\% \text{Mn} + 1,5 \% \text{Ni} + 5,2 \% \text{Ti} + 1,2 \% \text{V} + 1,7 \% \text{Mo}) - 2,65 (\% \text{Si} - 2,0) + \\
 & 7,75 \% \text{Cu} + 90,0 (\% \text{Sn} - 0,185 \% \text{Co} + 0,138 \% \text{Mg} + 0,75 \% \text{N} + 0,067 \% \text{P}) + \\
 & 357 \% \text{Pb} + 333 \% \text{Bi} + 20,1 \% \text{As} + 9,60 \% \text{Cr} + 71,7 \% \text{Sb}
 \end{aligned}
 \tag{3.1}$$

Observa-se que o silício apresenta um valor negativo nesse fator, pois como foi mencionando anteriormente, esse elemento é um agente grafitizante e promovedor da ferrita

e, portanto, não favorece o desenvolvimento da perlita.

A formação e crescimento da ferrita no ferro fundido está associado a difusão do carbono da interface ferrita/austenita para a interface ferrita/grafita. Outros elementos químicos desempenham um papel importante na formação da matriz do ferro fundido. Segundo Riposan *et al.* (2010), Thielemann quantificou a presença da ferrita na matriz, f^{fer} , considerando o efeito dos elementos químicos apresentados em P_x , conforme observa-se na Equação 3.2

$$f^{fer}(\%) = 961 \cdot e^{-P_x} \quad 3.2$$

A abordagem descrita para os parâmetros P_x e f^{fer} considera apenas o efeito dos elementos químicos na formação da matriz. Apesar de ser fundamental, considerar somente o efeito da composição não é suficiente e outros fatores devem ser avaliados em conjunto.

A matriz de ferro fundido pode ser ferrítica, perlítica ou ferrítica perlítica dependendo da aplicação do componente fundido e, propriedades especificadas em projeto.

3.1.8 Influência dos nódulos de grafita no ferro fundido nodular

A obtenção de componentes de ferro fundido nodular passa pelas etapas de inoculação e nodularização. Os inoculantes são materiais adicionados intencionalmente ao metal fundido para favorecerem a formação de sítios de nucleação heterogênea, em que serão formadas as grafitas. Existem vários inoculantes atualmente no mercado, sendo os mais comuns aqueles a base de Fe-Si, que podem conter cálcio, bário, zircônio e magnésio.

Uma boa prática de inoculação, controla a formação da microestrutura e, conseqüentemente as propriedades mecânicas, pois favorece o aumento da quantidade de grafita, reduz e/ou elimina carbonetos, melhora a usinabilidade e reduz a porosidade durante a solidificação das peças.

A inoculação pode ser realizada em etapa única ou pela combinação de etapas: antes, durante ou após a adição do nodulizante, sendo que a forma mais eficiente é quando o inoculante é adicionado o mais próximo possível do vazamento do metal líquido no molde (Bočkus e Žaldarys, 2010; Olawale *et al.*, 2016).

A obtenção de um ferro fundido nodular consiste em modificar a geometria da grafita lamelar pela adição de um agente nodulizante, mais comumente contendo magnésio em sua composição (Válek *et al.*, 2012). O controle das variáveis que caracterizam um componente

de ferro fundido nodular deve considerar a quantidade, forma e distribuição dos nódulos para garantir propriedades mecânicas específicas. A avaliação dos nódulos de grafita tem como referência a Norma ASTM 247 (ASTM, 2019), da qual os padrões de fotos orientam por comparação visual a determinação das características citadas.

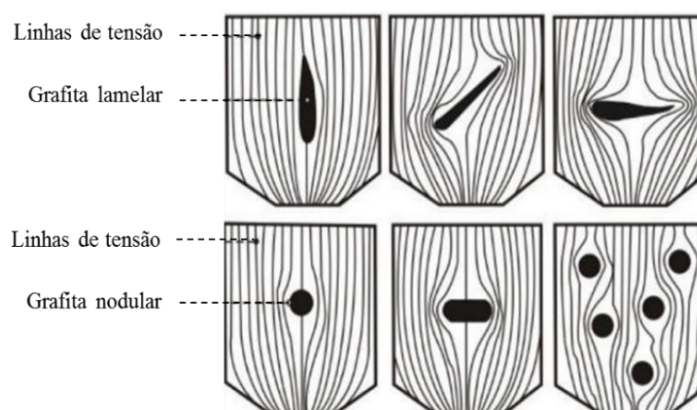
O objetivo primário da fabricação de uma liga de ferro fundido nodular é a obtenção de nódulos de grafita dispersos em uma matriz metálica. Virtualmente, espera-se que toda grafita se apresente em formato de uma esfera perfeita e nesse caso, a nodulariedade seria de 100%. Em se tratando de propriedades mecânicas, a forma é o fator de maior importância em relação a quantidade e ao número de nódulos de grafita (Glavas, 2012; Riposan *et al.*, 2010). A nodularidade é definida em termos de forma dos nódulos, conforme a Equação 3.3 (ASM International Handbook Committee, 1988):

$$\text{Nodularidade (\%)} = \frac{\text{Tipo I} + \text{Tipo II}}{\text{Tipo I} + \text{Tipo II} + \text{Tipo III} + \text{Tipo IV}} \cdot 100\% \quad 3.3$$

A qualidade da forma da grafita varia entre a esfera perfeita, tipo **I**, e a total desconfiguração da forma esférica, tipo **IV**. A qualidade do ferro fundido nodular produzido é fortemente dependente das quantidades de nódulos tipo **I** e tipo **II** e impactam diretamente o cálculo da nodularidade.

Os nódulos de grafita aumentam significativamente a ductilidade do ferro fundido nodular (Glavas, 2012; Glavas *et al.*, 2016; Teixeira, 2013). D'Agostino *et al.*, (2017) relatam que muitas das propriedades características dos ferros fundidos nodulares, como ductilidade e tenacidade, são atribuídas a forma esférica dos nódulos, pois essas partículas atuam como barreiras à propagação de trincas e concentram menores níveis de tensão em relação ao ferro fundido de grafita lamelar, conforme representação na Figura 3.16.

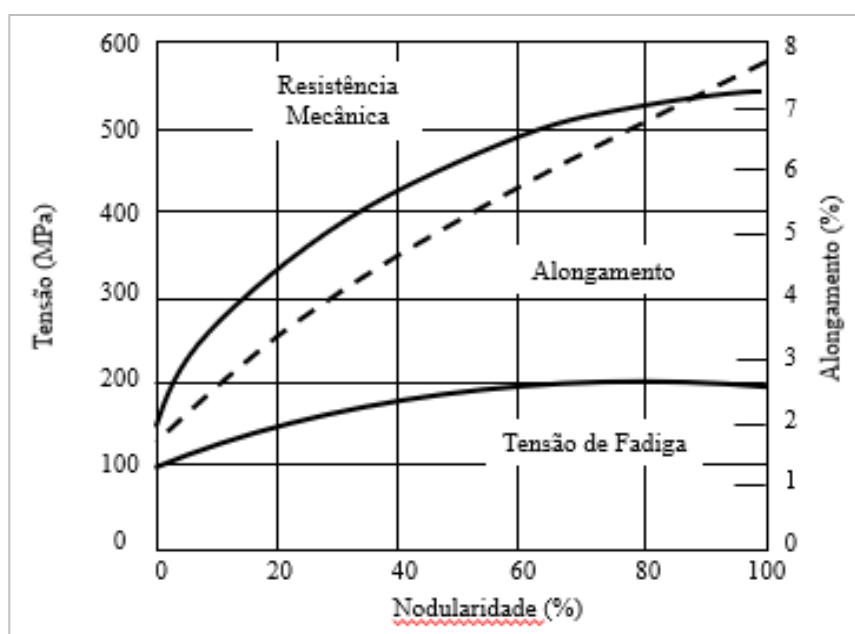
Figura 3.16 – Influência da forma da grafita no perfil de tensão presente no fofo.



Fonte: D'Agostino *et al.* (2017).

Na Figura 3.17 o aumento do grau de nodularidade significa que o formato dos nódulos está evoluindo para o de uma esfera perfeita. Com isso, os valores de alongamento aumentam, pois o fofo nodular se torna mais dúctil. Do mesmo modo, a resistência mecânica aumenta, pois nódulos perfeitos apresentam um perfil de tensão, quando submetidos a solicitações mecânicas, mais uniforme e em níveis menores em concentrar tensões. Também observa-se melhora na resistência à fadiga, mas significativamente inferior à melhora apresentada pela resistência mecânica e pelo alongamento.

Figura 3.17 – Efeito do aumento da nodularidade na fadiga, alongamento e resistência mecânica do fofo.



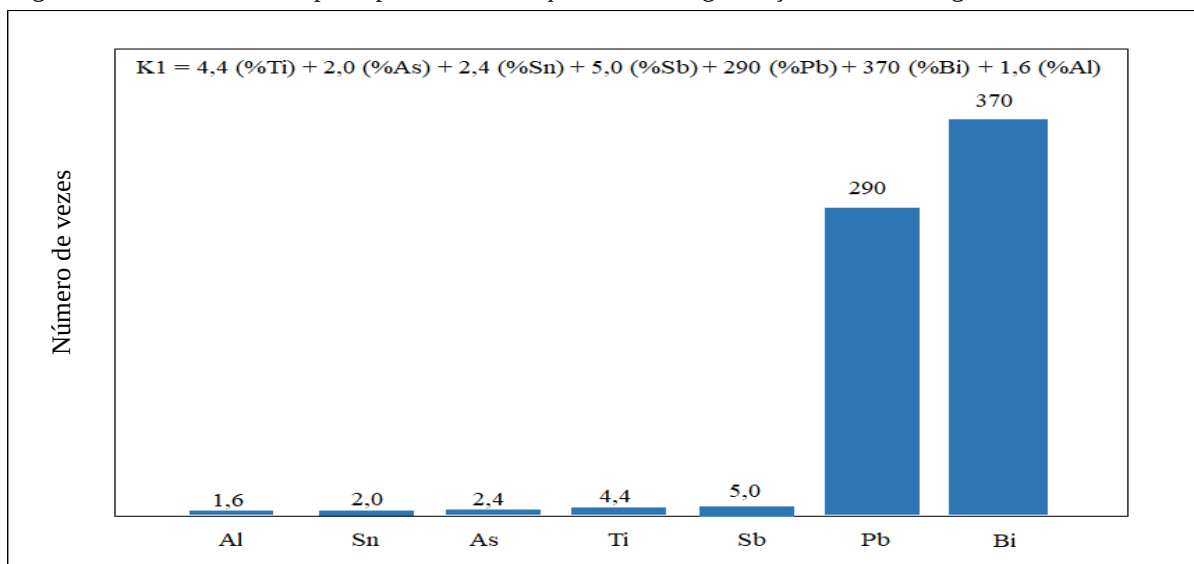
Fonte: Adaptado de Andriollo *et al.* (2018).

Mesmo os elementos que promovem a esferoidização da grafita, como o magnésio, podem ser prejudiciais a qualidade da forma dos nódulos, quando em excesso. A faixa recomendada de magnésio residual para a formação de grafita esferoidal deve estar compreendida entre 0,03 a 0,05% em peso (Mahto, 2014).

A forma do nódulo depende da presença de elementos indesejáveis (antinodularizantes ou antiesferoidizantes), sendo que pequenas quantidades de um ou mais desses elementos podem desconfigurar ou até mesmo conduzir a completa degeneração do nódulo (Riposan *et al.*, 2010). Riposan *et al.* (2010) apresentaram como K_1 o coeficiente antinodularização, que considera a atuação dos principais elementos deletérios em relação à forma da grafita. Para $k_1 > 1$, a forma da grafita é esferoidal e quando $k_1 < 1$ pode ocorrer grafita degenerada (Spengler, 1969). Observa-se na Figura 3.18 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** que notavelmente os elementos bismuto e chumbo são os mais prejudiciais

a obtenção da formação de nódulos esféricos em ferro fundido nodular. Sendo a sucata de aço, uma das principais matérias-primas utilizadas para a produção do ferro fundido nodular, uma atenção especial deve ser tomada na seleção desse material, pois é comum esses elementos estarem presentes em matérias-primas de origem desconhecida.

Figura 3.18 - Influência dos principais elementos químicos na degeneração da forma da grafita do fofo nodular.

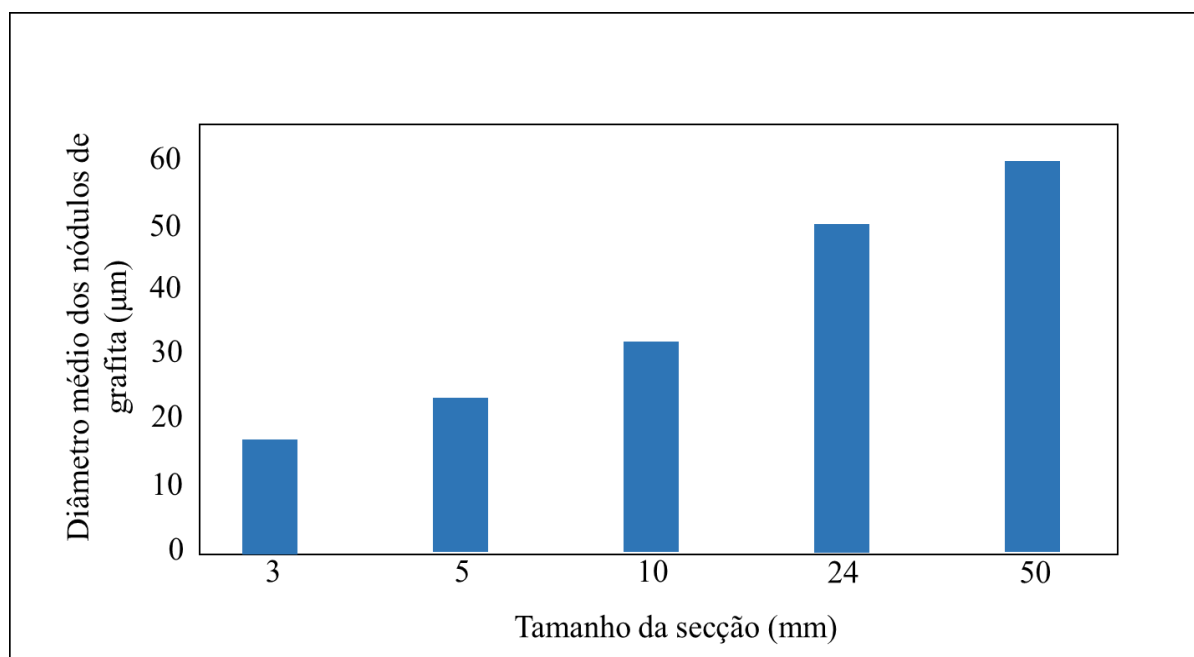


Fonte: Modificado de Riposan *et al.* (2010).

A quantidade de nódulos de grafita em uma peça depende do teor de carbono equivalente, teor de carbono, teor de silício, taxa de resfriamento e inoculação. Segundo Sosa *et al.* (2008) e Silva, (2005), a quantidade de nódulos aumenta quando a espessura da peça é reduzida, pois a taxa de resfriamento é maior para fundidos de parede mais fina, além de aumentar a quantidade de nódulos do tipo I. A taxa maior está relacionada com um menor tempo de difusão dos átomos de carbono da matriz para a grafita. Em outras palavras, uma elevada taxa de resfriamento, favorece a nucleação dos nódulos de grafita, porém, o tempo disponível para o processo difusional é menor, limitando o crescimento dessas partículas. Bočkus e Žaldarys (2009) afirmam que a espessura da secção da amostra fundida influencia fortemente o tamanho e a forma do nódulo, Figura 3.19.

O tamanho médio aproximado dos nódulos de grafita varia entre 10 e 20 μm para a peça de secção 3 mm e entre 50 e 60 μm para a peça de 50 mm de secção. A quantidade dos nódulos de grafita presentes na matriz de uma peça fundida, é proporcional a quantidade de sítios para a nucleação e pelos tamanhos desses nódulos. Tempos demasiadamente longos de solidificação favorecem o processo difusional dos átomos de carbono na matriz, e nesse caso, ocorrerá o coalescimento dos nódulos de grafita com aumento do tamanho e redução do número dessas partículas (Silva, 2005).

Figura 3.19 - Influência da secção da peça fundida no tamanho dos nódulos de grafita do fofu nodular.



Fonte: Modificado de Bočkus e Žaldarys (2009).

A distribuição uniforme dos nódulos de grafita é desejável, pois favorece a homogeneidade das propriedades mecânicas do material. Em geral, uma boa distribuição de nódulos está associada às propriedades mecânicas uniformes em todo o componente fundido (D'Agostino *et al.*, 2017).

3.1.9 Influência da Solidificação no ferro fundido nodular

No ambiente industrial, fatores como a qualidade das matérias-primas colocadas no forno, a fusão e o tratamento do metal líquido tornam a solidificação do ferro fundido nodular um processo complexo (Cabanne e Gagné, 2010).

No diagrama de equilíbrio da Figura 3.20 pode-se visualizar que os ferros fundidos podem solidificar segundo dois sistemas: sistema estável e sistema metaestável. No primeiro caso, os produtos da reação eutética são austenita (γ) e cementita (Fe_3C). Em contrapartida, no sistema metaestável, os produtos serão austenita (γ) e grafita. As composições em peso de carbono podem ser visualizadas para cada componente nas Equações 3.4 e 3.5 (Harvey e Noble, 2007).

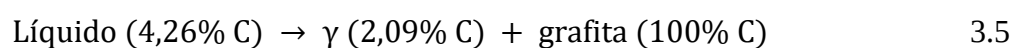
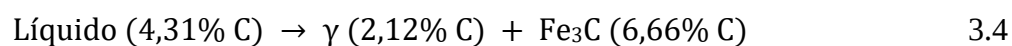
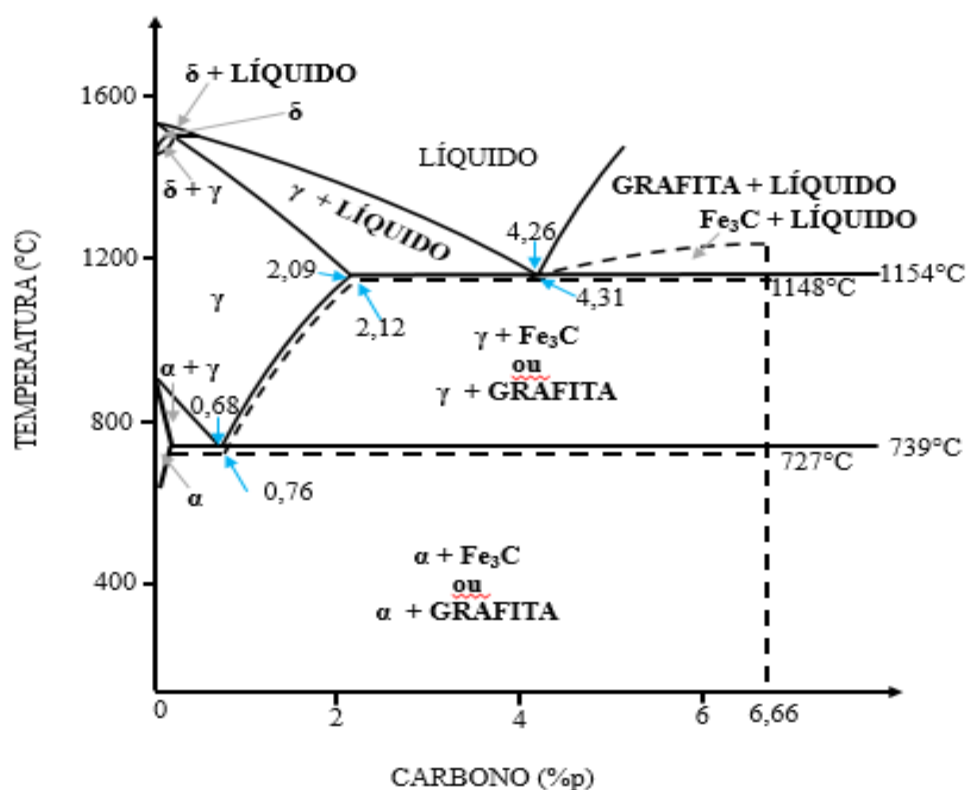


Figura 3.20 - Diagrama Fe-C para as condições, estável (linha sólida) e metaestável (linha tracejada).



Fonte: Modificada de Harvey e Noble (2007).

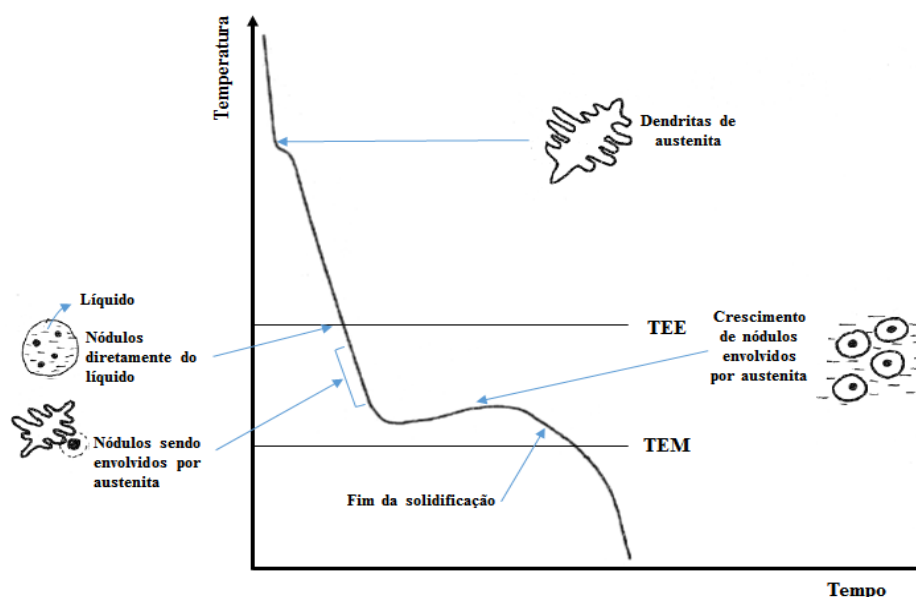
As ligas de ferro fundido nodular, em geral, são produzidas com a composição química variando entre uma composição eutética ($C_{eq} = 4,3\%$) a hipereutética ($C_{eq} > 4,3\%$).

Pelo diagrama de fases da Figura 3.20 observa-se que a primeira estrutura sólida a se formar durante a solidificação do metal líquido é o nódulo de grafita. Por se formar antes da austenita, diz-se que a solidificação dos ferros fundidos nodulares é do tipo divorciada. Nesse caso, os nódulos de grafita se formam em contato com o líquido e crescem durante o resfriamento até serem envolvidos pela austenita. A partir desse ponto, o crescimento dos nódulos de grafita se dá pela difusão dos átomos de carbono do líquido e da austenita (Marciano e Moralez, 2011).

Para ligas de ferro fundido nodular de composição hipoeutética ($C_{eq} < 4,3\%$), as primeiras estruturas de solidificação a se formarem são as dendritas de austenita, conforme a Figura 3.21.

Nesse processo, a austenita segue crescendo e saturando o líquido remanescente com carbono e o silício. Os nódulos de grafita começam a se formarem após o super-resfriamento em uma temperatura abaixo do eutético estável no líquido residual. Com o decorrer da solidificação, os nódulos de grafita são envolvidos pela austenita (Marciano e Moralez, 2011).

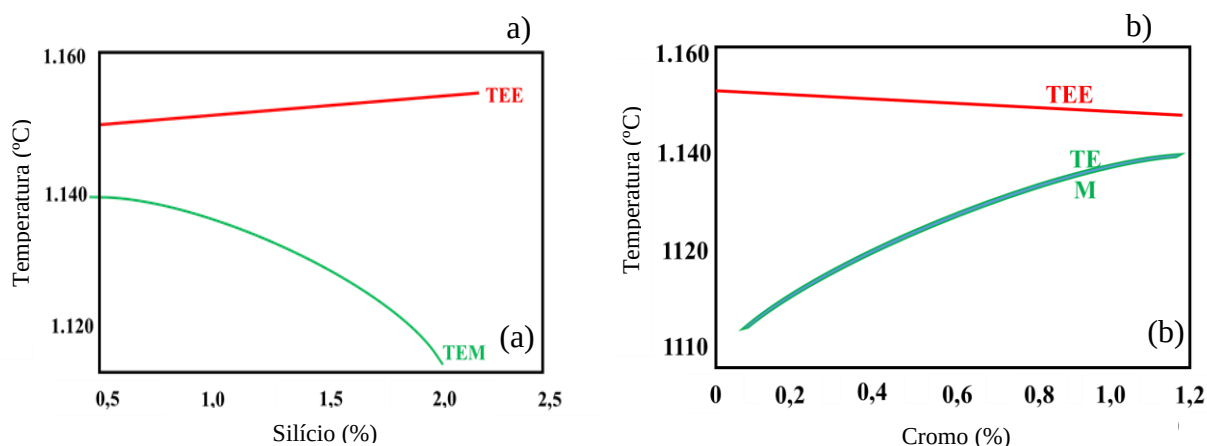
Figura 3.21 – Curva de solidificação como formação dos nódulos e da matriz para o fofa nodular hipoeutético.



Fonte: Marciano e Moralez (2011).

A composição química pode influenciar significativamente o comportamento durante a solidificação de um ferro fundido nodular. Cada elemento adicionado contribui para alterar as características de solidificação da liga, sendo que alguns favorecem a solidificação estável (linha cheia) e outros a solidificação metaestável (linha tracejada), conforme observado na Figura 3.20. Os elementos químicos que favorecem o aumento da diferença entre as isotermas estável e metaestável são chamados de grafitizantes, como o silício, níquel, cobre, cobalto e alumínio. Os elementos que apresentam comportamento oposto ao primeiro grupo, ou seja, favorecem a diminuição da diferença entre as isotermas são chamados formadores de carbonetos, como o cromo, vanádio e o titânio, Figura 3.22 e Figura 3.23.

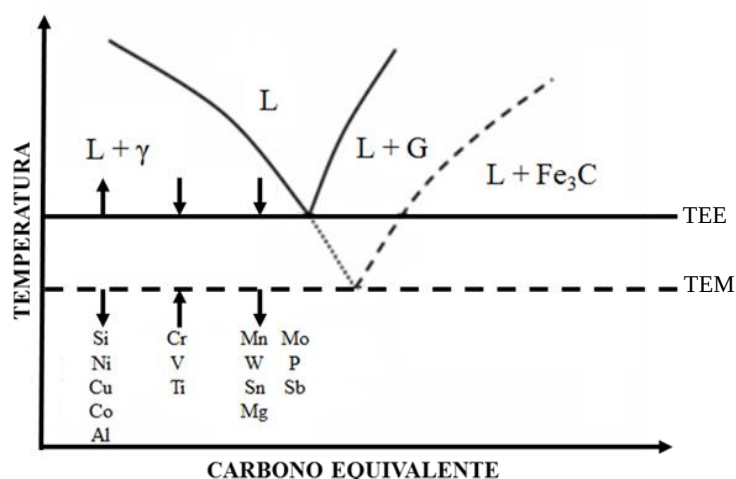
Figura 3.22 - Posicionamento da TEE e TEM x efeito dos elementos químicos grafitizantes - Si (a) e elementos formadores de carbonetos – Cr (b).



Fonte: Modificado de Vidal (2013).

Um terceiro grupo de elementos age deslocando as isotermas para baixo no diagrama, são eles: manganês, tungstênio, estanho, magnésio, molibdênio, fósforo e antimônio. O efeito de cada elemento químico nas temperaturas do eutético estável e metaestável é apresentado na Figura 3.23.

Figura 3.23 - Influência dos elementos químicos no deslocamento das temperaturas do eutético estável (TEE) e da temperatura do eutético metaestável (TEM).



Fonte: Modificado de Pedersen e Tiedje (2006).

O silício altera a temperatura eutética, aumentando a diferença entre as isotermas estável e metaestável, além de deslocar os respectivos pontos eutéticos. Devido a importância desse elemento na composição do ferro fundido, costuma-se considerar o diagrama de fases ternário Fe-C-Si em termos de carbono equivalente (C_{eq}). A Equação 3.6 é a mais utilizada no meio industrial para se calcular o carbono equivalente do ferro fundido e caracteriza-se por agrupar em uma só grandeza, os elementos com os maiores efeitos sobre a composição do eutético estável (Pieske *et al.*, 1980).

$$C_{eq} (\%) = \%C + \frac{1}{3} (\%Si + \%P) \quad 3.6$$

O C_{eq} substitui o carbono no diagrama Fe-C. As ligas de ferro fundido que apresentam valores de $C_{eq} < 4,3\%$ solidificam-se conforme uma liga hipoeutética, para valores de $C_{eq} = 4,3\%$ solidificam-se conforme uma liga eutética e para valores de $C_{eq} > 4,3\%$ solidificam-se conforme uma liga hipereutética (Pedersen e Tiedje, 2006; Radzikowska, 2004).

O efeito dos elementos químicos na microestrutura dos ferros fundidos pode variar de acordo com o teor presente na liga, com ação na solidificação e/ou nas transformações no

estado sólido. Na Tabela 3.3 observa-se o efeito de cada elemento químico durante a solidificação e nas reações no estado sólido. O alumínio tem ação tanto na formação da grafita, quanto na formação da matriz ferrítica. O boro pode ter diferentes efeitos de acordo com o teor presente na liga, assumindo um papel de agente grafitizante para valores percentuais menores que 0,15% e de estabilizador da matriz perlítica acima desse valor.

Nota-se que, a avaliação da microestrutura de uma liga de ferro fundido é uma tarefa difícil, a formação dos nódulos de grafita e o desenvolvimento da matriz, é muito sensível à presença de elementos químicos e de seus teores. Alguns elementos divergem na ação durante a solidificação e durante a reação eutetóide, como o caso do cobre e do alumínio. O cobre favorece a perlita durante a reação eutetóide, por sua vez o alumínio favorece a grafitização e a obtenção da matriz ferrítica.

Tabela 3.3 - Efeito dos elementos químicos durante a solidificação e a reação eutetóide do ferro fundido.

Elemento Químico	Efeito durante a Solidificação	Efeito durante a Reação Eutetóide
Alumínio	Grafitizante forte	Promove a formação de ferrita e grafita
Antimônio	Pouco efeito nas quantidades usadas	Forte estabilizador da perlita
Boro (até 0,15%)	Grafitizante forte	Promove a formação da grafita
Boro (acima 0,15%)	Estabilizador de carbonetos	Forte tendência em reter a perlita
Cromo	Forte ação carbonetante. Forma carbonetos complexos muito estáveis	Forte tendência em formar perlita
Cobre	Grafitizante fraco	Promove a formação da perlita
Manganês	Fraca tendência carbonetante	Forte promovedor da formação da perlita
Molibdênio	Fraca tendência carbonetante	Forte promovedor da formação da perlita
Níquel	Grafitizante	Fraco promovedor da formação da perlita
Silício	Forte grafitizante	Promove a formação da ferrita e da grafita
Telúrio	Fraca tendência carbonetante, mas não estabilizador	Muito fraco estabilizador da perlita
Estanho	Pouco efeito para a quantidade usada	Forte tendência a reter perlita
Titânio (até 0,25%)	Grafitizante	Promove a formação da grafita
Vanádio	Fraca tendência carbonetante	Forte promovedor da perlita

Fonte: Adaptado de Sousa *et al.* (2018).

Pode-se obter duas ligas de ferro fundido nodular com a mesma composição química, mas com microestrutura/propriedades diferentes, o que não é desejável quando se quer um processo produtivo de alta repetibilidade.

A avaliação e o controle da microestrutura estão relacionados à três fatores: composição química, taxa de resfriamento e o grau de nucleação do metal líquido. A análise química do metal fundido é uma prática bastante difundida nas fundições e geralmente é realizada por espectroscopia de absorção atômica devido à rapidez das análises. Já o grau de nucleação do banho é determinado pela análise térmica de uma amostra do metal líquido.

Atualmente, as fundições estão cada vez mais utilizando ferramentas para entender e controlar os parâmetros que direcionam a solidificação e consequentemente obter peças com maior qualidade e menor custo de fabricação. Desse modo, a análise térmica vem assumindo cada vez mais espaço dentro das fundições.

3.1.10 Análise Térmica para o Ferro Fundido Nodular

O uso da análise térmica permite conhecer as condições metalúrgicas do metal líquido que irão direcionar os processos de inoculação/nodularização. Pode-se realizar correções de processo com o metal líquido no forno, antes do início do vazamento (Silva, 2007).

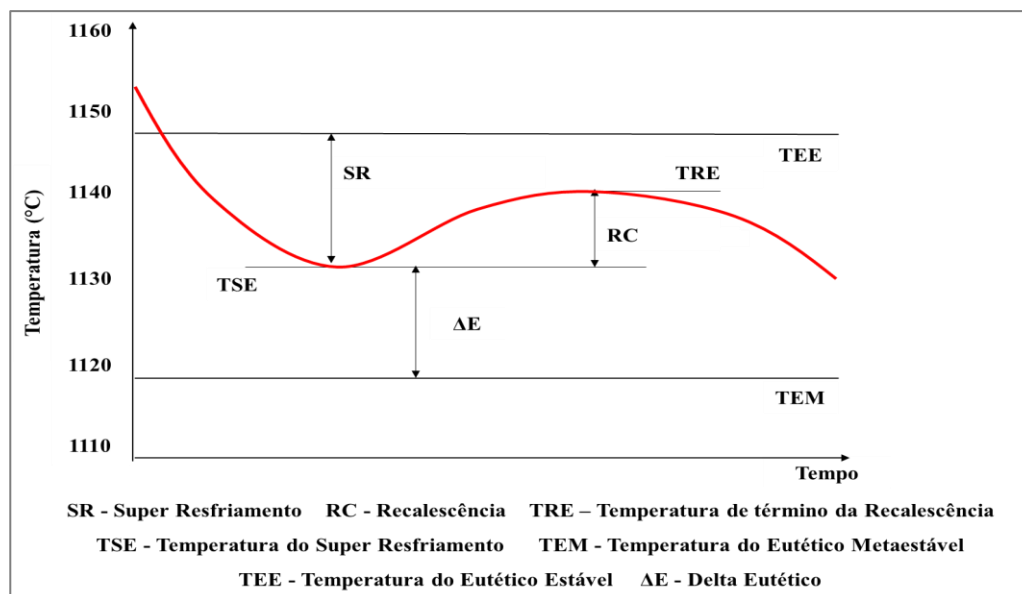
As curvas fornecidas pela análise térmica podem ser utilizadas para determinar o grau de nucleação do banho (número de nódulos), tendência ao coquilhamento, a composição química em termos de % C, % Si e % C_{eq}, a temperatura de solidificação e a tendência a formação de microporosidades. As informações típicas obtidas pela curva de solidificação de uma liga metálica podem ser observadas na Figura 3.24.

A quantidade, o tipo de grafita e a presença de carbonetos no ferro fundido é função do valor do delta eutético. Quanto mais próximo estiver do ponto eutético e da linha TEE, maior será o número de nódulos de grafita e, para delta eutético tendendo a zero, aumenta-se a probabilidade de carbonetos presentes na matriz do ferro fundido. A temperatura de super-resfriamento (TSE) é a temperatura na qual inicia-se a recalescência e está diretamente ligada a condição de nucleação do metal líquido. A maior quantidade de nódulos de grafita está relacionada com um menor super-resfriamento (SR).

A recalescência (RC) é definida pela diferença entre a temperatura do término da recalescência (TRE) e a temperatura de super-resfriamento (TSE). A temperatura de

recalescência indica o máximo crescimento das células eutéticas e menores valores de TRE implicam em tamanhos de nódulos menores. Para temperatura de recalescência acima de 2°C, não há expansão gráfica e contração significativas, evitando-se os rechupes causados durante a solidificação.

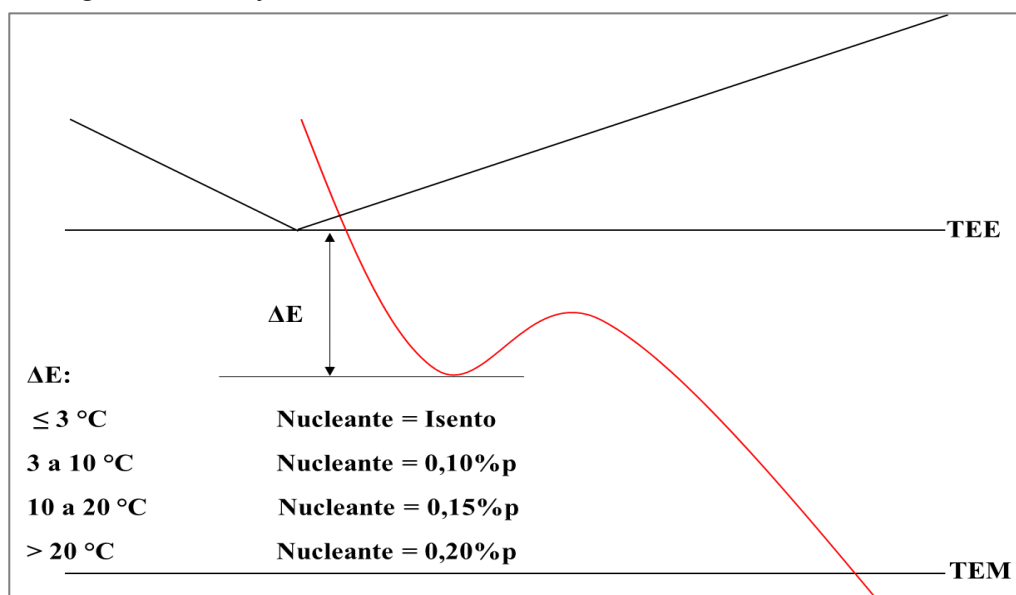
Figura 3.24 - Curva de resfriamento típica obtida por análise térmica para uma liga metálica.



Fonte: Modificado de George (2019).

A recalescência pode ser alterada pela inoculação, e de acordo com a temperatura do eutético estável (TEE), pode-se ajustar a quantidade de inoculante (nucleante) a ser adicionada no metal líquido durante o vazamento, Figura 3.25.

Figura 3.25 - Relação do teor de inoculante utilizado com o aumento do delta eutético.

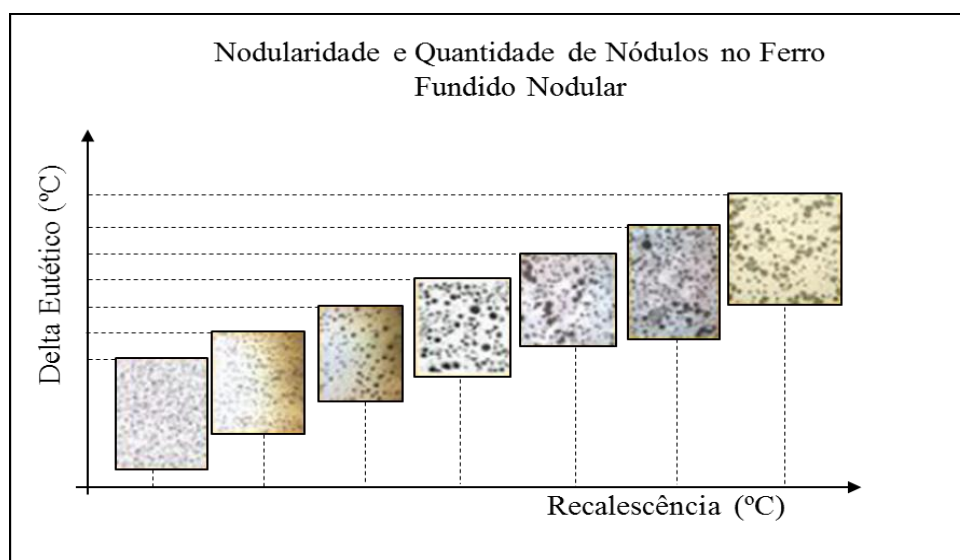


Fonte: Modificado de George (2019).

Através do uso da análise térmica, abandona-se o tradicional uso da quantidade padrão de inoculante para todas as corridas produzidas, e cada “fornada” terá uma quantidade de inoculante característica, conforme a necessidade de tratamento de cada banho metálico no forno de fusão.

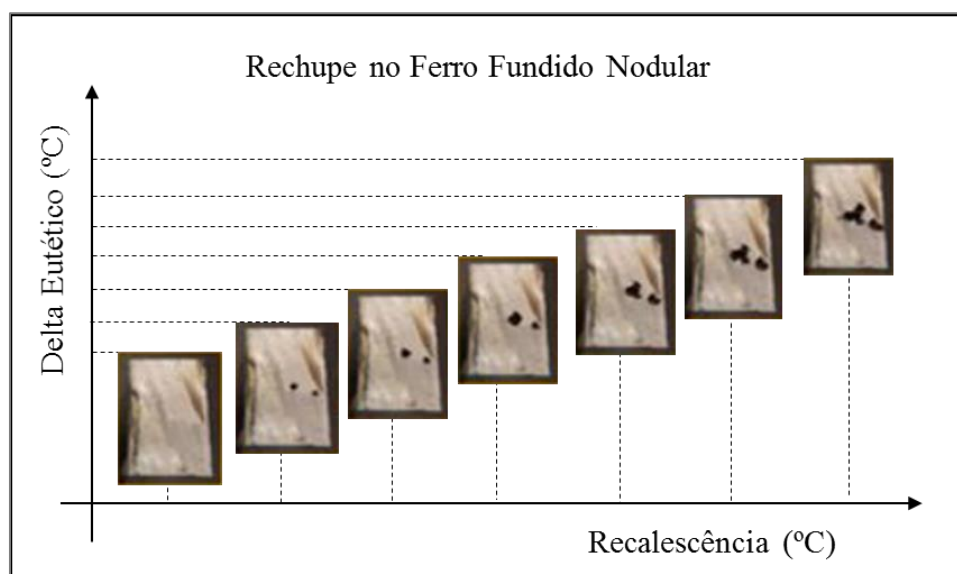
A produção de um componente de ferro fundido de qualidade é obtida para valores mais baixos de delta eutético e de recalescência. Nessas condições, tem-se o menor tamanho de nódulos de grafita e uma maior nodularidade, Figura 3.26. Em termos de defeitos, menores valores de delta eutético e de recalescência favorecem os menores níveis de rechupes e microporosidades causados pela expansão gráfitica, Figura 3.27.

Figura 3.26 - Influência do delta eutético e da recalescência na nodularidade do fofu nodular.



Fonte: Modificado de George (2019).

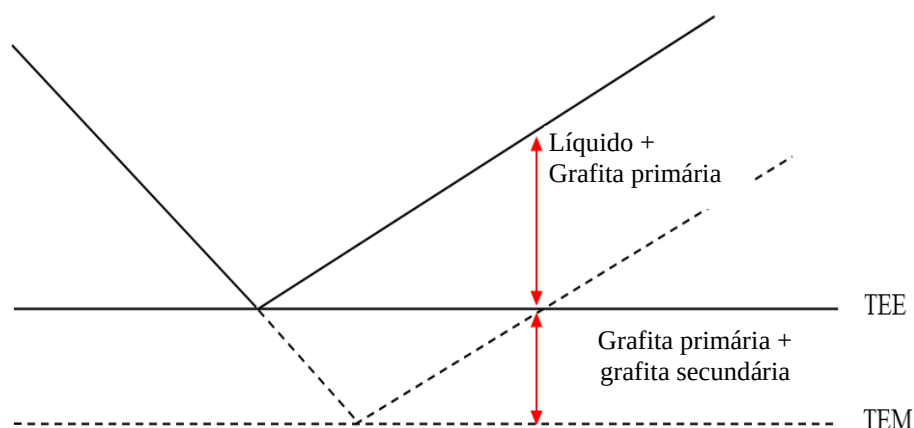
Figura 3.27 – Influência da recalescência e do delta eutético na formação de rechupes em fofu nodular.



Fonte: Modificado de George (2019).

Nos ferros fundidos hipereutéticos, a grafitação ocorre em duas regiões distintas denominadas regiões de grafitação “primária e secundária”. As grafitas primárias desenvolvem-se ainda em meio líquido, acima da TEE e tem o seu crescimento até a solidificação final. Por este motivo tem-se uma determinada recalescência característica, quando há um volume de grafitas primárias. Já as grafitas secundárias se formam abaixo da TEE, conforme ilustrado na Figura 3.28.

Figura 3.28 – Regiões de formação de grafitas primárias e secundárias para um fofo nodular hipereutético.



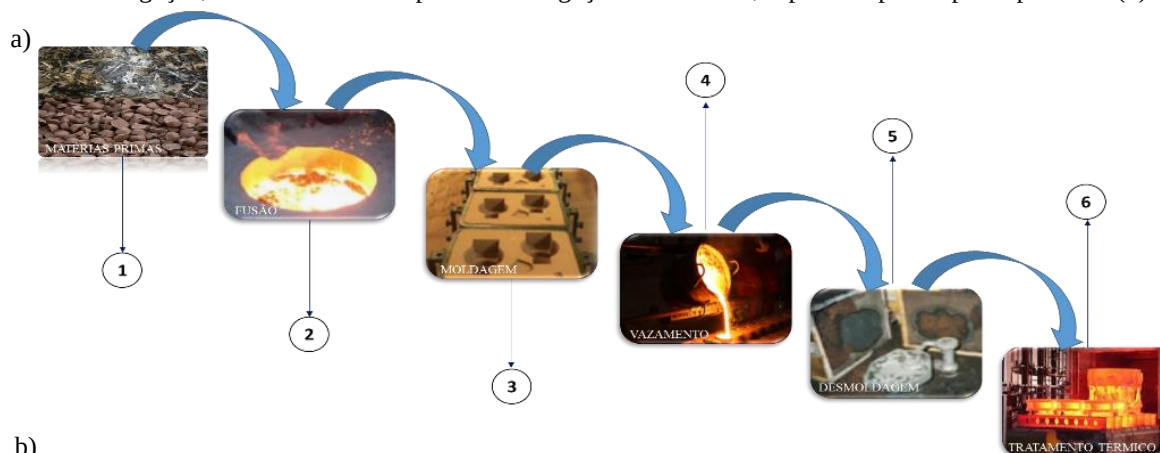
Fonte: Modificado de George (2019).

3.2 Antecedentes dos estudos sobre ferro fundido

Em mais de meio século desde o descobrimento do ferro fundido nodular, muitos estudos vêm sendo desenvolvidos para entender os fenômenos que regem as alterações microestruturais, os processos de fabricação, o desempenho em serviço e o melhoramento das propriedades mecânicas. As publicações estendem-se pelas longas etapas de fabricação do ferro fundido nodular e vão desde a seleção da matéria-prima para a fusão da liga, até os tratamentos térmicos empregados. De maneira geral, as etapas de produção de uma liga de ferro fundido podem ser representadas pela Figura 3.29 (a).

Como mencionado no Capítulo 1, os ferros fundidos nodulares são materiais excepcionais devido à grande possibilidade de técnicas que podem ser aplicadas para a modificação da microestrutura. Existem diversas oportunidades ao longo do processo de fabricação dessa liga para se obter um produto final com características específicas. É possível verificar a relação entre as variáveis de processo, as etapas de fabricação e as possíveis técnicas de análise de um ferro fundido nodular, Figura 3.29 (b).

Figura 3.29 - Principais etapas de processo para a produção do fofo nodular (a). Variáveis de processo, investigação, técnicas utilizadas para a investigação e os autores, separados por etapa do processo (b).



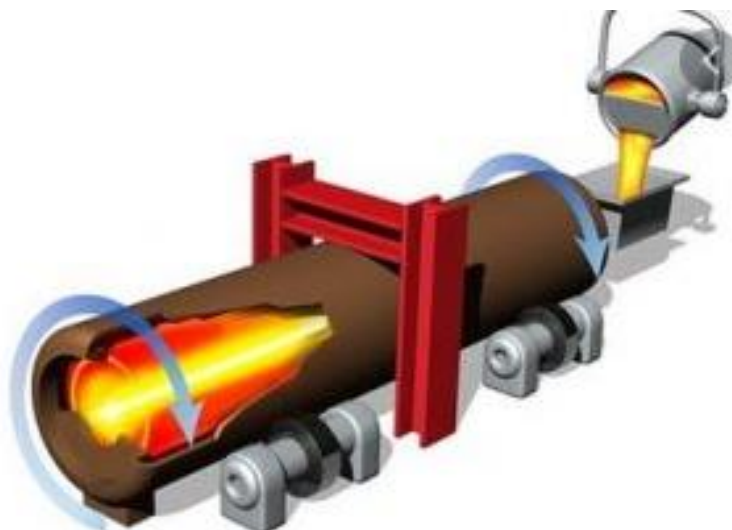
ETAPA	VARIÁVEIS	INVESTIGAÇÃO	TÉCNICAS DE ANÁLISE	REFERÊNCIA
1	- Composição química; - Tipos de matéria prima; - Quantidade de cada matéria prima.	- Elementos contaminantes; - Carbonetos; - Propriedades mecânicas; - Matriz e nódulos de grafita. - Efeito no tratamento térmico	- Espectrometria; - Raios X; - Microscopia; - Ensaaios mecânicos.	- Bočkus e Dobrovolskis (2004) - Roula e Kosnikov (2008) - Bočkus e Žaldarys (2009) - Fatahalla; Abuelezz; Semeida (2009) - Bočkus e Žaldarys (2010) - Riposan et al. (2010) - Glavas (2012) - Vaško, (2012) - Vidal (2013)
2	- Tempo de fusão das matérias primas; - Temperatura do metal líquido; - Tempo de “espera” do metal líquido; - Superaquecimento do metal líquido; - Adição de elementos de ligas; - Carbono equivalente.	- Carbonetos; - Propriedades mecânicas; - Alteração da composição química; - Matriz e nódulos de grafita.	- Análise térmica; - Espectrometria; - Ensaaios mecânicos; - Microscopia.	- Nylen T. (2001) - Bočkus e Dobrovolskis (2005) - Cho et al. (2007) - Shayesteh-Zeraati et al. (2010) - Ceschini et al. (2012) - Ingole et al. (2012) - Kopycinski et al. (2013) - Zou; Nakae (2014). - Soiński et al. (2014) - Souza et al. (2014) - Franchising (2016) - Tupaj et al. (2016) - Lacaze (2017) - LI et al. (2017) Bourdie et al. (2018) - Chen et al. (2019) - Nur Hidayatullah; Sambas; Sarah Puspita (2019) - Saito et al., (2019) - Wang et al., (2019)
3	- Composição da areia; - Aquecimento do molde; - Capacidade de transferência de calor.	- Defeitos na peça fundida; - Transferência de calor; - Defeitos na peça fundida.	- Termografia; - Ensaaios mecânicos; - Microscopia.	
4	- Inoculação; - Nodulização; - Tempo de vazamento; - Peso da peça; - Massalotagem.	- Carbonetos; - Propriedades mecânicas; - Matriz e nódulos de grafita; - Defeitos na peça fundida.	- Espectrometria; - Raios X; - Microscopia; - Ultrassom; - Ensaaios mecânicos.	- Sillén (2003) - Omranian et al. (2013) - Bala e Khan (2014)
5	Tempo para a desmoldagem.	- Matriz e nódulos de grafita; - Propriedades mecânicas.	- Microscopia; - Ensaaios mecânicos.	Sousa et al. (2018)
6	- Tempo; - Temperatura; - Tipo de forno; - Atmosfera do forno; - Meio de resfriamento.	- Carbonetos; - Propriedades mecânicas; - Matriz e nódulos de grafita.	- Espectrometria; - Raios X; - Microscopia; - Ultrassom; - Ensaaios mecânicos.	Melado (2018)

Fonte: O autor.

3.3 Fundição por Centrifugação

A fabricação de fundidos por centrifugação consiste em vaziar uma quantidade de metal líquido dentro de um molde metálico, cilíndrico, sob movimento circular uniforme. A força centrípeta direciona o metal líquido contra a parede interna da coquilha em que um gradiente de pressão é formado na direção radial do molde e no mesmo sentido da transferência de calor (Vacca *et al.*, 2015). Na Figura 3.30 pode ser visualizada uma representação de uma máquina centrífuga horizontal para a fabricação de peças de secção circular. O metal líquido é transferido do forno de fusão para a panela de vazamento e transportado até a máquina centrífuga. Então é realizada a transferência do metal através da bica de vazamento para o interior do molde metálico em movimento rotacional. O metal líquido preenche o molde longitudinalmente e circunferencialmente, formando uma peça uniforme. Após o resfriamento forçado com água na superfície externa do molde, ocorre a solidificação e uma vez encerrado o movimento do molde metálico, realiza-se a desmoldagem da peça.

Figura 3.30 - Representação de vazamento do metal líquido em uma centrífuga horizontal mostrando o metal líquido em rotação no interior do molde.



Fonte: TCINOX, [s.d.].

A primeira ideia de produzir peças fundidas através da utilização da força centrípeta foi registrada no ano de 1809 pelo inglês Anthony.J. Eckhardt (Joshi, 2010). Devido às limitações da época, relacionadas ao desenvolvimento de motores mais potentes e a

necessidade de velocidades de rotação maiores, a primeira tentativa de produção industrial ocorreu somente em 1848, em Baltimore, nos Estados Unidos com a produção de tubos de ferro fundido (Dilavarian, 2012; Tambasco, 2014). Por volta de 1890, os princípios até então estabelecidos para os líquidos em rotação em torno de um eixo foram estendidos aos metais líquidos. Aproximadamente 30 anos se passaram até que a teoria matemática da fundição por centrifugação fosse desenvolvida (ASM International, 2012; Dilavarian, 2012).

Em meados de 1914 o processo de fundição por centrifugação foi revolucionado pelos brasileiros Dimitri Sensaud DeLavaud e Fernando Arens. O processo ficou conhecido como Sensaud-Arens e as melhorias na forma de produzir tubos de ferro fundido permitiu uma alta taxa de produtividade e repetibilidade e a produção passou a ser amplamente utilizada para o transporte de água e esgoto (ASM International, 2008; Tambasco, 2014).

Na fundição por centrifugação a solidificação acontece de forma mais rápida em comparação a fundição em areia, o que confere ao fundido uma estrutura metalúrgica mais refinada. A partir do contato do metal líquido com a superfície interna do molde, inicia-se a solidificação da peça em sentido contrário à extração de calor. A frente de solidificação e o movimento rotacional do molde “empurram” as impurezas sólidas e porosidades causadas por gases para a superfície do diâmetro interno da peça e que serão removidas por operações de usinagem posteriores.

A coquilha é responsável por conferir a forma desejada à peça e deve suportar a pressão exercida pelo metal líquido durante o movimento de rotação desde o início do vazamento até o final da solidificação. As coquilhas metálicas são as mais utilizadas na fundição por centrifugação e devido as suas propriedades de alta capacidade de transferência de calor, auxiliam na redução do tempo de solidificação do fundido. A coquilha pode ser fabricada em ferro fundido, aço AISI 4340 ou aço AISI 1020. A seleção do material a ser utilizado considera a relação custo x benefício e as propriedades desejadas do fundido (Dilavarian, 2012). Em geral, o aço 1020 forjado apresenta bom desempenho técnico financeiro e é utilizado para a produção de tubos de ferro fundido nas fundições (ASM International, 2008).

A fundição por centrifugação pode ser aplicada praticamente a todas as ligas no estado líquido. Entretanto, existem diversas variáveis de processo que devem ser consideradas para a obtenção de peças com um maior nível de qualidade. Dentre os fatores mais importantes, alguns estão relacionados com o metal líquido (composição química, temperatura e velocidade de vazamento) e outros com o molde (temperatura do molde, capacidade de

extração de calor, estabilidade dimensional e velocidade de rotação). Outro ponto importante é o revestimento da superfície interna do molde com “tinta” refratária, cujo os objetivos são:

- Controlar a extração de calor na interface metal líquido/molde;
- Facilitar a extração da peça durante a desmoldagem;
- Evitar a adesão do metal líquido ao molde;
- Garantir uma maior vida útil do molde;
- Conferir qualidade ao acabamento das peças.

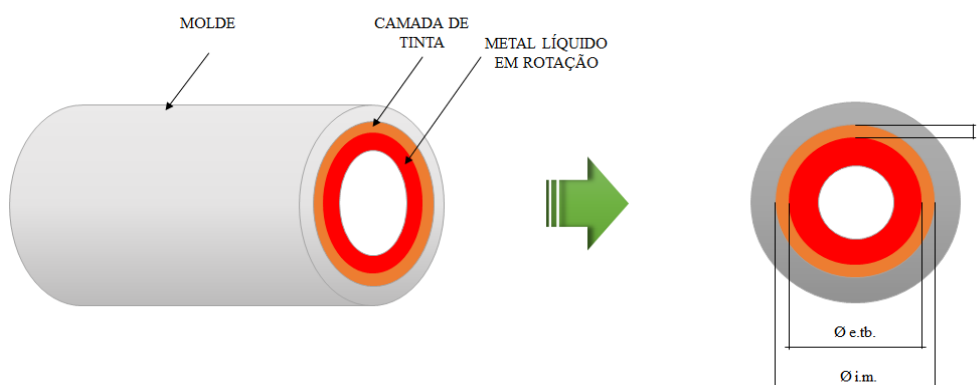
As tintas são misturas formadas basicamente por 4 componentes principais: Carga – material sólido com propriedade refratária ou isolante térmico; Aglomerante ou fixador – material que fixa a tinta à coquilha (substrato); Veículo – material líquido responsável pela característica coloidal da tinta e que favorece a sua aplicação e o Agente Dispersante – Confere a tinta a capacidade de manter as partículas em suspensão, evitando-se a sedimentação;

Adicionalmente, podem ser adicionados outros materiais para conferir propriedades específicas às tintas, tais como modificadores deplantespumantes, bactericidas, umectantes, etc. (ASM International, 2008).

Revestimentos isolantes térmicos em geral, utilizam como componentes argilas refratárias, óxidos metálicos, terra de diatomáceas, giz, pedra-sabão, mica, vermiculita ou talco e atuam no sentido de atrasar a solidificação do metal líquido. Em contrapartida, os revestimentos lubrificantes agem de maneira a facilitar a extração da peça fundida do molde e podem apresentar em sua composição o grafite, talco, mica e pedra-sabão (ASM International, 2008).

Na Figura 3.31 pode-se visualizar uma representação do sistema molde-camada de tinta-metal líquido, para a determinação da Equação 3.7 que fornece a quantidade de tinta a ser usada, considerando-se uma camada de revestimento de 1,2 mm.

Figura 3.31 - Sistema molde - tinta refratária - metal líquido em rotação para o cálculo do volume de tinta.



Fonte: O autor.

$$V_{ol} = \frac{\pi l}{4000} [(\phi_{e.tb.} + 2,4)^2 - (\phi_{e.tb.})^2] \quad 3.7$$

Sendo:

V - Volume de tinta [ml];

l - Comprimento do tubo [mm];

$\phi_{e.tb.}$ - Diâmetro externo do tubo [mm].

A espessura da camada de tinta (e) pode ser modificada, dependendo da liga, para controlar ou alterar a microestrutura do fundido, alterando-se a composição dos componentes da mistura ou alterando-se a espessura da camada aplicada (ASM International Handbook Committee, 1988).

A velocidade, taxa ou fluxo de vazamento é definida como a massa de metal líquido transferida para o interior do molde por unidade de tempo. Para peças de até 45 kg, utiliza-se taxas de vazamento de até 9 kg/segundos, segundo a ASM *International* (1992).

A velocidade ou número de rotação do molde é calculada em termos de fator G e do diâmetro interno do fundido. O fator G expressa o número de vezes em que a força centrípeta é maior que a força gravitacional e seus valores típicos variam entre 45 G e 60 G (ASM *International*, 2008). A correlação entre o fator G, o diâmetro interno e a velocidade de rotação é apresentada na Equação 3.8 (Dave, 2014).

$$N = 1337,6 (G / \phi_i)^{1/2} \quad 3.8$$

Sendo: N - Número de rotações por minuto [rpm]; ϕ_i - Diâmetro interno do fundido [mm].

A solidificação do metal líquido acontece pela aplicação de jatos de água sobre a superfície externa do molde. A pressão dos sprays de água evita a formação de uma camada de vapor que se forma sobre a superfície do molde que tem efeito de um isolante térmico o que reduz o tempo de solidificação do fundido (ASM *International*, 1992).

Desde o desenvolvimento em escala industrial até os dias atuais, a fundição por centrifugação apresenta grande importância para a fabricação de peças, sendo um dos processos de fundição mais empregados na indústria de fundidos. A participação no mercado de fundidos representou 15% do total produzido no mundo (ASM *International*, 2008; Dave, 2014).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A realização do estudo teve como base a fusão das matérias-primas em forno a indução eletromagnética para a produção de um ferro fundido nodular com a composição química apresentada na Tabela 4.1.

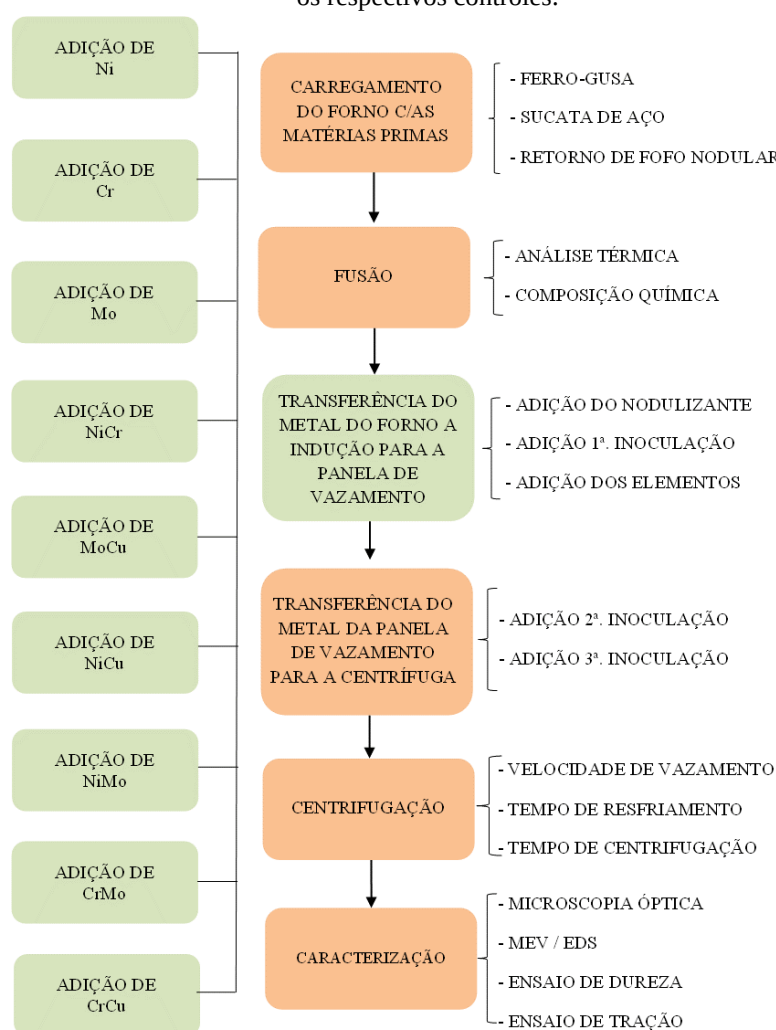
Tabela 4.1. Especificação da composição química do ferro fundido nodular (%p).

C		Si		Mn		P		S		Mg	
3,30	4,00	2,20	3,10	-	0,25	-	0,10	-	0,020	0,03	0,06

Fonte: ISO (2021).

De cada uma das peças fundidas, foram retiradas amostras para a caracterização e observação das propriedades encontradas. A sequência de operações para o desenvolvimento do presente estudo tem como referência as etapas mostradas na Figura 4.1.

Figura 4.1 – Fluxograma produtivo de fofo nodular indicando o material adicionado e a etapa de processo com os respectivos controles.



Fonte: O autor.

4.1 Carregamento do Forno a Indução com as Matérias Primas

Em um forno de fusão a indução eletromagnética de média potência, foram carregados o cavaco de fofo nodular, o ferro-gusa, a sucata de aço e os ferros ligas, conforme ilustrado na Figura 4.2. A composição química de cada componente de carga é apresentada na Tabela 4.2.

Figura 4.2 – Fotografias das matérias-primas: Ferro-gusa (a), Cavaco de ferro fundido (b), Sucata de aço (c) para a produção de liga de ferro fundido nodular.



Fonte: O autor.

Tabela 4.2. Composição química e quantidades para a sucata de aço, ferro-gusa e retornos de fofo nodular utilizadas para a produção da liga (%p).

Matéria-prima	%C	%Si	%Mn	%P	%S	Quantidade (kg)
Sucata de Aço	0,20	0,30	0,30	0,04	0,02	125
Ferro-gusa	4,20	0,20	0,03	0,015	0,011	625
Retornos de FoFo Nodular	3,61	2,20	0,23	0,04	0,01	1.750

Fonte: O autor.

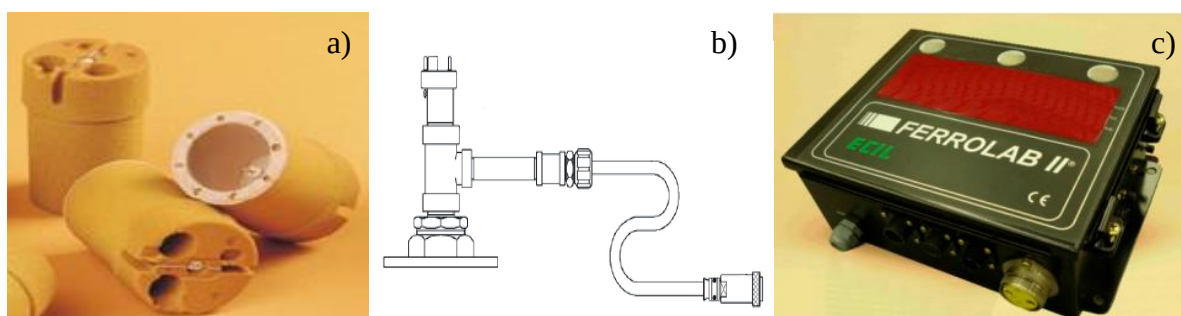
4.1.1 Fusão

A fusão das matérias-primas ocorreu simultaneamente ao seu carregamento dentro do forno. No decorrer da fusão, mais material foi adicionado até que todo material determinado no cálculo estivesse dentro do forno completando a sua capacidade.

4.1.1.1 Análise Térmica do Metal Líquido

Após o ajuste da temperatura do metal líquido para 1.460 °C, uma amostra foi retirada e colocada dentro de uma cápsula revestida com telúrio, da marca Carbontip KT MKV IPTS 48. Para a determinação da temperatura de solidificação, %C, %Si e %Ceq foi utilizado o aparelho Ferrolab II, do fabricante Ecil, Figura 4.3.

Figura 4.3 - Dispositivo para a determinação dos teores de C, Si e Ceq em fofo, a) cápsula revestida com telúrio para análise térmica, b) pedestal para encaixe da cápsula e c) conversor de sinais para a determinação da temperatura de solidificação, %C, %Si e %Ceq.



Fonte: Ecil.

4.1.1.2 Análise Química do Metal Líquido

Para a determinação da composição química do banho metálico, uma amostra de metal líquido foi retirada do forno de fusão. Em seguida a amostra foi transferida para um dispositivo de cobre refrigerado internamente com água para o coquilhamento, Figura 4.4.

Figura 4.4 – Metal líquido retirado do forno a indução para a produção de amostras para análise química.



Fonte: O autor.

O produto dessa operação é uma pastilha de ferro fundido nodular coquilhada, conforme a Figura 4.5.

A amostra foi dividida em duas partes, sendo que a primeira de 40 mm de diâmetro por 5 mm de espessura, foi fresada para a retirada das irregularidades superficiais e utilizada para a realização da determinação da composição química via espectrômetro Thermo Scientific, modelo 3460 FAA.

A segunda parte da amostra foi triturada e uma amostra entre 0,4 e 0,5 gramas foi colocada dentro de um cadinho de cerâmica contendo acelerador de reação com tungstênio 99,9% em peso, da marca Quimitron e granulometria entre 0,425 e 0,850 mm. O conjunto cadinho, acelerador e amostra foi levado ao espectrômetro a combustão para a determinação dos elementos carbono e enxofre.

Figura 4.5 - Amostra para a determinação da análise química das amostras de fofo nodular (a) em espectrômetro de absorção atômica (b) e em espectrômetro a combustão (c).



Fonte: O autor.

4.1.2 Vazamento

4.1.2.1 Processos de Inoculação e Nodularização

O metal líquido do forno de fusão, a temperatura de 1.460 °C, foi transferido para a panela de vazamento, previamente aquecida por aproximadamente 20 minutos para reduzir a perda de temperatura. O nodulizante foi adicionado na cavidade de adição desse material e coberto com cavaco de fofo nodular, antes do início da transferência do metal líquido do forno.

A inoculação foi realizada em 3 etapas. Na 1ª Parte, a liga inoculante 1 foi adicionada durante a transferência do metal líquido do forno para a panela de vazamento. Nas 2ª e 3ª partes, a liga 2 foi adicionada na máquina centrífuga. As informações referentes a utilização do nodulizante e dos inoculantes adicionados são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3: Composição química, quantidades e local de adição do nodulizante e dos inoculantes utilizados na produção de fofo nodular.

Material	Granulometria (mm)	Si (%p)	Al (%p)	Ca (%p)	Mg (%p)	Ba (%p)	Terras Raras (%p)	Adição	Qde (kg)
Nodulizante	0,5 a 6,0	46,55	0,71	2,3	7,2	-	2,38	Panela de vazamento	1,145
Inoculante 1	1,0 (máx.)	69,99	0,92	2,3	-	5,02	-	Panela de vazamento	0,765 (1ª P)
Inoculante 2	0,2 a 0,6	77,42	0,74	0,72	0,75	-	-	Centrífuga	0,130 (2ª P) 0,041 (3ª P)

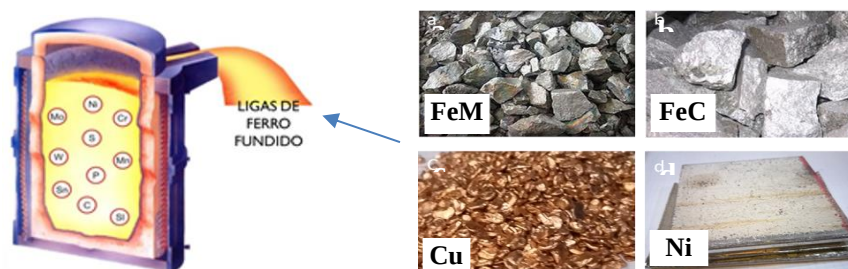
Fonte: O autor.

Os teores comerciais dos elementos químicos contidos nas ligas de ferro molibdênio (FeMo), ferro cromo (FeCr), cobre (Cu) e níquel eletrolítico (Ni) são respectivamente de 80%, 56%, 100% e 100%.

Durante a transferência do metal líquido do forno a indução para a panela de vazamento, foi realizada a adição dos elementos químicos cromo, níquel, molibdênio e cobre. As adições tiveram início quando a panela de vazamento estava com aproximadamente 1/3 do

volume de metal líquido e terminaram quando a panela estava com aproximadamente 2/3 do volume de 100 kg. A razão para esse procedimento foi garantir a dissolução dos elementos adicionados pelo maior contato com o metal líquido sob turbulência, Figura 4.6.

Figura 4.6 - Adição dos elementos químicos FeMo (a), FeCr (b), cobre (c) e Níquel (d) no fofu nodular durante a transferência do metal líquido do forno a indução.



Fonte: O autor.

Uma amostra foi retirada segundos antes do vazamento do metal líquido no molde, para cada adição de liga para a confirmação da composição química. O procedimento de retirada e confecção de amostras, seguem a mesma sequência descrita no item 4.1.1.2.

O tempo desde o carregamento do forno com as matérias-primas, até o metal estar pronto para o início do vazamento das peças foi de aproximadamente 40 minutos.

Foram pesadas e separadas 9 adições de material (Ni, FeCr, FeMo, Ni/FeCr, FeMo/Cu, NiCu, Ni/FeMo, FeCr/FeMo e FeCr/Cu) para serem colocadas uma de cada vez na panela de vazamento, sendo esse processo denominado de “metalurgia de panela”. Ou seja, cada adição foi realizada separadamente, originando uma peça fundida pelo processo de centrifugação horizontal. Os cálculos para cada quantidade de material adicionado foram realizados a partir da Equação 4.1 (modificado de Dias, *et al.*, 2009) para cada elemento químico (Ni, Cu, Cr e Mo). O termo $(1,0 - E)$ representa a percentagem do elemento químico (Cu, Cr, Mo e Ni) obtida entre o percentual objetivo (1%p, no caso desse estudo) e o percentual do elemento químico presente no metal líquido antes da adição de FeMo, FeCr, Ni e Cu.

$$\text{Massa} = \{[(1,0 - E) \cdot \text{CF}] \div \text{EL}\} \quad 4.1$$

Sendo: Massa: Quantidade de material adicionado, FeMo, FeCr, Ni e Cu (kg);

E: Quantidade do elemento químico no metal líquido vindo da matéria-prima primária (%);

CF: Capacidade do forno de fusão (kg);

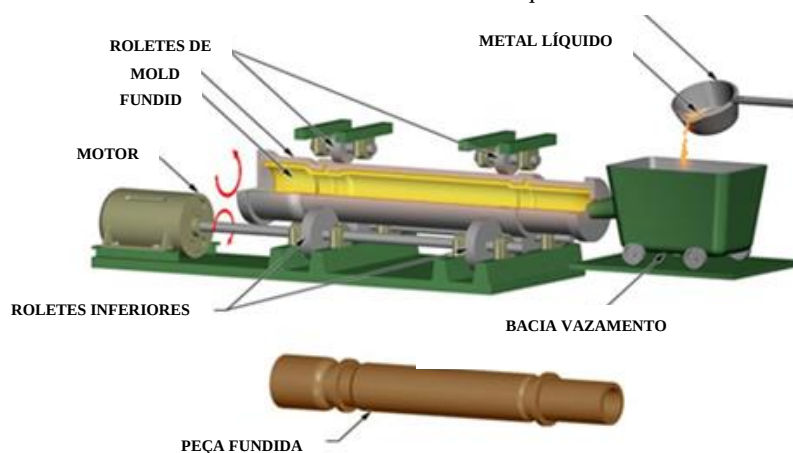
EL: Quantidade do elemento químico no material adicionado (%);

O tempo de vazamento desde a transferência do metal líquido do forno para a panela, a transferência do metal líquido para a centrífuga, a centrifugação propriamente dita, até a desmoldagem levou em média para cada peça cerca de 5 minutos.

4.1.3 Centrifugação

Para o processo de fundição por centrifugação foi utilizada uma máquina centrífuga do tipo horizontal, com 4 roldanas para a rotação do molde metálico. Todos os parâmetros de processo foram inseridos via Controlador Lógico Programável (CLP). Uma representação da máquina centrífuga pode ser visualizada na Figura 4.7.

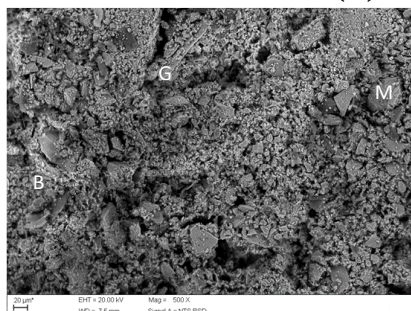
Figura 4.7 - Representação de uma centrífuga horizontal com os componentes principais para a operação, durante o vazamento do metal líquido



Fonte: Custompartnet (2022).

Foi utilizado um molde metálico de aço 1020 forjado, previamente coberto com um revestimento refratário aplicado sobre a superfície do diâmetro interno. Esse revestimento é composto por mulita, bentonita, grafite e um material dispersante, cujas funções primárias são proteger a superfície do molde durante o vazamento, contra a “soldagem” metal líquido/molde e facilitar a extração da peça, Figura 4.8.

Figura 4.8 - Revestimento refratário, bentonita (B), Grafite (G) e mulita (M).



Fonte: O autor.

O volume de tinta utilizado para uma camada estimada de 1,2 mm foi de aproximadamente 563 ml, calculado pela Equação 3.7.

A quantidade de metal líquido usada para a produção de cada fundido foi de 41 kg e a taxa de vazamento foi de 9 kg/segundo. A velocidade de rotação para essa massa de metal

líquido e para as dimensões estimadas do fundido foi de 1.300 rpm.

O tempo de centrifugação e o tempo de resfriamento com água usado foi de 90 segundos e de 50 segundos respectivamente.

O resfriamento foi realizado com os bicos de água direcionados sobre a superfície externa do molde, imediatamente após o metal líquido ser transferido totalmente para o molde.

A desmoldagem da peça foi realizada logo após o fim do tempo de centrifugação e os tubos produzidos para a realização dos ensaios foram separados e identificados.

A avaliação da microestrutura foi realizada através de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para essas análises, uma amostra foi retirada no sentido longitudinal de cada uma das 9 peças fundidas, conforme a Figura 4.9, com disco de corte, sem fluido refrigerante.

Figura 4.9 - Amostras de fofo nodular para a análise microestrutural.

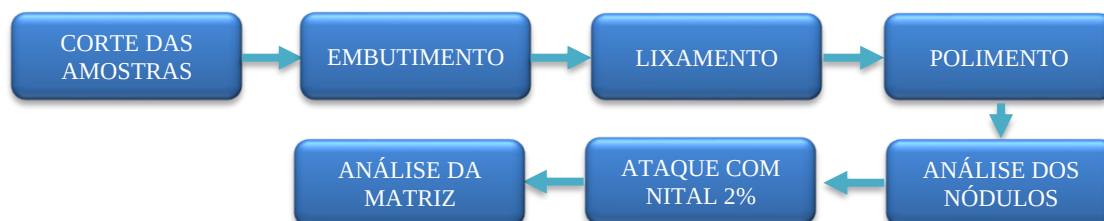


Fonte: o autor.

4.1.4 Análise do Material Fundido - Microscopia Óptica

A preparação metalográfica das amostras para a caracterização microestrutural incluiu as etapas de lixamento e polimento com alumina 1 μm para avaliação dos nódulos de grafita. Para a análise dos constituintes da matriz, foi realizado ataque com nital 2% por aproximadamente 15 segundos. A representação das etapas de preparação das amostras para microscopia pode ser observada na Figura 4.10.

Figura 4.10 - Sequência de preparação de amostra para a análise metalográfica.



Fonte: o autor.

A microscopia óptica foi realizada no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da Universidade Federal de Itajubá, com microscópio óptico Carl Zeiss modelo

JENAVERT®, com câmera digital Olympus, modelo TVO.5XC-30 acoplada a um analisador de imagens Image Analyzer PRO-PLUS®

Primeiramente, sem a necessidade de utilizar ataque químico, sobre a superfície das amostras, foram avaliados os nódulos de grafita, em termos de quantidade, tamanho e distribuição, conforme Norma ASTM 247 (ASTM, 2019) e software analisador de imagens, Leica. Posteriormente, foi realizado o ataque químico superficial com nital 2% para revelar a microestrutura e foram avaliados os constituintes ferrita e perlita.

4.1.5 Análise do Material Fundido - Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS

As imagens foram feitas a partir de elétrons retroespalhados. A técnica de espectroscopia por dispersão de energia (EDS), acoplada ao MEV, foi utilizada para a determinação semiquantitativa das composições químicas das fases presentes.

As características da superfície da fratura após o ensaio de impacto foram analisadas utilizando-se imagens geradas a partir de elétrons secundários aplicadas as amostras.

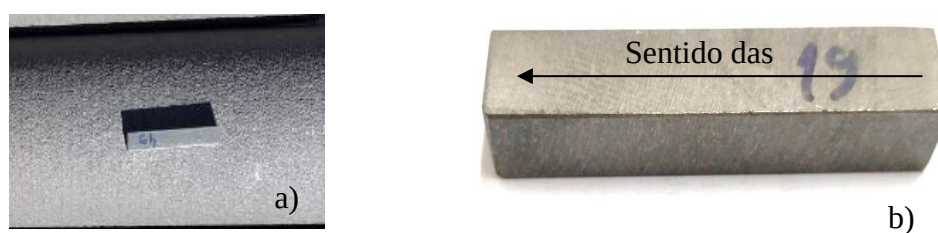
Foi utilizado um equipamento da marca Carl Zeiss, modelo EVO MA15, com EDS acoplado, da marca Bruker, modelo XFlash, instalado no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da Universidade Federal de Itajubá.

4.1.6 Ensaio de Dureza

A medida da dureza foi realizada com durômetro Otto Wolpert-Werke do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da Universidade Federal de Itajubá.

A carga utilizada foi de 100 kg para a escala HRB com uma esfera de aço de 1,588 mm de diâmetro. O procedimento utilizado para a realização do ensaio de dureza é ASTM E18-12. A média de 6 identações foi calculada para cada amostra, Figura 4.11.

Figura 4.11 - Amostra de fofo nodular para o ensaio de dureza a) e sentido das identações b).



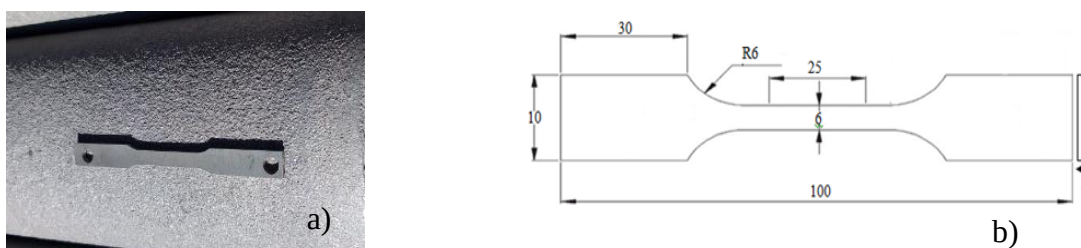
Fonte: o autor.

4.1.7 Ensaio de Tração

Para o ensaio de tração foi utilizando uma máquina universal de ensaios Instron modelo 8874, em temperatura ambiente, à velocidade de 4 mm/minuto do Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos (LEN), da Universidade Federal de Itajubá.

As amostras foram retiradas no sentido longitudinal da peça, com disco de corte, sem fluido refrigerante, e o ensaio realizado segundo a norma ASTM E8M-04, Figura 4.12. Para cada condição avaliada nesse estudo foram ensaiadas 4 amostras.

Figura 4.12 - Amostra de fofo nodular para o ensaio de tração a) e dimensões do corpo de prova b).



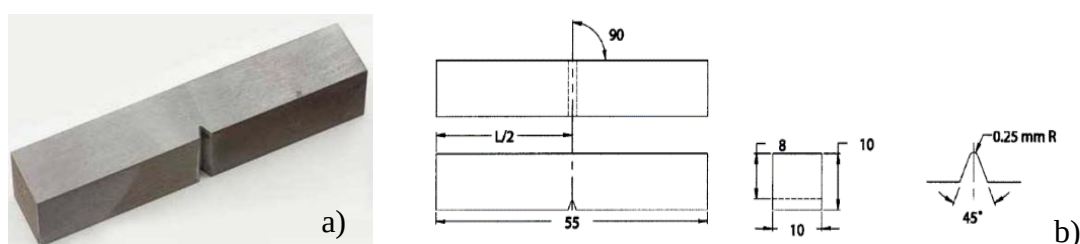
Fonte: o autor.

4.1.8 Ensaio de Impacto Charpy

Para esse ensaio foi utilizada uma máquina com pêndulo para teste de impacto, modelo JB-300AI/C, com energia máxima de 300 J, em temperatura ambiente, instalada no Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos (LEN), da Universidade Federal de Itajubá.

As amostras foram usinadas conforme o sentido longitudinal da peça e segundo a norma ASTM E8M-04, na Figura 4.13. Para cada adição avaliada nesse estudo foram consideradas o ensaio de 3 amostras.

Figura 4.13 - Corpo de prova de fofo nodular para o ensaio de impacto (a) e dimensões do corpo de prova (b).



Fonte: O autor.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foram produzidos pelo processo de fundição por centrifugação horizontal, 9 peças de ferro fundido nodular com 1.200 mm de comprimento, diâmetro externo de 115 mm, 29 mm de espessura e peso de 41 kg. Amostras foram retiradas de cada peça produzida para a realização de ensaios mecânicos, análise química e metalográfica.

5.1 Composição Química – Mo, Cr, Cu e Ni

Os percentuais em peso de cada um dos quatro elementos adicionados, para cada uma das amostras produzidas, estão dispostos na Tabela 5.1. Nota-se que em alguns casos, o valor obtido para um determinado elemento químico ficou significativamente abaixo do calculado (1%p). Os três principais exemplos são: molibdênio na liga de fofo MoCr (0,412%p), cobre na liga de fofo CuCr (0,504%p) e cromo na liga de fofo CuCr (0,558%p).

Tabela 5.1 - Percentuais dos elementos Mo, Cr, Cu e Ni para as nove ligas de fofo nodular produzidas (%p).

ADIÇÃO	Mo	Cu	Ni	Cr
Ni	-	-	0,9080	-
Cr	-	-	-	0,742
Mo	0,763	-	-	-
NiCr	-	-	0,854	0,821
MoCu	0,771	0,734	-	-
CuNi	-	0,712	0,924	-
MoNi	0,869	-	0,897	-
MoCr	0,412	-	-	0,877
CuCr	-	0,504	-	0,558

Fonte: O autor.

A adição dos materiais contendo os elementos adicionados via panela de vazamento confere um grau de complexidade ao processo de dissolução. Há pouca massa de metal líquido para dissolver os materiais adicionados na panela (100 kg na panela contra 2500 kg no forno), há pouco tempo para a dissolução dos materiais (menos de 5 minutos na panela e até 60

minutos no forno), existe a turbulência do metal líquido causada pela transferência do metal líquido do forno para a panela de vazamento e a turbulência causada pela reação do nodulizante com o metal líquido. Essas variáveis impactam a dissolução e o rendimento das adições.

5.2 Análise Metalográfica das Amostras de FoFo Nodular

5.2.1 Análise dos Nódulos de Grafita

Os nódulos de grafita foram avaliados em termos de quantidade, forma e tamanho, conforme a norma ASTM 247 e os resultados encontrados estão resumidos na Tabela 5.2.

Tabela 5.2: Análise da grafita das amostras de fofo quanto à forma, tamanho, quantidade e nodularidade.

Elemento (s) adicionados (s)	Nodularidade (%)	Forma (%)				Tamanho (%)		Qde Nódulos / mm ²
		I	II	III	IV	7	8	
Ni	97,7	59,6	38,1	0	2,3	63,6	35,1	472
Cr	96,2	64,0	32,2	0	3,2	65,1	34,6	480
Mo	97,5	72,9	24,7	0	1,9	47,2	52,8	588
NiCr	94,9	65,7	29,3	0	3,8	58,5	41,5	550
MoCu	95,9	70,5	25,5	0	3,6	50,4	49,6	675
NiCu	97,4	81,5	15,8	0	2,0	44,5	55,5	807
NiMo	94,7	62,8	31,9	0	5,1	67,9	31,9	554
CrCu	95,2	69,5	25,6	0	4,2	59,5	40,5	536
CrMo	GRAFITA LAMELAR							

Fonte: O autor.

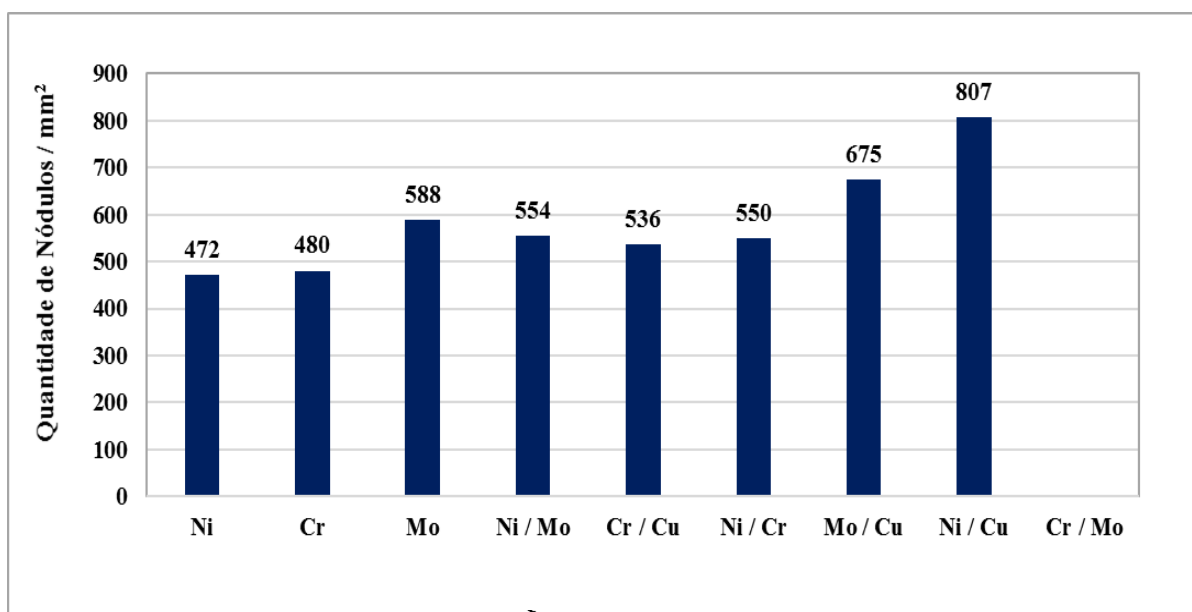
A nodularização ficou acima de 94%, conforme calculada pela Equação 3.3. Segundo Murcia *et al.* (2013) um grau de nodularização mínimo de 65% é requisito para que um ferro fundido seja considerado como nodular.

A forma de nódulo de grafita tipo I é a preferencial para o ferro fundido nodular e observa-se que a mesma é predominante para 8 das 9 amostras estudadas. Essa forma é a desejável, pois é a que melhor se aproxima de uma esfera perfeita e, portanto, a que menos

está suscetível a concentrar tensão em serviço.

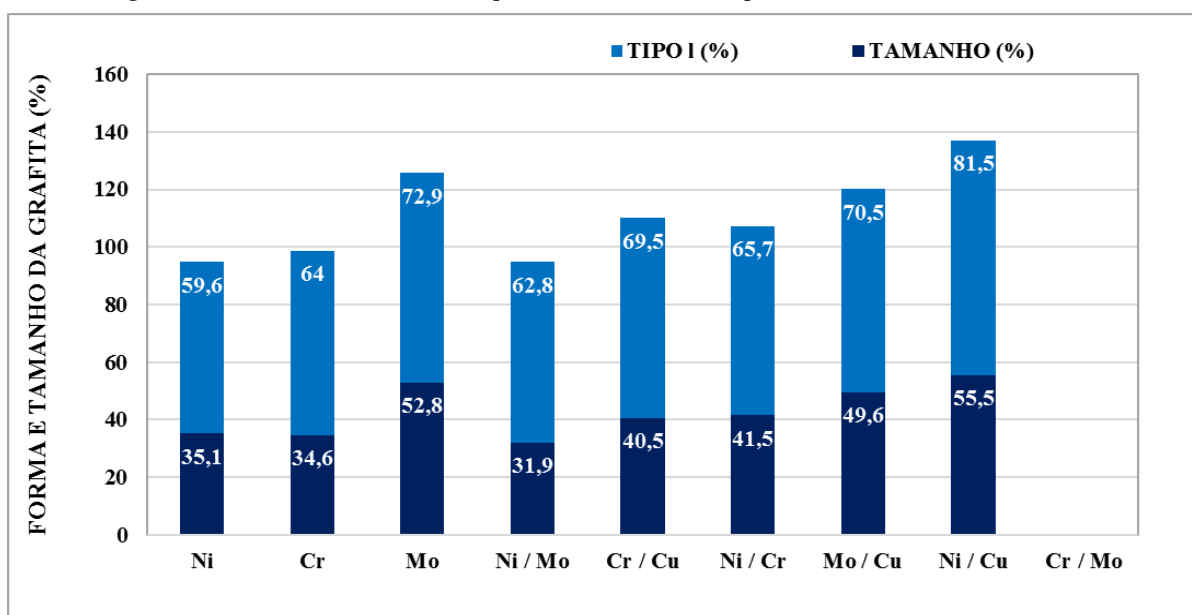
As maiores quantidades de nódulos com forma tipo I foram encontradas para as amostras contendo Mo e NiCu, sendo 72,9% e 81,5% respectivamente. Notavelmente, a amostra contendo NiCu também apresentou a maior quantidade de nódulos por mm² e os menores tamanhos de nódulos (tamanho 8), conforme observa-se na Figura 5.1 e Figura 5.2. Uma grande quantidade está associada ao menor tamanho e a forma mais perfeita dos nódulos, o que converge para os dados desse estudo.

Figura 5.1- Efeito dos elementos químicos no N° de nódulos / mm² para cada amostra de fofo nodular.



Fonte: O autor.

Figura 5.2 - Percentual de nódulos tipo I e de tamanho N° 8 para cada amostra de fofo nodular.



Fonte: O autor.

Notavelmente o Mo apresenta um efeito mais pronunciado em favorecer a

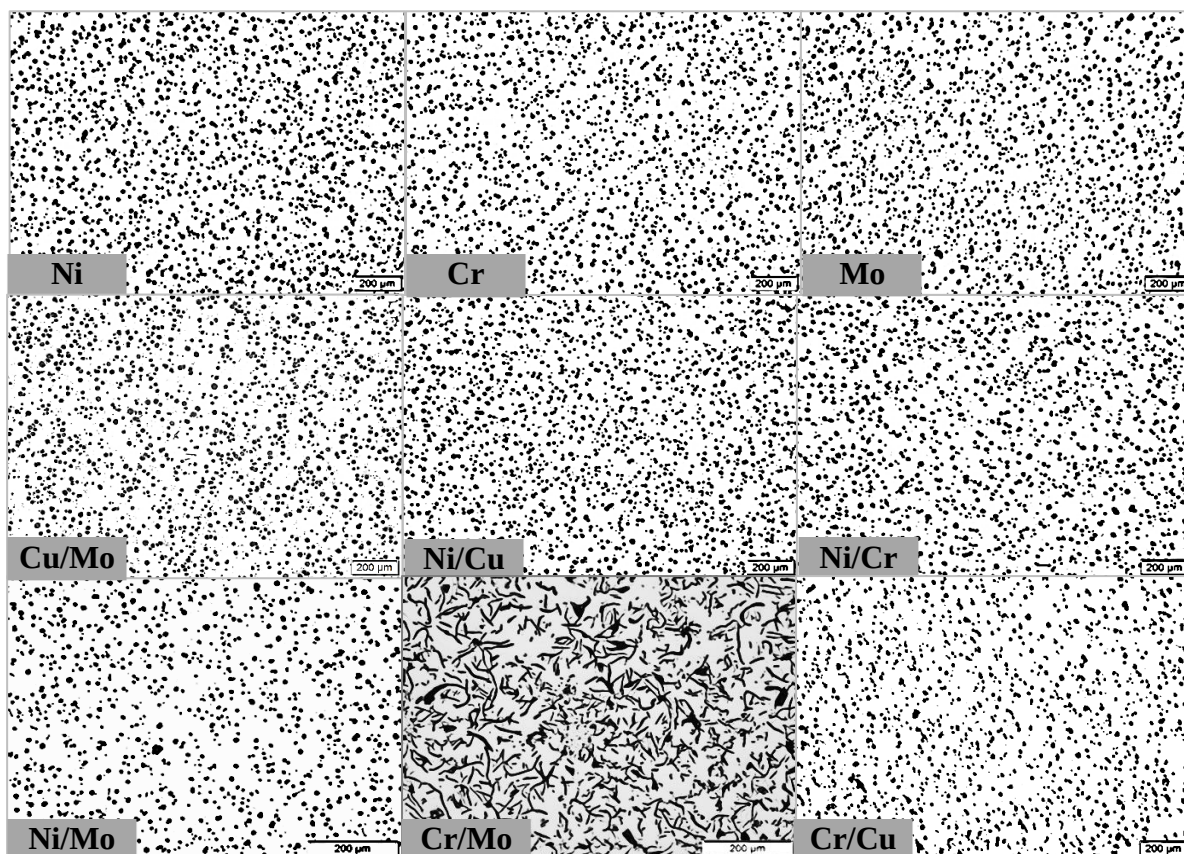
grafitização em relação aos outros elementos adicionados individualmente. O valor encontrado para a amostra com Mo foi de 22,5 % em relação a amostra com adição de Cr e de 24,6 % em comparação com a amostra contendo Ni.

Outra comparação interessante, refere-se a amostra contendo Ni e a amostra contendo NiCu. A menor quantidade de nódulos foi encontrada para a amostra contendo apenas Ni, com apenas 472 nódulos/mm². Entretanto, quando o níquel foi adicionado em conjunto com o cobre, houve um aumento de 71 % no número de nódulos por mm², obtendo-se o valor de 807 nódulos/mm².

Observa-se na Figura 5.2 que, para a amostra contendo NiCu, a porcentagem de nódulos do tipo I é superior a 80 %, o que supera em muito o valor mínimo de 65 % de nodularidade aceitável para um ferro fundido nodular. Quando se calcula a nodularidade para essa amostra (% tipo I + % tipo II), esse valor fica acima de 97 %, o que indica que nenhum dos dois elementos, para os teores utilizados nesse estudo, tem influência nociva ao formato dos nódulos.

A análise das características dos nódulos de grafita pode ser realizada pela observação das amostras sem ataque, na Figura 5.3.

Figura 5.3 - Nódulos de grafita para as amostras de ferro nodular. Sem ataque.

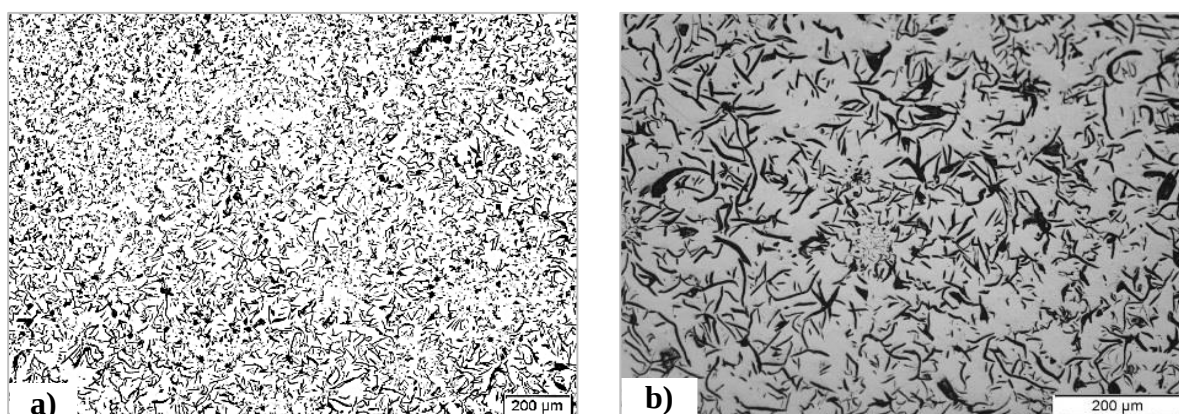


Fonte: O autor.

A amostra contendo CrMo, indica que houve problema com a nodularização o que se traduz em grafita sem a forma de nódulos ou grafita lamelar (veios), típica de ferro fundido cinzento, conforme Figura 5.3. Foi verificado visualmente que o nodulizante não reagiu com o metal líquido, permanecendo no fundo da panela de vazamento sem ser dissolvido. A razão para tal fenômeno é difícil de ser determinada, sendo que o mesmo procedimento de transferência de metal líquido do forno a indução para a panela de vazamento, a adição do inoculante, a adição do nodulizante e a adição intencional dos elementos químicos foram realizadas nas mesmas condições para a fabricação de todas as peças fundidas. Nenhuma característica diferente durante o processo foi identificada para explicar razão da não dissolução do nodulizante.

Para a amostra com adição de CrMo, pode-se observar que a grafita lamelar é mais sensível ao resfriamento durante a solidificação que a grafita na forma de nódulos, conforme observado por Bočkus (2009). Na Figura 5.4 (a) a amostra foi retirada do diâmetro externo da peça, sendo essa região a que sofreu maior taxa de resfriamento durante o processo de centrifugação devido a troca de calor mais intensa pela proximidade com o molde metálico refrigerado com água. A taxa de resfriamento mais elevada não confere tempo suficiente para que os núcleos de grafita se formem, se desenvolvam e aumentem de tamanho. Em contrapartida, uma grafitização mais grosseira foi encontrada próxima a região central da amostra, conforme visualizada na Figura 5.4 (b). Nesse caso, houve uma menor taxa de resfriamento e um maior tempo de solidificação, permitindo que a grafita se desenvolvesse pela difusão do carbono.

Figura 5.4 - Grafita lamelar para a amostra de fofo cinzento com CrMo. a) Região superficial próxima ao diâmetro externo da peça e b) região central da peça. Sem ataque.



Fonte: O autor.

5.2.2 Análise da Matriz

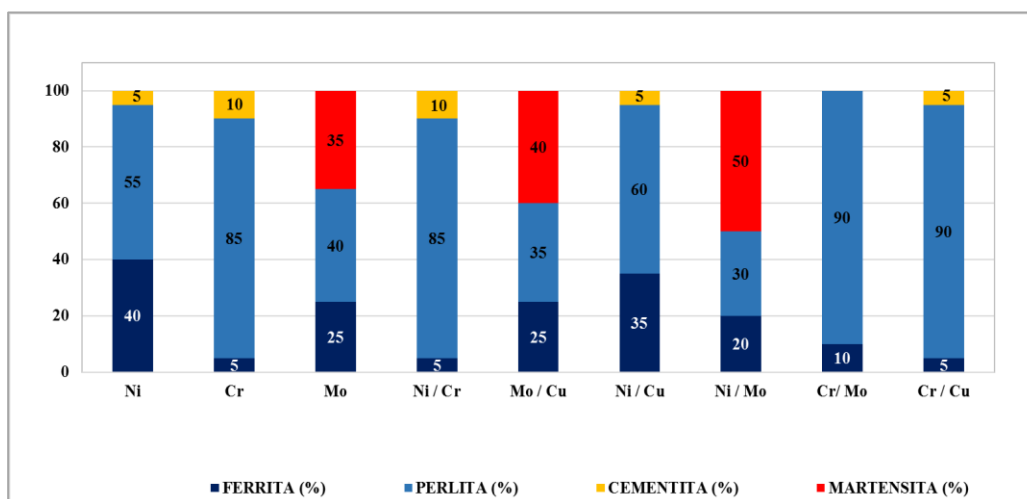
O desenvolvimento da matriz das amostras de ferro fundido pode ser observado na Tabela 5.3 e na Figura 5.5.

Tabela 5.3: Percentuais dos microconstituintes encontrados para cada amostra de ferro fundido nodular.

Elemento(S) Adicionado(S)	Ferrita (%)	Perlita (%)	Cementita (%)	Martensita (%)
Ni	40	55	5	ISENTO
Cr	5	85	10	ISENTO
Mo	25	40	ISENTO	35
NiCr	5	85	10	ISENTO
MoCu	25	35	ISENTO	40
NiCu	35	60	5	ISENTO
NiMo	20	30	ISENTO	50
CrMo	10	90	ISENTO	ISENTO
CrCu	5	90	5	ISENTO

Fonte: O autor.

Figura 5.5 – Percentuais para cada microconstituente encontrado em cada amostra de ferro fundido nodular.



Fonte: O autor.

A perlita está presente majoritariamente e de forma mais acentuada na microestrutura das amostras contendo Cr (Px: 10,5), NiCr (Px: 13,1), CrMo (Px: 13,2) e CrCu (Px: 12,5). Em comum, essas amostras apresentam o Cr adicionado intencionalmente.

O Cr e o Cu são elementos conhecidamente perlitizantes, sendo o primeiro o mais efetivo na formação da perlita, conforme indicado na equação 3.3. Quando adicionados em

conjunto, como na amostra CrCu, fornece uma matriz com 90 % de perlita no ferro fundido nodular. Cho *et al.* (2007) mostraram em seus estudos a evolução da transformação de uma matriz ferrítica em matriz perlítica com incrementos de adição dos elementos Cu e Cr utilizados separadamente.

Lacaze *et al.* (2016), em seus estudos, reportam que o Cu em teores baixos favorece a presença de ferrita, mas esse efeito é reduzido drasticamente em teores de aproximadamente 0,6 % p e em taxas de resfriamento cada vez mais elevadas. Nesse caso, o cobre forma uma barreira ao redor dos nódulos, o que dificulta a difusão do carbono da perlita para a grafita.

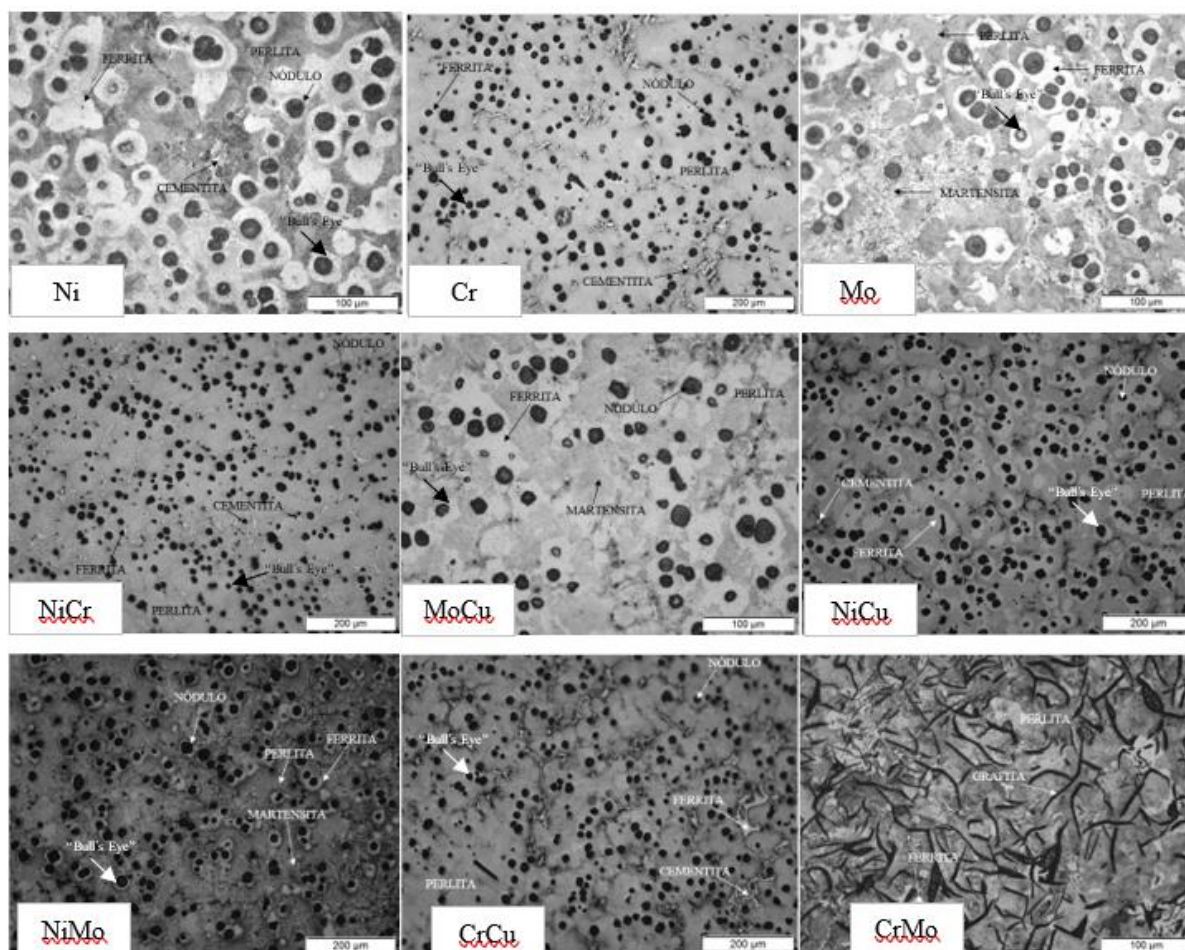
Observa-se que para as amostras contendo Mo, CuMo e NiMo a martensita está presente na matriz em quantidades consideráveis como 35 %, 40 % e 50 % respectivamente. Lacaze *et al.* (2016) apresentam a ação eficiente do Mo em diminuir a difusão do carbono tanto na ferrita quanto na austenita. Apesar do Mo estar relacionado como forte promovedor da perlita por Sousa *et al.* (2018), promovedor da grafita por Vidal (2013) e promovedor da ferrita por Cho *et al.* (2007), esse é o elemento químico adicionado intencionalmente comum as três amostras. No entanto, ressalta-se que a amostra contendo CrMo, apesar de possuir o Mo adicionado, a matriz predominantemente é formada por perlita e, nesse caso, o resultado está em consonância com Sousa *et al.* (2018). Os valores obtidos indicam que o efeito do Cr como forte agente perlitizante pode ter suprimido a ação do Mo na formação da martensita. Esse efeito somado ao baixo teor de Mo encontrado na peça, cerca de 50 % menor que a média desse elemento encontrado para as outras 3 amostras, pode ter contribuído para a inibir a formação da martensita.

As divergências entre as microestruturas encontradas indicam que somente a composição química não é suficiente para explicar os resultados. Deve-se considerar o fator taxa de resfriamento, sendo que nos estudos de Cho *et al.* (2007) foram produzidas amostras de paredes espessas, em moldes de areia em resina furânica, conforme ASTM A897 M-90. Nesse caso, os fatores coeficiente de transferência de calor do molde de areia, resfriamento ao ar e a parede espessa, apresentam menor taxa de resfriamento em relação ao molde metálico, o que favorece a formação da ferrita (Bočkus, 2010).

As micrografias obtidas das amostras desse estudo podem ser observadas na Figura 5.6. Em algumas amostras, a ferrita está presente ao redor dos nódulos de grafita em uma configuração denominada “olho de boi” (“*bull’s-eye*”). Nesse caso, durante a solidificação do ferro fundido as primeiras regiões a solidificar são formadas pelos nódulos de grafita e as últimas regiões a solidificar são aquelas distantes dos nódulos, regiões de segregação. À medida que o super-resfriamento avança abaixo da temperatura eutética, a grafita e a austenita

crecem simultaneamente de forma independente (“divorciada”), com a austenita envolvendo a grafita. O crescimento da grafita ocorre por difusão de carbono através da austenita. Com o decorrer do resfriamento, os átomos de soluto se dividem entre o sólido e o líquido, de modo que a composição química do sólido é alterada. Este perfil de segregação leva à formação de ferrita próximo ao nódulo e de perlita distante do nódulo (Boneti *et al.*, 2017).

Figura 5.6 - Microestruturas das amostras de fofo indicando os microconstituintes presentes. Ataque nital 2%.



Fonte: O autor.

As amostras contendo Cr (Cr, NiCr e CrCu) formaram quantidades de estrutura “olhos de boi” em pequenas quantidades, sendo consideradas desprezíveis em relação às demais amostras. A amostra contendo CrMo foi desconsiderada, pois a grafita está na forma lamelar, e não em formato de nódulos.

As amostras contendo Ni, Mo, MoCu, NiCu, NiMo apresentaram a ferrita ao redor do nódulo. No caso das amostras contendo Ni, Mo e MoCu a ferrita formada ao redor dos nódulos tendeu a “coalescer” com a ferrita dos nódulos vizinhos formando uma matriz majoritariamente ferrítica, mesmo que essa fase não seja a predominante no material.

A amostra contendo NiMo apresenta a estrutura “olho de boi” melhor formada entre

todas as amostras desse estudo. Nesse caso, observa-se a ferrita envolvendo os nódulos de grafita formando uma interface bem definida entre nódulo/ferrita/matriz dessa amostra.

5.3 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS

Foram analisados os elementos adicionados intencionalmente, Ni, Cu, Mo e Cr, além dos elementos C, Al, Si, S, Ti, Mn, Nb, Mo e Sn.

Na amostra contendo adição de Ni, Figura 5.7 (a), foram analisados um ponto próximo ao nódulo de grafita (1), e dois pontos na matriz (2) e (3). Os dois últimos apresentaram os mesmos elementos presentes e em teores muito próximos, sendo o ponto (3) por esse motivo, desconsiderado para a discussão.

No ponto (1), não foi encontrado o estanho que é um elemento promovedor da perlita, o teor de carbono está aproximadamente duas vezes mais elevado e os demais elementos químicos estão em teores mais baixos em relação à matriz (2).

A variação de manganês entre a região próxima ao nódulo (1) e a matriz (2) foi de aproximadamente 4 vezes. O que evidencia que esse elemento é segregado para as últimas regiões a solidificar, também chamadas de zonas de segregação.

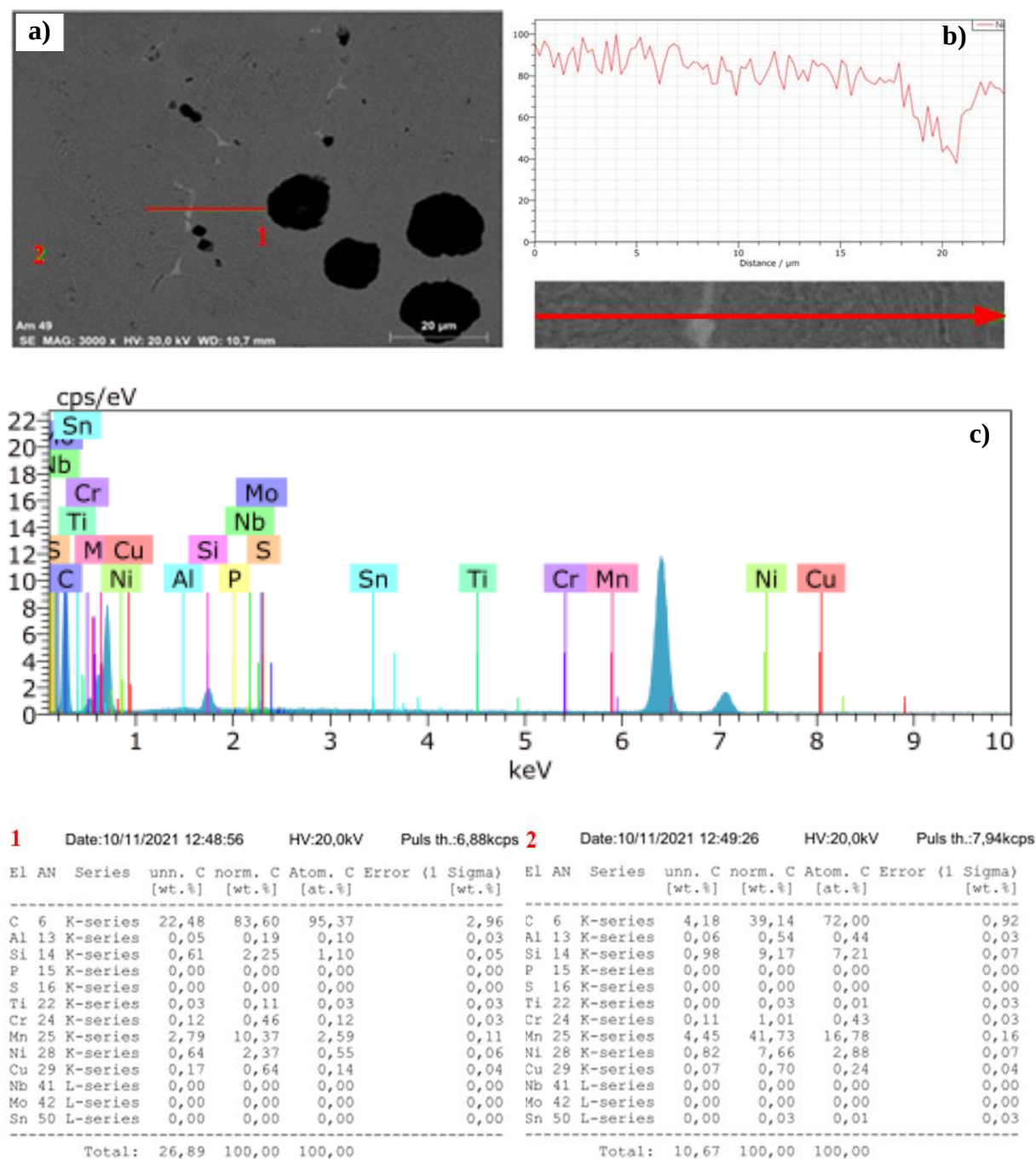
O silício é outro elemento que é observado em maior quantidade na matriz (2) em relação ao ponto (1). O Ni que foi o elemento adicionado intencionalmente nessa amostra, também está em maior concentração na matriz (2) do ferro fundido.

Considerando que o ponto (1) está nas proximidades do nódulo de grafita, que no caso é composta por ferrita na configuração “*bull’s-eye*”, é de se esperar que os elementos estejam mais concentrados nas regiões mais distantes dos nódulos devido à solubilidade reduzida da estrutura ferrítica.

A análise específica da concentração do Ni na matriz foi obtida via “*line scan*”, Figura 5.7 (b). Observa-se que o teor desse elemento decresce das regiões mais distantes do nódulo para as regiões mais próximas. Na região compreendida entre aproximadamente 18 e 21 μm , a concentração de níquel cai repentinamente até restaurar sua tendência de comportamento. Tal região compreende a interface matriz / ferrita (“*bull’s-eye*”).

Pela análise do diagrama de fases em equilíbrio Fe-Ni, fica evidente a solubilidade total do Ni na matriz de ferro para os teores utilizados nesse estudo (até 1 %). Os raios atômicos do Fe (0,1241 nm) e do Ni (0,1246 nm) são muito próximos, o que favorece a formação de solução sólida e o endurecimento da ferrita pelos átomos de Ni e, desse modo, não é previsto a formação de novas fases ricas desse elemento para a amostra em questão.

Figura 5.7 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com Ni.



Fonte: O autor.

Uma região rica em Cr foi identificada na faixa aproximada entre 6 e 15 μm para a amostra com adição de cromo, Figura 5.8 (b). No diagrama de fases em equilíbrio Cr-C, pode-se prever a formação de carbeto de Cr do tipo Cr_{23}C_6 .

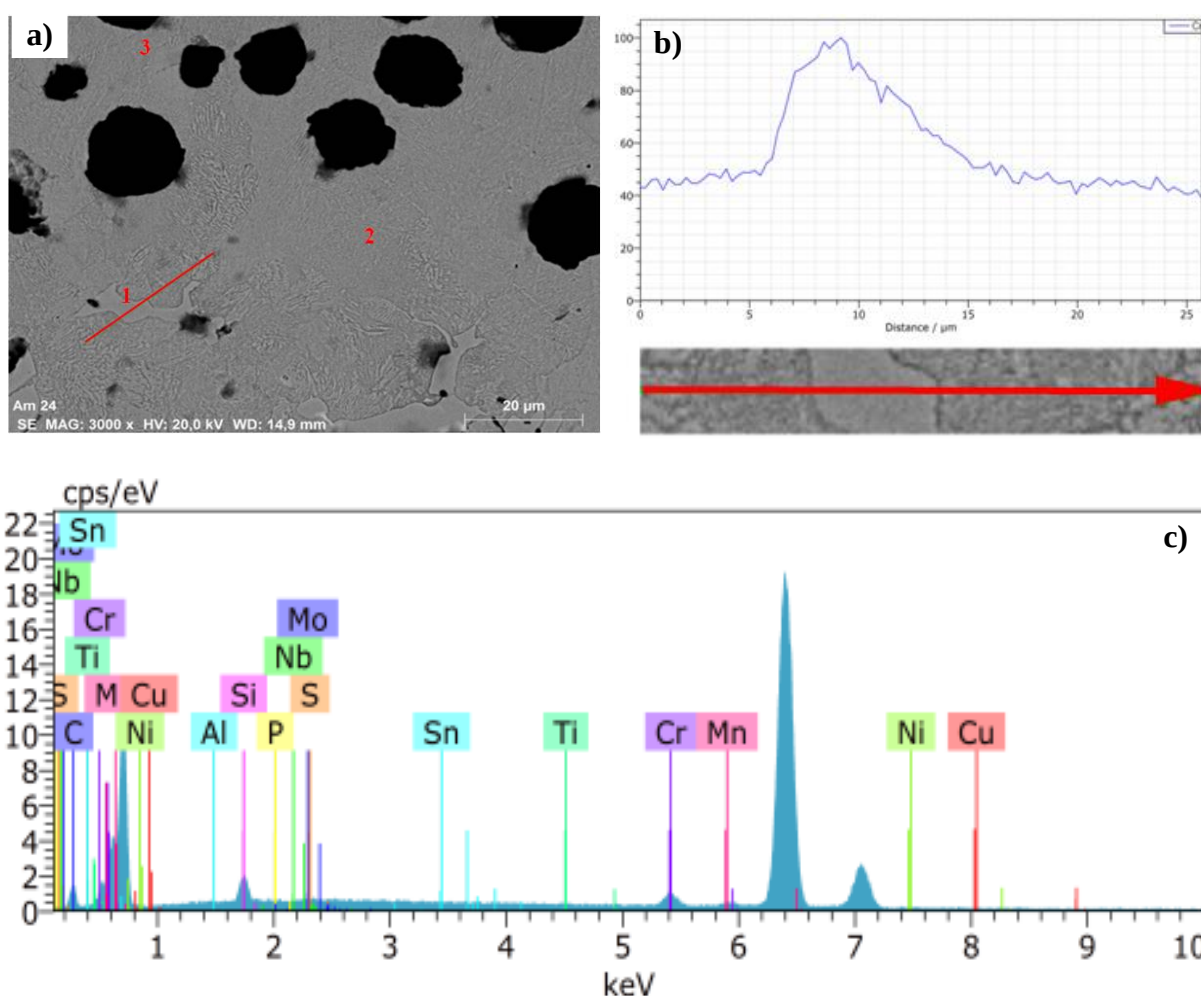
No diagrama Fe-Cr, verifica-se que o Cr é totalmente solúvel na matriz de ferro a temperatura ambiente ($\text{Fe}\alpha$) para os percentuais utilizados nesse estudo, o que indica uma solução sólida homogênea de cromo em ferro, endurecendo a ferrita. Tal comportamento pode

ser justificado pelos valores de raios atômicos próximos do Fe α (0,1241 nm) e do Cr (0,1249 nm), ambos com estrutura cristalina CCC. No restante da matriz o teor desse elemento permanece homogeneamente distribuído.

Pela análise pontual da partícula (1), Figura 5.8 (a), observa-se a presença dos elementos C, Si, Ti, Cr, Mn, Ni. Desses elementos, apenas o Ti e o Cr estão em concentrações maiores que as encontradas na matriz (2). Já o elemento Cu está presente somente na matriz e os elementos C, Mn e Ni permanecem praticamente em concentrações constantes.

Com relação ao ponto próximo ao nódulo (3), o Si está em concentração maior, o Mn e o Ni estão em valores mais baixos em relação aos pontos (1) e (2). Para essa amostra, a matriz é predominantemente perlítica com quase nenhuma estrutura do tipo “bull’s-eye”, o que está em concordância com a presença de um maior número de elementos químicos presentes.

Figura 5.8 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com Cr.



1	Date:10/11/2021 11:45:54						HV:20,0kV	Puls th.:9,05kcps	2	Date:10/11/2021 11:46:25						HV:20,0kV	Puls th.:9,08kcps
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]			El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]		
C	6	K-series	4,83	40,74	74,01	0,95			C	6	K-series	4,69	41,71	74,58	0,93		
Al	13	K-series	0,00	0,04	0,03	0,03			Al	13	K-series	0,03	0,23	0,18	0,03		
Si	14	K-series	0,69	5,81	4,51	0,06			Si	14	K-series	0,76	6,79	5,19	0,06		
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00			P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00		
S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00			S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00		
Ti	22	K-series	0,08	0,63	0,29	0,03			Ti	22	K-series	0,00	0,04	0,02	0,03		
Cr	24	K-series	1,32	11,10	4,66	0,07			Cr	24	K-series	0,76	6,72	2,77	0,05		
Mn	25	K-series	4,67	39,38	15,64	0,16			Mn	25	K-series	4,49	39,87	15,59	0,16		
Ni	28	K-series	0,27	2,30	0,86	0,04			Ni	28	K-series	0,38	3,35	1,23	0,05		
Cu	29	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00			Cu	29	K-series	0,15	1,30	0,44	0,04		
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00			Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00		
Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00			Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00		
Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00			Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00		
Total:			11,85	100,00	100,00				Total:			11,25	100,00	100,00			

3							Date:10/11/2021 11:46:55	HV:20,0kV	Puls th.:8,92kcps
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]			
C	6	K-series	5,67	46,49	77,61	1,08			
Al	13	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00			
Si	14	K-series	1,03	8,43	6,02	0,07			
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00			
S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00			
Ti	22	K-series	0,02	0,13	0,05	0,03			
Cr	24	K-series	0,44	3,63	1,40	0,05			
Mn	25	K-series	4,42	36,20	13,21	0,16			
Ni	28	K-series	0,41	3,39	1,16	0,05			
Cu	29	K-series	0,21	1,73	0,55	0,04			
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00			
Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00			
Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00			
Total:			12,20	100,00	100,00				

Fonte: O autor.

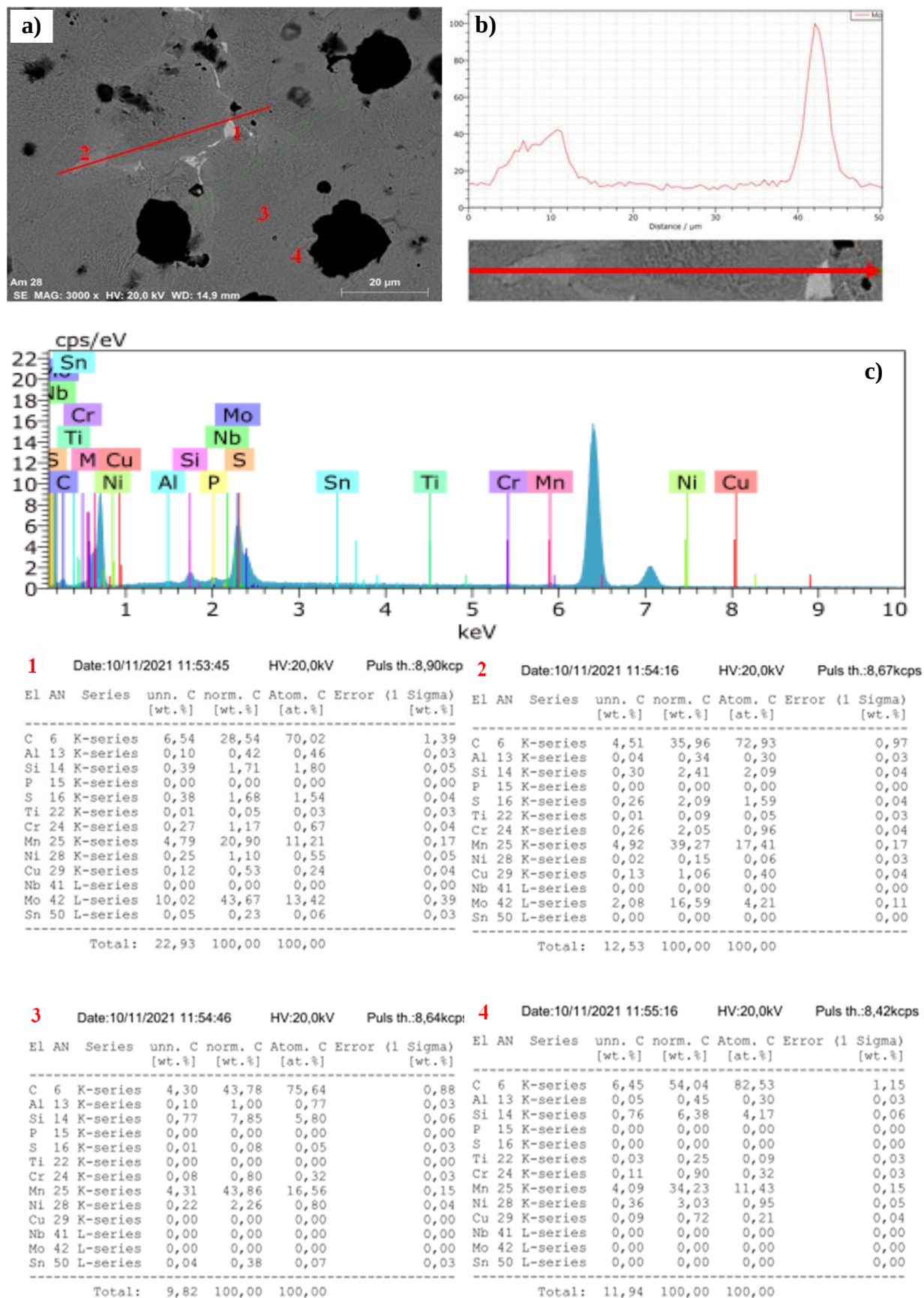
Na amostra contendo adição de Mo foram observadas duas diferentes partículas dispersas na matriz, uma com característica mais “clara” (1) e outra mais “escura” (2). Para efeito de comparação entre o comportamento dos elementos químicos, foram analisadas as regiões (1) e (2), a matriz (3) e a região próxima ao nódulo de grafita (4), Figura 5.9 (a).

As partículas (1) e (2) apresentaram teores de C, Si e Ni mais baixos em relação aos pontos (3) e (4). Em contrapartida, o Mo não foi encontrado fora das partículas, regiões (1) e (2), ou seja, na matriz e nas proximidades dos nódulos de grafita.

Percebe-se que a partícula (2) apresenta quase todos os elementos químicos em concentrações mais altas em relação à partícula (1).

A análise via “line scan”, evidencia os picos de Mo presentes nas duas partículas Figura 5.9 (b). Pela análise do diagrama de fases em equilíbrio Fe-Mo, não é prevista a existência de compostos de Mo para o teor utilizado nesse estudo. Essa evidência foi confirmada quando não se encontrou esse elemento nas regiões (1) e (2). Em contrapartida, no diagrama de fases em equilíbrio Mo-C, é previsto a formação de carbonetos de Mo a temperatura ambiente, conforme identificados nas regiões (3) e (4).

Figura 5.9 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com Mo.



Fonte: O autor.

Na amostra com adição de NiCr, Figura 5.10 (c), foram analisados cinco pontos, sendo um na partícula “clara” (1), um na partícula “cinza” (2), um na matriz perlítica (3), um na região próxima ao nódulo (4) e um na região da matriz formada por cementita (5).

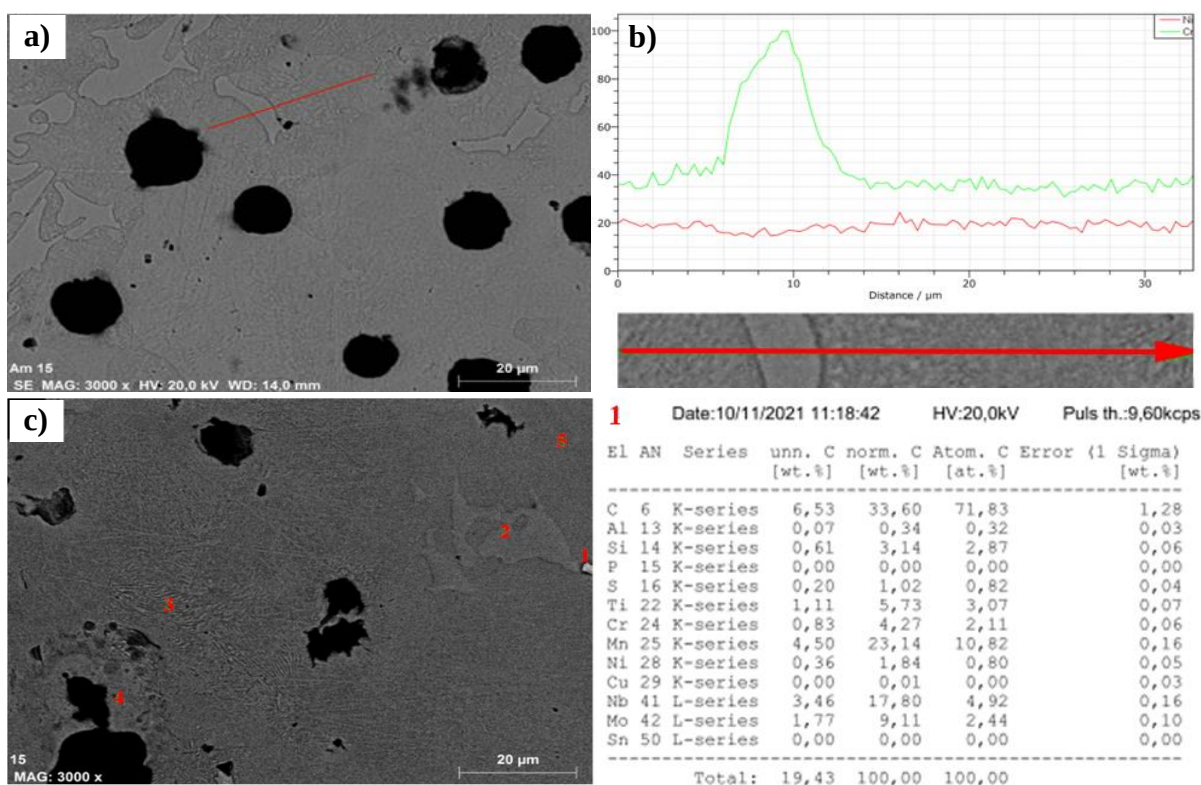
Observa-se que a partícula (1) apresenta os elementos Si, S e Ti em teores mais elevados em comparação à partícula (2). Além disso, os elementos Nb e Mo foram encontrados apenas na partícula (1).

Com relação à partícula (2), os elementos Cr, Mn, Ni, Cu estão em teores mais elevados em relação à partícula (1). Na matriz (3) e (5), os teores de Si, Ni e Cu foram encontrados em maior quantidade em relação às partículas (1) e (2). Também foi observado que o Cr está presente em maior quantidade na matriz perlítica (3) que na região da cementita (5).

Não é previsto no diagrama de equilíbrio estável Fe-Ni a presença de nenhum composto desse elemento para as concentrações utilizadas nesse estudo. Portanto, o Ni está presente em forma de solução sólida distribuída na matriz.

Em contrapartida, no diagrama Fe-Cr, conforme apresentado anteriormente, na região compreendida entre 6 e 12 μm , Figura 5.10 (b), uma alta concentração de Cr é evidenciada em uma estrutura homogênea e com fronteira bem definida, sugerindo ser um carboneto de cromo do tipo Cr_{23}C_6 .

Figura 5.10 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com NiCr.



2

Date:10/11/2021 11:19:13

HV:20,0kV

Puls th.:9,41kcps

3

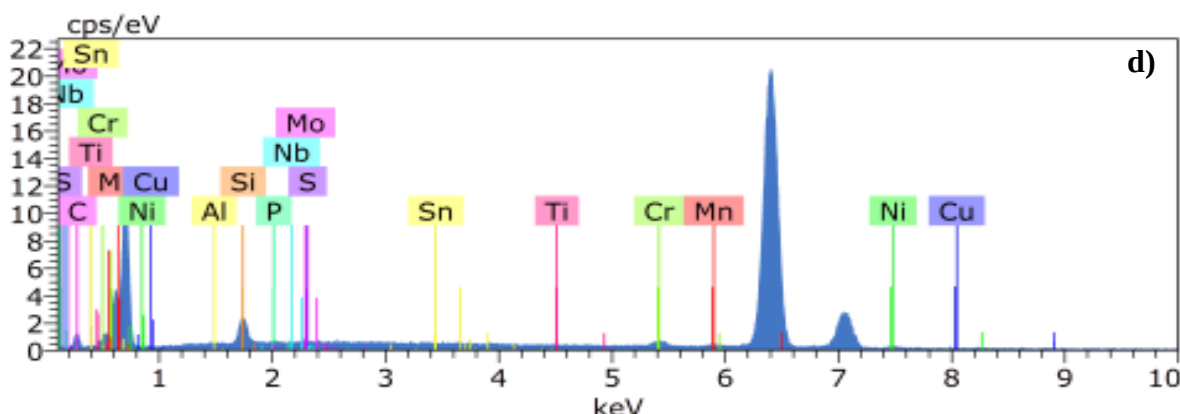
Date:10/11/2021 11:19:43

HV:20,0kV

Puls th.:9,68kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error {1 Sigma} [wt.%]	El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error {1 Sigma} [wt.%]
C	6	K-series	4,51	34,93	69,81	0,89	C	6	K-series	5,43	44,97	76,57	1,03
Al	13	K-series	0,03	0,25	0,22	0,03	Al	13	K-series	0,06	0,53	0,40	0,03
Si	14	K-series	0,35	2,71	2,32	0,04	Si	14	K-series	0,98	8,14	5,93	0,07
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00	P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,08	0,65	0,48	0,03	S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Ti	22	K-series	0,02	0,15	0,07	0,03	Ti	22	K-series	0,04	0,31	0,13	0,03
Cr	24	K-series	2,73	21,13	9,76	0,11	Cr	24	K-series	0,23	1,90	0,75	0,04
Mn	25	K-series	4,72	36,61	16,00	0,16	Mn	25	K-series	4,42	36,63	13,64	0,16
Ni	28	K-series	0,32	2,50	1,02	0,05	Ni	28	K-series	0,72	5,99	2,09	0,06
Cu	29	K-series	0,07	0,56	0,21	0,04	Cu	29	K-series	0,19	1,54	0,50	0,04
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00	Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00	Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Sn	50	L-series	0,07	0,51	0,10	0,03	Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Total:			12,90	100,00	100,00		Total:			12,08	100,00	100,00	

4							5						
Date:10/11/2021 11:20:14			HV:20,0kV		Puls th.:7,37kcps		Date:10/11/2021 11:20:44			HV:20,0kV		Puls th.:9,56kcps	
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error {1 Sigma} [wt.%]	El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error {1 Sigma} [wt.%]
C	6	K-series	15,76	74,70	92,13	2,23	C	6	K-series	4,37	38,96	72,30	0,89
Al	13	K-series	0,16	0,75	0,41	0,04	Al	13	K-series	0,02	0,21	0,17	0,03
Si	14	K-series	0,74	3,52	1,86	0,06	Si	14	K-series	0,85	7,60	6,03	0,07
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00	P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00	S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Ti	22	K-series	0,08	0,38	0,12	0,03	Ti	22	K-series	0,02	0,20	0,09	0,03
Cr	24	K-series	0,35	1,65	0,47	0,04	Cr	24	K-series	0,55	4,91	2,10	0,05
Mn	25	K-series	3,13	14,82	4,00	0,12	Mn	25	K-series	4,60	41,06	16,66	0,16
Ni	28	K-series	0,64	3,05	0,77	0,06	Ni	28	K-series	0,61	5,48	2,08	0,06
Cu	29	K-series	0,21	1,00	0,23	0,04	Cu	29	K-series	0,18	1,59	0,56	0,04
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00	Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00	Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Sn	50	L-series	0,03	0,13	0,02	0,03	Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Total:			21,10	100,00	100,00		Total:			11,21	100,00	100,00	



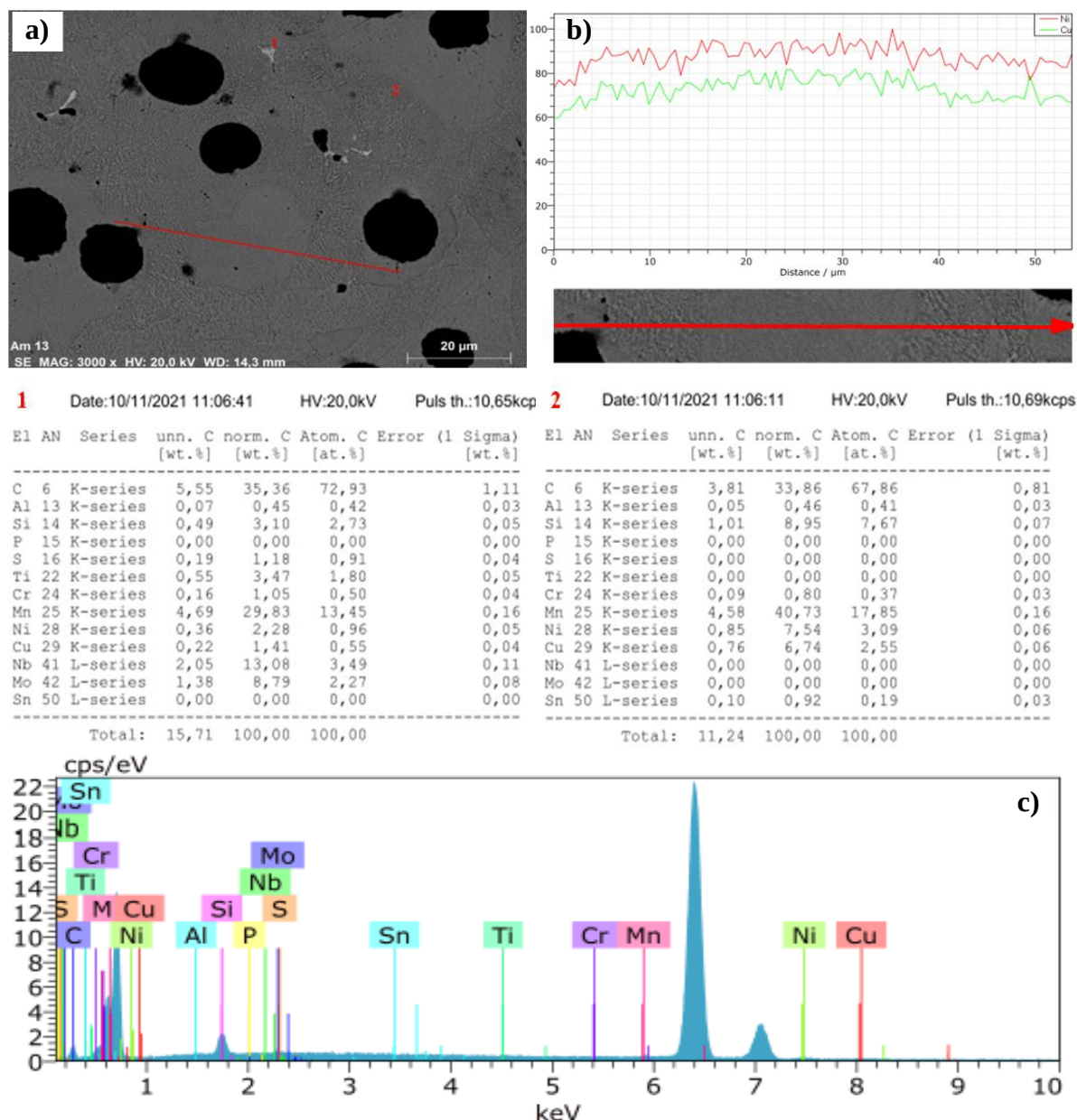
Fonte: O autor.

Para a amostra contendo adição de NiCu, Figura 5.11 (b), a análise da composição via “line scan” desses dois elementos indica um comportamento homogêneo ao longo da matriz, reduzindo-se ligeiramente nas áreas próximas aos nódulos de grafita em que a estrutura “Bull’s-eye” é encontrada.

Observa-se também a presença de partículas de geometria irregulares distribuídas pela matriz. Uma análise pontual dos elementos químicos foi realizada nessa partícula (1) e comparada com a matriz do ferro fundido (2), Figura 5.11 (a). No ponto (1), foram encontrados os elementos S, Ti, Nb e Mo. Esses elementos não foram observados na matriz (2). Dos elementos químicos presentes nos dois pontos (Si, Mn, Ni, Cu), a concentração na partícula ficou significativamente menor comparada à matriz. Os elementos C e Cr praticamente

permaneceram constantes nos dois pontos. Os elementos Ni e Cu, de acordo com o diagrama de fases em equilíbrio, apresentam solubilidade total a temperatura ambiente para qualquer composição, formando solução sólida e endurecendo a matriz.

Figura 5.11 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com NiCu.



Fonte: O autor.

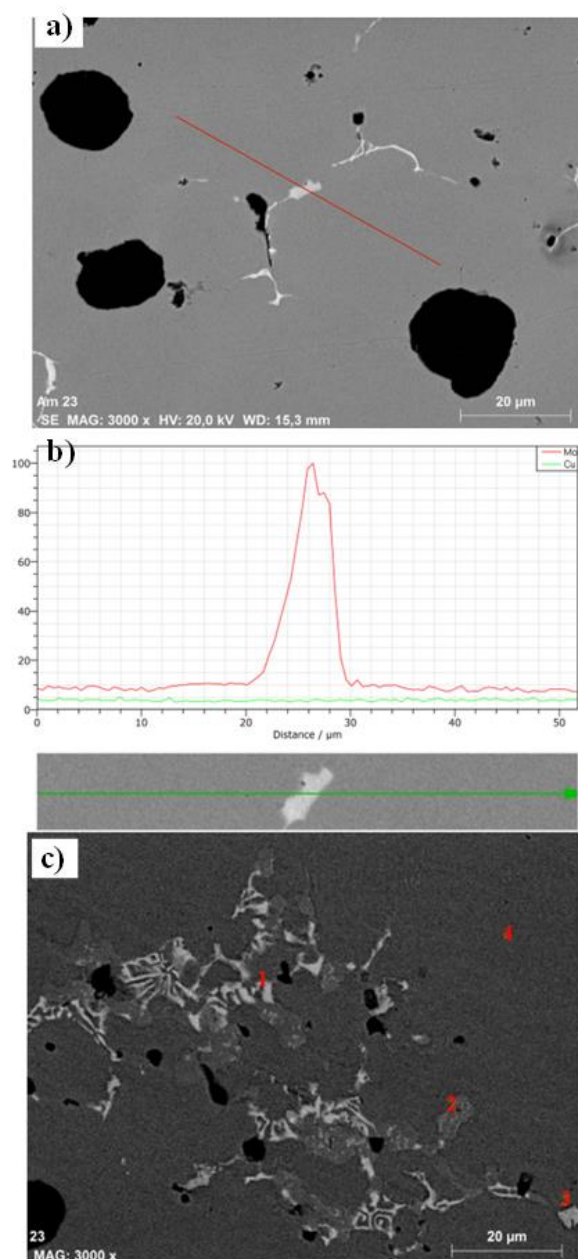
A microanálise química da amostra contendo MoCu foi realizada em 4 pontos do material, Figura 5.12 (c). O ponto (1) é referente a uma partícula “clara” dispersa na matriz do ferro fundido, o ponto (2) refere-se a uma região “cinza” presente nas proximidades da partícula “clara”, o ponto (3) refere-se a uma partícula rica em Nb e o ponto (4) é referente a matriz.

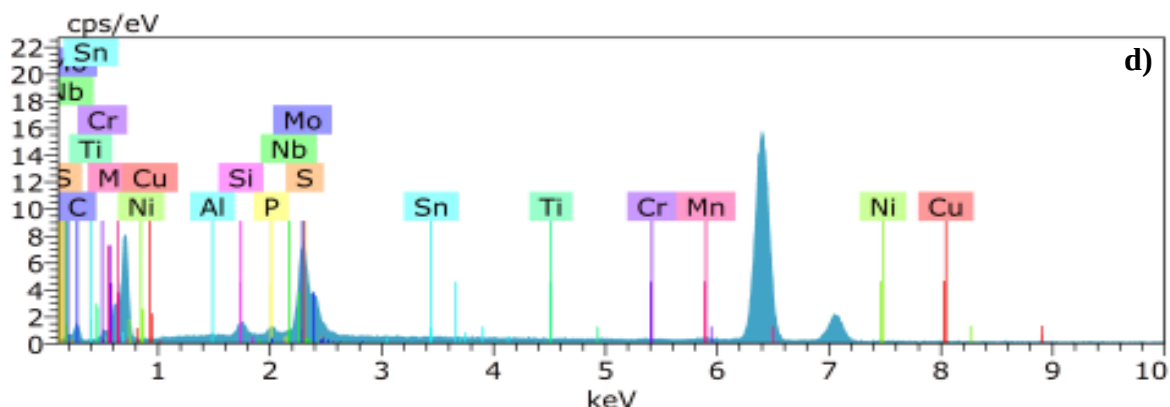
Nota-se que os elementos Si, Mn, Ni e Cu estão em concentrações significativamente

maiores na matriz em relação aos demais pontos analisados. Destaca-se também que na matriz não foi encontrado o elemento Mo, mas o mesmo está presente nos outros três pontos. A ausência de Mo, conforme apresentada anteriormente, pode ser explicada pelo raio atômico maior desse elemento em relação ao átomo de ferro, dificultando a sua presença como impureza substitucional.

A análise do ponto (3) indica uma elevada concentração de Ti e de Nb, sendo que esse último elemento não foi encontrado nos demais pontos. Por último, o elemento Mo foi observado nos pontos (1), (2) e (3) e não encontrado na matriz, o que é melhor visualizado pela análise via “*line scan*”, Figura 5.12 (b), e previsto pelo digrama de fases em equilíbrio como carboneto de Mo.

Figura 5.12 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com MoCu.





1 Date:10/11/2021 11:35:46 HV:20,0kV Puls th.:9,68kcps **2** Date:10/11/2021 11:36:16 HV:20,0kV Puls th.:9,55kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	8,63	35,74	76,94	1,63
Al	13	K-series	0,04	0,15	0,14	0,03
Si	14	K-series	0,30	1,24	1,14	0,04
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,43	1,80	1,45	0,05
Ti	22	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Cr	24	K-series	0,15	0,63	0,31	0,04
Mn	25	K-series	4,36	18,06	8,50	0,16
Ni	28	K-series	0,04	0,18	0,08	0,03
Cu	29	K-series	0,12	0,49	0,20	0,04
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	10,02	41,50	11,18	0,39
Sn	50	L-series	0,05	0,20	0,04	0,03
Total:			24,13	100,00	100,00	

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	6,73	40,72	78,25	1,29
Al	13	K-series	0,04	0,24	0,21	0,03
Si	14	K-series	0,26	1,57	1,29	0,04
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,39	2,36	1,70	0,04
Ti	22	K-series	0,08	0,48	0,23	0,03
Cr	24	K-series	0,22	1,31	0,58	0,04
Mn	25	K-series	4,48	27,13	11,40	0,16
Ni	28	K-series	0,02	0,13	0,05	0,03
Cu	29	K-series	0,04	0,25	0,09	0,03
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	4,25	25,70	6,18	0,18
Sn	50	L-series	0,02	0,11	0,02	0,03
Total:			16,53	100,00	100,00	

3 Date:10/11/2021 11:36:47 HV:20,0kV Puls th.:10,22kcps **4** Date:10/11/2021 11:37:17 HV:20,0kV Puls th.:9,68kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	10,48	30,61	72,19	1,92
Al	13	K-series	0,02	0,05	0,05	0,03
Si	14	K-series	0,42	1,21	1,22	0,05
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,79	2,32	2,05	0,06
Ti	22	K-series	2,72	7,94	4,70	0,11
Cr	24	K-series	0,10	0,29	0,16	0,03
Mn	25	K-series	3,69	10,78	5,56	0,14
Ni	28	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Cu	29	K-series	0,25	0,72	0,32	0,05
Nb	41	L-series	5,42	15,85	4,83	0,23
Mo	42	L-series	10,35	30,23	8,93	0,40
Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Total:			34,23	100,00	100,00	

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	4,13	38,23	71,65	0,87
Al	13	K-series	0,01	0,07	0,06	0,03
Si	14	K-series	0,95	8,80	7,05	0,07
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,01	0,10	0,07	0,03
Ti	22	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Cr	24	K-series	0,10	0,96	0,41	0,03
Mn	25	K-series	4,56	42,14	17,27	0,16
Ni	28	K-series	0,35	3,28	1,26	0,05
Cu	29	K-series	0,67	6,15	2,18	0,06
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Sn	50	L-series	0,03	0,27	0,05	0,03
Total:			10,82	100,00	100,00	

Fonte: O autor.

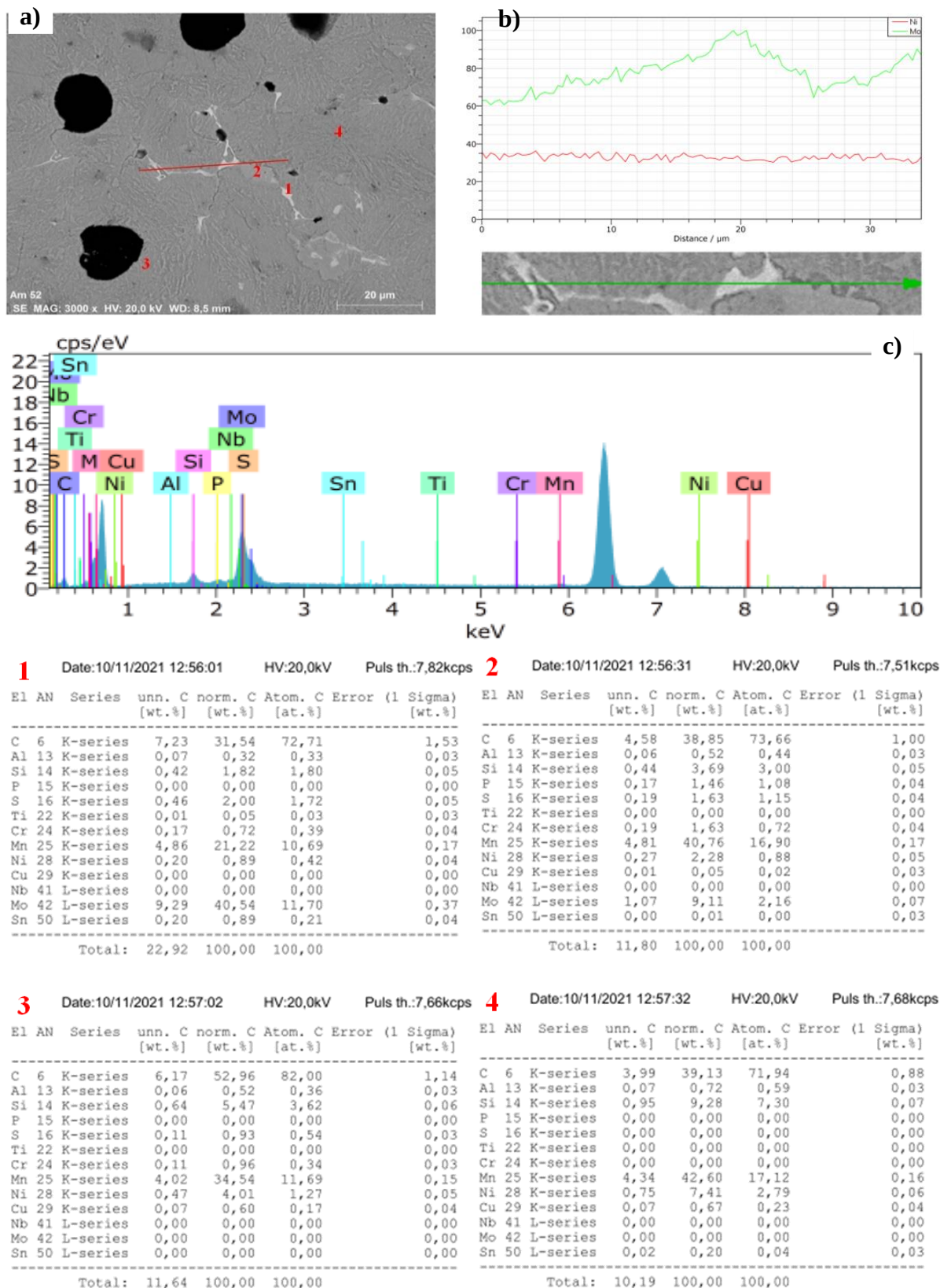
Para a amostra contendo NiMo foram realizadas microanálise da composição química em 4 pontos, Figura 5.13 (a). Sendo, ponto (1) região “clara” da partícula dispersa na matriz, ponto (2) região “cinza” presente, e geral, nas vizinhanças na partícula “clara”, ponto (3) nas proximidades dos nódulos de grafita e ponto (4) referente à matriz.

A comparação entre os pontos (1) e (2) indica uma concentração de Mo de aproximadamente cinco vezes maior no ponto (1) que conforme apresentado anteriormente, refere-se a uma região de carbonetos de Mo. Já no ponto (2), os elementos Si, Mn, Ni estão em quantidades mais elevadas, além do P ser encontrado somente nesse ponto.

Com relação a matriz, destaca-se o teor mais elevado de Ni, indicando a preferência desse elemento em estar presente de forma homogeneamente dispersa no material, Figura 5.13

(b), endurecendo a matriz via solução sólida, conforme previsto pelo diagrama de fases em equilíbrio Fe-Ni e pelos valores de raios atômicos próximos entre esse elemento e o ferro.

Figura 5.13 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com NiMo.



Fonte: O autor.

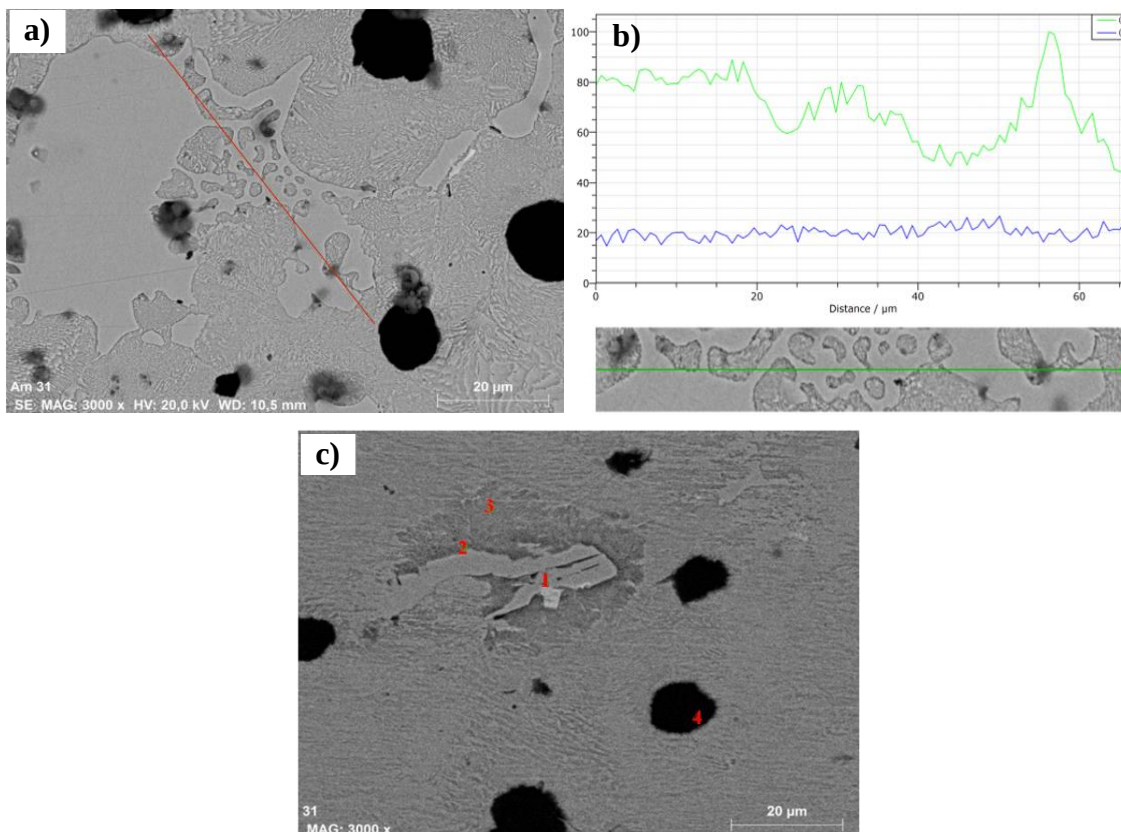
A microanálise química para a amostra contendo CrCu mostrou o perfil dos elementos em quatro pontos distintos, Figura 5.14 (c). Um ponto refere-se a uma partícula rica em Nb (1), dois pontos referentes à matriz (2) e (3) e um ponto próximo ao nódulo de grafita (4).

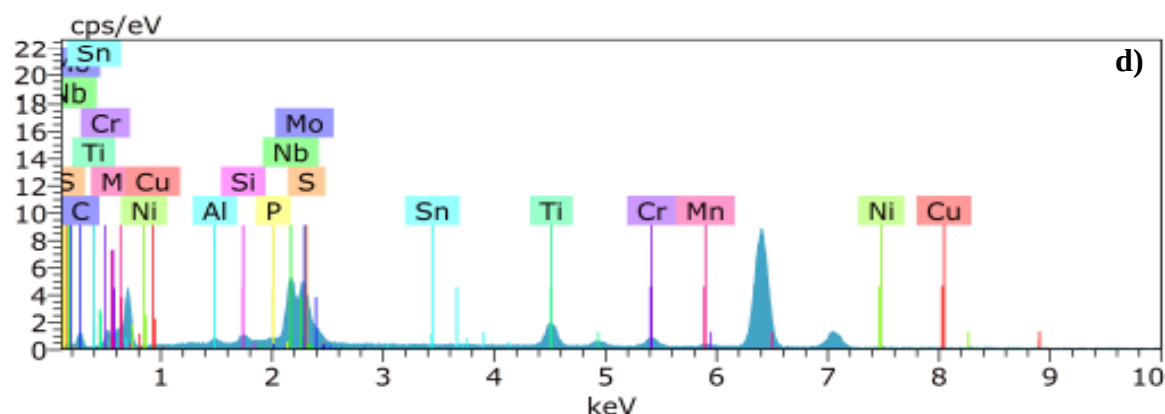
Na partícula (1), os elementos que se destacam em relação à matriz, em ordem decrescente de concentração são o Nb, Mo e o Ti. Comparando-se os dois pontos referentes à matriz, observa-se que no ponto (2), são encontrados Mo, Sn e Ti, o que não se observa no ponto (3). Além disso, dentre os elementos que aparecem em maior quantidade no ponto (2), o Cr se destaca por estar aproximadamente 3 vezes a mais em relação ao ponto (3).

Em contrapartida, no ponto (3) encontra-se o Cu em quantidade maior em relação a todos os outros pontos e o Si apresenta-se em quantidades de aproximadamente 10 vezes maior em relação ao ponto (2). Conforme apresentado anteriormente, o Cu permanece distribuído homogeneamente na matriz, Figura 5.14 (b), o que é previsto pelo diagrama Fe-Cu. Outro fator que favorece a solubilidade do Cu no Fe é a semelhança entre os valores de raios atômicos para esses dois elementos.

O Cr por sua vez, forma carbonetos do tipo Cr_{23}C_6 dispersos pela matriz e forma solução sólida, endurecendo a matriz, conforme previsto pelo diagrama de fases em equilíbrio Cr-C.

Figura 5.14 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo nodular com CrCu.





1

Date:10/11/2021 12:40:59

HV:20,0kV

Puls th.:7,15kcps

2

Date:10/11/2021 12:41:30

HV:20,0kV

Puls th.:6,94kcps

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error (1 Sigma)

[wt. %] [wt. %] [at. %] [wt. %]

C 6 K-series 10,73 28,08 68,65 2,08

Al 13 K-series 0,02 0,06 0,06 0,03

Si 14 K-series 0,24 0,61 0,64 0,04

P 15 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

S 16 K-series 0,50 1,32 1,21 0,05

Ti 22 K-series 5,11 13,36 8,19 0,18

Cr 24 K-series 2,15 5,63 3,18 0,10

Mn 25 K-series 3,42 8,95 4,79 0,14

Ni 28 K-series 0,24 0,63 0,32 0,05

Cu 29 K-series 0,08 0,21 0,10 0,04

Nb 41 L-series 10,33 27,02 8,54 0,42

Mo 42 L-series 5,40 14,12 4,32 0,23

Sn 50 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Total: 38,23 100,00 100,00

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error (1 Sigma)

[wt. %] [wt. %] [at. %] [wt. %]

C 6 K-series 5,14 37,25 72,54 1,03

Al 13 K-series 0,00 0,01 0,01 0,03

Si 14 K-series 0,06 0,42 0,35 0,03

P 15 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

S 16 K-series 0,16 1,14 0,83 0,04

Ti 22 K-series 0,07 0,49 0,24 0,03

Cr 24 K-series 3,34 24,22 10,90 0,13

Mn 25 K-series 4,68 33,92 14,44 0,17

Ni 28 K-series 0,07 0,50 0,20 0,04

Cu 29 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Nb 41 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Mo 42 L-series 0,24 1,73 0,42 0,04

Sn 50 L-series 0,04 0,30 0,06 0,03

Total: 13,79 100,00 100,00

3

Date:10/11/2021 12:42:00

HV:20,0kV

Puls th.:7,01kcps

4

Date:10/11/2021 12:42:30

HV:20,0kV

Puls th.:6,69kcps

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error (1 Sigma)

[wt. %] [wt. %] [at. %] [wt. %]

C 6 K-series 4,94 43,15 76,41 0,99

Al 13 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Si 14 K-series 0,50 4,39 3,32 0,05

P 15 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

S 16 K-series 0,01 0,12 0,08 0,03

Ti 22 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Cr 24 K-series 0,99 8,67 3,55 0,06

Mn 25 K-series 4,32 37,74 14,61 0,16

Ni 28 K-series 0,17 1,47 0,53 0,04

Cu 29 K-series 0,51 4,45 1,49 0,06

Nb 41 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Mo 42 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Sn 50 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Total: 11,45 100,00 100,00

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error (1 Sigma)

[wt. %] [wt. %] [at. %] [wt. %]

C 6 K-series 12,61 68,98 90,25 1,93

Al 13 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Si 14 K-series 0,70 3,84 2,15 0,06

P 15 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

S 16 K-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Ti 22 K-series 0,04 0,22 0,07 0,03

Cr 24 K-series 0,28 1,53 0,46 0,04

Mn 25 K-series 3,64 19,90 5,69 0,14

Ni 28 K-series 0,33 1,83 0,49 0,05

Cu 29 K-series 0,63 3,47 0,86 0,06

Nb 41 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Mo 42 L-series 0,00 0,00 0,00 0,00

Sn 50 L-series 0,04 0,23 0,03 0,03

Total: 18,28 100,00 100,00

Fonte: O autor.

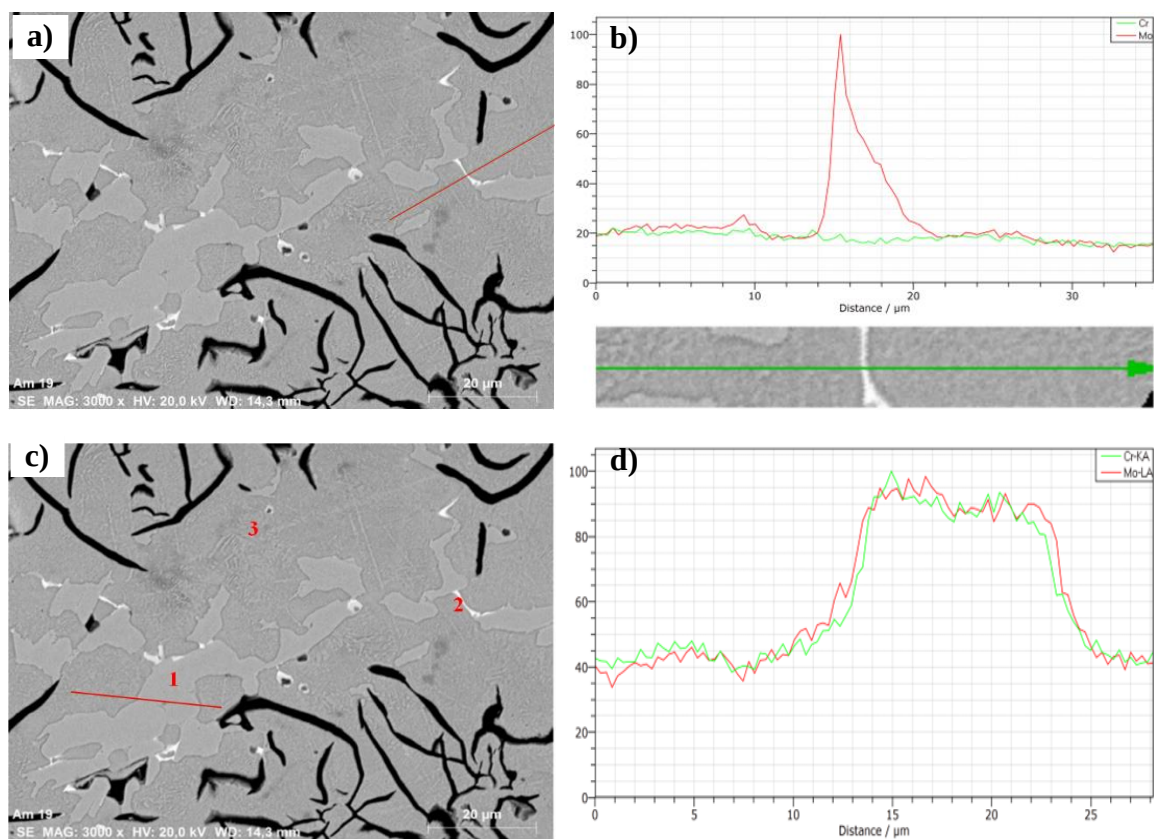
Na amostra contendo CrMo, evidenciam-se duas regiões distintas, sendo a primeira (1) formada pelos elementos Cr e Mo, Figura 5.15 (c) e a segunda (2) formada pelo Mo (região mais clara), Figura 5.15 (a) devido a seus raios atômicos semelhantes, Fe, Cu e Ni, favorecem a solubilidade desses dois elementos. Conforme apresentado anteriormente, a formação de compostos contendo Cr e contendo Mo pode ser prevista pelos diagramas de fases em equilíbrio Fe-Cr e Fe-Mo, indicando à presença de carbonetos.

Notavelmente, na região formada por CrMo esses elementos aparecem homogeneamente distribuídos e em concentrações aproximadas, Figura 5.15 (d). A

comparação entre as regiões (1) e (2) indica que a região (2), Figura 5.15 (b), é mais rica em Mo em aproximadamente 15 vezes, além de apresentar Nb e Cu em sua composição. Em contrapartida, essa região não apresenta Sn e Si e um mais baixo teor de Mn.

Observa-se que os elementos Ni e Cu aparecem em teores mais elevados na matriz, que devido a seus raios atômicos semelhantes, Fe, Cu e Ni, favorecem a solubilidades desses dois últimos elementos. Do mesmo modo, apresentado anteriormente, a formação de compostos contendo Cr e contendo Mo pode ser prevista pelos diagramas de fases em equilíbrio Fe-Cr e Fe-Mo, indicando à presença de carbonetos.

Figura 5.15 - Imagem de MEV e análise com EDS para a amostra de fofo cinzento com CrMo.



1 Date:10/11/2021 11:28:08 HV:20,0kV Puls th.:9,13kcps

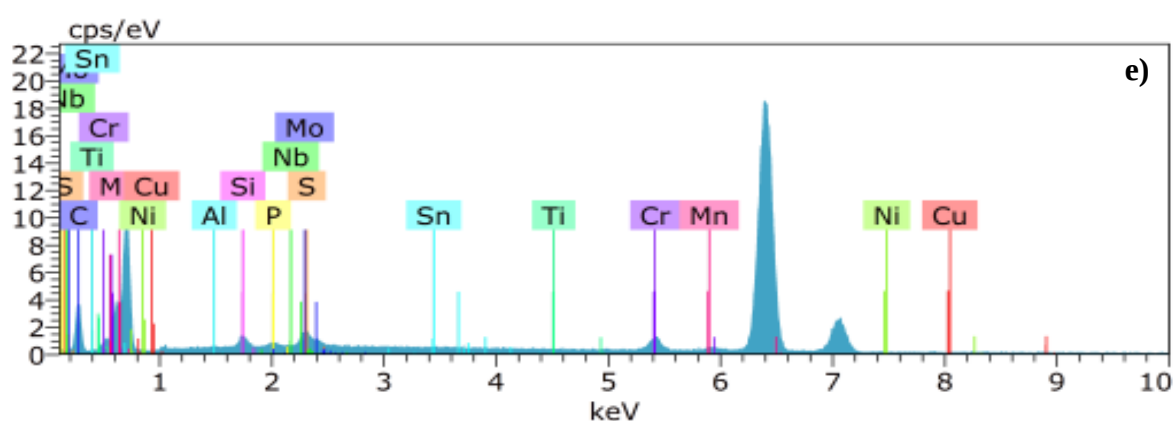
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	7,99	59,46	86,38	1,26
Al	13	K-series	0,02	0,14	0,09	0,03
Si	14	K-series	0,10	0,71	0,44	0,03
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,32	2,41	1,31	0,04
Ti	22	K-series	0,03	0,20	0,07	0,03
Cr	24	K-series	1,35	10,01	3,36	0,07
Mn	25	K-series	3,40	25,28	8,03	0,13
Ni	28	K-series	0,01	0,05	0,02	0,03
Cu	29	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	0,18	1,36	0,25	0,04
Sn	50	L-series	0,05	0,37	0,05	0,03
Total:			13,44	100,00	100,00	

2 Date:10/11/2021 11:28:39 HV:20,0kV Puls th.:9,29kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	9,70	41,69	79,79	1,68
Al	13	K-series	0,04	0,16	0,13	0,03
Si	14	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,38	1,65	1,18	0,04
Ti	22	K-series	0,24	1,04	0,50	0,04
Cr	24	K-series	2,34	10,05	4,45	0,10
Mn	25	K-series	3,77	16,22	6,79	0,14
Ni	28	K-series	0,08	0,33	0,13	0,03
Cu	29	K-series	0,10	0,43	0,16	0,04
Nb	41	L-series	1,75	7,51	1,86	0,10
Mo	42	L-series	4,87	20,93	5,02	0,21
Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Total:			23,27	100,00	100,00	

3 Date:10/11/2021 11:29:09 HV:20,0kV Puls th.:9,13kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	7,95	58,10	85,30	1,30
Al	13	K-series	0,03	0,23	0,15	0,03
Si	14	K-series	0,57	4,17	2,62	0,05
P	15	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
S	16	K-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Ti	22	K-series	0,05	0,35	0,13	0,03
Cr	24	K-series	0,33	2,42	0,82	0,04
Mn	25	K-series	4,03	29,43	9,45	0,14
Ni	28	K-series	0,40	2,89	0,87	0,05
Cu	29	K-series	0,33	2,41	0,67	0,05
Nb	41	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Mo	42	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Sn	50	L-series	0,00	0,00	0,00	0,00
Total:			13,68	100,00	100,00	



Fonte: O autor.

Uma análise geral dos dados obtidos e apresentados acima, indica que os elementos químicos seguem um comportamento característico no ferro fundido nodular.

O carbono, por exemplo, está concentrado nos nódulos, formando a perlita e a cementita e dissolvidos na ferrita. Por apresentar um raio atômico menor em relação aos demais elementos, aparece na forma de solução sólida intersticial.

Outros elementos como o Ni e o Cu tendem a estar dissolvidos na matriz do ferro fundido, endurecendo a matriz pela formação de solução sólida substitucional.

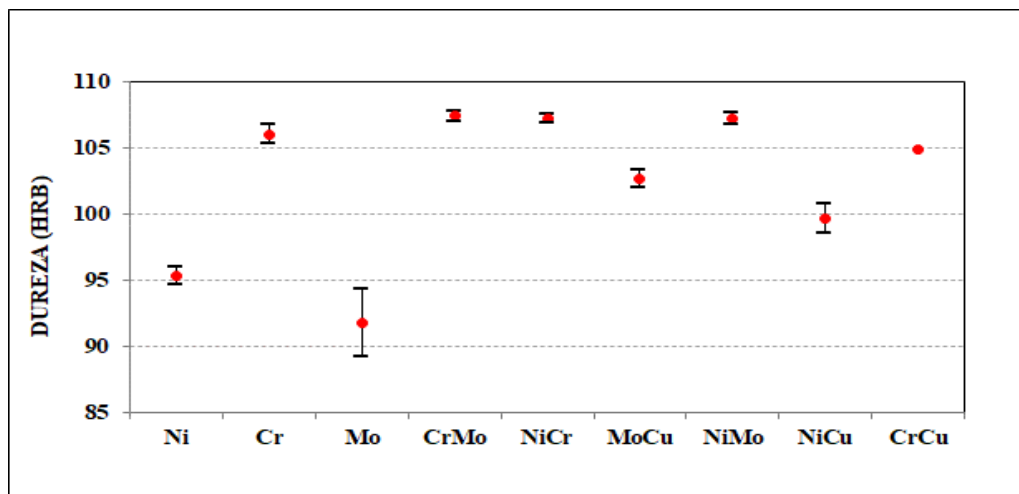
Elementos químicos com raios atômicos maiores e, portanto, com menor tendência a se difundir nas regiões perlíticas, ferríticas e na cementita, tendem a ser rejeitadas para as últimas regiões a solidificar, promovendo a formação de partículas complexas. Segundo Boneti (2017), o Mo e o Mn são exemplos desse grupo de elementos. Ambos segregam fortemente para as regiões intercelulares promovendo a formação de carbeto.

A presença de regiões com carbeto confere uma microestrutura heterogênea da matriz em contraste as regiões homogêneas observadas nas proximidades dos nódulos de grafita. No anexo, encontram-se os diagramas de fases citados no item 5.3 desse texto (ASM, 1992).

5.4 Propriedades Mecânicas

Os resultados dos ensaios de dureza obtidos para cada uma das nove amostras de ferro fundido nodular são apresentados na Figura 5.16.

Figura 5.16 – Valores de dureza HRB encontrados para cada condição de ferro fundido nodular.



Fonte. O autor.

A análise das medições de dureza indica uma diferença de 15,7 HRB entre o menor e o maior valor encontrado, referindo-se as amostras com adição de Mo (91,8 HRB) e com adição de CrMo (107,5 HRB) respectivamente.

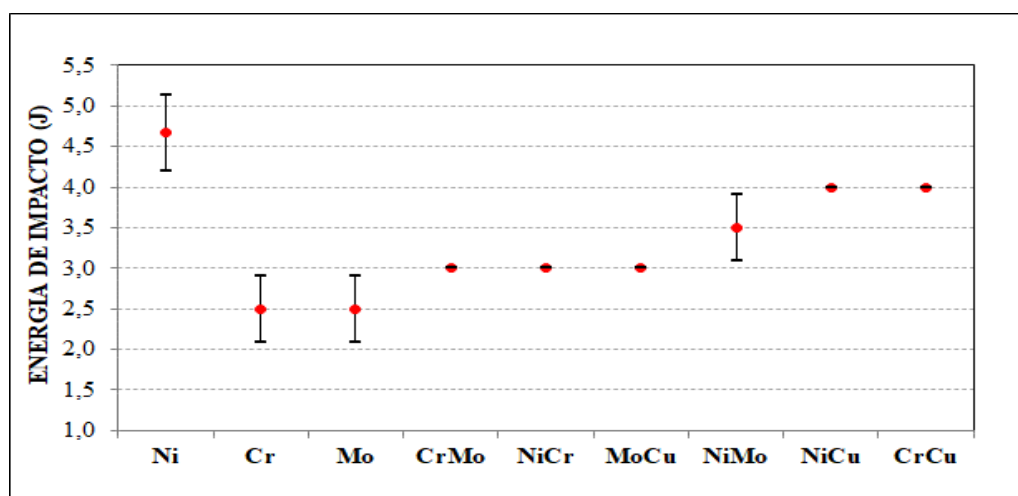
A dispersão dos valores medidos em geral ficou abaixo de $\pm 1,00$ HRB, com exceção da amostra com Mo que apresentou desvio padrão de $\pm 2,55$ HRB o que evidencia uma matriz mais heterogênea em relação as demais. Segundo Cho *et al.* (2007), a perlita é a principal responsável pela dureza de um ferro fundido, quando se considera um ferro fundido nodular contendo somente as fases perlita e ferrita.

Omole *et al.* (2020) reportaram em seu estudo o efeito endurecedor do Cr como resultado do favorecimento da formação da perlita. Observa-se no presente estudo que, 4 dos 5 maiores valores de dureza foram obtidos quando esse elemento estava presente e consequentemente com teores de perlita a partir de 85%.

Por outro lado, a presença de ferrita reduz a dureza do material, como pode ser evidenciado nas amostras contendo Ni (40% ferrita) e Mo (25% ferrita) em que os menores valores de dureza foram encontrados. Cho *et al.* (2007) afirmam que essa fase é endurecida via solução sólida pelo Mo e pelo Ni, mas ainda com efeito menor no endurecimento do material em relação à perlita.

Os valores encontrados para as amostras no ensaio de impacto Charpy são apresentados na Figura 5.17.

Figura 5.17 – Valores de energia de impacto encontrados para cada condição de ferro fundido nodular.



Fonte: O autor.

Entre as amostras ensaiadas, duas amostras apresentaram os menores valores de energia absorvida, Cr e Mo, ambos com 2,5 J. O maior valor encontrado refere-se a amostra contendo Ni, com 4,67 J.

Para as amostras contendo CrMo, NiCr, MoCu (3,0 J), NiMo (3,5 J) e NiCu, CrCu (4,0 J), os valores de resistência ao impacto foram intermediários aos valores encontrados para as amostras com adições individuais, variando entre 3 J e 4 J.

A diferença entre o maior e o menor valor de energia absorvida entre as amostras foi de 2,17 J. A análise da dispersão dos resultados indica que para o primeiro grupo de amostras há uma homogeneidade mais acentuada da microestrutura, com valores de desvio padrão nulos para a precisão do equipamento utilizado. A exceção refere-se a amostra com adição de NiMo que apresentou um desvio padrão de $\pm 0,41$ J.

Para as amostras contendo adições de elementos individuais, houve uma discrepância grande nos resultados comparando-se as amostras com Cr ($2,50 \pm 0,41$ J) e com Mo ($2,50 \pm 0,41$ J) em relação a amostra contendo Ni ($4,67 \pm 0,47$ J).

Analisando-se o efeito do Ni nos valores encontrados, observa-se que esse elemento está presente em 3 dos 4 maiores valores obtidos. Observa-se que o níquel está relacionado a maior quantidade de ferrita no material que é uma fase mais dúctil em relação as demais fases presentes e, portanto, absorve mais energia antes da ruptura.

No caso da amostra contendo NiCr, o efeito do Cr como forte promovedor da perlita, inibiu a ação do Ni na formação da ferrita, reduzindo a energia absorvida pelo impacto.

Segundo Cho *et al.* (2007), a presença de perlita formada pela adição de Cu e de Cr, aumenta a resistência ao impacto de amostras de ferro fundido nodular fabricadas em moldes

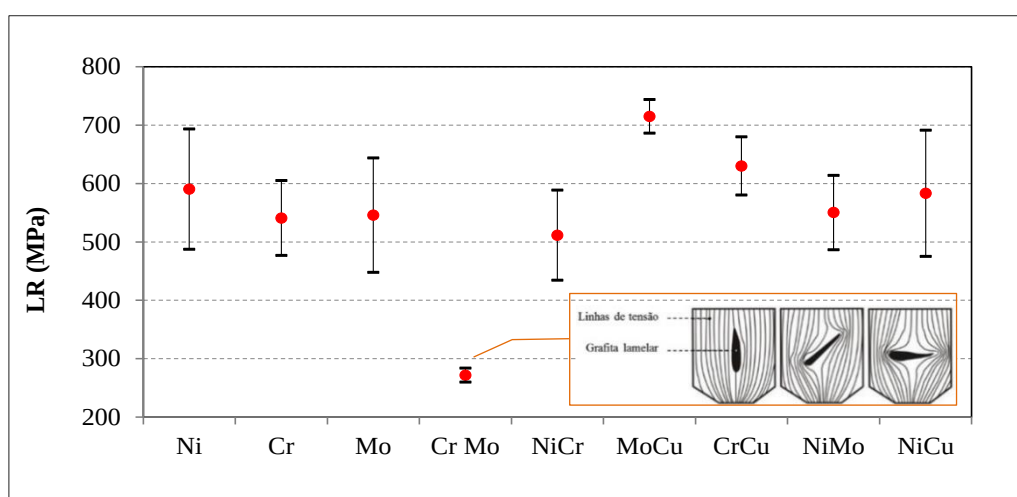
de resina padronizada.

Silva (2005) e Cho *et al.*(2007) e Pozzi (2009) observaram que os elementos formadores de carbonetos como o Mo e o Cr são rejeitados pela austenita que se forma ao redor dos nódulos de grafita durante a solidificação e se acumulam no líquido remanescente entre as células eutéticas. Um dos efeitos dessa segregação é promover a precipitação de carbeto eutéticos grosseiros na matriz do ferro fundido nodular o que aumenta a temperatura de transição dúctil frágil do material e reduz a tenacidade ao impacto.

Outros elementos químicos como o Ni e o Cu apresentam comportamento inverso, ou seja, não são rejeitados pela frente de solidificação e permanecem na região próxima aos nódulos de grafita em que a primeira austenita foi formada.

Os dados referentes ao ensaio de tração indicam que as fases presentes não demonstraram influência significativa entre os valores encontrados para cada condição, Figura 5.18.

Figura 5.18 – Valores de limite de resistência a tração para cada condição de ferro fundido nodular.



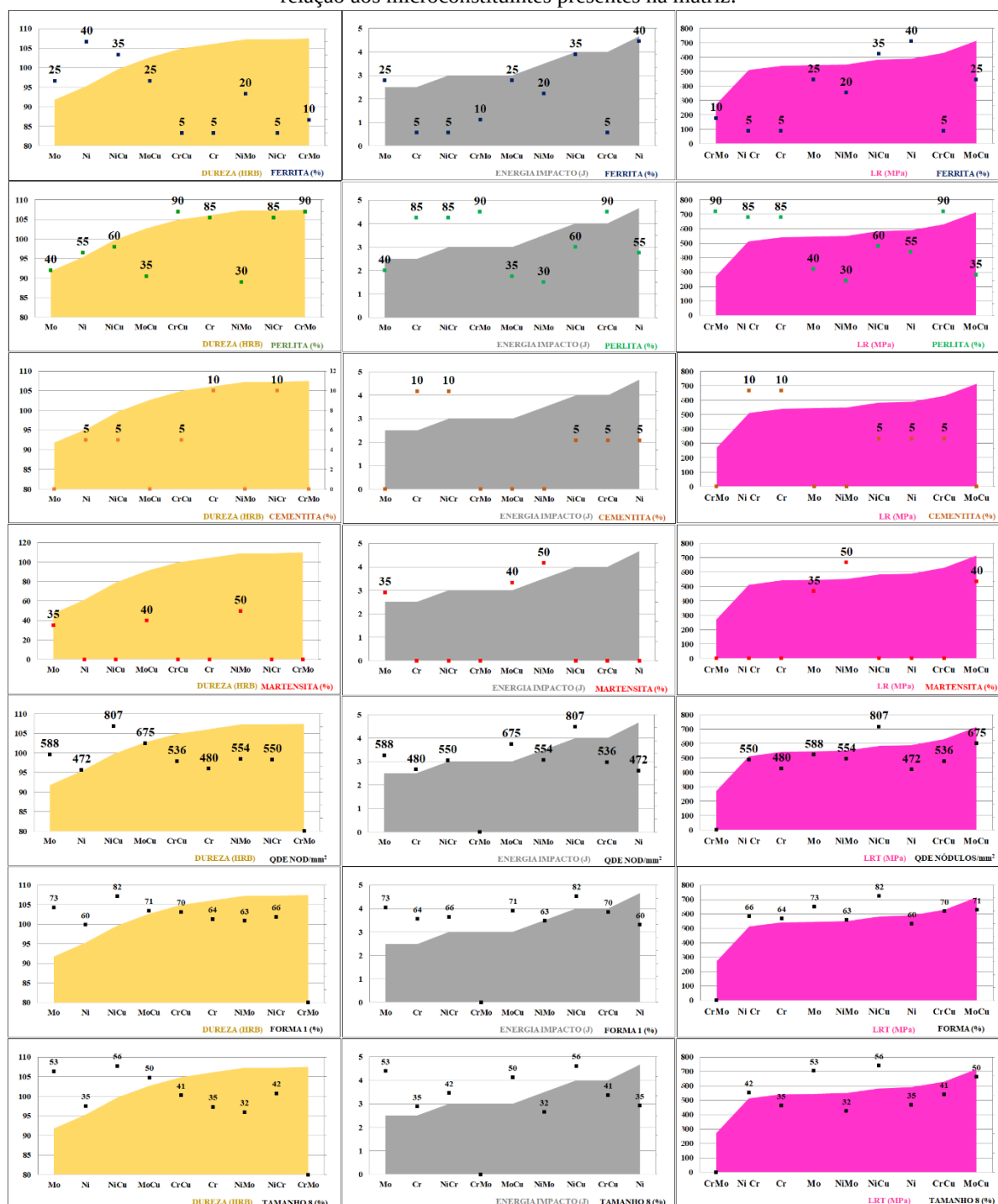
Fonte: O autor.

A única exceção refere-se a amostra contendo CrMo (272MPa), sendo que o baixo valor encontrado pode ser atribuído a forma da grafita e não as fases presentes. A nodularização ineficiente resultou em grafita na forma lamelar, geometria que apresenta uma forte tendência a concentração de tensão durante solicitação mecânica e redução das propriedades mecânicas. Conforme relatado por D'Agostinho *et al.* (2017), a forma da grafita apresenta efeito significativo no comportamento mecânico dos componentes de ferro fundido nodular. Entretanto, considerando-se as condições normais de nodularidade, forma e quantidade, os valores obtidos para o limite de resistência indicam não haver uma forte dependência com os nódulos de grafita e sim com a matriz do ferro fundido. A diferença entre

o maior e o menor valor encontrado foram NiCr (512 MPa) e MoCu (715 MPa), respectivamente.

Na Figura 5.19 as propriedades mecânicas avaliadas, dureza, energia de impacto e limite de resistência à tração, foram dispostas em ordem crescente de valores e confrontadas com cada microconstituente da matriz, para cada uma das amostras do presente estudo.

Figura 5.19 – Valores de dureza (HRB), energia de impacto (J) e de limite de resistência à tração (MPa) em relação aos microconstituintes presentes na matriz.



Fonte: O autor.

A análise individual dos componentes da matriz, indica que existe uma concorrência entre os efeitos por eles apresentados. A dureza apresenta uma tendência de queda nos valores com o aumento da quantidade de ferrita na amostra. As exceções mais importantes são Mo e NiMo. No primeiro caso, o percentual de perlita está baixo (40%) e apesar da presença de martensita (25%), a ferrita (25%) apresentou forte ação sobre a redução da dureza. No segundo caso, o efeito da ferrita (20%) foi reduzido pelas presenças de perlita (30%) e de martensita (50%) elevando a dureza.

A cementita apresenta uma tendência de aumento da dureza das amostras. Para os casos em que o percentual de cementita é o mesmo, Ni, NiCu e CrCu, a dureza é aumentada devido a atuação da perlita, sendo 55%, 60% e 90% respectivamente.

A martensita, quando presente, atua no aumento da dureza das amostras quanto maior é a sua presença na liga. A perlita também apresenta uma tendência de elevar a dureza das amostras. Para os casos em que a dureza aumentou, mas os percentuais de perlita não apresentaram concordância (MoCu e NiMo), pode-se atribuir o resultado encontrado ao efeito da martensita presente que foram 40% e 50% respectivamente.

Com relação ao teste de impacto Charpy, em geral, a ferrita favoreceu o aumento da energia absorvida, mesmo quando a martensita estava presente, o que indica a importância do efeito dessa fase para absorver a energia durante o ensaio de impacto.

Segundo Gagné (1998), Junior (2003); Silva (2005); Labrecque; Cabanne (2011); Sertucha *et al.* (2012) e Teixeira (2013), os nódulos de grafita podem ser comparados a vazios na matriz do material, o que diminui a absorção da energia durante o ensaio de impacto devido a ligação fraca na interface matriz/nódulo. Desse modo, esperava-se que quanto maior o número de nódulos em uma amostra, menor seria a sua resistência ao impacto. Entretanto, os valores mais baixos referem-se as amostras contendo adição somente de Cr e de somente Mo que conforme comentado anteriormente, pode ter esse efeito atribuído à presença de carbonetos eutéticos formados por segregação durante a solidificação do ferro fundido nodular.

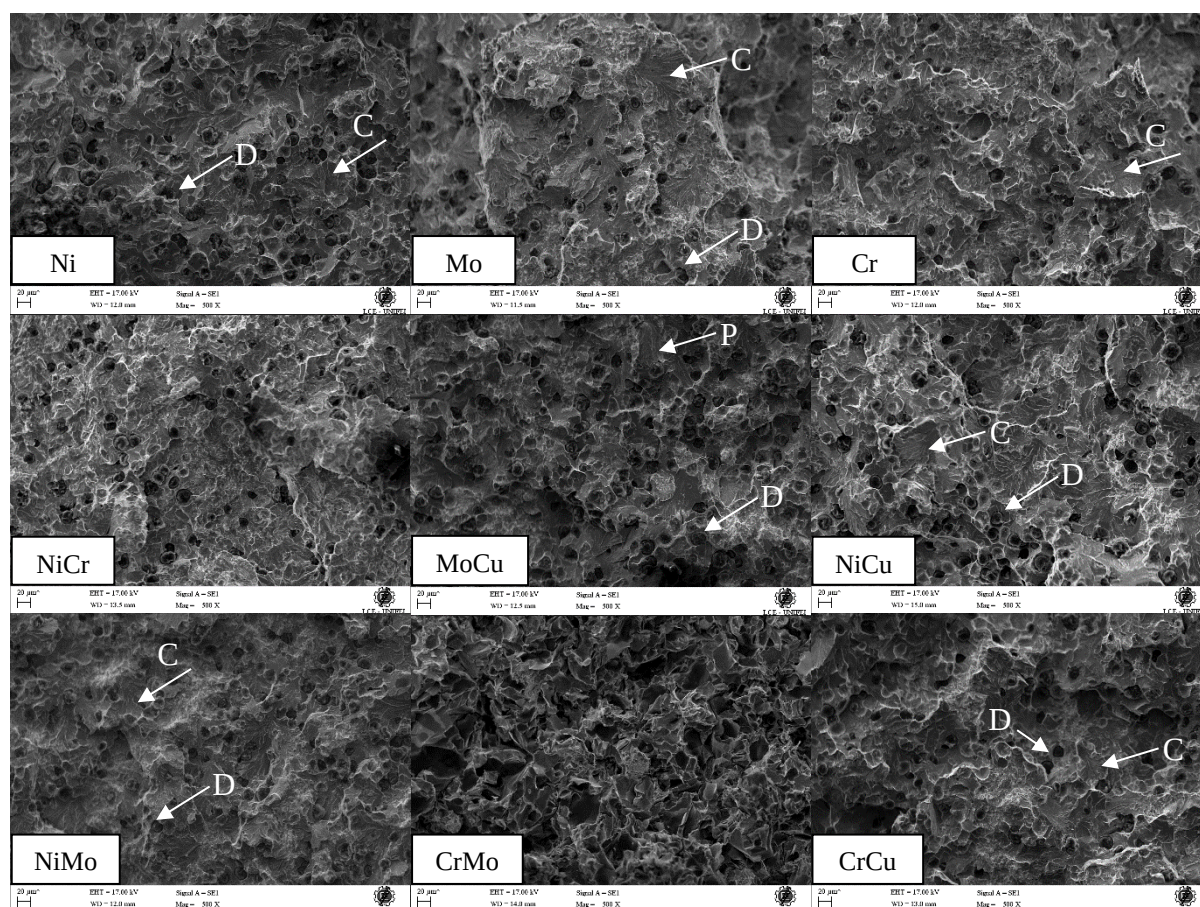
Para a análise da influência da forma e do tamanho dos nódulos nas propriedades de resistência ao impacto, pode-se observar que para todas as amostras a forma da grafita do tipo I é a encontrada em maior percentual. Somando-se a forma do tipo I e do tipo II conforme a equação 3.3, a nodularidade está acima de 94% o que indica um bom processo de fundição para a fabricação de ferro fundido nodular. A forma do tipo IV é indesejável pelo seu efeito prejudicial nas propriedades mecânicas do material em serviço. Nesse estudo, a amostra contendo CrMo com grafita em veios em vez de nódulos, apresentou um dos menores valores

de energia absorvida (4,0 J) entre todas as amostras estudadas o que comprova o efeito de entalhe do formato da grafita lamelar. Para as amostras com quantidades de nódulos acima de 470 nódulos/mm², nodularidade acima de 94 %, forma tipo I acima de 59 %, os valores de energia absorvida não apresentaram efeito significativo, sendo as fases presentes, as responsáveis pelos valores encontrados.

O limite de resistência à tração foi fortemente impactado pelo formato dos nódulos, o que ficou evidente na amostra contendo CrMo. A grafita no formato lamelar é um eficiente concentrador de tensão o que explica o baixo valor apresentado para essa amostra. Para as demais amostras e para os demais microconstituintes da matriz, nenhuma relação direta foi possível ser estabelecida para os dados obtidos com esse estudo.

A superfície da fratura das amostras após o ensaio de impacto Charpy, estão apresentadas na Figura 5.20. Devido à heterogeneidade da microestrutura observada nas amostras desse estudo, a análise da superfície indica há presença mista de modos de fratura, sendo algumas regiões caracterizadas por deformação e outras por clivagem.

Figura 5.20 – Imagem de MEV da superfície da fratura após o ensaio de impacto Charpy para as amostras de ferro fundido nodular.



Fonte: O autor.

A fratura dúctil pode ser observada nas regiões com ferrita, caracterizadas pela deformação dessa fase em que é possível verificar a presença de *dimples*. Nota-se que a ferrita na configuração “*Bull’s-eyes*” apresenta deformação ao redor aos nódulos de grafita (D), o que é uma característica de ductilidade dessa fase. Para as amostras com percentual maior de ferrita, principalmente com “*Bull’s-eyes*” bem definidos, confirmam essa característica, como nos casos das ligas com Ni, Mo, MoCu, NiCu e NiMo.

A fratura frágil está presente nas regiões de clivagem (C) e/ou fratura transgranular, localizadas nas regiões intercelulares. Observa-se que todas as amostras apresentam regiões com fratura frágil, em maior ou menor grau, com planos de clivagem bem definidos. As fases de maior resistência como, a martensita, a perlita e a cementita, tornam evidentes esse tipo de fratura.

Outro ponto a ser considerado é a falta de coesão entre os nódulos de grafita e os grãos da matriz, evidenciando o “descolamento” entre essas duas estruturas durante a sollicitação mecânica.

No caso da amostra com Ni, a fratura predominante é do tipo dúctil, devido à ferrita que confere maior zona plástica à frente da direção de propagação da trinca durante a sollicitação.

Na amostra com Cr, observa-se uma fratura majoritariamente causada por clivagem. Durmuş *et al.* (2012) e CHO *et al.* (2007) afirmam que esse tipo de fratura está relacionado com a quantidade de perlita presente na matriz o que está em consonância com a menor absorção de energia de impacto no ensaio Charpy. Nesse caso, a trinca se propaga por clivagem dos grãos de perlita, favorecendo a fratura plana da superfície.

Uma característica interessante nas regiões com fratura frágil, é que existe uma tendência maior em se observar menos nódulos de grafita. Essas regiões são compostas por fases de maior resistência mecânica, como a martensita, a cementita e a perlita e o carbono que estaria disponível para formar nódulos, está presente em uma configuração diferente, formando carbetos, por exemplo.

As amostras contendo Mo (Mo, MoCu e NiMo), com exceção da CrMo, apresentaram martensita em quantidades de 35 %, 40 % e 50 % respectivamente. Observa-se que, para esses casos a superfície da fratura se apresenta cada vez mais plana com o aumento de martensita, o que evidencia a elevada resistência mecânica dessa fase.

As amostras contendo cromo, Cr, NiCr, CrCu e CrMo apresentaram percentuais de perlita a partir de 85 % e regiões com carbonetos intercelulares desse elemento em quantidades estimadas por EDS de 11,1 %, 21,1 %, 24,2 % e 10,1 %, respectivamente. Dessas amostras, a

com adição de CrMo foi a única que apresentou regiões de carbonetos intercelulares compostos por Mo e Mo e Cr. Também apresentaram pouca ou quase nenhuma fratura por clivagem, a fratura predominante é do tipo intergranular e com características de “arrancamento” de partículas principalmente para quantidades de Cr presentes nos carbonetos cada vez maiores.

A amostra contendo NiCr apresentou fratura do tipo intergranular, em que a ruptura se dá pelos contornos de grãos perlíticos, conforme indicado nos estudos de Durmuş *et. al* (2012). Além disso, quase não se identifica as características formadas pelos planos de clivagem.

A amostra contendo CrMo apresentou fratura do tipo frágil, característica de peça de ferro fundido cinzento de grafita lamelar.

5.5 Eliminação da operação de austenitização seguida de têmpera - Estimativa de Custos

Tendo em vista que o desenvolvimento de um ferro fundido nodular com matriz martensítica bruta de fundição não necessita do tratamento térmico de austenitização seguido de têmpera, foram realizadas estimativas de redução de custos baseadas em um fluxo produtivo padrão, Figura 5.21.

Figura 5.21 - Fluxograma padrão de produção do ferro fundido nodular martensítico.



Fonte: O autor.

O custo total (C_t) da operação de tratamento térmico é composto por diversos custos, sendo os principais deles:

- Insumos de produção (C_{IP}): energia elétrica, água, nitrogênio, metanol, GLP, óleo de têmpera, etc.;
- Ferramentais de produção (C_{Ferr}): grelhas, cestos, carrinhos de transporte de peças, etc.;
- Manutenção dos fornos (C_{Man}): manutenção preventiva, manutenção corretiva, adequações para atendimento às normas, instalações civis, etc.;

- Segurança (C_{Seg}): Equipamentos de proteção individual – EPI's, equipamentos de proteção coletiva – EPC's, sistemas de controle, monitoramento e de contenção, etc.;
- Mão de obra (C_{op}): salário, benefícios, treinamentos específicos, etc.;
- Gestão de resíduos gerados no processo (C_{GR}): borra de óleo de têmpera, materiais de limpeza contaminados com óleo, resíduos de material refratário, sucatas de ferramental de processo, etc.
- Gestão Qualidade (C_{GQ}): Sistema de documentação e rastreabilidade, profissionais especializados, atendimento às auditorias, armazenamentos de dados (histórico), etc.

Desse modo, o custo estimado com a operação de tratamento térmico de austenitização seguido de têmpera, foi obtido com a Equação 5.1, sendo D_o , a cotação do dólar no momento do cálculo.

$$C_t = \frac{C_{IP} + C_{Ferr} + C_{Man} + C_{op} + C_{Seg} + C_{GR} + C_{GQ}}{D_o} \quad 5.1$$

Não foram considerados os custos com a segurança, a gestão de resíduos e com a gestão da qualidade devido a fatores como rateios, falta de custeio por resíduos individuais ou mesmo custo individual desconhecido.

A estimativa final dos custos com a operação de tratamento térmico foi de 26173.35 USD, obtido através da Equação 5.1 a partir dos dados apresentados na Tabela 5.4, com a cotação do dólar de 5,21 USD (cotação do dia 09/02/2022, <https://br.investing.com/currencies/usd-brl>). O valor de 26173.35 USD é referente ao custo para se manter o forno de tratamento térmico em funcionamento 24 horas/dia, 7 dias/semana. Não foi considerado o custo/peça, pois dependendo das dimensões da peça a ser tratada, a carga poder conter entre 500 e 15.000 peças.

Tabela 5.4: Composição dos custos com o tratamento térmico.

Item	Unidade	Consumo/mês	USD / un	%
N ₂	m ³ /mês	3.600	566.60	2,16%
Metanol	Litros/mês	864	761.18	2,91%
Energia elétrica	MWh/mês	104,4	13565.99	51,83%
Óleo de têmpera	Litros/mês	600	2188.10	8,36%
Ferramental	1un/mês	1	2111.32	8,07%
Mão de Obra	1un/mês	1	690.98	5,28%
Manutenção do forno	1un/mês	1	5598.20	21,39%

Fonte: O autor.

A operação de tratamento térmico oferece uma situação complexa em relação aos riscos de segurança envolvidos, aos riscos ao meio ambiente e a implantação e manutenção de um sistema de gestão para atendimento de normas e requisitos de clientes. Desse modo, nem todos os custos envolvidos são simples de serem estimados.

Em relação aos gases, existe um custo associado às instalações de armazenamento e transporte até o forno. Em geral, são tanques alocados na área externa ao prédio que envolve toda uma estrutura de monitoramento e de controle.

Um forno de tratamento térmico consome energia elétrica 24 horas por dia, todos os dias da semana, mesmo quando não há peças para serem tratadas, devido à característica operacional e estrutural do forno. Como o revestimento interno é construído com material refratário que atua como isolante térmico, esse material não pode ser submetido a elevado gradientes de temperatura, para que o mesmo não sofra trincas, levando até 24 horas da temperatura ambiente até atingir a temperatura de trabalho. Desse modo, é comum o forno permanecer continuamente ligado, mesmo sem produzir.

A têmpera é realizada em um tanque que, dependendo do modelo do forno, pode chagar a 4.500 litros de óleo aquecidos via resistência elétrica a temperatura que pode chegar a 70 °C. A reposição das perdas de processo é realizada continuamente através do monitoramento de seu volume.

Os custos com a mão de obra operacional também são consideráveis e envolvem o salário propriamente dito, os encargos, treinamentos e benefícios oferecidos (plano de saúde, transporte coletivo, seguro de vida, etc.).

Os ferramentais de tratamentos térmico são fabricados em ligas especiais com adições de níquel e de cromo para suportarem as altas temperaturas de operação e ao choque térmico durante a têmpera. A vida útil desses dispositivos é baseada na quantidade de ciclos em que são submetidos, levando de 3 a 4 meses para serem descartados do processo.

Um outro ganho com a eliminação do tratamento térmico de austenitização seguido de têmpera, é a redução no tempo de processamento da peça até o cliente final. O tempo de operação foi estimado considerando-se o tempo de montagem da carga, pré-aquecimento, aquecimento, tempo de austenitização, tempo de têmpera em óleo, tempo para escorrer o óleo, lavagem da peça e desmontagem da carga. O tempo médio economizado é de aproximadamente 4 horas.

Somando-se a todos os ganhos anteriormente citados, considera-se também os custos com a gestão dos resíduos produzidos na operação de tratamento térmico: Borras de óleo de têmpera, sucata de ferramental, resíduos de refratários e resistências elétricas queimadas. É

comum a presença de óleo de têmpera no chão e nas áreas próximas ao forno de tratamento térmico, seja pelo arraste de parte do óleo de têmpera durante a retirada da peça tratada do forno, seja pelo manuseio durante a reposição no tanque. Existe uma demanda alta por materiais de limpeza que após o uso devem ser descartados adequadamente.

Tomando-se como referência os resultados obtidos nesse estudo, dos quatro elementos investigados, o molibdênio foi o que favoreceu a formação da martensita no ferro fundido nodular no estado bruto de fundição.

Deste modo, o cálculo do custo do consumo da liga ferro-molibdênio (C_{FeMo}) é determinado pela Equação 5.2, em que m_{FeMo} é a quantidade em quilogramas do material ferro molibdênio adicionado, pelo número de corridas (N) produzidas mensalmente, e o preço (P) do quilo da liga ferro-molibdênio.

$$C_{FeMo} = N_c \cdot m_{FeMo} \cdot P \quad 5.2$$

O percentual de molibdênio adicionado na corrida depende da fonte desse elemento. Se não é usado retornos de ferro fundido nodular para produzir a corrida, todo molibdênio tem origem da adição de ferro-molibdênio. Caso contrário, o teor de molibdênio é proveniente de duas fontes, da adição de ferro-molibdênio e do material de retorno de fofo nodular. Portanto, pode-se obter a quantidade de molibdênio, em quilos, pela Equação 5.3.

$$m_{FeMo} = \frac{[Mo_{des} - (P_{Ret} \cdot Mo_{Ret})] \cdot C_F}{Mo_{FeMo}} \quad 5.3$$

Sendo:

Mo_{des} : Percentual total desejado de molibdênio no fofo nodular produzido (usado 1%p nesse estudo);

P_{Ret} : Percentual de retorno utilizado ($P_{Ret} = 0$ quando não se usa material de retorno);

Mo_{Ret} : Percentual de molibdênio contido no material de retorno (cavacos e refugos);

C_F : Capacidade do forno (kg);

Mo_{FeMo} : Percentual de molibdênio contido no material FeMo adicionado;

Baseado nos custos totais mensais (C_T) com o custo do consumo da liga ferro molibdênio C_{FeMo} , foi realizado uma estimativa simplificada da viabilidade da proposta desse trabalho (V), conforme a Equação 5.4. Em que se $V_i > 0$ a eliminação da operação de austenitização seguida de têmpera pode ser considerada para o processo e para $V_i < 0$, essa operação não pode ser desconsiderada.

$$V_i = C_T - C_{FeMo} \quad 5.4$$

6 CONCLUSÕES

Nesse estudo foram investigados os efeitos dos elementos químicos cobre, cromo, molibdênio e níquel no desenvolvimento da matriz martensítica bruta de fundição em uma liga de ferro fundido nodular. A análise dos resultados obtidos indica que:

1. A matriz sofre alterações com a adição de elementos químicos e em certos casos, ocorre uma competição entre os efeitos provocados por esses elementos;
2. O cobre e o níquel estão distribuídos homogeneamente pela matriz;
3. Nas amostras contendo níquel, a ferrita se apresenta na forma de “olho de boi”, exceto quando em conjunto com o cromo;
4. O elemento cromo é um forte promovedor da perlita;
5. O cromo e o molibdênio formam partículas dispersas na matriz, com alta concentração desses elementos;
6. O molibdênio é o elemento comum a todas as amostras contendo martensita e o percentual aumenta com o aumento do teor desse elemento;
7. A maior quantidade de martensita encontrada foi de 50 % para o maior teor de Mo obtido nesse trabalho;
8. A qualidade do processo de nodularização é fundamental para a obtenção da grafita em forma de nódulos;
9. A forma da grafita tem efeito pronunciado sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido;
10. Os elementos químicos adicionados intencionalmente na liga de ferro fundido não apresentam efeito sobre a forma, tamanho e quantidade dos nódulos de grafita;
11. A obtenção de uma liga de ferro fundido nodular com matriz martensítica no estado bruto de fusão, apresenta um alto potencial de redução de custos no meio industrial, por não ser necessário o uso de forno de tratamento térmico de austenitização seguida de têmpera.

A adição de elementos químicos permitiu alterar a microestrutura de uma liga de ferro fundido para a obtenção parcial da matriz martensítica no estado bruto de fundição. Trabalhos futuros com teores acima de 1 % de Mo podem resultar em uma matriz completamente martensítica no estado bruto de fundição.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

As sugestões para trabalhos futuros estão listadas a seguir:

- Aumentar a porcentagem de molibdênio para teores de até 1,5 % em peso, pois foi evidenciado que a quantidade de martensita é proporcional à presença desse elemento;
- Investigar se as partículas ricas em cromo e em molibdênio convergem para os carbonetos previstos pelo diagrama de fases em equilíbrio;
- Investigar a forma, tamanho e distribuição das partículas ricas em cromo e em molibdênio e correlacioná-las com as propriedades mecânicas;
- Alterar os parâmetros de processo da máquina centrífuga, como o tempo de resfriamento com água e a velocidade de rotação do molde;
- Alteração dos componentes e/ou quantidades dos componentes do revestimento refratário aplicado ao molde.

O efeito esperado é aumentar a quantidade de martensita devido a uma maior taxa de resfriamento e menor tempo para que ocorra a segregação de elementos como o cromo e o molibdênio.

Referências Bibliográficas

ANDRIOLLO, T. et al. Uncovering the local inelastic interactions during manufacture of ductile cast iron: How the substructure of the graphite particles can induce residual stress concentrations in the matrix. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 111, p. 333–357, 2018.

ANDRIOLLO, T.; THORBORG, J.; HATTEL, J. The influence of the graphite mechanical properties on the constitutive response of a ferritic ductile cast iron – a micromechanical FE analysis. **COMPLAS XIII: proceedings of the XIII International Conference on Computational Plasticity : fundamentals and applications**, p. 632–641, 2015.

ASM INTERNATIONAL, A. Centrifugal Casting. In **S. Wei, & S. Lampman**, 2008.

ASM INTERNATIONAL, A. **ASM Metals Handbook**. [s.l: s.n.].

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **Metals Handbook**. Vol. 15. p. 937, 1988.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM HandBook, Volume 03 - Alloy Phase Diagram**. [s.l.] ASM International, 1992. v. 3

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM HandBook, Volume 04 - Heat Treatment**. [s.l.] ASM International, 1991. v. 4

ASTM. ASTM A247 - Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. **ASTM International**, p. 13, 2019.

BALA, K. C.; KHAN, R. H. Rate of solidification of aluminium casting in varying wall thickness of cylindrical metallic moulds. **Leonardo Journal of Sciences**, n. 25, p. 19–30, 2014.

BENATI, D. M. **Efeito do Cromo na Tixoconformabilidade de Ferro Fundido Hipoeutético**. p. 124, 2016.

BISWAS, S.; MONROE, C. Identifying Cast Iron Microstructure Variation Using Acoustic Resonance Techniques. **International Journal of Metalcasting**, v. 13, n. 1, p. 26–46, 2019.

BOCKUS, S.; DOBROVOLSKIS, A. Effect of melting techniques on ductile iron castings properties. **Metalurgija**, v. 45, p. 13–16, 2005.

BOČKUS, S.; DOBROVOLSKIS, A. Peculiarity of Producing Ferritic Ductile Iron Castings. **Materials Science**, v. 10, n. 1, p. 3–6, 2004.

BOČKUS, S.; ŽALDARYS, G. Influence of the section size and holding time on the graphite parameters of ductile iron production. **Metalurgija**, v. 48, n. 1, p. 19–22, 2009.

BOČKUS, S.; ŽALDARYS, G. Production of ductile iron castings with different matrix structure. **Medziagotyra**, v. 16, n. 4, p. 307–310, 2010.

BONETI, LUDIERE LUCAS Toldo et al. Influence of casting heterogeneities on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI). **Matéria** (Rio de Janeiro).

BOURDIE, J. et al. Effect of cooling rate and aluminium addition on graphite growth during solidification and graphitization. **Materials Science Forum**, v. 925 MSF, p. 20–27, 2018.

CABANNE, P.-M.; GAGNÉ, M. INOCULATION OF DUCTILE IRON: WHY AND WHEN? **Sorelmetal- Suggestions for Ductile Iron Production**, p. 4, 2010.

CESCHINI, L. et al. Effect of Fe content and microstructural features on the tensile and fatigue properties of the Al-Si10-Cu2 alloy. **Materials and Design**, v. 36, p. 522–528, 2012.

CHANG, W. S.; LIN, C. M. Relationship between cooling rate and microsegregation in bottom-chilled directionally solidified ductile irons. **Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy**, v. 49, n. 3, p. 315–322, 2013.

CHEN, X. et al. Effects of niobium alloying on microstructure, toughness and wear resistance of austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v. 760, n. May, p. 186–194, 2019.

CHO, G. S. et al. Effects of alloying elements on the microstructures and mechanical properties of heavy section ductile cast iron. **J. Mater. Sci. Technol**, v. 23, n. 1, p. 97–101, 2007.

D'AGOSTINO, L. et al. Damaging micromechanisms in an as cast ferritic and a ferritized ductile cast iron. **Procedia Structural Integrity**, v. 3, p. 201–207, 2017.

DAVE, N. M. **Tribological investigation of ALuminium Bronze made by centrifugal casting process**. [s.l.] Ganpat University, 2014.

DIAS, Adilson Soares et al. Melhoria no processo de cálculo de carga metálica em empresa metalúrgica. 6º SEGeT – Simpósio de Excelência em Gestão e Tecnologia, Resende: Associação Educacional Dom Bosco, 2009.

DILAVARIAN, S. M. Modelagem Matemática da Transferência de Calor Durante a Fundição Centrífuga. 2012.

Durmuş A, Aydın H, Tutar M, Bayram A, Yiğit K. **Effect of the microstructure on the notched tensile strength of as-cast and austempered ductile cast irons**. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. 2012; 226(9):2214-2229.

ELLIOTT, R. **Cast Iron Technology**. [s.l.] Elsevier Science, 1988.

FATAHALLA, N.; ABUELEZZ, A.; SEMEIDA, M. C, Si and Ni as alloying elements to vary carbon equivalent of austenitic ductile cast iron: Microstructure and mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 504, n. 1–2, p. 81–89, 2009.

FRANCHISING. **Typical Defects of Ductile Iron Castings**Franchising Information, 2016.

GEORGE, A. Aplicações da análise térmica eutética na produção. **Semana Tecnológica de Fundição – SENAI Itaúna**, v. único, p. 1–19, 2019.

GLAVAS, Z. The Influence of metallic charge on metallurgical quality and properties of ductile iron. **Metallic Materials**, v. 50, n. 02, p. 75–82, 2012.

GLAVAS, Z.; STRKALJ, A.; STOJAKOVIC, A. The Properties of Silicon Alloyed Ferritic Ductile Irons. **Metalurgija**, v. 55, n. 3, p. 293–296, 2016.

HARVEY, J. N.; NOBLE, G. A. Inoculation of Cast Irons - An Overview. **55th Indian Foundry Congress**, p. 343–360, 2007.

HERRERA-NAVARRO, A. et al. A new approach for measuring the distribution of graphite nodules based on singular value decomposition. **Proceedings - 2011 IEEE Electronics, Robotics and Automotive Mechanics Conference, CERMA 2011**, p. 450–454, 2011.

INGOLE, P. P. M.; AWATE, A. U.; SAHARKAR, P. S. V. Effect Of Basic Chemical Element In Sgi (Ductile Iron). v. 1, n. 7, p. 1–7, 2012.

CustomPartNet. Disponível em: <https://www.custompartnet.com/wu/centrifugal-casting>. Acesso em: 12 março 2022.

IPESI. **Indústria de fundição retoma crescimento**. Disponível em: <http://www.ipesi.com.br/Noticias/6015-industria-de-fundicao-retoma-crescimento>>. Acesso em: 14 out. 2018.

ISO 6621-3. **Internal combustion engines - Piston rings - Part 3: Material specifications**, 2021.

JOSHI, A. M. **Centrifugal casting**. 2010.

JUNIOR, E. C. A. **Caracterização de Ferro Fundido Nodular Obtido por Fundição Contínua**. 2003.

KOPYCIŃSKI, D. et al. Analysis of the structure and abrasive wear resistance of white cast iron with precipitates of carbides. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 58, n. 3, p. 973–976, 2013.

L. Magnusson Åberg, C. Hartung and J. Lacaze: Proc. Int. Symp. **Science and Processing of Cast Iron, SPCI-10, Mar del Plata**, Argentina, 2014.

Lacaze, Jacques and Sertucha, Jon and Åberg, Lena Magnusson Microstructure of as-cast ferritic-pearlitic nodular cast irons. (2016) ISIJ International, vol. 56 (n° 9). pp. 1606-1615. ISSN 0915-1559

LACAZE, J. Trace elements and graphite shape degeneracy in nodular graphite cast irons. **International Journal of Metalcasting**, v. 11, n. 1, p. 44–51, 2017.

LI, Z. et al. Influence of Sr, Fe and Mn content and casting process on the microstructures and mechanical properties of AlSi7Cu3 alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 689, n. February, p. 286–297, 2017.

ŁUKASIK, K. et al. Study of Distortion on the Example of the Rings from Ductile Iron and Cast Steel. **Archives of Foundry Engineering**, v. 17, n. 4, p. 97–102, 2017.

MADHUSUDHAN, NARENDRANAATH S2, MOHANKUMAR G C 2, M. P. G. 1. **Effect of Mould Wall Thickness on Rate of Solidification of Centrifugal Casting**. v. 2, n. 11, p. 6092–6096, 2010.

MAHTO, B. P. **Characterization of ductile iron through fractographic study**, 2014.

MARCIANO, J. C.; MORALES, W. J. **Direcionamento da Solidificação do Ferro Fundido Nodular**. [s.l.: s.n.].

MELADO, A. C. **Ferros Fundidos Nodulares de Alta Resistência Obtidos por tratamento Térmico de Têmpera e Partição: Microestrutura e Comportamento Mecânico**. [s.l.] Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2018.

MURCIA, S. C.; PANIAGUA, M. A.; OSSA, E. A. Development of as-cast dual matrix structure (DMS) ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v. 566, p. 8–15, 2013.

NUR HIDAJATULLAH, M.; SAMBAS, A.; SARAH PUSPITA, K. Tellurium Effect on ASTM A 220 Graphite Malleable Cast Iron. **Logic : Jurnal Rancang Bangun dan Teknologi**, v. 19, n. 1, p. 25, 2019.

NYLEN T. Niobium in cast iron. **Niobium science and technology**, v. TMS, p. 1063–1080, 2001.

OLAWALE, J. O.; IBITOYE, S. A.; OLUWASEGUN, K. M. Processing Techniques and Productions of Ductile Iron: A Review. **International Journal of Scientific & Engineering Research**, v. 7, n. 9, 2016.

OMOLE, S. O. et al. Structural characterization and mechanical properties of pearlite – Enhanced micro-alloyed ductile irons. **Journal of King Saud University - Engineering Sciences**, v. 32, n. 3, p. 205–210, 2020.

OMRANIAN, P. et al. USE OF SILICON CARBIDE AS AN INOCULANT IN DUCTILE IRON CASTING TO REDUCE THE COST WITH KEEPING THE PROPERTIES Peiman

OMRANIAN , Nima SHAKERI , Abolghasem MOHAMMADPOUR , Meghdad KHALILPOUR ,. 2013.

PEDERSEN, K. M. & TIEDJE, N. S. **Solidification and Microstructure of Thin Walled Ductile Cast Iron**, 2006.

PEDERSEN, K. M.; TIEDJE, N. S. Graphite nodule count and size distribution in thin-walled ductile cast iron. **Materials Characterization**, v. 59, n. 8, p. 1111–1121, 2008.

PIESKE, A.; CHAVES F., L.M. & REINER, J. F. - **Ferros Fundidos de Alta Qualidade** - 3 ed. - Joinville - Soc. Ed. Tupy, p. 274, 1980.

POZZI, R. J. Instituto Superior Tupy. 2009.

RADZIKOWSKA, J. M. Metallography and Microstructures of Cast Iron. **ASM Handbook: Metallography and Microstructures**, v. 9, p. 565–587, 2004.

RAGAZZO, L. B. et al. Obtaining martensitic structures during thixoforming of hypoeutectic gray cast iron. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2015, 2015.

RAMÍREZ-NATERA, J. J. et al. On the microstructure and mechanical properties of automotive parts made of ductile iron. **Heat Treat Mexico 2016**, 2016.

RIPOSAN, I.; CHISAMERA, M.; STAN, S. Performance of heavy ductile iron castings for windmills. **China Foundry**, v. 7, n. 2, p. 163–170, 2010.

ROULA, A.; KOSNIKOV, G. A. Manganese distribution and effect on graphite shape in advanced cast irons. **Materials Letters**, v. 62, n. 23, p. 3796–3799, 2008.

SAITO, R. et al. Influence of Tellurium Addition to Spheroidal Graphite Cast Iron on the Number of Graphite Particles. **International Journal of Metalcasting**, v. 13, n. 3, p. 571–577, 2019.

SERTUCHA, J. et al. Effect of alloying on mechanical properties of as cast ferritic nodular cast irons. **Materials Science and Technology**, v. 28, n. 2, p. 184–191, 2012.

SHAYESTEH-ZERAATI, A. et al. The effect of aluminium content on morphology, size, volume fraction, and number of graphite nodules in ductile cast iron. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 224, n. 3, p. 117–122, 2010.

SILLÉN, R. The PQ-DIT process . Improving Ductile Iron production using ultra-low additions of magnesium . **NovaCast introduces Prime Quality Ductile Iron Technology**, p. 1–7, 2003.

SILVA, C. **Influencia do número de nódulos de grafita nas propriedades mecanicas do ferro fundido nodular austemperado**. [s.l: s.n.].

SILVA, J. A. DA. **Análise Térmica na Solidificação de Ferros Fundidos Cinzentos Hipoeutéticos**. p. 119, 2007.

SOIŃSKI, M. S. et al. The effect of aluminium on graphitization of cast iron treated with cerium mixture. **Archives of Foundry Engineering**, v. 14, n. 2, p. 95–100, 2014.

SOSA, A. D. et al. Surface reactivity of thin wall ferritic ductile iron. The effect of nodule count and grinding variables. **Materials Letters**, v. 62, n. 1, p. 100–102, 2008.

SOUSA, J. A. G. D.; SALES, W. F.; MACHADO, A. R. A review on the machining of cast irons. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 94, n. 9–12, p. 4073–4092, 2018.

SOUZA, T. N. F. et al. Mechanical and microstructural characterization of nodular cast iron (nci) with niobium additions. **Materials Research**, v. 17, n. 5, p. 1167–1172, 2014.

SPENGLER, A. F. **DETERMINE THE RELATIONSHIP BETWEEN SOLIDIFICATION TIME AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAVY SECTION DUCTILE IRON CASTINGS**. v. 44070, n. May, p. 212–231, 1969.

STEFANESCU, D. M. A History of Cast Iron. **Cast Iron Science and Technology**, n. October, p. 3–11, 2018.

SWAIN, S. **Effect of Chemistry and Processing Variables on the Mechanical Properties of Thin-wall Ductile Iron Castings**. [s.l.] NATIONAL INSTITUTE OF TECHNOLOGY ROURKELA, 2008.

TAMBASCO, J. C. V. O Tubo Centrifugado : Sua Invenção e Metalurgia no Brasil. **Ouro Preto: Universidade Federal de Ouro Preto UFOP.**, 2014.

TCINOX. **O que é Fundição Centrífuga - “A Evolução do Tubo Centrifugado”**. Disponível em: <<https://tcinox.com.br/o-que-e-fundicao-centrifuga/>>. Acesso em: 24 maio. 2020.

TEIXEIRA, R. **Estudo Comparativo de Dois Inoculantes em Ferro Nodular Ferrítico**. [s.l.: s.n.].

THACKER, K. B. **Analysis of parameters for casting ductile iron pipe-A Review**. v. 3, n. 1, p. 496–503, 2015.

THEUWISSEN, K. et al. Microstructural characterization of graphite spheroids in ductile iron. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 65, n. 6, p. 627–631, 2012.

TUPAJ, M. et al. The Effect of Cooling Rate on Properties of Intermetallic Phase in a Complex Al-Si Alloy. **Archives of Foundry Engineering**, v. 16, n. 3, p. 125–128, 2016.

VACCA, S. et al. Determination of the Heat Transfer Coefficient at the Metal-Mold Interface

During Centrifugal Casting. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 46, n. 5, p. 2238–2248, 2015.

VÁLEK, T.; ŠIMON, P.; STŘÍLKOVÁ, L. The Comparison of Selected Methods of Cast Iron Spheroidization in Industrial Conditions. **Archives of Foundry Engineering**, v. 12, n. 2, p. 89–92, 2012.

VAŠKO, A. Influence of charge composition on microstructure of nodular cast iron after heat treatment. **Transfer inovácií**, n. 22, p. 183–187, 2012.

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**. p. 1–172, 2013.

VIEIRA, E. A.; DE FREITAS, E. R.; FERRANTE, M. Influência do tempo de espera na fluidez da liga comercial A356 com estrutura globular no estado semi-sólido. **Revista Escola de Minas**, v. 64, n. 4, p. 439–445, 2011.

WANG, F. et al. Control of MnS inclusions in high- and low-sulfur steel by tellurium treatment. **Materials**, v. 12, n. 7, 2019.

WANG, S. et al. Formation of microstructures in the spheroidal graphite cast iron. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 27, p. 012064, 2012.

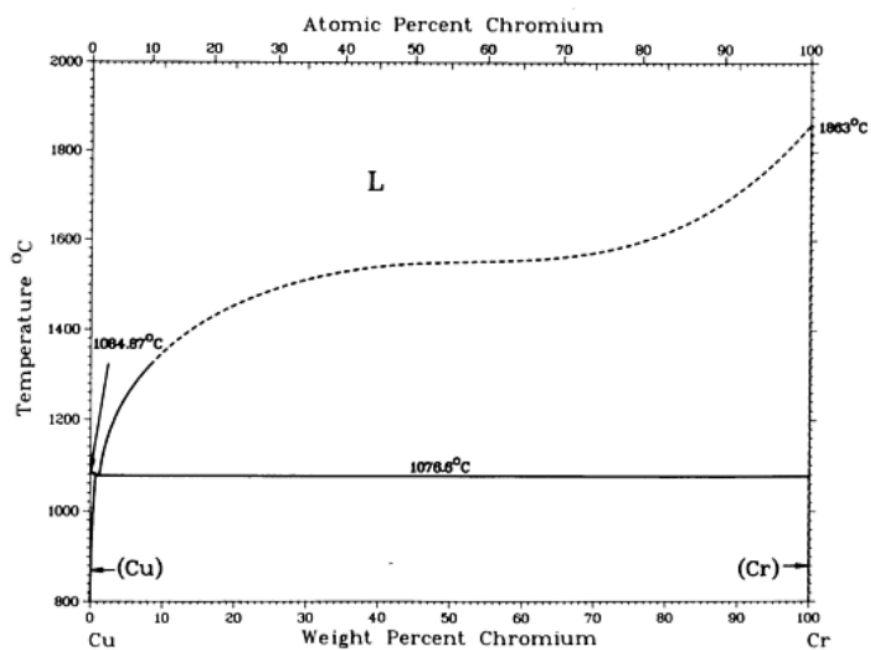
WASSILKOWSKA, A. Microstructure inhomogeneity of centrifugally cast ductile iron pipes and its effect on mechanical properties. **Kovove Materialy**, v. 55, n. 5, p. 311–316, 2017.

ZOU, Y.; NAKAE, H. Influence of boron on ferrite formation in copper-added spheroidal graphite cast iron. **China Foundry**, v. 11, n. 4, p. 375–381, 2014.

Anexos

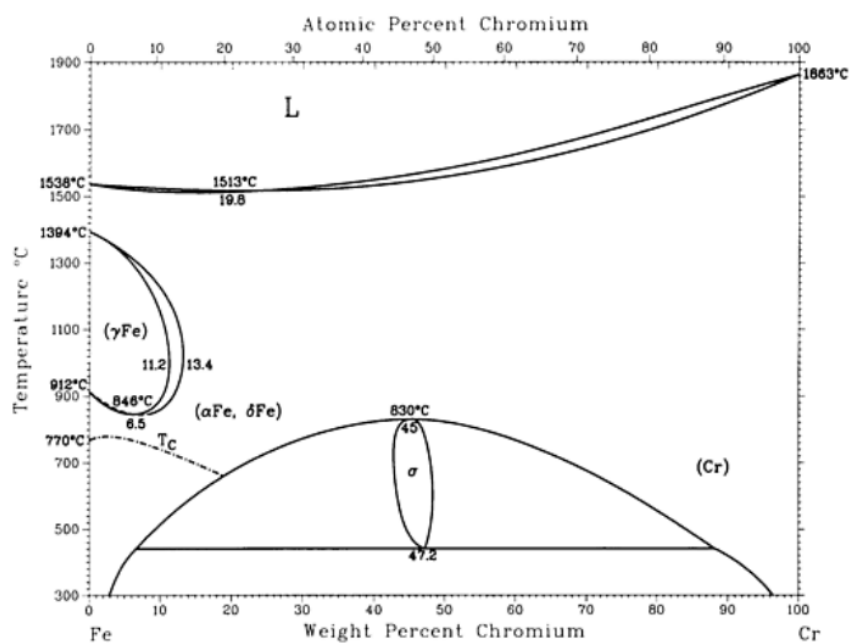
Cr-Cu (Chromium - Copper)

D.J. Chakrabarti and D.E Laughlin, 1984



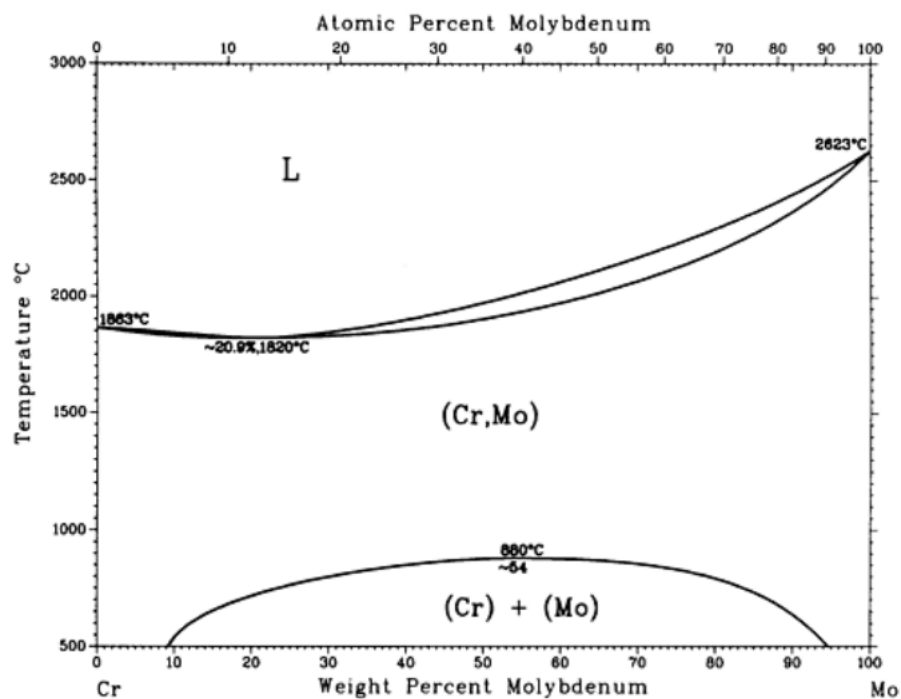
Cr-Fe (Chromium - Iron)

H. Okamoto, 1990



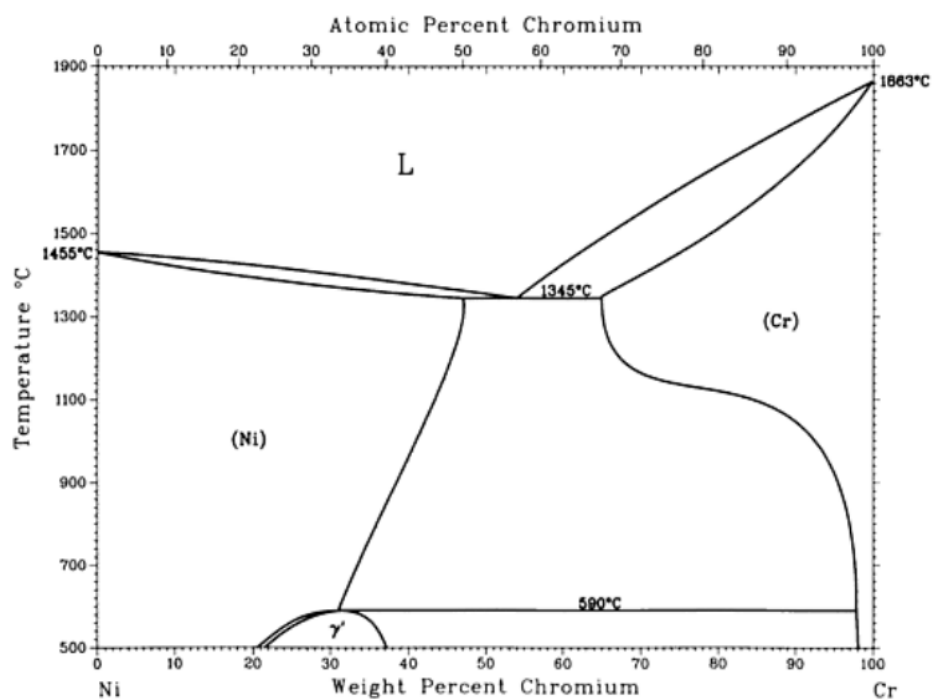
Cr-Mo (Chromium - Molybdenum)

M. Venkatraman and J.P. Neumann, 1987



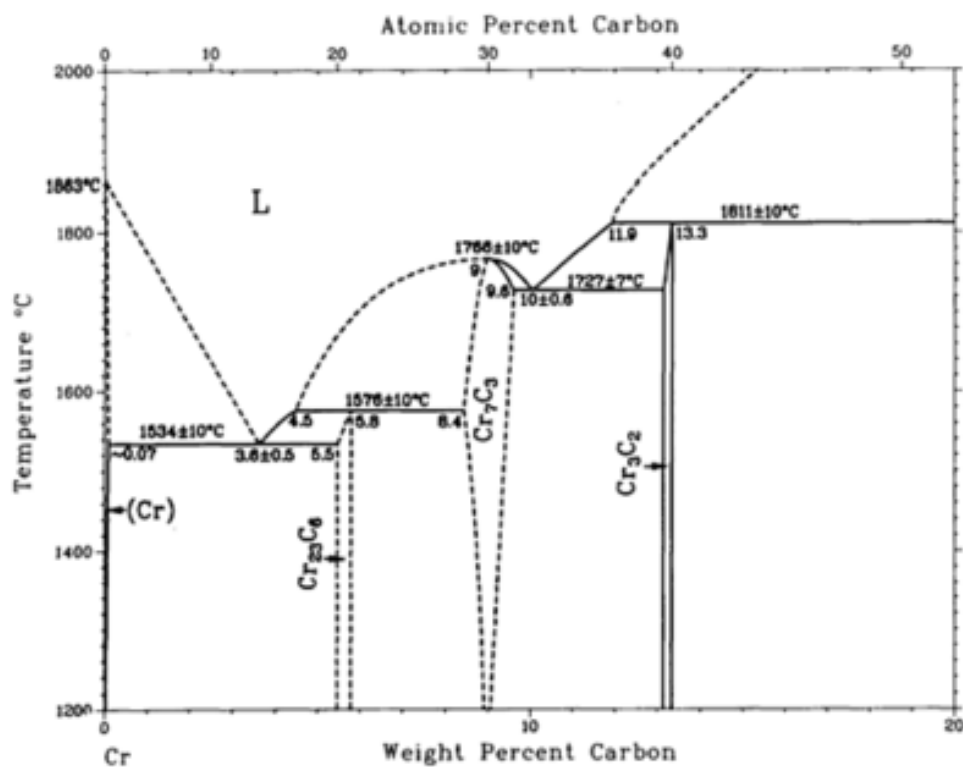
Cr-Ni (Chromium - Nickel)

P. Nash, 1991



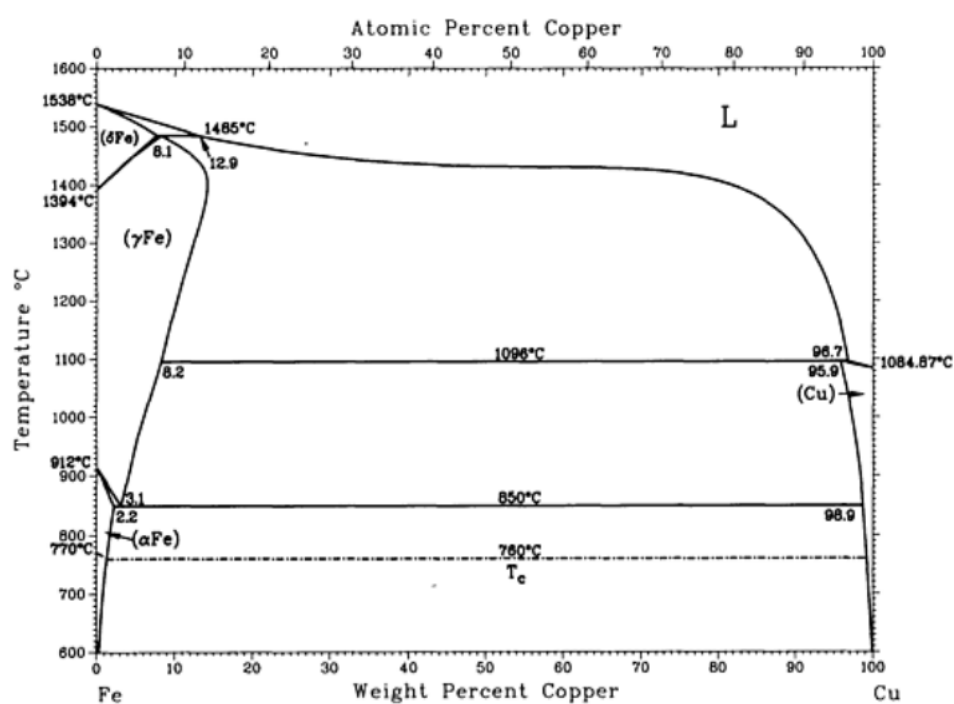
C-Cr (Carbon - Chromium)

M. Venkatraman and J.P. Neumann, 1990



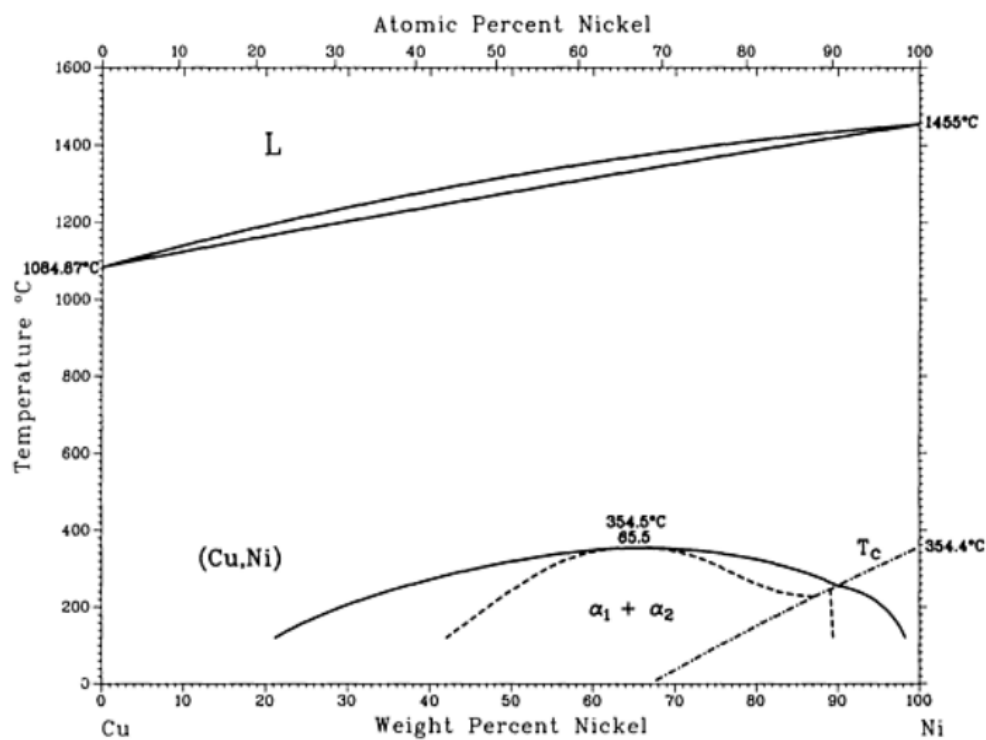
Cu-Fe (Copper - Iron)

L.J. Swartzendruber, 1992



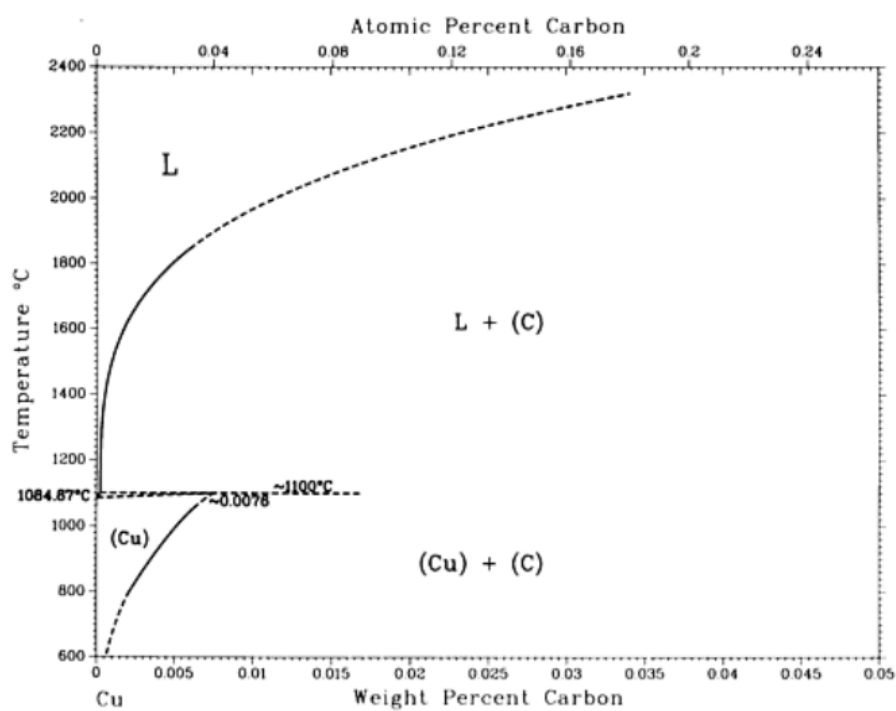
Cu-Ni (Copper - Nickel)

D.J. Chakrabarti, D.E. Laughlin, S.W. Chen, and Y.A. Chang, 1991



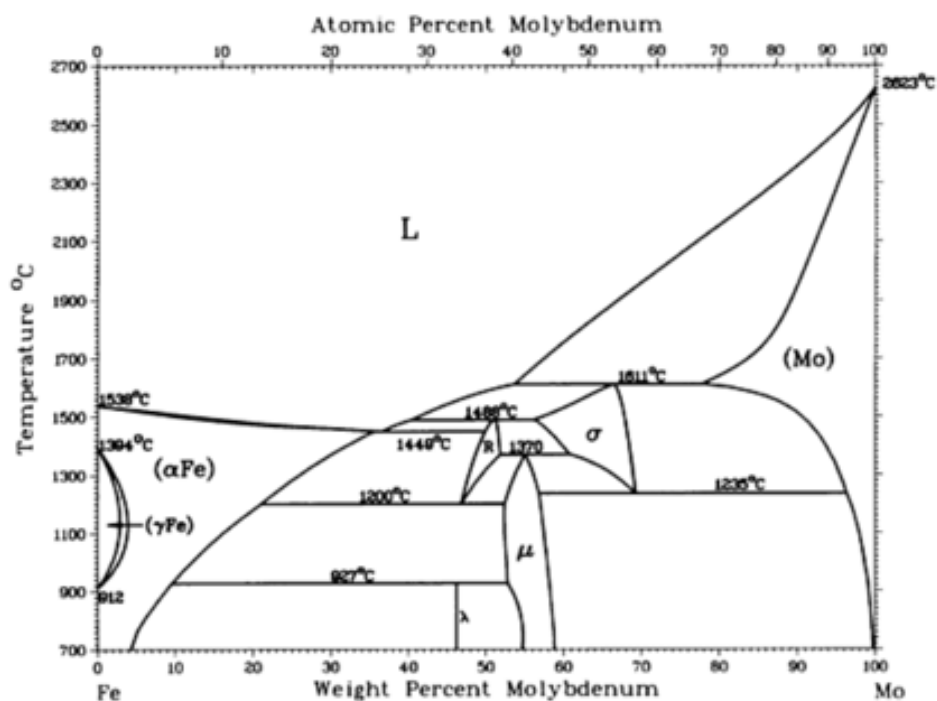
C-Cu (Carbon - Copper)

P.R. Subramanian and D.E. Laughlin, unpublished



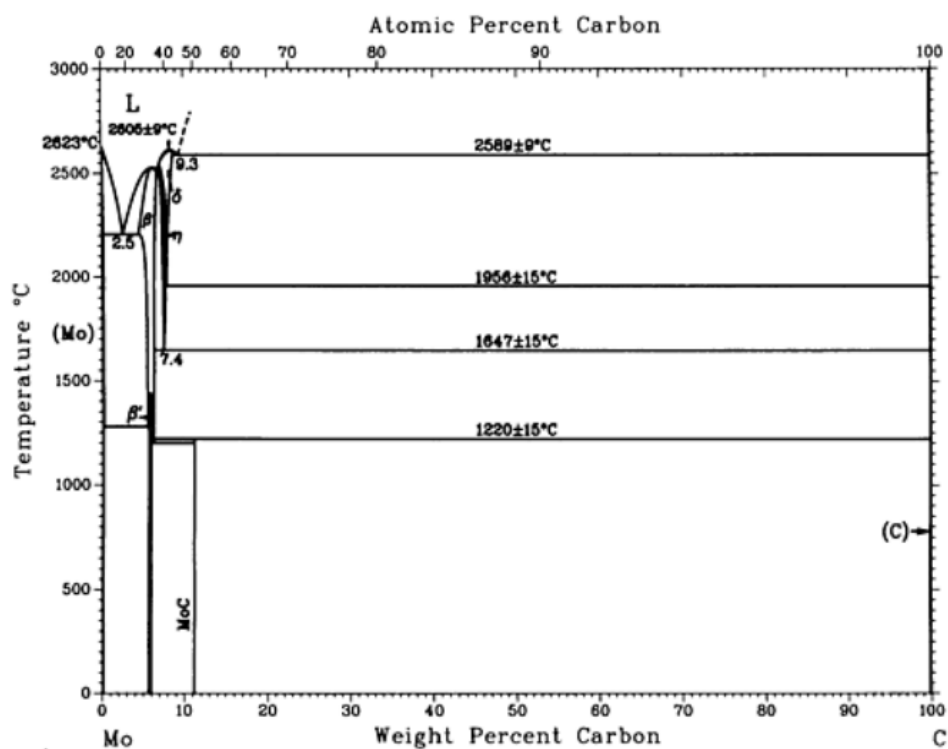
Fe-Mo (Iron - Molybdenum)

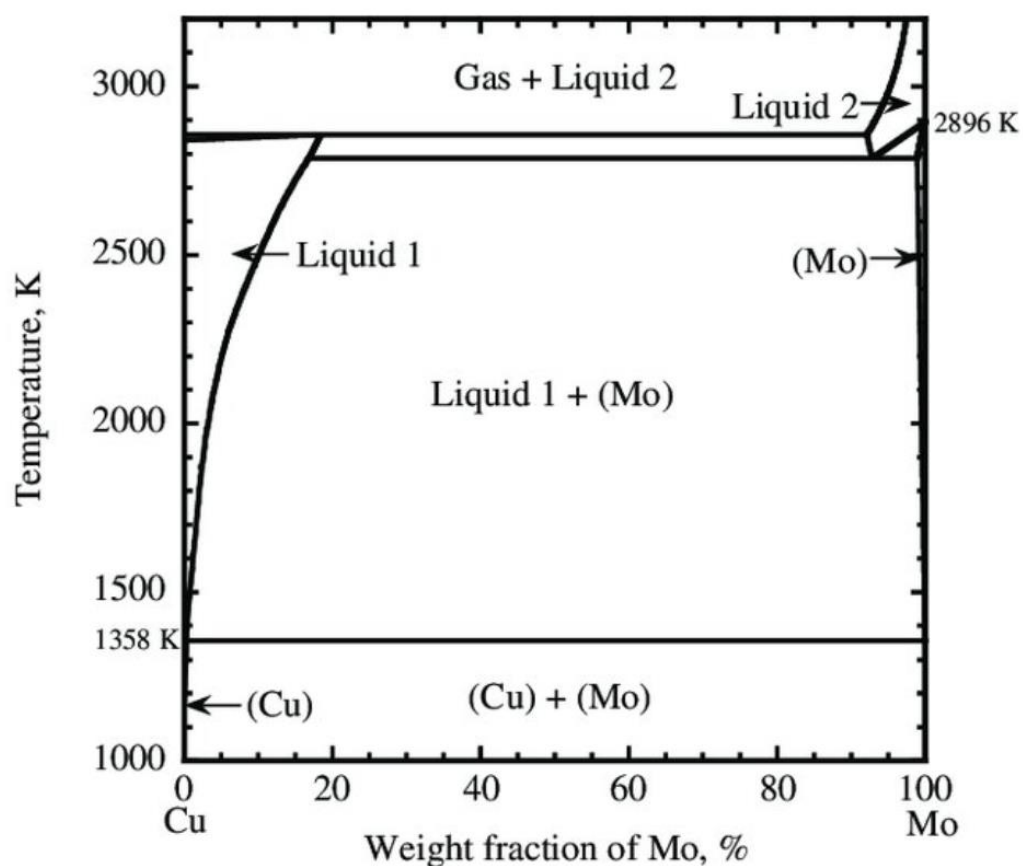
A. Fernández Guillermet, 1992



C-Mo (Carbon - Molybdenum)

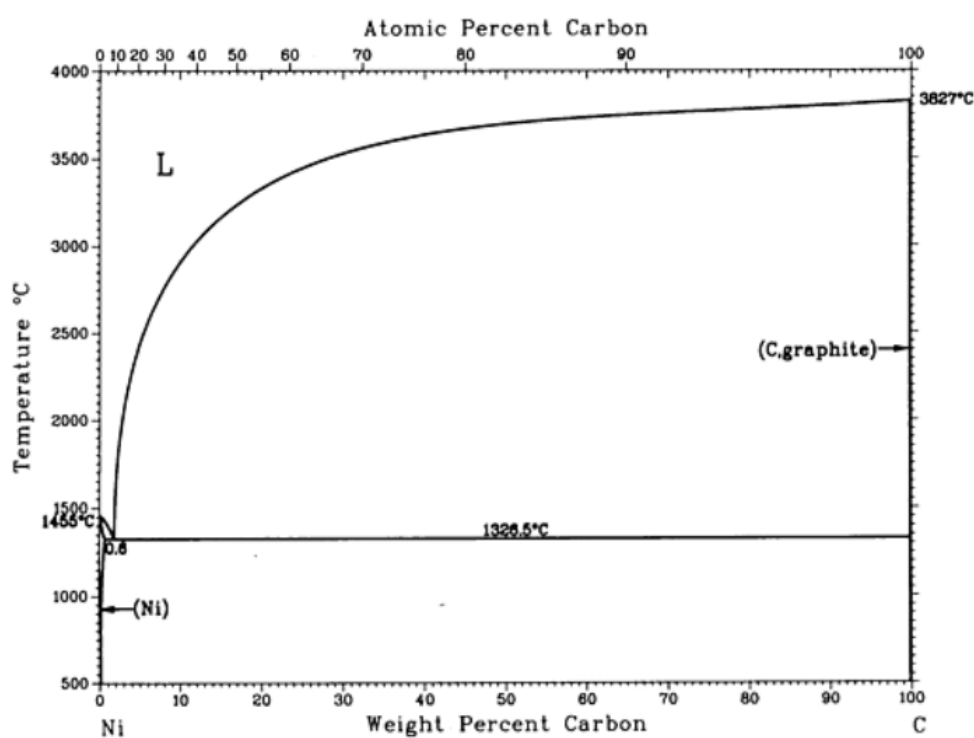
H. Okamoto, 1990





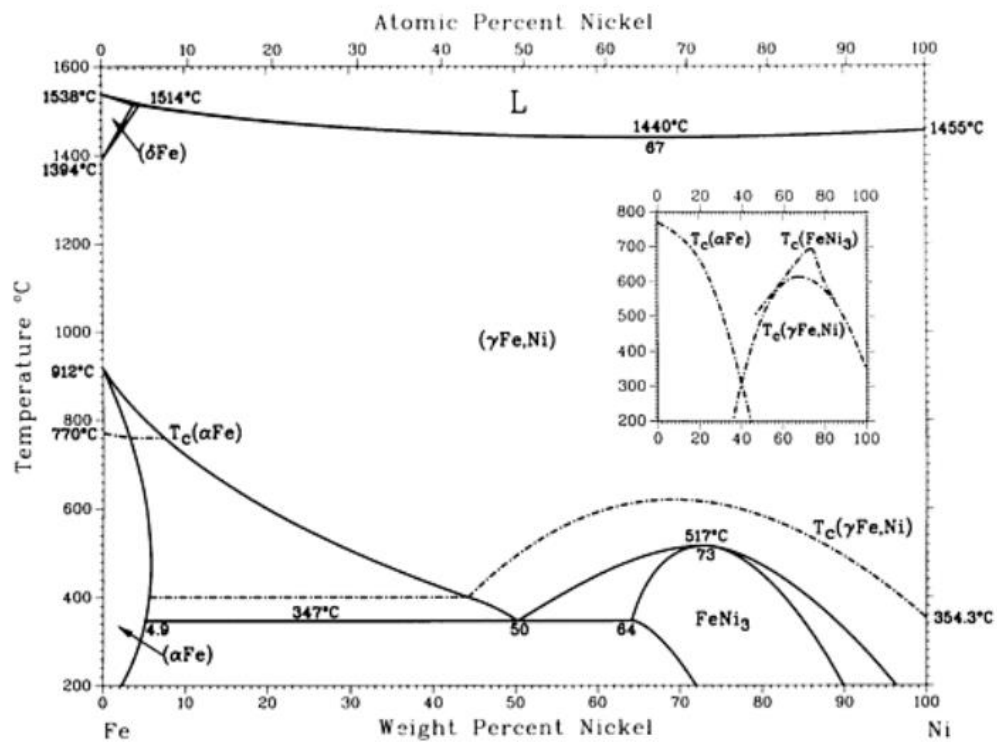
C-Ni (Carbon - Nickel)

M.F. Singleton and P. Nash, 1991



Fe-Ni (Iron - Nickel)

L.J. Swartzendruber, V.P. Itkin, and C.B. Alcock, 1992



Publicações realcionadas com o trabalho

Publicação do Artigo intitulado Influence of Residual Elements Contained in Steel Scrap for the Production of Nodular Cast Iron publicado na Materials Research Ibero-american Journal of Materials. ISSN 1516-1439, área de avaliação: Engenharias, classificação Qualis: A2, 2021. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2021-0299>

Autor do capítulo 16: Influence of Recycled Steel Scrap in Nodular Casting Iron Properties, do livro Recycling of Plastics, Metals, and Their Composites, 2021. ISBN 9780367708474