CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

THALLITA STEFFANE DUARTE

AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR RESULTANTE DE VARIAÇÕES NO PERCENTUAL DE NODULARIZANTE FABRICADO PELO PROCESSO *IN MOLD*

BELO HORIZONTE
2026

THALLITA STEFFANE DUARTE

AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR RESULTANTE DE VARIAÇÕES NO PERCENTUAL DE NODULARIZANTE FABRICADO PELO PROCESSO *IN MOLD*

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Colegiado do Curso de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação tecnológica de Minas Gerais como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Bacharel em Engenheira de Materiais.

Orientadora: Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Me. Cláudio Lúcio Pereira Santos

BELO HORIZONTE

2026

Duarte, Thallita Steffane.
D812a Avaliação da microestrutura e das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular resultante de variações no percentual de nodularizante fabricado pelo processo in mold / Thallita Steffane Duarte. – 2026.
64 f. : il.
Orientadora: Elaine Carbalho Siqueira Corrêa.
Coorientador: Cláudio Lúcio Pereira Santos

Trabalho de conclusão de curso (graduação) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2026.
Bibliografia.

1. Ferro Fundido Nodular - Propriedades mecânicas. 2. Microestrutura. 3. Grafita. I. Corrêa, Elaine Carbalho Siqueira. II. Santos, Cláudio Lúcio Pereira. III. Título.

CDD: 620.1

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - *campus* Nova Suíça - CEFET-MG
Bibliotecário: Wagner Oliveira Braga - CRB/6-3261

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
COORDENAÇÃO DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS

FOLHA DE APROVAÇÃO DE TCC Nº 2/2026 - CEMAT (11.51.06)

Nº do Protocolo: 23062.033132/2026-36

Belo Horizonte-MG, 25 de junho de 2026.

FOLHA DE APROVAÇÃO
Defesa Final do Trabalho de Conclusão de Curso (TCC) 2026/1

Aos **18 dias do mês de junho de 2026**, no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Campus Nova Suíça, a aluna **Thallita Steffane Duarte**, matrícula 20203020390, apresentou o Trabalho de Conclusão de Curso intitulado *Avaliação da Microestrutura e das Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Resultante de Variações no Percentual de Nodularizante Fabricado pelo Processo In Mold*, como parte do requisito para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, o qual foi **APROVADO** pela Banca Examinadora:

Prof.ª Dr.ª Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Me. Cláudio Lúcio Pereira Santos - Coorientador
Tupy Minas Gerais Ltda.

Prof. Dr. Wellington Lopes
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof. Dr. Adriano Amâncio Trajano
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

(Assinado digitalmente em 26/06/2026 12:24)
ADRIANO AMANCIO TRAJANO
PROF ENS BAS TEC TECNOLOGICO-SUBSTITUTO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: ###241#1

(Assinado digitalmente em 25/06/2026 19:38)
ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: ###065#4

(Assinado digitalmente em 25/06/2026 20:52)
WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: ###792#7

gov.br
Documento assinado digitalmente
CLAUDIO LUCIO PEREIRA DOS SANTOS
Data: 26/06/2026 16:56:39-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Visualize o documento original em https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp informando seu número: **2**, ano: **2026**, tipo: **FOLHA DE APROVAÇÃO DE TCC**, data de emissão: **25/06/2026** e o código de verificação: **816b5d5711**

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus, por tudo o que me foi proporcionado ao longo desta jornada, por cada desafio enfrentado e superado, e por me conceder força e perseverança para alcançar este objetivo.

À Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela orientação, confiança e pelos valiosos ensinamentos transmitidos durante a graduação e no desenvolvimento deste trabalho.

Ao coorientador Me. Cláudio Lúcio Pereira dos Santos, pela disponibilidade, apoio e importantes contribuições para a realização deste estudo.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), em especial ao Departamento de Engenharia de Materiais, seus docentes, funcionários, direção e colegas, por todo o conhecimento compartilhado e pelos momentos vividos ao longo desses anos.

À minha família, Pedro, Dianine e Jaqueline, pelo amor, paciência e compreensão em todos os momentos. Em especial, à minha mãe, Nilza Duarte Ferreira, pela dedicação incondicional e por sempre me apoiar em todas as decisões.

Aos profissionais da Tupy, que contribuíram significativamente para a minha formação como Engenheiro de Materiais, desde o estágio até a conclusão do curso. Em especial, à Érica Aparecida Silva Ribeiro, pelos ensinamentos, conselhos e orientação. Agradeço também aos amigos Gabriel, Karen, Gabriela, Roberta, Ângelo, Guilherme e Keven, pelo apoio nos momentos de dificuldade e pelos aprendizados compartilhados ao longo dessa trajetória.

Aos amigos do CEFET-MG, Éric, Eyshila, João, Francisco, Gabriela e Clara, por fazerem parte desta caminhada, marcada por momentos de alegria, desafios e crescimento.

Ao meu amor, Lucas, por estar ao meu lado durante toda a graduação, pelo apoio constante, motivação e por tornar meus dias mais leves e felizes. Sou grata por compartilhar essa jornada ao seu lado e por tudo o que ainda construiremos juntos.

RESUMO

Este trabalho apresenta a avaliação da microestrutura e das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular produzido pelo processo *in mold*, investigando a influência da variação do percentual de liga nodularizante à base de FeSiMg com lantânio na formação da grafita e no comportamento mecânico do material. Foram analisadas e correlacionadas a morfologia da grafita, a nodularidade, a fração de grafita, a quantidade de partículas nodulares e as propriedades mecânicas obtidas, como resistência mecânica, ductilidade e dureza Brinell. A realização da parte experimental iniciou-se com a fabricação do material pelo processo de fundição, utilizando diferentes quantidades de liga nodularizante aplicadas ao processo de nodularização *in mold*. Durante o processo, os parâmetros metalúrgicos e químicos foram monitorados desde a preparação do metal até o vazamento das peças. Posteriormente, foram realizadas análises químicas, metalográficas e mecânicas, incluindo microscopia óptica, contagem de nódulos, ensaio de tração e ensaio de dureza Brinell. Os resultados demonstraram que as amostras com maiores percentuais de nodularizante apresentaram elevada nodularidade, predominância de grafita esferoidal e melhores propriedades mecânicas. Em contrapartida, a redução da quantidade de liga nodularizante favoreceu a formação de grafita degenerada e ocasionou queda significativa da resistência mecânica e da ductilidade do material. Dessa forma, verificou-se a forte influência do processo de nodularização sobre a microestrutura e o desempenho mecânico do ferro fundido nodular.

Palavras-chave: Ferro Fundido Nodular, Nodularização *In Mold*, Microestrutura, Grafita Esferoidal, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

This work presents the evaluation of the microstructure and mechanical properties of nodular cast iron produced by the *in mold* process, investigating the influence of variations in the percentage of FeSiMg-based nodularizing alloy with lanthanum on graphite formation and on the mechanical behavior of the material. Graphite morphology, nodularity, graphite fraction, quantity of nodular particles, and the obtained mechanical properties, such as tensile strength, yield strength, elongation, and hardness, were analyzed and correlated. The experimental procedure began with the production of the material through the casting process, using different amounts of nodularizing alloy applied in the *in mold* nodularization process. During the process, metallurgical and chemical parameters were monitored from metal preparation to mold pouring. Subsequently, chemical, metallographic, and mechanical analyses were performed, including optical microscopy, nodule counting, tensile testing, and Brinell hardness testing. The results demonstrated that the samples with higher percentages of nodularizing alloy presented high nodularity, predominance of spheroidal graphite, and better mechanical properties. In contrast, the reduction in the amount of nodularizing alloy favored the formation of degenerated graphite and caused a significant decrease in the mechanical strength and ductility of the material. Therefore, a strong influence of the nodularization process on the microstructure and mechanical performance of nodular cast iron was verified.

Keywords: Nodular Cast Iron, In Mold Nodularization, Microstructure, Spheroidal Graphite, Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Produção do Brasil de Fundidos de 2006 a 2025. 13
Figura 2 - Aplicações de ferros fundidos. 17
Figura 3 - Microestrutura dos ferros fundidos. 18
Figura 4 - Micrografia do ferro fundido nodular 19
Figura 5 - Tipos de grafitas no ferro fundido nodular 21
Figura 6 - Grau de nodularização. 22
Figura 7 - Comparação entre o % magnésio residual e % de grafite para a formação dos tipos de ferro fundidos 25
Figura 8 - Processo de nodularização *in mold* 27
Figura 9 - Esquema do processo de produção. 28
Figura 10 - Esquema das caracterizações realizadas. 29
Figura 11 – Disposição do Forno Fusor 30
Figura 12 - Processo de medição da temperatura do metal. 31
Figura 13 – Molde de areia fabricado para o vazamento. 32
Figura 14 - Desenho do molde 32
Figura 15 - Medição da massa de liga nodularizante para os testes 1, 2 e 3 33
Figura 16 - Corpos de prova vazados. 33
Figura 17 - Processo de acabamento das peças. 34
Figura 18 - Marcação dos corpos de prova e usinagem. 35
Figura 19 - Espectrômetro LAV M10 35
Figura 20 - Equipamento para ensaio de tração. 36
Figura 21 - Aplicação do azul de metileno e marcação no corpo de prova 37
Figura 22 - Extensômetro utilizado e fixação no corpo de prova 37
Figura 23 – Exemplo de região de realização da dureza superficial e núcleo. 39
Figura 24 - Durômetro Brinell Wolpert LCF012 40
Figura 25 - Preparação metalográfica das seções. 41
Figura 26 - Micrografia dos corpos de prova, sem ataque químico. 44
Figura 27 - Percentual de nodularidade das amostras. 45
Figura 28 - Comparação entre o % de nodularização e % de magnésio residual em ferro fundido nodular 47
Figura 29 - Percentual da fração de grafita nas amostras. 48
Figura 30 - Distribuição das formas de grafita nas amostras conforme ASTM A247. 49

Figura 31 - Quantidade de partículas por mm^2 51
Figura 32 - Micrografia dos corpos de prova, com ataque 53
Figura 33 - Fração dos constituintes da matriz metálica..... 54
Figura 34 - Resultados dos ensaios de tração. 56
Figura 35 - Influência da nodularidade em algumas propriedades do ferro fundido nodular. 57
Figura 36 - Comparação dos valores de dureza Brinell superficial e do núcleo das amostras. 60

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Faixas de composição química típicas para os ferros fundidos (% em peso)..... 18
Tabela 2 - Processos de nodularização utilizados. 26
Tabela 3 - Análise da composição química das amostras (% em peso)..... 42

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABIFA – Associação Brasileira de Fundição

ASTM – American Society for Testing and Materials

ASM – American Society for Metals

CP1 – Corpo de prova 1

CP2 – Corpo de prova 2

CP3 – Corpo de prova 3

FeSiMg – Liga ferro-silício-magnésio

MPa – Megapascal

mm – Milímetro

mm² – Milímetro quadrado

µm – Micrômetro

σ – Tensão

ε – Deformação

PRECiV Core – Software de análise de imagens metalográficas da Olympus

MAGMASoft® – Software de simulação numérica para processos de fundição

HB – Dureza Brinell

In Mold – Processo de nodularização realizado no interior do molde

% – Percentual

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 13
2 OBJETIVO 15
2.1.1 Objetivo geral 15
2.1.2 Objetivos específicos 15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 16
3.1 Características gerais dos ferros fundidos 16
3.2 Características gerais do ferro fundido nodular 19
3.3 Tratamento de inoculação e nodularização 22
3.3.1 Tratamento de inoculação geral 22
3.3.2 Tratamento de nodularização para o ferro fundido nodular 24
4 MATERIAIS E MÉTODOS 28
4.1 Fabricação do metal 29
4.1.1 Medição da temperatura do metal 30
4.2 Fabricação do molde 31
4.3 Vazamento do metal 33
4.3.1 Preparação dos corpos de prova 34
4.4 Caracterização química 35
4.5 Caracterização mecânica 36
4.5.1 Ensaio de tração 36
4.5.2 Análise de dureza superficial e núcleo 39
4.6 Caracterização Microestrutural 40
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO 42
5.1 Caracterização química 42
5.2 Caracterização microestrutural 43
5.2.1 Micrografia sem ataque químico 43
5.2.2 Micrografia com ataque químico 53
5.3 Caracterização mecânica 55
5.3.1 Ensaio de tração 55
5.3.2 Dureza superficial e núcleo 59
6 CONCLUSÕES 62
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 63

1 INTRODUÇÃO

A produção da indústria brasileira de fundição apresentou oscilações significativas ao longo dos anos, influenciada por crises econômicas internas e externas. Após atingir um pico histórico em 2008, o setor registrou retrações relevantes, especialmente em 2009 e 2016. Apesar dos impactos da pandemia em 2020, observou-se uma recuperação a partir do segundo semestre desse ano, com crescimento até 2022. Nos anos seguintes, a produção voltou a oscilar, com queda em 2023, leve recuperação em 2024 e nova retração em 2025, conforme dados divulgados pela Associação Brasileira de Fundição (ABIFA) apresentada na Figura 1.

Figura 1 - Produção do Brasil de Fundidos de 2006 a 2025.



Fonte: Adaptado de ABIFA, 2025.

Nesse contexto, o presente trabalho propõe avaliar o efeito da aplicação de diferentes quantidades de liga nodularizante à base de FeSiMg com lantânio na produção de ferro fundido nodular, com o objetivo de identificar a condição que apresenta maior eficiência no processo de nodularização, entendida como a capacidade de promover elevada nodularidade e adequada formação de grafita esferoidal utilizando a menor quantidade possível de liga nodularizante, sem comprometer as propriedades mecânicas e a qualidade microestrutural do material.

A partir dessa análise, busca-se compreender de que maneira a variação da quantidade de nodularizante influencia a formação da microestrutura e, consequentemente, as propriedades do material obtido, tais como dureza, resistência mecânica e uniformidade estrutural. Os resultados dessa investigação permitirão a definição de condições de nodularização mais adequadas ao processo produtivo, contribuindo tanto para a melhoria da qualidade do material quanto para a redução de custos operacionais.

A escolha desse tema justifica-se pela sua relevância para a otimização dos processos de fundição, uma vez que o entendimento dos efeitos da nodularização sobre a microestrutura possibilita não apenas o aprimoramento de propriedades como dureza, resistência mecânica e usinabilidade, mas também maior confiabilidade no desempenho dos componentes em aplicações industriais. Ademais, a pesquisa está alinhada às demandas do setor metalúrgico por melhorias contínuas no controle da qualidade, visando à redução de custos e ao aumento da competitividade. Dessa forma, a investigação proposta apresenta relevância acadêmica ao aprofundar o conhecimento científico acerca dos mecanismos de nodularização, bem como importância prática ao fornecer subsídios técnicos à indústria para o aprimoramento do controle do processo produtivo de ferros fundidos nodulares.

O trabalho também apresenta contribuição relevante para a indústria de fundição, especialmente para processos *in mold*, devido à escassez de estudos voltados à definição do percentual mínimo de liga nodularizante necessário para garantir propriedades adequadas sem utilização excessiva de liga. Dessa forma, o estudo abre possibilidades para futuras investigações envolvendo percentuais ainda menores de liga nodularizante no processo de nodularização *in mold*.

2 OBJETIVO

2.1.1 Objetivo geral

Avaliar a influência no tratamento de nodularização *in mold* mediante a variação do percentual de liga nodularizante a base de FeSiMg com lantânio com 1,54% de liga, 0,82% e 0,41% sobre a microestrutura do ferro fundido nodular obtido, identificando as alterações da grafita e da matriz metálica, de modo a compreender como diferentes condições de nodularização impactam as propriedades finais do material.

2.1.2 Objetivos específicos

O trabalho propõe alcançar os seguintes objetivos específicos:

- Selecionar e caracterizar os materiais utilizados no processo com diferentes quantidades de nodularizantes;
- Preparar e analisar metalograficamente as amostras obtidas, utilizando técnicas de microscopia óptica para caracterizar a morfologia, distribuição e tipo de grafita, bem como a matriz metálica;
- Comparar os resultados microestruturais entre as diferentes condições de nodularização, buscando correlações com os parâmetros de processo aplicados;
- Interpretar os efeitos das variações no tratamento de nodularização sobre a formação e estabilidade da grafita, relacionando-os com possíveis implicações nas propriedades mecânicas e no desempenho do material.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Características gerais dos ferros fundidos

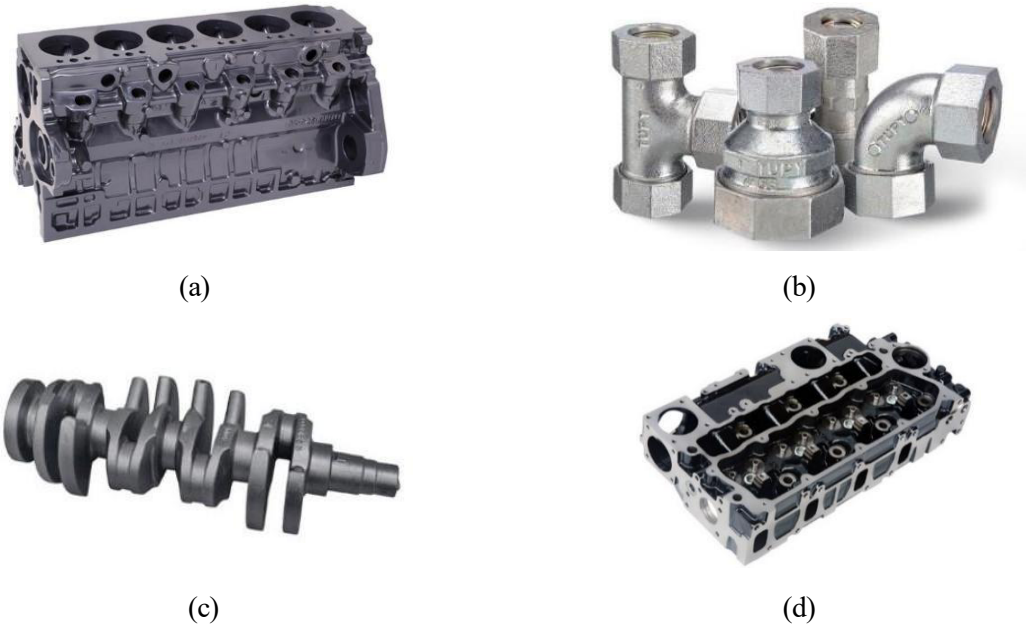
Os ferros fundidos constituem um grupo de ligas ferrosas amplamente empregado na indústria devido à combinação de boas propriedades mecânicas, excelente fluidez de fundição e baixo custo de produção. De acordo com Guesser (2009), essas ligas se caracterizam pelo elevado teor de carbono, geralmente entre 2,0% e 4,3%, e pela presença de silício, manganês, fósforo e enxofre em proporções variadas. Essa composição química pode favorecer (quando for o caso) a formação de grafita durante a solidificação e define o comportamento mecânico do material.

Chiaverini (1988) ressalta que, devido à sua facilidade de obtenção, versatilidade e custo reduzido, os ferros fundidos permanecem insubstituíveis em muitas aplicações industriais. Mesmo diante do desenvolvimento de aços especiais, essas ligas continuam sendo amplamente empregadas na fabricação de blocos de motores, cabeçotes, válvulas, bombas, engrenagens e outras peças que exigem boa resistência ao desgaste e excelente desempenho sob condições severas de serviço.

O silício é o elemento mais significativo após o carbono, pois favorece a formação de grafita durante a solidificação. Em contrapartida, elementos como manganês, cromo, molibdênio e vanádio promovem a formação de cementita (Fe_3C), dificultando o processo de grafitização. Dessa forma, a microestrutura final do ferro fundido é determinada pela interação entre composição química, velocidade de resfriamento e condições de nucleação, resultando em ligas com e sem a presença de grafita, em diferentes formas de grafita e matrizes metálicas, que podem ser ferríticas, perlíticas, martensíticas ou austeníticas (CHIAVERINI, 1988).

Segundo Chiaverini (1988), a grafita é o constituinte estrutural de maior importância nos ferros fundidos, pois exerce influência direta sobre suas propriedades mecânicas. Em muitos casos, os ferros fundidos podem ser comparados aos aços, diferenciando-se principalmente pela presença de grafita em sua microestrutura. Os demais constituintes, como ferrita, perlita e cementita, também estão presentes e são semelhantes aos encontrados nos aços. Entretanto, a grafita atua como uma descontinuidade na matriz metálica, interrompendo sua uniformidade estrutural, fator que explica as diferenças de comportamento mecânico entre os ferros fundidos e os aços. Na Figura 2 estão demonstrados alguns componentes fabricados utilizando ferro fundido.

Figura 2 - Aplicações de ferros fundidos.



(a) (b)

(c) (d)

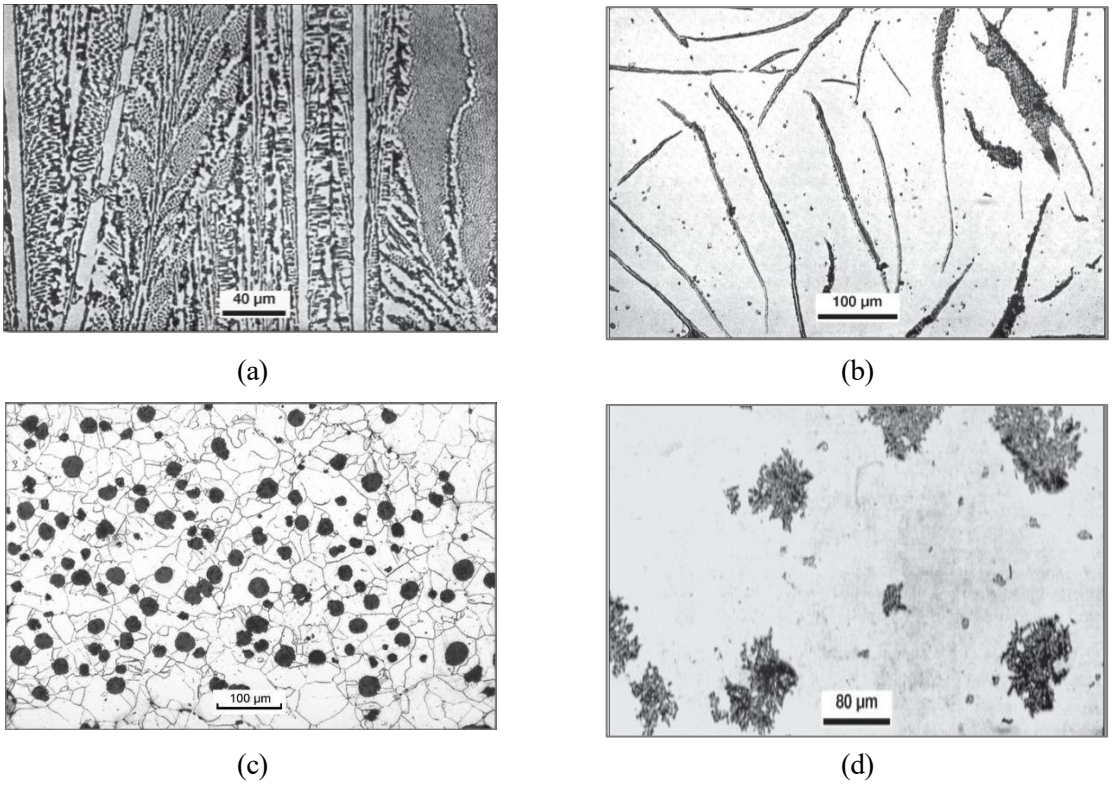
(a) Blocos de motor; (b) Conexões; (c) Virabrequim; (d) Cabeçotes
Fonte: Tupy, 2025.

Colpaert (1974) destaca que os ferros fundidos são classificados, de modo geral, pela presença ou não da grafita e pela forma da grafita.

- Ferro fundido branco - o carbono permanece combinado na forma de cementita, o que leva à formação do constituinte ledeburita, apresentando elevada dureza e fragilidade;
- Ferro fundido cinzento - caracterizado pela presença de grafita em veios ou lamelar, responsável pela coloração acinzentada na fratura e pela excelente usinabilidade e boa capacidade de amortecimento de vibrações e condutividade térmica, sendo indicado para peças submetidas a esforços estáticos;
- Ferro fundido nodular - o carbono se apresenta em nódulos esferoidais, obtida pela adição de elementos nodularizantes como magnésio e cério, combina resistência mecânica elevada com boa ductilidade, aproximando-se do comportamento dos aços;
- Ferro fundido maleável - resultante do tratamento térmico de maleabilização do ferro fundido branco, que converte parte da cementita em grafita.

Na Figura 3 podem ser observados exemplos de microestrutura desenvolvida nos ferros fundidos. Na Tabela 1 é possível observar as faixas de composição química típicas de cada um dos quatro tipos de ligas.

Figura 3 - Microestrutura dos ferros fundidos.



(a) Branco; (b) Cinzento; (c) Nodular; (d) Maleável de núcleo preto.

Fonte: Colpaert, 1974.

Tabela 1 - Faixas de composição química típicas para os ferros fundidos (% em peso).

Tipo	C	Si	Mn	P	S
Ferro fundido cinzento	2.5 − 4.0	1.0 − 3.0	0.2 −1.0	0.002 − 1.0	0.02 − 0.25
Ferro fundido nodular	3.0 − 4.0	1.8 − 2.8	0.1 − 1.0	0.01 − 0.1	0.01 − 0.03
Ferro fundido branco	1.8 − 3.6	0.5 − 1.9	0.25 − 0.8	0.06 − 0.2	0.06 − 0.2
Ferro fundido maleável	2.2 − 2.9	0.9 − 1.9	0.15 − 1.2	0.02 − 0.2	0.02 − 0.2

Fonte: Adaptado de ASM International, 1996.

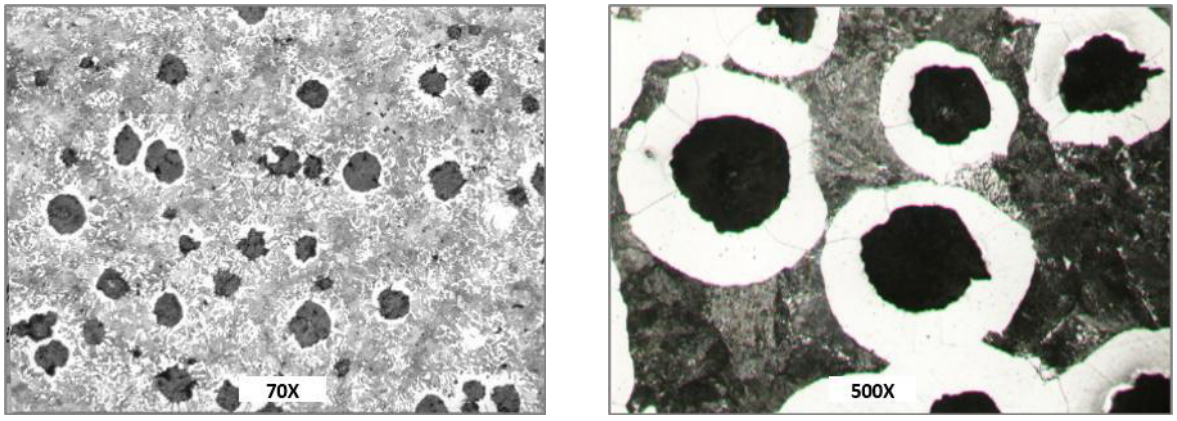
Colpaert (1974) ressalta que a análise metalográfica dos ferros fundidos é essencial para a compreensão de suas propriedades e controle de qualidade, visto que pequenas variações na morfologia da grafita ou na constituição da matriz metálica podem alterar significativamente o desempenho do material em serviço. O estudo da microestrutura, portanto, constitui ferramenta

indispensável para a caracterização e otimização dos processos de fundição e para o desenvolvimento de ligas com propriedades controladas.

3.2 Características gerais do ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular, também conhecido como ferro fundido dúctil ou ferro fundido com grafita esferoidal, é um tipo de ferro fundido em que a grafita aparece na forma de pequenas esferas, chamadas nódulos, conforme demostrado nas imagens de microestrutura obtidas por microscopia óptica (ataque químico: Nital 3%) na Figura 4. Durante a solidificação, essa grafita se forma de maneira semelhante ao ferro fundido cinzento. No entanto, devido à adição de elementos como magnésio, a grafita não se forma em veios (como no ferro cinzento), mas sim em formato esferoidal. Essa mudança na forma da grafita é fundamental, pois altera significativamente as propriedades mecânicas do material.

Figura 4 - Micrografia do ferro fundido nodular.



(a) (b)

(a) Nódulos de grafita (cinza escuro) em envoltórios de ferrita, em matriz de perlita fina com alguns carbonetos livres; (b) Ampliação da imagem apresentada em (a).

Fonte: Imasogie, 2015.

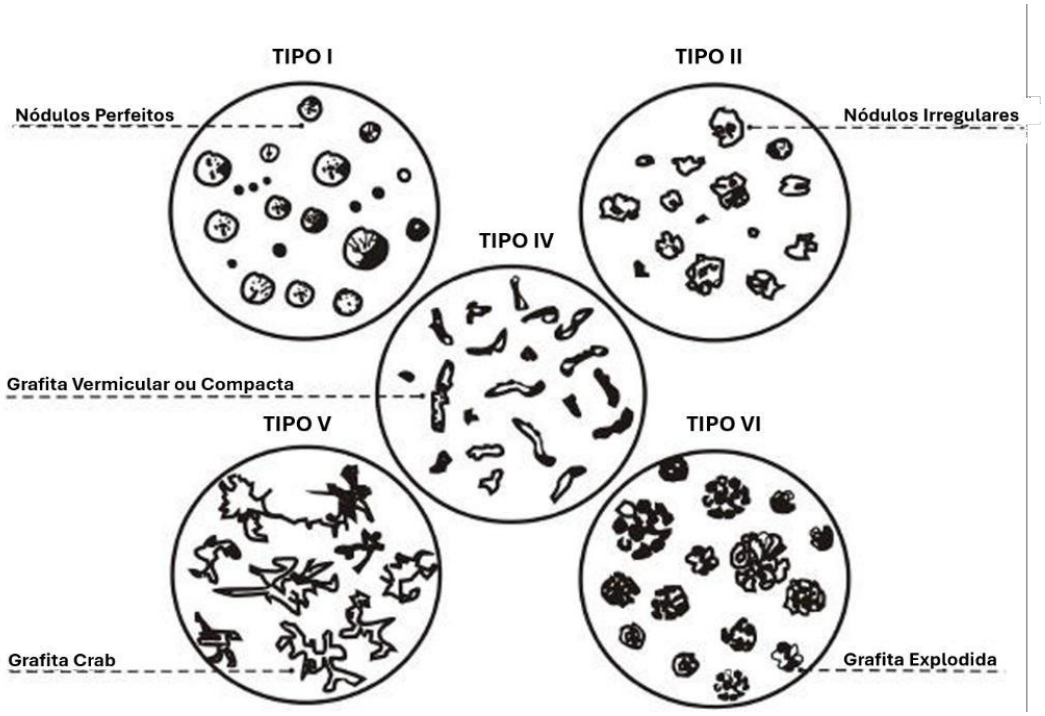
Como resultado, o ferro fundido nodular apresenta maior resistência mecânica à tração e maior capacidade de deformação (ductilidade) quando comparado ao ferro fundido cinzento e ao ferro fundido maleável. Dessa forma, pode ser considerado um material com características semelhantes a um compósito natural, onde a grafita esferoidal contribui diretamente para o desempenho mecânico do material (ASM HANDBOOK, 2005).

Segundo Ângelo Junior (2003), nos ferros fundidos nodulares, a matriz metálica é formada essencialmente pelos constituintes ferrita e perlita, cuja proporção exerce influência significativa sobre o desempenho do material. Propriedades como resistência mecânica, dureza, comportamento à fadiga, desgaste e usinabilidade estão diretamente relacionadas à predominância de cada um desses constituintes.

A formação da matriz resulta da combinação de fatores como a composição química, os tratamentos térmicos aplicados e, principalmente, das condições de resfriamento após a solidificação. Nesse contexto, a espessura da peça fundida exerce influência direta sobre a taxa de extração de calor: se o resfriamento ocorre de forma mais lenta, há maior tendência à formação de ferrita; por outro lado, taxas de resfriamento mais elevadas favorecem a formação de perlita. Esse comportamento foi observado por Ângelo Junior em seu estudo sobre ferro fundido nodular obtido por fundição contínua, no qual verificou que a quantidade de perlita na matriz aumenta em regiões submetidas a maiores gradientes térmicos e é influenciada pelo processo competitivo entre a taxa de resfriamento e a difusão do carbono. O autor também constatou que variações na taxa de resfriamento afetam o número e o tamanho dos nódulos de grafita, influenciando diretamente a distribuição dos constituintes da matriz e, consequentemente, as propriedades mecânicas do material. (ÂNGELO JUNIOR, 2003).

Entre as formas mais comuns de grafita nesse tipo de material, como mostrado na Figura 5, destacam-se os nódulos com elevada esfericidade (tipo I), formas irregulares (tipo II) e estruturas vermiculares (tipo IV). Além dessas, também podem ocorrer outras morfologias menos desejáveis, como grafita do tipo *crab* (tipo V), grafita explodida (tipo VI) e formas intermediárias entre as estruturas esferoidais e lamelares, conforme classificações normativas. Essas variações morfológicas são determinantes para o comportamento mecânico do material (ANGELO JUNIOR, 2003).

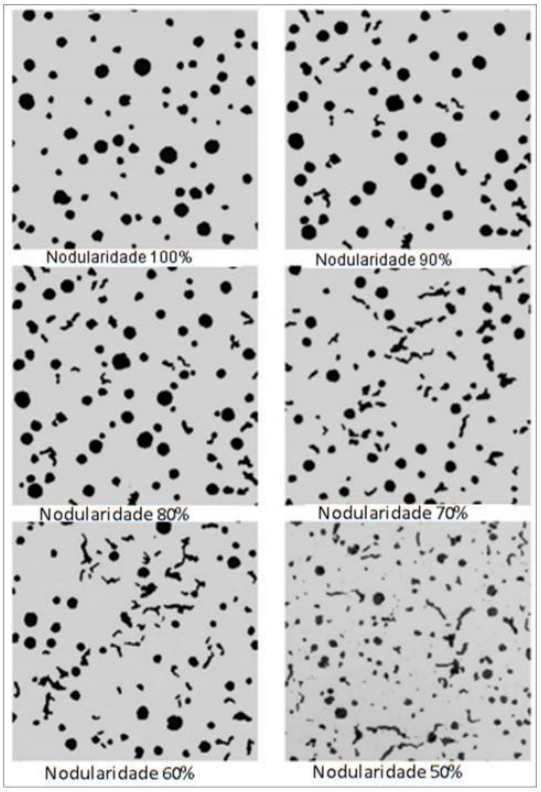
Figura 5 - Tipos de grafitas no ferro fundido nodular.



Fonte: Angelo Junior, 2003.

A nodularidade é determinada por meio da quantificação das partículas de grafita com morfologia nodular, sendo os resultados expressos em termos percentuais em relação ao total de grafita presente na microestrutura. Os ferros fundidos dúcteis apresentam, de modo geral, valores de nodularidade situados entre 80% e 100%, que pode ser avaliada a partir da contagem das partículas de grafita que apresentam a morfologia adequada (SOUZA, 2020). Na Figura 6 são apresentadas imagens como exemplos para diferentes graus de nodularização no material. Essa análise permite verificar a forma da grafita e o seu nível de esfericidade, constituindo um parâmetro importante para a caracterização microestrutural do material. Quando a grafita se apresenta majoritariamente na forma nodular, em valores superiores a 85%, as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular passam a ser predominantemente influenciadas pela proporção entre os constituintes perlita e ferrita na matriz metálica (SOUZA, 2020).

Figura 6 - Grau de nodularização.



Fonte: Souza, 2020.

3.3 Tratamento de inoculação e nodularização

3.3.1 Tratamento de inoculação geral

O tratamento de inoculação é uma etapa fundamental no processo de fundição dos ferros fundidos, sendo responsável por promover o controle da nucleação e do crescimento da grafita durante a solidificação. De modo geral, a inoculação consiste na adição controlada de pequenas quantidades de materiais contendo elementos ativos, como silício, cálcio, bário, estrôncio, zircônio ou terras raras, ao ferro líquido, com o objetivo de aumentar o número de núcleos de grafita e refinar a estrutura eutética (CHIAVERINI, 1988; GUESSER, 2009).

Segundo Chiaverini (1988), o processo de inoculação visa corrigir a tendência à formação de carbonetos (como a cementita Fe_3C) e evitar a solidificação sob a forma de ferro fundido branco, favorecendo a precipitação do carbono na forma de grafita livre. Esse efeito é obtido pela introdução de partículas finas que servem como pontos de nucleação heterogênea, promovendo a formação de um maior número de células eutéticas e garantindo maior uniformidade microestrutural. O autor destaca que o sucesso da inoculação depende da

quantidade, composição e momento da adição do inoculante, bem como da temperatura e do tempo de contato com o metal líquido.

De acordo com Guesser (2009), o tratamento de inoculação exerce papel decisivo sobre as propriedades mecânicas e a qualidade superficial das peças fundidas. A inoculação adequada reduz a tendência à segregação e melhora a homogeneidade da grafita, resultando em estruturas mais finas e com distribuição uniforme. O autor enfatiza que a inoculação deve ser realizada o mais próximo possível do vazamento, uma vez que o efeito inoculante diminui rapidamente com o tempo — fenômeno conhecido como *fading*. Esse fenômeno ocorre devido à dissolução ou oxidação dos núcleos formados, o que reduz sua efetividade e pode comprometer o controle microestrutural se o tempo entre a inoculação e o vazamento for excessivo.

De acordo com Colpaert (1974), o tratamento de inoculação também está intimamente relacionado à composição química do ferro fundido e às condições de solidificação. A eficiência do inoculante depende da presença de elementos que favorecem a grafitização (como o silício) e da redução de elementos que promovem a formação de cementita (como manganês e cromo). O autor destaca que uma inoculação bem conduzida contribui para a redução de defeitos metalúrgicos, como o *chill* (camada branca superficial), e assegura melhor acabamento superficial e maior estabilidade dimensional das peças fundidas.

Santos e Castello Branco (1977) reforçam que a inoculação desempenha papel determinante no controle da forma, tamanho e distribuição da grafita, influenciando diretamente as propriedades do ferro fundido. Para esses autores, a adição do inoculante modifica a cinética de solidificação do ferro líquido, reduzindo o grau de sub-resfriamento e estabilizando o processo eutético. Além disso, o uso de inoculantes adequados proporciona microestruturas mais refinadas e homogêneas, o que se traduz em melhor resistência mecânica, estabilidade dimensional e qualidade metalográfica.

Os autores também ressaltam que a escolha do inoculante deve considerar fatores como a espessura da peça e as condições de resfriamento, uma vez que o tempo de solidificação e o gradiente térmico influenciam diretamente a eficácia da inoculação. No ferro fundido nodular, o principal objetivo desse tratamento é aumentar o potencial de nucleação da grafita, favorecendo a formação de nódulos bem distribuídos e reduzindo a ocorrência de microestruturas indesejáveis, como carbonetos e grafita degenerada.

Quando realizada adequadamente, a inoculação proporciona os seguintes benefícios:

- Aumento do número de núcleos de grafita;
- Refino das células eutéticas;
- Redução da formação de carbonetos;

- Melhoria da homogeneidade estrutural;
- E, otimização das propriedades mecânicas, térmicas e de usinabilidade.

Dessa forma, a inoculação constitui não apenas um tratamento metalúrgico essencial, mas também uma ferramenta de controle de qualidade e desempenho industrial, garantindo a produção de ferros fundidos com propriedades adequadas às exigências de projeto e aplicação.

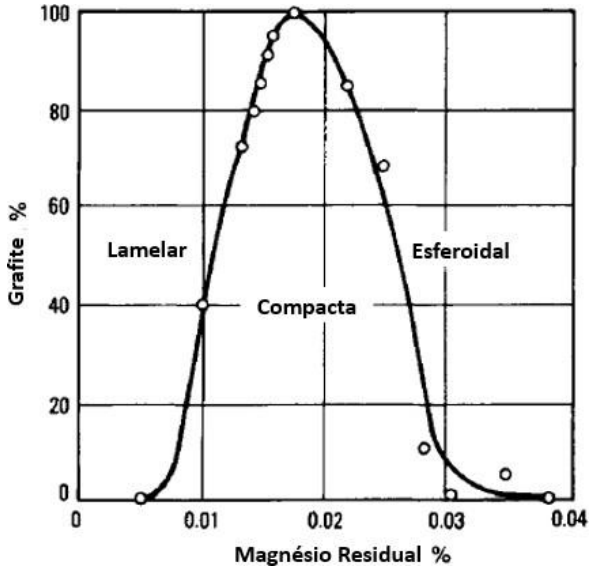
3.3.2 Tratamento de nodularização para o ferro fundido nodular

O processo de nodularização consiste em promover a formação de grafita em forma de nódulos, por meio do crescimento dessa fase a partir dos planos basais da estrutura cristalina hexagonal compacta. Para chegar a tal efeito são utilizados alguns tipos de ligas com determinados elementos químicos. (ÂNGELO JUNIOR, 2003).

A maior parte da produção industrial de ferros fundidos nodulares utiliza o magnésio como principal elemento nodulizante, podendo ser empregado na forma metálica, de compostos ou ligas. Além disso, ligas à base de cério e outras terras raras, bem como cálcio, ítrio e telúrio, podem ser utilizadas para complementar o efeito nodulizante. (ÂNGELO JUNIOR, 2003).

O magnésio residual corresponde à quantidade de magnésio que permanece dissolvida no metal após o tratamento de nodularização, uma vez que parte desse elemento reage com o enxofre e o oxigênio presentes no banho, formando compostos como sulfeto de magnésio (MgS). Dessa forma, apenas o magnésio que permanece no metal líquido é efetivamente responsável por modificar a morfologia da grafita. Na Figura 7 é possível observar uma comparação entre o magnésio residual e a morfologia possível do ferro fundido. (ASM HANDBOOK, 2005).

Figura 7 - Comparação entre o % magnésio residual e % de grafite para a formação dos tipos de ferro fundidos.



Fonte: ASM Handbook, 2005.

De acordo com ASM Handbook (2005) e conforme apresentado na Figura 7, pode-se observar que, para teores muito baixos de magnésio residual, inferiores a aproximadamente 0,01%, a grafita tende a apresentar-se na forma lamelar, característica típica do ferro fundido cinzento. À medida que o teor de magnésio residual aumenta para valores entre aproximadamente 0,01% e 0,017%, ocorre a formação predominante de grafita compactada ou vermicular, que representa uma condição intermediária entre a grafita lamelar e a grafita esferoidal. Na faixa de aproximadamente 0,018% a 0,030% de magnésio residual, a grafita assume predominantemente a forma esferoidal, característica do ferro fundido nodular. Nessa região, obtém-se o maior grau de nodularização. O ponto de máxima eficiência do processo ocorre próximo de 0,02% de magnésio residual, onde a porcentagem de grafita esferoidal atinge seu valor máximo. O gráfico também evidencia que teores excessivos de magnésio residual, acima de aproximadamente 0,03%, podem ser prejudiciais. Embora ainda haja predominância de grafita esferoidal, o excesso de magnésio favorece a formação de carbonetos e inclusões não metálicas, o que pode elevar a dureza do material e reduzir sua usinabilidade e ductilidade.

Os elementos eficientes na nodularização de ligas comerciais Fe-C-Si apresentam características comuns, como elevada afinidade com enxofre, oxigênio e carbono, baixa solubilidade no ferro fundido e tendência à segregação durante a solidificação (ÂNGELO JUNIOR, 2003). Na Tabela 2 é possível observar os processos de nodularização utilizados.

Tabela 2 - Processos de nodularização utilizados.

Agente Nodularizante	**Processo de Nodularização**
Magnésio puro	Conversor *Pont-a-* Mousson Panela de pressão
Coque impregnado de magnésio	Panela Rotativa Panela dotada de Grelha
Ligas nodularizantes Fe-Si-Mg	TIP; Vortex; Flotrt; *In Mold*; T-Knock; Sanduíche; *Plug*-poroso; *Tunish Cover*; Imersão por Sino e Simples Transferência

Fonte: Ângelo Junior, 2003.

Segundo Santos (2022), entre os diferentes métodos de nodularização existentes, o processo *in mold*, destaca-se por apresentar elevado nível de eficiência, a utilização dessa técnica permite a redução da quantidade de liga nodularizante em comparação a outros processos, operando com teores entre 0,7% e 1,0% de magnésio. Além disso, trata-se de um método com baixa emissão de fumos e alta eficiência na recuperação do magnésio, podendo atingir rendimentos de até 80%, superiores aos observados nos demais processos de nodularização.

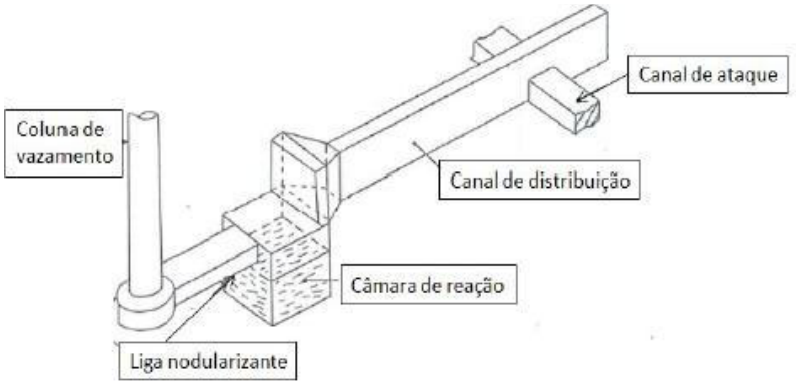
Outro fator relevante é que, nesse método, a reação da liga nodularizante ocorre diretamente no interior do molde, o que reduz o intervalo entre a reação e a solidificação do metal líquido. Essa característica contribui para um melhor desempenho do processo em relação às demais técnicas de tratamento.

O processo *in mold* consiste na incorporação de uma câmara de reação ao sistema de canais de enchimento do molde, onde a liga nodularizante é previamente posicionada, conforme a representação esquemática da Figura 8. Durante o vazamento, o metal líquido atravessa essa região, reagindo com a liga e, posteriormente, preenchendo as cavidades do molde, incluindo os canais e a peça final.

De acordo com Santos (2022), no processo *in mold*, o fenômeno conhecido como *fading* é praticamente inexistente. O *fading* consiste na perda gradual da eficiência do tratamento de nodularização ao longo do tempo, causada principalmente pelo consumo, oxidação e reação do magnésio residual com elementos presentes no metal líquido, como

enxofre e oxigênio. Essa perda reduz a capacidade do magnésio de manter a grafita na forma esferoidal, podendo comprometer a nodularidade e as propriedades mecânicas do material. No processo *in mold*, entretanto, a perda do efeito da liga nodularizante é considerada desprezível devido ao reduzido intervalo de tempo entre a reação da liga e a solidificação do metal líquido. Em razão dessas características, esse processo permite alcançar elevados rendimentos de magnésio, podendo, em condições ideais, atingir valores próximos a 100%. Consequentemente, há redução do consumo de liga nodularizante, maior estabilidade microestrutural e melhor viabilidade econômica do processo.

Figura 8 - Processo de nodularização *in mold*.



Fonte: Santos, 2022.

Além das vantagens mencionadas, o processo também se destaca pela maior segurança operacional, pela redução da formação de gases e ausência de reações pirotécnicas externas, bem como pela diminuição da formação de carbonetos em seções finas. Adicionalmente, dispensa o uso de panelas especiais, pode ser aplicado em sistemas automatizados e apresenta características mais sustentáveis, por ocorrer dentro do molde (SANTOS, 2022).

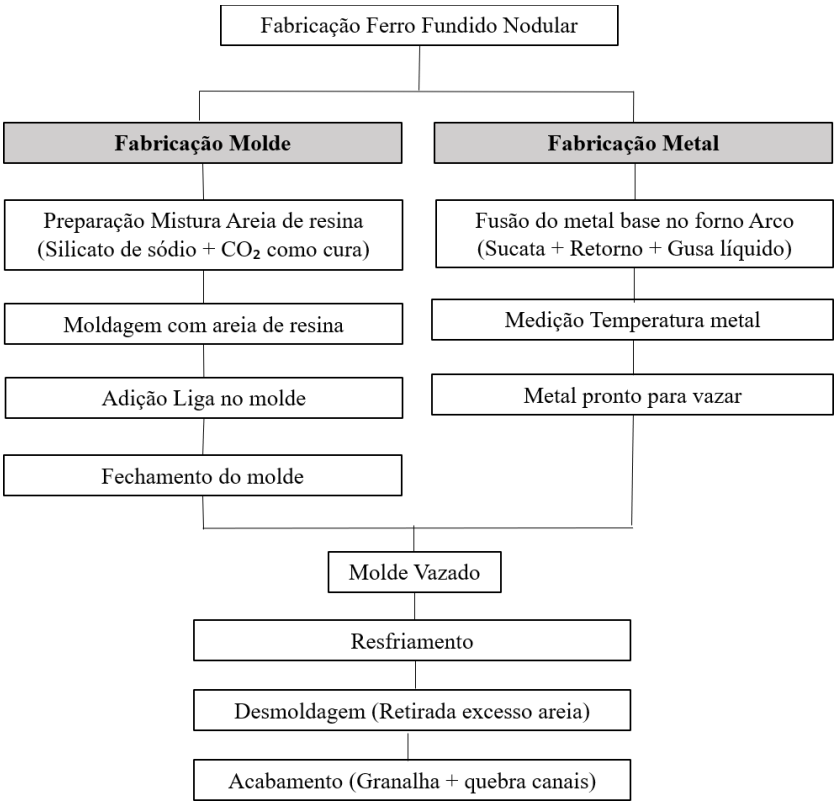
Por outro lado, o processo apresenta limitações importantes, como o alto índice de refugo durante o ajuste inicial, o que o torna menos adequado para produções não seriadas. Exige controle rigoroso do teor de enxofre para evitar inclusões de óxidos e sulfetos, além de poder apresentar heterogeneidade na distribuição do magnésio residual, comprometendo a microestrutura. Também pode ocorrer menor rendimento metalúrgico devido à presença da câmara de reação nos canais de vazamento (SANTOS, 2022).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Inicialmente, o trabalho desenvolvido consistiu na elaboração da revisão bibliográfica abordando assuntos para a compreensão da classe dos ferros fundidos nodulares e o processo de nodularização. Em seguida, foram realizadas as etapas experimentais e, por fim, o tratamento dos dados e a análise geral dos resultados. Todo o conteúdo descrito a seguir está de acordo com os procedimentos internos da empresa TUPY, na qual foram realizadas as atividades experimentais do estudo.

As etapas para a fabricação do metal podem ser observadas no fluxograma apresentado na Figura 9. Para a realização dos ensaios, foram definidos três testes com diferentes quantidades de liga nodularizante adicionadas ao processo *in mold*. O teste 1 foi realizado com 280 gramas de liga, correspondente a 1,54% de liga; o teste 2 utilizou 150 gramas, equivalente a 0,82% de liga; e o teste 3 foi realizado com 75 gramas, correspondente a 0,41% de liga. Os percentuais foram calculados considerando um peso total do feixe de 31,84 kg e uma quantidade de metal tratado pelo processo de nodularização *in mold* de 18,15 kg.

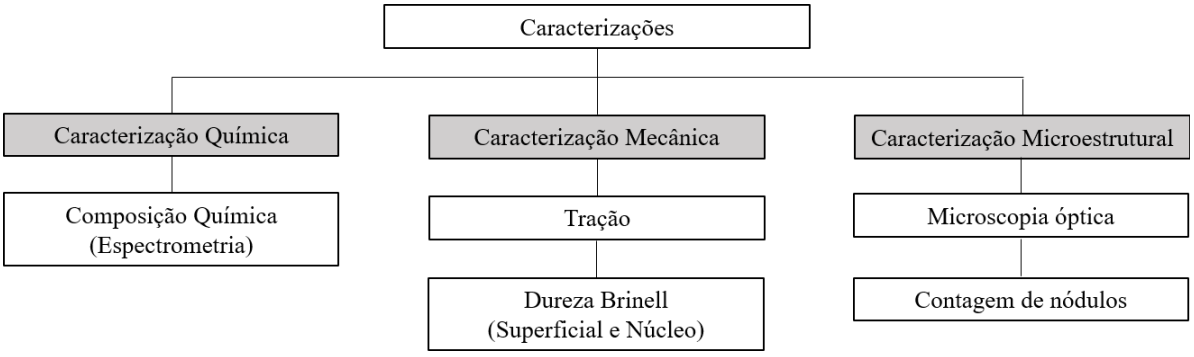
Figura 9 - Esquema do processo de produção.



Fonte: Autoria Própria.

Para a compreensão do processo de nodularização e do comportamento do material em função das diferentes quantidades de liga, foram realizadas diversas caracterizações, abrangendo análises químicas, mecânicas e microestruturais. Essas caracterizações permitiram avaliar de forma integrada a influência da liga na formação da microestrutura e, consequentemente, nas propriedades mecânicas do material. O esquema geral dessas análises pode ser observado na Figura 10, sendo utilizado como base para fins de comparação entre os resultados obtidos.

Figura 10 - Esquema das caracterizações realizadas.



Fonte: Autoria Própria.

4.1 Fabricação do metal

A etapa de fabricação do metal foi conduzida na empresa TUPY, especificamente no setor de Fornos/Metalurgia, responsável pelo fornecimento do ferro fundido com temperatura e composição química adequadas para as linhas de vazamento. O setor conta com dois fornos fusores elétricos a arco da marca Brown Boveri, com capacidade aproximada de 50 toneladas, cuja disposição pode ser observada na Figura 11.

Figura 11 – Disposição do Forno Fusor.



Fonte: Tupy, 2025.

Para a produção das peças em ferro fundido nodular utilizadas neste estudo, foram realizadas inicialmente as etapas de fusão da carga sólida no forno fusor elétrico a arco. Durante essa etapa, o carregamento do forno foi realizado utilizando de aproximadamente 20% de sucata de estamparia (10 toneladas), aplicada na forma prensada para facilitar o manuseio e contribuir para o controle químico da liga. Também foram empregados cerca de 50% de material de retorno (25 toneladas), correspondente ao metal reaproveitado do próprio processo de fundição, reduzindo desperdícios e custos produtivos. Além disso, foram utilizados aproximadamente 30% de gusa líquido (15 toneladas), material com composição química controlada, utilizado para garantir estabilidade metalúrgica e qualidade ao ferro fundido produzido.

Posteriormente, foram adicionados aproximadamente 500 kg de grafite e 300 kg de silício como ligantes, conforme os parâmetros estabelecidos pela empresa Tupy para obtenção das propriedades desejadas do ferro fundido nodular 60. A combinação adequada desses materiais foi fundamental para assegurar que o metal base atendesse às exigências químicas e metalúrgicas necessárias ao estudo.

4.1.1 Medição da temperatura do metal

Essa etapa consistiu no monitoramento da evolução da temperatura do metal até atingir o valor adequado para o vazamento da liga. A medição foi realizada com o auxílio de um termopar descartável, denominado cartucho, fabricado pela Vesuvius, acoplado a uma lança.

Quando o termopar é inserido no metal fundido, ocorre a geração de uma tensão resultante do curto-circuito provocado. Essa tensão é então digitalizada e convertida em valores de temperatura, expressos em graus Celsius.

A faixa de temperatura estabelecida pela empresa TUPY para o vazamento das peças foi de 1460 a 1480 ºC. A Figura 12 apresenta o cartucho utilizado e a operação de medição da temperatura.

Figura 12 - Processo de medição da temperatura do metal.



(a) (b)

(a) Cartucho utilizado; (b) Medição temperatura.

Fonte: Autoria Própria.

4.2 Fabricação do molde

A fabricação dos moldes utilizados neste estudo foi realizada por meio do processo de moldagem em areia aglomerada com silicato de sódio e cura por gás carbônico (CO_2). Inicialmente, a areia de sílica foi misturada ao silicato de sódio em proporção previamente definida, de modo a garantir a adequada distribuição do aglomerante entre os grãos de areia. Após a homogeneização da mistura, o material foi compactado nas caixas de moldagem para obtenção da geometria desejada, conforme Figura 13.

Em seguida, foi realizada a etapa de cura mediante a injeção de gás carbônico (CO_2) através da mistura. Durante esse processo, ocorre uma reação química entre o silicato de sódio e o dióxido de carbono, formando sílica gel, responsável pela ligação entre os grãos de areia e pelo endurecimento do molde. Esse mecanismo proporciona rápida aquisição de resistência mecânica, permitindo o manuseio e a utilização do molde logo após a cura.

Após a compactação, o modelo foi removido, formando a cavidade que foi preenchida pelo metal líquido, conforme demostrado na Figura 14.

Figura 13 – Molde de areia fabricado para o vazamento.

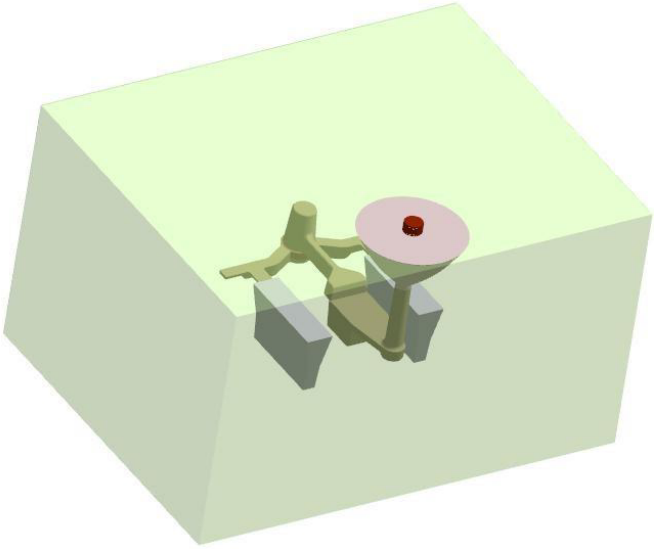


(a) (b)

(a) Molde inferior; (b) Molde superior.

Fonte: Autoria Própria.

Figura 14 - Desenho do molde.



Fonte: Autoria Própria.

Posteriormente à fabricação do molde, foi pesada a quantidade de liga FeSiMg com Lantânio pré-definida para adição de magnésio ao metal, conforme mostrado na Figura 15, na qual o teste 1 foi realizado pesando 280 gramas (1,54% de liga), teste 2 com 150 gramas (0,82% de liga) e o teste 3 com 75 gramas (0,41% de liga), considerando um peso total do feixe de 31,84kg e a quantidade de metal tratado pelo processo de nodularização *in mold* de 18,15 kg (PIETROWSKI, 2009).

A pesagem dos materiais utilizados no processo experimental foi realizada utilizando uma balança eletrônica digital da marca Belmak, modelo K-6, com capacidade máxima de 6 kg, capacidade mínima de 0,020 kg e resolução de 0,001 kg (1 g).

A adição do nodularizante à base de FeSiMg com lantânio tem como finalidade modificar a morfologia da grafita formada durante a solidificação do ferro fundido. Como mencionado, essa adição altera o mecanismo de crescimento da grafita, fazendo com que ela se forme na forma de nódulos esferoidais, ao invés de lâminas.

Figura 15 - Medição da massa de liga nodularizante para os testes 1, 2 e 3.



(a) (b) (c)

(a) Teste 1 – 280g; (b) Teste 2 – 150g; (c) Teste 3 – 75g.

Fonte: Autoria Própria.

4.3 Vazamento do metal

Realizada a etapa de fusão da carga definida, procedeu-se ao vazamento do metal líquido nos moldes confeccionados em areia, conforme ilustrado na Figura 16. Posteriormente, foi respeitado um tempo de desmoldagem de aproximadamente 120 minutos, de modo a garantir uma taxa de resfriamento lenta, em conformidade com os parâmetros estabelecidos para a obtenção das características desejadas no material.

Figura 16 - Corpos de prova vazados.



Fonte: Autoria Própria.

4.3.1 Preparação dos corpos de prova

Finalizado o vazamento do material, os feixes foram desmoldados, com a remoção do excesso de areia, dando início ao processo de granalha, conforme apresentado na (Figura 17 a). Esse procedimento consiste na aplicação de um jato de partículas metálicas direcionado à peça, com o objetivo de remover a areia aderida à superfície do material. Ao término do processo de granalha, obtiveram-se peças limpas e livres de resíduos, conforme ilustrado na (Figura 17 b).

Figura 17 - Processo de acabamento das peças.



(a) (b)

(a) Corpo de prova antes granalha; (b) Corpo de prova após granalha.

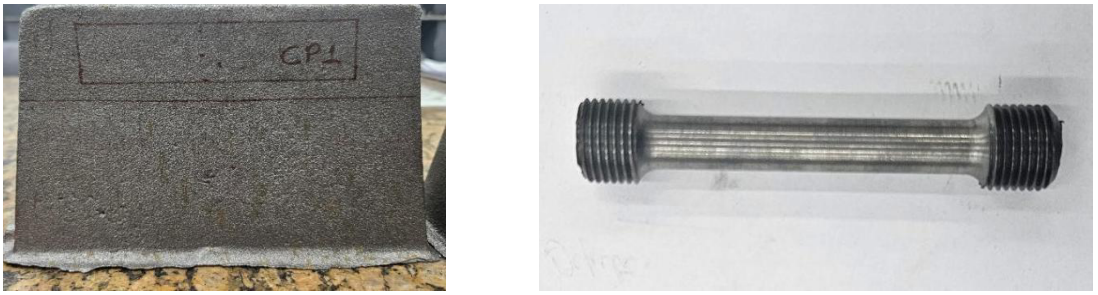
Fonte: Autoria Própria.

Conforme apresentado na Figura 18, inicialmente realizou-se a marcação dos corpos de prova (Figura 18 a), etapa fundamental para garantir o correto posicionamento do corte e a padronização dimensional das amostras. Na sequência, procedeu-se à usinagem dos corpos de prova (Figura 18 b).

Observa-se que a marcação dos corpos de prova foi realizada na região superior da peça, devido à projeção do corpo de prova. A região inferior corresponde ao massalote, definido como uma reserva de metal que atua como reservatório de metal líquido durante a solidificação da peça, cuja finalidade é compensar a contração volumétrica do material durante a transição do estado líquido para o sólido, evitando a formação de defeitos internos, tais como porosidades e rechupes. Subsequentemente, os corpos de prova foram cortados e usinados em geometria cilíndrica com extremidades roscadas, apresentando comprimento de referência de 50 mm, diâmetro da região útil de 12 mm mínimo, rosca M16 x 1,5 e raio de concordância mínimo de

4 mm. A geometria adotada é compatível com corpos de prova cilíndricos usinados conforme diretrizes da ASTM E8/E8M para ensaios de tração em materiais metálicos.

Figura 18 - Marcação dos corpos de prova e usinagem.



(a) (b)

(a) Marcação para corte; (b) Usinagem do corpo de prova.

Fonte: Autoria Própria.

4.4 Caracterização química

A análise química do ferro fundido nodular foi realizada no Laboratório Metalúrgico da Tupy por meio de espectrometria de emissão óptica, utilizando espectrômetro Spectrolab modelo LAV M10. Na Figura 19 é possível observar o espectrômetro utilizado.

Figura 19 - Espectrômetro LAV M10.



Fonte: Autoria Própria.

Antes da análise, as amostras foram preparadas com a finalidade de remover oxidações e irregularidades que pudessem comprometer a qualidade da queima. Essa etapa é essencial para garantir uma superfície adequada para leitura espectrométrica.

A análise foi realizada no software do equipamento, selecionando-se o método Fe-20 – Ferro Fundido, aplicável às ligas de ferro fundido cinzento e nodular. A leitura foi então executada por meio do acionamento da queima no equipamento, com posterior visualização dos resultados no computador.

4.5 Caracterização mecânica

4.5.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios Wolpert Testor 400 kN, conforme apresentado na Figura 20.

Figura 20 - Equipamento para ensaio de tração.



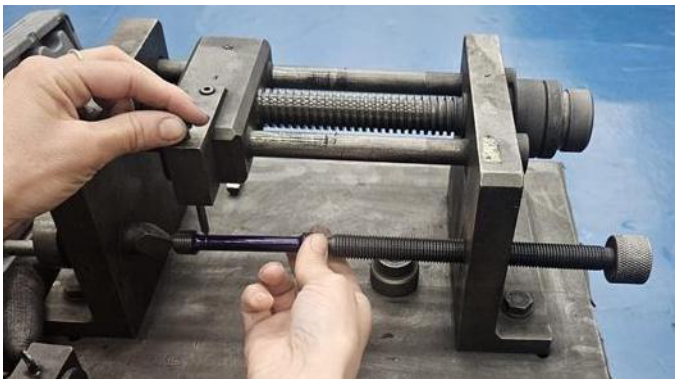
Fonte: Autoria Própria.

Inicialmente, a superfície útil dos corpos de prova foi preparada por meio da aplicação de uma camada de tinta à base de álcool (azul de metileno), com o objetivo de facilitar a visualização das marcações utilizadas para a determinação do alongamento após a ruptura.

Em seguida, foram realizadas as medições dimensionais da região útil do corpo de prova. O comprimento inicial adotado para determinação do alongamento foi de 50 mm, sendo

realizadas 10 marcações espaçadas uniformemente a cada 5 mm ao longo da região útil, conforme Figura 21. Essas marcações permitiram determinar o comprimento final após a ruptura e calcular o alongamento percentual do material.

Figura 21 - Aplicação do azul de metileno e marcação no corpo de prova.



Fonte: Autoria Própria

Para a medição da deformação foi utilizado um extensômetro Panantec modelo PY25/2,5, com comprimento de referência de 25 mm, conforme (Figura 22 a) e instalado na região útil do corpo de prova, conforme (Figura 22 b).

Figura 22 - Extensômetro utilizado e fixação no corpo de prova.



(a) (b)

(a) Extensômetro; (b) Fixação do extensômetro.

Fonte: Autoria Própria.

Após a montagem e alinhamento do conjunto o ensaio foi iniciado por meio da aplicação de carga controlada, respeitando-se o limite máximo estabelecido de 600 N/mm² ou 60 kgf/mm², conforme especificação do equipamento.

Durante o ensaio foram monitoradas continuamente a carga aplicada e a deformação do material. Após a estabilização da região inicial da curva, o extensômetro foi removido, permitindo a continuidade do ensaio até a ruptura completa do corpo de prova.

A partir dos resultados obtidos foram determinadas as propriedades mecânicas de limite de resistência à tração (σR), limite de escoamento (σe) e alongamento percentual (A%). O limite de resistência à tração foi calculado pela razão entre a carga máxima aplicada (Fm) e a área transversal inicial do corpo de prova (A0), conforme a Equação (1).

$$\sigma R = \frac{Fm}{A0} \tag{1}$$

- σR é o limite de resistência à tração (MPa),
- Fm é a carga máxima aplicada (N),
- A0 é a área transversal inicial do corpo de prova (mm²).

O limite de escoamento foi determinado automaticamente pelo *software* Pantec da máquina de ensaio a partir dos dados registrados pelo extensômetro durante a transição entre os regimes elástico e plástico do material.

O alongamento percentual foi calculado pela Equação (2):

$$A\ (\%) = \frac{(Lf - L0)}{L0}\ x\ 100 \tag{2}$$

- A é o alongamento percentual (%),
- L_f é o comprimento final após a ruptura (mm),
- L_0 é o comprimento inicial da região útil do corpo de prova (mm).

Após a ruptura, as partes fraturadas foram reposicionadas e alinhadas, permitindo a medição do comprimento final e a determinação do alongamento total sofrido pelo material. Após a realização do ensaio de tração, foi possível determinar importantes propriedades mecânicas do material, como o limite de resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento percentual. Esses parâmetros permitem avaliar a capacidade do material de suportar esforços mecânicos sem falhar, sua resistência à deformação plástica permanente e sua capacidade de deformação antes da ruptura. A determinação dessas propriedades é fundamental

para correlacionar o comportamento mecânico das amostras com as características microestruturais obtidas em cada condição de nodularização estudada.

4.5.2 Análise de dureza superficial e núcleo

Os ensaios de dureza superficial e de núcleo foram realizados utilizando o mesmo equipamento, diferenciando-se apenas pela região analisada da amostra e pela preparação superficial adotada. A dureza superficial foi determinada na camada externa do corpo de prova, conforme ilustrado na (Figura 23 a), após preparação da superfície por lixamento com lixa de granulometria 80 mesh, visando remover irregularidades superficiais e garantir adequada realização da impressão Brinell.

A dureza de núcleo foi determinada na região central da seção transversal do corpo de prova, conforme apresentado na (Figura 23 b). Para essa análise, as amostras foram previamente seccionadas e preparadas por lixamento com lixa de granulometria 320 mesh, proporcionando uma superfície mais uniforme e adequada para a avaliação das características do material no interior da peça.

Figura 23 – Exemplo de região de realização da dureza superficial e núcleo.



(a) (b)

(a) Dureza superficial; (b) Dureza núcleo.

Fonte: Autoria Própria.

Foram conduzidos ensaios de dureza Brinell com o durômetro Brinell Wolpert LCF012 apresentado na Figura 24, visando analisar a dureza média do material sob as distintas condições nodularização, foi utilizando esfera de tungstênio (metal duro) com diâmetro 10mm e carga de 3000 kgf, em um tempo de 10 segundos.

Figura 24 - Durômetro Brinell Wolpert LCF012.



Fonte: Autoria Própria.

A carga foi aplicada de forma controlada até atingir o valor especificado, permanecendo por um tempo de 10 segundos determinado para permitir a formação da impressão. Após a remoção da carga, foi realizada a medição do diâmetro da impressão gerada na superfície da amostra.

4.6 Caracterização Microestrutural

Inicialmente, as amostras foram embutidas para facilitar o manuseio, em seguida, as superfícies foram preparadas por meio de lixamento sequencial, realizado de forma progressiva com lixas de granulometria crescente, nas malhas 80, 320, 400 e 600 mesh. Após o lixamento, as amostras foram submetidas ao polimento utilizando pasta de diamante de 3 µm, fornecida pela Fortel, visando obter uma superfície adequada para a realização das análises microestruturais.

A preparação metalográfica foi realizada nos três corpos de provas, conforme apresentado na Figura 25. As amostras foram obtidas a partir de uma mesma região do corpo de prova de tração, localizada próxima à extremidade roscada e fora da região útil submetida à ruptura durante o ensaio. Para a obtenção das amostras, o corpo de prova foi seccionado longitudinalmente, expondo uma superfície paralela ao seu eixo principal.

Figura 25 - Preparação metalográfica das seções.



(a) (b) (c)

(a) CP1; (b) CP2; (c) CP3.

Fonte: Autoria Própria.

A análise microestrutural e a aquisição das imagens foram realizadas por microscopia óptica utilizando um microscópio da marca Olympus Corporation, associado ao software PRECiV Core. As amostras foram analisadas sem a aplicação de ataque químico, com ampliação de 100×, de modo a preservar o contraste natural entre a grafita e a matriz metálica, permitindo a avaliação da morfologia e da distribuição da grafita.

As imagens obtidas foram processadas pelo software PRECiV Core, que realizou automaticamente a identificação, classificação e quantificação das partículas de grafita presentes nas amostras. A partir dessa análise foram determinados o percentual de nodularidade, a fração de grafita, a distribuição das formas de grafita conforme os critérios estabelecidos pela ASTM A247, bem como a densidade de partículas por unidade de área (partículas/mm²).

Os resultados obtidos por meio dessa metodologia permitiram avaliar a eficiência do processo de nodularização e correlacionar a morfologia da grafita com as propriedades microestruturais e mecânicas observadas nas diferentes condições experimentais.

Em seguida, a amostra foi imersa em reagente Nital (3%) e após o ataque químico, foram obtidas imagens da microestrutura com aumento de 100 vezes com o objetivo de avaliar a influência das diferentes condições de nodularização na matriz perlítica do ferro fundido nodular.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização química

Neste trabalho, os corpos de prova foram identificados como CP1, CP2 e CP3, correspondendo, respectivamente, às condições de adição de nodularizante à base de FeSiMg com lantânio, sendo o teste 1 com 280 g de liga nodularizante (1,54%), o teste 2 com 150 g de liga nodularizante (0,82%) e o teste 3 com 75 g de liga nodularizante (0,41%), permitindo avaliar a influência da quantidade de nodularizante sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular

Para garantir maior confiabilidade nos resultados de análise química, cada amostra foi submetida a oito queimas no equipamento, sendo descartadas as quatro primeiras leituras para estabilização do equipamento. Dessa forma, os valores apresentados na Tabela 3 correspondem à média das quatro leituras finais.

Tabela 3 - Análise da composição química das amostras (% em peso).

Amostra	%C	%Si	%Mn	%Cu	%Sn	%S	%P	%Mg	%La
CP1	3,49	2,33	0,31	0,32	0,009	0,008	0,038	0,068	0,0132
CP2	3,61	2,32	0,30	0,33	0,009	0,009	0,036	0,035	0,0079
CP3	3,64	2,23	0,31	0,33	0,009	0,01	0,036	0,016	0,0075

Fonte: Autoria Própria.

De acordo com os resultados apresentados, observa-se que a redução do percentual de liga adicionada provocou diminuição nos teores de magnésio (Mg) e lantânio (La) presentes nas amostras. O magnésio apresentou redução significativa entre os corpos de prova, passando de 0,068% no CP1 para 0,035% no CP2 e atingindo 0,016% no CP3. Comportamento semelhante foi observado para o lantânio, cujos valores reduziram de 0,0132% no CP1 para 0,0079% no CP2 e 0,0075% no CP3.

Os demais elementos químicos apresentaram menores variações entre as amostras, mantendo-se relativamente estáveis ao longo dos testes. O carbono permaneceu em valores próximos entre os corpos de prova, variando entre 3,49% e 3,64%, enquanto manganês e cobre apresentaram pequenas oscilações sem alterações significativas. Os teores de enxofre e fósforo permaneceram dentro de valores reduzidos.

De acordo com a Figura 7, baixos teores de magnésio residual favorecem a formação de grafita lamelar ou compacta, enquanto a faixa intermediária, próxima de 0,018% a 0,025%, corresponde à região de máxima formação de grafita esferoidal. Para teores superiores a aproximadamente 0,030%, a eficiência da nodularização tende a diminuir gradativamente.

Os resultados obtidos indicam que o CP3, com teor de magnésio residual de apenas 0,016%, encontra-se próximo à região de transição entre grafita compacta e esferoidal. Dessa forma, a baixa disponibilidade de magnésio residual mostrou-se insuficiente para manter o crescimento esferoidal da grafita durante a solidificação.

Por outro lado, as amostras CP1 e CP2 apresentaram teores de magnésio residual superiores ao valor mínimo necessário para a nodularização.

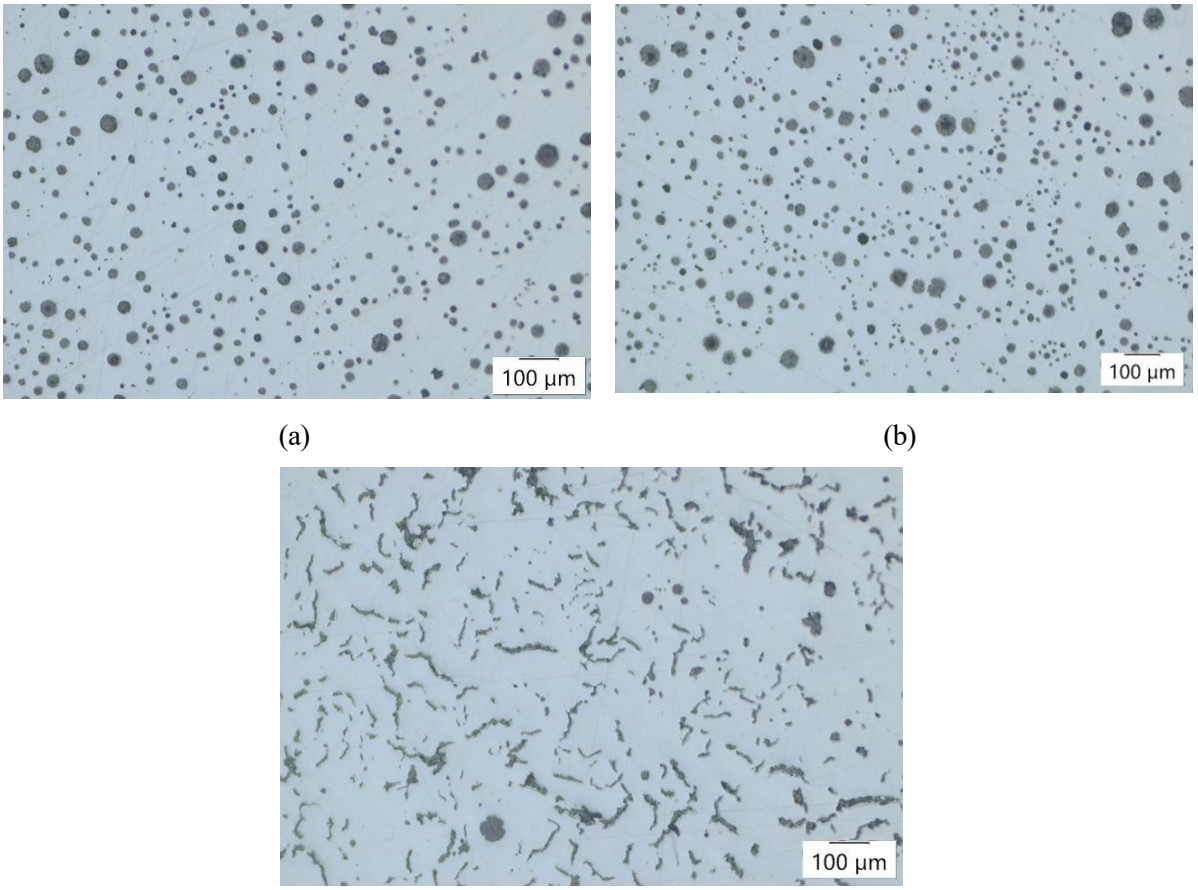
Esses resultados indicam que existe um teor crítico mínimo de magnésio residual para garantir a adequada esferoidização da grafita. A redução do magnésio residual para valores próximos de 0,016%, como observado no CP3, compromete significativamente a nodularização, enquanto teores entre aproximadamente 0,03% e 0,07% mostraram-se suficientes para a obtenção de elevada nodularidade nas condições experimentais deste trabalho.

5.2 Caracterização microestrutural

5.2.1 Micrografia sem ataque químico

A avaliação da morfologia da grafita foi conduzida com base na norma ASTM A247, que estabelece critérios para classificação da forma, distribuição e tamanho das partículas de grafita em ferros fundidos. Exemplos de imagens com os resultados obtidos sem a realização de ataque químico podem ser observados na Figura 26.

Figura 26 - Micrografia dos corpos de prova, sem ataque químico.



(a) (b)

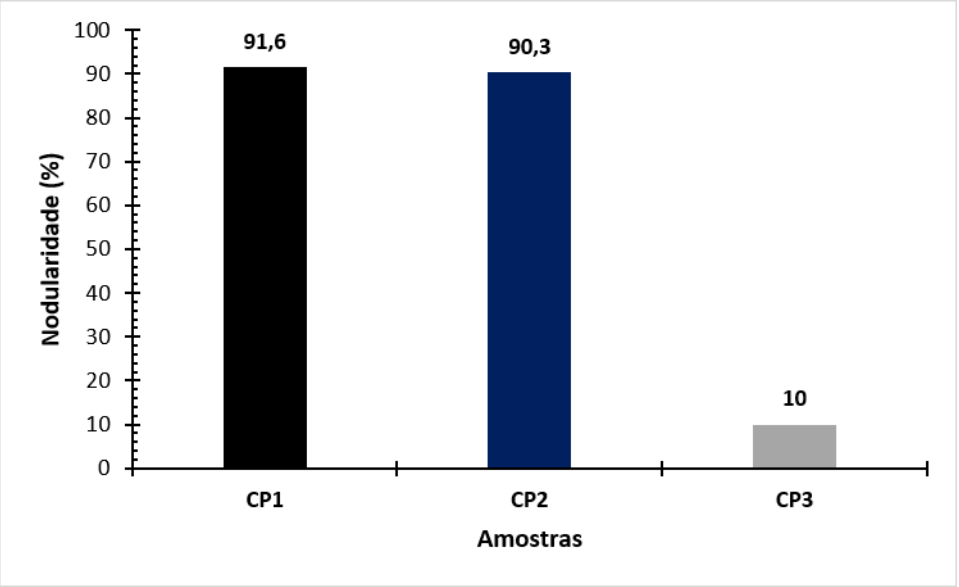
(c)

(a) CP1; (b) CP2; (c) CP3.

Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 27 são apresentados os valores de nodularidade obtidos para as três amostras analisadas. Observa-se que as amostras CP1 e CP2 apresentaram elevados índices de nodularidade, com valores de 91,6% e 90,3%, respectivamente, enquanto a amostra CP3 apresentou nodularidade significativamente inferior, com apenas 10%. Esses resultados evidenciam diferenças importantes na morfologia da grafita entre as amostras analisadas, indicando comportamentos distintos durante o processo de nodularização.

Figura 27 - Percentual de nodularidade das amostras.



Fonte: Autoria Própria.

As micrografias sem ataque mostraram que as amostras CP1 e CP2 apresentaram predominância de partículas de grafita com morfologia aproximadamente esferoidal e distribuição relativamente homogênea na matriz metálica. Esse comportamento foi confirmado pelos elevados índices de nodularidade obtidos, sendo 91,6% para a CP1 e 90,3% para a CP2. Esses valores são característicos de ferros fundidos nodulares, indicando elevada eficiência no tratamento de nodularização e adequada formação de grafita esferoidal.

Em contrapartida, a amostra CP3 apresentou comportamento microestrutural completamente distinto das demais. A micrografia revelou predominância de partículas alongadas e irregulares, com reduzida presença de grafita esferoidal. Esse comportamento foi confirmado pelo baixo índice de nodularidade, de apenas 10%, indicando falha significativa no processo de nodularização.

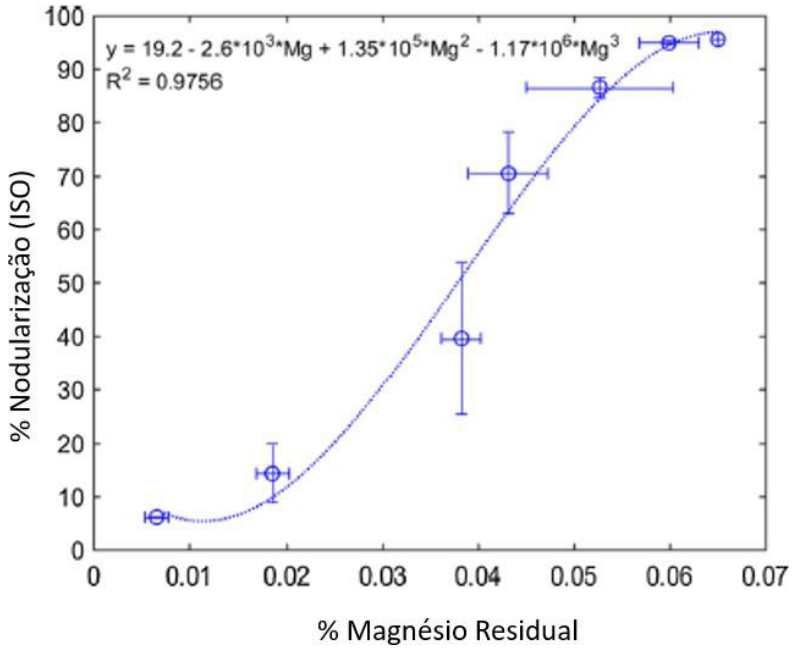
A baixa nodularidade observada na amostra CP3 pode ser diretamente associada aos resultados da caracterização química, especialmente ao teor de magnésio residual presente após o tratamento de nodularização. Conforme apresentado na Tabela 3, a redução da quantidade de liga nodularizante adicionada ao processo promoveu uma diminuição progressiva dos teores de magnésio residual, passando de 0,068% no CP1 para 0,035% no CP2 e atingindo apenas 0,016% no CP3. Como o magnésio é o principal elemento responsável pela formação e estabilização da grafita esferoidal, sua redução influenciou diretamente a morfologia da grafita observada nas amostras.

Essa relação pode ser compreendida com base na Figura 7, adaptada do ASM Handbook (2005), que correlaciona o teor de magnésio residual com a morfologia da grafita. Segundo a literatura, teores inferiores a aproximadamente 0,010% favorecem a formação de grafita lamelar, enquanto valores entre aproximadamente 0,010% e 0,017% promovem a formação predominante de grafita compactada ou vermicular. Já para teores superiores a aproximadamente 0,018%, ocorre a predominância de grafita esferoidal, característica do ferro fundido nodular. Observa-se que o teor de magnésio residual obtido para o CP3 (0,016%) se encontra exatamente na faixa de transição entre a grafita esferoidal e a grafita vermicular, justificando a alteração microestrutural observada.

As micrografias apresentadas na Figura 26 corroboram essa interpretação. As amostras CP1 e CP2 apresentaram predominância de partículas de grafita com morfologia aproximadamente esferoidal, distribuídas de forma relativamente homogênea na matriz metálica. Consequentemente, ambas apresentaram elevados índices de nodularidade, de 91,6% e 90,3%, respectivamente. Em contraste, a micrografia da amostra CP3 revelou predominância de partículas alongadas e irregulares, características típicas da grafita vermicular, acompanhadas de uma redução significativa da quantidade de nódulos. Essa alteração microestrutural foi confirmada pelo índice de nodularidade de apenas 10%, evidenciando a perda da eficiência do tratamento nodularizante.

Ao comparar os resultados obtidos neste trabalho com os dados apresentados por Hernando, Suárez e Stefanescu (2017) na Figura 28, observa-se elevada concordância para as amostras CP1 e CP3. Os autores demonstraram uma forte correlação entre o teor de magnésio residual e a nodularidade, obtendo coeficiente de determinação de $R^2 = 0,9756$.

Figura 28 - Comparação entre o % de nodularização e % de magnésio residual em ferro fundido nodular.



Fonte: Adaptado Hernando, 2017.

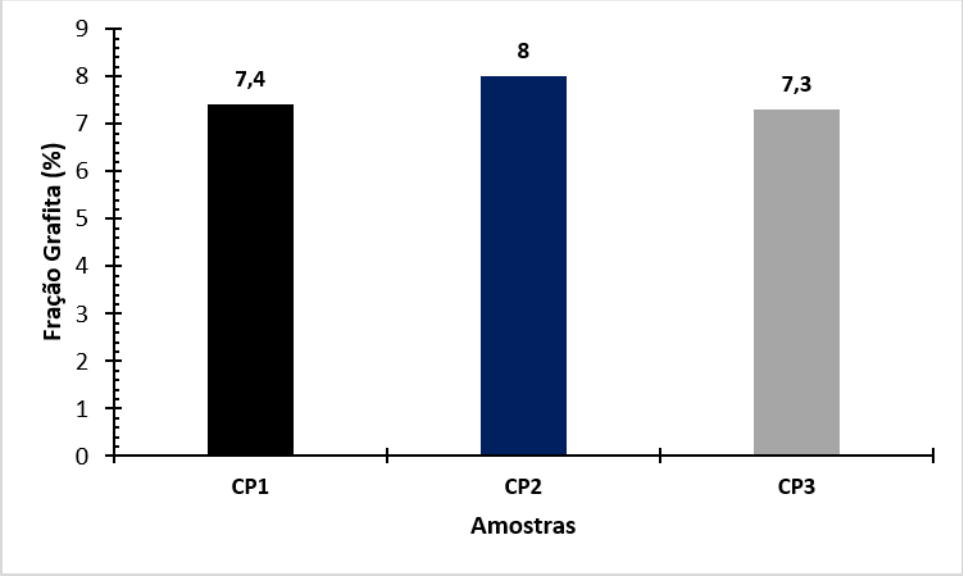
Segundo a curva experimental apresentada pelos autores, teores de magnésio residual próximos de 0,060% estão associados a valores de nodularidade superiores a 90%, enquanto teores próximos de 0,015% resultam em percentual de nodularização inferior a 20%. Nesse contexto, a amostra CP1, com 0,068% de magnésio residual e 91,6% de nodularidade, apresentou comportamento muito semelhante ao observado na literatura. Da mesma forma, o CP3, com 0,016% de magnésio residual e apenas 10% de nodularidade, apresentou excelente concordância com a região de baixa nodularidade reportada pelos autores.

Por outro lado, a amostra CP2 apresentou um comportamento distinto daquele previsto pela curva de Hernando et al. (2017). Embora o teor de magnésio residual tenha sido reduzido para 0,035%, aproximadamente metade do valor observado no CP1, a nodularidade permaneceu elevada, atingindo 90,3%. Pela tendência apresentada pelos autores, esse teor de magnésio residual estaria associado a níveis significativamente menores de nodularidade. Entretanto, a análise da micrografia da Figura 26(b) demonstra que a grafita permaneceu predominantemente esferoidal, sem a presença significativa de partículas vermiculares ou degeneradas. Isso indica que o teor de 0,035% de magnésio residual ainda foi suficiente para garantir a estabilidade da grafita esferoidal nas condições experimentais avaliadas.

Esse comportamento sugere que outros fatores também contribuíram para a manutenção da nodularização no CP2. Entre eles, destaca-se a presença de lantânio proveniente da liga FeSiMg utilizada no tratamento. Conforme apresentado na Tabela 3, o teor de lantânio no CP2 foi de 0,0079%, valor ainda relativamente próximo ao encontrado no CP1 (0,0132%). Elementos terras-raras, como o lantânio, são conhecidos por aumentar a eficiência do tratamento nodularizante, reduzindo os efeitos de impurezas e favorecendo a formação de grafita esferoidal. Além disso, os baixos teores de enxofre observados nas amostras podem ter contribuído para uma utilização mais eficiente do magnésio disponível, reduzindo seu consumo por reações químicas no banho metálico.

Na Figura 29 são apresentados os resultados da fração de grafita obtidos para as amostras. Observa-se que os valores encontrados foram relativamente próximos entre as três amostras, variando entre 7,3% e 8,0%. A amostra CP2 apresentou a maior fração de grafita, atingindo 8,0%, enquanto a amostra CP1 apresentou valor de 7,4% e a amostra CP3 apresentou 7,3%. Apesar das diferenças observadas, os resultados indicam que a quantidade total de grafita presente nas amostras permaneceu relativamente semelhante. Assim, a principal diferença observada entre as amostras foi relacionada à morfologia da grafita e não à quantidade total precipitada.

Figura 29 - Percentual da fração de grafita nas amostras.



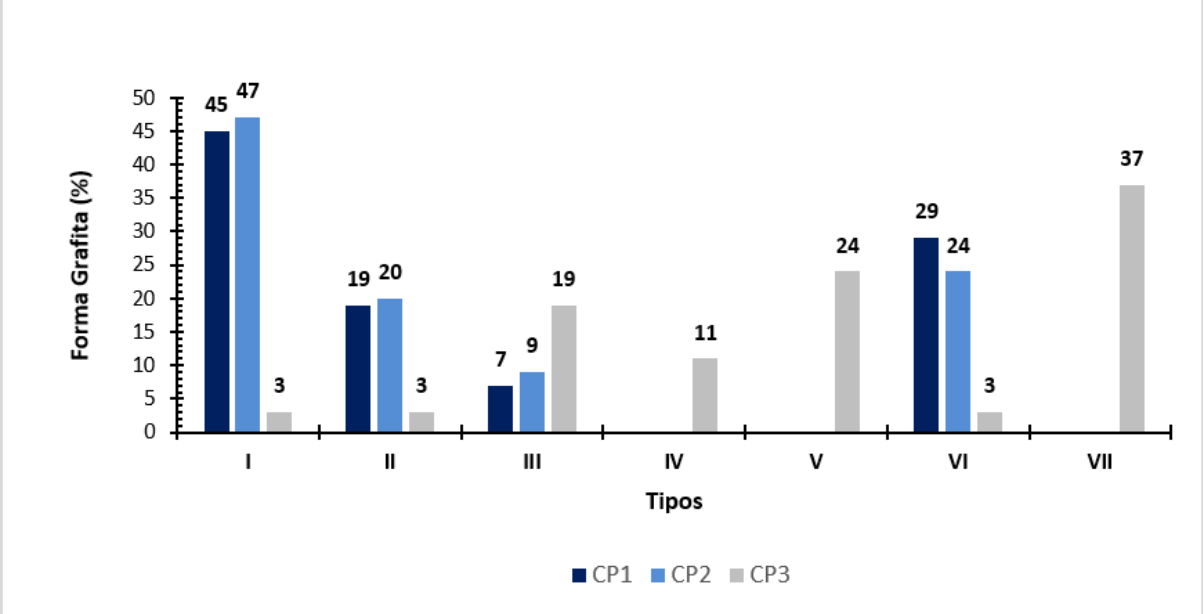
Fonte: Autoria Própria.

Esse comportamento pode ser relacionado aos resultados da análise química apresentados na Tabela 3. O silício é reconhecido como um dos principais elementos

grafitizantes dos ferros fundidos. Segundo Chiaverini (1988), esse elemento favorece a decomposição da cementita e a precipitação do carbono na forma de grafita, reduzindo a tendência à formação de carbonetos durante a solidificação. Dessa forma, como as três amostras apresentaram teores semelhantes de silício, variando entre 2,23% e 2,33%, era esperado que a quantidade total de grafita formada permanecesse relativamente constante. Esse comportamento foi confirmado pelos resultados apresentados na Figura 29, na qual a fração de grafita variou apenas entre 7,3% e 8,0%, indicando que as pequenas variações no teor de silício não foram suficientes para promover alterações significativas na quantidade de grafita precipitada. A quantidade total de grafita formada também permanecesse relativamente constante.

Na Figura 30 é mostrada a distribuição das formas de grafita nas amostras, conforme a classificação estabelecida pela norma ASTM A247. Observa-se comportamento microestrutural distinto entre as amostras analisadas, principalmente em relação à predominância das morfologias de grafita presentes.

Figura 30 - Distribuição das formas de grafita nas amostras conforme ASTM A247.



Fonte: Autoria Própria.

Nas amostras CP1 e CP2 houve predominância das formas I, II e VI, associadas à grafita nodular e quase nodular (nódulos perfeitos, nódulos irregulares e grafita explodida, respectivamente). A CP1 apresentou 45% de grafita do tipo I, 19% do tipo II e 29% do tipo VI, enquanto a CP2 apresentou 47% do tipo I, 20% do tipo II e 24% do tipo VI. A presença

predominante dessas morfologias explica os elevados índices de nodularidade observados anteriormente.

Segundo Chiaverini (1998), o magnésio é o principal elemento responsável pela transformação da grafita lamelar em grafita esferoidal, atuando na neutralização do enxofre e do oxigênio presentes no metal líquido. Quando existe quantidade residual suficiente desse elemento após o tratamento nodularizante, a grafita tende a crescer de forma mais uniforme, favorecendo a formação de nódulos esferoidais e proporcionando características típicas dos ferros fundidos nodulares.

A presença da grafita Tipo VI, denominada grafita explodida, também pode ser explicada pela literatura. De acordo com Guesser (2009), essa morfologia pode ocorrer em ferros fundidos nodulares quando há instabilidades durante o crescimento dos nódulos, associadas a fatores como segregação local de magnésio, condições de resfriamento inadequadas ou variações na composição química ao longo da peça. Assim, embora as amostras CP1 e CP2 tenham apresentado boa eficiência de nodularização, a ocorrência de grafita Tipo VI indica que o crescimento dos nódulos não ocorreu de forma totalmente uniforme em todas as regiões analisadas.

A ocorrência de partículas de grafita do Tipo VI pode ser atribuída a condições localizadas de instabilidade durante o crescimento dos nódulos de grafita, associadas à redução da eficácia do tratamento de nodularização. A diminuição do teor de magnésio disponível no metal líquido reduz a capacidade de manutenção do crescimento esferoidal da grafita, favorecendo o surgimento de partículas com morfologia irregular ou parcialmente degenerada. Embora partículas do Tipo VI tenham sido observadas nos corpos de prova CP1 e CP2, a elevada nodularidade obtida (>90%) indica que sua presença ocorreu de forma pontual, sem comprometer significativamente a qualidade da nodularização. Entretanto, a redução mais acentuada da quantidade de nodularizante no CP3 resultou em perda significativa da nodularidade, evidenciando a forte dependência entre o teor de magnésio residual e a manutenção da morfologia esferoidal da grafita.

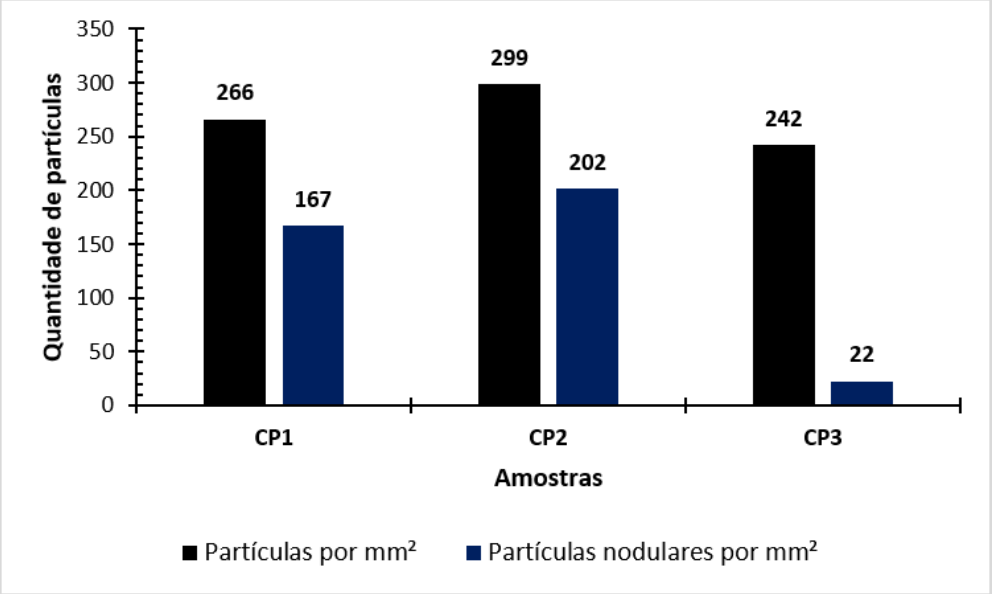
A análise da distribuição das formas de grafita mostrou que a CP3 apresentou predominância das formas VII, V e IV (grafitas lamelar, crab e vermicular) com percentuais de 37%, 24% e 11%, respectivamente. Essas formas estão associadas a grafitas degeneradas e irregulares, características típicas de materiais que não apresentaram nodularização eficiente. A forma I, relacionada à grafita esferoidal, apareceu em apenas 3% da amostra, justificando o baixo percentual de nodularidade obtido.

Segundo Chiaverini (1988), quando o teor residual de magnésio se torna insuficiente, sua capacidade de modificar o crescimento da grafita é reduzida, favorecendo o aparecimento de morfologias intermediárias e degeneradas. Davis (1996) destaca que a diminuição da eficiência da nodularização promove a redução da fração de nódulos esferoidais e o aumento de formas irregulares de grafita, resultando em microestruturas com características intermediárias entre os ferros fundidos nodulares e os ferros fundidos cinzentos. Esse comportamento é compatível com os resultados observados para a amostra CP3, na qual houve aumento significativo das formas IV, V e VII e redução expressiva das formas I e II.

A comparação entre as três amostras demonstra que a redução progressiva do teor residual de magnésio, de 0,068% em CP1 para 0,035% em CP2 e 0,016% em CP3, provocou alterações significativas na morfologia da grafita. Enquanto CP1 e CP2 apresentaram características típicas de ferro fundido nodular, com predominância de nódulos esferoidais, a amostra CP3 apresentou uma microestrutura com elevada quantidade de formas degeneradas, evidenciando a perda da eficiência do tratamento nodularizante.

Na Figura 31 é apresentada a quantidade total de partículas de grafita por mm² e a quantidade de partículas nodulares por mm² obtidas para as amostras. Observa-se que as amostras CP1 e CP2 apresentaram elevada quantidade de partículas nodulares, enquanto a amostra CP3 apresentou quantidade significativamente inferior.

Figura 31 - Quantidade de partículas por mm^2.



Fonte: Autoria Própria.

A amostra CP2 apresentou a maior densidade total de partículas, com aproximadamente 299 partículas por mm², além de apresentar também a maior quantidade de partículas nodulares, atingindo cerca de 202 partículas nodulares por mm². Esses resultados indicam elevada eficiência no processo de nodularização e maior presença de grafita em morfologia esferoidal distribuída na microestrutura.

A amostra CP1 apresentou aproximadamente 266 partículas por mm² e 167 partículas nodulares por mm². Embora os valores sejam ligeiramente inferiores aos observados na CP2, os resultados ainda demonstram elevada presença de grafita nodular e comportamento compatível com um ferro fundido nodular de boa qualidade.

Observa-se que as amostras CP1 e CP2 apresentaram quantidade similar de grafita. Entretanto, a amostra CP2 apresentou maior densidade de partículas por unidade de área quando comparada ao CP1. Esse comportamento sugere que a grafita se encontra distribuída em um número maior de partículas, indicando uma tendência à redução do tamanho médio individual dessas partículas. Tal resultado é compatível com um processo de nucleação mais eficiente, no qual o aumento do número de núcleos disponíveis favorece a formação de um maior número de partículas e limita seu crescimento individual durante a solidificação. Dessa forma, embora a quantidade total de grafita formada tenha permanecido semelhante entre as amostras, diferenças na densidade de partículas indicam alterações na cinética de nucleação e crescimento da grafita. Ressalta-se, contudo, que essa interpretação representa uma inferência baseada nos resultados obtidos, sendo necessária a determinação direta do tamanho médio das partículas para sua confirmação quantitativa.

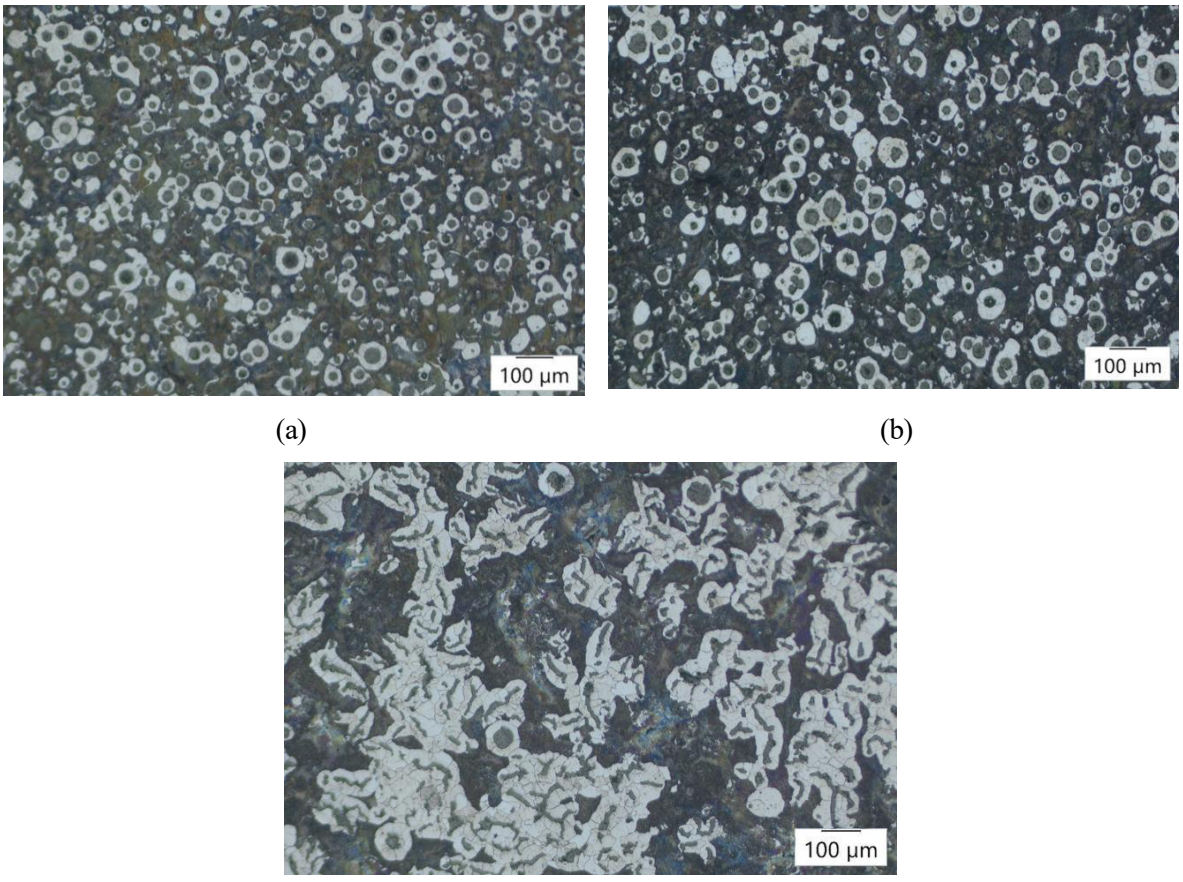
Em contrapartida, a amostra CP3 apresentou cerca de 242 partículas por mm², valor relativamente próximo ao das demais amostras em relação à quantidade total de partículas. Entretanto, a quantidade de partículas nodulares foi drasticamente reduzida, atingindo apenas aproximadamente 22 partículas nodulares por mm².

Esse comportamento demonstra que, apesar da quantidade total de partículas de grafita permanecer relativamente semelhante entre as amostras, a morfologia das partículas na CP3 foi significativamente alterada. Assim, grande parte das partículas presentes na amostra CP3 não possui formato nodular, corroborando os baixos índices de nodularidade observados anteriormente.

5.2.2 Micrografia com ataque químico

Na Figura 32 podem ser observadas imagens da microestrutura dos ferros fundidos com a realização de ataque químico. Nessa análise, a micrografia permite avaliar principalmente a matriz metálica do ferro fundido, ou seja, a proporção entre os constituintes presentes.

Figura 32 - Micrografia dos corpos de prova, com ataque.



(a) (b)

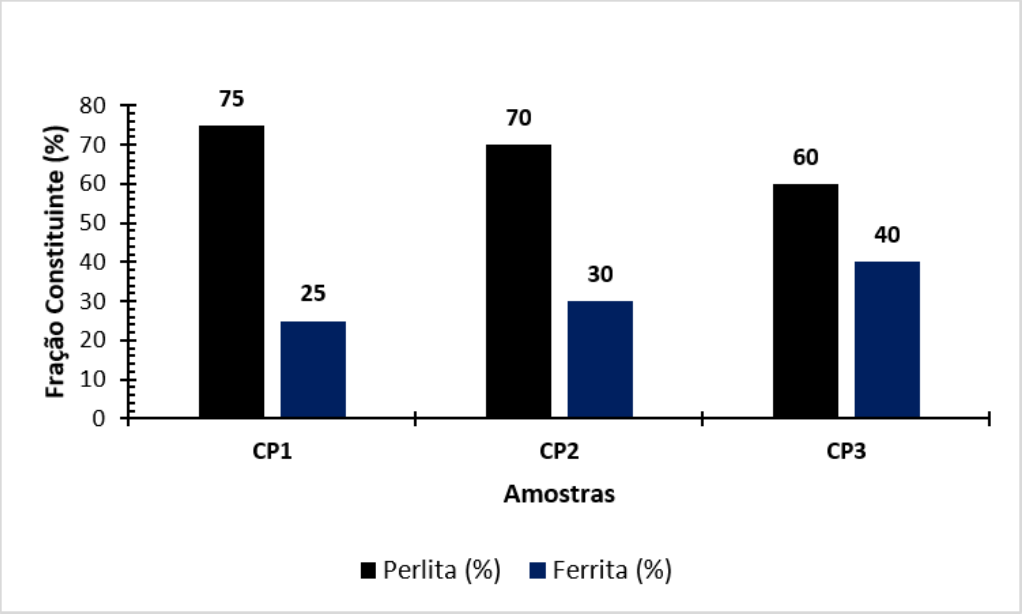
(c)

(a) CP1; (b) CP2; (c) CP3.

Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a microestrutura analisada e com a classificação da ASTM A247 a Figura 33 apresenta a distribuição relativa dos constituintes da matriz metálica das amostras analisadas.

Figura 33 - Fração dos constituintes da matriz metálica.



Fonte: Autoria Própria.

Para o CP1, observou-se uma matriz composta por aproximadamente 75% de perlita e 25% de ferrita. Essa condição indica uma matriz predominantemente perlítica, com presença de ferrita em torno dos nódulos de grafita, formando as chamadas bordas ferríticas.

No CP2, a matriz apresentou aproximadamente 70% de perlita e 30% de ferrita. Esse resultado também caracteriza uma matriz majoritariamente perlítica, porém com fração ferrítica ligeiramente superior à observada no CP1. Dessa forma, espera-se que o CP2 apresente comportamento mecânico semelhante ao CP1, porém com tendência a maior ductilidade e menor dureza relativa, devido à maior presença de ferrita. Ressalta-se que os valores apresentados se referem exclusivamente aos constituintes da matriz metálica, não incluindo a fração de grafita presente no material

Segundo Guesser (2009), durante o resfriamento do ferro fundido nodular, os nódulos de grafita atuam como reservatórios de carbono. Durante a transformação da austenita, parte do carbono dissolvido na matriz difunde-se em direção aos nódulos de grafita, reduzindo localmente a concentração de carbono nas regiões adjacentes. Como consequência, essas áreas tornam-se empobrecidas em carbono, favorecendo a transformação da austenita em ferrita ao invés de perlita. Dessa forma, ocorre a formação de uma camada ferrítica ao redor dos nódulos, enquanto regiões mais afastadas, que mantêm maior teor de carbono, transformam-se predominantemente em perlita.

A amostra CP3 apresentou aproximadamente 60% de perlita e 40% de ferrita, diferindo das amostras CP1 e CP2, que apresentaram maiores frações perlíticas. Essa diferença pode estar relacionada à alteração da morfologia da grafita decorrente da redução do teor de magnésio residual para 0,016%. Conforme observado na análise sem ataque químico, o CP3 apresentou predominância de grafita vermicular e formas degeneradas, enquanto as amostras CP1 e CP2 apresentaram predominantemente grafita esferoidal.

Segundo Lacaze et al. (2016), a formação de ferrita nos ferros fundidos nodulares ocorre devido à difusão de carbono da austenita para as partículas de grafita durante a transformação eutetoide. Esse processo promove o empobrecimento local da matriz em carbono, favorecendo a transformação da austenita em ferrita. Os autores destacam que a eficiência desse mecanismo depende, entre outros fatores, da morfologia e da distribuição da grafita, uma vez que partículas com maior área de interface com a matriz favorecem a transferência de carbono.

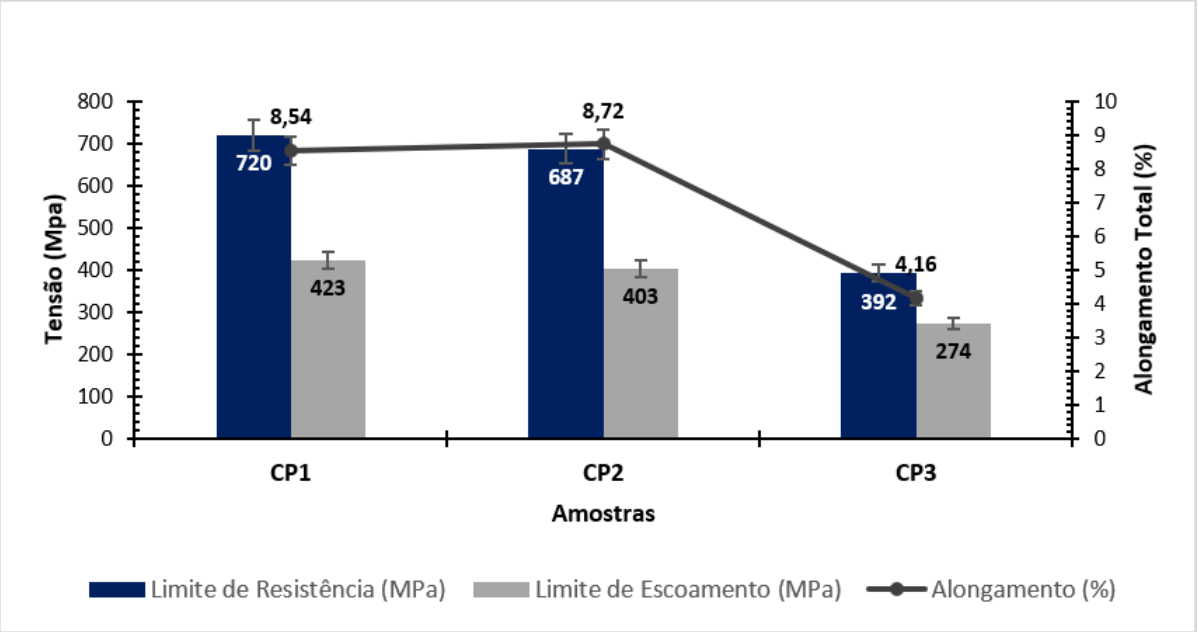
Dessa forma, a maior fração de ferrita observada no CP3 pode estar associada à predominância de grafitas vermiculares e irregulares, que apresentam maior área de contato com a matriz quando comparadas aos nódulos esferoidais observados em CP1 e CP2. Consequentemente, a difusão de carbono durante a transformação eutetoide tende a ocorrer de maneira mais intensa, favorecendo a formação de ferrita e contribuindo para a redução da fração perlítica observada nessa amostra.

5.3 Caracterização mecânica

5.3.1 Ensaio de tração

Os resultados das propriedades resistência mecânica (limite de resistência e limite de escoamento) e ductilidade (alongamento %) determinadas para as amostras CP1, CP2 e CP3 são mostrados na Figura 34.

Figura 34 - Resultados dos ensaios de tração.



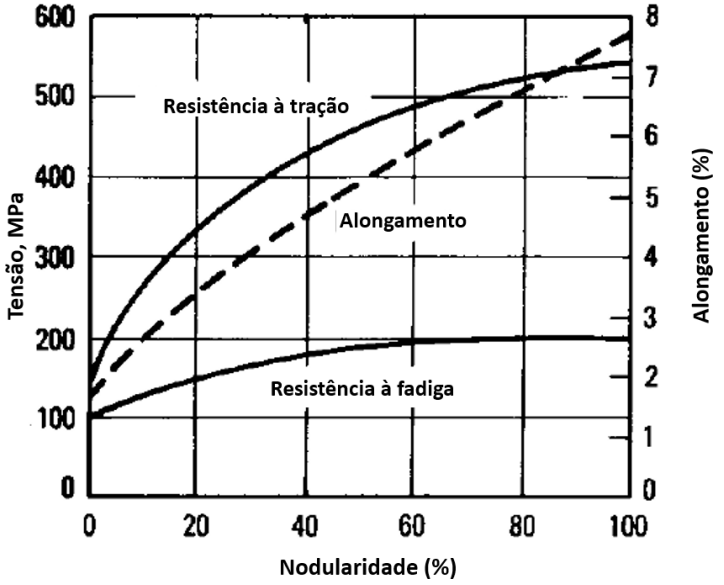
Fonte: Autoria Própria.

As amostras CP1 e CP2 apresentaram os melhores desempenhos mecânicos entre os corpos de prova analisados. A resistência à tração atingiu aproximadamente 720 MPa para a CP1 e 690 MPa para a CP2, enquanto os limites de escoamento ficaram próximos de 420 MPa e 400 MPa, respectivamente. Além disso, ambas apresentaram elevados valores de alongamento, próximos de 8,5% a 9%, indicando boa capacidade de deformação para ferros fundidos nodulares.

Em contrapartida, a amostra CP3 apresentou redução significativa em todas as propriedades mecânicas avaliadas. A resistência à tração foi de aproximadamente 390 MPa, enquanto o limite de escoamento atingiu cerca de 270 MPa. O alongamento também apresentou queda acentuada, ficando próximo de 4%.

Ao comparar os resultados obtidos experimentalmente no ensaio de tração com o comportamento apresentado na literatura, observa-se forte concordância entre os dados obtidos neste trabalho e o comportamento esperado para ferros fundidos nodulares com diferentes níveis de nodularidade, que pode ser observado na Figura 35.

Figura 35 - Influência da nodularidade em algumas propriedades do ferro fundido nodular.



Fonte: Adaptado de ASM Handbook, 2005.

De acordo com o ASM Handbook (2005), o aumento da nodularidade promove melhorias significativas nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares, especialmente na resistência à tração, no alongamento e na resistência à fadiga. Esse comportamento ocorre porque a grafita esferoidal atua como uma descontinuidade menos severa na matriz metálica quando comparada a formas alongadas, irregulares ou lamelares de grafita, reduzindo a concentração de tensões e favorecendo uma distribuição mais uniforme dos esforços mecânicos. Dessa forma, maiores níveis de nodularidade contribuem para o aumento da capacidade de deformação plástica e para melhor desempenho mecânico do material, embora propriedades como tenacidade e limite de escoamento também sejam fortemente influenciadas pela constituição da matriz, especialmente pela proporção entre ferrita e perlita.

As amostras CP1 e CP2 apresentaram elevados índices de nodularidade, de 91,6% e 90,3%, respectivamente. Consequentemente, ambas apresentaram os melhores resultados mecânicos no ensaio de tração. A amostra CP1 atingiu resistência à tração de 720 MPa, limite de escoamento de 423 MPa e alongamento de 8,54%, enquanto a amostra CP2 apresentou resistência à tração de 687 MPa, limite de escoamento de 403 MPa e alongamento de 8,72%. Esses resultados estão de acordo também com o que foi observado na matriz metálica dos ferros fundidos, uma vez que a condição CP1 exibiu uma fração de perlita superior, justificando maior resistência mecânica e menor ductilidade em comparação com a condição CP2.

O comportamento observado está diretamente alinhado ao comportamento descrito no ASM Handbook (2005), no qual materiais com elevada nodularidade apresentam maiores valores de resistência mecânica e ductilidade. Observa-se ainda que o alongamento aumenta conforme a nodularidade se aproxima de 100%, comportamento também verificado experimentalmente nas amostras CP1 e CP2.

O CP1, que apresentou a maior fração perlítica (75%), obteve o maior limite de resistência à tração (720 MPa) e limite de escoamento (423 MPa). De forma semelhante, o CP2, com 70% de perlita, apresentou resistência à tração de 687 MPa e limite de escoamento de 403 MPa. Já o CP3, cuja matriz apresentou a menor fração perlítica (60%) e maior teor de ferrita (40%), apresentou os menores valores de resistência à tração (392 MPa) e limite de escoamento (274 MPa).

A perlita é constituída por lamelas alternadas de ferrita e cementita, conferindo maior resistência mecânica ao material, enquanto a ferrita apresenta menor resistência e maior ductilidade. Assim, a redução da fração perlítica observada no CP3 contribuiu para a diminuição da resistência mecânica do material.

Entretanto, a análise do alongamento indica que a variação da matriz não foi o único fator responsável pelo comportamento mecânico observado. Embora o aumento da fração ferrítica normalmente favoreça maiores níveis de deformação plástica, o CP3 apresentou alongamento total de apenas 4,16%, valor significativamente inferior aos obtidos para o CP1 (8,54%) e CP2 (8,72%). Esse resultado sugere que a degradação da morfologia da grafita, associada à redução da eficiência da nodularização, exerceu influência mais significativa sobre as propriedades mecânicas do que a própria alteração da relação ferrita-perlita. Portanto, os resultados indicam que a redução da resistência mecânica observada no CP3 decorre da combinação entre a menor fração perlítica da matriz e a presença predominante de grafita não esferoidal.

Em contrapartida, a amostra CP3 apresentou comportamento significativamente inferior em relação às demais amostras. O índice de nodularidade obtido foi de apenas 10%, valor extremamente reduzido quando comparado às amostras CP1 e CP2. Em decorrência dessa condição, verificou-se presença predominante de grafita lamelar (37%), além de grafitas vermiculares e formas degeneradas. Como consequência direta, observou-se redução expressiva das propriedades mecânicas, com resistência à tração de 392 MPa, limite de escoamento de 274 MPa e alongamento de apenas 4,16%.

Segundo Chiaverini (1988), a grafita lamelar atua como uma descontinuidade interna na matriz metálica, apresentando extremidades agudas que funcionam como concentradores de

tensão. Quando o material é submetido a carregamento mecânico, essas regiões favorecem a nucleação e propagação de trincas, reduzindo significativamente a resistência mecânica e a capacidade de deformação do material. Diferentemente da grafita esferoidal, cuja geometria distribui as tensões de forma mais uniforme ao redor da partícula, a grafita lamelar promove intensificação local das tensões nas suas extremidades, tornando o material mais suscetível à fratura.

De acordo com Guesser (2009), a forma da grafita é um dos fatores mais importantes para o desempenho mecânico dos ferros fundidos. Enquanto a grafita esferoidal minimiza os efeitos de concentração de tensão e preserva a continuidade da matriz metálica, a grafita lamelar interrompe o fluxo de tensões e reduz a área efetiva resistente da seção. Como resultado, ocorre diminuição simultânea da resistência à tração, do limite de escoamento e da ductilidade.

Os resultados obtidos neste trabalho corroboram essa interpretação, uma vez que a redução da nodularidade foi acompanhada pela substituição de grafitas predominantemente esferoidais por grafitas lamelares e degeneradas, resultando em reduções de aproximadamente 45% na resistência à tração e de mais de 50% no alongamento quando comparado às condições com elevada nodularidade.

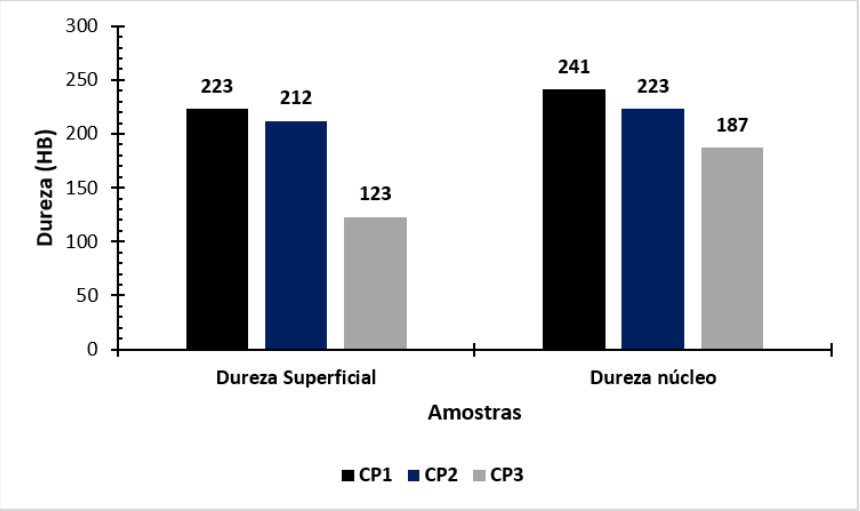
5.3.2 Dureza superficial e núcleo

Os resultados obtidos no ensaio de dureza Brinell (HB), considerando as regiões superficial e de núcleo das amostras CP1, CP2 e CP3, estão apresentados na Figura 36.

A amostra CP1 apresentou dureza superficial de 223 HB e dureza de núcleo de 241 HB. A amostra CP2 apresentou dureza superficial de 212 HB e dureza no núcleo de 223 HB. Já a amostra CP3 apresentou os menores valores entre as amostras analisadas, com dureza superficial de 123 HB e dureza de núcleo de 187 HB.

De modo geral, observou-se que as amostras CP1 e CP2 apresentaram valores de dureza relativamente próximos entre superfície e núcleo, enquanto a amostra CP3 apresentou diferença mais significativa entre essas regiões.

Figura 36 - Comparação dos valores de dureza Brinell superficial e do núcleo das amostras.



Fonte: Autoria Própria.

Os resultados indicam que as amostras CP1 e CP2 apresentaram comportamento semelhante quanto à distribuição da dureza ao longo da seção analisada. Em ambas as condições, os valores obtidos demonstram relativa uniformidade microestrutural, com pequenas variações entre superfície e núcleo. As durezas superficiais foram de 223 HB para o CP1 e 212 HB para o CP2, enquanto as durezas de núcleo atingiram 241 HB e 223 HB, respectivamente.

De acordo com Santos (2022), os valores de dureza normalmente encontrados para ferros fundidos nodulares situam-se entre 160 e 310 HB, faixa compatível com os resultados obtidos para as amostras CP1 e CP2. Além disso, segundo o ASM Handbook (2005), ferros fundidos nodulares com matrizes predominantemente perlíticas apresentam durezas tipicamente compreendidas entre 190 e 300 HB, dependendo da composição química, da taxa de resfriamento e da fração de perlita presente na matriz. Dessa forma, os valores obtidos para CP1 e CP2 encontram-se dentro da faixa normalmente reportada para ferros fundidos nodulares perlíticos, sendo compatíveis com as microestruturas observadas, compostas por aproximadamente 75% e 70% de perlita, respectivamente, além da elevada nodularidade apresentada por ambas as amostras.

A amostra CP3 apresentou comportamento significativamente distinto das demais. Foram obtidos valores de dureza superficial de 123 HB e dureza de núcleo de 187 HB, correspondendo aos menores valores entre todas as condições avaliadas. Além da redução da dureza, observou-se uma diferença considerável entre superfície e núcleo, indicando maior heterogeneidade microestrutural ao longo da seção analisada.

A dureza superficial de 123 HB ficou abaixo da faixa normalmente especificada para ferros fundidos nodulares, comportamento compatível com a baixa nodularidade observada na amostra e com a predominância de grafita vermicular, lamelar e formas degeneradas identificadas na caracterização microestrutural. Além disso, o CP3 apresentou a menor fração de perlita entre as condições avaliadas, com aproximadamente 60% de perlita e 40% de ferrita, fator que também contribui para a redução da dureza em comparação às amostras CP1 e CP2.

Ainda de acordo com Santos (2022), os ferros fundidos vermiculares apresentam dureza normalmente situada entre 170 e 260 HB. Nesse contexto, o valor de dureza obtido no núcleo da amostra CP3 (187 HB) encontra-se dentro da faixa reportada para essa classe de materiais, enquanto a dureza superficial permaneceu significativamente inferior aos valores normalmente encontrados na literatura.

Embora a matriz do CP3 ainda apresente predominância de perlita, condição que isoladamente favoreceria maiores valores de dureza, a morfologia da grafita exerceu influência significativa sobre o comportamento mecânico do material. Segundo Guesser (2009), partículas de grafita alongadas e irregulares atuam como concentradores de tensão mais severos do que a grafita esferoidal, reduzindo a capacidade da matriz em suportar carregamentos mecânicos. Dessa forma, a predominância de grafita vermicular, lamelar e degenerada observada no CP3 contribuiu para a redução da dureza efetiva do material, mesmo na presença de uma matriz ainda majoritariamente perlítica.

A diferença observada entre a dureza superficial e a dureza do núcleo pode estar associada às características do processo de nodularização *in mold*. Embora esse processo seja amplamente empregado para a produção de ferros fundidos nodulares, sua eficiência depende fortemente das condições metalúrgicas do banho e da quantidade de liga nodularizante disponível durante o tratamento. No caso do CP3, a redução do teor de magnésio residual para 0,016% favoreceu a formação de grafitas degeneradas e a perda da nodularização, resultando em uma microestrutura mais heterogênea e, consequentemente, em diferenças mais acentuadas de dureza ao longo da seção analisada.

Dessa forma, os resultados indicam que a redução da dureza observada no CP3 não está relacionada exclusivamente à composição da matriz metálica, mas principalmente à alteração da morfologia da grafita decorrente da baixa eficiência do tratamento nodularizante. Esse comportamento também foi refletido nos ensaios mecânicos, nos quais a amostra apresentou os menores valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento entre todas as condições avaliadas, evidenciando a forte influência da morfologia da grafita sobre o desempenho mecânico do material.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho avaliou a influência da variação do percentual de liga nodularizante à base de FeSiMg com lantânio sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular produzido pelo processo *in mold*. Os resultados permitiram correlacionar a eficiência da nodularização com a morfologia da grafita e o desempenho mecânico do material.

Foram avaliados três corpos de prova de ferro fundido nodular produzidos com diferentes quantidades de nodularizante à base de FeSiMg com lantânio. O corpo de prova CP1 foi produzido com adição de 280 g de nodularizante (1,54%), o CP2 com 150 g (0,82%) e o CP3 com 75 g (0,41%).

As amostras CP1 e CP2 apresentaram elevada nodularidade, predominância de grafita esferoidal e melhores propriedades mecânicas, atingindo limite de resistência à tração de 720 MPa e 687 MPa, além de alongamento de 8,54% e 8,72%, respectivamente. Em contrapartida, a amostra CP3 apresentou apenas 10% de nodularidade, predominância de grafita degenerada, caracterizada por morfologias não esferoidais e de menor eficiência mecânica, e redução significativa das propriedades mecânicas, com limite de resistência à tração de 392 MPa e alongamento de 4,16%.

Observou-se que a fração de grafita permaneceu semelhante entre as amostras, indicando que a principal influência nas propriedades mecânicas esteve relacionada à morfologia da grafita e não à quantidade total presente no material. Além disso, os resultados de dureza corroboraram as análises microestruturais e mecânicas realizadas.

Os resultados indicaram que a condição com 0,82% de liga nodularizante apresentou elevada nodularidade e boas propriedades mecânicas, demonstrando potencial para otimização do processo e redução de custos produtivos.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE FUNDIÇÃO (ABIFA). **Guia das fundições 2025**. São Paulo: ABIFA, 2025. Disponível em: https://abifa.org.br/site/wp-content/uploads/2026/01/Guia-das-Fundicoes-2025.pdf. Acesso em: 28 fev. 2026.

ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**: properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. Materials Park: ASM International, 1990. v. 1.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM A247**: standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings. West Conshohocken: ASTM International, 2017.

JUNIOR, A. Â. **Ferro fundido nodular**. São Paulo: Associação Brasileira de Fundição, 2003.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1988.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1974.

DAVIS, J. R. **ASM specialty handbook**: cast irons. Materials Park: ASM International, 1996.

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2009.

HERNANDO, J. C.; SUÁREZ, R.; STEFANESCU, D. M. **New experimental technique for nodularity and Mg fading control in compacted graphite iron production on laboratory scale**. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 49, n. 1, p. 84-93, 2017.

IMASOGIE, B. I. **Ductile iron production technology: a review**. Ife Journal of Technology, v. 23, n. 2, p. 24-35, 2015.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 945-1**: microstructure of cast irons — part 1: graphite classification by visual analysis. Geneva: ISO, 2019.

LACAZE, J.; CASTELLAIN, G.; GJERDE, E.; GAGNÉ, M. **Microstructure of as-cast ferritic-pearlitic nodular cast irons**. ISIJ International, Tokyo, v. 56, n. 9, p. 1607-1615, 2016. DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-150.

PIETROWSKI, S. **Influence of reaction chamber shape on cast-iron spheroidization process in-mold**. Archives of Foundry Engineering, v. 10, n. 2, p. 89-94, 2009.

SANTOS, A. B. S.; BRANCO, C. H. C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, 1977.

SANTOS, C. L. P. **Avaliação da microestrutura resultante de variações no tratamento *in mold* para produção de ferro fundido nodular**. 2022. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2022.

SOUZA, R. G. **Análise de falha microestrutural do ferro fundido nodular**: formação de grafita chunky. 2020. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Feevale, Novo Hamburgo, 2020.