

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Breno César Marçal Ribeiro

**INFLUÊNCIA DE DIFERENTES TEORES DE SILÍCIO, COBRE E ESTANHO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO
FUNDIDO COM GRAFITA COMPACTA.**

Belo Horizonte
Dezembro de 2019



Breno César Marçal Ribeiro

**INFLUÊNCIA DE DIFERENTES TEORES DE SILÍCIO, COBRE E ESTANHO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO
FUNDIDO COM GRAFITA COMPACTA.**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, com o requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte

Dezembro de 2019

Ribeiro, Breno César Marçal.
R484i Influência de diferentes teores de silício, cobre e estanho na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ferro fundido com grafita compacta / Breno César Marçal Ribeiro. - 2020.
106 f. : il.
Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Coorientador: Wellington Lopes.

Dissertação (mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2019.
Bibliografia.

1. Ferro fundido. 2. Microestrutura. 3. Metais - Propriedades mecânicas. 4. Simulação (Computadores). I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. III. Título.

CDD: 669.1413



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
*“INFLUÊNCIA DE DIFERENTES TEORES DE SILÍCIO,
COBRE E ESTANHO NA MICROESTRUTURA E NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO
COM GRAFITA COMPACTA”*

Autor: Breno César Marçal Ribeiro

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof.^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Wellington Lopes (COORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof.^a Dr.^a Aline Silva Magalhães
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. João Paulo Machado de Sousa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Belo Horizonte, 13 de Dezembro de 2019.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por sua mão sempre generosa em minha vida, concedendo-me saúde e paz, guiando-me pelo caminho certo e me mostrando a luz nos momentos difíceis.

Aos meus pais, Breno e Maria do Carmo, que me ensinaram que nenhum obstáculo é grande demais quando lutamos e confiamos em Deus. Obrigado por todo amor e dedicação.

Agradeço à minha esposa, Gabriela Bastos, pelo amor e companheirismo. Sou muito feliz por crescer e viver ao seu lado.

À minha filha Clarice que me mostrou o verdadeiro amor e a verdadeira felicidade.

À minha querida irmã, Érica Ribeiro, pelo apoio e exemplo em todas as etapas da minha vida e ao meu cunhado, Felipe Augusto, por ser um grande irmão.

À Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa pela orientação dedicada, carinho e amizade. Meus sinceros agradecimentos por todo direcionamento. Sua preciosa ajuda foi fundamental para realização deste trabalho.

Ao Co-orientador Dr. Wellington Lopes pela disponibilidade e contribuições importantes no desenvolvimento deste trabalho.

Aos professores Joel Lima e João Bosco pelo direcionamento técnico e pela disponibilidade em ajudar.

Ao professor Augusto Cesar da Silva Bezerra por disponibilizar o Laboratório do Departamento de Engenharia de Transportes para utilização do MEV.

Ao Jorge Wanderson Barbosa, responsável pelo laboratório de caracterização, pelos auxílios durante as análises das amostras.

A todos os professores e colegas do Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais pelos vastos ensinamentos.

A todos os profissionais da TEKSID que com dedicação contribuíram para minha aprendizagem profissional, em especial agradeço aos engenheiros Frank Mares, Rodrigo Diniz, Urai Tupinambas, Alécio Oliveira e Cláudio Lúcio que apoiaram e incentivaram a realização deste mestrado.

Aos órgãos financiadores de pesquisa como FINEP, CNPq, CAPES e FAPEMIG, incentivadores para realização de pesquisas em todo o país.

“Corte sua própria lenha. Assim, ela aquecerá você duas vezes.”

Henry Ford

RESUMO

Os ferros fundidos com grafita compacta (CGI) são ligas cuja microestrutura é composta de partículas de grafita dispersas em uma matriz metálica, em geral consistindo de perlita ou uma mistura de perlita e ferrita. A grafita aparece com a configuração de "vermes", ou seja, como partículas relativamente grossas, alongadas, não orientadas e com as extremidades arredondadas, formando uma rede tridimensional interconectada ao longo do material, em uma morfologia que pode ser considerada entre aquelas observadas para o ferro fundido cinzento e para o ferro fundido nodular. Essa morfologia intermediária da grafita, juntamente com a matriz metálica, confere ao material uma combinação de propriedades mecânicas e físicas favoráveis, que usualmente estariam presentes nos demais tipos de ferros fundidos apenas em parte. Dessa forma, os ferros fundidos com grafita compacta exibem boa resistência mecânica, tenacidade, elevada condutividade térmica e ainda capacidade de amortecimento de vibrações. Esse conjunto de propriedades torna essas ligas ferrosas de grande interesse para a indústria automotiva, especialmente para a fabricação de blocos e cabeçotes de motores a diesel. Dentro desse contexto, o trabalho envolveu a confecção e caracterização de ligas de ferro fundido com grafita compacta em dez diferentes condições de composições químicas. Os corpos de provas foram obtidos pelo processo de fundição, a partir da construção de um modelo com um sistema de vazamento desenvolvido para permitir a incorporação de valores definidos de silício, cobre e estanho. Foram realizados ensaios de dureza Brinell e ensaios de tração e impacto, bem como a avaliação da microestrutura, envolvendo análises por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, com observação da matriz e das partículas de grafita. Além disso, os resultados obtidos nos experimentos práticos foram comparados utilizando o software MAGMASOFT®. Verificou-se boa correlação do acréscimo de silício com o aumento de ferrita e com o aumento da quantidade de grafita por mm^2 . No que diz respeito às adições de cobre e estanho, verificou-se boa correlação com o aumento percentual de perlita associada ainda a redução do tamanho médio da grafita.

Palavras-chave: Ferro fundido com grafita compacta, microestrutura, propriedades mecânicas, simulação computacional.

ABSTRACT

The compacted graphite iron (CGI) are alloys whose microstructure is composed of graphite particles dispersed in a metal matrix, usually consisting of pearlite or a mixture of pearlite and ferrite. Graphite appears with the configuration of worms, as relatively thick, elongated, non-oriented particles with rounded ends, forming a three-dimensional network interconnected along the material, in a morphology that can be considered among those observed for gray cast iron and nodular cast iron. This intermediate morphology of graphite, together with the metal matrix, gives the material a combination of favorable mechanical and physical properties, which would usually be present in other types of cast iron only in part. Thus, the vermicular cast irons exhibit good mechanical strength, toughness, high thermal conductivity and even vibration dampening capability. This set of properties makes these ferrous alloys of great interest to the automotive industry, especially for the manufacture of diesel engine blocks and cylinder heads. Within this context, the current paper presents the production and characterization of compacted graphite iron alloys in ten different chemical compositions. The specimens were obtained through a foundry process performed by a gating system model developed in order to allow the incorporation of silicon, copper and tin. Brinell hardness, tensile and impact tests were performed along with the microstructural evaluation, carried out through optical microscopy and scanning electron microscopy, monitoring graphite particles and matrix. Additionally, the results related to the experimental investigation were compared to those obtained from a finite element method analysis. The results showed a correlation between the addition of silicon and the increase of ferrite and graphite count per mm². Regarding copper and tin additions, the percentage increase of pearlite was associated with the reduction of graphite average size. Changes in chemical composition led to different values of ultimate tensile strength, yield strength and hardness, whose magnitude was mainly related to the amount of ferrite. Computer simulation was efficient in predicting these results.

Keywords: Compacted graphite iron, microstructure, mechanical properties, computational simulation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestruturas do ferro fundido branco.	21
Figura 2- Microestrutura de ferro fundido cinzento revelando a morfologia da grafita.	22
Figura 3- Microestrutura de ferro fundido maleável revelando a morfologia da grafita.	23
Figura 4- Microestrutura do ferro fundido nodular revelando a morfologia da grafita.	24
Figura 5- Comparação entre materiais para fabricação de blocos motores	26
Figura 6- Diagrama de equilíbrio Fe-C	27
Figura 7– Crescimento da grafita	31
Figura 8– Imagens obtidas por MEV dos ferros fundidos com efeito tridimensional .	32
Figura 9–Comparação da morfologia da grafita para as principais classes de ferro fundido.	33
Figura 10–Diferentes percentuais de grafita nodular aceitas para uma liga CGI.	34
Figura 11–Diferentes percentuais de perlita na microestrutura do ferro fundido com grafita compacta.....	35
Figura 12– Composição química aproximada de carbono e silício para diferentes ligas ferrosas.....	38
Figura 13– Variação da quantidade de grafita e da resistência à tração em função do CE.	39
Figura 14– Correlação entre limite de resistência mecânica e dureza previstas na norma ISO 16112 /2006 para diferentes classes do CGI	40
Figura 15–Variação das propriedades mecânicas e características da grafita para diferentes seções do corpo de prova escalonado.	41
Figura 16–Curvas de transição dúctil frágil obtidas por meio do ensaio de impacto de amostras de CGI	44
Figura 17– Curvas de fadiga para amostras de CGI ferríticas, perlíticas e com alta nodularidade.....	45
Figura 18– Curvas tensão deformação do CGI para matriz perlítica e ferrítica.	45
Figura 19– Curvas de análise térmica para uma liga CGI	48
Figura 20– Fluxograma das principais etapas do trabalho.....	50
Figura 21– Dimensões para a confecção do corpo de prova y.	51

Figura 22–Sistema de vazamento associado ao corpo de prova y	53
Figura 23–Projeto do Sistema de vazamento para confecção do corpo de prova Y. 53	
Figura 24– Modelo confeccionado para o vazamento do corpo de prova Y.....	54
Figura 25– Molde confeccionado em areia e resina a partir do modelo	55
Figura 26 – Pontos de análise da composição química.	59
Figura 27– Utilização do software Image Pro Plus para a caracterização da grafita.61	
Figura 28– Utilização do software Olympus Stream Basic.....	61
Figura 29– Utilização do software Image Pro Plus 6.0 para medir a área das regiões ferríticas.....	62
Figura 30– Dimensões do corpo de prova utilizado para o ensaio de tração.	64
Figura 31– Dimensões do corpo de prova utilizado para o ensaio de impacto	65
Figura 32– Malha utilizada na simulação computacional.	67
Figura 33– Microestrutura do material na condição base.....	70
Figura 34– Valores de microdureza Vickers para as três secções do C.P. Y	72
Figura 35– Imagens obtidas por MEV mostrando os constituintes presentes na microestrutura do material na condição de base.....	73
Figura 36– Microestrutura do material para as três condições de silício.	74
Figura 37– Imagens obtidas por MEV para as três condições de silício.	75
Figura 38– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de silício.	76
Figura 39– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de silício.	76
Figura 40– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de silício.	77
Figura 41– Microestrutura do material para as três condições de cobre.....	78
Figura 42– Imagens obtidas por MEV para as três condições de cobre.	79
Figura 43– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de cobre.	80
Figura 44– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de cobre.	80
Figura 45– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de cobre.	81
Figura 46– Microestrutura do material para as três condições de estanho.	82
Figura 47– Imagens obtidas por MEV para as três condições de estanho.	83
Figura 48– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de estanho. 84	
Figura 49– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de estanho. 84	
Figura 50– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de estanho. 85	
Figura 51– Valores de dureza Brinell para diferentes teores de silício.....	86
Figura 52– Valores de dureza Brinell para diferentes teores de cobre.....	87
Figura 53– Valores de dureza Brinell para diferentes teores de estanho.....	88

Figura 54– Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as amostras com acréscimo de Si	89
Figura 55– Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as amostras com acréscimo de cobre	90
Figura 56– Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as amostras com acréscimo de Sn	90
Figura 57– Valores obtidos no ensaio de impacto para as amostras com acréscimo de silício	92
Figura 58– Valores obtidos no ensaio de impacto para as amostras com acréscimo de cobre	92
Figura 59– Valores obtidos no ensaio de impacto para as amostras com acréscimo de estanho.....	93
Figura 60– Simulações computacionais referentes à avaliação da dureza Brinell das ligas com acréscimos de silício	94
Figura 61– Simulações computacionais referentes à avaliação da dureza Brinell das ligas com acréscimos de cobre	95
Figura 62– Simulações computacionais referentes à avaliação da dureza Brinell das ligas com acréscimos de estanho	95
Figura 63– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento.....	96
Figura 64– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de cobre.....	96
Figura 65– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de estanho	97
Figura 66– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de resistência das ligas com acréscimos de silício	97
Figura 67– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de resistência das ligas com acréscimos de cobre	98
Figura 68– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de estanho	98
Figura 69– Simulações computacionais referentes à nodularidade das dez condições de composição química.....	99
Figura 70– Comparação da dureza Brinell experimental e simulação computacional	100

Figura 71– Comparação do limite de resistência experimental e simulação computacional.....	100
Figura 72– Comparação do limite de escoamento experimental e da simulação computacional.....	100

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Propriedades do ferro fundido cinzento, vermicular e nodular com matriz perlítica.....	25
Tabela 2- Efeito dos diferentes elementos químicos na microestrutura do CGI.....	30
Tabela 3– Condutividade térmica dos constituintes do ferro fundido	42
Tabela 4– Propriedades do CGI em função da nodularidade	46
Tabela 5– Quantidade de liga adicionada na vasqueta para um aumento percentual da composição química.....	56
Tabela 6– Identificações utilizadas para as dez estudadas	58
Tabela 7– Análise química da condição base em diferentes secções.	68
Tabela 8– Média da análise química na condição base.....	69
Tabela 9– As três ligas obtidas pelo acréscimo de silício junto à vasqueta.	69
Tabela 10– As três ligas obtidas pelo acréscimo de cobre junto à vasqueta.	69
Tabela 11– As três ligas obtidas pelo acréscimo de estanho junto à vasqueta.	69
Tabela 12– Análise microestrutural da condição base em diferentes secções.	71

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- AU – Alongamento uniforme
- CE – Carbono equivalente
- CGI – Ferro fundido com grafita compacta (*Compacted Graphite Iron*)
- CP – Corpo de prova
- FC– Ferro fundido cinzento
- LG – Grafita Lamelar
- LE – Limite de Escoamento
- LR – Limite de Resistência
- MET – Microscopia eletrônica de transmissão
- MEV – Microscopia eletrônica de varredura
- MO – Microscopia óptica
- SG – Grafita esferoidal

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
2 OBJETIVOS.....	19
2.1 Objetivo Geral.....	19
2.2 Objetivos Específicos.....	19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1 Ferros Fundidos.....	20
3.1.1 Ferro fundido branco	21
3.1.2 Ferro fundido cinzento.....	22
3.1.3 Ferro fundido maleável.....	22
3.1.4 Ferro fundido nodular	23
3.2 Ferros fundidos com grafita compacta.....	24
3.2.1 Aplicações.....	24
3.2.2 Composição Química	26
3.2.3 Morfologia da Grafita.....	30
3.2.4 Matriz	34
3.2.5 Influência do Carbono Equivalente.....	36
3.2.6 Classificação dos ferros fundidos com grafita compacta.....	40
3.2.7 Propriedades Mecânicas do CGI	41
3.2.8 Análise térmica e controle do processo para a obtenção do CGI	47
4 MATERIAIS E MÉTODOS	50
4.1 Descrição geral do trabalho	50
4.2 Produção do Material.....	51
4.2.1 Corpo de prova	51
4.2.2 Projeto do sistema de vazamento para obtenção do C.P.	52
4.2.3 Confecção do modelo	54
4.2.4 Confecção do molde	54

4.2.5 Quantidade de liga acrescentada na vasqueta	55
4.2.6 Preparação do metal para preenchimento dos moldes	56
4.2.7 Identificação das amostras.....	58
4.3 Caracterização Química do Material.....	59
4.4 Caracterização Microestrutural	59
4.4.1. Microscopia óptica.....	60
4.4.2. Análise por Microscopia eletrônica de Varredura – MEV	63
4.5 Caracterização Mecânica	63
4.5.1 Ensaio de dureza.....	63
4.5.2 Ensaio de tração.....	64
4.5.3 Ensaio de Impacto.....	65
4.6 Simulação computacional	65
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	68
5.1. Análise da composição química.	68
5.2. Análise microestrutural	70
5.2.1 Liga com composição química base.....	70
5.2.2 Ligas com acréscimo de silício.....	73
5.2.3 Ligas com acréscimo de cobre.....	78
5.2.4 Ligas com acréscimo de estanho.....	82
5.3. Comportamento mecânico.....	86
5.3.1 Dureza.....	86
5.3.2 Ensaio de tração	88
5.3.3 Ensaio de impacto.....	91
5.4. Simulação computacional	93
5.5. Validação da simulação computacional.....	99
6. CONCLUSÕES.....	101
REFERÊNCIAS.....	103

1 INTRODUÇÃO

Dentro do atual contexto de preservação ambiental, envolvendo a necessidade de redução no consumo de combustíveis e na emissão de poluentes, o desenvolvimento de motores a diesel de alto desempenho tem sido, dentre outros objetivos, uma das metas da indústria automotiva (MRZYGLÓD et al., 2019). Por outro lado, essa crescente demanda de potência em motores a diesel, resultando no aumento da temperatura e da pressão nas câmaras de combustão durante o uso, aliada ainda à possibilidade de trabalho em condições consideradas anormais, pode impactar de forma negativa em características essenciais para essa aplicação, como a condutividade térmica e a resistência mecânica à compressão, dentre outras (QIU et al., 2016). Nesse sentido, apesar do desenvolvimento de muitos materiais apontados como avançados nas últimas décadas, os ferros fundidos se mantêm como importantes ligas metálicas para a indústria automotiva, cujas razões estão relacionadas à ampla gama de propriedades mecânicas e físicas que esses metais podem exibir e ao fato de que as tecnologias de fabricação dos componentes em geral por fundição estão razoavelmente controladas, além do custo final do produto ser considerado competitivo (CHUANG et al., 2015).

Os ferros fundidos com grafita vermicular, também denominados ferros fundidos de grafita compacta (*Compacted graphite iron - CGI*), são ligas ferrosas de concepção mais recente, em comparação com os demais ferros fundidos, cujas características se situam entre aquelas observadas para os ferros fundidos cinzentos e os ferros fundidos nodulares (BAZDAR et al., 2009; LIU et al., 2016; CHUANG et al., 2017). Nesse caso, dentre os aspectos mais importantes em termos de desempenho podem ser citadas resistência mecânica à tração, ductilidade e tenacidade superiores às aquelas verificadas para o ferro fundido cinzento e condutividade térmica, usinabilidade e capacidade de amortecimento de vibrações superiores às do ferro fundido nodular, aliando assim os aspectos favoráveis de ambos os grupos de materiais (BAZDAR et al., 2009; Zhang et al., 2018). Em adição a essas características, ainda são apontadas um menor coeficiente de expansão térmica e uma maior resistência a choques térmicos (MOHAMMED; NG; ELBESTAWI, 2011).

Dessa forma, os ferros fundidos com grafita compacta exibem uma adequada combinação de propriedades térmicas e mecânicas, especialmente a elevadas

temperaturas, que podem levar a um alto desempenho em componentes de motores, ou seja, a um maior rendimento relacionado à possibilidade de suportar picos de pressão de explosão ainda mais elevados durante o uso (GHODRAT et al., 2013; PIRGAZI; GHODRAT; KESTENS, 2014; QIU et al., 2016).

As propriedades dos ferros fundidos com grafita compacta, assim como para os demais materiais metálicos em geral, estão diretamente relacionadas à sua microestrutura, ou seja, à grafita e à matriz metálica que a contém (GHODRAT et al., 2013). Para essas ligas ferrosas, a grafita está presente na configuração de "vermes", como partículas relativamente grossas, alongadas e orientadas de maneira aleatória, com as extremidades arredondadas, formando uma rede tridimensional interconectada ao longo da matriz (SAHIN; MERIC, 2002; PINA et al., 2016). Essa matriz, por sua vez, para o caso das aplicações na indústria automotiva, costuma ser constituída de perlita. Dessa forma, a grafita seria responsável pelas propriedades térmicas favoráveis, assim como pela capacidade de amortecimento de vibrações, e a matriz perlítica estaria relacionada às demais propriedades, como resistência mecânica e resistência à fadiga (PIRGAZI; GHODRAT; KESTENS, 2014).

A grafita compacta ou na forma de "vermes" é considerada intermediária entre a grafita em nódulos e a grafita em veios ou lamelar, sendo que os mecanismos de transição entre as morfologias ainda não estão totalmente esclarecidos, constituindo tema de discussão (STEFANESCU et al., 2016). Sabe-se, entretanto, que a composição química e o processo de inoculação na operação de fundição influenciam de maneira acentuada as características da grafita nos CGI (BAZDAR et al., 2009). O tamanho e a morfologia dessas partículas, por sua vez, são considerados um dos fatores mais importantes quanto ao desempenho dos ferros fundidos com grafita compacta. Dessa forma, muitos trabalhos vêm sendo conduzidos na tentativa de controlar o formato, as dimensões e a distribuição da grafita nessas ligas metálicas (CHUANG et al., 2015; CHUANG et al., 2017).

Dentro desse contexto, na presente proposta de pesquisa pretendeu-se investigar a influência da composição química, por meio da alteração dos teores de silício, cobre e estanho, na microestrutura e nas propriedades mecânicas do CGI e ainda conduzir uma simulação numérica tanto do processo de fundição como do desempenho subsequente do material.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho foi avaliar o efeito de diferentes teores de silício, cobre e estanho na microestrutura e no comportamento mecânico de um ferro fundido com grafita compacta, com base na variação individual desses elementos químicos, fazendo uso de software de simulação e comparação prática e teórica.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são:

- desenvolver um sistema para incorporação controlada de silício, cobre e estanho;
- verificar a influência da alteração do teor de silício, cobre e estanho nas características da grafita desenvolvida, observando a morfologia, as dimensões, a proporção e a distribuição das partículas;
- avaliar os efeitos desses elementos de liga na matriz metálica do ferro fundido com grafita compacta, ou seja, na proporção e nas características dos constituintes formados, especialmente a perlita;
- analisar a influência da microestrutura desenvolvida nas propriedades mecânicas do material;
- comparar os resultados obtidos na prática com os resultados previstos por simulação a partir do *software* Magma®.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ferros Fundidos

Os ferros fundidos são empregados com frequência devido à combinação de propriedades importantes para a engenharia, trazendo vantagens que antes eram encontradas apenas nos aços. Os ferros fundidos são utilizados em diferentes segmentos industriais e aplicados, principalmente, na indústria automobilística, em vários componentes dos motores e peças em geral (BAZDAR et al., 2009). Como o próprio nome já diz, o ferro fundido é comumente obtido por meio da fundição, processamento que possibilita a obtenção de peças com formas complexas e de tamanhos variados.

As metas ambientais associadas à redução da emissão de carbono, bem como a diminuição de combustíveis fósseis disponíveis, impulsionam continuamente a melhoria e o domínio de técnicas de processamentos dos ferros fundidos. Diante disso, os ferros fundidos com grafita compacta se mostram como alternativa interessante para melhor atender o alto desempenho e eficiência exigidos aos novos motores de combustão interna, que demandam cada vez mais um aumento da pressão de explosão para um melhor rendimento (DAWSON et al., 2001). Para o caso dos blocos de motor de grande porte, como os motores a diesel, a utilização do ferro fundido com grafita compacta em substituição ao ferro fundido cinzento permite uma redução das espessuras de parede com consequente redução de peso do sistema, sem comprometer a resistência mecânica e o rendimento do motor (SUHAIMI et al., 2017; GUESSER, 2009).

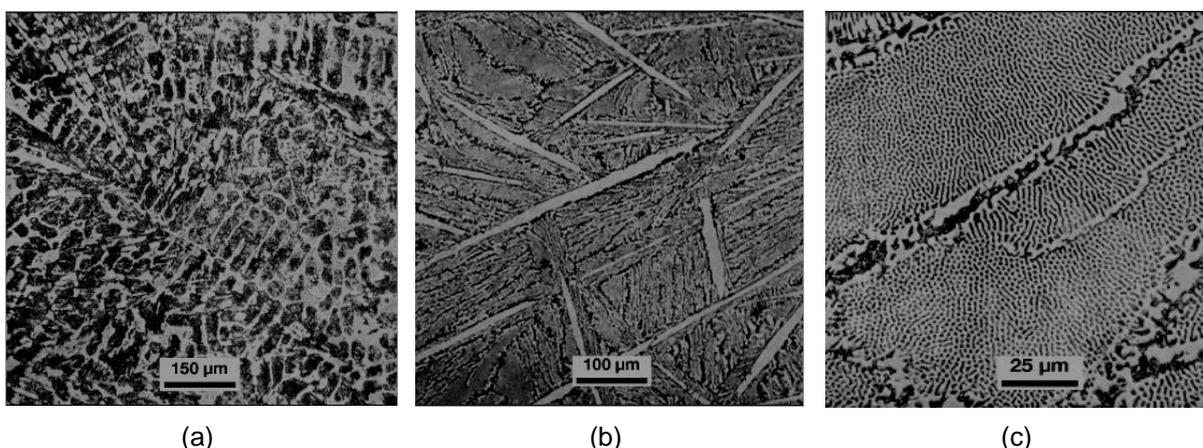
Segundo Guesser (2009), é possível classificar os ferros fundidos em cinco famílias: ferro fundido branco; ferro fundido cinzento; ferro fundido maleável; ferro fundido nodular e ferro fundido com grafita compacta. Essa classificação depende principalmente da composição química, da taxa de resfriamento além da presença e forma da grafita. A classe dos ferros fundidos com grafita compacta, tema do presente trabalho, será abordada com maior nível de detalhes no tópico 3.2.

3.1.1 Ferro fundido branco

No ferro fundido branco, o carbono se encontra principalmente combinado, como cementita, devido à solidificação que se dá na forma metaestável, não possuindo grafita livre em sua microestrutura. Nesse caso, a liga formada apresentará elevada dureza e resistência ao desgaste. No entanto, exibirá baixas usinabilidade e tenacidade. Por isso, as peças fabricadas com essa liga são fundidas com a geometria e dimensões próximas às formas finais, evitando o acabamento por usinagem. Devido a essas propriedades, são comumente utilizados em equipamentos de mineração e moagem, onde a resistência ao desgaste é muito importante. No caso da fratura, verifica-se um aspecto claro, conhecido como fratura branca, o que dá o nome a essa classe dos ferros fundidos (JIA et al., 2014).

A classe dos ferros fundidos brancos pode ainda ser dividida em hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos, uma vez que a porcentagem de carbono terá influência na microestrutura formada. Na Figura 1 podem ser observadas as diferentes microestruturas que o ferro fundido branco (sem adição de determinados elementos de liga) poderá apresentar (COLPAERT, 2008). Para o hipoeutético, observa-se uma microestrutura de “ilhas” de perlita envolvidas por ledeburita. Na microestrutura de um ferro fundido eutético, pode-se verificar a ledeburita, constituente composto de glóbulos de perlita em uma matriz de cementita. Para o hipereutético, ripas de cementita sobre um fundo de ledeburita são observadas (VDOVIN; GORLENKO; AVALISHCHIN, 2015; COLPAERT 2008).

Figura 1 - Microestruturas do ferro fundido branco.



(a): Ferro fundido branco hipoeutético; (b): hipereutético; (c): eutético.

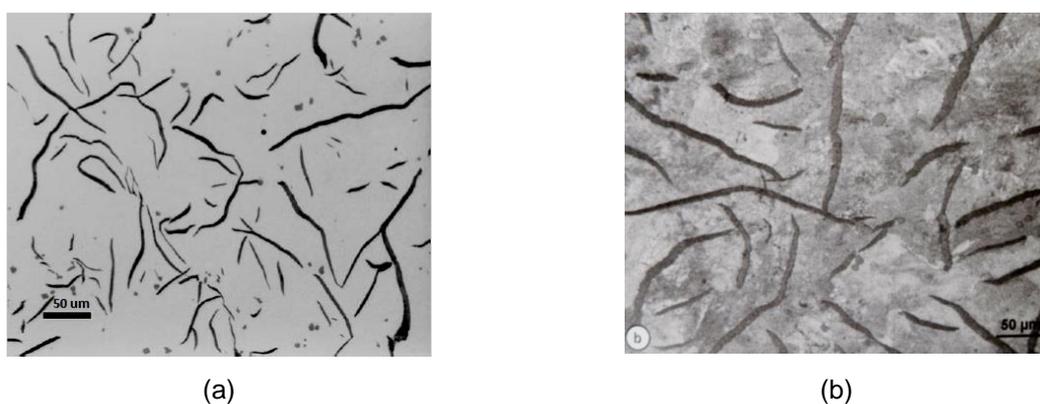
Fonte: COLPAERT, 2008.

3.1.2 Ferro fundido cinzento

Os ferros fundidos cinzentos (FC) geralmente contêm de 3,2 a 4,5% de C e de 1,0 a 3,0% de Si, apresentando ainda manganês, fósforo e enxofre, podendo exibir outros elementos. Devido à sua composição química, o mais provável é observar uma solidificação segundo a forma estável do diagrama ferro-carbono, ou seja, verifica-se a formação da grafita. A grafita apresenta morfologia normalmente lamelar ou em veios, conforme apresentado na Figura 2 (GUESSER, 2009; RADZIKOWSKA, 2005). Essa morfologia contribui para o aumento da resistência mecânica à compressão e da capacidade de absorver vibrações (JABBARI; DAVAMI; VARAHRAM, 2010).

Dentre os ferros fundidos, a classe dos cinzentos é a mais utilizada devido às propriedades de boa resistência mecânica e desgaste, capacidade de absorver vibrações e boa usinabilidade, além disso, o custo de produção é considerado relativamente baixo. No caso da fratura, verifica-se uma estrutura escura, sendo conhecida como fratura cinza, o que dá o nome a esta classe dos ferros fundidos (RADZIKOWSKA, 2005).

Figura 2- Microestrutura de ferro fundido cinzento revelando a morfologia da grafita.



(a): Sem ataque químico; (b): Com ataque químico.
Fonte: RADZIKOWSKA, 2005.

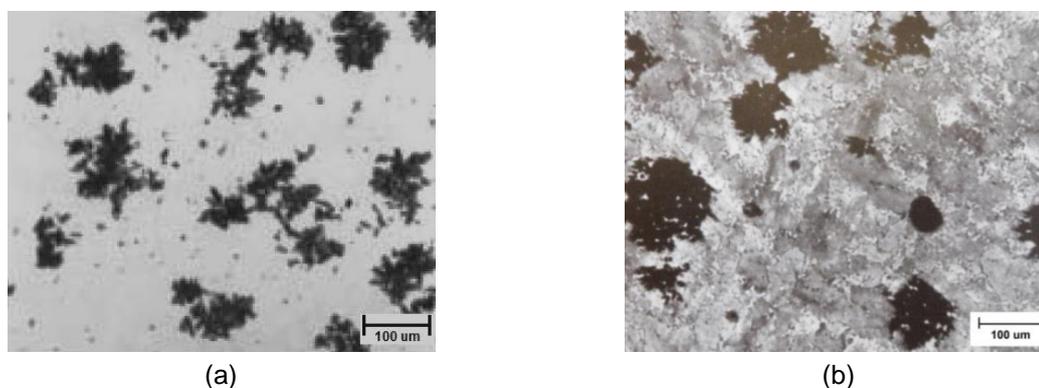
3.1.3 Ferro fundido maleável

Quando o ferro fundido branco é submetido a um tratamento térmico denominado maleabilização, visando melhorias na ductilidade e tenacidade, forma-se uma nova classe, denominada ferro fundido maleável. A principal característica dessa classe é justamente a ductilidade. Com isso, menciona-se que o ferro fundido

maleável apresenta propriedades intermediárias entre o ferro fundido cinzento e os aços, podendo ultrapassar 10% de alongamento uniforme em um ensaio de tração uniaxial (PIRNAT; MRVAR; MEDVED, 2011)

O tratamento térmico de maleabilização atuará basicamente na decomposição da cementita, formando “cachos” irregulares de grafita na microestrutura, conforme pode ser observado na Figura 3 (ASM HANDBOOK, 2008) No entanto, o alto custo e o elevado tempo de fabricação referente ao tratamento térmico de maleabilização é uma desvantagem na utilização dessa classe de ferros fundidos (ASM HANDBOOK, 2008).

Figura 3- Microestrutura de ferro fundido maleável revelando a morfologia da grafita.



(a): Sem ataque químico; (b): Com ataque químico

Fonte: ASM HANDBOOK, 2008

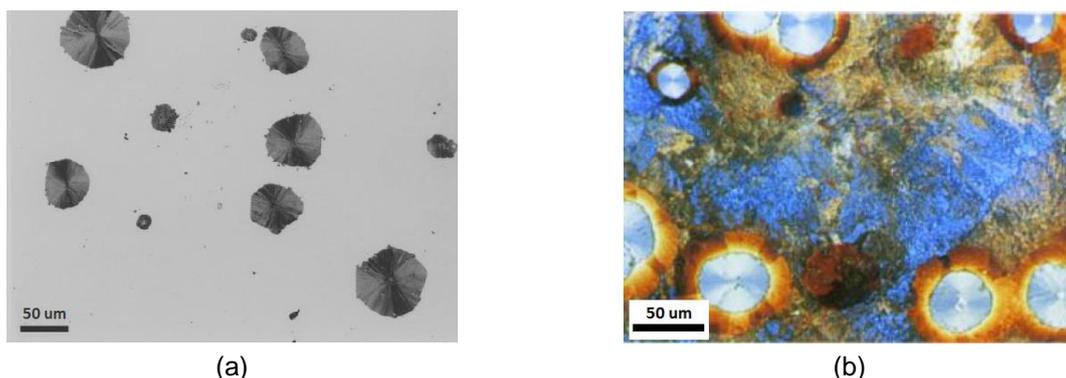
3.1.4 Ferro fundido nodular

Para a obtenção do ferro fundido nodular é importante envolver etapas de ajuste da composição química e taxa de resfriamento, por isso, durante a sua fabricação, é comum a adição de alguns elementos de liga. Adicionam-se ao metal fundido elementos que favorecem a formação da grafita com morfologia nodular, que são denominados nodularizantes. Esses favorecem a forma esférica da grafita, geralmente apresentando magnésio ou terras raras em sua composição. O magnésio é caracterizado por ser um elemento desoxidante e dessulfurante, uma vez que ao entrar em contato com o metal fundido reage quimicamente, se ligando ao enxofre e ao oxigênio, auxiliando na remoção desses a partir da escória (LABRECQUE; GAGNE, 1998; CHAKRABORTY et al., 2019).

Os ferros fundidos nodulares, também conhecidos como ferros dúcteis ou ferros de grafita esferoidal, são utilizados em diferentes aplicações na engenharia,

por aliar a alta tenacidade, resistência mecânica e ductilidade. Ao contrário dos ferros fundidos cinzentos, a forma esférica da grafita, mostrada na Figura 4, não leva à fragilização do material e, assim, as propriedades mecânicas são controladas principalmente pela matriz metálica (ASM HANDBOOK, 2008; RADZIKOWSKA, 2005).

Figura 4- Microestrutura do ferro fundido nodular revelando a morfologia da grafita.



(a): Sem ataque químico; (b): Com ataque químico

Fonte: RADZIKOWSKA, 2005; ASM HANDBOOK, 2008.

Quando a matriz for constituída principalmente por perlita, o material apresentará valores mais significativos no que diz respeito à resistência mecânica, alcançando limite de resistência de até 900 MPa para valores de alongamento uniforme de 2 %. O contrário é esperado quando a matriz metálica for basicamente ferrítica, onde é encontrado um limite de resistência de 380-450 MPa para valores de alongamento de 10-12 % (SERTUCHA et al., 2010; GUESSER, 2009).

3.2 Ferros fundidos com grafita compacta

3.2.1 Aplicações

Em relação às aplicações, o ferro fundido com grafita compacta (CGI) é utilizado por apresentar maior resistência à tração, ductilidade, dureza, tenacidade e estabilidade dimensional do que o ferro fundido cinzento e melhor usinabilidade, fundibilidade, condutividade térmica e capacidade de amortecimento de vibrações do que o ferro fundido nodular, sendo empregado em aplicações onde propriedades intermediárias às duas classes são requeridas (MOHAMMEDN; ELBESTAWI, 2011). Outra vantagem, especialmente em relação aos ferros fundidos nodulares, está no

processamento da liga, envolvendo menor geração de escória e sendo menos suscetível à contração e à formação de carbonetos. Por essas razões, o ferro fundido com grafita compacta vem sendo considerado para uma série de aplicações, principalmente na indústria automobilística, em componentes como tambores de freio, cabeçotes e blocos motores (BAZDAR et al., 2009). Na Tabela 1 pode-se verificar como o ferro fundido com grafita compacta apresenta, para diferentes propriedades, valores intermediários àquelas observadas para o ferro fundido cinzento e o ferro fundido nodular (DAWSON et al., 2001).

Tabela 1- Propriedades do ferro fundido cinzento, vermicular e nodular com matriz perlítica.

Propriedades	Cinzento	Vermicular	Nodular
Resistência à tração (MPa)	250	450	750
Módulo de elasticidade (GPa)	105	145	160
Resistência à fadiga (MPa)	110	200	250
Condutividade térmica (W/(mK))	48	37	28
Dureza (HB)	179 - 202	217 - 241	217 - 255

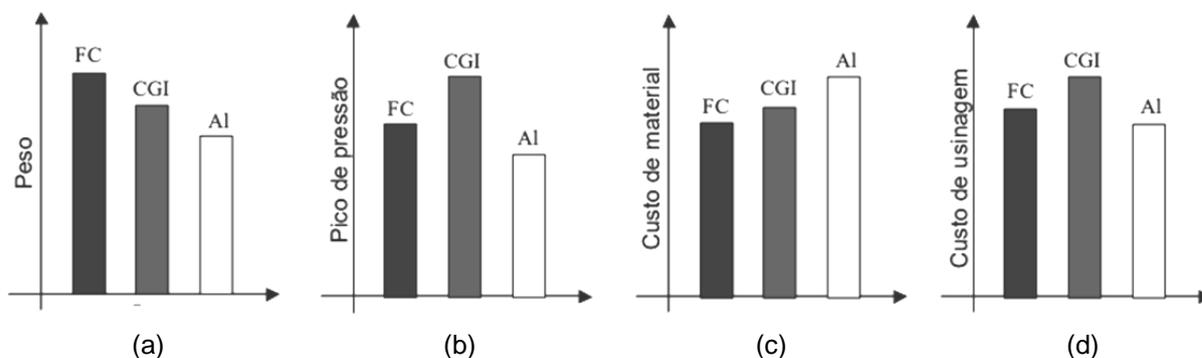
Fonte: DAWSON et al., 2001 (adaptado).

Na indústria automotiva, os blocos de motor são considerados elementos estruturais de elevada complexidade, tanto no que diz respeito à forma quanto aos efeitos térmicos e elevada pressão que são submetidos. Assim, atualmente, três materiais são utilizados em maior escala na confecção dos blocos de motor: ligas de alumínio, o ferro fundido cinzento e o ferro fundido com grafita compacta. Comparando essas três classes de materiais em relação ao peso, ao custo de usinagem, ao custo do material e ao pico de pressão máximo que a liga suporta, verifica-se, conforme a Figura 5 (BOFF, 2003), que o alumínio permite a maior redução do peso e menor custo de usinagem. Por outro lado, as ligas de alumínio detêm a menor capacidade de suportar as elevadas pressões de trabalho e apresentam o maior custo de matéria prima.

O ferro fundido cinzento exibe o mais baixo custo de material e apresenta uma usinabilidade quase comparável à das ligas de alumínio, possuindo ainda capacidade de suportar pressões intermediárias às outras duas classes de ferros fundidos. Porém, os blocos de motor de ferro fundido cinzento exibem peso mais elevado e, por isso, baixa eficiência. Por sua vez, o CGI, embora apresente o maior

custo de usinagem, possibilita uma diminuição de peso e redução do custo do material a um patamar intermediário às outras duas ligas, mas o que o torna diferenciado é a capacidade de suportar as elevadas pressões de trabalho (BOFF, 2003; DAWSON, 2009). Dessa forma, o que se tem observado na indústria automotiva é um aumento do uso das ligas de alumínio e do ferro fundido com grafita compacta. O alumínio tem substituído os blocos de motores menores, principalmente os de três cilindros, onde não é necessário um elevado pico de pressão e onde os clientes optam por economia de combustível, que é alcançada pela redução do peso que essa liga permite. O ferro fundido com grafita compacta, por sua vez, tem sido a melhor opção para motores maiores, especialmente a diesel, onde a elevada pressão de trabalho é requerida e as metas ambientais exigem menor emissão de carbono, o que é alcançado com a redução do peso se comparado ao ferro fundido cinzento. Para motores de porte intermediário, o ferro fundido cinzento ainda é muito utilizado, em vista do baixo custo do material e da usinagem e por suportar pressão de trabalho intermediária às outras duas ligas de ferros fundidos (MOHAMMED; ELBESTAWI, 2011; DAWSON, 2009).

Figura 5- Comparação entre materiais para fabricação de blocos motores



(a): Peso; (b) Pico de pressão; (c): Custo de material; (d) Custo de usinagem.

(FC) Ferro fundido cinzento; (CGI) Ferro fundido cinzento; (Al) Alumínio

Fonte: BOFF, 2003 (adaptado).

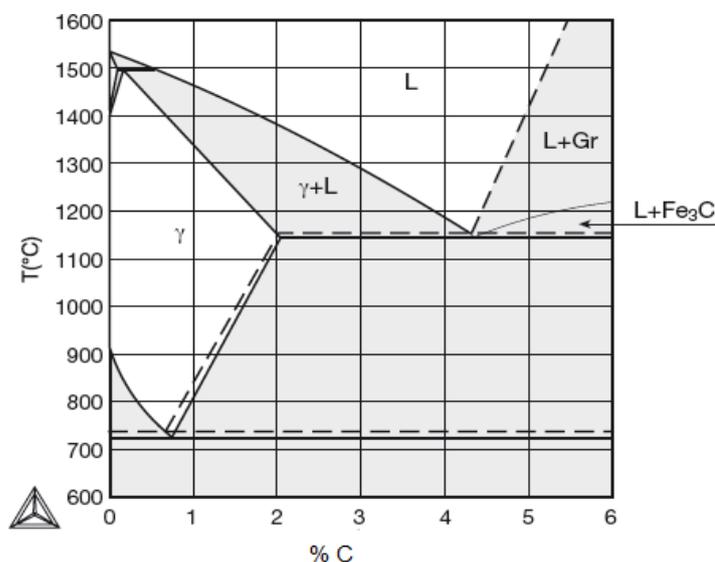
3.2.2 Composição Química

Quanto à composição química, o ferro fundido em geral é uma liga que apresenta ferro e carbono em sua composição, podendo conter ainda outros elementos de liga como, por exemplo, Si, Mn, S, Sn e Cu. Para ser considerado elemento de liga, a quantidade de incorporação deve ser superior a 0,10%. As

exceções para essa regra são referentes ao nitrogênio e ao boro, que são considerados elementos de liga para valores a partir de 0,001% e o Sn para valores superior a 0,005% (ASM HANDBOOK, 2008). Os elementos de liga são empregados para modificar a estrutura da matriz, a morfologia da grafita ou a solidificação da liga como um todo, visando melhorias do processo e das propriedades mecânicas. Dentre esses elementos, de maneira geral, os que exercem maior influência na microestrutura dos ferros fundidos são Si, Mn e C (ASM HANDBOOK, 2008).

Dependendo da composição química e velocidade de resfriamento, o ferro fundido pode se solidificar de duas maneiras, na forma metaestável e na forma estável. Observando o diagrama de equilíbrio Fe-C, na Figura 6, referente à faixa que corresponde aos ferros fundidos, pode-se compreender as duas formas de solidificação (COLPAERT, 2008). A solidificação metaestável se dá na linha contínua do diagrama, na temperatura de 1148°C, podendo ser exemplificada pela equação $L(4,30\%C) = \gamma(2,11\%C) + Fe_3C(6,67\%C)$. Nesse caso, observa-se o equilíbrio com a cementita. A solidificação estável se dá na linha tracejada do diagrama, à temperatura de 1154°C, podendo ser exemplificada pela equação $L(4,26\%C) = \gamma(2,08\%C) + C_{grafita}(100\%C)$. Nesse caso, observa-se o equilíbrio com a grafita (BAZDAR et al., 2009; COLPAERT, 2008). Para os ferros fundidos com grafita compacta, a solidificação se dá na forma estável, havendo portanto, formação de carbono livre na forma de grafita.

Figura 6- Diagrama de equilíbrio Fe-C



Fonte: COLPAERT, 2008

A formação de grafita, mencionada anteriormente, está relacionada à presença de silício. Para teores baixos de silício e carbono, aliados a altas taxas de resfriamento, é mais provável ocorrer uma solidificação segundo a forma metaestável, favorecendo a formação de cementita, que é caracterizada por ser muito dura e frágil. Para ligas com altos teores de C e Si, aliados à baixa taxa de resfriamento, espera-se observar uma solidificação segundo a forma estável. Nesse caso, a presença do silício levaria a uma maior diferença entre as temperaturas estável e metaestável, ou seja, as linhas contínua e tracejada do diagrama mostrado na Figura 6 se tornariam mais distantes. Dessa forma, mediante um resfriamento mais lento, uma vez que a linha tracejada é caracterizada por temperaturas superiores e há tempo para os mecanismos difusionais, ocorre a formação de carbono livre como grafita. O Si atua, portanto, como elemento grafitizante durante a solidificação, propiciando a formação de grafita e ferrita durante a reação eutetóide, também reduzindo a estabilidade da cementita. Teores elevados de silício resultam em um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil, de modo que o teor de silício é restrito a valores inferiores a 2,75%, suficiente para formação do eutético grafitico (ALHUSSEIN et al., 2014).

A quantidade de enxofre presente no ferro fundido dependerá do tipo de liga que está sendo produzida. Este elemento tem uma função importante, pois a quantidade utilizada está diretamente ligada à morfologia da grafita. Por exemplo, na produção do ferro fundido cinzento, utiliza-se uma maior quantidade de enxofre para a obtenção da grafita na forma lamelar, sendo o percentual utilizado situado entre 0,080 a 0,120%. Por outro lado, na produção do ferro fundido nodular, a quantidade desse elemento deve ser o menor possível, <0,012%. Para obter valores baixos de S, utiliza-se o magnésio, uma vez que esse reage com o S limitando o seu percentual a valores mínimos. No caso específico do ferro fundido de grafita compacta, a quantidade de Mg e terras raras é calculada para regular o percentual de S a uma janela de composição química favorável à formação da grafita compacta. Na próxima seção, 3.2.3, será discutida com mais detalhes a dependência da morfologia da grafita em relação à quantidade de enxofre e outros elementos químicos (BAZDAR et al., 2009; NAKAE; SUGIDA; ZHAO, 2006).

O manganês, por sua vez, tem o efeito de contrapor parte da ação grafitizante do Si, já que durante a solidificação apresenta fraca tendência carbonetante. Além disso, o Mn se junta ao S formando sulfeto de manganês MnS, distribuído

uniformemente pela matriz. Na ausência do manganês, o enxofre se ligaria aos átomos de ferro, formando sulfeto de ferro FeS que segregaria para áreas intercelulares ou limites de grão durante a solidificação, fragilizando a estrutura. O Mn também é um forte perlitizante, no entanto, o seu uso para aumentar a quantidade de perlita não é recomendado, pois afeta negativamente a relação entre a resistência e a dureza, de modo que a liga atingirá determinado patamar de resistência a tração com uma dureza maior do que a típica (SUSIL; PAVAN, 1999; BAZDAR et al., 2009).

O fósforo é outro elemento tipicamente presente nas ligas de ferro fundido, principalmente devido a valores residuais na matéria prima. Esse elemento apresenta um efeito acentuado no aumento da fluidez do ferro. Sua presença, no entanto, é normalmente indesejada, pois pode elevar a temperatura de transição dúctil-frágil para ferros fundidos com matriz ferrítica, sendo esse efeito menos evidente quando a matriz apresenta quantidades significativas de perlita. De qualquer forma, quando boa resistência ao impacto é requerida, o percentual deve ser inferior a 0,03%. Em algumas situações, a incorporação do fósforo também pode ser aumentada para 0,06 a 0,11% para minimizar a colagem da areia de moldagem na superfície da peça fundida (KANDULA, 2014).

O CGI apresenta uma alta tendência à ferritização e, por isso, alguns elementos químicos são utilizados para promover a formação da perlita, sendo os mais comuns o cobre e o estanho, que pela baixa temperatura de fusão permitem uma rápida incorporação ao banho metálico. Outro elemento que tem poder perlitizante é o titânio, mas esse tem a utilização restrita por prejudicar a usinabilidade. Pela tendência de ferritização já mencionada do CGI é comum complementar a utilização do Cu e Sn com a ausência de molibdênio, uma vez que esse também exibe ação ferritizante (JANUS; KURZAWA, 2011). Na Tabela 2 são listados os efeitos de diferentes elementos químicos na microestrutura do CGI (ASM HANDBOOK, 2008).

É comum que outros elementos químicos também estejam presentes na composição química dos ferros fundidos. Esses elementos são provenientes da contaminação da matéria prima, podendo ser vantajosos ou prejudiciais. Dentre os elementos químicos mais comumente encontrados estão o alumínio, o bismuto, o cálcio, o chumbo, o telúrio, o fósforo, o titânio e o nitrogênio. É por esse motivo que as fundições precisam fazer uma seleção criteriosa dos insumos utilizados na

produção. Pequenas quantidades de elementos podem influenciar na nucleação, na morfologia da grafita, na difusão do carbono da matriz e em outros fatores, afetando de maneira negativa as propriedades finais da peça fundida (KANDULA, 2014).

Tabela 2- Efeito dos diferentes elementos químicos na microestrutura do CGI.

Elemento Químico	Efeito durante solidificação	Efeito durante reação eutética
Al	Forte grafitizante	Promove a formação da grafita e ferrita
Sb	Pouco efeito	Forte estabilizador da perlita
B (>0,015%)	Forte grafitizante	Promove a formação da grafita
B (<0,015%)	Estabilizador de carbonetos	Forte retentor de perlita.
Cr	Formador de carbonetos estáveis	Forte formador de perlita
Cu	Suave grafitizante	Promove a formação de perlita
Mn	Suave formador de carbonetos	Promove a formação de perlita
Mo	Suave formador de carbonetos	Promove a formação de ferrita e bainita
Ni	Grafitizante	Suave formador de perlita
Si	Forte grafitizante	Promove a formação da grafita e ferrita
Te	Forte formador de carbonetos	Pequeno efeito na formação de perlita
Sn	Pouco efeito	Forte formador de perlita
Ti	Grafitizante	Promove a formação de grafita
V	Forte formador de carbonetos	Forte formador de perlita

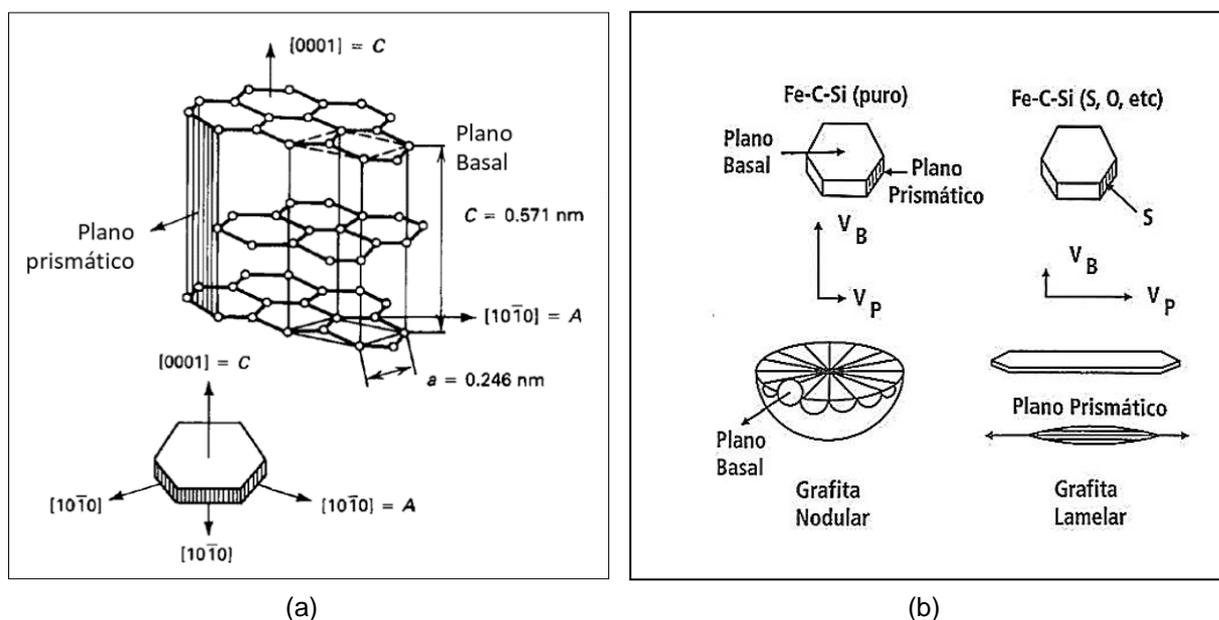
Fonte: ASM HANDBOOK, 2008 (adaptado).

3.2.3 Morfologia da Grafita

A grafita possui estrutura hexagonal compacta com possibilidade de crescimento seguindo dois planos, o plano basal e o plano prismático. O crescimento segundo o plano basal favorece a formação da grafita esferoidal (SG), já o crescimento segundo o plano prismático favorece a formação da grafita na forma lamelar (LG). Verifica-se na Figura 7 (a), a estrutura hexagonal da grafita, onde o crescimento na direção A se dá pelo plano prismático, enquanto o crescimento na direção C se dá pelo plano basal. O que irá definir a morfologia da grafita serão os fenômenos superficiais modificados pela presença ou ausência de elementos tensoativos, como o oxigênio e enxofre, conforme esquema apresentado na Figura 7(b).

A presença considerável de elementos tensoativos tornará mais favorável, em termos de tensão superficial, o crescimento segundo o plano prismático, obtendo grafita lamelar. Quando em quantidade reduzida, à presença de agentes tensoativos, observa-se um crescimento mais favorável segundo o plano basal, obtendo grafita esferoidal também conhecida como nodular. Quando o objetivo é obter grafita nodular, é comum a utilização do magnésio (Mg) no banho, isso porque o Mg se combina facilmente com o enxofre e oxigênio formando, respectivamente, MgO e MgS. Esta reação reduzirá o percentual de elementos tensoativos, favorecendo a formação da grafita nodular (GUESSER, 2009; BAZDAR et al., 2009).

Figura 7– Crescimento da grafita



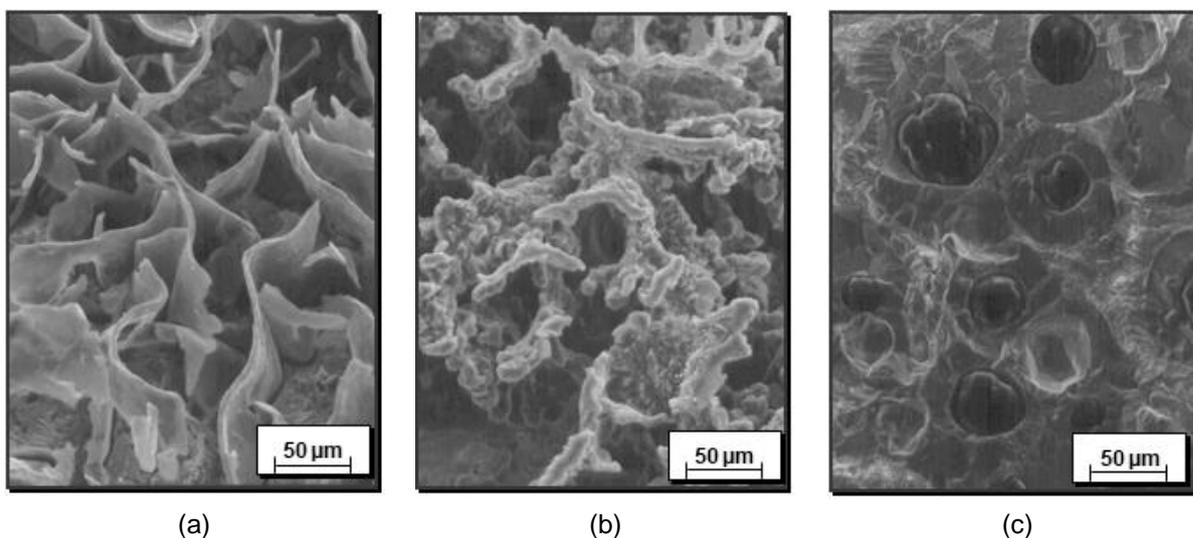
(a): Estrutura hexagonal da grafita; (b): Crescimento da grafita segundo os planos basal e prismático. Fonte: GESSER, 2009 (adaptado).

Nesse contexto, os elementos químicos que afetam o crescimento da grafita, podem ser divididos em duas categorias, elementos tensoativos e elementos reativos. Os elementos tensoativos favorecem a transição SG para LG e são, além do oxigênio e do enxofre, o alumínio, arsênio, bismuto, telúrio e antimônio. Os elementos reativos, ao contrário, favorecem a transição LG para SG e são o magnésio, o cálcio e terras raras, como o cério e o lantânio (CHAKRABORTY et al., 2019). Assim, as formas lamelares e esferoidais da grafita podem ser consideradas como dois extremos, visto que o crescimento da grafita se dá basicamente segundo um único mecanismo, basal ou prismático. Porém, para uma faixa estreita de

composição química, intermediária, o crescimento da grafita se dá segundo o mecanismo misto, havendo crescimento nos planos basal e prismático (STEFANESCU et al., 2016). Esse crescimento misto dá origem à grafita compacta (ou em vermes), tema do presente trabalho.

Os ferros fundidos com grafita compacta são conhecidos internacionalmente pela sigla CGI, justamente pela morfologia compacta da grafita presente em sua microestrutura. Esta se apresenta arredondada nas pontas e mais grosseira, sendo intermediária à grafita em veios presente nos ferros fundidos cinzento e em nódulos nos ferros fundidos nodulares. Assim, a morfologia da grafita mostra-se importante na diferenciação das classes de ferros fundidos, já que influencia diretamente nas propriedades mecânicas do material. Nesse contexto, quando se discute propriedades mecânicas dos ferros fundidos, devem-se levar em conta dois aspectos: a estrutura da matriz e a morfologia da grafita (PRAKASH; MYTRI; HIREMATH, 2011; GOMES; PACIORNIK, 2005; CHUANG et al., 2017). Na Figura 8 é possível verificar, por meio de imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), as três formas de grafita mais comuns para os ferros fundidos (DAWSON et al., 2001).

Figura 8– Imagens obtidas por MEV dos ferros fundidos com efeito tridimensional



(a) Grafita lamelar. (b) Grafita vermicular. (c) Grafita nodular.

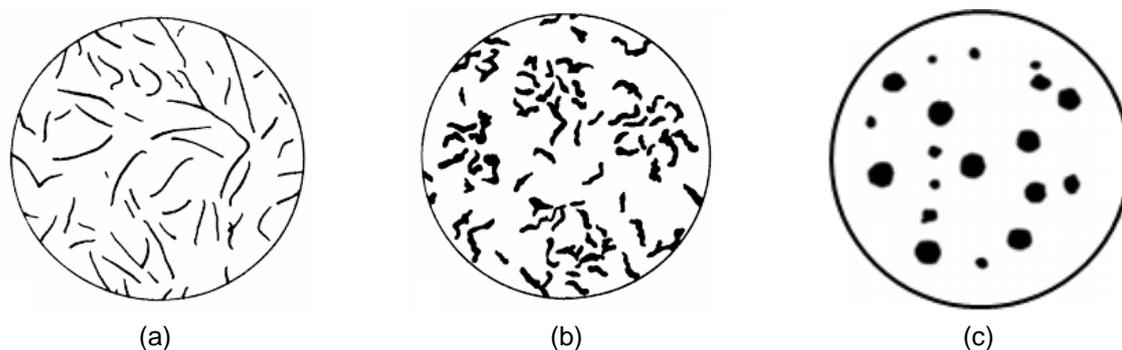
Fonte: DAWSON et al., 2001. (Adaptado).

A morfologia da grafita irá influenciar diretamente nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos, por exemplo, a grafita na forma esférica terá menor efeito em relação à concentração de tensões, enquanto que as formas mais agudas

irão resultar em concentração de tensões mais alta. Por outro lado, a grafita em forma de veios irá proporcionar ao material uma maior capacidade em absorver vibrações (PRAKASH; MYTRI; HIREMATH, 2011; GUMIENNY et al., 2018). A diferença entre os três tipos de grafita é mais marcante, quando analisadas tridimensionalmente a partir da microscopia eletrônica de varredura. Onde é possível ver que a grafita compacta, do ferro fundido com grafita compacta abrange diferentes direções, o que é muito importante para aumentar a interação com a matriz. Além disso, as bordas arredondadas das partículas CGI suprimem o início de fissuras que, de outra forma, ocorreria nas bordas da grafita lamelar. Juntos, esses fatores explicam o aumento da resistência mecânica em relação ao ferro fundido cinzento e a melhoria da condutividade térmica em relação ao ferro fundido nodular (DAWSON et al., 2001; BAZDAR et al., 2009; MRZYGLÓD et al., 2019).

Quanto à morfologia da grafita, a norma ISO 945-1: 2017 especifica um método de classificação da microestrutura por análise visual comparativa. Essa análise visual é um método estabelecido e reconhecido na indústria de fundição como uma maneira de determinar rapidamente a morfologia da grafita e se determinado lote está de acordo com as normas e especificações do cliente. Na Figura 9 são observadas algumas das classes apresentadas na norma ISO 945-1: 2017, onde verifica-se que a morfologia da grafita do CGI possui aparência intermediária às grafitas lamelar e nodular.

Figura 9—Comparação da morfologia da grafita para as principais classes de ferro fundido.

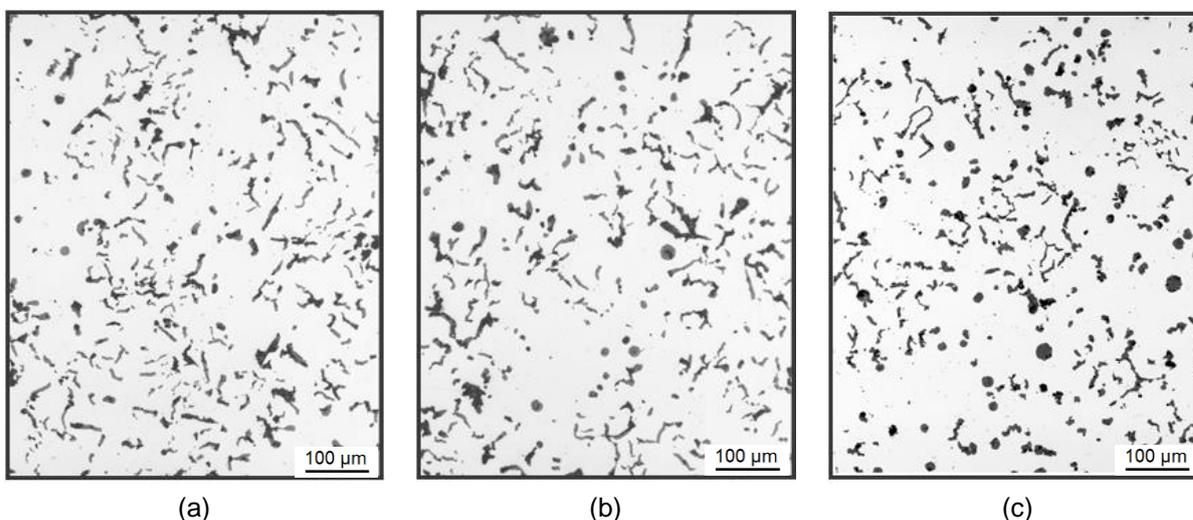


(a): Grafita lamelar. (b): Grafita compacta. (c): Grafita nodular
Fonte: NORMA ISO 945-1: 2017 (adaptado).

Neste contexto, o trabalho de Sun, Li & Chen (2008) destaca que uma amostra de ferro fundido com grafita compacta inclui, invariavelmente, algumas partículas de grafita nodular (esferoidal). Assim, há uma tolerância prevista nas

normas ASTM A842-85(2009), que admite um percentual mínimo de 80% de grafita compacta para a liga ser considerada CGI. Na Figura 10, verifica-se a microestrutura do ferro fundido com grafita compacta com diferentes percentuais de grafita nodular (SINTERCAST, 2019). Quanto mais alto o percentual de grafita compacta exigido pelo cliente, mais elevado deverá ser o controle do processo em relação à taxa de resfriamento, inoculação e nodularização, tornando o processo mais caro. Além disso, quanto maior o percentual de nodularidade, maior será a rigidez e menor será a condutividade térmica e usinabilidade do material. Para componentes automotivos, como é o caso dos cabeçotes e blocos do motor, a transferência de calor e a usinabilidade são de importância primordial. Para garantir estas propriedades, Dawson (2009) sugere alguns limites para a liga CGI, propondo a ausência de grafita do tipo lamelar, para evitar regiões com resistência mecânica mais baixa: i) máximo de 0,02% de titânio, para não comprometer a usinabilidade; ii) mínimo de 90% de perlita para garantir boa resistência mecânica e iii) máximo de 20% de nodularidade, para uma melhor transferência de calor e usinabilidade.

Figura 10–Diferentes percentuais de grafita nodular aceitas para uma liga CGI.



(a) 5% de grafita nodular. (b) 10% de grafita nodular. (c) 20% de grafita nodular.

Fonte: SINTERCAST, 2019

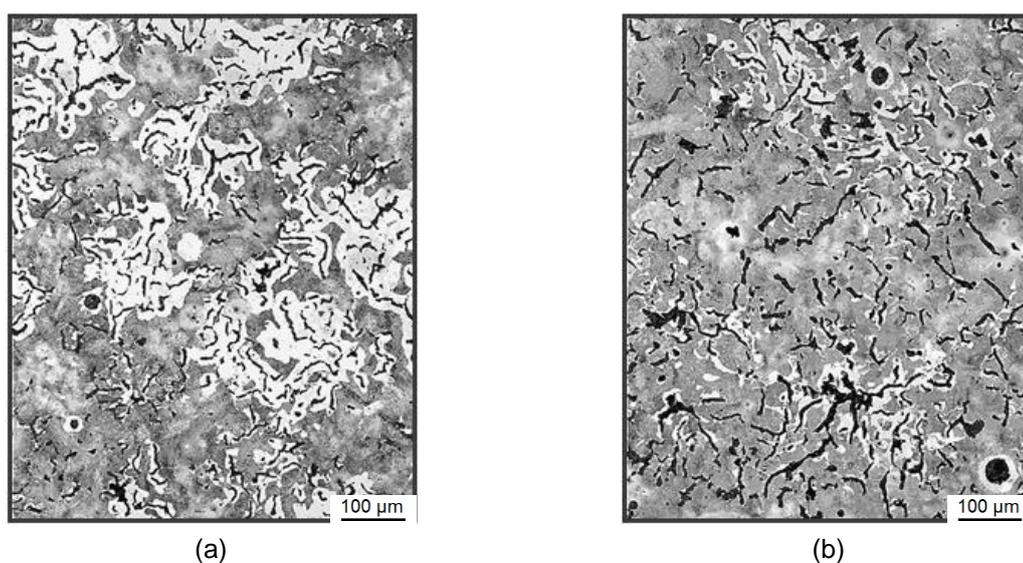
3.2.4 Matriz

Além da morfologia da grafita, a matriz metálica possuirá grande influência nas propriedades finais dos ferros fundidos. É comum observar ferros fundidos com grafita compacta com matrizes perlíticas e/ou ferríticas nas diferentes aplicações da

engenharia (LACAZE et al., 2017). A estrutura da matriz do ferro fundido se desenvolve como resultado da transformação da austenita durante o resfriamento. Assim, a estrutura final do ferro fundido é determinada durante a solidificação, dependendo da composição química, da taxa de resfriamento e da presença e tipo de grafita (MOHAMMED; NG; ELBESTAWI, 2011; LACAZE, 1999).

A composição química da austenita influenciará na formação da microestrutura, dependendo da presença de elementos que favorecem a formação do eutético grafítico ou que promovem a formação da ferrita ou perlita, conforme detalhado anteriormente. A taxa de resfriamento, por sua vez, também possui relevante influência na microestrutura. Taxas de resfriamento maiores fazem com que a transformação austenítica ocorra a temperaturas mais baixas, inibindo assim a formação de ferrita. Ao contrário, taxas de resfriamento menores favorecem a difusão do carbono até a grafita, formando a ferrita. As quatro principais estruturas que podem se desenvolver durante o resfriamento são ferrita, perlita, bainita e martensita, respectivamente à medida que se aumenta a taxa de resfriamento (STEFANESCU et al., 2016; LACAZE et al., 2017). Na indústria automobilística, o mais comum, é a presença da matriz perlítica. Na Figura 11 pode-se notar duas microestruturas do CGI com diferentes percentuais de perlita (SINTERCAST, 2019).

Figura 11–Diferentes percentuais de perlita na microestrutura do ferro fundido com grafita compacta



(a) 60% de perlita. (b) 80% de perlita.
Fonte: SINTERCAST, 2019

A microestrutura formada na matriz de um ferro fundido também é influenciada pela presença e espaçamento da grafita. O carbono presente na matriz tende a se difundir até a grafita, deixando a região de origem pobre em carbono e com maior tendência à formação da ferrita (RIBEIRO et al., 2016; SERTUCHA et al., 2010). Elementos químicos como o Cu e o Sn podem ser adicionados na liga para inibir a formação da ferrita. Esses elementos vão interferir em dois aspectos, dificultam a difusão do carbono e pelo fato de segregarem preferencialmente na superfície da grafita, bloqueando a adição de átomos de carbono difundidos (JANUS; KURZAWA, 2011).

No caso do ferro fundido cinzento o carbono é mais prontamente depositado nas extremidades das lamelas da grafita. Assim, as regiões da matriz próximas às bordas ficarão com déficit de carbono, sendo mais favorável a formação da fase ferrítica. No caso do ferro fundido nodular, os planos basais da grafita se encontram aproximadamente paralelos à superfície, por isso estão prontamente favoráveis a receber os átomos de carbonos difundidos. Nesse caso, a ferrita se formará em torno de toda a grafita, formando uma espécie de anel ferrítico em torno do nódulo. O ferro fundido com grafita compacta possui a grafita com morfologia irregular e intermediária aos ferros cinzentos e nodulares, contribuindo para a difusão do carbono em diferentes pontos, sejam nos planos basais ou prismáticos. Nesse caso, a formação da ferrita se dá rapidamente e medidas para sua inibição são mais difíceis de implementar (ASM HANDBOOK, 2008; BAZDAR et al., 2009).

3.2.5 Influência do Carbono Equivalente

Para os ferros fundidos, o conceito do carbono equivalente (CE) é empregado para entender como os efeitos combinados de diferentes elementos de liga comportam-se para uma quantidade equivalente de carbono. Assim, é verificado o quanto esses elementos, especialmente o silício e o fósforo, afetam na composição do ponto eutético sugerindo um índice que converta a quantidade desses em valores de substituição ao carbono (LIU et al., 2016). A equação 1 resume as contribuições do carbono, do silício e do fósforo no CE. Verifica-se que a contribuição do Si e do P possuem pesos diferentes quando comparados com a contribuição do carbono, equivalendo a 1/3.

$$\%C + 1/3 \%Si + 1/3 \%P = 4,3$$

Equação 1

Na produção de peças fundidas é comum limitar o percentual de fósforo a valores residuais, já que a sua presença influenciará negativamente na temperatura de transição dúctil-frágil, comprometendo a resistência ao impacto. Além disso, a presença do fósforo, em maiores quantidades, pode favorecer a formação do fosfeto de ferro, constituinte conhecido como steadita. Esse constituinte fragiliza a microestrutura comprometendo a resistência mecânica. Assim, normalmente a sua presença nas ligas de ferro fundido é indesejada. Para isso é necessário um controle rigoroso da matéria prima que poderá conter teores indesejados de fósforo. Unindo a presença limitada do P na liga com o fato da sua contribuição ser 1/3 da contribuição do carbono, a Equação 1 é muitas vezes resumida, conforme a Equação 2. Por exemplo, em ligas com 0,05% de fósforo a contribuição desse elemento será de apenas $0,05 / 3 = 0,017$, aproximadamente zero.

$$\%C + 1/3 \%Si = 4,3$$

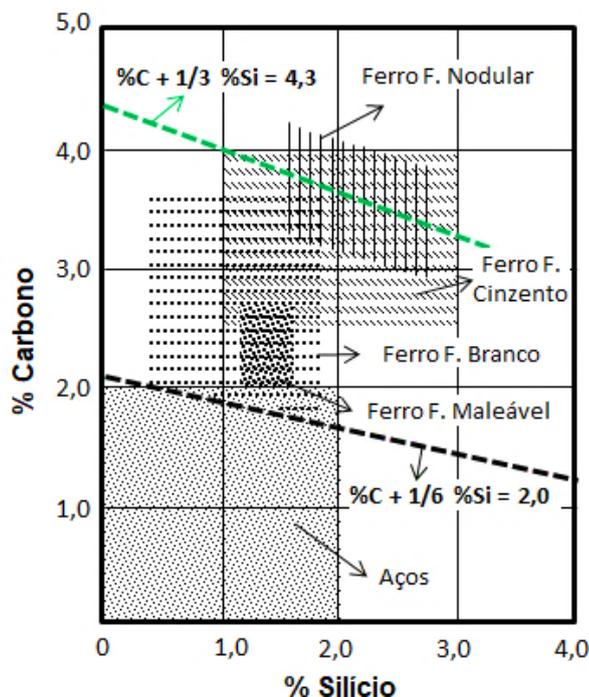
Equação 2

Por sua vez, a presença do silício é determinante para garantir boas propriedades nos ferros fundidos. Como mencionado, sua presença é importante na estabilização da grafita e previne a formação de cementita nas seções finas de peças com perfil complexo. Dessa forma, conforme observado nas equações 1 e 2, o aumento percentual do silício nas liga de ferro fundido permite uma redução percentual do carbono sem deslocar o ponto eutético, desde que a relação apresentada na equações seja seguida.

Com o auxílio da Figura 12 pode-se compreender melhor a relação e a contribuição do carbono e do silício no cálculo do carbono equivalente para diferentes ligas ferrosas (ASM HANDBOOK, 2008). Observa-se que a linha tracejada superior, na cor verde, representa o percentual de carbono necessário para manter o carbono equivalente fixo no ponto eutético, à medida que o percentual de silício é modificado. Sendo assim, as composições químicas das ligas que satisfazem a relação $\%C + 1/3 \%Si = 4,3$ são denominadas eutéticas. Por sua vez, as composições de liga que ultrapassam o limite superior da linha pontilhada são denominadas hipereutéticas, visto que a relação $\%C + 1/3 \%Si > 4,3$. No caso das

ligas hipoeutéticas, as composições da liga estão compreendidas abaixo da linha tracejada e a relação entre carbono e silício é menor do que 4,3.

Figura 12– Composição química aproximada de carbono e silício para diferentes ligas ferrosas.



Fonte: ASM HANDBOOK, 2008(adaptado)

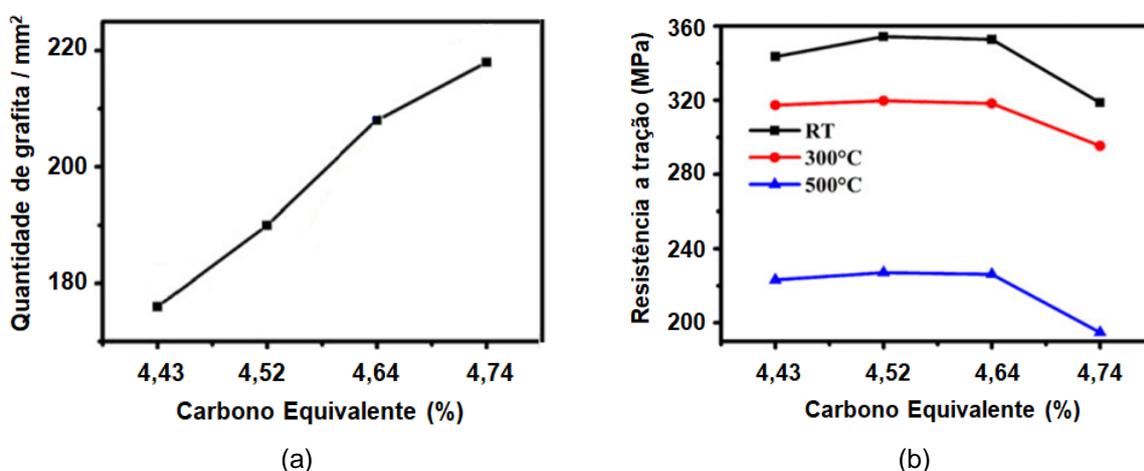
Uma dúvida frequente em relação ao carbono equivalente é se ligas com percentuais diferentes de carbono e silício, mas com o mesmo valor do carbono equivalente, possuirão as mesmas características no que se refere as propriedades mecânicas. De fato algumas características serão semelhantes, como é o caso da temperatura de solidificação. Porém, as propriedades que dependem intrinsecamente de cada um dos elementos que compõe o carbono equivalente serão diferentes. Por exemplo, o carbono é mais eficiente na prevenção da contração do produto fundido, assim a brusca redução do carbono em uma liga, mesmo mantendo o carbono equivalente constante com o aumento percentual do silício pode acarretar em problemas dimensionais e defeitos de fundição associados à contração durante a solidificação, como é o caso do rechupe.

Por sua vez, o silício é mais eficiente na prevenção da formação de cementita, especialmente nas seções mais finas que estão sujeitas a uma taxa de resfriamento maior. Assim, o aumento do uso do silício pode contribuir na formação da grafita, por aumentar a nodularização (DAWSON, 2011). Ressalta-se que o teor

ótimo de carbono e silício deve ser selecionado em função do tamanho da seção. Normalmente para espessuras de parede variando de 10 a 40 mm, o mais recomendado é a composição eutética (CE = 4,3). Porém, é cada vez mais comum na indústria automobilística, produtos fundidos com perfil complexo, onde as espessuras de parede medem a partir de 4 mm. Assim, para garantir boas propriedades mecânicas, mesmo nas seções menores o carbono equivalente hipereutético é muito utilizado (XU et al., 2018).

Segundo Liu et al. (2016), os efeitos do carbono equivalente nas propriedades mecânicas e térmicas do ferro fundido com grafita compacta ainda não são amplamente discutidos. Em seu trabalho é realizado um estudo com foco na influência do carbono, na resistência a tração e condutividade térmica em diferentes temperaturas. Neste trabalho é mantido o silício constante enquanto o carbono equivalente é variado somente pelo aumento do percentual de carbono. Foi observado que o aumento individual do carbono favoreceu o aumento da quantidade de grafita no ferro fundido, por outro lado, reduziu a resistência mecânica. Esse fenômeno é explicado pelo empobrecimento das regiões perlíticas em torno dos vermes de grafita. Ao aumentar a quantidade de grafita, maior será esse efeito, reduzindo a resistência mecânica média da liga. Na Figura 13 nota-se como o aumento significativo do carbono equivalente, mantendo o silício constante, favoreceu a redução da resistência mecânica para diferentes condições de temperatura.

Figura 13– Variação da quantidade de grafita e da resistência à tração em função do CE.



(a): Variação da quantidade de grafita. (b): Variação da resistência a tração em função do CE.

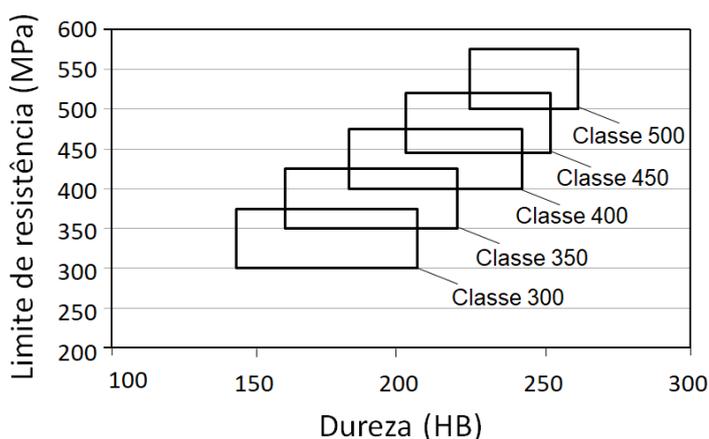
Fonte: LIU et al., 2016 (adaptado).

3.2.6 Classificação dos ferros fundidos com grafita compacta

A classificação dos ferros fundidos com grafita compacta é discutida em diferentes normas. A maioria das especificações técnicas leva em conta o limite de resistência mecânica e estabelecem a faixa de 300 a 575 MPa. Assim, é comum utilizar a nomenclatura explicitando a resistência mecânica na classificação do CGI. A norma ISO 16112/ 2006 designou para o ferro fundido com grafita compacta a abreviação GJV. Por exemplo, um ferro fundido com grafita compacta com resistência de 300 MPa está inserido dentro da Classe GJV-300, enquanto uma liga com resistência de 450 MPa está inserido na Classe GJV- 450 (GUESSER, 2009).

A norma ISO 16112/ 2006, também estabelece uma correlação entre o limite de resistência mecânica e a dureza para as diferentes classes de ferro fundido com grafita compacta. Esta correlação pode ser vista na Figura 14 (ISO 16112/ 2006), onde as cinco classes de ferro fundido, previstas pela norma, abrangem uma faixa de dureza e resistência mecânica. Outras normas, como SAE, ASTM e VDG fornecem valores e termos muito semelhantes na classificação do ferro fundido com grafita compacta, tanto em termos de propriedades mecânicas quanto no que diz respeito à microestrutura esperada para cada classe do CGI.

Figura 14– Correlação entre limite de resistência mecânica e dureza previstas na norma ISO 16112 /2006 para diferentes classes do CGI



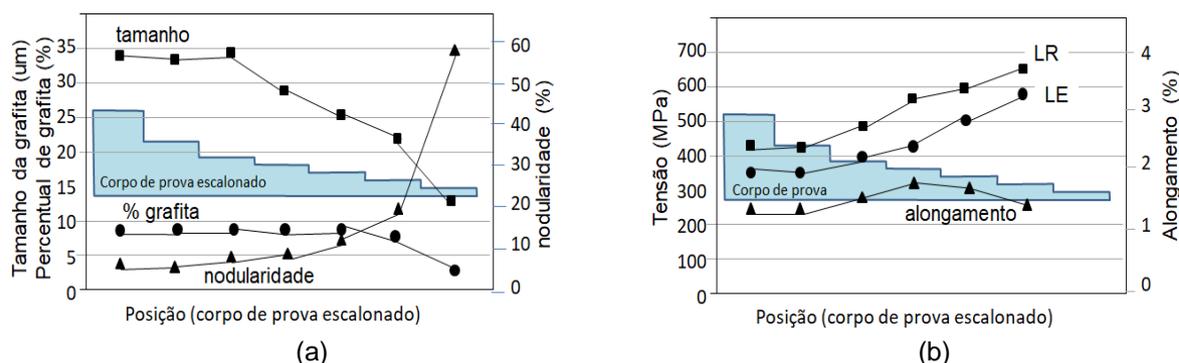
Fonte: NORMA ISO 16112/ 2006.

Como já discutido no tópico referente à morfologia da grafita, 3.2.3, é comum os ferros fundidos com grafita compacta apresentarem certo percentual de grafita nodular. A presença desse tipo de grafita influencia diretamente nos valores de

resistência mecânica. Além disso, maiores quantidades de grafita nodular aumentarão a tendência de rechupes, e prejudicará a usinabilidade e capacidade de absorver vibrações. Assim, as normas ASTM, ISO e VDG limitam a quantidade de grafita nodular em 20%, já a norma SAE e a norma chinesa JB 4403-87 cita classes com até 50% devido à aplicação em algumas peças, como nos coletores de escape de motores ciclo Otto (GUESSER, 2009; SINTERCAST, 2019).

A espessura da seção possui um efeito determinante nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos com grafita compacta. As normas ISO 16112/2000 e VDG Merkblatt W50/ 2002 prevêem a variação das propriedades mecânicas em diferentes seções da peça, havendo uma maior tendência do aumento da grafita do tipo nodular nas seções mais finas. Para avaliar o comportamento das propriedades e características microestruturais gerais para diferentes seções, é comum a utilização do corpo de prova escalonado, apresentado na Figura 15, onde é possível verificar um aumento da nodularidade e dos limites de resistência mecânica e escoamento a medida que as seções são reduzidas (SHEIB et al., 2007). Por outro lado, observa-se uma redução do tamanho da grafita em seções menores, devido a maior taxa de resfriamento, é comum observar uma acentuada redução do percentual de grafita e do alongamento, devido ao aparecimento da cementita.

Figura 15–Variação das propriedades mecânicas e características da grafita para diferentes seções do corpo de prova escalonado.



(a) Variação das características da grafita em função da seção do corpo de prova. (b) Variação das propriedades mecânicas em função da seção do corpo de prova

Fonte: SHEIB et al., 2007.

3.2.7 Propriedades Mecânicas do CGI

As propriedades mecânicas de um ferro fundido são influenciadas por parâmetros de projeto e processo. Por isso, fatores como a taxa de resfriamento

durante e após a solidificação, composição química, morfologia da grafita e espessura da peça influenciam diretamente nas propriedades mecânicas do produto fundido. Nesta seção serão apresentadas as principais propriedades do CGI em comparação com outras classes de ferro fundido (LIU et al., 1998; ZHANG et al., 2018; MRZYGLÓD et al., 2019).

3.2.7.1 Condutividade térmica

A condutividade térmica é fortemente influenciada pela microestrutura, especialmente devido à presença da grafita. A grafita exibe a mais alta condutividade térmica de todos os constituintes metalográficos e por isso pode ser uma opção de uso quando se quer boa condutividade. À medida que a quantidade de grafita aumenta a condutividade térmica também é melhorada (XU et al., 2018). Um aspecto interessante é a relação da condutividade com a morfologia da grafita. O ferro fundido cinzento apresenta condutividade superior ao ferro fundido nodular. Essa superioridade é explicada pelo fato da condutividade da grafita paralela ao plano basal ser consideravelmente maior que a perpendicular a esse plano, como pode ser visto na Tabela 3 que apresenta os valores de condutividade térmica para diferentes constituintes metalográficos. O ferro fundido com grafita compacta apresenta condutividade térmica intermediária ao cinzento e nodular. Porém, em temperaturas de trabalho próximas a 500°C, apresenta valores muito próximos ao ferro fundido cinzento.

Tabela 3– Condutividade térmica dos constituintes do ferro fundido

Constituinte	Condutividade térmica, W/(cm *K)		
	0 - 100 °C	500 °C	1000 °C
Grafita (Paralelo ao plano basal)	2,93 - 4,19	0,84 - 1,26	0,42 - 0,63
Grafita (Perpendicular ao plano basal)	~0,2	-	-
Ferrita	0,71 - 0,80	0,42	0,29
Perlita	0,5	0,44	-
Cementita	0,071 - 0,084	-	-

Fonte: ASM HANDBOOK, 2008

3.2.7.2 Resistência ao Impacto

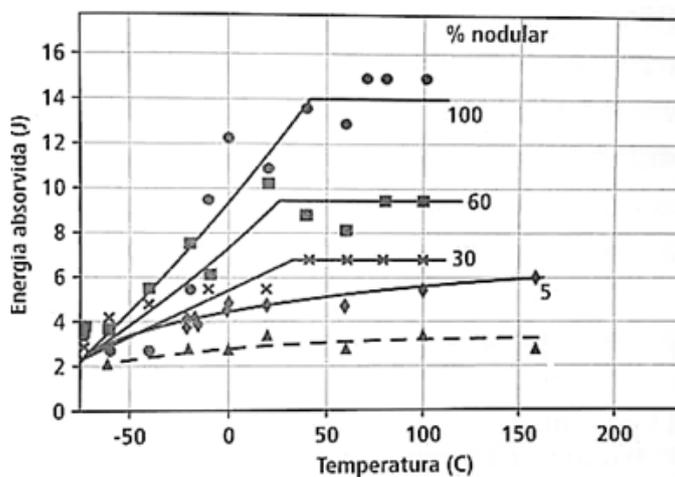
A composição química tem papel importante na resistência ao impacto. Por exemplo, à medida que se aumenta o carbono equivalente à resistência ao impacto também aumenta. Alguns elementos podem interferir na temperatura de transição dúctil-frágil como é o caso do fósforo, assim a sua presença influencia negativamente a resistência ao impacto (SELIN et al., 2009).

A microestrutura, também influencia muito na resistência ao impacto, principalmente no que diz respeito às proporções de ferrita e perlita na matriz. Quanto maior a proporção de perlita na microestrutura menor será a resistência ao impacto. Ao comparar o ferro fundido com grafita compacta com o nodular, o vermicular estará em desvantagem para matrizes predominantemente ferríticas, mas à medida que o percentual de perlita aumenta a diferença da resistência ao impacto é reduzida ao ponto de quase se igualar.

A resistência ao impacto, também está ligada à presença da grafita. Estudos mostraram que o início da trinca é precedido pela fratura na interface matriz-grafita ou na própria grafita. A propagação da trinca na matriz geralmente ocorrerá por um mecanismo de clivagem frágil, transgranular para a matriz ferrítica e interlamelar na matriz perlítica. Ao comparar o ferro fundido cinzento, com o CGI e nodular, observa-se que o ferro fundido cinzento é o que apresenta menor resistência ao impacto, visto que as bordas pontiagudas da grafita são iniciadoras de trincas. Ao contrário, as bordas arredondadas da grafita do ferro fundido com grafita compacta suprimem o início de fissuras. Além disso, a forma tridimensional da grafita compacta interage bem com a matriz, dificultando a propagação das trincas. O ferro fundido nodular, por sua vez, é o que apresenta menores problemas de iniciação de trincas, justamente pela forma arredondada da grafita (LIU et al., 1998).

Na Figura 16, verifica-se que à medida que ocorre o acréscimo da porcentagem de grafita nodular, no ferro fundido com grafita compacta, a resistência ao impacto é aumentada. Por outro lado, o ferro fundido com grafita compacta com presença de grafita lamelar apresenta a baixa resistência ao impacto, justamente pela maior tendência de propagação de trincas. Dessa forma, a norma ASTM A842-85(2009) não tolera a presença de qualquer quantidade de grafita do tipo lamelar, pois esta grafita reduziria os valores de resistência ao impacto de forma muito acentuada.

Figura 16–Curvas de transição dúctil frágil obtidas por meio do ensaio de impacto de amostras de CGI



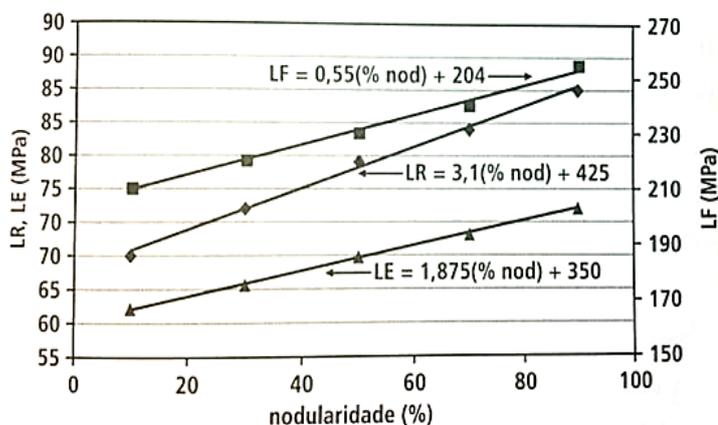
Fonte: GESSER, 2009

3.2.7.3 Resistência à fadiga

A resistência à fadiga, também tem papel importante na escolha da classe ideal de um ferro fundido para determinada aplicação. Fatores como proporção de perlita, nodularidade, temperatura de trabalho e até mesmo a superfície da peça irão influenciar na resistência a fadiga. Quanto maior a proporção de perlita na matriz e maior a porcentagem de grafita nodular, melhor será a resistência à fadiga. A temperatura, também influencia diretamente nessa propriedade. Quando a peça fundida é usada frequentemente em um ambiente onde ocorre mudanças de temperatura, pode ocorrer tensões térmicas que contribuem para a formação de trincas (SELIN et al., 2016).

O acabamento da peça, também está ligado à resistência a fadiga, já que um decréscimo de 36% de resistência foi observado, após flexão alternada de barras com superfície bruta em comparação com barras de superfície usinada, uma vez que a irregularidade na superfície favorecerá a formação de trincas. Na Figura 17 amostras de CGI com diferentes índices de nodularidade foram comparadas (ASM HANDBOOK, 2008) e foi observado que o aumento da nodularidade favorece o aumento do limite de fadiga (LF), do limite de resistência (LR) e do limite de escoamento (LE). Além disso, foram apresentadas equações que correlacionam o índice de nodularidade aos valores de LF, LR e LE.

Figura 17– Curvas de fadiga para amostras de CGI ferríticas, perlíticas e com alta nodularidade.

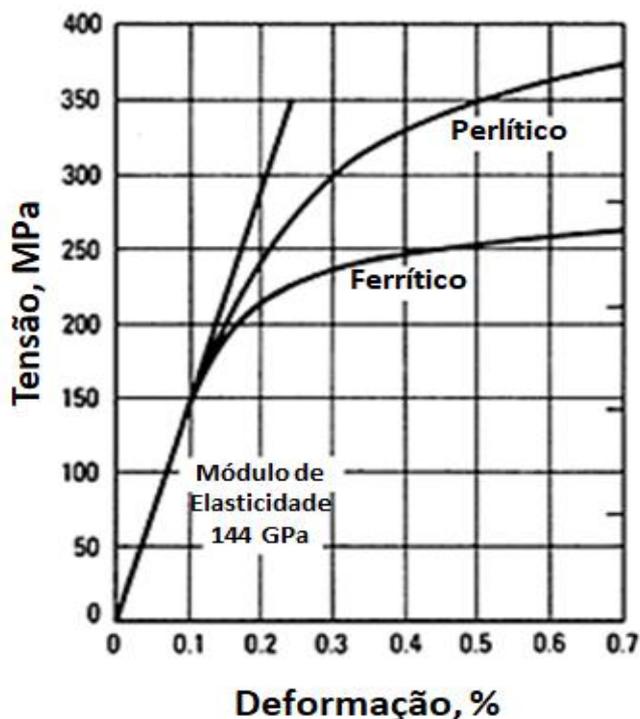


Fonte: ASM HANDBOOK, 2008

3.2.7.4 Curva tensão x deformação

Na Figura 18 é apresentada a curva tensão x deformação de um ferro fundido com grafita compacta, comparando duas amostras, uma com matriz ferrítica e a outra com a matriz perlítica. O que é interessante observar é que o módulo de elasticidade é o mesmo para os dois casos, havendo distinção a partir do regime plástico (ASM HANDBOOK, 2008).

Figura 18– Curvas tensão deformação do CGI para matriz perlítica e ferrítica.



Fonte: ASM HANDBOOK, 2008

A curva tensão deformação do ferro fundido com grafita compacta apresenta bem definida a região elástica, tanto para matrizes perlíticas quanto para as predominantemente ferríticas. Assim como a microestrutura da matriz influencia as propriedades de tração do CGI, o índice de nodularidade, também tem influência significativa. O aumento do índice de nodularidade está associado ao aumento da resistência à tração e alongamento. Lembrando que conforme a norma ASTM A842-85 (2009), para ser considerado ferro fundido com grafita compacta o percentual máximo de nodularização aceitável é de 20%. A taxa de resfriamento também influencia no percentual da nodularidade e na microestrutura. Isso pode ser facilmente observado em seções menores da peça que por sofrerem uma maior taxa de resfriamento podem apresentar maior nodularidade e tendência ao coquilhamento. Na Tabela 4 é apresentada a influência do índice de nodularização em diferentes propriedades importantes para o ferro fundido. Observa-se que o aumento da nodularidade também está associado à redução da condutividade térmica e ao aumento percentual de rechupe.

Tabela 4– Propriedades do CGI em função da nodularidade

Nodularidade %	Resistência a tração, MPa	Alongamento %	Condutividade térmica, W/(cm *K)	Rechupe %
10 - 20	320 - 380	2 - 5	50 - 52	1,8 - 2,2
20 - 30	380 - 450	2 - 6	48 - 50	2,0 - 2,6
40 - 50	450 - 500	3 - 6	38 - 42	3,2 - 4,6

Fonte: ASTM, 2018

No que diz respeito ao ensaio de tração, segundo a norma ASTM A842-85 (2009), deve-se realizar no mínimo três ensaios para cada lote de peças fundidas. Se qualquer corpo de prova mostrar usinagem defeituosa ou inadequada, ou falta de continuidade de metal, esta amostra deve ser descartada e substituída por outra do mesmo lote. A superfície do corpo de prova deve ser inspecionada visualmente e deve estar isenta de descontinuidades como fissuras, inclusão de areia, resíduos de gás ou qualquer outro defeito de fundição. Além disso, nenhuma reparação por conexão ou soldagem de qualquer tipo é permitida (ASM HANDBOOK, 2008).

3.2.8 Análise térmica e controle do processo para a obtenção do CGI

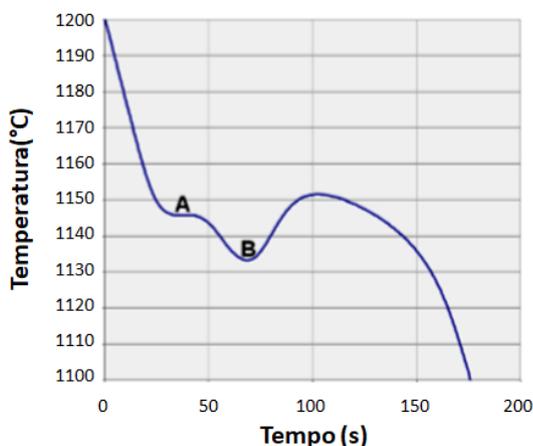
Tradicionalmente, o controle da microestrutura dos ferros fundidos é obtido principalmente por meio das medições químicas e tempo de desmoldagem. No entanto, as análises químicas fornecidas por um espectrômetro de emissão óptica mostram apenas a quantidade individual de cada elemento. Isso quer dizer, que não fornece informações sobre os compostos que podem servir como núcleos como o caso do silício ou informações dos níveis de atividade do magnésio, oxigênio e enxofre dissolvidos. Tais elementos que influenciam diretamente no comportamento de crescimento da grafita. Assim, a análise isolada da composição química e tempo de desmoldagem não são suficientes para prever os resultados microestruturais obtidos após a solidificação da liga. O próprio processo de fabricação por fundição possui variáveis intrínsecas que influenciam na microestrutura final. Por exemplo, a proporção das matérias primas utilizadas e o método de fusão para obtenção do metal líquido vão influenciar no teor de oxigênio e enxofre ativos (DAWSON, 2011).

No caso do CGI, há uma faixa estreita de características microestruturais aceitáveis para garantir a sua aplicação em peças complexas como blocos de motor e cabeçotes, a fim de se obter uma combinação diferenciada em termos de resistência mecânica, usinabilidade e condutividade térmica. Para isso, a estratégia mais eficaz, para se obter um fundido dentro da faixa de propriedades especificadas, é medir as características da liga imediatamente antes de verter o metal ao molde. Nesta etapa, quando necessário, são corrigidas as características do metal, adicionando inoculantes e nodularizantes em quantidades determinadas pela interpretação da curva de análise térmica obtida de uma amostra do metal a ser vazado (DAWSON, 2011; CHAKRABORTY et al., 2019).

A análise térmica é baseada na curva de resfriamento do metal, medindo a quantidade de calor liberado no intervalo de tempo entre o início e o fim da solidificação. Na Figura 19, observa-se um exemplo de curva de análise térmica que correlaciona as fases que estão precipitando e crescendo com a liberação de calor percebida. Verifica-se que à medida que o metal faz a transição do estado líquido para a austenita primária, o calor liberado se opõe ao resfriamento natural experimentado pela liga, não havendo mudança da temperatura neste intervalo de tempo, indicado pelo ponto 'A'. O ponto 'A' fornece uma medição direta do carbono equivalente. Outro exemplo comum de ponto analisado na curva de análise térmica

é o ponto 'B', referente ao início da solidificação eutética da grafita e austenita (DAWSON, 2011).

Figura 19– Curvas de análise térmica para uma liga CGI



Fonte: (DAWSON et al., 2011).

O resultado do CE determinado pela curva de análise térmica é diferente do obtido da definição do valor CE eutético mostrado no diagrama de fases ferro-carbono. O resultado, também é diferente da definição obtida pela análise química, conforme abordada no capítulo 3.3.5. Essas diferenças ocorrem, pois tanto o valor de CE químico quanto o indicado no diagrama de fases são definidos sob condições termodinâmicas em equilíbrio obtido por resfriamento lento e controlado. No entanto, sob condições normais de produção na indústria de fundição o resfriamento é mais rápido que as condições de equilíbrio. O resultado do CE fornecido por análise térmica, portanto, representa a solidificação em cinética real que ocorre no processo de fundição (SINTERCAST, 2019).

Em condições de equilíbrio o resfriamento lento fornece tempo suficiente para a grafita precipitar. No entanto, em produções em série, onde a taxa de resfriamento é maior, os átomos de carbono exigem uma força motriz para se precipitarem. Essa força é a própria taxa de resfriamento que recebe o auxílio da adição de inoculante. Quanto maior a quantidade de inoculante mais núcleos serão formados para o crescimento gráfitico e menor a necessidade de baixas taxas de resfriamento para que ocorra a precipitação.

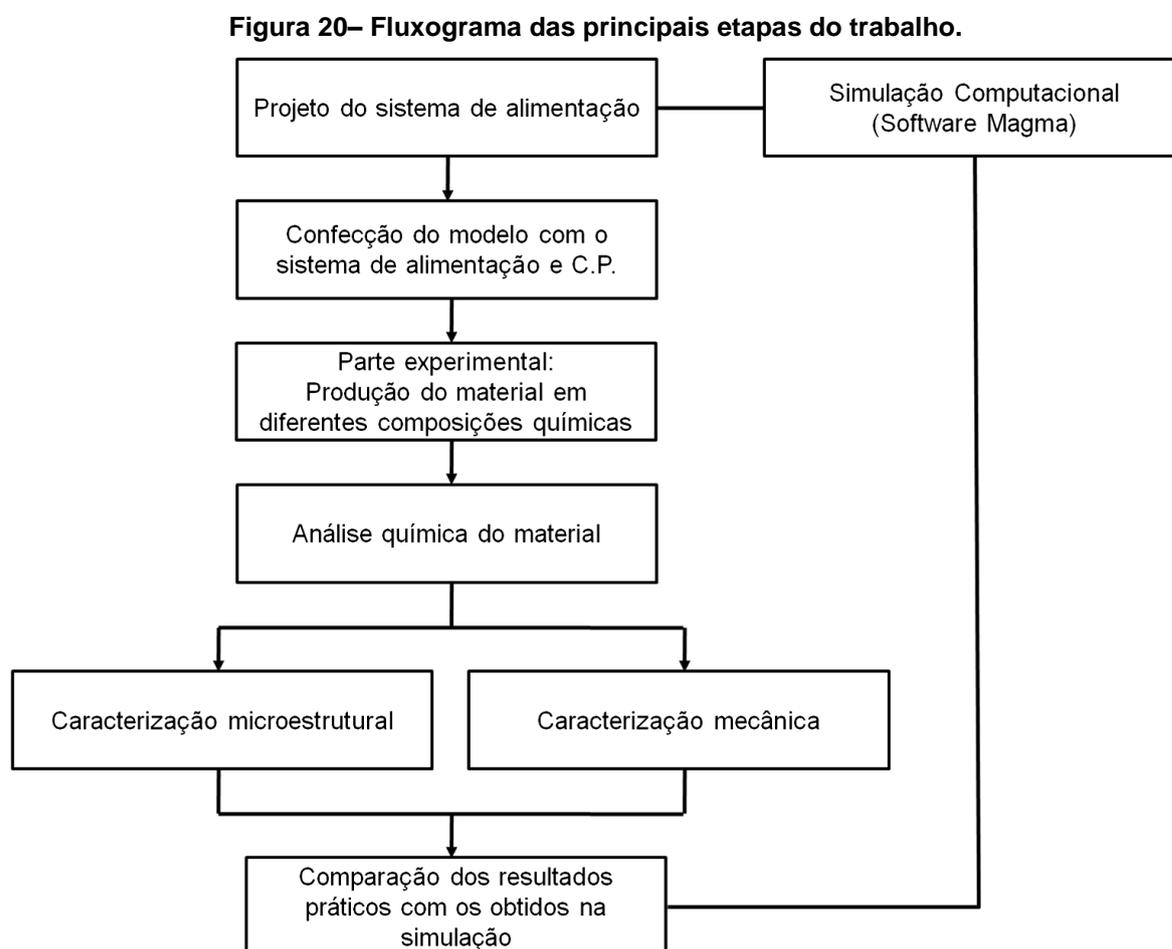
Durante o crescimento da grafita, a quantidade de calor liberada pela deposição de cada átomo de carbono é a mesma, independentemente se o átomo irá depositar em uma grafita lamelar, compacta ou nodular. Porém, há uma diferença

da velocidade de deposição para cada um desses tipos de grafita. Assim, as diferentes taxas de consumo dos átomos de carbono do líquido para a formação de diferentes morfologias da grafita influenciam a velocidade de crescimento da austenita e conseqüentemente influenciam na forma das curvas de resfriamento verificadas pela análise térmica (SINTERCAST, 2019; DAWSON, 2011).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição geral do trabalho

O trabalho proposto envolveu procedimento experimental e simulação computacional, abrangendo a fabricação dos corpos de prova de ferro fundido com grafita compacta pelo processo de fundição e a caracterização microestrutural e mecânica desses. Na Figura 20, é apresentado um fluxograma contendo um resumo das principais etapas do planejamento do trabalho proposto.



Fonte: próprio autor.

Quanto à parte experimental do trabalho, foram produzidas amostras de CGI em dez diferentes condições de composição química. Neste caso, foi realizada a variação de elementos perlitizantes, conduzida a partir de alterações nas quantidades individuais de estanho e cobre, sendo avaliada ainda, a influência do

percentual de silício na matriz e na morfologia da grafita. A etapa experimental envolveu todos os aspectos relativos à produção da liga CGI (elaboração do projeto e confecção dos modelos, moldes, fusão propriamente dita, dentre outras atividades relacionadas ao processo de fabricação por fundição), preparação das amostras e caracterização microestrutural e mecânica do material.

Quanto à simulação numérica, foram considerados os mesmos parâmetros empregados na parte experimental do trabalho, ou seja, na fabricação real do ferro fundido com grafita compacta. Dessa forma, foi avaliada, também a influência dos elementos Si, Cu e Sn nessa etapa teórica.

Por fim, os resultados obtidos na prática foram comparados com os resultados da simulação computacional, verificando o índice de confiabilidade da simulação.

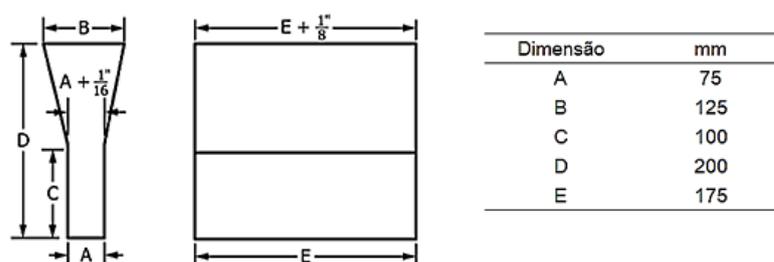
4.2 Produção do Material

4.2.1 Corpo de prova

Para a realização dos experimentos foram utilizados corpos de prova em composição química e processamentos específicos para a obtenção do ferro fundido com grafita compacta. A confecção do material utilizado neste trabalho foi realizada em parceria com a empresa de fundição TEKSID do Brasil.

Neste caso, foi utilizado o corpo de prova Y, conforme a norma ASTM A536-84 (2018). Este tipo de corpo de prova é indicado para o vazamento de ligas de CGI e ferro fundido nodular para extrair amostras para realização de ensaios de tração, impacto e análises metalográficas. As dimensões do corpo de prova Y, conforme descritas pela norma estão detalhadas na Figura 21.

Figura 21– Dimensões para a confecção do corpo de prova y.



Fonte: ASTM A842 (2009)

Observa-se que o corpo de prova Y apresenta uma seção maior no topo. Essa região apresenta um volume maior, funcionando como um massalote. Este elemento é muito aplicado em peças fundidas na prevenção do defeito de fundição denominado rechupe, que está associado a porosidades formadas durante a solidificação e contração do metal. O rechupe ocorre com maior frequência nas ligas de ferro fundido nodular e CGI. A ocorrência do rechupe é preferencial nas regiões que apresentam a solidificação mais tardia como é o caso da região do massalote. Sendo assim, somente a seção inferior, limitada pela cota 'C', foi utilizada para a caracterização microestrutural e ensaios mecânicos. A região do massalote não foi utilizada em nenhum momento da parte experimental desse trabalho.

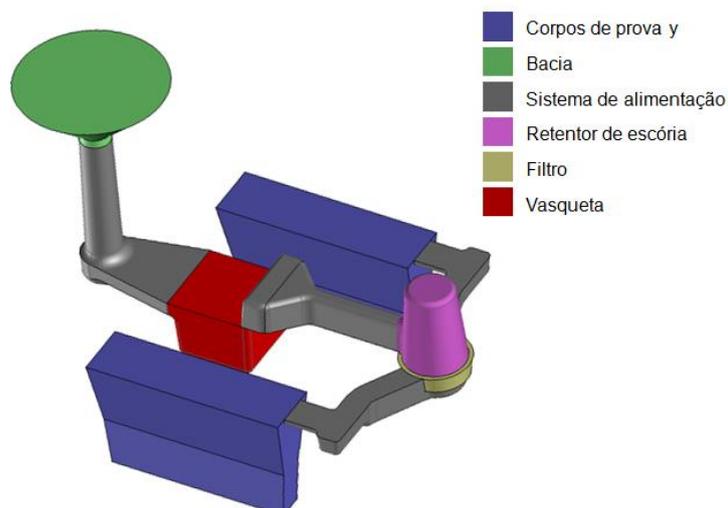
4.2.2 Projeto do sistema de vazamento para obtenção do C.P.

Para a fabricação dos corpos de prova pelo processo de fundição, foi elaborado um projeto de um sistema de vazamento para confecção do modelo e moldes, conforme pode ser observado nas Figuras 22 e 23, onde foram respeitadas as dimensões do corpo de prova em Y sugeridas pela norma ASTM A536-84 (2018). O sistema de vazamento criado permitiu a confecção de dois corpos de prova simultaneamente e de forma simétrica. Assim, podem ser considerados iguais, dado que foram sujeitos às mesmas variáveis do processo, no sentido de obter as mesmas características microestruturais, propriedades mecânicas e composição química.

Verifica-se que junto aos corpos de prova i) foram incorporados: ii) bacia, com o objetivo de possibilitar verter o metal líquido e alimentar o sistema; iii) canal de descida e canais de ataques para alimentar as cavidades do molde com o metal líquido; iv) um retentor de escória, de forma a deter a escória residual e garantir um corpo de prova isento de inclusões de escória; v) um filtro, introduzido para evitar que potenciais inclusões de areia ou ainda resquícios de escória atingissem o corpo de prova, comprometendo as propriedades mecânicas e vi) uma vasqueta, que tem como finalidade original a introdução de ferro-ligas em quantidades predeterminadas para incorporar à peça. Ressalta-se que uso da vasqueta é importante e difundida na indústria em processos de nodularização *in-mold* como uma alternativa na fabricação do ferro fundido nodular (BORSATO et al., 2006).

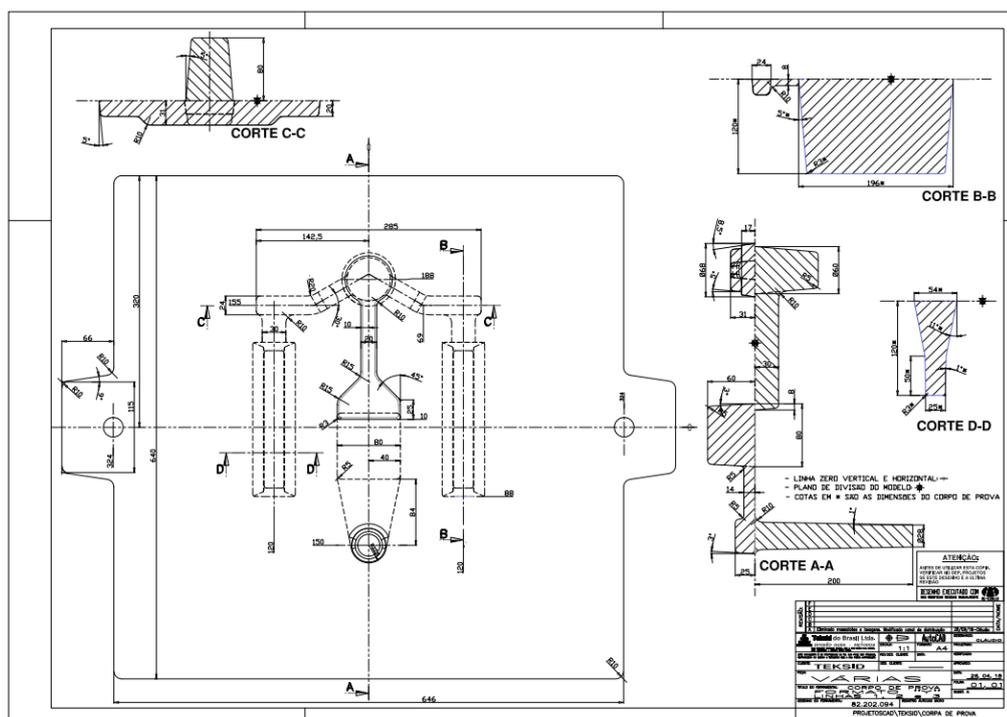
No presente trabalho, a vasqueta foi utilizada com o objetivo de permitir a deposição de percentuais variados de silício, estanho e cobre durante a realização da parte prática, conforme será abordado com maior nível de detalhes adiante, no item 4.2.5.

Figura 22–Sistema de vazamento associado ao corpo de prova y



Fonte: próprio autor.

Figura 23–Projeto do Sistema de vazamento para confecção do corpo de prova Y.

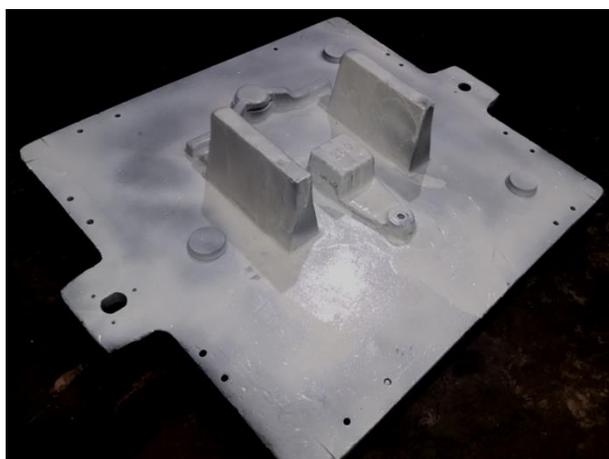


Fonte: próprio autor.

4.2.3 Confeção do modelo

Após a realização do projeto do sistema de vazamento, foi desenvolvido o modelo para a confecção do molde em areia. Na fabricação desse modelo foram respeitadas as dimensões do projeto do corpo de prova sugeridas pela norma ASTM A842 (2009). Na Figura 24 são apresentadas imagens do modelo, confeccionado em madeira.

Figura 24– Modelo confeccionado para o vazamento do corpo de prova Y



Fonte: próprio autor.

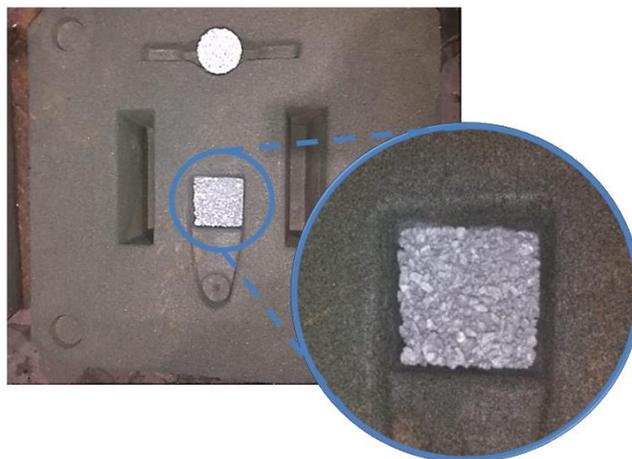
4.2.4 Confeção do molde

A partir do modelo, foram confeccionados dez moldes, iguais aos apresentados na Figura 25. Estes moldes foram produzidos a partir da mesma mistura de areia, resina e catalisador. Neste caso, foi utilizada resina furânica apropriada para a produção de moldes e catalisador do fornecedor ASK, adequados para o processo de cura a frio. O percentual de resina e do catalisador foram, respectivamente, 1,3% e 0,35% sobre o peso da areia e alcançou uma resistência a tração de 29 kgf/cm².

Dentro da vasqueta de cada molde foi colocada uma quantidade predeterminada de liga. Dessa forma, para a incorporação de diferentes porcentagens de Si, foram introduzidas para cada molde quantidades predeterminadas de FeSi. Da mesma forma, para a incorporação de diferentes porcentagens de Sn e Cu, foram introduzidas diferentes quantidade dessas ligas na

vasqueta, como exibido na Figura 25 que registra, como exemplo, o molde com acréscimo de FeSi na vasqueta.

Figura 25– Molde confeccionado em areia e resina a partir do modelo



Fonte: próprio autor.

4.2.5 Quantidade de liga acrescentada na vasqueta

A quantidade da liga introduzida na vasqueta (Q_l) foi calculada a partir dos seguintes parâmetros: i) percentual que se deseja incorporar ($\%_{\text{incorp.}}$) do elemento químico; ii) o peso do metal (P_m) necessário para o enchimento dos corpos de prova e do sistema de vazamento, conhecido como peso do feixe e neste caso igual a 28kg, iii) o rendimento da liga adicionada na vasqueta (γ). Este rendimento está associado ao percentual do elemento químico presente na liga. Para as ligas de Sn e Cu o rendimento é de 100%, já para o FeSi o rendimento de incorporação do Si é de 75%.

Na Equação 03 é exibida a fórmula utilizada para a realização do cálculo da quantidade de liga a ser adicionada na vasqueta de acordo com o percentual de incorporação que se deseja obter.

$$Q_l = \frac{P_m \times (\% \text{ incorporação})}{\gamma} \quad \text{Eq.03}$$

Por exemplo, para o aumento percentual de silício em 0,10%, em relação a composição química da liga base, é necessário adicionar 37g de FeSi na vasqueta. Visto que o rendimento metalúrgico do FeSi utilizado é de 75%. Na Equação 4 é mostrado o detalhamento desse cálculo. Na Tabela 5 encontram-se as quantidades

de ligas calculadas utilizando a Eq.03 para os aumentos esperados de cada elemento químico.

$$Q_l = \frac{P_m \times (\% \text{ incorporação})}{\gamma} \rightarrow \frac{28 \text{ Kg} \times (0,10\%)}{75\%} \rightarrow Q_l = 37 \text{ g} \quad \text{Eq. 04}$$

Tabela 5– Quantidade de liga adicionada na vasqueta para um aumento percentual da composição química.

Molde	Denominação	Q_l	Aumento esperado do elemento químico
Molde 1	Condição de base	0,0 g	-
Molde 2	Silício 1	56,0 g	0,15%
Molde 3	Silício 2	112,0 g	0,30%
Molde 4	Silício 3	168,0 g	0,45%
Molde 5	Cobre 1	42,0 g	0,15%
Molde 6	Cobre 2	84,0 g	0,30%
Molde 7	Cobre 3	126,0 g	0,45%
Molde 8	Estanho 1	4,2 g	0,015%
Molde 9	Estanho 2	8,4 g	0,030%
Molde 10	Estanho 3	12,6 g	0,045%

Fonte: próprio autor.

4.2.6 Preparação do metal para preenchimento dos moldes

Como o foco desse trabalho foi verificar a influência dos elementos perlitizantes e do carbono equivalente nas propriedades mecânicas e microestruturais do CGI, ao variar de forma isolada os elementos estanho, cobre e o silício, é importante garantir que os demais parâmetros de fabricação sejam mantidos constantes, especialmente os outros elementos químicos. Para isso, os 10 moldes foram preenchidos com o metal líquido do mesmo forno, garantindo a mesma inoculação, nodularização, temperatura de vazamento, composição química e demais parâmetros que poderiam influenciar nas características finais do material. É por isso que os diferentes ajustes dos teores de composição química do Si, Sn e Cu não foram realizados no forno, mas sim dentro do molde utilizando a cavidade da vasqueta para a introdução de diferentes quantidade das ligas. Esse método garante

que as características do metal, imediatamente antes de ser vertido em cada molde, sejam as mesmas.

O método relacionado à preparação do metal, para a produção de peças fundidas com a liga CGI, compreende fatores importantes no ajuste da composição química e temperatura. Além disso, os processos de inoculação e nodularização possuem papéis essenciais, sendo realizados imediatamente antes do vazamento das peças. A inoculação refere-se à adição de ligas a base de silício, com o objetivo de melhorar a distribuição da grafita durante a solidificação, elevando o número de células eutéicas. Isso trará benefícios na prevenção de formação da cementita, especialmente nas paredes mais finas da peça. Uma boa inoculação também está relacionada à redução de formação de rechupes e melhora da fluidez e usabilidade. A nodularização consiste na adição de elementos a base de Mg e Ce, com o intuito de refinar a concentração dos elementos tensoativos no banho, S e O, a um patamar intermediário à composição das ligas do ferro fundido nodular e cinzento. Existem empresas que fornecem equipamentos que auxiliam na preparação da liga do CGI, trazendo benefícios no que diz respeito à repetibilidade do processo de fabricação, garantindo assim boas propriedades mecânicas. Como já discutido na seção 3.2.9, esses equipamentos analisam o banho metálico por meio de análise térmica e introduzem quantidades controladas de inoculantes e nodularizantes no banho, a fim de garantir a obtenção de um produto com a grafita compacta.

A fabricação da liga CGI utilizada nos experimentos desse trabalho foi conduzida por um desses equipamentos, fornecido pela empresa SinterCast, patente número 5337799 (1994). Portanto, no presente trabalho, conforme já mencionado, as modificações do percentual de Si, Sn e Cu foram realizadas *in-mold*, posteriormente ao tratamento da liga. Caso a adição desses elementos fosse realizada antes do tratamento, o equipamento interpretaria a diferença de composição química na análise térmica, acrescentando ao banho metálico diferentes concentrações de inoculantes e nodularizantes. Assim, não seria possível determinar a influência individual do silício, estanho e cobre, já que outros elementos também sofreriam variação.

Neste trabalho, foram avaliadas dez condições distintas de composição química. A primeira condição refere-se ao metal na condição base, sem a adição de nenhum elemento na vasqueta. As demais condições foram obtidas a partir da

condição base, uma vez que foi introduzido o mesmo metal no molde, porém com a presença de ligas nas vasquetas que foram previamente calculadas e colocadas. Essas ligas incorporaram ao metal durante o preenchimento do molde de forma a obter três percentuais distintos de Si, três percentuais de Cu e três percentuais de Sn, totalizando as 10 condições estudadas neste trabalho.

O metal base foi definido e preparado mediante a média da composição química dos últimos lotes produzidos com a liga CGI na TEKSID. Porém, para o caso do Si, Cu e Sn foram utilizados percentuais próximos aos limites inferiores especificados. Dessa forma, à medida que se aumentou os teores individuais de cada elemento químico, as composições químicas se aproximaram e ultrapassaram os limites superiores especificados.

4.2.7 Identificação das amostras

Os dez moldes foram identificados em baixo relevo, utilizando a mesma padronização, conforme apresentada na Tabela 6. Essa identificação foi utilizada durante todo o desenvolvimento do trabalho para codificar as amostras metalográficas, as amostras para verificação de dureza, os corpos de prova para os ensaios de tração, o ensaio de impacto e a simulação computacional.

Tabela 6– Identificações utilizadas para as dez estudadas

Identificação	Quantidade de liga adicionada na vasqueta
A ₀	Nenhum acréscimo de liga na vasqueta
Si_1	56,0 g da liga FeSi acrescentado à vasqueta
Si_2	112,0 g da liga FeSi acrescentado à vasqueta
Si_3	168,0 g da liga FeSi acrescentado à vasqueta
Cu_1	42,0 g de cobre acrescentado à vasqueta
Cu_2	84,00 g de cobre acrescentado à vasqueta
Cu_3	126,0 g de cobre acrescentado à vasqueta
Sn_1	4,2 g de estanho acrescentado à vasqueta
Sn_2	8,4 g de estanho acrescentado à vasqueta
Sn_3	12,6 g de cobre acrescentado à vasqueta

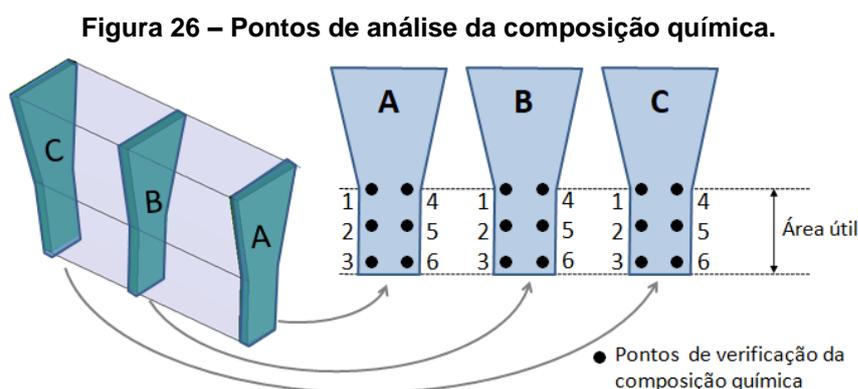
Fonte: próprio autor.

4.3 Caracterização Química do Material

As análises químicas, das dez diferentes condições estudadas, foram realizadas mediante duas técnicas de caracterização. De maneira geral, utilizou-se um espectrômetro de emissão óptica da marca SpectroLab, modelo M11. No entanto, esta técnica de caracterização não possui um resultado eficiente nas análises do C e do S. Por isso, para quantificar esses elementos químicos, foi utilizada uma segunda técnica, por indução direta. Utilizou-se o equipamento da marca LECO, modelo CS744.

Para a condição base, a composição química foi analisada em diferentes pontos do corpo de prova Y, com o objetivo de avaliar a sua homogeneidade. Conforme representado na Figura 26, foram feitas análises na região útil do corpo de prova em três seções diferentes, uma no centro do corpo de prova e outras em cada extremidade.

Depois de avaliada e confirmada à homogeneidade da composição química ao longo do corpo de prova, as demais amostras foram analisadas com base na seção central 'B', dessa forma foi reduzido custo, tempo e material para a realização das outras análises químicas.



Fonte: próprio autor.

4.4 Caracterização Microestrutural

Para a análise da microestrutura do material, a preparação das amostras consistiu, a princípio, no emprego das técnicas metalográficas convencionais, envolvendo corte, embutimento, lixamento, polimento com pasta de diamante em diferentes granulometrias e ataque químico com o reativo Nital 3%.

O procedimento de análise e aquisição de imagens por meio do microscópio óptico (MO) foi realizado em duas etapas. Inicialmente as amostras foram fotografadas sem a realização do ataque químico, com a finalidade de observar a morfologia, dimensões e proporção da grafita compacta. Após a realização das imagens sem o ataque químico, foram obtidas imagens da microestrutura com o ataque, analisando a interferência das diferentes composições químicas na matriz perlítica- ferrítica do CGI em diferentes ampliações. Foram realizadas trinta imagens sem ataque e trinta com ataque para cada condição de composição química. O microscópio óptico utilizado foi da marca Fortel com sistema de digitalização da marca Kontrol® modelo LM-713.

As amostras na condição base foram analisadas nas três secções com o intuito de avaliar a homogeneidade da microestrutura, conforme realizado anteriormente para verificação da composição química. Para isso, aproveitaram-se as mesmas secções cortadas para a análise química e as imagens foram realizadas ao longo da área útil do C.P. Após a confirmação da homogeneidade do corpo de prova Y, as outras condições também tiveram as microestruturas avaliadas com base na seção central do corpo de prova.

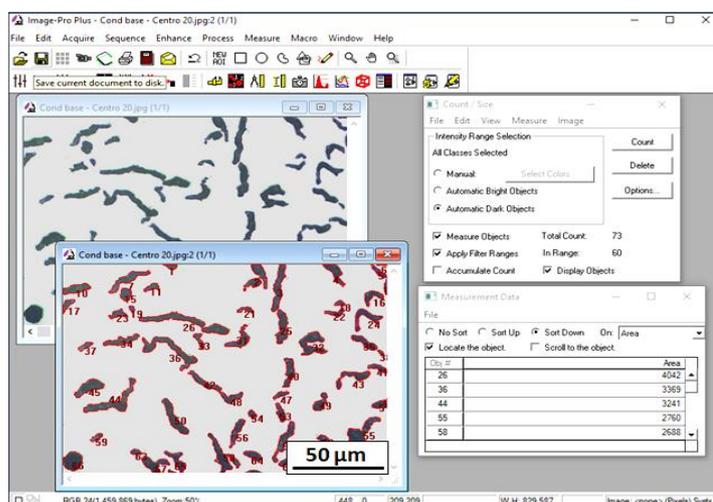
4.4.1. Microscopia óptica

4.4.1.1 Análise microestrutural da grafita

Por meio de um *software* de análise de imagem, Image Pro Plus 6.0, foi realizada a análise da grafita. O software utilizado permite destacar as regiões com maior contraste na imagem medindo a área de cada objeto de forma individual. Uma vez que as amostras foram analisadas sem ataque químico, o contorno da grafita ficou bem evidente quando comparado com a matriz do material. Com uso desse software, conforme apresentado na Figura 27, foi possível caracterizar a grafita quantificando a densidade de grafita/ mm^2 , a área das grafitas presentes em cada imagem, a área total ocupada por grafita em comparação com a área da matriz. Esse procedimento foi realizado para cada condição de composição química e ainda para as amostras no estado inicial utilizando as imagens sem a utilização do ataque químico. Para essa análise, inicialmente foi necessário realizar a calibração do

sistema por meio de uma escala calibrada, com a mesma ampliação das imagens analisadas para garantir a proporcionalidade.

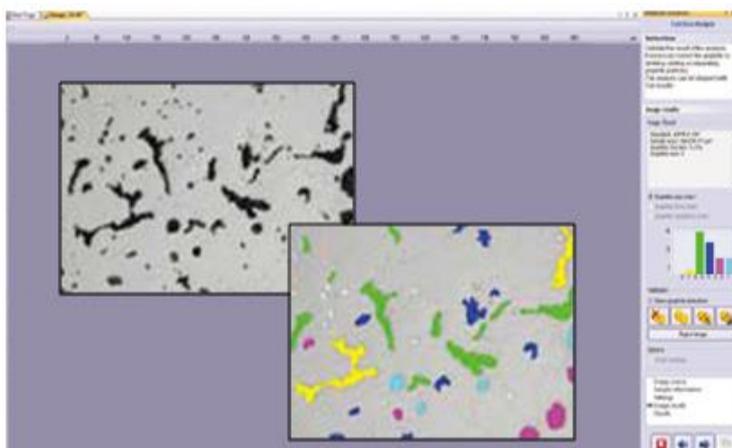
Figura 27– Utilização do software Image Pro Plus para a caracterização da grafita



Fonte: próprio autor.

Foi utilizado um segundo software de análise de imagens para complementar a caracterização da grafita, o software Olympus Stream Basic. Este identifica as grafitas em uma imagem sem ataque químico e as separa conforme cada tipo, retornando o valor percentual de cada uma, conforme apresentado na Figura 28. O software utiliza como padrão as características de cada tipo de grafita da norma ISO 945-1: (2017), apresentada na seção 3.2.3. Essa análise, também foi realizada para cada condição de composição química e ainda para as amostras no estado inicial.

Figura 28– Utilização do software Olympus Stream Basic

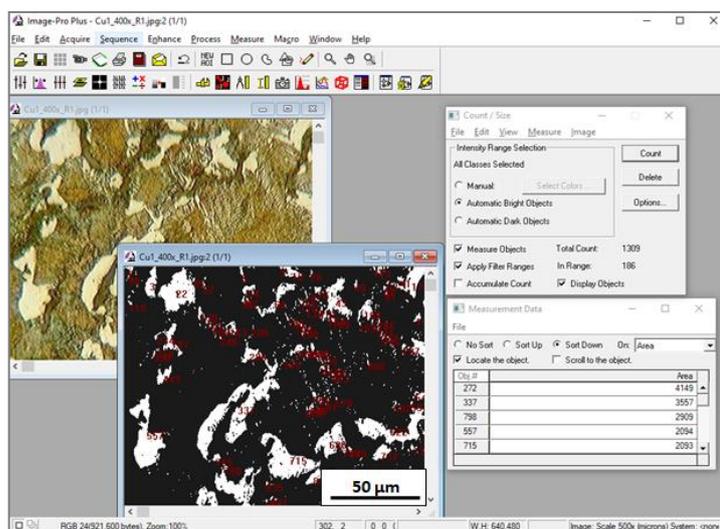


Fonte: próprio autor.

4.4.1.2 Análise microestrutural da matriz

Para determinação das fases e dos constituintes presentes na matriz do CGI, também foi utilizado o software Image Pro Plus 6.0. Neste caso, foram utilizadas as imagens obtidas após a realização do ataque químico. Ao realizar o ataque químico a grafita fica menos evidente, pois a coloração escura da perlita se aproxima da cor escura da grafita. Por outro lado, a ferrita fica evidenciada e com um bom contraste em relação a perlita e a grafita, por se apresentar mais clara. A partir disso, o software consegue distinguir as regiões ferríticas das demais, retornando a área ocupada pela ferrita nas trinta imagens obtidas para cada uma das dez condições estudadas. Na Figura 29, observam-se as regiões ferríticas identificadas, após diferenciação das regiões mais claras da microestrutura, permitindo calcular a proporção dessa fase na microestrutura.

Figura 29– Utilização do software Image Pro Plus 6.0 para medir a área das regiões ferríticas.



Fonte: próprio autor.

O cálculo do percentual de perlita foi realizado de maneira indireta. Uma vez que o software não diferenciou com nitidez o contorno entre as grafitas e a perlita. Pelo fato do material apresentar apenas três constituintes, considerou-se a área da perlita como sendo a diferença entre os outros dois previamente calculados. Assim, a área ocupada pela perlita é a diferença da área total da imagem pelas áreas de ferrita e grafita, previamente quantificadas.

4.4.2. Análise por Microscopia eletrônica de Varredura – MEV

As amostras preparadas e atacadas com o reativo Nital 3% foram analisadas com a utilização do microscópio eletrônico de varredura com detector de elétrons secundários. O equipamento utilizado para a análise foi o microscópio eletrônico de varredura da marca Shimadzu modelo SSX-550 Superscan. Dessa forma, foi necessário metalizar a superfície de observação, depositando uma fina camada de ouro sobre a amostra. Esse procedimento foi realizado com o equipamento Quick Coater Modelo SC-701. Após a metalização das amostras, foi possível a visualização da superfície pretendida, foram capturadas imagens em ampliações de 1500 e 3000 vezes.

4.5 Caracterização Mecânica

4.5.1 Ensaios de dureza

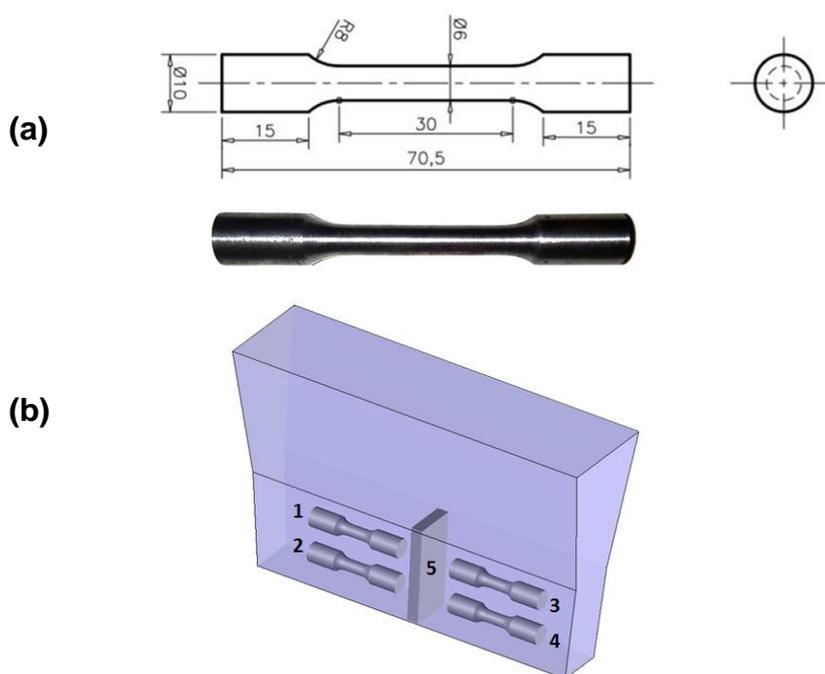
Para avaliar a homogeneidade do corpo de prova Y, foram realizados ensaios de dureza Vickers, nas mesmas secções utilizadas para as análises químicas, utilizando o microdurômetro da marca SHIMADZU modelo HMV 2. Nesses ensaios foram empregadas a carga de 300 gf com tempo de penetração de 15 s, sendo que cada amostra foi submetida a 20 medidas em cada uma das secções. Os ensaios no microdurômetro foram realizados na matriz do material em regiões livres de grafita, justamente para verificar a influenciada composição química exclusivamente na região da matriz do material.

Além dos ensaios de microdureza Vickers, foram conduzidos ensaios de dureza Brinell para todas as condições estudadas, utilizando o durômetro da marca Metro Com- *Macchine per Prove Material*. Foi empregada uma carga de 750 kgf, com tempo de penetração de 15 s e penetrador de esfera de aço com 5 mm de diâmetro, sendo realizada três medidas em cada amostra. O ensaio Brinell foi realizado para verificar a influência das diferentes composições químicas na dureza média do material. Os valores de dureza Brinell encontrados foram correlacionados com os percentuais de constituintes na microestrutura e confrontados por meio de gráficos para avaliar em quais das condições foram observadas maiores modificações na dureza do material.

4.5.2 Ensaio de tração

Na Figura 30 (a) pode-se observar as dimensões dos corpos de prova de tração utilizados. Na Figura 30 (b), pode-se perceber a localização de onde os quatro corpos de prova foram extraídos, identificados pelos números 1, 2, 3 e 4. Nas regiões centrais do corpo de prova Y, indicadas pelo número 5, foram retiradas amostras para as análises de composição química, metalografia e realização de ensaios de dureza Brinell.

Figura 30– Dimensões do corpo de prova utilizado para o ensaio de tração.



(a) Dimensões do C.P. para o ensaio de tração. (b) Local de extração dos C.P.s.
Fonte: próprio autor.

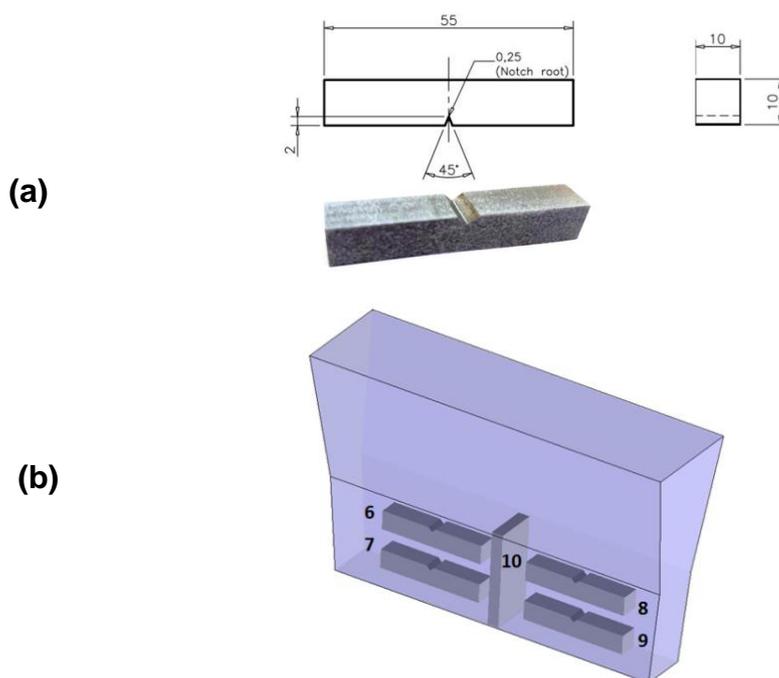
Para os ensaios de tração foi utilizada uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3. Para a aquisição dos valores de deformação foi utilizado um extensômetro eletrônico do tipo agulhas com base de 10 mm Instron modelo 2630-100. A velocidade de deslocamento do travessão móvel do equipamento foi de 1,8 mm/min, resultando em uma taxa de deformação inicial de 10^{-3}s^{-1} . Com os dados de força e alongamento, obtidos nos ensaios, foram elaboradas as curvas tensão x deformação convencionais das amostras para a determinação dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme percentual,

segundo a norma ASTM A370 (2014), levando à avaliação das propriedades mecânicas de resistência e ductilidade. Quatro corpos de prova foram usinados para cada condição, de acordo com a norma ASTM E8 E8M (2016), utilizando dimensões sub-size, proporcionais ao padrão.

4.5.3 Ensaio de Impacto

O ensaio de resistência ao impacto foi realizado à temperatura ambiente, 25°C, em uma máquina de ensaios de impacto Charpy, fabricada por Time Group, modelo JB-W300A. De cada lote foram testados quatro corpos de prova, usinados conforme a norma ASTM E23 (2018). As dimensões dos corpos de prova utilizados para os ensaios de impacto encontram-se na Figura 31.

Figura 31– Dimensões do corpo de prova utilizado para o ensaio de impacto



(a) Dimensões do C.P. para o ensaio de impacto. (b) Local de extração dos C.P.s
Fonte: próprio autor.

4.6 Simulação computacional

Para a simulação computacional foi utilizado o software MAGMASOFT®. Este software permite estimar, a princípio, com alto nível de confiabilidade as propriedades mecânicas e características microestruturais. Permite, também, avaliar

o sistema de vazamento da peça verificando e identificando defeitos potenciais antecipadamente, por meio das simulações de enchimento e de solidificação. O software MAGMASOFT® tem sido empregado na fase inicial dos projetos para estimar as características finais do produto sem a necessidade de margens de segurança excessivas. Assim, torna-se possível aperfeiçoar o processo de fundição reduzindo os índices de refugo e aumentando a assertividade no desenvolvimento de novos produtos.

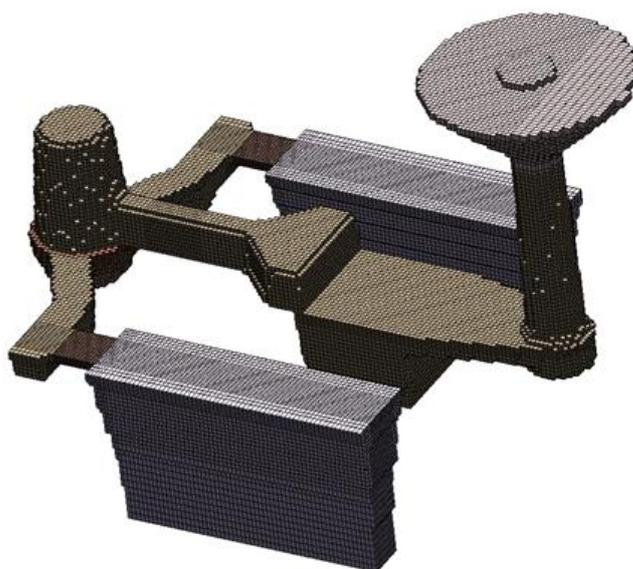
Neste trabalho, o MAGMASOFT® foi utilizado para prever a influencia da composição química nas propriedades mecânicas e características microestruturais do ferro fundido com grafita compacta. As simulações foram realizadas antes da produção do material para prever se a composição química sugerida nas simulações seria suficiente para provocar alterações significativas na microestrutura e nas propriedades mecânicas. Além disso, o uso da simulação verificou a eficiência do sistema de vazamento, avaliando se o sistema é suficientemente robusto na prevenção de defeitos de fundição no corpo de prova que poderiam comprometer negativamente os resultados e conclusões experimentais. As composições químicas analisadas na simulação computacional foram as mesmas apresentadas nas tabelas 5, 6 e 7 e utilizadas na parte experimental.

O software utiliza o método dos elementos finitos a partir da subdivisão da geometria a ser analisada em pequenas partes, denominadas elementos. O método dos elementos finitos propõe que a quantidade ilimitada de variáveis desconhecidas seja substituída por um número limitado de elementos de comportamento bem definido. O conjunto dos elementos finitos de uma geometria é denominado malha, quanto menor o tamanho dos elementos, ou seja, quanto mais refinada for a malha, melhor será a precisão dos resultados da análise. Porém, malhas muito refinadas podem gerar simulações com tempo de cálculo muito elevado, enquanto malhas grosseiras podem gerar resultados de simulação não precisos.

Segundo os desenvolvedores do software, uma malha de boa qualidade é aquela que descreve corretamente a geometria da peça, sem distorcê-la. Assim, é indicado que no dimensionamento de uma malha, deve-se colocar três elementos na região mais fina da peça que seja reta, mais elementos do que isso não é necessário, podendo atrasar a obtenção dos resultados sem ganhos de precisão. Além disso, deve-se observar a malha nas regiões curvas, pois estas regiões podem apresentar distorções. Na Figura 32 está representada a malha utilizada no sistema

de vazamento para a obtenção dos corpos de prova em Y. Verifica-se que o tamanho da malha está de acordo com o indicado pelo desenvolvedor, empregando uma malha de aproximadamente 125.000 elementos para o sistema de alimentação e corpos de prova.

Figura 32– Malha utilizada na simulação computacional.



Mesh Generation

Specify the parameters for mesh generation.

MAGMA



Mode <input type="radio"/> Number of Elements <input checked="" type="radio"/> Multiple Parameter Sets		Options <input checked="" type="checkbox"/> Mesh for solver 5 <input type="checkbox"/> Generate core	
Parameter Sets <input checked="" type="checkbox"/> Standard Sand Mold ID 1 <input checked="" type="checkbox"/> Advanced Casting ID 1 Pouring Basin ID 1 <input checked="" type="checkbox"/> Advanced1 Filter ID 1 Runner ID 1 <input checked="" type="checkbox"/> Advanced2 Gate ID 1	Cartesian Mesh Parameters (Standard) <input type="radio"/> Classic <input type="radio"/> Min. Wall Thickness <input checked="" type="radio"/> Equidistant		
	Element dimensions: X: 60.0, Y: 60.0, Z: 60.0 mm <input checked="" type="checkbox"/> Link directions (one for all)		
Mesh Size Number of cartesian cells: 1,863,888 Number of cartesian cavity cells: 124,730			
Mesh Quality Blocked cells: 0 (0.0%) Edge-over-edge connected cells: 0 (0.0%) Thin wall elements: 114 (0.1%) Air contact cells: 1,236 (1.0%)			

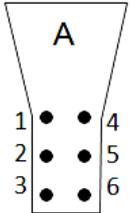
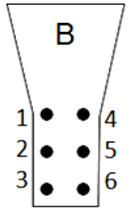
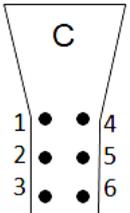
Fonte: próprio autor.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise da composição química.

Apresenta-se na Tabela 7, a comparação entre a composição química nas três seções do corpo de prova na condição base. Verifica-se que o teor de cada elemento não variou expressivamente em cada seção analisada. Assim, pode-se considerar o corpo de prova Y homogêneo quanto à composição química ao longo de sua seção, tanto para o sentido longitudinal quanto para o transversal.

Tabela 7– Análise química da condição base em diferentes secções.

Seção	Análise	C	Si	Cu	Sn	Mn	S	P	Outros
 Extremidade	A.1	3,68	2,12	0,62	0,060	0,42	0,011	0,050	0,14
	A.2	3,70	2,13	0,61	0,061	0,39	0,010	0,051	0,16
	A.3	3,69	2,10	0,63	0,063	0,40	0,011	0,052	0,21
	A.4	3,71	2,14	0,60	0,062	0,43	0,009	0,050	0,13
	A.5	3,72	2,12	0,59	0,062	0,41	0,011	0,054	0,12
	A.6	3,70	2,11	0,60	0,064	0,42	0,011	0,050	0,14
 Centro	B.1	3,71	2,11	0,60	0,064	0,43	0,012	0,051	0,09
	B.2	3,73	2,12	0,58	0,062	0,40	0,010	0,050	0,16
	B.3	3,71	2,11	0,63	0,063	0,39	0,011	0,052	0,16
	B.4	3,70	2,15	0,61	0,059	0,40	0,013	0,051	0,07
	B.5	3,68	2,10	0,59	0,062	0,43	0,011	0,050	0,18
	B.6	3,71	2,13	0,60	0,058	0,41	0,009	0,053	0,14
 Extremidade	C.1	3,73	2,15	0,62	0,064	0,38	0,011	0,052	0,04
	C.2	3,67	2,11	0,61	0,061	0,40	0,011	0,048	0,24
	C.3	3,71	2,12	0,63	0,063	0,40	0,009	0,050	0,12
	C.4	3,74	2,13	0,60	0,061	0,38	0,011	0,047	0,13
	C.5	3,69	2,10	0,59	0,062	0,40	0,012	0,050	0,21
	C.6	3,73	2,11	0,59	0,061	0,43	0,009	0,049	0,18
Média	-	3,71	2,12	0,61	0,062	0,41	0,011	0,051	0,13
Desvio padrão	-	0,02	0,02	0,01	0,002	0,02	0,001	0,002	0,05

Fonte: próprio autor.

A composição química foi avaliada para todas as ligas produzidas. Verifica-se na Tabela 8 a média da composição química para a liga na condição base, levando em conta a média para cada ponto analisado ao longo das três secções do corpo de

prova Y. Na Tabela 9, por sua vez, encontra-se os resultados de composição química para as três condições de silício. Da mesma forma, as Tabelas 10 e 11, apresentam os percentuais das ligas de cobre e estanho, respectivamente. Observa-se que o objetivo inicial foi alcançado ao variar individualmente o percentual do silício, estanho e cobre a partir da introdução, previamente calculada, dessas ligas nas vasquetas. Além disso, pode-se considerar que os outros elementos químicos não sofreram variação significativa e dessa forma os resultados podem ser comparados considerando o efeito individual do teor de Si, Cu e Sn em comparação a liga na condição base.

Tabela 8– Média da análise química na condição base

Condição	%C	%Si	%Cu	%Sn	%Mn	%S	%P	%Outros
A ₀	3,71	2,12	0,61	0,062	0,41	0,011	0,051	0,13

Fonte: próprio autor.

Tabela 9– As três ligas obtidas pelo acréscimo de silício junto à vasqueta.

Condição	%C	%Si	%Cu	%Sn	%Mn	%S	%P	%Outros
Si_1	3,70	2,26	0,60	0,062	0,40	0,010	0,051	0,14
Si_2	3,72	2,39	0,62	0,060	0,42	0,011	0,050	0,14
Si_3	3,70	2,51	0,61	0,062	0,41	0,012	0,051	0,12

Fonte: próprio autor.

Tabela 10– As três ligas obtidas pelo acréscimo de cobre junto à vasqueta.

Condição	%C	%Si	%Cu	%Sn	%Mn	%S	%P	%Outros
Cu_1	3,71	2,12	0,75	0,062	0,41	0,013	0,052	0,13
Cu_2	3,71	2,11	0,87	0,061	0,41	0,011	0,050	0,14
Cu_3	3,69	2,12	0,98	0,062	0,41	0,010	0,050	0,13

Fonte: próprio autor.

Tabela 11– As três ligas obtidas pelo acréscimo de estanho junto à vasqueta.

Condição	%C	%Si	%Cu	%Sn	%Mn	%S	%P	%Outros
Sn_1	3,71	2,13	0,60	0,077	0,40	0,011	0,051	0,14
Sn_2	3,72	2,13	0,61	0,092	0,42	0,011	0,051	0,12
Sn_3	3,71	2,12	0,61	0,107	0,42	0,012	0,053	0,13

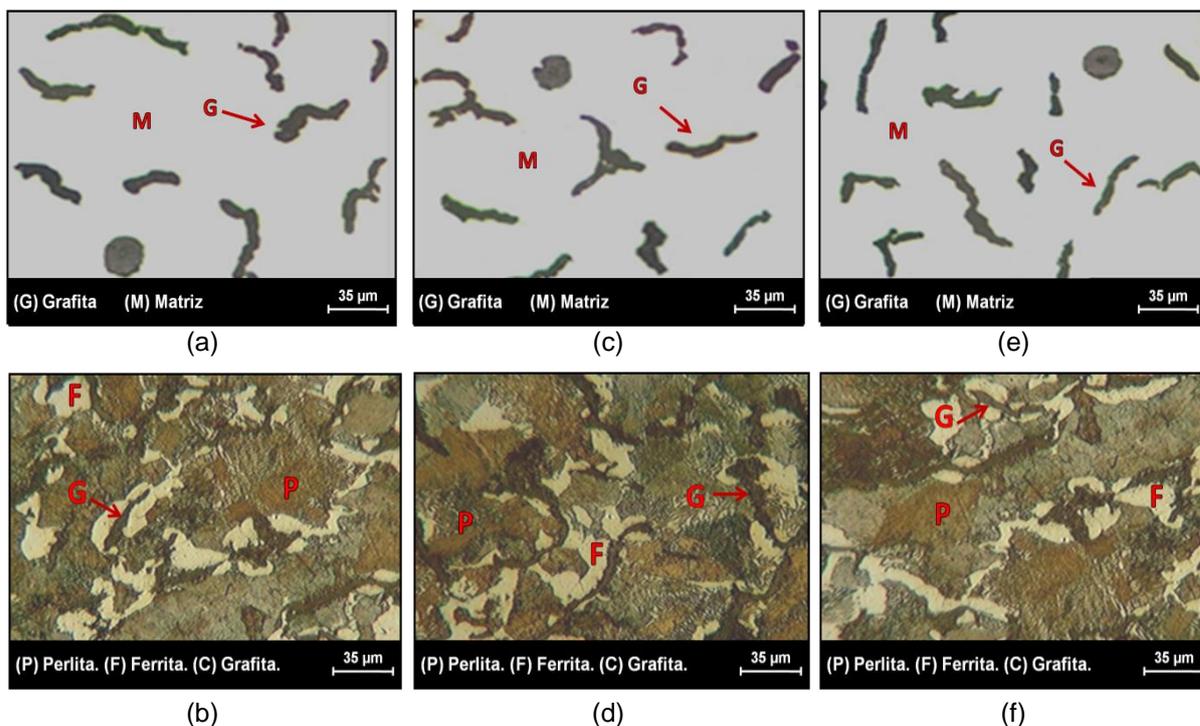
Fonte: próprio autor.

5.2. Análise microestrutural

5.2.1 Liga com composição química base.

A microestrutura do corpo de prova na condição base, também foi avaliada em três diferentes secções para verificar a homogeneidade do material, conforme também realizado para a análise da composição química. Observa-se na Figura 33 a similaridade entre as microestruturas das três secções avaliadas. Sendo observadas proporções próximas de grafita, ferrita, perlita são encontradas seguindo o mesmo padrão de dispersão ao longo da microestrutura.

Figura 33– Microestrutura do material na condição base.



Imagens metalográficas do C.P. Y. Seção 'A' imagens (a) e (b); Seção 'B' imagens (c) e (d) e Seção 'C' imagens (e) e (f).

Reativo: Nital 3% para as imagens (b), (d) e (f), demais imagens sem ataque químico.

Fonte: Próprio autor.

A análise quantitativa da microestrutura encontra-se na Tabela 12. Verifica-se que a densidade, o tamanho e a proporção entre os tipos de grafita não variaram consideravelmente entre as três secções do corpo de prova. Além disso, a matriz apresentou proporções muito próximas de ferrita e perlita. Sendo assim, os C.P. Y podem ser considerados homogêneos em relação à grafita no que diz respeito à

distribuição, a proporção entre os tipos de grafita e a área média. Também, podem ser considerados homogêneos em relação às proporções de ferrita e perlita presentes na matriz do material ao longo de sua seção.

Tabela 12– Análise microestrutural da condição base em diferentes secções.

	Seção A	Seção B	Seção C
% Perlita	77,01	76,73	77,22
% Ferrita	14,45	14,62	14,24
% Grafita	8,55	8,65	8,54
% Grafita Compacta	89,47	89,33	89,84
% Grafita Nodular	10,53	10,67	10,16
Área média grafita. (um ²)	3224,19	3248,31	3218,47
Densidade: (N ^o grafitas/ mm ²)	27,26	27,42	27,31

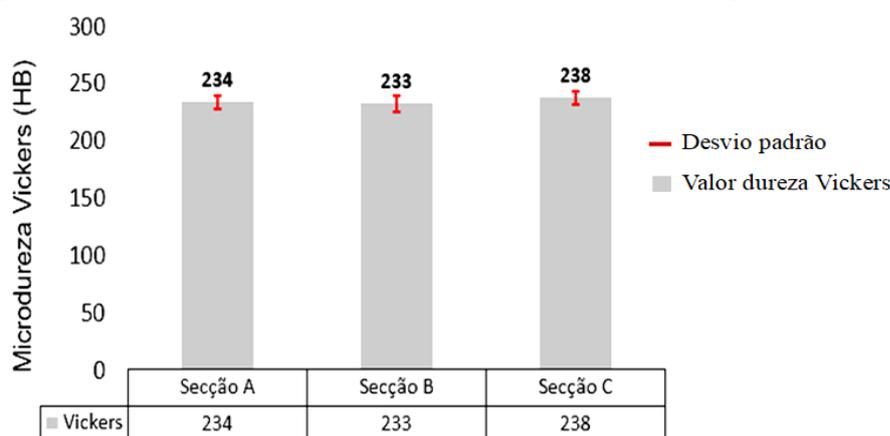
Fonte: próprio autor.

Além da composição química e análise metalográfica, para avaliação da homogeneidade, foram realizados também ensaios de microdureza Vickers ao longo das secções longitudinais e transversais do corpo de prova Y. Na Figura 34 encontram-se os valores de microdureza Vickers nas três secções do corpo de prova. Verifica-se que a diferença encontrada para cada seção, A, B e C, foi pequena, confirmando a homogeneidade ao longo da seção longitudinal do material. Além disso, observa-se uma variação pequena para as três secções avaliadas. Essa pequena diferença encontrada para cada seção caracteriza também uma homogeneidade do material, no sentido transversal do corpo de prova Y. Assim, o C.P. Y pode ser considerado homogêneo no que diz respeito a análise de dureza ao longo da seção útil.

A partir das análises de composição química, análise quantitativa da microestrutura e verificações de dureza nas secções longitudinais e transversais, o corpo de prova Y pode ser considerado homogêneo ao longo de seu perfil. Uma microestrutura homogênea do material é parte essencial deste trabalho para garantir que as amostras retiradas ao longo da seção útil do corpo de prova Y sejam representativas do todo, sem variações expressivas nos sentidos longitudinal e transversal da peça, minimizando as dispersões dos valores encontrados para as análises da grafita, perlita e ferrita.

Um corpo de prova homogêneo, também contribuirá para menores dispersões nos valores medidos de dureza e também, para os ensaios de tração e impacto em que o material foi submetido para caracterização mecânica, conforme será apresentado nas próximas secções.

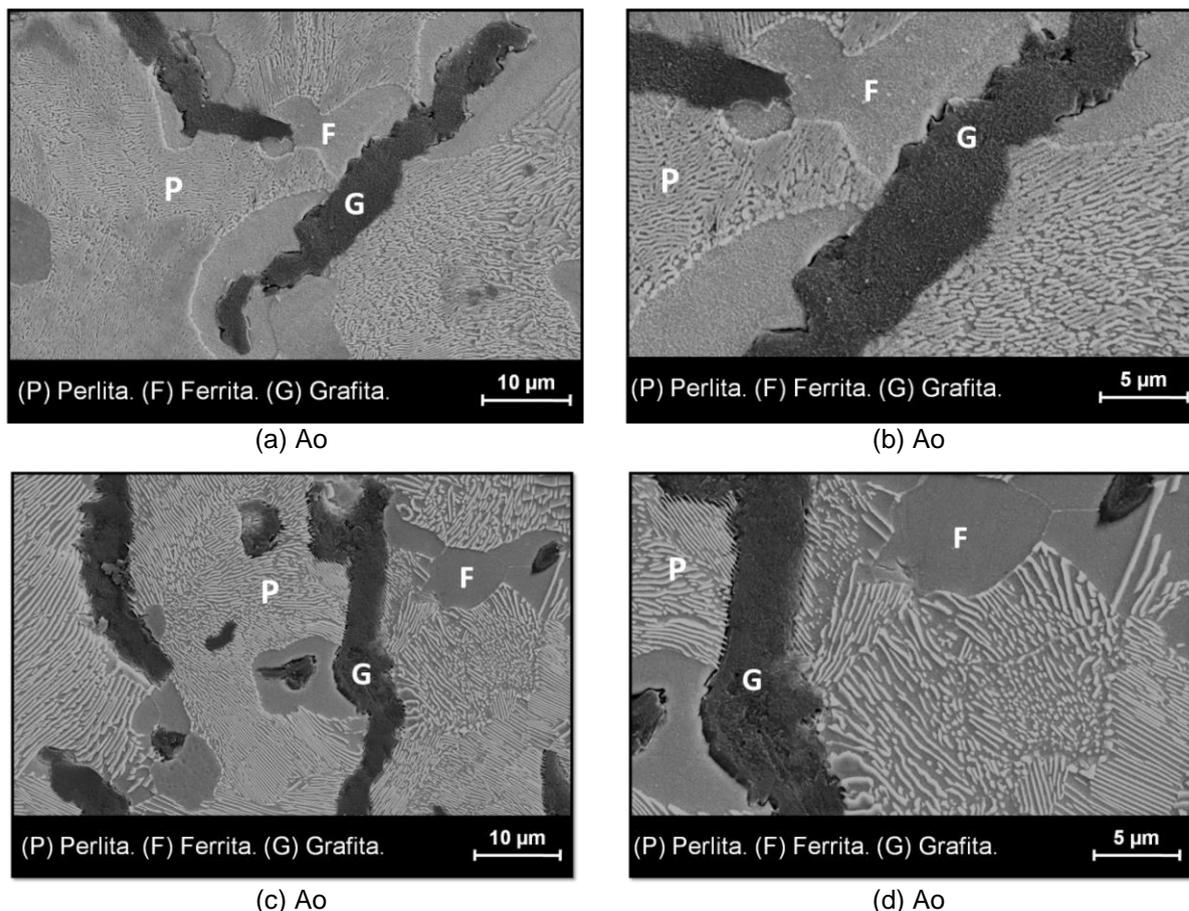
Figura 34– Valores de microdureza Vickers para as três secções do C.P. Y



Fonte: Próprio autor

Com o intuito de observar o espaçamento interlamelar da perlita, o material na condição base foi analisado, também utilizando a microscopia eletrônica de varredura em diferentes ampliações. Exemplos das imagens obtidas encontram-se na Figura 35. Observa-se uma característica similar da microestrutura nas duas regiões, podendo distinguir com clareza a presença dos três constituintes, grafita, ferrita e perlita. O espaçamento interlamelar da perlita observado na condição de base será o padrão para verificar se houve alterações no espaçamento interlamelar da perlita para as outras condições de composição química estudadas neste trabalho. Nas ampliações obtidas pela análise do MEV também foi possível verificar outra característica importante para as ligas de ferro fundido de grafita compacta, a forma arredondada das extremidades da grafita. Essa forma arredondada é benéfica para a não concentração de tensões na interface grafita e matriz, favorecendo a não propagação de trincas comuns em descontinuidade da microestrutura. Essa morfologia da grafita contribui para maiores valores de resistência ao impacto e resistência a tração alcançadas pelas ligas CGI, tornando essas ligas favoráveis na substituição do ferro fundido cinzento em aplicações de engenharia que maiores limites de resistência são requeridos, como é o caso de aplicações em motores a diesel de grande porte (GUMIENNY et al., 2018; DAWSON, 2011).

Figura 35– Imagens obtidas por MEV mostrando os constituintes presentes na microestrutura do material na condição de base.



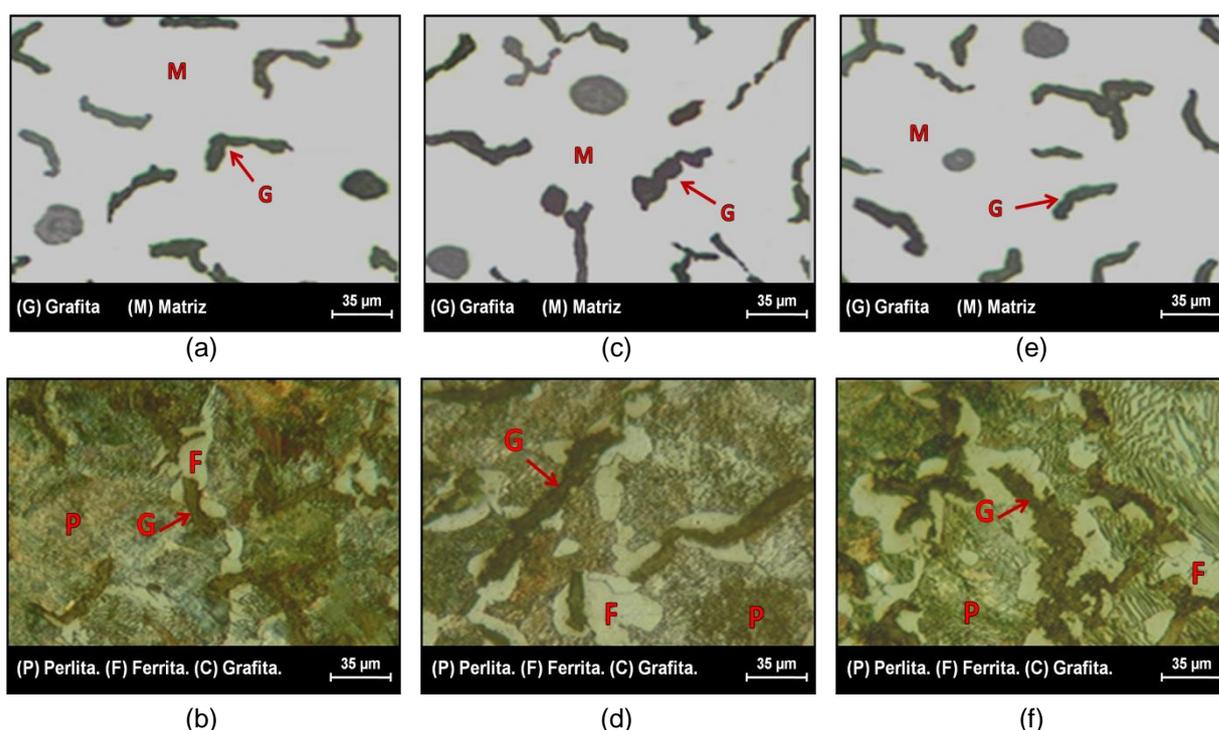
Imagens obtidas por MEV em duas regiões distintas do material na condição de base. (a) e (c) ampliação de 1.500 x; (b) e (d) ampliação de 3.000 x.

Fonte: Próprio autor

5.2.2 Ligas com acréscimo de silício

As microestruturas dos corpos de prova Y, com acréscimos diferentes de silício foram analisadas e comparadas entre si e entre o metal na condição base. Na Figura 36 encontram-se as microestruturas das três ligas de silício, Si_1, Si_2 e Si_3, sem realização do ataque químico e com a realização do ataque químico utilizando o reagente Nital 3%. Verifica-se um aumento das regiões ferríticas com redução das regiões perlíticas, quando aumentado o teor de silício progressivamente. Verifica-se também que o aumento das regiões ferríticas ocorreu, principalmente, próximo às partículas de grafita e não de forma isolada na matriz do material

Figura 36– Microestrutura do material para as três condições de silício.



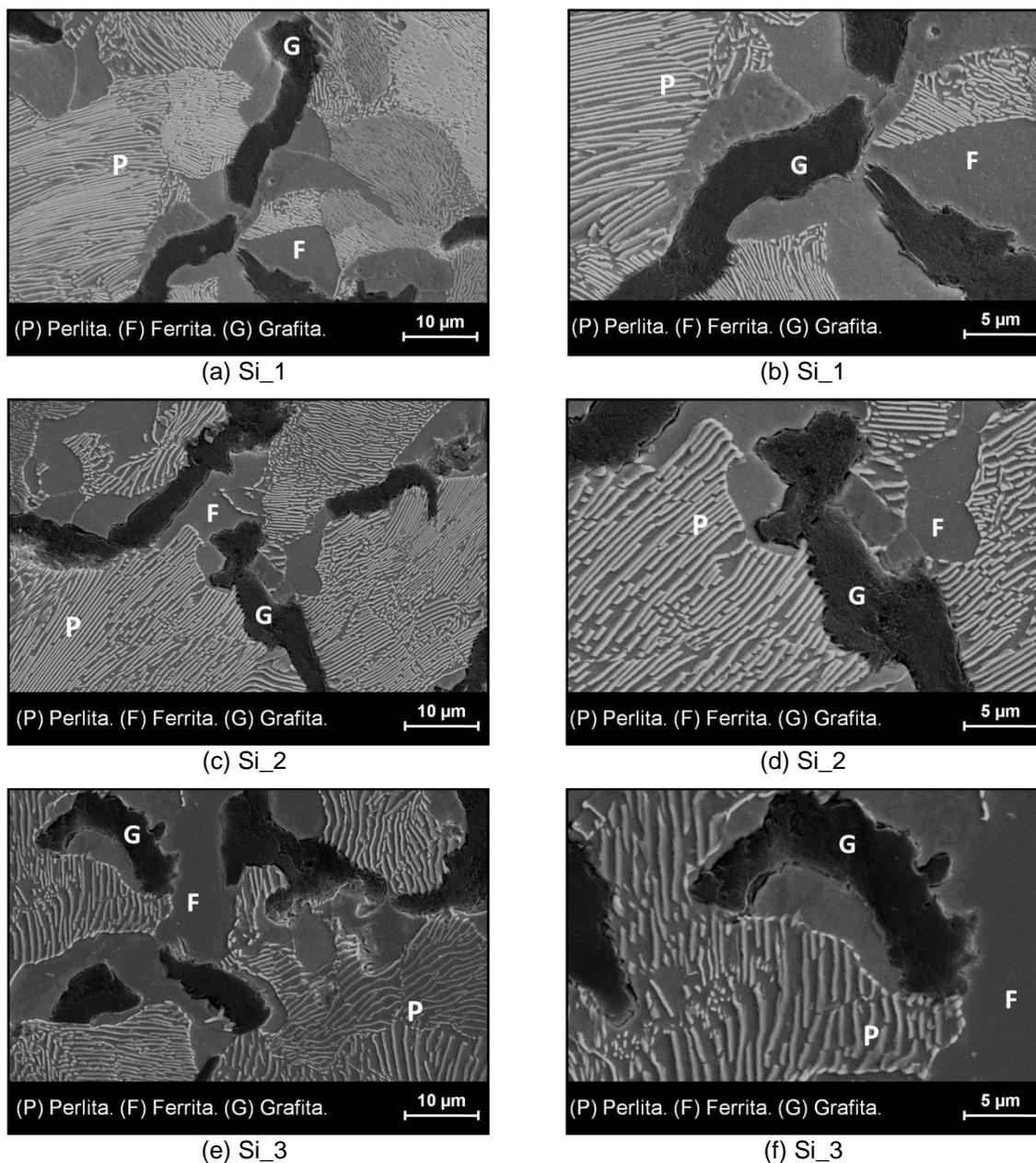
Imagens metalográficas das três ligas após o acréscimo progressivo de silício, Si_1 imagens (a) e (b); Si_2 imagens (c) e (d) e Si_3 imagens (e) e (f)

Reativo: Nital 3% para as imagens (b), (d) e (f), demais imagens sem ataque químico.

Fonte: Próprio autor.

As imagens obtidas por MEV, dos materiais acrescidos de silício, encontram-se na Figura 37 apresentadas em duas ampliações distintas. Observa-se um acréscimo das regiões ferríticas quando o percentual de silício foi aumentado. Além disso, observa-se um aumento progressivo do espaçamento interlamelar da perlita. Esse aumento do espaçamento interlamelar foi verificado não somente nas regiões perlíticas próximas à grafita, mas de maneira geral, nas regiões perlíticas de todo o material. É possível observar também a forma arredondada das extremidades da grafita. Essa morfologia arredondada nas extremidades é um dos diferenciais da liga CGI quando comparada à classe dos ferros fundidos cinzentos, pois minimiza a concentração de tensões na interface entre matriz e grafita quando o material é submetido a esforços mecânicos. Uma extremidade não arredondada comprometeria fortemente os valores de resistência mecânica e de resistência ao impacto do material, impossibilitando a sua utilização em aplicações de motores a diesel de grande porte quando maiores exigências de operação são exigidas (BAZDAR et al., 2009; CHUANG et al., 2017; LIU et al., 2016)

Figura 37– Imagens obtidas por MEV para as três condições de silício.



Imagens obtidas por MEV para os três percentuais distintos de silício, Si_1, Si_2 e Si_3.

(a), (c) e (e) ampliação de 1.500 x. (b), (d) e (f) ampliação de 3.000x

Fonte: Próprio autor.

As alterações na microestrutura foram quantificadas e os valores percentuais de ferrita e perlita variaram com o aumento do silício conforme apresentado na Figura 38, em uma representação gráfica. Observou-se, um aumento das regiões ferríticas em detrimento das regiões perlíticas, além de um aumento da área total ocupada pela grafita na microestrutura. Comparando a amostra na condição inicial (Ao) com a amostra com o maior percentual de silício (Si_3), observou-se um aumento da área da grafita em 3,1% e um aumento da ferrita em 4,8%.

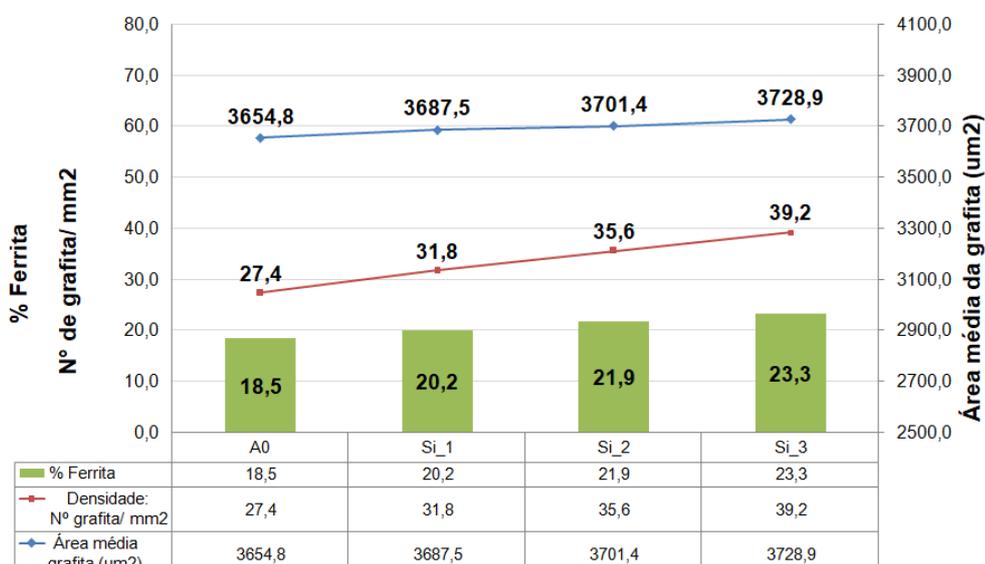
Figura 38– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de silício.



Fonte: Próprio autor.

Analisando a Figura 39, observa-se ainda que o aumento da área total da grafita observada na microestrutura se deu principalmente pelo aumento da quantidade de grafita por mm^2 . Esse aumento ocorreu acompanhado de um aumento da área ocupada pela ferrita. Observou-se também um discreto aumento da área média da grafita quando aumentado o percentual de silício.

Figura 39– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de silício.



Fonte: Próprio autor

Avaliando as proporções entre os tipos de grafita verificou-se que a adição do silício não influenciou no tipo de grafita formada. Verifica-se na Figura 40 que as proporções entre os tipos de grafita, vermicular e nodular, apresentaram valores próximos, independentemente do acréscimo de silício.

Figura 40– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de silício.



Fonte: Próprio autor

O acréscimo de silício em ferros fundidos apresenta efeitos importantes sobre a microestrutura. Um desses efeitos é o grafitizante, associado à concentração do carbono livre em estruturas gráficas. Em outras palavras, o acréscimo de silício favorece a solidificação segundo a forma estável no diagrama de fases, onde a estabilidade da cementita é reduzida durante a reação eutetóide fazendo com que os átomos de carbono se precipitem e cresçam preferencialmente juntos aos núcleos formados previamente durante o processo de inoculação da liga (LIU et al., 2016). Assim, as regiões em torno dos veios de grafita são as que mais apresentam deficiência na quantidade de carbono em solução, dessa forma há uma maior tendência de ferritização nessas áreas (LACAZE et al., 2016; KÖNIG; WESSÉN, 2010). Além disso, a introdução de ligas de silício instantes antes da realização do vazamento do corpo de prova ou peças é o que caracteriza o processo de inoculação. No caso deste trabalho, a adição de FeSi foi realizada na vasqueta, caracterizando também uma inoculação.

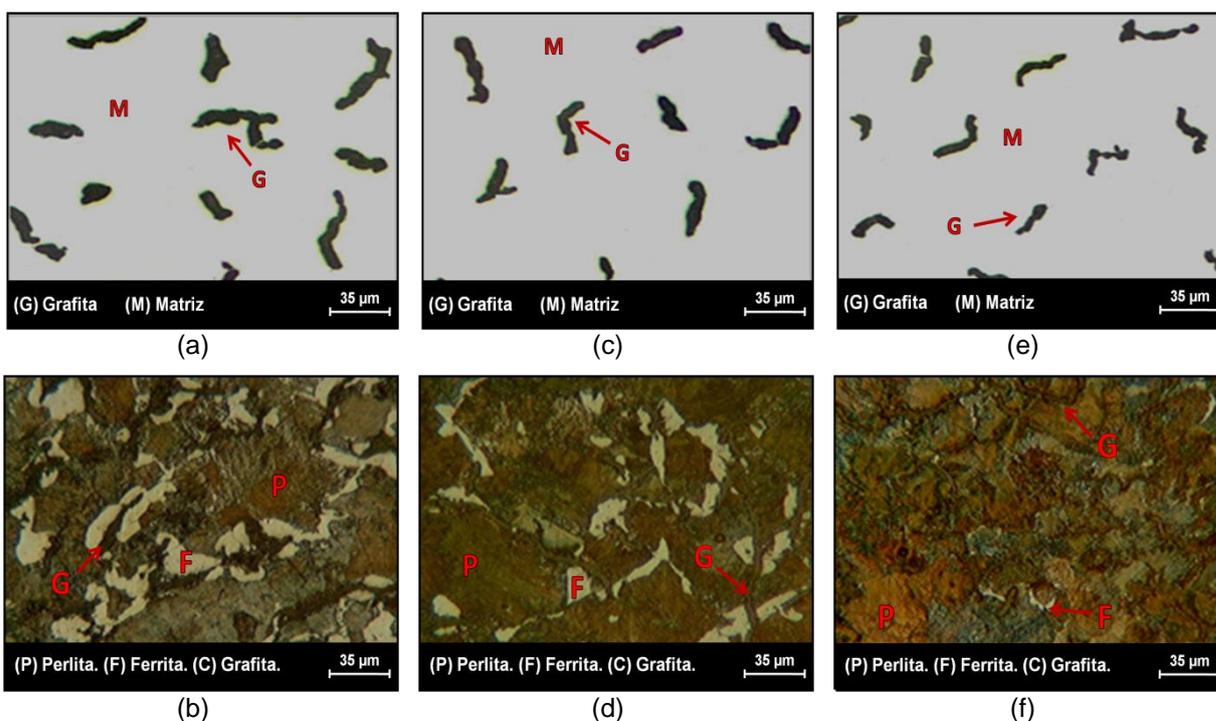
A inoculação tem correlação direta com a quantidade de núcleos formados para o crescimento gráfico. Quanto maior a quantidade de inoculante, mais núcleos serão formados para o crescimento gráfico com distribuição mais uniforme das partículas (KÖNIG; WESSÉN, 2010). Isso foi observado de maneira progressiva, onde à medida que se aumentou a quantidade de FeSi na vasqueta, maior foi a quantidade de grafita por mm^2 e maior o percentual de ferrita na microestrutura. Além do efeito grafitizante, o silício aumenta o intervalo de temperatura onde coexistem austenita e ferrita, aumentando o intervalo de temperatura para a

ocorrência da transformação estável. Assim, há um tempo maior para que ocorra a difusão do carbono durante a solidificação, favorecendo a difusão do carbono em distâncias maiores, dessa forma ocorre um aumento do espaçamento interlamelar da perlita (REED- HILL, 1994).

5.2.3 Ligas com acréscimo de cobre

As microestruturas dos C.P. Y, com acréscimos diferentes de cobre foram analisadas e comparadas entre si e entre o metal na condição base, da mesma forma que foi realizado para amostras onde o percentual de silício foi variado. Na Figura 41 encontram-se as microestruturas das três ligas de cobre sem realização do ataque químico e com a realização do ataque químico utilizando o reagente Nital 3%. Verifica-se uma redução percentual das regiões ferríticas quando aumentado o teor de cobre, combinado com o aumento percentual de regiões perlíticas. É possível observar ainda uma redução do tamanho médio da grafita quando o percentual de cobre na liga foi aumentado.

Figura 41– Microestrutura do material para as três condições de cobre



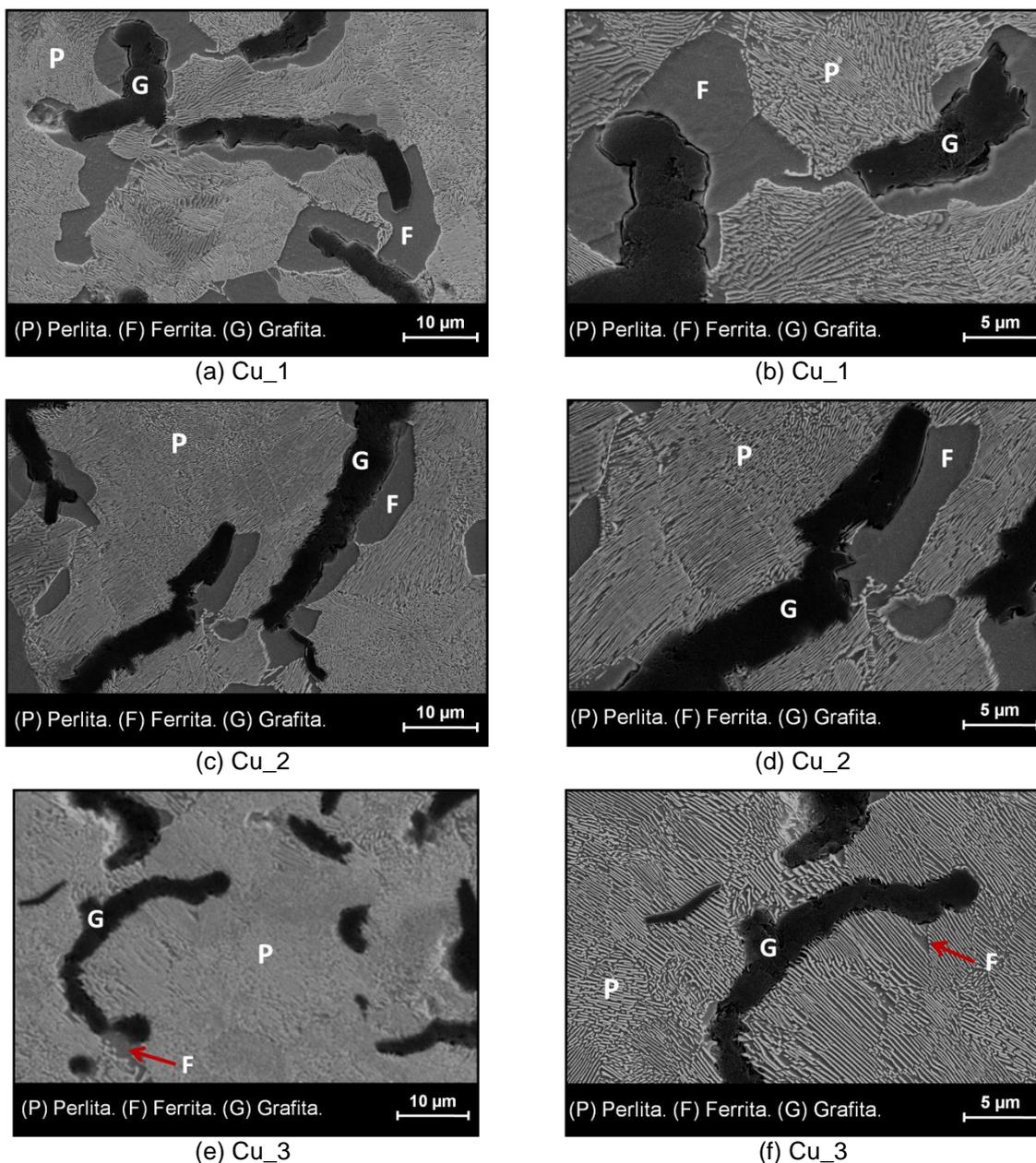
Imagens metalográficas das três ligas após o acréscimo progressivo de cobre, Cu_1 imagens (a) e (b); Cu_2 imagens (c) e (d) e Cu_3 imagens (e) e (f)

Reativo: Nital 3% para as imagens (b), (d) e (f), demais imagens sem ataque químico.

Fonte: Próprio autor.

As imagens obtidas por MEV, dos materiais acrescidos de cobre, encontram-se na Figura 42. Observa-se uma redução das regiões ferríticas acompanhadas de uma redução do espaçamento interlamelar da perlita, quando o percentual de cobre foi aumentado. Observa-se também que o acréscimo percentual de cobre não influenciou na morfologia arredondada nas extremidades da grafita.

Figura 42– Imagens obtidas por MEV para as três condições de cobre.



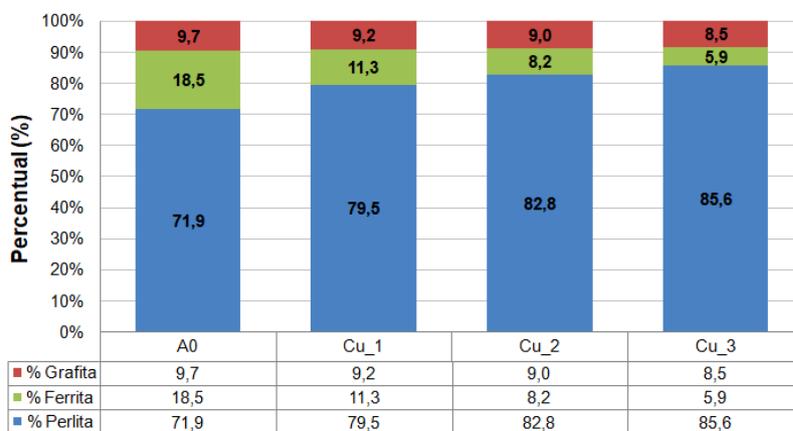
Imagens obtidas por MEV para os três percentuais distintos de cobre, Cu_1, Cu_2 e Cu_3.

(a), (c) e (e) ampliação de 1.500 x. (b), (d) e (f) ampliação de 3.000x

Fonte: Próprio autor.

As alterações na microestrutura foram quantificadas e os valores percentuais de ferrita e perlita encontram-se na Figura 43, em uma representação gráfica. Observou-se, um aumento das regiões perlíticas em detrimento das regiões ferríticas. Além disso, observou-se uma redução da área total ocupada por grafita. Comparando a amostra na condição inicial (A0) com a amostra com o maior percentual de cobre (Cu_3), observou-se uma redução da área da ferrita em 12,6% e uma redução da área ocupada pela grafita de 1,2%.

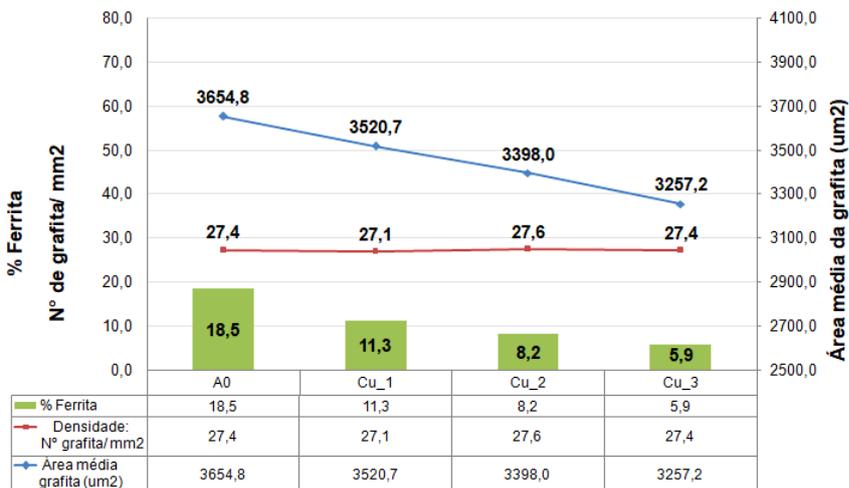
Figura 43– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de cobre.



Fonte: Próprio autor.

Analisando a Figura 44, observa-se que ao contrário das ligas com acréscimo de Si, o número de grafita por mm² praticamente não foi alterado com o acréscimo de cobre. Por outro lado, a área média da grafita e os percentuais entre os constituintes da matriz experimentaram maiores variações.

Figura 44– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de cobre.



Fonte: Próprio autor

Avaliando as proporções entre os tipos de grafita, similarmente com o que aconteceu com o aumento do teor de silício, verificou-se que a adição do cobre também não influenciou no tipo de grafita formada. Verifica-se na Figura 45 que as proporções entre os tipos de grafita, vermicular e nodular, apresentaram valores próximos independentemente do acréscimo de cobre.

Figura 45– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de cobre.



Fonte: Próprio autor

O efeito promotor de perlita do Cu é atribuído à capacidade de formar uma barreira na superfície da grafita, inibindo o processo de difusão do carbono da matriz para a grafita. Dessa forma, há uma maior concentração de carbono na matriz, sendo mais favorável a formação da perlita do que a ferrita. Observa-se que com o aumento do percentual de cobre maior foi a proporção de perlita no material e menor o tamanho médio da grafita, indicando uma redução da difusão dos átomos de carbono para a grafita (LIU et al., 2016; KÖNIG; WESSÉN, 2010). Além do efeito perlitizante, o cobre reduz o intervalo de temperatura onde coexistem austenita e ferrita, reduzindo o intervalo de temperatura para a ocorrência da transformação estável. Assim, há um tempo menor para que ocorra a difusão do carbono durante a solidificação, dificultando a difusão do carbono em distâncias maiores, dessa forma ocorre uma redução do espaçamento interlamelar da perlita.

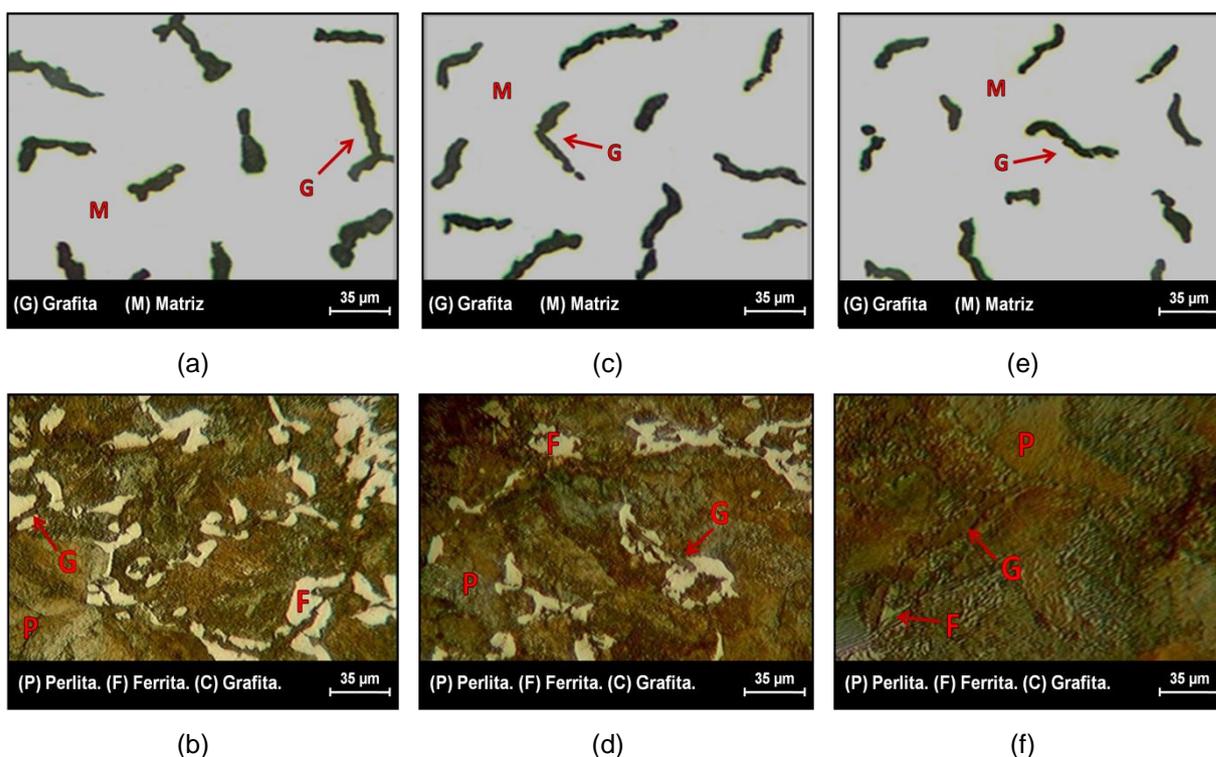
Essa redução da área média da grafita se deu acompanhada da redução percentual de ferrita. Ao contrário do observado para as ligas com a adição de silício, não houve variações significativas nas quantidades de grafita por mm², uma vez que o aumento da densidade de grafita está associado ao aumento de elementos grafitizantes ou ao emprego de maiores taxas de resfriamento na

solidificação que promovem o aumento do número de núcleos que contribuem para a formação da grafita (KRAUSS, 1989).

5.2.4 Ligas com acréscimo de estanho

As microestruturas dos C.P. Y, com acréscimos diferentes de estanho foram analisadas e comparadas entre si e entre o metal na condição base, da mesma forma que foi realizado para amostras onde os percentuais de silício e cobre foram variados. Na Figura 46 encontram-se as microestruturas das três ligas de estanho sem a realização do ataque químico e com a realização do ataque químico utilizando o reagente Nital 3%. Verifica-se uma redução das regiões ferríticas como o acréscimo do teor de estanho, combinado com o aumento percentual de regiões perlíticas de maneira similar as ligas que experimentaram um aumento do teor de estanho.

Figura 46– Microestrutura do material para as três condições de estanho.



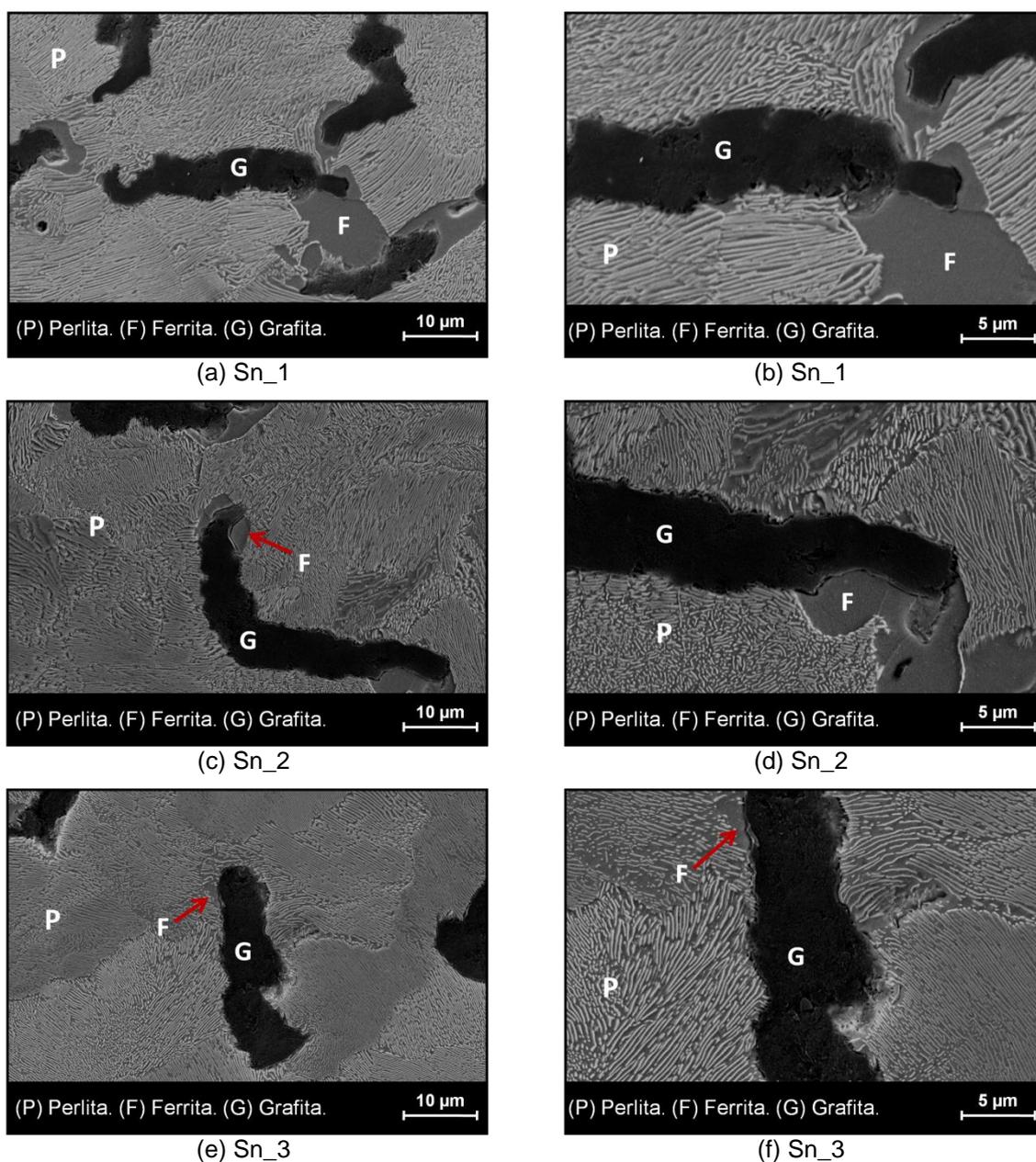
Imagens metalográficas das três ligas após o acréscimo progressivo de estanho, Sn₁ imagens (a) e (b); Sn₂ imagens (c) e (d) e Sn₃ imagens (e) e (f)

Reativo: Nital 3% para as imagens (b), (d) e (f), demais imagens sem ataque químico.

Fonte: Próprio autor.

As imagens obtidas por MEV, dos materiais acrescidos de estanho, encontram-se na Figura 47. Observa-se uma redução das regiões ferríticas acompanhadas de uma redução do espaçamento interlamelar da perlita, quando o percentual de estanho foi aumentado. Observa-se também que o acréscimo percentual de Sn não influenciou na morfologia arredondada nas extremidades da grafita.

Figura 47– Imagens obtidas por MEV para as três condições de estanho.



Imagens obtidas por MEV para os três percentuais distintos de estanho, Sn_1, Sn_2 e Sn_3. (a), (c) e (e) ampliação de 1.500 x. (b), (d) e (f) ampliação de 3.000x

Fonte: Próprio autor.

As alterações na microestrutura foram quantificadas e os valores percentuais de ferrita e perlita encontram-se na Figura 48. Observou-se, um aumento das regiões perlíticas em detrimento das regiões ferríticas. Além disso, uma redução da área total ocupada por grafita foi verificada. Comparando a amostra na condição inicial (A0) com a amostra com o maior percentual de estanho (Sn_3), observou-se uma redução da área da ferrita em 14,5% e uma redução da área ocupada pela grafita de 1,3%.

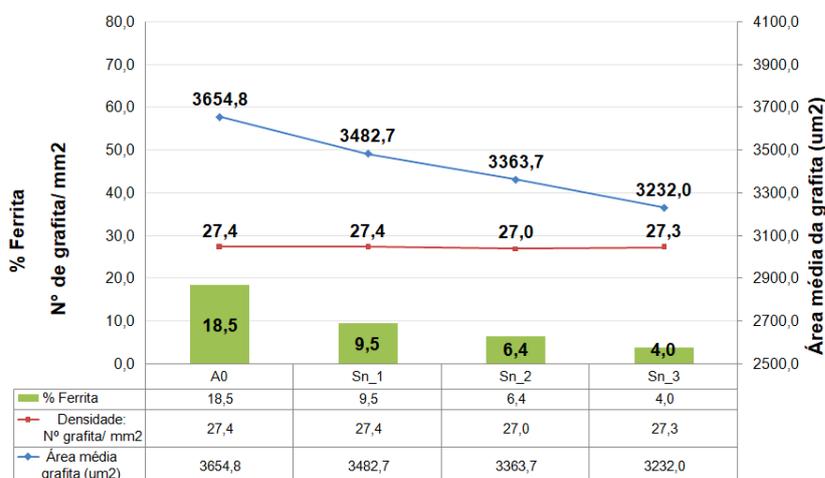
Figura 48– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de estanho.



Fonte: Próprio autor.

Analisando a Figura 49, observa-se que ao contrário do observado para as ligas com a adição de silício, não houve variações significativas nas quantidades de grafita por mm². Por outro lado, houve uma redução da área média da grafita, quando aumentado o percentual de estanho.

Figura 49– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de estanho.



Fonte: Próprio autor

Avaliando as proporções entre os tipos de grafita, similarmente com o que aconteceu com o aumento do teor de silício e cobre, verificou-se que adição do estanho também não influenciou no tipo de grafita formada. Verifica-se na Figura 50 que as proporções entre os tipos de grafita, vermicular e nodular, apresentaram valores próximos independentemente do acréscimo de estanho.

Figura 50– Proporções de ferrita e perlita após acréscimo progressivo de estanho.



Fonte: Próprio autor

O estanho possui características perlitizantes muito semelhantes às do cobre, agindo também como barreira à difusão do carbono, e em quantidades elevadas pode causar a degeneração da grafita. A utilização do estanho também pode reduzir a ductilidade e a resistência à fadiga do material. Comparando as propriedades como perlitizante do cobre e do estanho, a literatura aponta o poder perlitizante do estanho superior a dez vezes ao poder perlitizante do cobre. Neste trabalho a elevada tendência de perlitização do estanho foi confirmada ao reduzir os percentuais de ferrita à índices menores quando comparados com as ligas de cobre, mesmo para teores de estanho na composição química dez vezes menores. Isso está associado a uma forte diminuição da força motriz necessária para a nucleação de cementita, favorecendo a formação da perlita com espaçamentos interlamelares menores, uma vez que reduz a necessidade de maiores taxas de resfriamento para a nucleação da perlita (SERTUCHA et al., 2010; KÖNIG; WESSÉN, 2010).

O mecanismo exato para esse efeito está relacionado à segregação de estanho na interface grafita e austenita. Segundo Lacase et al. (2016), o mais provável é a formação transitória de um composto Fe_3SnC na interface entre a grafita e austenita durante o resfriamento após a solidificação, inibindo a difusão de

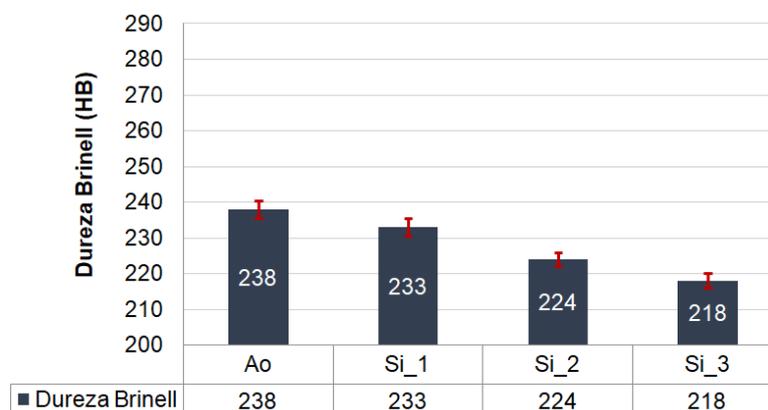
carbono. Assim, o aumento percentual do estanho favorece o aumento proporcional da perlita e a inibição da difusão do carbono para a grafita limitando o crescimento grafítico. Conforme observado neste trabalho, as ligas com maiores percentuais de estanho apresentaram o menor tamanho médio da grafita e as menores proporções de ferrita. Similarmente ao que foi observado quando adicionado o cobre, o acréscimo de estanho também contribui para reduzir o intervalo de temperatura onde coexistem austenita e ferrita. Assim, há um tempo menor para que ocorra a difusão do carbono durante a solidificação, favorecendo uma redução do espaçamento interlamelar da perlita.

5.3. Comportamento mecânico

5.3.1 Dureza

Na Figura 51 encontram-se os valores de dureza para os diferentes teores de silício em comparação com a amostra na condição base. Verifica-se que quando aumentado o percentual de silício na liga menor foi o valor de dureza do material, observa-se que essa redução foi acompanhada do aumento percentual de ferrita na microestrutura. Além do aumento da ferrita, o aumento do espaçamento interlamelar da perlita observada a partir das imagens obtidas pelo MEV, também contribuiu para a redução da dureza quando aumentado o teor de silício, uma vez que, em geral, quanto maior essa distância, menor é a dureza do material (CHUANG et al, 2015).

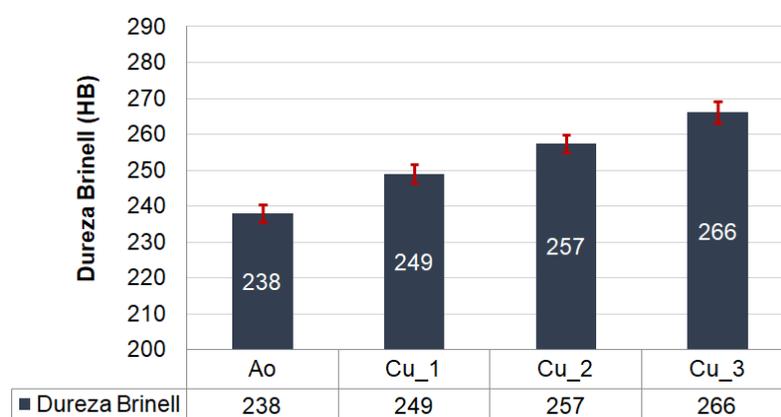
Figura 51– Valores de dureza Brinell para diferentes teores de silício



Fonte: Próprio autor

Os valores de dureza Brinell para as amostras acrescidas de cobre encontram-se na Figura 52 em comparação com o valor de dureza para a amostra na condição base. Verifica-se que quando aumentado o percentual de cobre na liga, maior foi o valor de dureza do material. Observa-se que esse aumento da dureza foi acompanhado de uma redução percentual de ferrita na microestrutura e consequentemente com o aumento percentual de perlita. Além disso, verificou-se uma redução do espaçamento interlamelar da perlita, observada a partir das imagens obtidas pelo MEV, o que favoreceu também o aumento da dureza do material quando aumentado o teor de cobre (CHUANG et al, 2015).

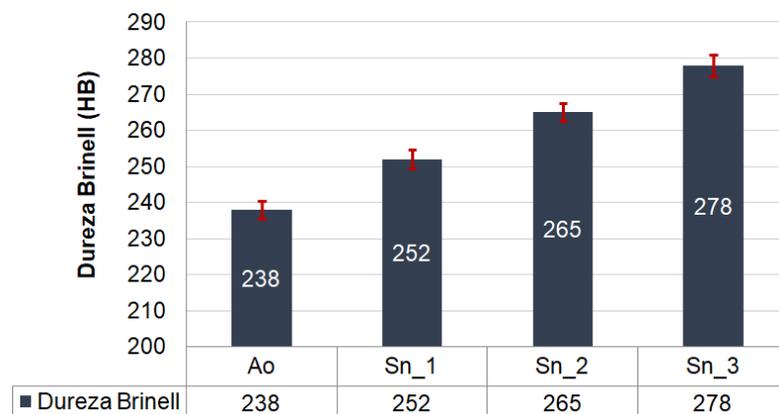
Figura 52– Valores de dureza Brinell para diferentes teores de cobre



Fonte: Próprio autor

Na Figura 53, encontram-se os valores de dureza Brinell para as amostras acrescidas de estanho em comparação com o valor de dureza para a amostra na condição base. De maneira similar às amostras acrescidas de cobre, verifica-se que quando aumentado o percentual de estanho na liga, maior foi o valor de dureza do material. Observa-se ainda que esse aumento da dureza também foi acompanhado de uma redução percentual de ferrita na microestrutura com consequente aumento das regiões perlíticas. O aumento dos valores de dureza foram mais significativos quando acrescentado estanho ao invés de cobre na liga, uma vez que a adição de estanho possibilitou uma redução maior dos percentuais de ferrita na microestrutura. Além disso, verificou-se uma redução do espaçamento interlamelar da perlita, observada a partir das imagens obtidas pelo MEV, o que favoreceu também o aumento da dureza do material quando aumentado o teor de estanho.

Figura 53– Valores de dureza Brinell para diferentes teores de estanho



Fonte: Próprio autor

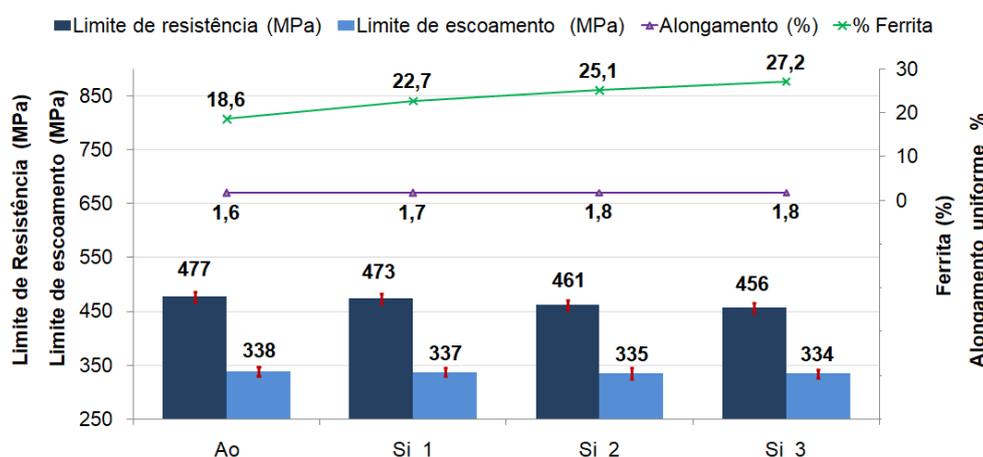
As variações de dureza, observadas quando acrescentados percentuais de Si, Cu, e Sn, apresentaram correlação direta com o percentual de ferrita na matriz. No caso do aumento percentual de silício, o aumento das regiões ferríticas se deu pelo aumento da quantidade de grafita por mm^2 , assim houve na microestrutura uma melhor distribuição de células gráficas favorecendo uma maior difusão do carbono da matriz para a grafita. As regiões da matriz próximas à grafita são as que estão mais sujeitas à difusão e quanto maior a densidade de grafita por mm^2 mais esse efeito será significativo. As ligas com acréscimos de Cu e Sn apresentaram um aumento dos valores de dureza associados às reduções das regiões ferríticas, mas esse fenômeno não ocorreu devido a variação da densidade de grafita por mm^2 , conforme observado quando aumentado o percentual de silício. Para as ligas com acréscimos de cobre e estanho o fenômeno para o aumento da dureza se deu pela barreira formada por esses elementos na interface entre matriz e grafita, reduzindo a taxa de difusão do carbono da matriz para a grafita, assim o maior percentual de carbono na matriz favorecerá a formação da perlita ao invés da ferrita (LACAZE et al., 2016; GUMIENNY et al., 2018; REED- HILL, 1994). O espaçamento interlamelar perlita, maior para as ligas com acréscimo de silício e menores para as ligas com acréscimo de cobre e estanho também favoreceram essa variação do comportamento de dureza (CHUANG et al, 2015).

5.3.2 Ensaio de tração

Na Figura 54 são exibidos os valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento uniforme, obtidos a partir da curva tensão x deformação

convencional do ensaio de tração. Verifica-se que houve uma redução do limite de resistência quando o percentual de ferrita foi aumentado. O limite de escoamento pouco alterou, principalmente levando em conta o desvio padrão. O alongamento percentual uniforme aumentou discretamente com o acréscimo do percentual de silício. Similarmente ao que foi verificado para a análise de dureza, o espaçamento interlamelar também pode ter afetado esses resultados no ensaio de tração. Comparando os resultados de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento com os valores apresentados na norma ISO 16112 (2017), verifica-se que os valores experimentais estão dentro da faixa de classificação dos ferros fundidos com grafita compacta de acordo com a Classe JV 450 que compreendem limites de resistência entre 450 e 525 MPa; limite de escoamento entre 315 e 365 MPa e alongamento de 1,0 a 2,5% .

Figura 54– Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as amostras com acréscimo de Si

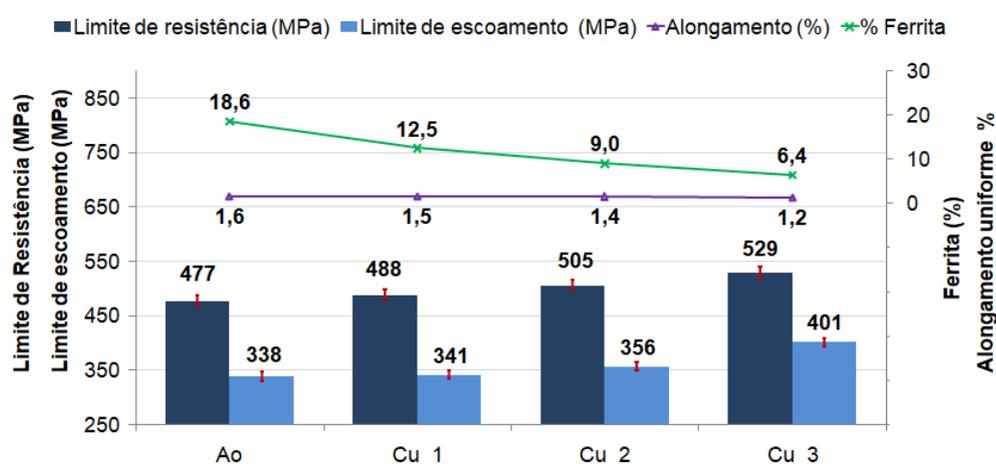


Fonte: Próprio autor

Os valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento uniforme, obtidos a partir da curva tensão x deformação do ensaio de tração são apresentados na Figura 55 para as ligas com acréscimo de cobre. Ao contrário do observado para as ligas com adição do silício, houve um aumento do limite de resistência e limite de escoamento, acompanhada de uma redução do alongamento uniforme quando o elemento de liga foi aumentado. Comparando os resultados do ensaio de tração como os apresentados na norma ISO 16112 (2017), verifica-se que os valores experimentais encontrados para as condições Ao; Cu1 e Cu2 estão dentro da faixa de classificação dos ferros fundidos com grafita compacta de acordo

com a Classe GJV 450 que compreende limites de resistência entre 450 e 525 MPa; limite de escoamento entre 315 e 365 MPa e alongamento de 1,0 a 2,5%. Porém, a condição Cu_3 apresentou valores dentro do início da faixa do GJV 500 que compreende limites de resistência entre 525 e 575 MPa; limite de escoamento entre 365 e 400 MPa e alongamento de 1,0 a 2,5%

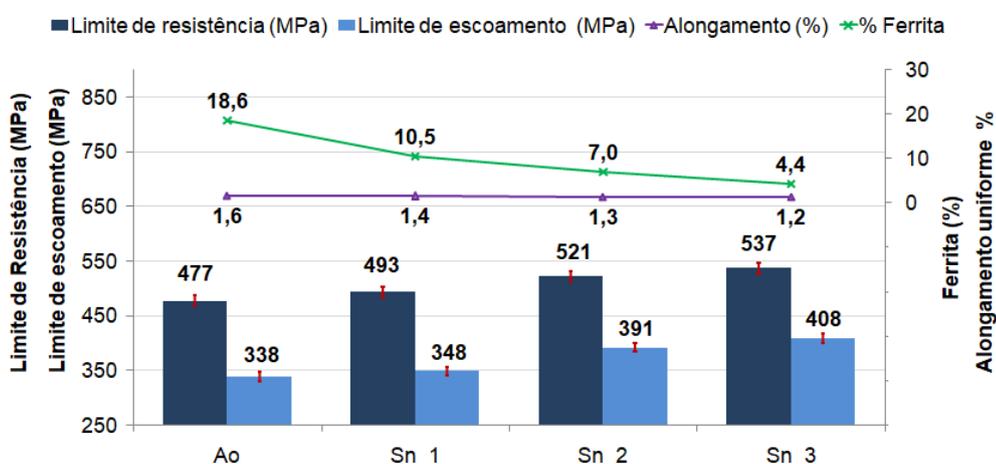
Figura 55– Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as amostras com acréscimo de cobre



Fonte: Próprio autor

Na Figura 56 encontram-se os valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento uniforme, obtidos a partir da curva tensão x deformação do ensaio de tração para o fundido com adição de Sn.

Figura 56– Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as amostras com acréscimo de Sn



Fonte: Próprio autor

Similarmente aos valores obtidos para as ligas com acréscimo de cobre, houve um aumento do limite de resistência e limite de escoamento, acompanhada de uma redução do alongamento uniforme, quando a proporção de ferrita na microestrutura foi reduzida. Porém, nas ligas com acréscimo de estanho os valores de limite de resistência e limite de escoamento sofreram alterações mais significativas, explicada pela redução do percentual de ferrita na microestrutura quando confrontado com as ligas com acréscimos de cobre. Comparando os resultados do ensaio de tração como os apresentados na norma ISO 16112 (2006), verifica-se que o valor experimental encontrado para a condição; Sn_1 está dentro da faixa da Classe GJV 450. Porém as condições Sn_2 e Sn_3 apresentaram valores dentro do início da faixa do GJV 500, quando considerado o erro de medição. Esta classe compreende limites de resistência entre 525 e 575 MPa; limites de escoamento entre 365 e 400 MPa e alongamento de 1,0 a 2,5%, sendo comum para as ligas de CGI com matriz predominantemente perlítica ou integralmente perlítica.

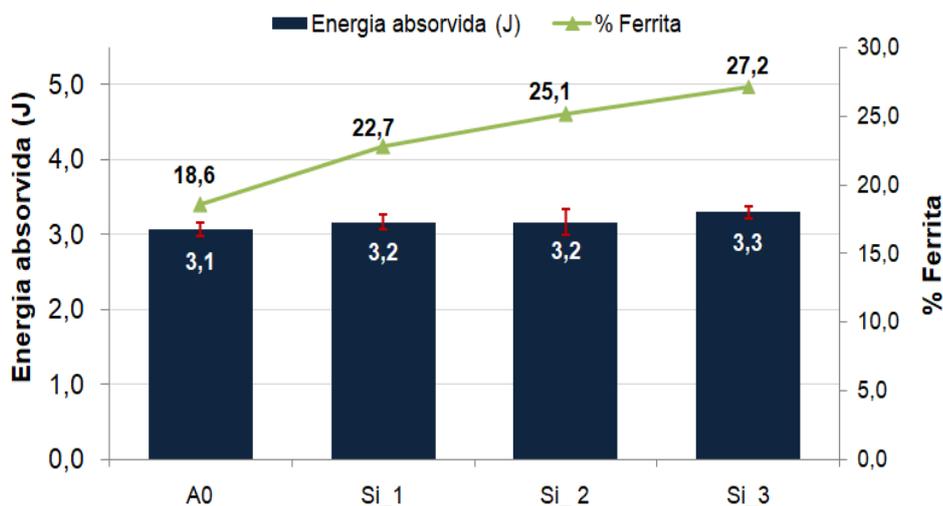
5.3.3 Ensaio de impacto

Os valores de energia absorvida após o ensaio de impacto Charpy, para as amostras com adição de silício, são mostrados na Figura 57. Verifica-se que as amostras não apresentaram alterações significativas nos valores de energia absorvida com o acréscimo do percentual de ferrita. A resistência ao impacto do ferro fundido com grafita compacta é influenciada pelas proporções entre ferrita e perlita no material, porém possui uma relação maior com a proporção de grafita do tipo nodular. Quanto maior a proporção de grafita do tipo nodular em relação à grafita compacta, maior será a energia absorvida durante o ensaio de impacto. Esta relação é explicada pela própria morfologia da grafita nodular que apresenta interface arredondada em relação à matriz, inibindo a concentração de tensões durante os ensaios de impacto, reduzindo a tendência de propagação de trincas na interface matriz/grafita (CHUANG et al, 2015).

É justamente por esse motivo que pela norma ASTM A842-85(2009) não é tolerada a presença de nenhuma grafita do tipo lamelar, pois esta grafita concentraria tensões devido a sua própria morfologia, pontiaguda nas extremidades, reduzindo os valores de resistência ao impacto a valores próximos aos encontrados para o ferro fundido cinzento. No caso das amostras com adição de silício, o

percentual de grafita nodular não foi alterado, além disso, nenhuma grafita do tipo lamelar foi encontrada. As proporções constantes entre os tipos de grafita, reforçam os valores praticamente constantes de energia absorvida para cada condição.

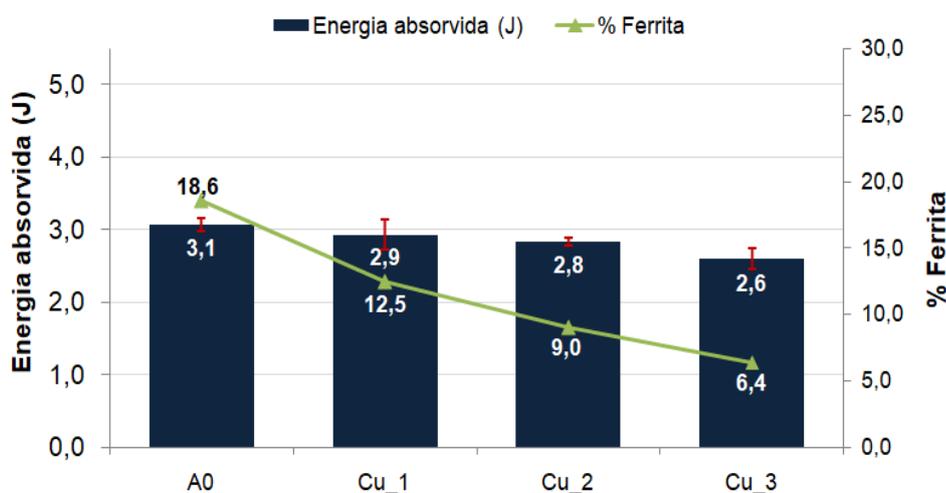
Figura 57– Valores obtidos no ensaio de impacto para as amostras com acréscimo de silício



Fonte: Próprio autor

Os valores de energia absorvida após o ensaio de impacto Charpy, para as amostras com adição de cobre, são apresentados na Figura 58. Verifica-se que as amostras também não apresentaram variações da energia absorvida, quando considerado o desvio padrão.

Figura 58– Valores obtidos no ensaio de impacto para as amostras com acréscimo de cobre

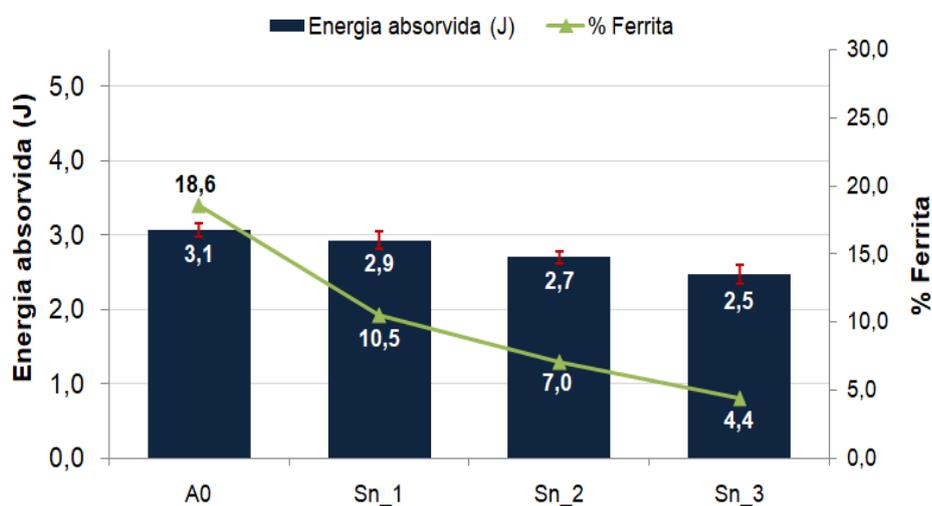


Fonte: Próprio autor

Similarmente a adição de silício, a adição do cobre não ocasionou mudanças nas proporções entre a grafita do tipo nodular e compacta. Além disso, não foram encontradas grafitas do tipo lamelar na análise metalográfica, cuja presença poderia comprometer a resistência ao impacto, impossibilitando o uso, conforme especificado na norma ASTM A842-85(2009). Assim, a variação da resistência ao impacto permaneceu constante quando o percentual de cobre foi alterado, pois a energia absorvida está mais relacionada com as proporções entre os tipos de grafita do que as proporções de ferrita e perlita no material (CHUANG et al, 2015).

Os valores de energia absorvida após o ensaio de impacto Charpy, para as amostras com adição de estanho, são apresentados na **Figura 51**. Verifica-se que similarmente as ligas com adições de cobre as amostras, também não apresentaram alterações dos valores da energia absorvida, quando reduzido o percentual de ferrita. A adição do estanho também não ocasionou mudanças nas proporções entre a grafita do tipo nodular e compacta. Além disso, não foram encontradas grafitas do tipo lamelar na análise metalográfica. Assim, também não houve variação da resistência ao impacto com adição de estanho.

Figura 59– Valores obtidos no ensaio de impacto para as amostras com acréscimo de estanho



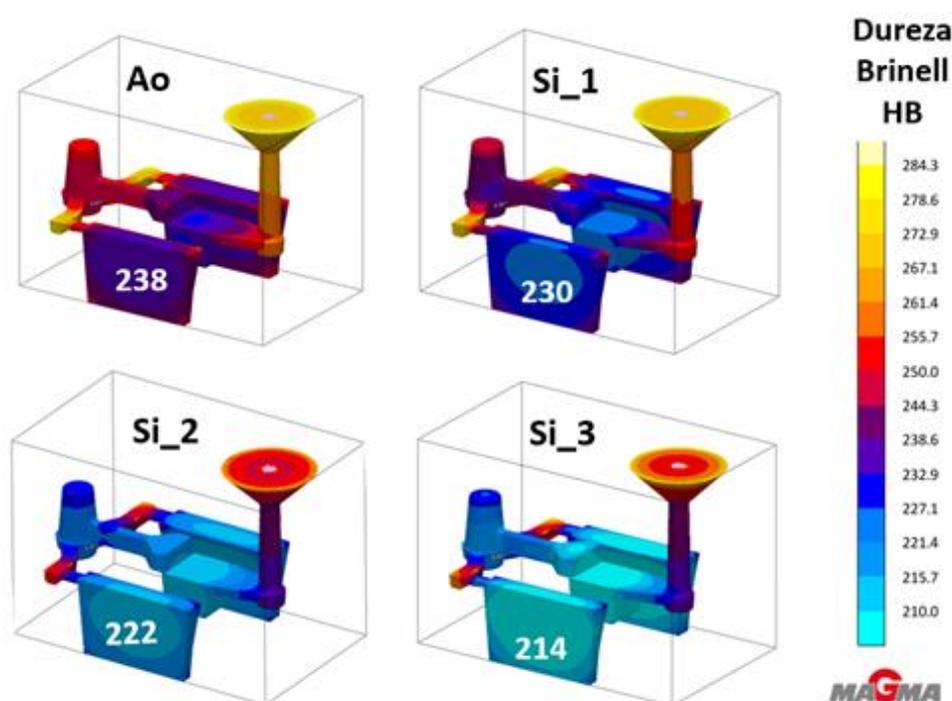
Fonte: Próprio autor

5.4. Simulação computacional

Nas Figuras 60 a 69 são mostrados os resultados obtidos a partir da simulação computacional utilizando o software MAGMASOFT®. Sendo indicados os valores de dureza Brinell, limite de resistência, limite de escoamento e proporção de

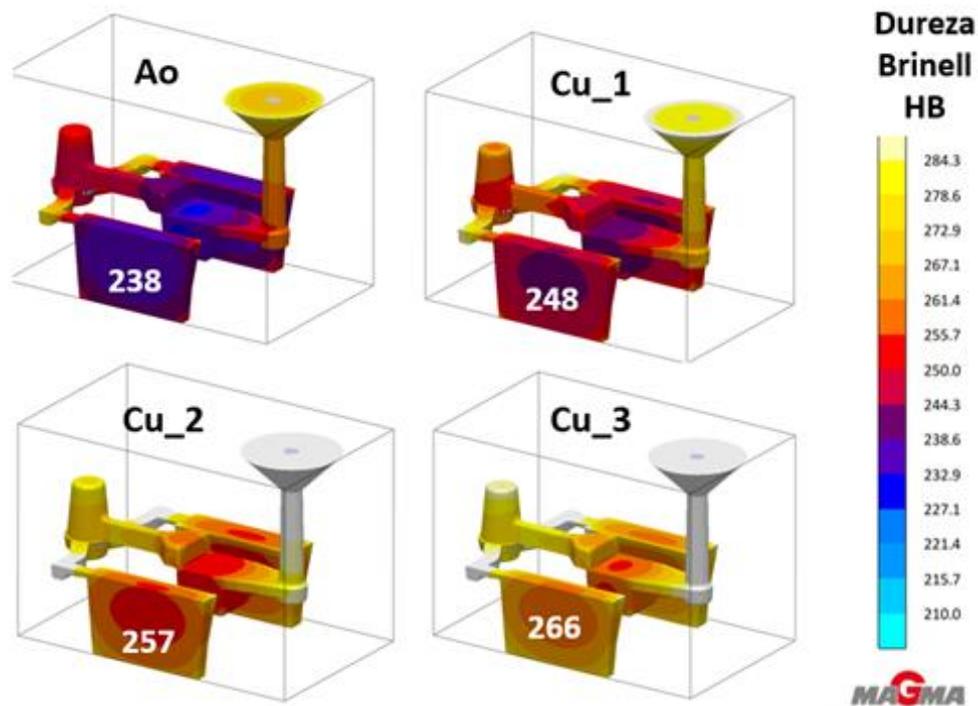
grafita do tipo nodular na microestrutura. Os resultados da simulação mostraram a mesma tendência para os valores obtidos na prática com resultados equivalentes quando o desvio padrão dos resultados da parte experimental é considerado. Assim, foram observados uma redução da dureza, do limite de escoamento e do limite de resistência quando a quantidade de silício na liga CGI foi aumentada. Os resultados da simulação computacional para os aumentos de cobre e estanho também apresentaram coerência com os resultados obtidos experimentalmente. Neste caso foram observados um aumento do limite de resistência, limite de escoamento e dureza, quanto maior foi a incorporação dessas ligas no material, maior foi o aumento verificado. Os valores da simulação e dados obtidos experimentalmente foram confrontados e comparados graficamente sendo apresentados na seção 5.5, onde verifica-se que mesmo diante de algumas diferenças de resultados, as tendências de comportamento entre os dados obtidos numericamente e os resultados experimentais foram similares, especialmente ao considerar os desvios padrão.

Figura 60– Simulações computacionais referentes à avaliação da dureza Brinell das ligas com acréscimos de silício



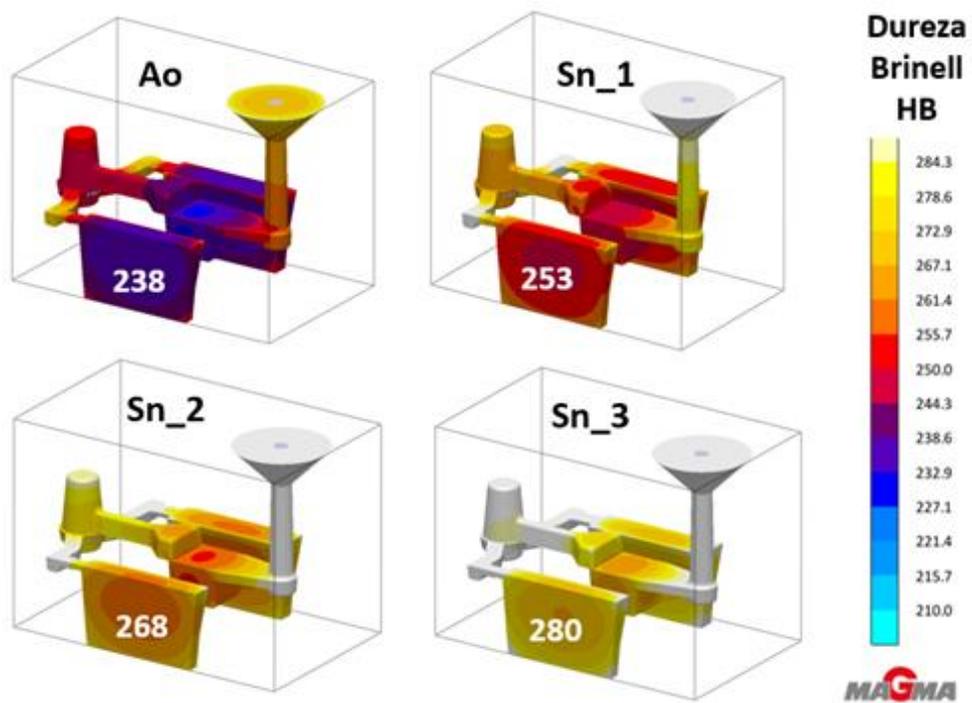
Fonte: Próprio autor

Figura 61– Simulações computacionais referentes à avaliação da dureza Brinell das ligas com acréscimos de cobre



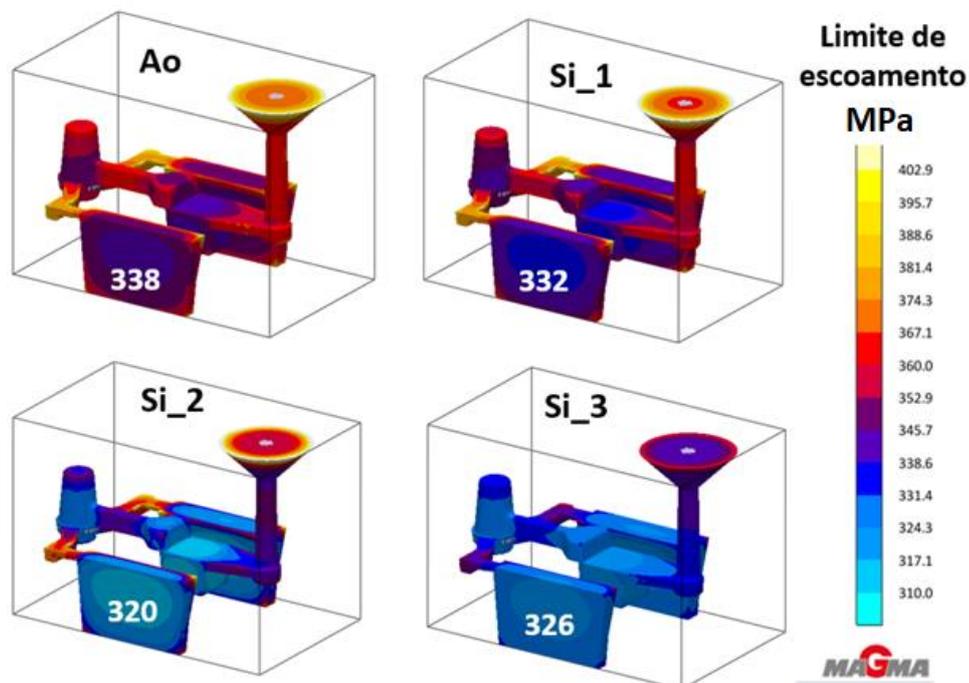
Fonte: Próprio autor

Figura 62– Simulações computacionais referentes à avaliação da dureza Brinell das ligas com acréscimos de estanho



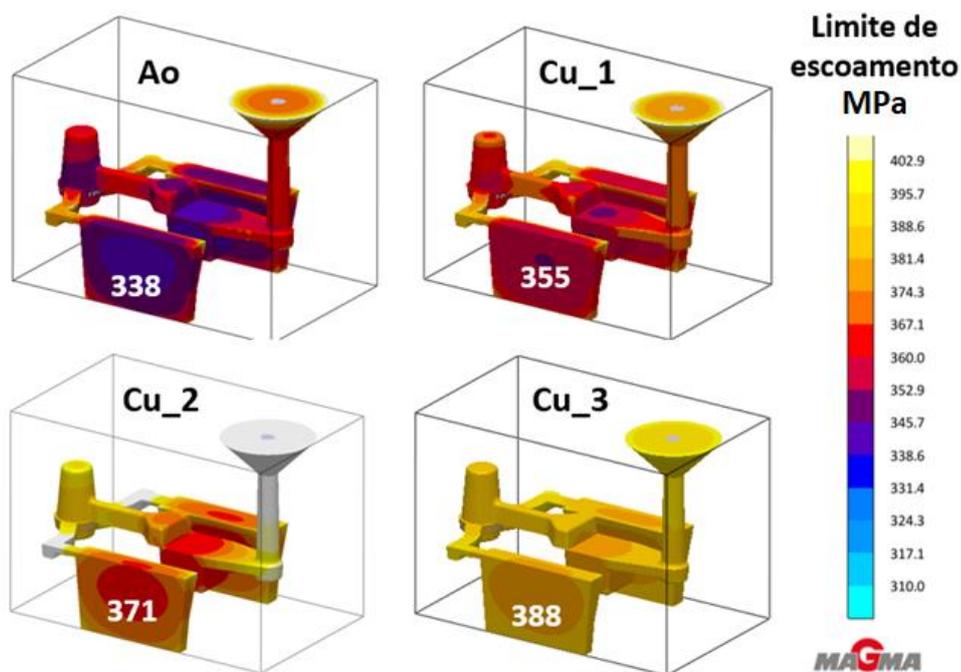
Fonte: Próprio autor

Figura 63– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de silício



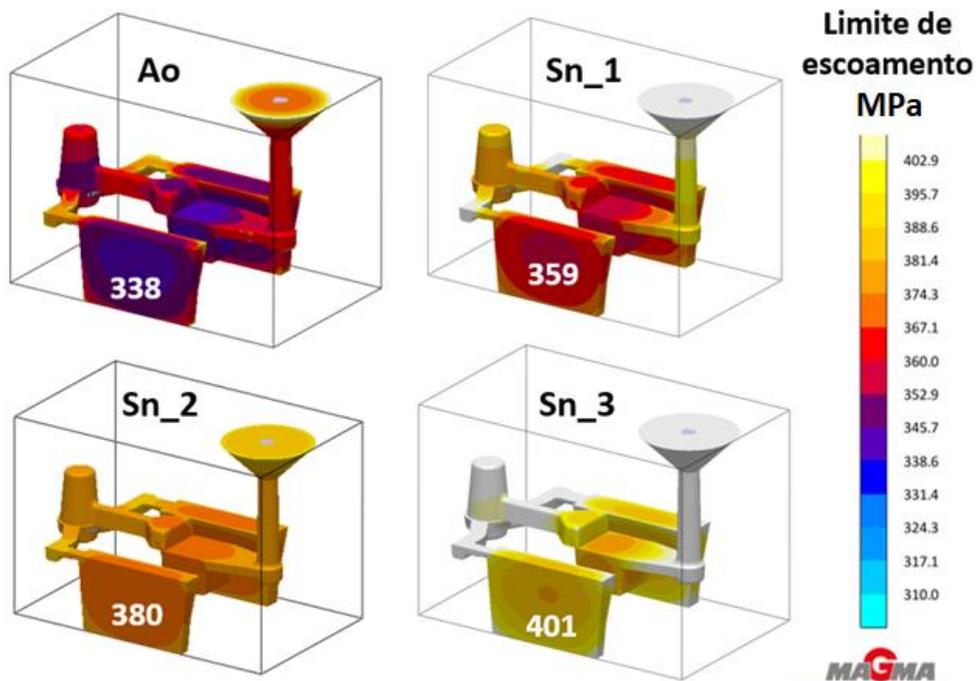
Fonte: Próprio autor

Figura 64– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de cobre.



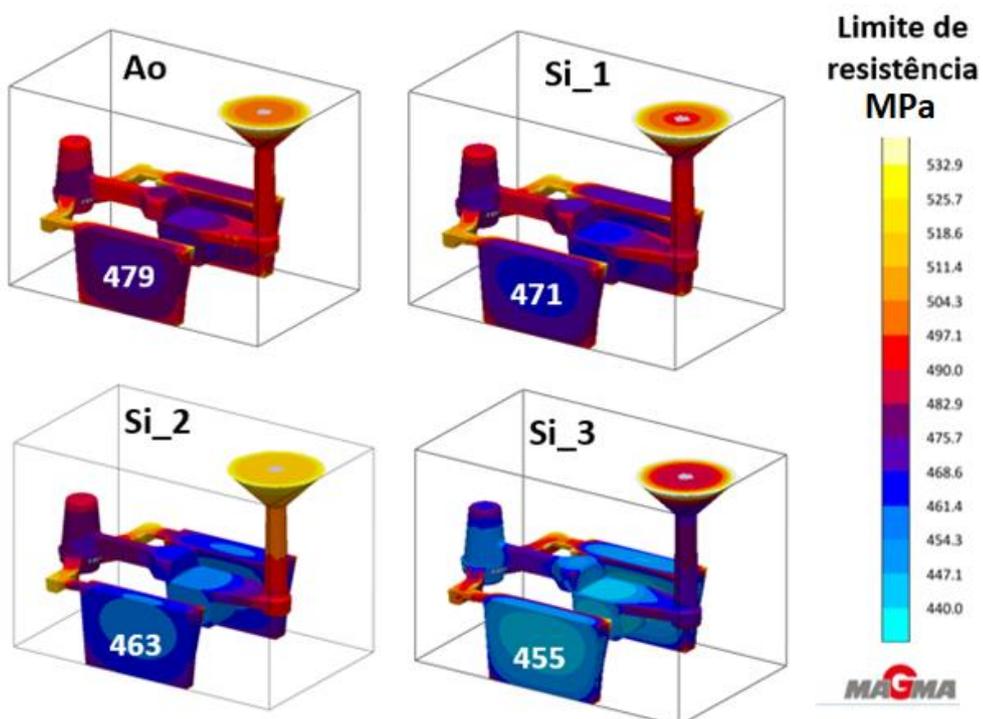
Fonte: Próprio autor

Figura 65– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de estanho



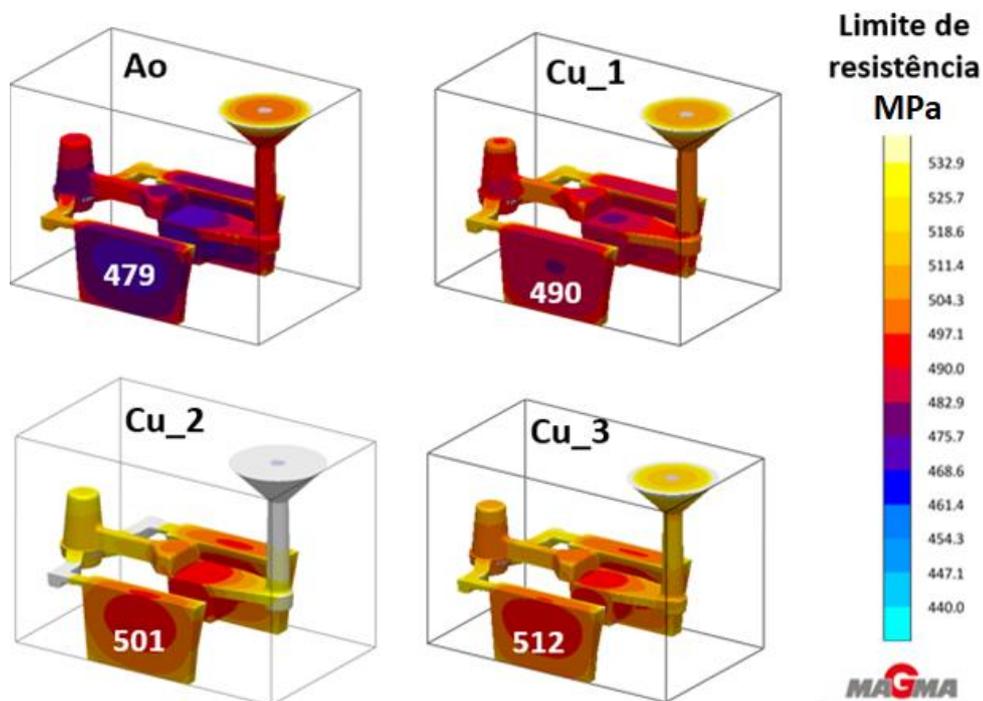
Fonte: Próprio autor

Figura 66– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de resistência das ligas com acréscimos de silício



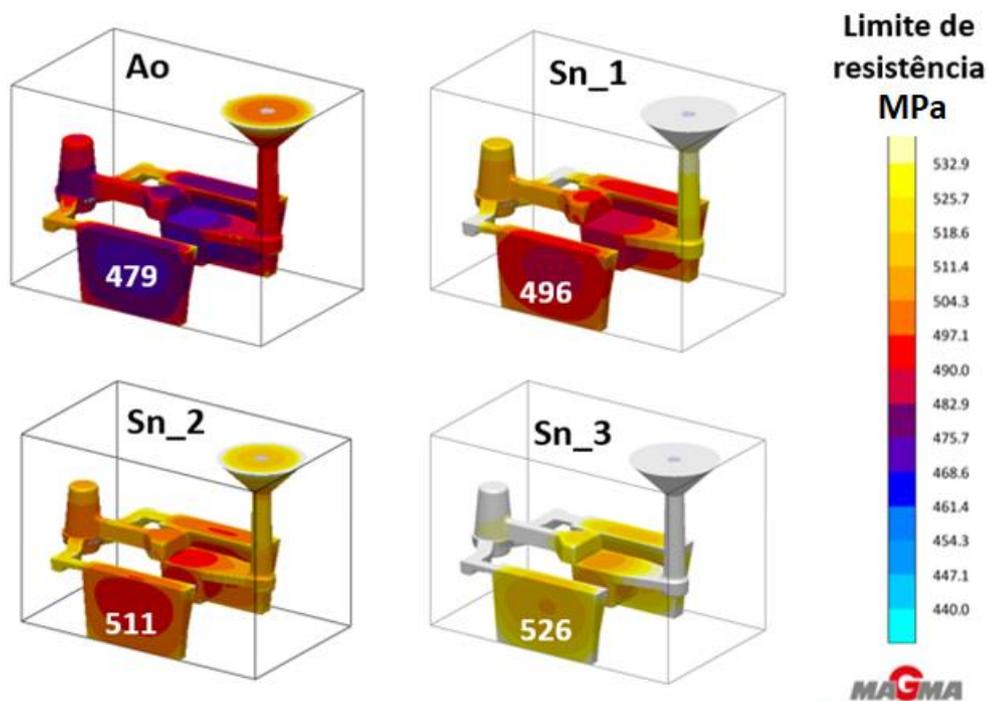
Fonte: Próprio autor

Figura 67– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de resistência das ligas com acréscimos de cobre



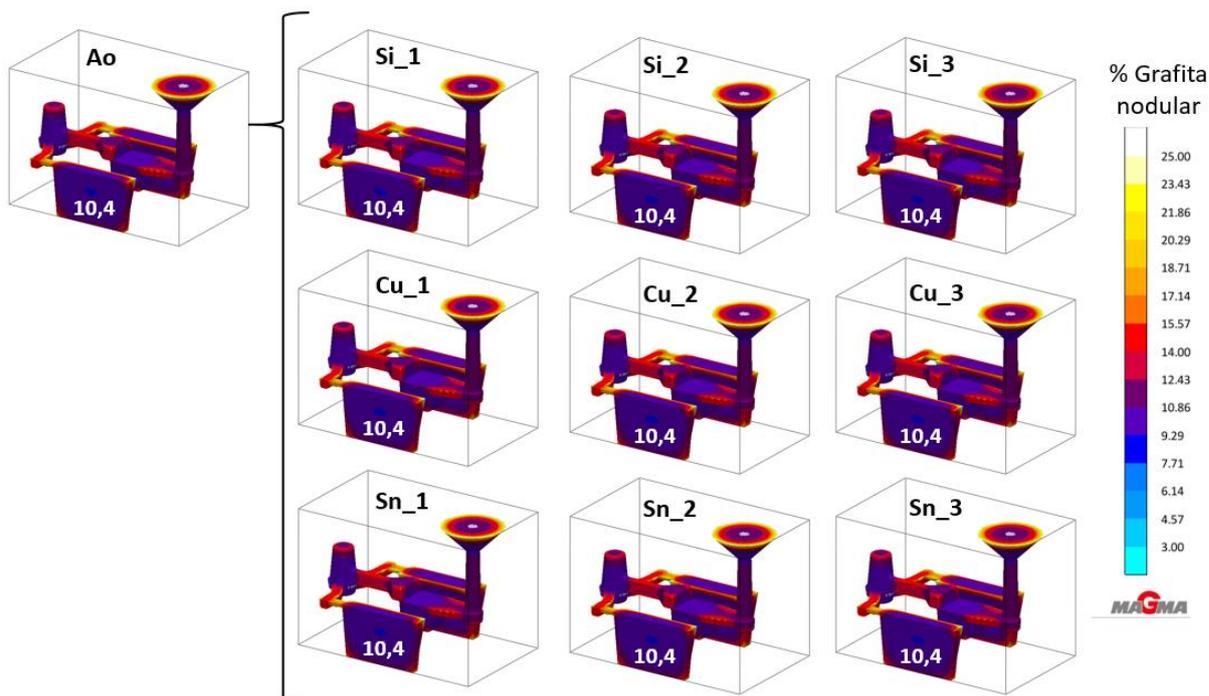
Fonte: Próprio autor

Figura 68– Simulações computacionais referentes à avaliação do limite de escoamento das ligas com acréscimos de estanho



Fonte: Próprio autor

Figura 69– Simulações computacionais referentes à nodularidade das dez condições de composição química.



Fonte: Próprio autor

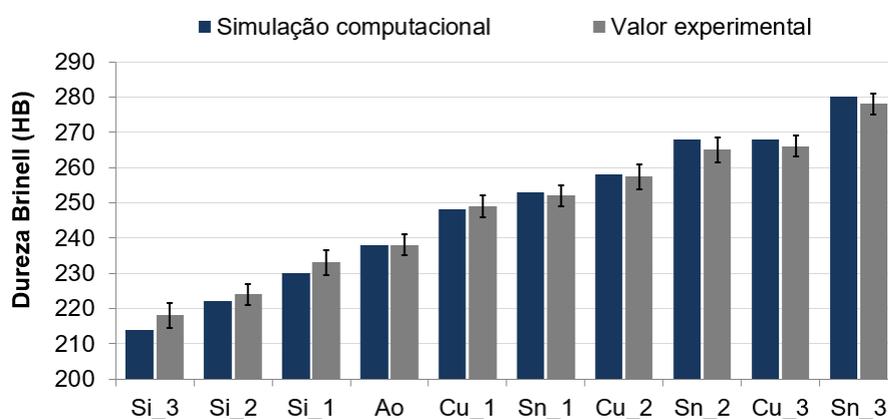
5.5. Validação da simulação computacional

Nas Figuras 70 a 72 são mostrados os resultados das propriedades mecânicas obtidas por meio da simulação numérica, comparados àqueles determinados experimentalmente. Os valores foram organizados na ordem crescente de dureza Brinell, limite de resistência e limite de escoamento para todas as dez condições de composições químicas avaliadas ao alterar os percentuais de silício, cobre e estanho individualmente. Nota-se que, apesar de alguma diferença de resultados, as tendências de comportamento entre os dados obtidos numericamente e os resultados experimentais foram similares, especialmente ao considerar os desvios padrão.

Assim, a simulação computacional mostrou ser uma ferramenta importante para prever o comportamento de uma liga CGI. Nesse contexto, a simulação computacional pode ser usada para prever resultados com outras composições químicas não abordadas na parte experimental, dentre outras análises, trazendo benefícios durante a etapa de planejamento do processo e projeto do sistema de vazamento para garantir os valores de resistência e dureza especificados pelo

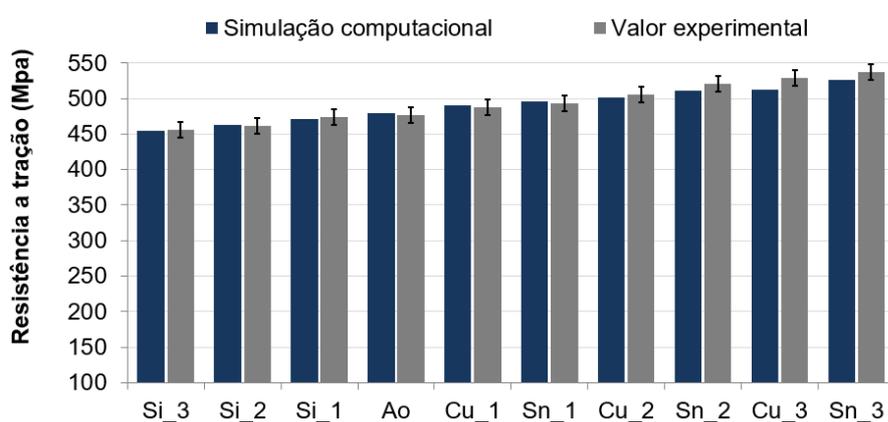
cliente, reduzindo custos de modificações e testes necessários para o início de produção da peça fundida.

Figura 70– Comparação da dureza Brinell experimental e simulação computacional



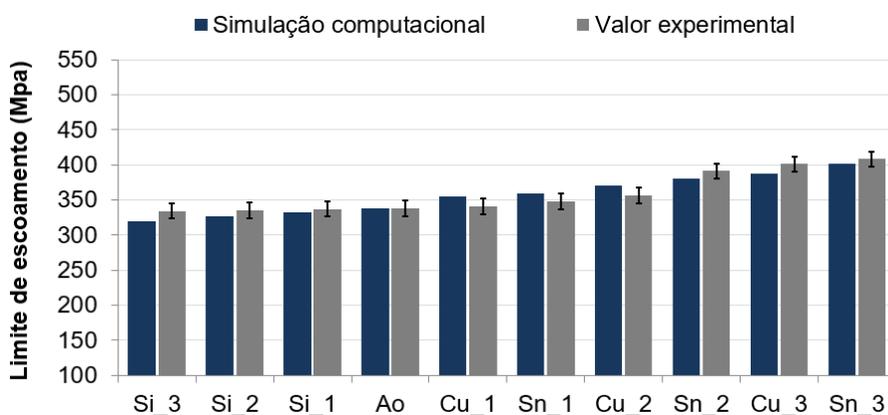
Fonte: Próprio autor

Figura 71– Comparação do limite de resistência experimental e simulação computacional



Fonte: Próprio autor

Figura 72– Comparação do limite de escoamento experimental e da simulação computacional.



Fonte: Próprio autor

6. CONCLUSÕES

- O método de incorporação, utilizando a vasqueta como câmara para reação dos elementos químicos a serem incorporados, mostrou-se eficiente para a elevação de diferentes percentuais de silício, cobre e estanho no corpo de prova Y.
- O corpo de prova Y apresentou-se homogêneo, ao longo de sua seção útil, no que diz respeito à composição química, a caracterização microestrutural e aos valores de dureza.
- Os acréscimos de silício, cobre e estanho não foram suficientes para modificar as proporções entre os tipos de grafita. Foram mantidas as mesmas proporções entre grafita compacta e nodular sem a ocorrência de grafitas do tipo lamelar, atendendo as normas técnicas que definem a liga CGI.
- As microestruturas desenvolvidas para as ligas mediante acréscimos de silício mostraram um aumento das regiões ferríticas combinadas ao aumento da quantidade de grafita por mm^2 . O aumento percentual de silício nas ligas promoveu reduções nos valores de dureza e limite de resistência. Também foi observada uma discreta redução do limite de escoamento.
- O aumento percentual de cobre e estanho apresentaram efeitos associados ao aumento das proporções de perlita na matriz, devido ao efeito perlitizante. Além disso, verificou-se uma redução da área média da grafita quando aumentado o teor de Cu e Sn. Os aumentos dos elementos perlitizantes levaram a um aumento da dureza, limite de escoamento e limite de resistência do material.
- Os acréscimos de silício, cobre e estanho foram suficientes para modificar o espaçamento interlamelar da grafita quando comparada a amostra na condição base. Quando aumentado o percentual de silício nas ligas verificou-se um aumento do espaçamento interlamelar da perlita. Ao contrário, quando

aumentado os percentuais de cobre e estanho observou-se uma redução do espaçamento interlamelar da perlita.

- As ligas de CGI desenvolvidas na parte experimental do trabalho atenderam aos patamares de resistência mecânica, limite de escoamento e alongamento previstos pela norma ISO 16112 (2006) para as classes GJV 450 e GJV 500 no que diz respeito a uma matriz predominantemente perlítica.
- Quando comparado o poder perlitizante do Cobre em relação ao estanho, verificou-se que o estanho apresentou um poder perlitizante superior a dez vezes ao do cobre, confirmando o poder superior do estanho proposto na literatura.
- A simulação computacional mostrou ser uma ferramenta importante para prever as propriedades mecânicas finais da liga CGI, apresentando valores próximos aos obtidos na parte experimental do trabalho no que se refere ao limite de escoamento, limite de resistência, dureza e quantidade de grafita do tipo nodular.

REFERÊNCIAS

ALHUSSEIN, A.; RISBET, M.; BASTIEN, A.; CHOBAUT, J.P.; BALLOY, D.; FAVERGEON, J. Influence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron. **Materials Science & Engineering A**, v. 605, p. 222-228, 2014.

ASM HANDBOOK VOL 9. **Metallography and Microstructures**. Ohio: ASM International, 2008.

ASTM A370, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2014.

ASTM A536-84 (2018), Standard Specification for Ductile Iron Castings, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2018

ASTM A842-85 (2009), Standard Specification for Compacted Graphite Iron Castings, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2009

ASTM E8/E8M, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2016.

ASTM 23-18, Standard Test Methods For Notched Bar Impact Testing Of Metallic Materials, West Conshohocken, PA, 2018.

BAZDAR, M.; ABBASI, H.R.; YAGHTIN, A.H.; RASSIZADEHGHANI, J. Effect of sulfur on graphite aspect ratio and tensile properties in compacted graphite irons. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 1701-1705, 2009.

BOFF, C. R. Aplicação de blocos de motores a diesel em ferro fundido com grafita compacta. 2003. 13p. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica, **Universidade Federal de Santa Catarina**, Florianópolis, 2003.

BORSATO, T.; BERTO, F.; FERRO, P.; CAROLLO, C. Effect of in-mould inoculant composition on microstructure and fatigue behaviour of heavy section ductile iron castings. **Procedia Structural Integrity**. 2:3150–3157, 2006

CHAKRABORTY, S., GADKARI, S., STEINMETZ, P. et al. Evolution of Microstructure in Directionally Solidified Cast Iron Treated with Cerium and Magnesium. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**. V. 50, p. 2922-2932, 2019

CHUANG, C. et al. 3D quantitative analysis of graphite morphology in high strength cast iron by high-energy X-ray tomography. **Science Direct**. 2015 p. 5-8

CHUANG, C.; SINGH, D.; KENESEI, P.; ALMER, J.; HRYN, J.; HUFF, R. 3D quantitative analysis of graphite morphology in high strength cast iron by high-energy X-ray tomography. **Scripta Materialia**, v. 106, p. 5-8, 2015.

CHUANG, C.; SINGH, D.; KENESEI, P.; ALMER, J.; HRYN, J.; HUFF, R. Application of X-ray computed tomography for the characterization of graphite morphology in compact-graphite iron. **Materials Characterization**, in press, 2017.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Revisão técnica: André Luiz V. da Costa e Silva. 4.ed. São Paulo: Blucher, 2008.

DAWSON, S. Compacted Graphite Iron - A Material Solution for Modern Engine Design. **SAE International**, 2011-01-1083

DAWSON, S. Compacted graphite iron – A material solution for modern diesel engine cylinder blocks and heads. **China Foundry**, v. 6, p. 241-246, 2009

DAWSON, S.; HOLLINGER, I.; ROBBINS, M.; DAETH, J.; REUTER, U. SCHULZ, H. The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron. **Society of Automotive Engineers**, v.110, p. 1-19, 2001.

GHODRAT, S.; RIEMSLAG, A.C.; JANSSEN, M.; SIETSMA, J.; KESTENS, L.A.I. Measurement and characterization of Thermo-Mechanical Fatigue in Compacted Graphite Iron. **International Journal of Fatigue**, v. 48, p. 319-329, 2013.

GOMES, M. ; PACIORNIK, S. Automatic classification of graphite in cast iron. **Microscopy and Microanalysis**, v.11, p. 363-371, 2005.

GUESSER, L. G. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**. 1ª ed. São Paulo: Blücher, 2009.

GUMIENNY, G.; KACPRZYK, B., Copper in Ausferritic Compacted Graphite Iron, **Archives of Foundry Engineering**, 2018, 18(1), p 162–166

INTERNATIONAL SATANDART - **ISO 16112: 2006**. Standard Specification for Compacted (vermicular) graphite cast irons - Classification, ISO International Organization for Standardization, Geneva Switzerland, 2006.

INTERNATIONAL SATANDART - **ISO 945-1: 2017**. Cast Iron – Microstructure of cast irons – graphite classification by visual analysis, Geneva Switzerland, 2017.

JABBARI, M.; DAVAMI, P.. VARAHRAM, N. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of gray cast iron. **Materials Science & Engineering A**, v. 528, p. 583-588, 2010.

JANUS, A.; KURZAWA, A. Effect of alloying elements on solidification of primary austenite in Ni, Mn, Cu cast iron. **Archives of Foundry Engineering**, v. 11, p. 93-96, 2011

JIA, X.; HAO, Q.; ZUO, X.; CHEN, N.; RONG, Y. High hardness and toughness of white cast iron: The proposal of a novel process. **Materials Science & Engineering A**, v. 618, p. 96-103, 2014.

KANDULA, A. Effect of Trace Elements (Boron and Lead) on the Properties of Gray Cast Iron. **Journal of The Institution of Engineers**, v. 95, p 19-26, 2014.

KÖNIG, M.; WESSÉN, M., Influence of alloying elements on microstructure and mechanical properties of CGI. **International Journal of Cast Metals Research**. v. 23, p. 97–110 (2010).

KRAUSS, George. STEELS: Heat Treatment and Processing Principles. **ASM International**, p. 17 – 21, 1989

LABRECQUE, C.; GAGNE, M. Review ductile Iron: Fifty years of continuous development. **Elsevier Science Ltd.**, v. 37, p 343-378, 1998

LACAZE, J. & SERTUCHA, J. Effect of Tin on the Phase Transformations of Cast Irons. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**. v. 38, p. 743-749, 2017

LACAZE, J., Pearlite growth in cast irons: a review of literature data, **International Journal of Cast Metals Research**, (1999), 11, 431–436.

LACAZE, J.; SERTUCHA, J., Effect of Cu, Mn and Sn on pearlite growth kinetics in as-cast ductile irons. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 29, p. 74-78., 2016.

LIU, X., YUE, Z., ZHANG, B., et al. Study on the Thermal Fatigue Resistance of Grey Cast Iron. **China Foundry**, p. 6-9, 1998

LIU, Y.; XING, J.; LI, Y.; WANG, Y.; WANG, L.; ZHENG, B. Effect of carbon equivalent on thermal and mechanical properties of compacted graphite cast iron. **Journal of Materials Research**, v. 31, p. 2516-2523, 2016.

MOHAMMED, W.; NG, E.; ELBESTAWI, M.A. Modeling the effect of the microstructure of compacted graphite iron on chip formation. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 51, p. 753-765, 2011.

MRZYGLÓD, B., GUMIENNY, G., WILK-KOŁODZIEJCZYK, D. et al. Application of Selected Artificial Intelligence Methods in a System Predicting the Microstructure of Compacted Graphite Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance** v. 28, p. 3894, 2019.

NAKAE, H.; SUGIDA, K.; ZHAO, B. Influence of sulfur on matrix structure in cast iron. **Journal of Japan Foundry Engineering**, v. 78, p. 457-463, 2006

PINA, J.C.; SHAFQAT, S.; KOUZNETSOVA, V.G.; HOEFNAGELS, J.P.M.; GEERS, M.G.D. Microstructural study of the mechanical response of compacted graphite iron:

An experimental and numerical approach. **Materials Science & Engineering A**, v. 658, p. 439-449, 2016.

PIRGAZI, H.; GHODRAT, S.; KESTENS, L.A.I. Three-dimensional EBSD characterization of thermo-mechanical fatigue crack morphology in compacted graphite iron. **Materials Characterization**, v. 90, p. 13-20, 2014.

PIRNAT, M.; MRVAR, P.; MEDVED, J. A thermodynamic and kinetic study of the solidification and decarburization of malleable cast iron. **Materiali in Tehnologije**, v. 45, p. 529-535, 2011.

PRAKASH, P.; MYTRI, V.; HIREMATH, P., Fuzzy Rule Based Classification and Quantification of Graphite Inclusions from Microstructure Images of Cast Iron. **Microscopy and Microanalysis**, v. 17, p. 896-902, 2011.

QIU, Y.; PANG, J.C.; YANG, E.N.; LI, S.X.; ZHANG, Z.F. Transition of tensile strength and damaging mechanisms of compacted graphite iron with temperature. **Materials Science & Engineering A**, v. 677, p. 290-301, 2016.

RADZIKOWSKA, J. Effect of specimen preparation on evaluation of cast iron microstructures. **Materials Characterization**, v. 54, p. 287-304, 2005.

REED- HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 3rd ed. New York London, Van Nostrand Reinhold. p. 342 – 345, 1994.

RIBEIRO, B.C.M.; BRAGA, C.; BEZERRA; A.C.S.; MARTINS, S. C. S.; DINIZ; R. L. B.; LOPES, W.; CORREA, E. C. S. Efeito do tempo e da temperatura de tratamento térmico na microestrutura e na dureza de um ferro fundido nodular. **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, v. 22, p. 304-342, 2016.

SAHIN, S.; MERIC, C. Investigation of the effect of boronizing cast irons. **Materials Research Bulletin**, v. 32, p. 971-979, 2002.

SELIN M, HOLMGREN D, and SVENSSON I L. Influence of alloying additions on microstructure and thermal properties in compact graphite irons. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 22 p.283-85, 2009.

SERTUCHA, J.; LARRANAGA, P.; LACAZE, J.; INSAUSTI, M., Experimental Investigation on the Effect of Copper Upon Eutectoid Transformation of As-Cast and Austenitized Spheroidal Graphite Cast iron, **International Journal Metalcast.**, 2010, 10, p 51–58

SHEIB, H.; WEISSKOPF, K.; BAHER, R. Eigenschaftendünnwandiger Gussteileaus GJV. **Untersuchungen am Stunfenkeil - Giesserei**. v. 94, p.180-189, 2007.

SINTERCAST. Graphite Shape from Start do End. TechnicalPublications. Disponível em: < www.sintercast.com >. **SinterCast** Acesso em: 20 de setembro de 2019.

STEFANESCU, D.M.; ALONSO, G.; LARRANAGA, P.; DE LA FUENTE, E.; SUAREZ, R. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts. **Acta Materialia**, v. 107, p. 102- 126, 2016.

SUHAIMI, M.; PARK, K.; SHARIF, S.; KIM, D. MOHRUNI, A. Evaluation of cutting force and surface roughness in high-speed milling of compacted graphite iron. **Matec Web of Conferences**, v. 101, p. 1-7, 2017

SUN, J.; LI, X.; CHEN, X. Identification and evaluation of modification level for compacted graphite cast iron. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 200, p. 471-480, 2008.

SUSIL, K.; PAVAN,K. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure. **Materials Science and Engineering A**, v. 268, p.15-31, 1999.

VDOVIN, K.; GORLENKO, D.; ZAVALISHCHIN, A.; Carbide transformations in tempering of complexly alloyed white cast iron. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 57, p. 3-7, 2015.

XU, D.; WANG, G.; CHEN, X.; LI, Y.; LIU,Y.; Zhang, H. Effects of alloy elements on ductility and thermal conductivity of compacted graphite iron. **Research & Development, China Foundry**, v.15, p. 189-195, 2018.

ZHANG, Y.; PANG, J.; SHEN, L.; QIU, Y.; LI, S.; ZHANG, F. Investigation on tensile deformation behavior of compacted graphite iron based on cohesive damage model, **Materials Science & Engineering A**. v. 713, p. 260-368, 2018