



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Alécio Antônio Martins de Oliveira

**AVALIAÇÃO DOS EFEITOS DO *FADING* DO TRATAMENTO COM
MAGNÉSIO EM UMA LIGA DE FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA**

Belo Horizonte

Setembro de 2025

Alécio Antônio Martins de Oliveira

**AVALIAÇÃO DOS EFEITOS DO *FADING* DO TRATAMENTO COM
MAGNÉSIO EM UMA LIGA DE FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA**

Dissertação de Mestrado apresentada
ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais do CEFET-
MG, na linha de pesquisa em Seleção,
Processamento e Caracterização,
como parte integrante dos requisitos
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
Setembro de 2025

O48a Oliveira, Alécio Antônio Martins de.
Avaliação dos efeitos do *fading* do tratamento com magnésio em uma liga de ferro fundido de grafita compacta / Alécio Antônio Martins de Oliveira. – 2025.
140 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, 2025.
Bibliografia.
1. Ferro fundido. 2. Grafita. 3. Magnésio - Tratamento. 4. Microestrutura. 5. Ferro fundido - Propriedades mecânicas. 6. Ferro fundido - Propriedades térmicas. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. III. Título.

CDD: 669.14

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - *campus* Nova Suíça - CEFET-MG
Bibliotecária: Rosiane Maria Oliveira Gonçalves - CRB6-2660



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS
GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 33 / 2025 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.060334/2025-70

Belo Horizonte-MG, 07 de Novembro de 2025

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

AVALIAÇÃO DOS EFEITOS DO FADING DO TRATAMENTO COM MAGNÉSIO EM UMA LIGA DE FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA

Autor: Alécio Antônio Martins de Oliveira

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 07 de novembro de 2025 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 (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais ? CEFET-MG

Prof.^a Dr.^a Tânia Nogueira Fonseca Souza (EXAMINADORA EXTERNA)
Universidade de Itaúna ? UIT

(Assinado digitalmente em 07/11/2025 20:21) (Assinado digitalmente em 07/11/2025 20:20)

CLAUDIO TURANI VAZ
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
POSMAT (11.52.07)
Matrícula: ###128#3

ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: ###065#4

(Assinado digitalmente em 07/11/2025 20:21) (Assinado digitalmente em 07/11/2025 20:35)

WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: ###792#7

TÂNIA NOGUEIRA FONSECA SOUZA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.256-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número: 33, ano: 2025, tipo: ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO, data de emissão: 07/11/2025 e o código de verificação: bac51cfa21

Agradecimentos

Agradeço a Deus por me conceder energia, força e capacidade de reflexão e à luz que nos guia e nos faz enxergar o caminho quando desistir não é uma opção.

Aos meus pais, Belchior e Ana Maria, pelo amor, dedicação e incentivo, pelo exemplo de fé, honestidade e trabalho. Este é mais um fruto de tantas sementes que vocês já semearam.

À minha esposa, Fernanda Pereira, pelo apoio e pelo companheirismo ao longo deste trabalho. Sua dedicação e seu incentivo foram fundamentais para manter o foco.

Ao meu filho, Antônio, que em tão pouco tempo já preencheu tantos espaços nos corações e nos abraços.

À minha orientadora, Profa. Dra. Elaine Carballo, pelas correções, questionamentos e discussões que tanto me ensinaram. Agradeço também pela compreensão e generosidade, fundamentais para a conclusão deste trabalho.

Ao coorientador, Dr. Wellington Lopes, pela disponibilidade e pelas contribuições importantes no desenvolvimento deste trabalho.

Aos irmãos Ribeiro, Érica e Breno, engenheiros, amigos, parceiros e incentivadores deste trabalho desde a primeira hora.

Ao engenheiro Cláudio Lúcio, pelo incentivo, disponibilidade e pela contribuição técnica, fundamentais para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos e companheiros de trabalho Douglas Leal, Juan Taborda e Willy Salgado, pelo apoio, dedicação, incentivo e pelos questionamentos sempre desafiadores.

Ao mestre na arte da fundição, Adilson Sousa, cujas ideias e criatividade foram muito importantes.

Ao Pedro Diniz, pela disponibilização do laboratório e pelo suporte prestado.
Aos técnicos Roger Leal, Jaíne Ferreira, Lucas Santos, Wellington Reis e Cristiano Nepomuceno, pelo suporte e apoio nas atividades.

À Tupy Betim e aos colegas da linha 03, Samuel Honorato, Daniel Andrade, Lucas Bosco e Leonardo Pires, pelo apoio durante a produção 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, pelo aprendizado e pelas trocas de experiências no ambiente acadêmico.

Aos órgãos de fomento à pesquisa: FINEP, CNPq, CAPES e FAPEMIG.

*“No presente, a mente, o corpo é diferente
E o passado é uma roupa que não nos serve mais.”*

Belchior

RESUMO

Os ferros fundidos estão entre os principais materiais utilizados na fabricação de componentes para vários segmentos industriais, como as indústrias automobilística, naval, agrícola, ferroviária, de transportes, entre outras. Dentre os vários tipos de ferros fundidos, destacam-se o ferro nodular, o cinzento e o ferro fundido vermicular, também conhecido como ferro fundido de grafita compacta (CGI), este último caracterizado por propriedades mecânicas e térmicas intermediárias em relação aos dois primeiros. No entanto, o processo para sua obtenção é complexo e restrito a poucas fundições ao redor do mundo. O avanço das normas ambientais, voltado à redução de emissões, do consumo de combustíveis fósseis e dos níveis de ruído, tem ampliado a demanda por materiais mais sustentáveis para motores diesel. Nesse contexto, o ferro fundido de grafita compacta apresenta-se como principal substituto do ferro cinzento. A obtenção dessa liga se dá a partir do tratamento de um ferro base com ligas nodularizantes contendo magnésio e terras raras, em processo semelhante ao do ferro nodular, porém com limites muito mais restritos para o teor de magnésio. Por ser um elemento altamente volátil quando diluído no metal líquido, o magnésio confere ao processo um tempo de efetividade limitado, conhecido como *fading*. O objetivo deste trabalho é obter uma liga de ferro fundido de grafita compacta e, em função do tempo de *fading*, avaliar o comportamento do material quanto às propriedades mecânicas e microestruturais. Foram analisadas as morfologias da grafita e os constituintes da matriz metálica em corpos de prova com diferentes espessuras, de modo a simular a complexidade geométrica de peças em ferro fundido, além da respectiva composição química. A análise térmica foi empregada e mostrou-se essencial para monitorar o comportamento do metal líquido por meio das curvas de resfriamento obtidas em cada etapa do processo, permitindo maior previsibilidade da microestrutura a ser formada. A aplicabilidade dessa técnica foi confirmada pelas microestruturas observadas nas amostras oriundas da análise térmica.

Palavras-chave: Ferro fundido de grafita compacta, tratamento com magnésio, *fading*, microestrutura, propriedades mecânicas, análise térmica.

ABSTRACT

Cast irons are among the most widely used materials in the manufacturing of components for various industrial sectors, such as the automotive, naval, agricultural, railway, and transportation industries. Among the different types of cast irons, ductile iron, gray iron, and compacted graphite iron (CGI) stand out, with the latter exhibiting mechanical and thermal properties intermediate between the first two. However, the production process of CGI is complex and limited to a few foundries worldwide. The ongoing tightening of environmental regulations—aimed at reducing pollutant emissions, fossil fuel consumption, and noise levels—has driven the demand for more sustainable materials in diesel engine manufacturing. In this context, CGI has emerged as a key replacement for gray iron. The production of CGI involves the treatment of base iron with magnesium- and rare earth-based nodularizing alloys, in a process similar to that used for ductile iron, but requiring much tighter control over magnesium content. Due to the high volatility of magnesium when dissolved in molten metal, the process has a limited effective time, known as fading. This study aims to produce CGI and evaluate the influence of fading time on its mechanical and microstructural behavior. Graphite morphology and metallic matrix constituents were analyzed in specimens of different thicknesses to simulate the dimensional complexity of cast components, in addition to evaluating their chemical composition. Thermal analysis was employed and proved essential for monitoring the behavior of the molten metal through cooling curves obtained at each stage of the process, providing greater predictability of the resulting microstructure. The applicability of this technique was confirmed by the microstructures observed in the samples derived from the thermal analysis.

Keywords: Compacted graphite iron, magnesium treatment, fading, microstructure, mechanical properties, thermal analysis.

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - DIFERENTES TIPOS DE FERROS FUNDIDOS E SUAS CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS.	25
TABELA 2 - FAIXA DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA TÍPICA DE FERROS FUNDIDOS COMUNS..	26
TABELA 3 - PROPRIEDADES DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	31
TABELA 4 - CLASSIFICAÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR – ABNT NBR 6916:2017	35
TABELA 5 - PROPRIEDADES DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTO, COMPACTO E NODULAR	37
TABELA 6 - EFEITOS ESTRUTURAIS DE ALGUNS ELEMENTOS NO FERRO FUNDIDO	52
TABELA 7 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO CONTEÚDO INTERNO DOS ARAMES TUBULARES	71
TABELA 8 - PLANO DE AMOSTRAGEM DO TRABALHO EXPERIMENTAL	80
TABELA 9 - INFORMAÇÕES METALÚRGICAS CONSIDERADAS NA SIMULAÇÃO	83
TABELA 10 - RESULTADOS DO TESTE DE HOMOGENEIDADE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NO CPC	86
TABELA 11 - RESUMO DOS TESTES: IGUALDADE DO INTERVALO DE CONFIANÇA DAS MÉDIAS E INTERVALO DE CONFIANÇA DAS VARIÂNCIAS	90
TABELA 12 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DADOS DO VAZAMENTO DO CGI	91
TABELA 13 - QUANTIDADE RELATIVA DE FERRITA (F) E PERLITA (P) NOS CORPOS DE PROVA ESCALONADOS E CILÍNDRICOS	101
TABELA 14 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO CP CILÍNDRICO E CP ESCALONADO ...	103
TABELA 15 - PONTOS CARACTERÍSTICOS DAS CURVAS DE RESFRIAMENTO	109
TABELA 16 - TABELA COMPLETA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO TESTE DE HOMOGENEIDADE.....	129
TABELA 17 - RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL B DAS AMOSTRAS A, B E C	133

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO Fe-C	24
FIGURA 2 - MECANISMOS DE CRESCIMENTO DA GRAFITA	27
FIGURA 3 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS MODELOS DE CRESCIMENTO DA GRAFITA.....	29
FIGURA 4- MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO CINZENTO	31
FIGURA 5 - MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR	32
FIGURA 6 - RELAÇÃO ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS E PARÂMETROS DE MICROESTRUTURA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES	34
FIGURA 7 - PEÇAS EM FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA	39
FIGURA 8 - MORFOLOGIA DA GRAFITA NOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS, DE GRAFITA COMPACTA E NODULARES	40
FIGURA 9 - MORFOLOGIA DA GRAFITA PRESENTE NOS FERROS FUNDIDOS.....	40
FIGURA 10 - LIMITE DE RESISTÊNCIA E MÓDULO DE ELASTICIDADE EM FUNÇÃO DA NODULARIDADE.....	42
FIGURA 11 - EFEITO DA QUANTIDADE DE GRAFITA VERMICULAR NA CONDUTIVIDADE TÉRMICA DO CGI	44
FIGURA 12 - EFEITO DA NODULARIDADE NA CAPACIDADE DE AMORTECIMENTO DE VIBRAÇÕES EM LIGAS CGI	45
FIGURA 13 - MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA	46
FIGURA 14 - EFEITO DA QUANTIDADE DE PERLITA NO LIMITE DE RESISTÊNCIA, DUREZA E ALONGAMENTO NO CGI DE 0-10% DE NODULARIDADE EM BARRAS DE TESTE DE 25MM DE DIÂMETRO	47
FIGURA 15 - FAIXAS OTIMIZADAS DE CARBONO E SILÍCIO PARA O CGI	49
FIGURA 16 - INFLUÊNCIA DO CARBONO EQUIVALENTE SOBRE A RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DOS FERROS CINZENTO, NODULAR E CGI.....	51
FIGURA 17 - EFEITO DA QUANTIDADE DE COBRE NO PERCENTUAL DE PERLITA NA MATRIZ DO CGI PARA DIFERENTES ESPESSURAS DE SEÇÃO.....	52
FIGURA 18 - ESQUEMA DE EQUIPAMENTO PARA O TRATAMENTO DE OBTENÇÃO DA LIGA CGI.....	56
FIGURA 19 - NODULARIDADE EM FUNÇÃO DO % DE MG DO CGI.....	57

FIGURA 20 - EFEITO DO TEMPO DE <i>FADING</i> NO %MG RESIDUAL PRESENTE NO CGI ..	59
FIGURA 21 - EVOLUÇÃO DA NODULARIDADE EM FUNÇÃO DO TEMPO DE <i>FADING</i>	60
FIGURA 22 - EQUIPAMENTO PARA ANÁLISE TÉRMICA	62
FIGURA 23 - CURVAS DE RESFRIAMENTO CARACTERÍSTICA PARA OS QUATRO PRINCIPAIS FERROS FUNDIDOS	63
FIGURA 24 - EXEMPLO DE CURVA DE RESFRIAMENTO DE UM FERRO HIPOEUTÉTICO E AS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES.....	64
FIGURA 25 - CURVAS DE RESFRIAMENTO PARA DIFERENTES PERCENTUAIS DE NODULARIDADE.....	66
FIGURA 26 - FLUXOGRAMA CONTENDO AS PRINCIPAIS ETAPAS DO DESENVOLVIMENTO DO TRABALHO.....	69
FIGURA 27 - ARAMES TUBULARES PARA TRATAMENTO E OBTENÇÃO DA LIGA CGI	71
FIGURA 28 - DIMENSÕES DO MOLDE PARA CONFECÇÃO DO CORPO DE PROVA CILÍNDRICO.....	72
FIGURA 29 - CORPO DE PROVA CILÍNDRICO	73
FIGURA 30 - ESQUEMA DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO OBTIDOS A PARTIR DOS CPC	74
FIGURA 31 - ESQUEMA E DIMENSÕES DO CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS MECÂNICOS	74
FIGURA 32 - DESENHO DO CORPO DE PROVA ESCALONADO	75
FIGURA 33 - SISTEMA DE COQUILHA PARA PRODUÇÃO DE PROVETA PARA ANÁLISE QUÍMICA	76
FIGURA 34 EQUIPAMENTOS PARA ANÁLISE QUÍMICA	76
FIGURA 35 - EQUIPAMENTO PARA ANÁLISE TÉRMICA	77
FIGURA 36 - VAZAMENTO DOS CONJUNTOS DE CORPOS DE PROVA E ANÁLISE TÉRMICA DURANTE O EXPERIMENTO	81
FIGURA 37- CONJUNTOS DE CORPOS DE PROVA.....	82
FIGURA 38 - SIMULAÇÃO DE VAZAMENTO E SOLIDIFICAÇÃO DE CORPOS DE PROVA....	84
FIGURA 39 - CORPO DE PROVA CILÍNDRICO PARA EXPERIMENTOS DE HOMOGENEIDADE	86
FIGURA 40 - ESTATÍSTICA DOS DADOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR ELEMENTO	88
FIGURA 41 - ESTATÍSTICA DOS ENSAIOS DE DUREZA	89

FIGURA 42 - EFEITO DO TEMPO DE <i>FADING</i> NO %MG RESIDUAL	91
FIGURA 43 - NODULARIDADE EM FUNÇÃO DO %MG RESIDUAL	92
FIGURA 44 - MICROESTRUTURA DOS CORPOS DE PROVA SUBMETIDOS A ENSAIOS MECÂNICOS PARA DIFERENTES TEMPOS DE <i>FADING</i>	94
FIGURA 45 - COMPORTAMENTO DA NODULARIDADE PARA DIFERENTES CONDIÇÕES DE ESPESSURA	96
FIGURA 46 - SUPERFÍCIE 3D DA NODULARIDADE EM FUNÇÃO DA ESPESSURA E DO TEMPO DE <i>FADING</i>	97
FIGURA 47 - NODULARIDADE MÉDIA EM FUNÇÃO DA ESPESSURA DO CORPO DE PROVA ESCALONADO	99
FIGURA 48 - MICROESTRUTURA DO CORPO DE PROVA ESCALONADO, AMOSTRA 4. .	100
FIGURA 49 - QUANTIDADE RELATIVA DE FERRITA NAS DIFERENTES ESPESSURAS DO CP ESCALONADO E NO CP CILÍNDRICO	102
FIGURA 50 - EFEITO DO TEMPO DE <i>FADING</i> NO LIMITE DE RESISTÊNCIA, LIMITE DE ESCOAMENTO E ALONGAMENTO	104
FIGURA 51 - DUREZA ROCKWELL B NAS DIFERENTES ESPESSURAS DO CP ESCALONADO	106
FIGURA 52 - CORPO DE PROVA DA ANÁLISE TÉRMICA PARA AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA	107
FIGURA 53 - CURVAS DE RESFRIAMENTO	108
FIGURA 54 - CURVAS DE RESFRIAMENTO E SUAS MICROESTRUTURAS	110
FIGURA 55 - VARIAÇÃO DA TEMPERATURA DE SUPERRESFRIAMENTO EUTÉTICO (TSE) E DA RECALESCÊNCIA (R) EM FUNÇÃO DO TEMPO DE <i>FADING</i>	111
FIGURA 56 - RELAÇÃO ENTRE NODULARIDADE E TEMPERATURA DE RECALESCÊNCIA	113
FIGURA 57 - INFLUÊNCIA DO <i>FADING</i> NA DISTRIBUIÇÃO MICROESTRUTURAL DO FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA	114
FIGURA 58 - EFEITO DO <i>FADING</i> NA QUANTIDADE DE GRAFITA NODULAR, COMPACTA E TOTAL DE PARTÍCULAS	116
FIGURA 59 - MALHA DOS CONJUNTOS DE CORPOS E PROVA E CONDIÇÕES DE CONTORNO PARA SIMULAÇÃO	128
FIGURA 60 - DIAGRAMA DE PONTOS DOS RESULTADOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE CADA ELEMENTO PARA AS AMOSTRAS A, B E C	130

FIGURA 61 - INTERVALO DE CONFIANÇA PARA AS MÉDICAS DOS RESULTADOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE CADA ELEMENTO	131
FIGURA 62- DIAGRAMA DE PONTOS DOS RESULTADOS DE DUREZA ROCKWELL B DAS AMOSTRAS A, B E C.....	133
FIGURA 63 - VERIFICAÇÃO DA NORMALIDADE DOS RESULTADOS DUREZA NAS AMOSTRAS A, B E C.....	134
FIGURA 64 - INTERVALOS DOS RESULTADOS DE DUREZA NAS AMOSTRAS A, B E C; TESTE DE HIPÓTESE	135
FIGURA 65 - TESTE DE IGUALDADE DAS VARIÂNCIAS DOS RESULTADOS DE DUREZA ROCKWELL B NAS AMOSTRAS A, B E C; TESTE DE HIPÓTESE	136
FIGURA 66 - NODULARIDADE EM FUNÇÃO DO %MG RESIDUAL E ESTIMATIVA DA NODULARIDADE IGUAL A ZERO POR EXTRAPOLAÇÃO	137
FIGURA 67 - DEGENERAÇÃO DA GRAFITA NO CGI SUBMETIDO A DIFERENTES TEMPOS DE <i>FADING</i>	138
FIGURA 68 - ENSAIO DE TRAÇÃO CP METAL BASE.....	139
FIGURA 69 - ENSAIO DE TRAÇÃO CP AMOSTRA 1 – 0 MINUTOS DE <i>FADING</i>	139
FIGURA 70 - ENSAIO DE TRAÇÃO CP AMOSTRA 3 – 8 MINUTOS DE <i>FADING</i>	140
FIGURA 71 - ENSAIO DE TRAÇÃO CP AMOSTRA 6 – 20 MINUTOS DE <i>FADING</i>	140

LISTA DE ABREVIATURAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
AQ – Análise química
AT – Análise térmica
AU – Alongamento uniforme
CE – Carbono equivalente
CEL – Carbono equivalente *líquidus*
CGI – Ferro fundido com grafita compacta (*Compacted Graphite Iron*)
CP – Corpo de prova
CPC – Corpo de prova cilíndrico
CPE – Corpo de prova escalonado
FC – Ferro fundido cinzento
FE – Ferro fundido nodular
LG – Grafita Lamelar
LE – Limite de Escoamento
LR – Limite de Resistência
ME – Módulo de elasticidade
MET – Microscopia eletrônica de transmissão
MEV – Microscopia eletrônica de varredura
MO – Microscopia óptica
R – Recalescência
TE – Temperatura eutética
TEE – Temperatura eutética estável
TEM – Temperatura eutética metaestável
TL – Temperatura *líquidus*
TR – Terras raras
TRE – Temperatura de recalcamento eutético
TS – Temperatura *sólidus*
TSE – Temperatura de superresfriamento eutético

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	18
2 OBJETIVOS	22
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1 FUNDIÇÃO	23
3.2 FERROS FUNDIDOS	24
3.2.1 Nucleação e crescimento da grafita	26
3.3 FERRO FUNDIDO CINZENTO	30
3.4 FERRO FUNDIDO NODULAR.....	32
3.5 FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA	35
3.5.1 Aplicações	37
3.5.2 Influência da grafita nas propriedades físicas e mecânicas.....	39
3.5.3 Influência da matriz metálica nas propriedades físicas e mecânicas	46
3.6 PROCESSO DE PRODUÇÃO DO FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA.....	48
3.6.1 Composição química e os efeitos no ferro fundido de grafita compacta	48
3.6.2 Tratamento com liga nodularizante	54
3.6.2.1 <i>Fading</i> ou perda do efeito do tratamento.....	58
3.7 CONTROLE DO PROCESSO DE PRODUÇÃO VIA ANÁLISE TÉRMICA	61
3.7.1 Efeitos do Magnésio e da inoculação nas curvas de resfriamento	65
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	67
4.1 MATERIAIS E PROCESSO DE FUNDIÇÃO.....	70
4.1.1 Preparação do metal-base	70
4.1.2 Tratamento para obtenção do Ferro Fundido de Grafita Compacta	70
4.2 MÉTODOS.....	72
4.2.1 Corpo de prova cilíndrico (CPC).....	72
4.2.2 Corpos de prova escalonados (CPE)	74
4.2.3 Análise Química	75
4.2.4 Análise Térmica da Solidificação	77
4.2.5 Caracterização mecânica e microestrutural.....	78
4.2.5.1 Caracterização mecânica	78

4.2.5.2 Caracterização microestrutural.....	78
4.2.6 Plano de amostragem.....	80
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	81
5.1 RESULTADOS DO ESTUDO DA HOMOGENEIDADE.....	81
5.1.1 Simulação computacional do processo de vazamento e solidificação ..	82
5.1.2 Avaliação da homogeneidade do corpo de prova cilíndrico.....	85
5.2 RESULTADOS DOS EXPERIMENTOS	90
5.2.1 Efeitos do tempo de <i>fading</i> no %Mg residual e na nodularidade.....	90
5.2.2 Efeitos da espessura do corpo de prova na nodularidade.....	95
5.2.3 Proporção entre perlita e ferrita na matriz metálica	100
5.2.4 Propriedades mecânicas	103
5.2.5 Análise térmica da solidificação.....	106
6 CONCLUSÕES.....	118
7 REFERÊNCIAS	121
APÊNDICE A – INFORMAÇÕES DA SIMULAÇÃO MATEMÁTICA DOS CONJUNTOS DE CORPOS DE PROVA	128
APÊNDICE B – ESTUDO ESTATÍSTICO DA HOMOGENEIDADE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NO CPC.....	129
APÊNDICE C – ESTUDO ESTATÍSTICO DA HOMOGENEIDADE DA DUREZA ROCKWELL B NO CPC	133
APÊNDICE D – EXTRAPOLAÇÃO DA NODULARIDADE PARA DETERMINAÇÃO DO LIMITE CRÍTICO DE MG	137
APÊNDICE E – ANÁLISE QUALITATIVA DA TRANSFORMAÇÃO DA GRAFITA EM FUNÇÃO DO <i>FADING</i>	138
APÊNDICE F – EXEMPLOS DE RESULTADOS DOS ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DOS CPC.....	139

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A fundição tem ocupado lugar de destaque na indústria nacional, contribuindo significativamente para o desenvolvimento e geração de renda no país. De janeiro a agosto de 2023 a receita obtida pelas exportações de produtos fundidos aumentou 12,6% em relação a igual período de 2022. O setor de fundidos produz peças em ferro, aço e ligas não ferrosas, que representam, respectivamente, 81%, 11% e 8% do total produzido em mais de 1 mil empresas no Brasil, segundo a Associação Brasileira de Fundição – ABIFA. De acordo com essa mesma associação, no ano de 2022 a indústria de fundição produziu cerca de 3 milhões de toneladas de produtos, obteve lucro líquido de mais de 10 bilhões de dólares, empregou mais de 64 mil pessoas de maneira direta e acumula taxas de crescimento anual de mais de 10% (ABIFA, 2024).

O principal setor consumidor de peças em ferro fundido é a indústria automobilística, em torno de 56% (ABIFA, 2021). Este segmento vem sofrendo forte pressão do mercado consumidor e tendo que se adequar às novas demandas de clientes. A venda de SUV's (*Sport Utility Vehicle* - veículo utilitário esportivo) fechou o ano de 2024 com 50% de participação nas vendas de carros novos no Brasil, alta de quase 10% em comparação ao ano de 2023 (FENABRAVE, 2024). Aliado a isso, os consultores de mercado verificam uma forte tendência de que as empresas invistam em pesquisa, desenvolvimento e inovação para aumentar a gama de veículos equipados com motores tecnologicamente capazes de atender às novas regulações sobre eficiência energética e redução de emissões de CO₂ na atmosfera, além de uma elevação da potência (GMINSIGHTS, 2021; STRATVIEWRESEARCH, 2021; ANFAVEA, 2024). Esses dois conceitos são aparentemente antagônicos, mas estão tornando-se possíveis através do desenvolvimento e o aperfeiçoamento de materiais em substituição aos convencionais. Destaca-se, nesse caso, o ferro fundido de grafita compacta ou ferro vermicular. Para denominar este material também é utilizada a sigla em inglês CGI (*Compacted Graphite Iron*). O processo de adequação e incorporação da tecnologia do CGI tem sido implementado pelas principais montadoras de veículos pesados ao redor do

mundo (SCANIA, 2017; CANAL DANA, 2024). Projeta-se um crescimento anual de cerca de 5% devido às necessidades de diminuição de emissões, alto torque e economia de combustível em veículos de alto desempenho (GLOBAL MARKET WATCH, 2023).

Nas décadas de 1970 e 1980 o setor industrial representava cerca de 20% do PIB brasileiro, número que seguiu em queda ano após ano. Em 2018 este percentual já chegava a quase metade do período anterior, por volta de 11% (JORNAL DA USP, 2021; GOMES, 2020). Desse período até os dias atuais, o país sofreu uma forte desindustrialização, tornando-se refém da produção e comércio de produtos primários de baixa complexidade e pouco valor agregado (SILVA, et al., 2017; VALOR ECONOMICO, 2021). Pesquisadores defendem que o crescimento sólido e sustentável de um país depende, dentre outros fatores, de uma indústria forte, competitiva e altamente tecnológica (VALOR, 2021; GOMES, 2020). No caso do Brasil, esse crescimento certamente estará atrelado a um fortalecimento e maior participação das indústrias automobilística, naval, de transportes, de máquinas e equipamentos. Para tanto, é necessário o desenvolvimento de materiais ambientalmente mais aceitáveis, economicamente viáveis e competitivos do ponto de vista do produto e do processo de fabricação.

O ferro fundido de grafita compacta, ou ferro fundido vermicular, é um material relativamente mais recente em comparação aos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Nesse material, a grafita se apresenta predominantemente na forma vermicular (“em vermes”), dispersa em uma matriz ferrítica, perlítica ou em uma combinação de ambas (GUESSER, 2009). Propriedades como limite de resistência, limite de escoamento, condutividade térmica e amortecimento de vibrações situam-se entre aquelas observadas para os ferros nodulares e ferros cinzentos (DAWSON, 2011). Devido a isso, apresenta-se como principal material para substituir os ferros fundidos cinzentos e suas derivações na fabricação de blocos de motor, cabeçotes, carcaças e bedplates diesel (DAWSON, 1999). Vários pesquisadores têm se dedicado ao estudo e desenvolvimento desse material (HERNANDO et al., 2017; DAWSON; POPELAR, 2013; ESSAM et al., 2021; GUESSER;

SCHROEDER; DAWSON, 2001; LIU et al., 2016; MA et al., 2019; CABEZAS et al., 2022).

Estudos mostram que protótipos de *design* semelhante produzidos em CGI alcançaram um aumento de resistência à tração de até 75%, elevação no módulo de elasticidade de cerca de 40% e significativa melhora na resistência à fadiga, quando comparados ao ferro fundido cinzento (GUESSER; SCHROEDER; DAWSON, 2001).

O processo de fabricação do CGI apresenta desafios significativos, especialmente devido ao alto custo operacional e à complexidade do controle do processo. Por essa razão, sua produção permanece concentrada em poucas empresas que dominam a tecnologia, como SinterCast, NovaCast e Heraeus, citadas apenas como exemplos de organizações que operam o método em escala industrial. Neste contexto, o presente trabalho procurou avaliar os efeitos de uma das variáveis mais sensíveis do processo de produção da liga CGI: o *fading*, ou perda de eficiência do tratamento com liga nodularizante à base de magnésio. Após a adição do material ao banho metálico, em quantidades extremamente controladas para que a precipitação da grafita na forma compacta seja predominante, ocorre predominantemente o fenômeno da volatilização do magnésio, em razão de sua elevada pressão de vapor nas temperaturas típicas do processo. Além desse mecanismo, parte do elemento pode ainda reagir com constituintes presentes no banho ou transferir-se para a escória metálica, reduzindo progressivamente sua atividade na liga (SANTOS, 1987). O tempo após o tratamento é um dos fatores que implica no decaimento percentual do elemento. O diferencial deste estudo está em investigar o *fading* do CGI a partir de ligas obtidas pelo processo SinterCast, que utiliza o arame tubular (*cored wire*) como método de tratamento, em contraste com trabalhos anteriores que comumente empregaram técnicas como o processo *Sanduiche* ou métodos equivalentes. Outro ponto relevante é que grande parte dos estudos encontrados na literatura inicia a avaliação do *fading* a partir de ligas nodulares, enquanto, neste trabalho, o fenômeno é examinado diretamente em ligas de ferro fundido de grafita compacta.

Adicionalmente, empregou-se a análise térmica como ferramenta complementar, permitindo não apenas a observação das propriedades mecânicas e microestruturais, mas também a interpretação qualitativa das curvas de resfriamento. Esse conjunto metodológico buscou oferecer uma avaliação mais abrangente da eficiência do tratamento com magnésio, bem como dos efeitos decorrentes da perda de sua eficiência ao longo do tempo. Pretende-se, assim, contribuir para o avanço do conhecimento na área de Engenharia de Materiais, especificamente no segmento de fundição, com foco em um dos aspectos mais críticos do processo de produção industrial do CGI.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho de pesquisa é obter uma liga de ferro fundido de grafita compacta e, por meio da caracterização mecânica e microestrutural, avaliar o comportamento do *fading* após o tratamento com liga de magnésio. Para tal, são considerados os seguintes objetivos específicos:

- obter uma liga CGI com composição e microestrutura dentro dos parâmetros necessários para garantir a estabilidade da grafita compacta;
- avaliar as propriedades de limite de resistência, limite de escoamento, dureza e alongamento apresentadas pelo CGI em função do tempo de *fading* do tratamento;
- avaliar a morfologia e a distribuição relativa das partículas de grafita;
- verificar a influência do *fading* do magnésio na matriz metálica do ferro compacto formado, em especial, a proporção dos constituintes perlita e ferrita;
- avaliar a microestrutura para diferentes tempos de *fading* e espessuras dos corpos de prova;
- observar as eventuais alterações na composição química do metal, principalmente, quanto aos teores de magnésio;
- verificar a relação dos principais parâmetros encontrados nas curvas de análise térmica para o ferro fundido nas etapas estudadas;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Pretende-se apresentar neste item as características mais relevantes dos ferros fundidos. Nesse caso, serão considerados principalmente os nodulares, cinzentos e vermiculares, uma vez que se torna necessária uma abordagem comparativa entre eles. Inicialmente será feito, de forma bem objetiva, uma descrição do processo de fundição.

3.1 Fundição

O processo de fundição é definido como o conjunto de etapas necessárias para dar uma forma aos materiais por meio de sua fusão, vazamento em moldes (por gravidade, pressão, centrifugação ou vácuo), solidificação, limpeza e acabamento das peças brutas obtidas (SENAI, 1987). O processo de fabricação envolvido consiste em preparar um molde que tenha a forma e as dimensões da peça requerida e posteriormente preenchê-lo com metal líquido (SENAI, 1987).

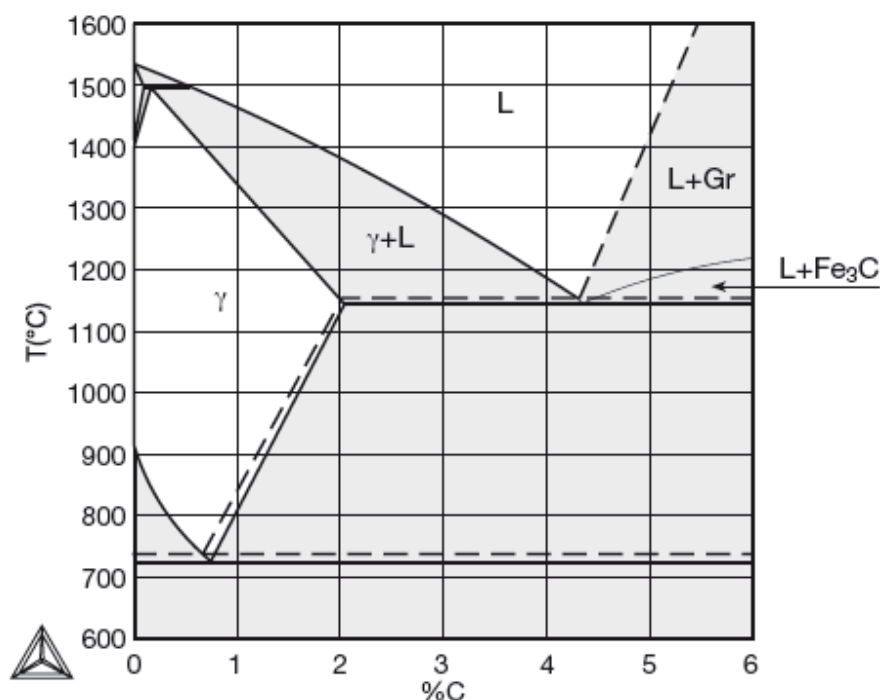
Acredita-se que o processo de fundição de ferro teve origem na China por volta de 502 a.C. e que na Europa a introdução desse processo de fabricação ocorreu entre 1200 e 1450 d.C (ASM HANDBOOK, 2008; STEFANESCU, 2007). As técnicas podem ser empregadas na obtenção de diferentes materiais, como polímeros, ferros fundidos, alumínio e suas ligas, cobre e suas ligas, ouro, prata e zinco, dentre outros (ASM HANDBOOK, 2008). Embora o termo fundição seja amplo e englobe diversos processos de fabricação, este trabalho limita-se a abordar a fundição de ferro fundido.

A vantagem da fundição em relação a outros processos se deve ao fato de conseguir produzir objetos de forma muito complexa, como peças para a indústria automobilística, com um custo menor (DAWSON, 2018). No Brasil, a produção de materiais por esse processo concentra-se em cerca de 90% em ligas ferrosas (ABIFA, 2021).

3.2 Ferros fundidos

Antes da invenção do microscópio em 1860, eram conhecidos apenas dois tipos de ferros fundidos baseados na cor de sua fratura: ferros fundidos brancos e cinzentos (STEFANESCU, 2007). O primeiro artigo publicado sobre esse tipo de material data de 1896 no “*Journal of the American Foudrymen’s Association*” com o título “As propriedades físicas dos ferros fundidos são porosidade, resistência, deflexão [...]” (STEFANESCU, 2007). Usualmente os ferros fundidos são definidos com o auxílio do diagrama de equilíbrio Fe-C, Figura 1, como ligas à base de ferro com teor de carbono acima de 2,0%, aproximadamente, limite de solubilidade do carbono na austenita e ponto de diferenciação dos aços (COLPAERT, 2008).

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-C



fases no diagrama – L: líquido, γ : austenita, Fe_3C : cementita, Gr: grafita

Fonte: COLPAERT, 2008.

O silício e outros elementos exercem grande influência nos ferros fundidos, sendo mais apropriado tratá-los como ligas complexas compostas por muitos componentes, mas por aproximação, podem ser tratadas como ligas ternárias, Fe-C-Si (STEFANESCU, 2007). Chiaverini (2008) definiu como a liga

ferro-carbono-silício, de teores de carbono geralmente acima de 2,0% em quantidade superior à que pode ser retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar em carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita.

Na indústria, a concentração de carbono em peso pode alcançar valores entre 3 e 4% e podem estar presentes elementos de liga como Mn, Cu, Sn, Mo e Ni, dentre outros, em percentuais a depender das propriedades requeridas (GUESSER, 2009). Os principais tipos de ferro fundido são: cinzento, nodular ou esferoidal, maleável, vermicular e branco. Estes materiais apresentam diferentes estruturas, fases e constituintes em função do modo como o diagrama Fe–C–Si é seguido durante a solidificação. Dependendo da composição, a liga pode ser classificada como eutética (cerca de 4,3% de carbono), hipoeutética (entre 2,0% e 4,3% de carbono) ou hipereutética (acima de 4,3% de carbono). (ASM HANDBOOK, 2008). Existem duas reações possíveis de ocorrer em função das condições químicas e termodinâmicas empregadas (LACAZE, 1998; GUESSER, 2009):

- Reação estável: austenita → ferrita + grafita
- Reação metaestável: austenita → ferrita + cementita (perlita)

Deste modo, os ferros fundidos podem ser classificados conforme a Tabela 1.

Tabela 1 - Diferentes tipos de ferros fundidos e suas características estruturais.

Nome Comercial	Fase rica em carbono	Matriz	Estrutura final obtida por
Ferro fundido cinzento	Grafita lamelar	P, F	Solidificação
Ferro fundido nodular	Grafita nodular	F, P, A	Solidificação ou tratamento térmico
Ferro fundido de grafita compacta	Grafita vermicular compacta	F, P	Solidificação
Ferro fundido branco	Cementita	P, M	Solidificação e tratamento térmico (alívio de tensões/conclusão da decomposição da austenita)
Ferro fundido maleável		F, P	Tratamento térmico
Ferro fundido nodular austemperado	Grafita nodular	Bainita (austêmpera)	Tratamento térmico

F: ferrita, P: perlita, M: martensita, B: bainita

Fonte: COLPAERT, 2008. (Adaptado)

A grafita no ferro fundido apresenta tipo, tamanho e forma diferentes, variando, principalmente, em função da composição química, da velocidade de resfriamento, do grau de nucleação e da intensidade de superresfriamento (COLPAERT, 2008; GUESSER, 2009). A faixa de composição química dos principais tipos de ferros fundidos sem a presença dos elementos de liga está demonstrada na Tabela 2.

Tabela 2 - Faixa de composição química típica de ferros fundidos comuns

Tipo	Composição química, %				
	C	Si	Mn	S	P
Branco	1,8/3,6	0,5/1,9	0,25/0,80	0,06/0,20	0,06/0,20
Maleável	2,2/2,9	0,9/1,9	0,15/1,20	0,02/0,20	0,02/0,20
Cinzentos	2,5/4,0	1,0/3,0	0,20/1,00	0,02/0,25	0,02/1,00
Nodular	3,0/4,0	1,8/2,8	0,10/1,00	0,01/0,03	0,01/0,10
Grafita compacta	2,5/4,0	1,0/3,0	0,20/1,00	0,01/0,03	0,01/0,10

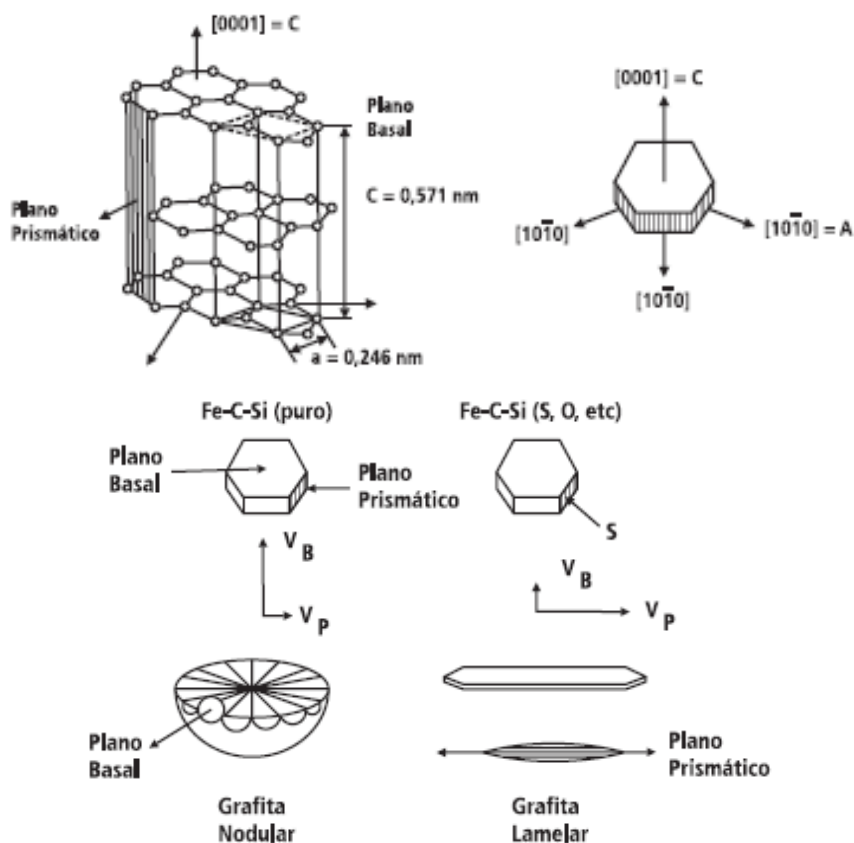
Fonte: CHIAVERINI, 2008. (Adaptado)

3.2.1 Nucleação e crescimento da grafita

A morfologia da grafita determina o tipo de ferro fundido e, conseqüentemente, algumas características importantes à aplicação a que se destina. A grafita precipitada em esferoides ou nódulos está presente no ferro fundido nodular. A grafita lamelar no ferro fundido cinzento, neste caso, o nome é devido à cor da fratura do material. E a grafita compacta no ferro fundido de grafita compacta, cabendo observar que para este material é prevista a presença de até 20% de grafita nodular (GUESSER, 2009; ASM HANDBOOK, 2008). A grafita apresenta estrutura hexagonal e os parâmetros como composição química, taxa de resfriamento e o mecanismo termodinâmico de cristalização são fundamentais na determinação destas três principais morfologias (STEFANESCU et al., 2016; GUESSER, 2009; ASM HANDBOOK, 2008). Porém, estudos mais recentes indicam que, além disso, compostos complexos presentes no núcleo de origem, como sulfetos, óxidos, silicatos e nitretos exercem influência na morfologia da grafita (ALONSO et al., 2020; SHI et al., 2020). Stefanescu et al. (2016) salientam que a morfologia final da grafita é reflexo de quatro estágios que ocorrem desde a solidificação até a etapa de

resfriamento: nucleação e crescimento a partir do líquido, transformação eutética, resfriamento até a temperatura eutetoide e reação durante a temperatura eutetoide. Segundo Guessser (2009), a grafita cresce na direção perpendicular ao plano que apresenta menor energia de interface do cristal com o líquido, conforme a Figura 2.

Figura 2 - Mecanismos de crescimento da grafita



VP: direção do plano prismático (1010), VB: direção do plano basal (0001)

Fonte: GUESSER, 2009.

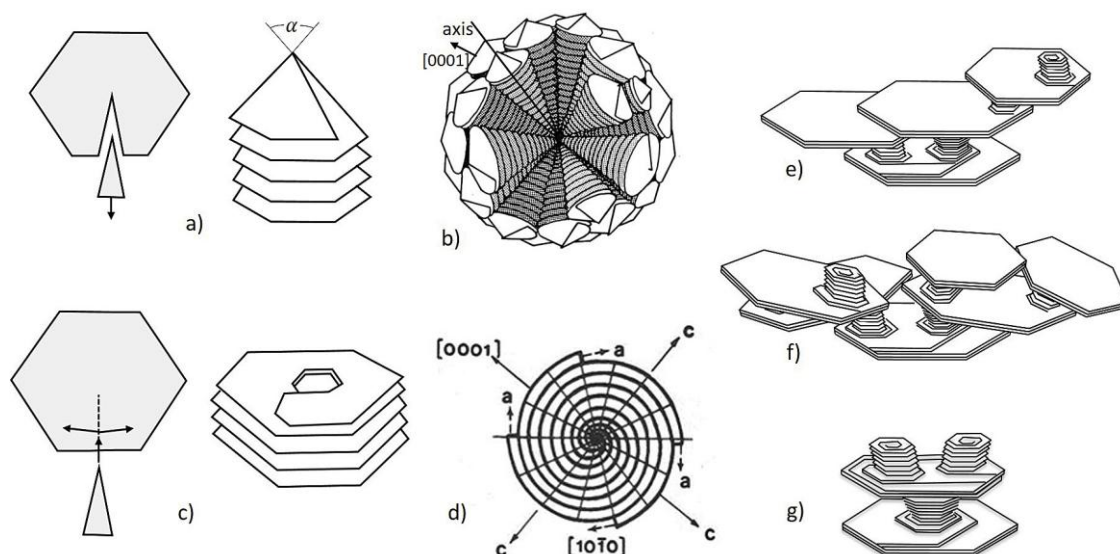
Assim, a grafita lamelar é formada pelo crescimento dos cristais preferencialmente na direção do plano prismático (1010) VP. No caso em que a direção preferencial de crescimento é a direção do plano basal, (0001) VB, a estrutura cristalina é uma sequência de arranjos de cristais individuais formando os esferoides de grafita. Em ligas Fe-C puras a direção preferencial para o crescimento da grafita é a do plano basal, porque este plano tem baixa energia interfacial com o líquido, resultando em grafita nodular (GUESSER,

2009). Estes dois mecanismos de crescimento estão representados na Figura 2.

Industrialmente, elementos como o enxofre e o oxigênio, por serem superficialmente ativos, aderem ao plano prismático de crescimento, diminuindo a energia de superfície e fazendo com que a grafita não cresça na forma de esferoides, mas sim, na forma lamelar (STEFANESCU et al., 2016). Uma solução para este problema é o tratamento com elementos como magnésio, cério, cálcio e terras raras, que impedem a absorção do S e do O, possibilitando a formação da grafita esferoidal (GUESSER, 2009; SANTOS, 1987). O modelo exposto anteriormente ajuda na compreensão dos diferentes mecanismos que dão origem às morfologias da grafita. Porém, Stefanescu et al. (2017), em um de seus estudos sobre os diferentes mecanismos de nucleação e crescimento, e também Alonso et al. (2017), ressaltam a complexidade e as várias discordâncias entre os pesquisadores em relação a este tema. No entanto, consensos foram construídos ao longo do tempo. Para os pesquisadores, o crescimento da grafita se deve à união de milhares de agregados formados por placas de grafeno (STEFANESCU et al., 2017). O grafeno é uma camada monoatômica plana formada por átomos de carbono dispostos de forma hexagonal (CHOI et al., 2010). Na Figura 3 são listados, de forma esquemática, os modelos mais aceitos de formação e crescimento da grafita.

Segundo Stefanescu et al. (2017), os diferentes mecanismos de nucleação e crescimento da grafita podem ocorrer individualmente ou de forma mista para dar origem às diferentes morfologias da grafita. Por meio da análise de imagens de microscopia eletrônica, Stefanescu et al. (2016) verificaram que o mecanismo de dendritas foliadas, Figura 3f, parece ser o único a estar presente nos vários tipos de grafita.

Figura 3 - Representação esquemática dos modelos de crescimento da grafita



(a) deslocamento em cunha positiva e crescimento em cone-hélice, b) crescimento de setores cônicos em cone-hélice, c) deslocamento em cunha negativa e crescimento helicoidal, d) crescimento circunferencial curvo, e) arranjo tipo telha, f) dendritas foliadas, g) cristais colunares foliados.

Fonte: STEFANESCU et al. (2017)

O crescimento da grafita compacta, segundo Stefanescu et al. (2016), como morfologia intermediária entre os extremos, nodular e lamelar, ocorre devido ao empilhamento de plaquetas de grafeno, predominantemente, no eixo-c (plano basal) e espalhamento na direção do eixo-a (plano prismático). Por outro lado, Shi et al. (2020), Pan et al. (1982) e Alonso et al. (2020), esse último citado por Fan et al. (2022), verificaram que a nucleação da grafita compacta é semelhante à da grafita nodular, inicialmente crescendo na forma de pequenas partículas esféricas e, posteriormente, sofrendo um processo de degeneração e alongamento dos nódulos. Sertucha, Lacaze e Regordosa (2022) chegaram à mesma conclusão ao afirmarem que a grafita compacta nucleia como esferóide e, durante o processo de crescimento, formam-se protuberâncias semelhantes à caudas alongadas na superfície dos nódulos. Para Alonso et al. (2020), a degeneração ocorre devido a defeitos que resultam em uma divisão das plaquetas empilhadas ao longo do plano basal. No entanto, a complexa morfologia 3D da grafita compacta dificulta os avanços nas teorias de nucleação e crescimento. A interconectividade dos aglomerados

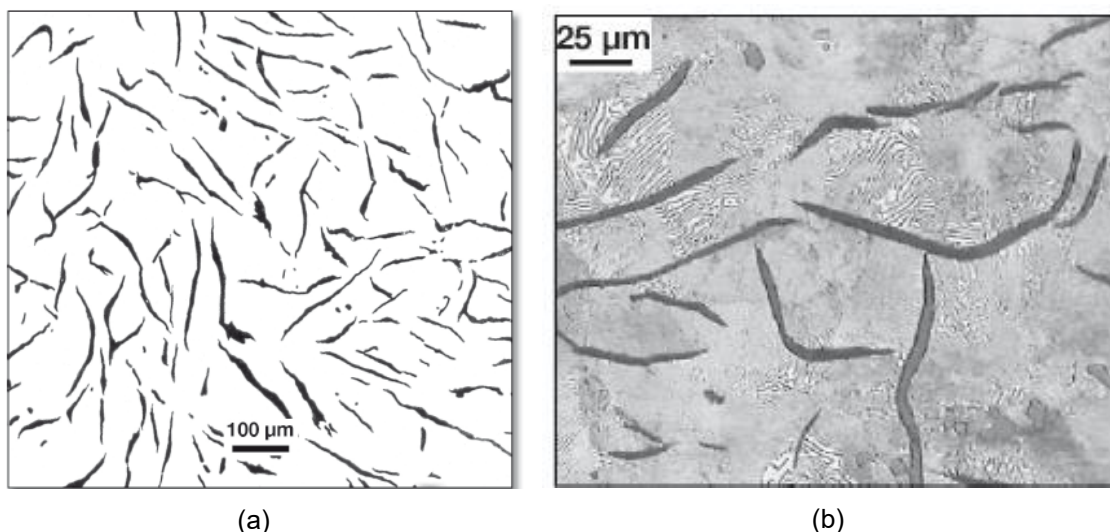
de grafita torna difícil definir os locais de nucleação e crescimento, consequentemente, a evolução do processo de formação (ALONSO et al., 2020; SHI et al., 2020; MA et al., 2020).

3.3 Ferro fundido cinzento

Os ferros fundidos cinzentos possuem esse nome devido à coloração acinzentada da fratura e caracterizam-se por apresentar como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício (ASM HANDBOOK, 2008). Como estrutura, uma grande fração deste carbono está no estado livre, formando a grafita lamelar, e a quantidade restante está associada ao Fe formando o composto Fe_3C (CHIAVERINI, 2008).

Na Figura 4 observa-se a microestrutura de um ferro fundido cinzento. Em (a) verifica-se a disposição dos precipitados de carbono que formam lamelas de grafita e em (b) as lamelas de grafita bem como a matriz revelada após ataque químico. O ferro fundido cinzento, em comparação aos outros tipos de ferros fundidos, é o mais utilizado. Isto muito se deve às suas principais características: baixo custo de fusão e moldagem, boa resistência mecânica, considerável resistência ao desgaste, capacidade de amortecimento de vibrações, boa condutividade térmica e excelente usinabilidade (GUESSER, 2009; CHIAVERINI, 2008; ASM HANDBOOK, 2008). Essas propriedades são afetadas pela forma da grafita, dimensão e distribuição dos veios, além dos constituintes da matriz. A interação e o movimento relativo entre grafita e matriz proporcionam amortecimento de vibrações, característica que destaca o ferro cinzento em relação aos outros materiais (COLPAERT, 2008). Outra característica de destaque da grafita lamelar é sua capacidade de atuar como lubrificante natural, facilitando um processo de usinagem. No entanto, quantidades crescentes implicam em menor resistência do material (GUESSER, 2009). A matriz, por sua vez, pode ser ferrítica, ferrítico-perlítica ou perlítica e, ainda, pode ser temperada e revenida para obter matriz martensítica (COLPAERT, 2008). A perlita em maior quantidade relativa, como a microestrutura mostrada na Figura 4(b), implica em uma resistência mecânica mais elevada, consequentemente, em menor usinabilidade (GUESSER, 2009).

Figura 4- Microestrutura do ferro fundido cinzento



(a): Grafita lamelar, sem ataque químico; (b): Grafita lamelar e matriz perlítica, com ataque químico.

Fonte: Colpaert, 2008

No entanto, Callister (2002) e Guessser (2009) observam que as grafitas do ferro fundido cinzento apresentam extremidades afiladas e pontiagudas, ou seja, pontos de concentração de tensões quando sujeitas à uma tensão e tração externa. Essa característica torna o ferro cinzento comparativamente fraco e frágil (GUESSER, 2009). Na Tabela 3 são resumidas as principais características dos ferros fundidos cinzentos segundo as classes da norma da ABNT NBR 6589:1986.

Tabela 3 - Propriedades dos ferros fundidos cinzentos

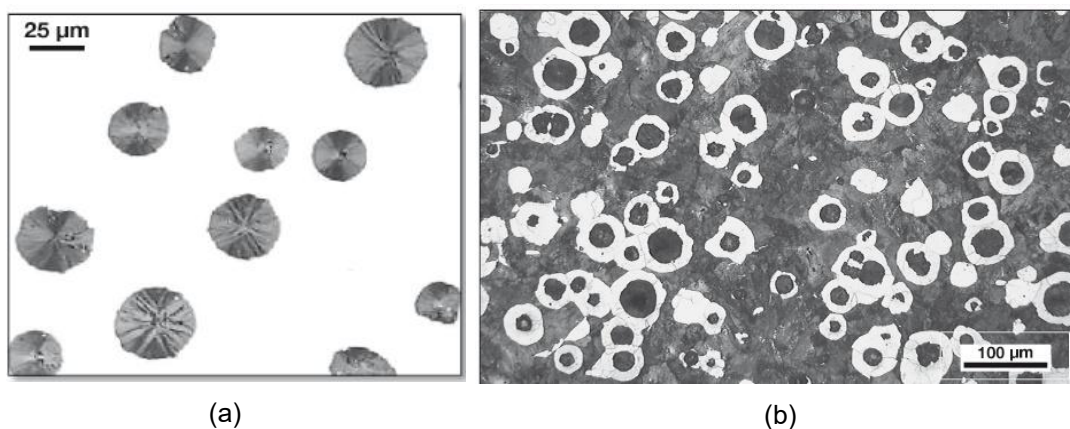
FC 100	FC 150	FC 200	FC 250	FC 300	FC 350	FC 400
Resistência mecânica →						
Módulo de elasticidade →						
← Capacidade de amortecimento de vibrações						
Resistência a altas temperaturas →						
← Resistência ao choque térmico						
Dureza →						
Resistência ao desgaste →						
← Usinabilidade						
Acabamento superficial em superfícies usinadas →						
← Fundibilidade						
Custo →						

Fonte: GUESSER, 2009. (Adaptado)

3.4 Ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular também é chamado de ferro fundido dúctil ou ainda ferro fundido com grafita esferoidal. Sua descoberta data de 1940, 50 anos após a publicação do primeiro artigo científico sobre ferro fundido (STEFANESCU, 2007). Como o próprio nome diz, na sua microestrutura está presente a grafita na forma de esferoides, formas I e II da norma ASTM A247. Na condição bruta de fusão, os ferros nodulares, além de apresentarem os esferoides de grafita em sua microestrutura, exibem uma matriz metálica que pode ser perlítica, ferrítica ou uma combinação das duas (GUESSER, 2009). Na Figura 5 observa-se um exemplo de ferro fundido nodular. Em (a) são mostrados os esferoides ou nódulos de grafita sem ataque químico e em (b), após ataque químico, a matriz metálica formada pelo combinado de ferrita (parte mais clara na proximidade dos nódulos) e perlita (parte mais escura).

Figura 5 - Microestrutura do ferro fundido nodular



(a): Grafita esferoidal, sem ataque químico; (b): Grafita esferoidal e matriz perlítica ferrítica, com ataque químico.

Fonte: Colpaert, 2008

As características que destacam os ferros fundidos nodulares são a ductilidade, tenacidade e resistência mecânica (GUESSER, 2009). O limite de escoamento apresenta valores mais elevados do que os ferros cinzentos e muitos aços-carbono mais comuns (CHIAVERINI, 2008). Segundo Chiaverini (2008), existe uma relação entre a ductilidade e a tenacidade dos ferros nodulares e o fato da grafita em esferoides não interromper a continuidade da

matriz. Segundo a norma ABNT NBR 6916/2007, os ferros nodulares são classificados em uma extensa faixa de classes, com limite de resistência de 380 a 800 MPa, limite de escoamento de 240 a 500 MPa e alongamento de 2 a 17%.

O processo de produção deste tipo de material requer, pelo menos, uma etapa adicional em comparação com a produção do ferro fundido cinzento. Esta etapa adicional visa garantir a formação da grafita e o crescimento em forma de nódulos (HARTUNG et al., 2014). Um dos limitantes para a produção de ferro nodular é o percentual de enxofre presente no metal-base. Para Colpaert (2008), o percentual deste elemento deve ser próximos de 0,010%. Por outro lado, para Hartung et al. (2014), o ideal é um percentual menor que 0,04% antes do tratamento e abaixo de 0,02% após. Industrialmente, normas de material exigem patamares máximos de 0,012% a 0,015% para que sejam garantidos os parâmetros de qualidade e segurança requeridos pelo fundido (NORMA FCD550, 2016). O processo de obtenção de um ferro fundido nodular, no que se refere à preparação do metal líquido, consiste em várias etapas:

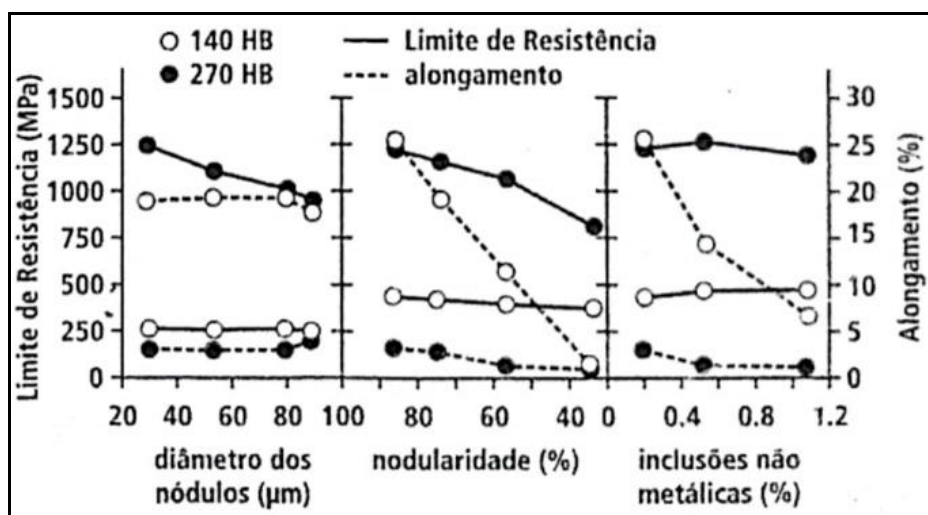
- primeiramente, ocorre a fusão da carga metálica, onde os ingredientes mais utilizados são sucata de aço, gusa e retorno de metal nodular, ambos em proporções definidas segundo critérios econômicos e metalúrgicos
- a segunda, consiste no ajuste dos elementos químicos através da adição dos elementos puros ou combinações presentes em ferro-ligas.
- a terceira etapa é o tratamento de nodularização para neutralizar os elementos O e S presentes no metal com objetivo de promover o crescimento da grafita na forma esferoidal (SANTOS, 1987; SOUZA, 2012).

Os principais elementos utilizados para promover a nodularização são Mg, o Ce e o Ca. O mais economicamente viável e mais difundido industrialmente é o Mg, principalmente, ligado ao FeSi formando a liga

nodularizante FeSiMg. O teor de Mg pode variar de 1,5 a 30% (ASM HANDBOOK, 2008). A reação do Mg com o metal resulta na formação de sulfeto de magnésio (MgS) e óxido de magnésio (MgO). A quantidade de Mg adicionada deve ser suficiente para formar esses compostos e ainda permanecer um resíduo no metal, entre 0,03% e 0,05% (ASM HANDBOOK, 2008; SANTOS, 1987).

O controle de qualidade do material fundido utiliza o conceito da nodularidade ou grau de nodularização, que consiste no percentual de partículas com formato esférico. Admite-se que um material é predominantemente nodular, para fins de aplicação em componentes cujas características sejam essenciais, quando o grau de nodularidade é $>85\%$ (ASM HANDBOOK, 2008; ASTM A247, 2019). Segundo Guesser (2009), as propriedades mecânicas são fortemente impactadas pela nodularidade e pelo número de nódulos por mm^2 . Na Figura 6 pode-se observar este fenômeno e como o alongamento é extremamente sensível às alterações na nodularidade.

Figura 6 - Relação entre propriedades mecânicas e parâmetros de microestrutura em ferros fundidos nodulares



Fonte: GUESSER, 2009.

Uma vez que a forma predominante da grafita é a esferoidal, a matriz torna-se a variável de maior impacto nas propriedades mecânicas, ou seja, a relação perlita/ferrita é fundamental para o desempenho da liga metálica (ASM HANDBOOK, 2008). A adição de elementos de liga e o controle da velocidade

de resfriamento são os principais fatores para direcionar a fração correspondente à cada componente da matriz (COLPAERT, 2008; GUESSER, 2009). Elementos como Sn, Cu e Mn promovem a formação de perlita, além de diminuir o seu espaçamento interlamelar. Já o Si promove a formação de ferrita. Por sua vez, a velocidade de resfriamento interfere no tempo requerido para a difusão do carbono da austenita para os nódulos de grafita. Uma maior velocidade de resfriamento significa dificuldade para a movimentação do carbono, por consequência, a formação da perlita em vez da ferrita (COLPAERT, 2008; GUESSER, 2009; CHIAVERINI, 2008). Na Tabela 4 é apresentada uma classificação da ABNT NBR 6916:2017 para os ferros fundidos nodulares distribuídos em classes segundo a composição da matriz metálica. À medida que a fração correspondente à perlita é elevada, as propriedades mecânicas também aumentam, exceto o alongamento que apresenta comportamento inverso (REN et al., 2023). A coexistência da perlita com a ferrita confere às classes FE 4212 e FE 5007 propriedades intermediárias.

Tabela 4 - Classificação do ferro fundido nodular – ABNT NBR 6916:2017

Classe	Limite de resistência à tração min (Mpa)	Limite de escoamento (0,2%) min (Mpa)	Alongamento (%)	Faixa de dureza aproximada Brinell	Estrutura predominante
FE 3817	370	240	17	140-180	ferrítica
FE 4212	410	270	12	150-200	ferrítica-perlítica
FE 5007	490	340	7	170-240	ferrítica-perlítica
FE 6002	590	390	2	210-280	perlítica
FE7002	690	440	2	230-300	perlítica

Fonte: CHIAVERINI, 2008 (Adaptado).

3.5 Ferro fundido de grafita compacta

O ferro fundido de grafita compacta ou ferro fundido vermicular também é conhecido pela sigla CGI, do inglês *Compacted Graphite Iron*. Os primeiros registros da sua descoberta datam da década de 1940 e coincidem com o período das primeiras patentes para produção do ferro fundido nodular

(DAWSON; SCHROEDER, 2000; MORROUGH; WILLIAMS, 1948). Acredita-se que a descoberta dos ferros de grafita compacta aconteceu ao acaso. Quando em um dos testes realizados pelos desenvolvedores do ferro nodular utilizou-se uma quantidade insuficiente do elemento modificador da grafita, essa apresentou uma morfologia diferente da esperada. O resultado foi um material com melhores propriedades mecânicas que o ferro cinzento e melhor usinabilidade e condutividade térmica do que o ferro nodular (DAWSON; SCHROEDER, 2000). Devido às grandes dificuldades em estabelecer um processo que garantisse a geração da grafita compacta em vez da nodular, somente na década de 1970 reconheceu-se o CGI como uma nova classe de material com características específicas. Ao longo do tempo, vários materiais foram testados como geradores da grafita. Magnésio, cério e terras raras foram alguns exemplos. Durante muito tempo a forma encontrada para obter o ferro de grafita compacta foi promover um tratamento do metal para liga nodular e posteriormente adicionar ligas à base de titânio para degenerar a grafita nodular (CHIAVERINI, 2008; ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1996; MORROUGH; WILLIAMS, 1948; SHY et al., 2000). A utilização deste tipo de técnica limitou muito a viabilidade da aplicação do ferro fundido compacto. Problemas de usinabilidade e de geometria restringiram o uso desse tipo de ferro fundido à obtenção de peças simples. Somente a partir da década de 90, com avanços na eletrônica, sistemas de medição e novas tecnologias de controle de processo, tornou-se possível a produção em larga escala e com aplicabilidade em peças automotivas de grande complexidade (DAWSON; SCHROEDER, 2000). Na Tabela 5 são listadas as propriedades mecânicas e físicas intermediárias dos ferros fundidos de grafita compacta em comparação aos ferros nodulares e cinzentos.

Tabela 5 - Propriedades dos ferros fundidos cinzento, compacto e nodular

Propriedade	Cinzento	CGI	Nodular
Limite de resistência (MPa)	250	450	750
Módulo de elasticidade (MPa)	105	145	160
Alongamento (%)	0	1,5	5
Condutividade térmica (W/mK)	48	37	28
Amortecimento de vibrações relativo	1	0,35	0,22
Dureza	179-202	217-241	217-255
Limite de fadiga rotativa (MPa)	110	200	250

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

Nas próximas seções serão abordadas com mais profundidade as particularidades que imprimem um comportamento diferenciado a este tipo de material. Será discutida a influência da grafita e da matriz metálica nas propriedades e, conseqüentemente, nas aplicações. Serão tratados os aspectos do processo de produção de uma liga de ferro fundido compacto, especificamente, sobre o tratamento com liga de Mg e os desdobramentos em relação ao comportamento mecânico e microestrutural do material fundido, dado que o presente trabalho procura compreender o comportamento dessas variáveis em relação ao *fading* do Mg.

3.5.1 Aplicações

Para atender a demanda urgente da sociedade em relação a emissão de gases de efeito estufa, órgãos de controle têm aperfeiçoado as regras ambientais. No Brasil está previsto para 2026 a entrada em vigor da norma P-9, fase do programa de controle da poluição do ar por veículos automotores (Proconve) baseada na norma europeia Euro VII (ANFAVEA, 2022). Estas regras estão em fase gradativa de implementação para redução de emissões de poluentes, diminuição do consumo de combustível e dos níveis de ruído de veículos diesel (CNT, 2020). Por consequência, gera-se uma demanda crescente por materiais mais sustentáveis. Neste contexto, o ferro fundido de grafita compacta apresenta-se como principal material em substituição ao ferro cinzento, liga que ao longo das décadas consolidou-se como a mais importante para a produção de blocos e cabeçotes de motor (SINTERCAST, 2021).

Dawson (2018) pondera que a substituição de motores a combustão à base de ferro por motores à base de alumínio ou carros elétricos nem sempre fornece um benefício real para a sociedade. A produção de alumínio primário consome cerca de cinco vezes mais energia do que a produção de ferro-gusa. A produção inicial da bateria e sua reciclagem no fim da vida útil constituem uma grande desvantagem no consumo total de energia associado a veículos elétricos (DAWSON, 2018). Nessa mesma direção, Cabezas et al. (2022) desenvolveram um bloco de motor em CGI para aplicação em motores a gasolina, obedecendo aos mesmos critérios de peso total, consumo de combustível e desempenho observados em motores equipados com blocos três cilindros em alumínio, modelo semelhante aos utilizados em veículos de passeio disponíveis no mercado. Neste caso, a redução do peso do motor, fator que proporciona um menor consumo de combustível e, conseqüentemente, menor emissão de poluentes, está equilibrado. Cabezas et al. (2022) argumentam que blocos em CGI são mais recicláveis que os blocos em alumínio, podem atingir um tempo de vida maior, além de demandarem menos energia durante o processo de fabricação.

Os principais mercados para o CGI hoje dividem-se, principalmente, entre as indústrias automobilística, naval, ferroviária e de máquinas. Fabricantes como Scânia, DAF, Volvo, MAN, PSA, Hyundai, dentre outros, têm se dedicado cada vez mais ao desenvolvimento de motores com a tecnologia CGI (SINTERCAST, 2023). A lista de componentes fabricados com esse material já pode ser considerada extensa, incluindo blocos de motor, cabeçotes, *bedplates*, coletores, entre outros (SINTERCAST, 2024). Na Figura 7, são apresentados três exemplos de peças automotivas em ferro fundido com grafita compacta: bloco de motor V6, bloco de motor diesel e cabeçote de motor diesel.

Figura 7 - Peças em ferro fundido de grafita compacta



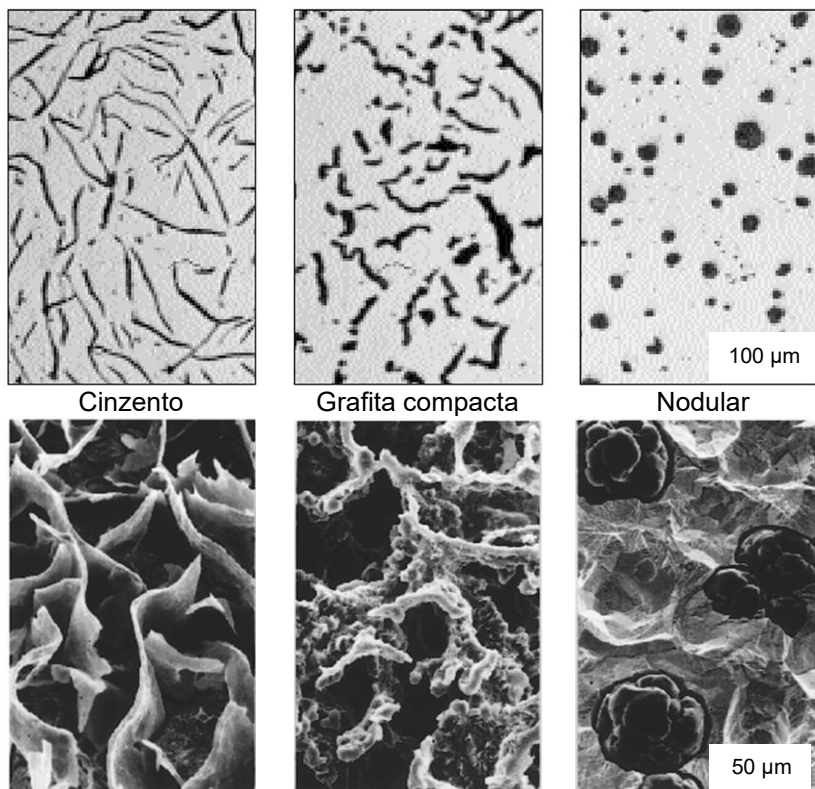
Fonte: SINTERCAST, 2023. (Adaptado)

Estima-se que motores utilizando a tecnologia CGI, além de diminuir as emissões, por terem melhor desempenho e possibilitarem uma redução de peso do motor de 10 a 20%, também têm maior durabilidade. Outros fatores importantes são a redução de 0,5 a 1,5 dB no nível de ruído gerado pelo motor em funcionamento, menos perdas por atrito e maior estabilidade dimensional (SINTERCAST, 2021).

3.5.2 Influência da grafita nas propriedades físicas e mecânicas

Conforme apresentado na seção anterior, os ferros fundidos compactos apresentam comportamento intermediário entre os ferros nodulares e cinzentos (DAWSON, 1999). Na Figura 8 é possível constatar a diferença na morfologia da grafita entre os três tipos. O cinzento apresenta a grafita em lamelas, o nodular em esferoides e o ferro compacto ou vermicular em uma forma diferenciada semelhante a pequenos “vermes” aleatoriamente distribuídos com extremidades mais arredondadas que a lamelar (GUESSER, 2009). Observa-se também a presença de alguns nódulos de grafita distribuídos entre as grafitas compactas, um dos principais fatores a serem controlados durante o processo de obtenção deste material (DAWSON, 2015). A norma ASTM A247 classifica a grafita conforme os tipos mostrados na Figura 9. A grafita nodular ou esferoidal assume o tipo I, a lamelar o tipo VII e a compacta o tipo IV.

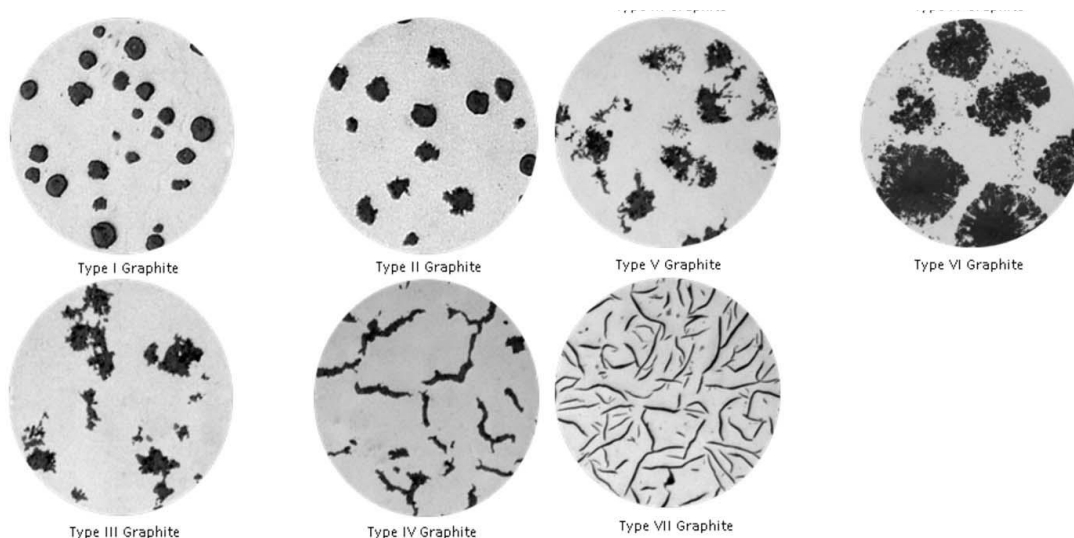
Figura 8 - Morfologia da grafita nos ferros fundidos cinzentos, de grafita compacta e nodulares



Microscopia eletrônica de varredura com ataque profundo mostrando a forma tridimensional de cada morfologia da grafita

Fonte: DAWSON et al., 2015. (Adaptado)

Figura 9 - Morfologia da grafita presente nos ferros fundidos



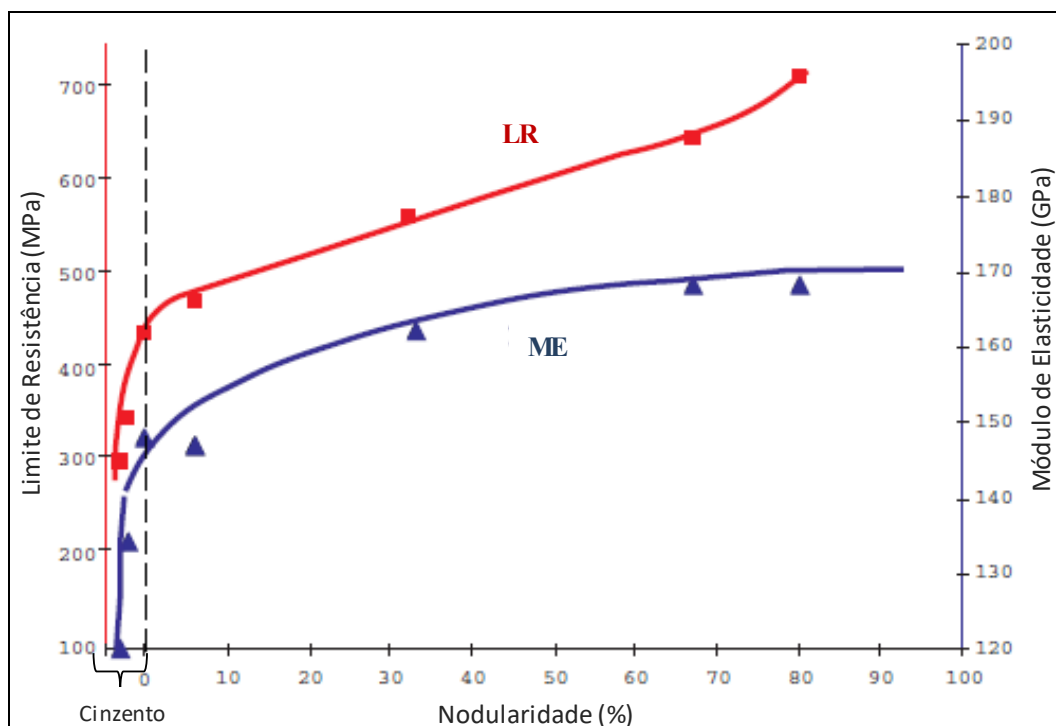
Fonte: Norma ASTM A247.

Para ser classificado como um ferro fundido de grafita compacta, o material precisa apresentar um mínimo de 80% das partículas como tipo IV, o

que (MA et al., 2019) classificaram como vermicularidade, índice que permite avaliar a proporção de grafitas compactas em relação ao total de partículas de grafita precipitada. Os outros 20% podem ser distribuídos, conforme a soma de suas frações individuais, entre os tipos I, II ou III; (ASM HANDBOOK, 2008; ASTM A247, 2019; ASTM A842, 2018). Este é o conceito de nodularidade que, segundo Guesser (2009), é um parâmetro fundamental para o controle da produção dos ferros vermiculares. No entanto, existe uma flexibilidade prática para este índice, podendo chegar até a 50% dependendo da região, geometria, espessura e finalidade da peça em questão (CGI TECHNICAL REGULATION, 2016).

Um dos aspectos mais críticos relacionados à microestrutura de um ferro de grafita compacta está no fato de que, obrigatoriamente, este deva estar livre da presença da grafita tipo VII (grafita lamelar) para não comprometer as propriedades do fundido (DAWSON, 1999; GUESSER et al., 2001). As limitações ao aumento no percentual de nódulos no CGI se devem à diminuição da usinabilidade, aumento da tendência de porosidade no fundido e à redução do amortecimento de vibrações (GUESSER, 2009). Dawson e Schroeder (2000) mostram que um aumento da nodularidade influencia sensivelmente as propriedades mecânicas, assim como nos ferros fundidos nodulares, uma quantidade crescente de nódulos representa elevação nas propriedades mecânicas. Este comportamento está relacionado à interação entre grafita e matriz metálica. Quanto maior a quantidade de nódulos, menor é a descontinuidade da matriz e menores serão as regiões onde ocorre a concentração de tensões e nucleação de trincas (BAZDAR et al., 2009). Na Figura 10 é possível verificar esse fenômeno, por meio da análise do limite de resistência, exibindo ainda o módulo de elasticidade em função da nodularidade em condições de matriz e temperaturas específicas. Verifica-se um decréscimo de cerca de 30% na resistência do material após a transição da grafita compacta para a lamelar (ponto “0”), uma vez que a interconectividade das grafitas lamelares na microestrutura promove uma descontinuidade maior que a grafita compacta e nodular (BAZDAR et al., 2009; DAWSON; SCHROEDER, 2000).

Figura 10 - Limite de resistência e módulo de elasticidade em função da nodularidade



LR: limite de resistência, ME: módulo de elasticidade

Fonte: DAWSON; SCHROEDER, 2000. (Adaptado)

Espessura da grafita, menor comprimento e pontas mais arredondadas são características que diferem a grafita compacta da lamelar, resultando no aumento dos valores de alongamento total, limite de escoamento e limite de resistência (BAZDAR et al., 2009).

Mesmo entre a morfologia das grafitas compactas é possível fazer uma distinção entre as que possuem pontas mais afiladas ou mais arredondadas. Esta característica, conforme afirmou Sertucha et al. (2022), possibilita a classificação do CGI em classes superiores quanto ao limite de resistência, como o GJV450 e GJV500. Aliando a técnica de produzir um fundido com nodularidade baixa mesmo em paredes finas, em torno de 2,7mm, Cabezas et al. (2022) introduziram a classe GJV550 que possui um limite de resistência mínimo de 550MPa e é capaz de suportar altas cargas de trabalho.

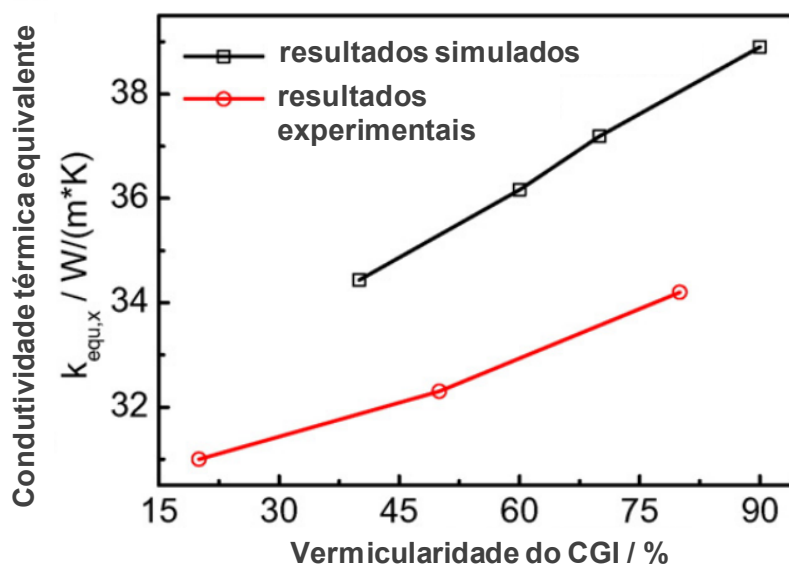
Uma característica fundamental na aplicação do ferro fundido como material na fabricação de peças automotivas é a condutividade térmica, ou seja, capacidade de condução e dissipação do calor gerado da combustão, evitando a chamada fadiga térmica da peça (MA et al., 2016). Segundo

Fourlakidis et al. (2023), os fatores determinantes para a condutividade térmica nos ferros fundidos são a morfologia da grafita, os constituintes microestruturais presentes na matriz metálica e as microsegregações dos elementos de liga. Além de fatores microestruturais, a temperatura de trabalho de determinado componente também influencia essa característica. Para diferentes proporções entre ferrita e perlita em CGI, este fator aumenta até cerca de 500 K, valor a partir do qual o comportamento se inverte, ou seja, diminuição da condutividade térmica (REN et al., 2023). Como pode ser verificado na Tabela 5, a condutividade térmica do CGI possui valores intermediários em relação aos ferros nodular e o cinzento. Diversos estudos divulgados, Yang et al. (2021), Guessser; Melleras; Cabezas (2004) e Ma et al. (2019), afirmam que a condutividade térmica da grafita é muito superior comparada à da matriz metálica. Segundo Dawson (2011), esse parâmetro seria mais de 4 vezes maior e diretamente relacionado à distribuição e morfologia deste precipitado. Em suas pesquisas, Ma et al. (2016), através de experimentos e simulação computacional, encontraram uma relação quase linear entre a vermicularidade e a condutividade térmica. Vale destacar que para o CGI os termos vermicularidade e nodularidade descrevem o mesmo fenômeno, ou seja, o balanço entre a quantidade de nódulos e a quantidade de grafita compacta. Na Figura 11 pode-se notar que a condutividade térmica dos ferros vermiculares (*VGI - Vermicular graphite iron*) aumenta com a elevação da vermicularidade, em torno de 15% quando este fator passa de 40 para 90%. Ghodrat et al. (2013) relataram em seus estudos que cabeçotes de motor a diesel em CGI sujeitos a ciclos térmicos incessantes podem desenvolver trinca por fadiga térmica associada à presença de partículas de grafita. Neste caso, as partículas de grafita atuam não somente como concentradores de tensão, mas também como propagadores de fissuras.

Segundo Dawson (1999), a condutividade térmica do CGI é aproximadamente 25% menor que a do ferro cinzento e que limitações microestruturais relacionadas à garantia de uma boa resistência mecânica impedem a melhoria desta característica. Em suas pesquisas sobre a relação entre a condutividade térmica e o limite de resistência dos ferros fundidos,

Fourlakidis et al. (2023) verificaram que a ferrita possui condutividade térmica mais de três vezes maior que a condutividade térmica da perlita.

Figura 11 - Efeito da quantidade de grafita vermicular na condutividade térmica do CGI



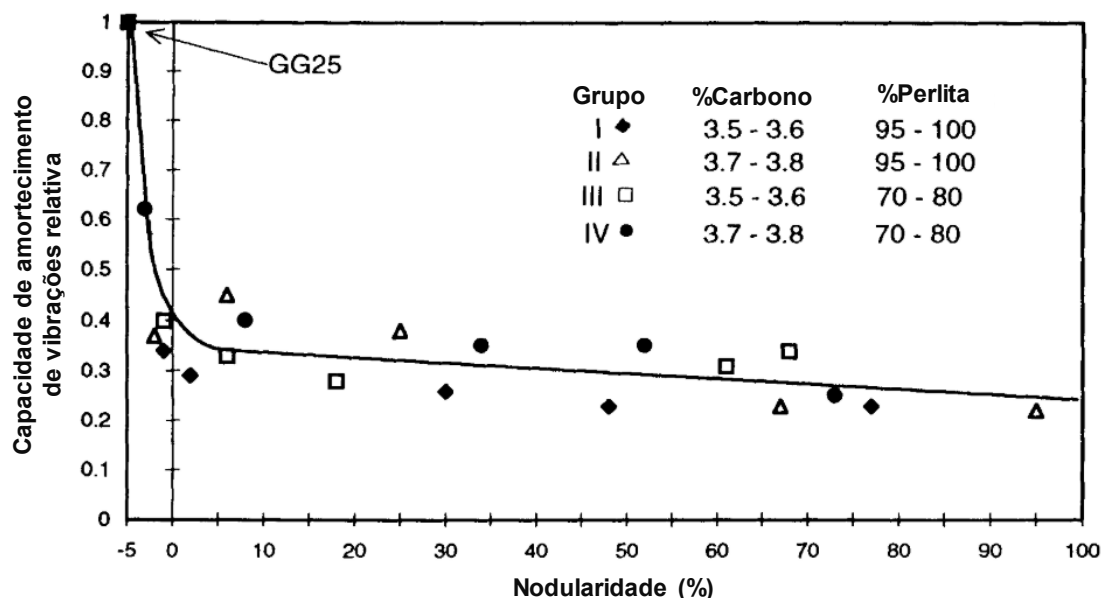
Fonte: MA et al., 2016. (Adaptado)

Adições sucessivas de elementos de liga ao ferro fundido para promover a diminuição do percentual de ferrita e o aumento da perlita implicam, também, na diminuição da condutividade térmica (REN et al. 2023; FOURLAKIDIS et al. 2023). A ferrita possui uma concentração pequena de impurezas e uma estrutura cristalina favorável à movimentação de elétrons e, conseqüentemente, à condução térmica (REN et al., 2023). Por outro lado, a perlita, constituinte composto por ferrita e lamelas de cementita, possui muitas interfaces e orientações que atuam como barreiras dificultando a movimentação de elétrons livres resultando em uma menor condutividade térmica (REN et al., 2023). Há uma relação inversamente proporcional entre limite de resistência e condutividade térmica que independe do tipo de ferro fundido, forma da grafita precipitada, taxa de solidificação, %C e microconstituintes da matriz em qualquer proporção (FOURLAKIDIS et al., 2023).

Outra característica física fundamental é a capacidade de amortecimento de vibrações, variável importante na seleção de materiais para determinada aplicação. Segundo Guesser (2009), o fenômeno do amortecimento é resultado

do atrito entre a grafita e a matriz metálica, ao passo que acontece uma solicitação mecânica. A capacidade de amortecimento de vibrações é verificada de maneira relativa entre os materiais, possui dependência da forma e das particularidades da grafita e não é dependente da matriz metálica (SHAO et al., 1998). O ferro fundido cinzento, principalmente quando apresenta grafitas maiores e mais grosseiras, possui o melhor comportamento quanto a essa propriedade se comparado aos nodulares e vermiculares (Guesser, 2009). O comportamento de alguns grupos de ferros fundidos de grafita compacta, comparados ao ferro fundido cinzento, podem ser observados na Figura 12.

Figura 12 - Efeito da nodularidade na capacidade de amortecimento de vibrações em ligas CGI



Fonte: SHAO et al., 1998. (Adaptado)

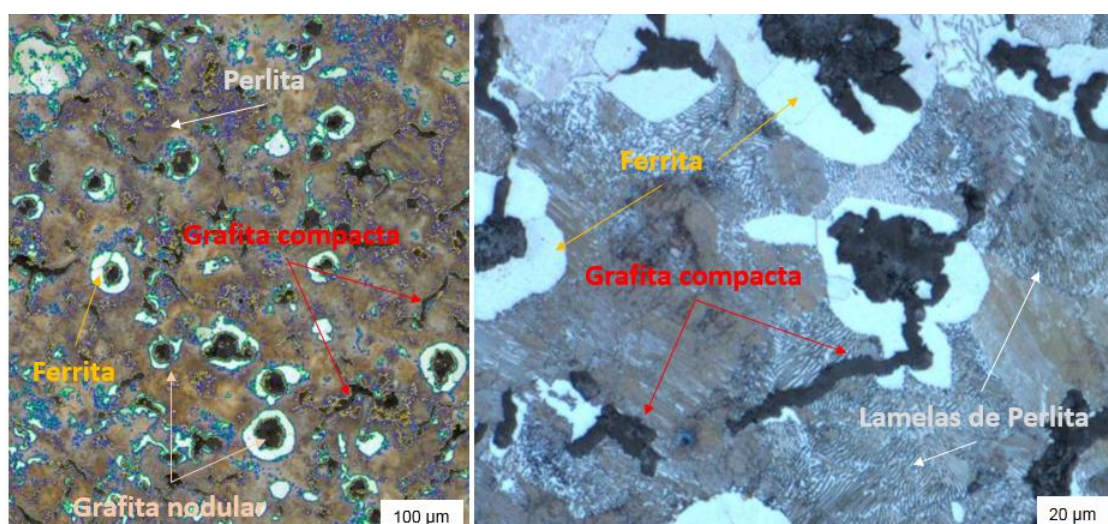
A capacidade de amortecimento de vibrações diminui drasticamente à medida que aproxima-se da transição da microestrutura com grafita lamelar para a compacta e posteriormente para nodularidades elevadas. Comparativamente, os resultados são da ordem: Cinzento, CGI e Nodular, respectivamente: 1; 0,35 e 0,25 (SHAO et al., 1998). Guesser (2009) mostra resultados semelhantes para ferros vermiculares típicos para indústria automotiva com até 20% de nodularidade nos quais a capacidade de

amortecimento de vibrações é da ordem de 30 a 40% do valor do ferro fundido cinzento.

3.5.3 Influência da matriz metálica nas propriedades físicas e mecânicas

O ferro fundido de grafita compacta possui matriz metálica composta por perlita, ferrita ou a combinação das duas em proporção para se obter as propriedades desejadas (DAWSON; SCHROEDER, 2000). Na Figura 13 está exposto um exemplo de microestrutura do CGI, onde é possível verificar a grafita compacta, algumas grafitas em nódulos e a matriz metálica composta de perlita, ferrita e alguns carbonetos isolados.

Figura 13 - Microestrutura do ferro fundido de grafita compacta



Microestrutura do CGI com ataque químico

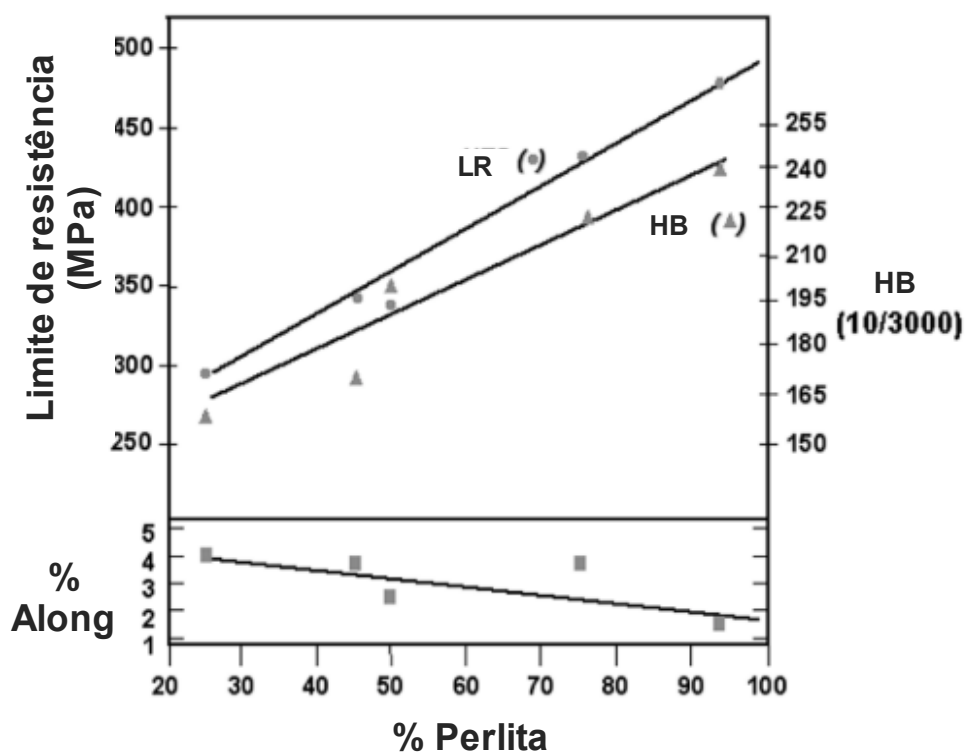
Fonte: YAMAMOTO et al., 2018. (Adaptado)

Nota-se que a ferrita, microconstituente de baixa dureza e resistência mecânica muito menor que a perlita, está localizada na região próxima à periferia de alguns nódulos de grafita. Este é um exemplo do fenômeno de difusão, em que ocorre a migração do carbono da austenita para a grafita, resultando na formação de uma região com menor concentração desse elemento durante a transformação eutetóide estável (STEFANESCU et al., 2016; REED-HILL, 1982).

Segundo Guessier (2009), os parâmetros microestruturais que mais afetam a resistência à tração são a porcentagem de nódulos, cujas

particularidades foram discutidas na seção anterior, e a quantidade de perlita na matriz. Dawson et al. (2001) estudaram o efeito dessa variável nas propriedades mecânicas considerando o aumento do teor de perlita em uma microestrutura com menos de 10% de nodularidade, conforme a Figura 14. À medida que a quantidade de perlita aumenta, o limite de resistência e dureza também aumentam, por outro lado, o alongamento e a usinabilidade diminuem (DAWSON et al., 2001).

Figura 14 - Efeito da quantidade de perlita no limite de resistência, dureza e alongamento no CGI de 0-10% de nodularidade em barras de teste de 25mm de diâmetro



LR: limite de resistência, HB: dureza Brinell, 10/3000: diâmetro da esfera penetradora/carga aplicada

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

Na indústria automobilística, o tipo de matriz metálica presente no material é projetada segundo a aplicação que se destina o componente. Blocos e cabeçotes de motor, por exemplo, priorizam a matriz perlítica pela necessidade de alta resistência mecânica para suportar altas pressões de trabalho (DAWSON; SCHROEDER, 2000).

O controle da quantidade de perlita na matriz é feito, principalmente, pela adição de elementos perlitizantes, como cobre, manganês e estanho (GUESSER, 2009). Adições crescentes de elementos perlitizantes diminuem o espaçamento entre as lamelas da perlita, ancorando a movimentação das deslocamentos durante solicitação mecânica, conseqüentemente, elevando as propriedades mecânicas (REED-HILL, 1982).

3.6 Processo de produção do ferro fundido de grafita compacta

Nesta seção, serão abordados os tópicos que compõem de forma direta o processo de produção do ferro fundido de grafita compacta. Primeiramente, a composição química e os efeitos individuais dos elementos mais comuns a esse tipo de material. O magnésio, elemento modificador da grafita e principal componente do chamado tratamento do metal, será abordado em separado por compor a parte central deste trabalho.

3.6.1 Composição química e os efeitos no ferro fundido de grafita compacta

Na seção 3.2 os ferros fundidos foram apresentados inicialmente com auxílio do diagrama Fe-C. Nos ferros fundidos existem duas possibilidades de reações eutetoides, como mencionado anteriormente:

1) reação eutetoide estável, austenita $\rightarrow$ ferrita + grafita

2) reação eutetoide metaestável, austenita $\rightarrow$ ferrita + cementita (perlita)

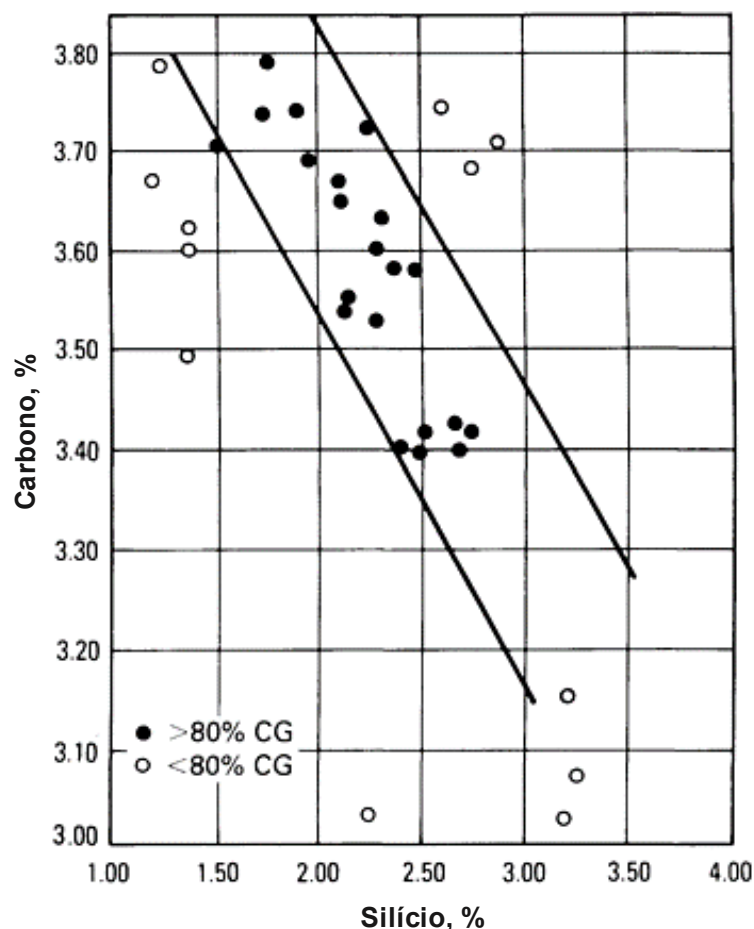
A reação estável ocorre em temperaturas superiores à transformação metaestável. No entanto, a composição química tem forte efeito sobre essas duas reações. O Si, um dos elementos mais importantes nos ferros fundidos, favorece a formação da matriz ferrítica e a geração da grafita, ou seja, aumenta a distância entre as reações estável e metaestável (GUESSER, 2009; COLPAERT, 2008). Outros elementos, chamados estabilizadores da perlita, favorecem a presença de matriz perlítica, diminuindo a diferença entre as temperaturas das duas transformações (GUESSER, 2009; COLPAERT, 2008).

Devido a isso, é bastante difundido o conceito de carbono equivalente (CE), Equação 1, que possibilita levar em consideração o efeito do silício e do fósforo nas transformações estruturais e, portanto, nas propriedades dos ferros fundidos. O efeito do silício corresponde a um terço do efeito do carbono (COLPAERT, 2008; CHIAVERINI, 2008).

$$CE = \%C + 1/3\%Si + 1/3\%P \quad (1)$$

Com auxílio do CE classifica-se o CGI em hipoeutético ($CE \approx 3,7$), hipereutético ($CE \approx 4,7$) e eutético ($CE \approx 4,3\%$). Os teores de carbono podem variar de 3,1 a 4,0% e silício em quantidades de 1,7 a 3,0% (ASM HANDBOOK, 2008). A otimização dos percentuais de Si e C é apresentada na Figura 15.

Figura 15 - Faixas otimizadas de carbono e silício para o CGI

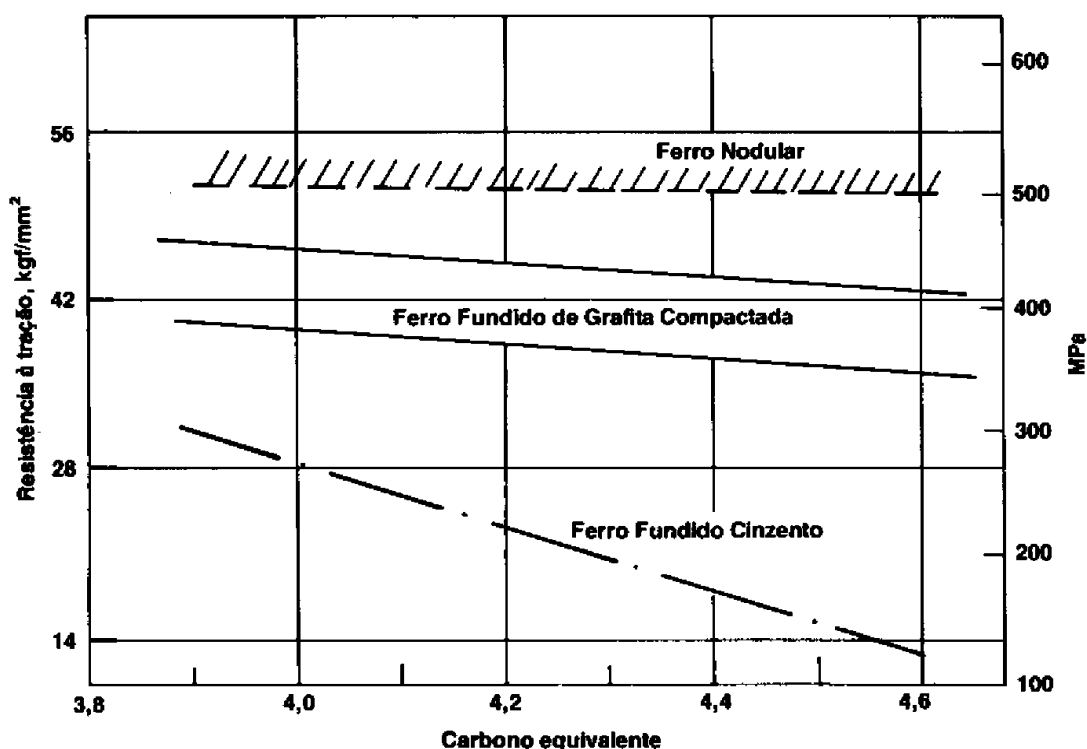


Fonte: ASM HANDBOOK, 2015. (Adaptado)

Observa-se que os pontos correspondentes a ligas com mais de 80% de grafita compacta (pontos escuros) concentram-se dentro de duas faixas inclinadas no diagrama C–Si. Essas faixas delimitam as combinações de carbono e silício que favorecem a obtenção de CGI, pois mantêm o Carbono Equivalente (CE) dentro de uma região que reduz a tendência à formação de carbonetos. Assim, para selecionar o CE ideal em função da espessura da peça, utiliza-se o gráfico identificando, para cada valor de silício previsto na carga, o intervalo de carbono correspondente dentro das faixas otimizadas. Como discutido anteriormente, essa seleção controla as temperaturas de transformação e, portanto, a sensibilidade do material à formação de carbonetos (ASM HANDBOOK, 2015).

Liu et al. (2016) mostram em seus estudos que um aumento do carbono equivalente eleva significativamente a quantidade de partículas de grafita nos ferros compactos, conseqüentemente, observa-se elevação na condutividade térmica. Por outro lado, Guesser (2009) verifica uma elevação no percentual de grafitas nodulares nos ferros fundidos de grafita compacta relacionada com aumento gradativo do CE. Lacaze et al. (2010) associam a elevação do ao aumento na quantidade de nódulos em ferros nodulares e ao surgimento de grafitas degeneradas. Em relação às propriedades mecânicas, uma elevação de cerca de 7% no CE implica em diminuição de, aproximadamente, 9% na resistência mecânica do material, porém, a dureza parece ser menos sensível que o limite de resistência e o limite de escoamento (LIU et al., 2016). No entanto, Aguado et al. (2014) estudaram a diminuição no CE em ferros fundidos e não observaram elevações significativas nas propriedades mecânicas. Chiaverini (2008) mostrou de forma comparativa o comportamento da resistência à tração em função do CE para os diferentes ferros fundidos, como pode ser visto na Figura 16. Porém, essa propriedade é mais sensível a alterações no CE no ferro fundido cinzento, como pode ser percebido comparando a inclinação das curvas referentes aos tipos de ferro apresentados.

Figura 16 - Influência do carbono equivalente sobre a resistência à tração dos ferros cinzento, nodular e CGI



Fonte: CHIAVERINI, 2008.

Apesar do fósforo contribuir com os efeitos do CE e ser um elemento que eleva a fluidez do metal, importante característica na produção de peças com paredes finas, industrialmente é tido como um elemento deletério devido sua característica de segregar para os contornos de grão (COLPAERT, 2008; FAN et al. 2022). Em percentuais elevados combina-se com o ferro formando o fosfeto de ferro (steadita), composto que fragiliza o material comprometendo as propriedades mecânicas (COLPAERT, 2008). Normas de material para produção de CGI e ferros nodulares costumam limitar o fósforo a 0,050% (SCANIA, 2012). Os elementos químicos, como agentes modificadores da microestrutura dos ferros fundidos, são classificados em dois grupos. Os grafitizantes, como o silício, que favorece a reação eutética estável, e os perlitizantes, como Sn e Cu, que dificultam a deposição do carbono sobre a grafita, Mn e Cr, que reduzem a diferença das temperaturas de transformação estável-metaestável (GUESSER, 2009). Fan et al. (2022) encontraram, em seus estudos sobre microestrutura e distribuição dos elementos químicos em uma liga de ferro fundido de grafita compacta, aglomerados ricos em átomos

de cobre segregados na interface entre ferrita e cementita estabilizando a perlita. Os efeitos estruturais de alguns desses elementos químicos no ferro fundido estão mostrados na Tabela 6.

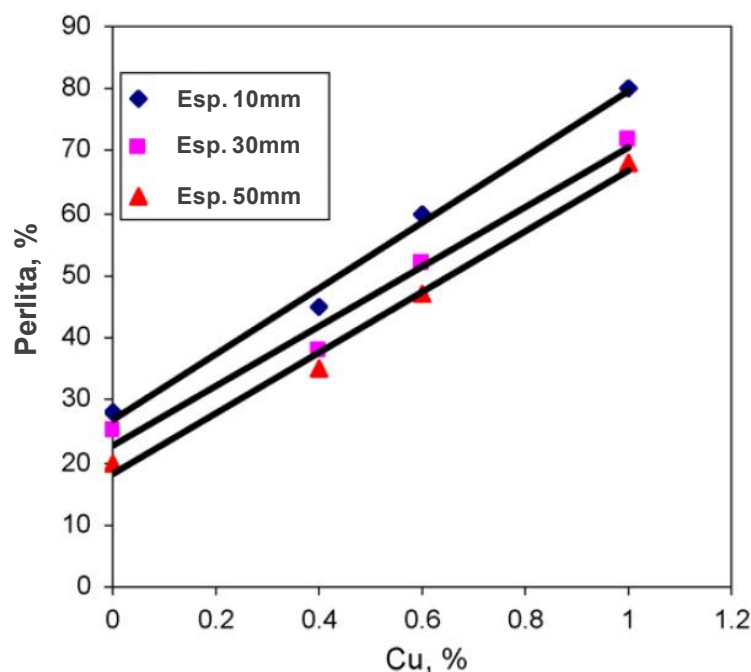
Tabela 6 - Efeitos estruturais de alguns elementos no ferro fundido

Elemento	Efeitos durante a solidificação	Efeito durante a reação eutetóide
Silício	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Alumínio	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Níquel	Grafitizante	Fraco promotor de perlita
Cobre	Grafitizante fraco	Promove a formação de perlita
Estanho	Pequeno efeito	Forte tendência à retenção de perlita
Manganês	Fraca tendência carbonetante	Formador de perlita
Cromo	Forte ação carbonetante	Forte tendência à retenção de perlita
Molibdênio	Fraca tendência carbonetante	Forte formador de perlita
Titânio	Grafitizante	Promove a formação de grafita
Vanádio	Forte tendência carbonetante	Forte formador de perlita

Fonte: ASM HANDBOOK, 2008. (Adaptado)

Kim, Cockcroft e Omran (2009) estudaram os efeitos no percentual de perlita para teores crescentes de cobre associados a diferentes espessuras de seção de peças produzidas em CGI, conforme mostrado na Figura 17.

Figura 17 - Efeito da quantidade de cobre no percentual de perlita na matriz do CGI para diferentes espessuras de seção.



Fonte: KIM et al., 2009. (Adaptado)

O emprego do Cu na faixa de 0% a 1,0% resultou em um aumento de, aproximadamente, 30 para 80% de perlita na seção de 10 mm de espessura e um aumento de aproximadamente 20 para 65% na seção de 50 mm de espessura. Dessa forma, o efeito observado da elevação de espessura foi a diminuição do percentual de perlita (KIM; COCKCROFT; OMRAN, 2009). Para as condições de contorno em termos do teor de cobre e da espessura das peças fundidas: $0\% < \text{Cu} < 1\%$ e $10\text{mm} < X < 50\text{mm}$, foi proposta, de forma empírica, a Equação 2 para descrever o percentual de perlita na matriz.

$$\% \text{Perlita} = 1/4(192\% \text{Cu} - X + 122) \quad (2)$$

Onde, X é a espessura das peças fundidas, em mm.

Essam et al. (2021) em seus estudos utilizaram Cu e Sn para aumentar o conteúdo de perlita no ferro vermicular e, similarmente ao trabalho de Kim, Cockcroft e Omran (2009), observaram que os valores encontrados foram menores para maiores espessuras. Concluíram que a dureza é inversamente proporcional à espessura da seção da peça. A tendência da matriz dos ferros fundidos de grafita compacta é pela formação da ferrita, logo, a utilização de elementos estabilizantes da perlita, como Cu e Sn, é fundamental para melhorar as propriedades mecânicas do CGI (ESSAM et al., 2021). Zhu et al. (2021) propõem que o Cu também influencia na morfologia da grafita compacta ao inibir a continuação do crescimento de grafitas nodulares recém nucleadas. Neste estudo, os autores associam a segregação do cobre em regiões periféricas do nódulo com a distorção da grafita e o surgimento de ramificações que se transformam em grafita vermicular através da ação conjunta de elementos modificadores da grafita.

O manganês, assim como o Cu e o Sn, também é um estabilizador da perlita, porém seu poder perlitizante é menor. A função do Mn nos ferros fundidos, principalmente nos cinzentos, é neutralizar a ação do enxofre formando o sulfeto de manganês, MnS (COLPAERT, 2008). O MnS apresenta-se como pequenas inclusões flexíveis na superfície do fundido, aderindo ao fio de corte da ferramenta de usinagem e funcionando como um lubrificante (DAWSON et al., 2001). A Equação 3 descreve de forma empírica como é feito

o balanceamento entre os teores de manganês e enxofre (ASM HANDBOOK, 2008).

$$\%Mn \geq 1,7\%S + 0,3\% \quad (3)$$

Gumienny, Kurowska e Just (2019), em seus estudos sobre os efeitos do manganês no ferro fundido compacto, verificaram que, em peças fundidas de paredes finas o manganês é um formador de carboneto, ao passo que em paredes grossas é um elemento de formação de perlita. Em paredes de peça entre 3 e 24mm não é capaz de promover uma matriz totalmente perlítica. Aumento de 1% na concentração de manganês eleva a dureza do CGI em cerca de 63 HB (GUMIENNY; KUROWSKA; JUST, 2019).

O enxofre, por sua vez, é um elemento tensoativo fundamental para determinar a forma com que a grafita irá precipitar (GUESSER, 2009). No ferro cinzento os níveis de enxofre devem estar na faixa aproximada de 0,05 a 0,12% para que a grafita lamelar prevaleça (ASM HANDBOOK, 2008). Os ferros fundidos de grafita compacta, assim como os nodulares, compartilham a mesma restrição quanto aos teores de enxofre no metal base. Os teores iniciais de enxofre antes do tratamento com magnésio costumam ser recomendados em níveis menores que 0,025% (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1996). Bazdar et al. (2009), em seus estudos de obtenção de ferro fundido de grafita compacta a partir da adição de enxofre em ferros fundidos nodulares tratados à base de magnésio, conseguiram microestrutura satisfatória para CGI com teores de enxofre entre 0,045 e 0,075%. No entanto, industrialmente, ajustam-se as matérias primas de forma a obter um metal base para CGI com teores de enxofre entre 0,008% e 0,015%, uma vez que a maioria das normas técnicas veda a ocorrência de grafita lamelar em ferros compactos, apesar de não recomendarem uma faixa de trabalho para o metal base (STANDARD VOLVO GROUP, 2019; STANDARD SCANIA, 2016; DAWSON, 2002).

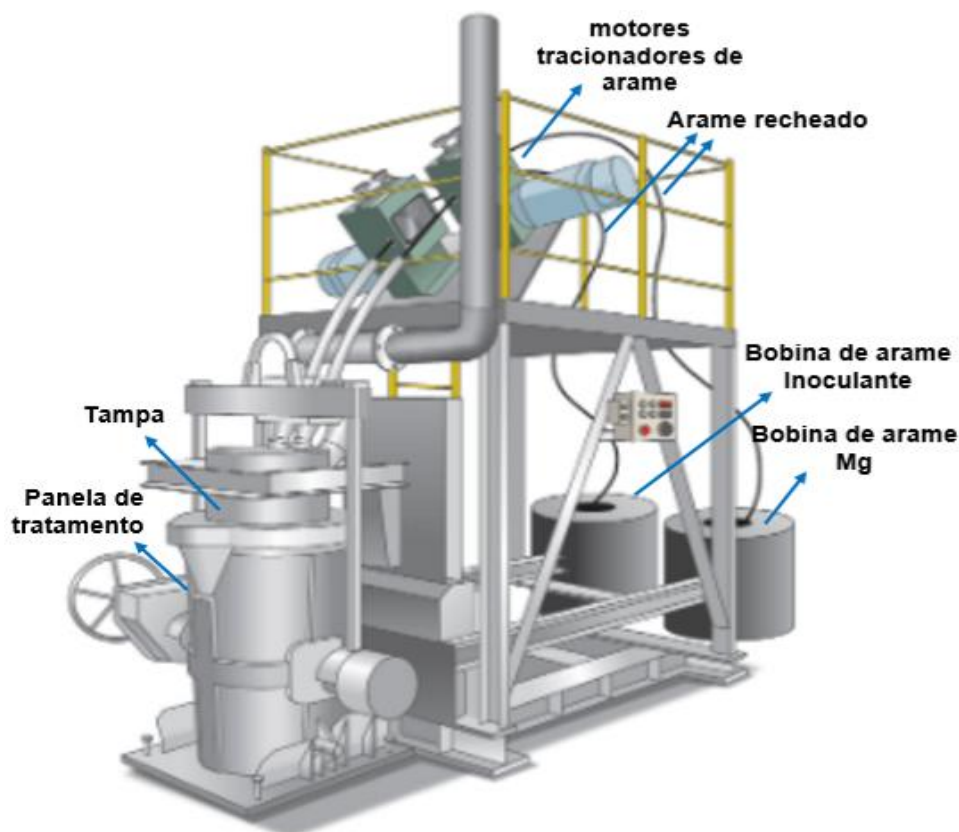
3.6.2 Tratamento com liga nodularizante

O tratamento para produzir ferro fundido de grafita compacta envolve a adição de liga nodularizante para alterar a forma da grafita, seguida pela

inoculação de um material contendo silício para garantir uma estrutura gráfica isenta de carbonetos (ASM HANDBOOK, 2008). O magnésio, principal componente das ligas nodularizantes em disponibilidade no mercado, não é um elemento fácil de ser adicionado ao ferro fundido. Sua densidade é menor que a do ferro, solubilidade limitada, ponto de fusão abaixo do ponto de solidificação do banho metálico (1090°C) e possui uma pressão de vapor acima de 1 atm (HARTUNG et al., 2014). Para superar essas dificuldades na adição do Mg ao banho, dentre outras maneiras, criou-se a liga FeSiMg. Amplamente utilizada e difundida no meio industrial, eventualmente pode conter cálcio e/ou terras raras (HARTUNG et al., 2014; ASM HANDBOOK 2008). Vários métodos foram desenvolvidos para tratamento do metal com ligas nodularizantes, os quatro principais são: tratamento em panela ou sanduíche, em molde (*in mold*), arame tubular (*cored wire*) e tratamento em convertedor (HARTUNG et al., 2014; ASM HANDBOOK 2008). Este trabalho adotará o método de tratamento “*cored wire*” ou arame recheado, que consiste em injetar, de forma automática, em uma panela contendo metal líquido, quantidades controladas de arame recheado com liga nodularizante à base de magnésio e inoculante. Na Figura 18 é apresentado, de maneira esquemática, um exemplo de equipamento para obtenção do CGI por injeção de arame. O equipamento é composto por bobinas de arame tubular recheado com liga de magnésio e inoculante, os motores tracionadores de arame, a panela para armazenamento do metal-base e a tampa. O método de tratamento por arame recheado tem sido o mais utilizado pelas indústrias metalúrgicas na produção do ferro fundido de grafita compacta por sua grande precisão em adicionar quantidades bem controladas de arame, fator primordial para esta liga (DAWSON, 2015).

Os equipamentos de tratamento mais modernos possuem interface com *softwares* para calcular e injetar, de maneira automática, a quantidade de arame necessária para aquele metal específico (SINTERCAST,2021). As informações de entrada costumam ser o peso do metal a ser tratado, a temperatura e o percentual de enxofre presente no banho metálico (SINTERCAST,2021; HERAEUS ELECTRO-NITE, 2021; NOVACAST, 2021).

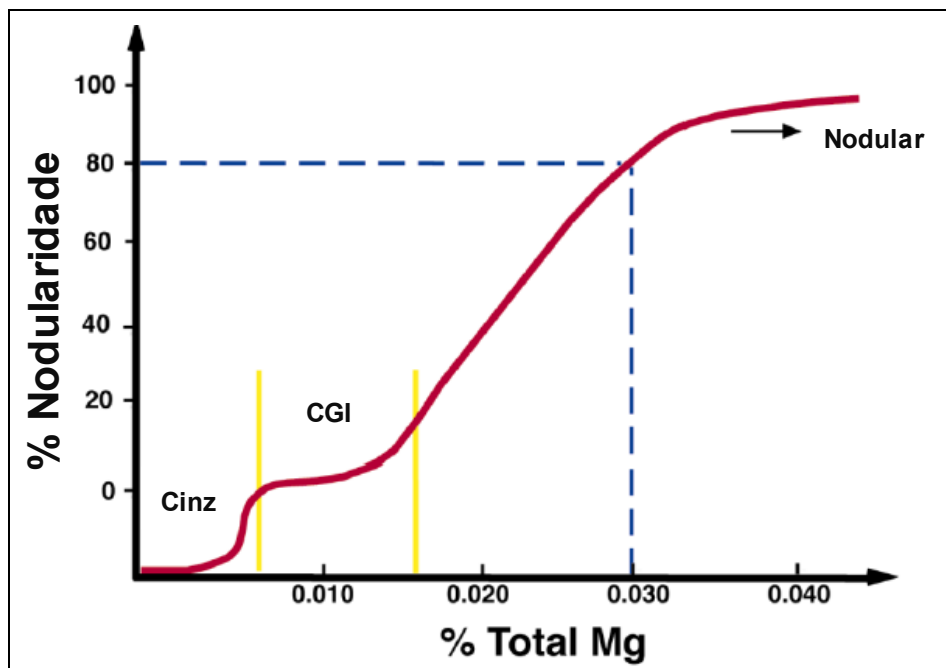
Figura 18 - Esquema de equipamento para o tratamento de obtenção da liga CGI



Fonte: https://www.toyodenka.co.jp/en/aro/e_aro_wire.html. (Adaptado)

O magnésio residual, que permanece no metal após o tratamento com liga nodularizante, é um parâmetro a ser projetado de acordo com a nodularidade e as propriedades mecânicas e físicas pretendidas (ASM HANDBOOK, 2008). A quantidade de Mg medida por espectrometria é o Mg total presente em uma amostra, ou seja, o valor residual de magnésio. Isto inclui o Mg livre e dissolvido na amostra e ainda o Mg que está combinado com outros elementos, como O e S, por exemplo. Logo, o termo Mg residual refere-se a $Mg_{\text{Livre}} + Mg_{\text{combinado}}$ (HERNANDO et al., 2017). Dawson (2015), em suas várias pesquisas sobre métodos de obtenção e controle de processo para o CGI, sugeriu uma relação do %Mg com o percentual de nódulos para metais com enxofre entre 0,010 e 0,015%, conforme a Figura 19. Segundo o autor, cuja publicação tem sido referência para diversos outros pesquisadores, existe um patamar para obtenção do CGI em uma faixa muito estreita de Mg, entre 0,006 e 0,015%, embora na prática encontra-se com frequência valores menores que 0,006%.

Figura 19 - Nodularidade em função do % de Mg do CGI



Fonte: DAWSON, 2015. (Adaptado)

Além disso, é nítida a transição abrupta do CGI para o ferro cinzento, evidenciando a criticidade da adição de arame contendo magnésio mesmo em pequenas quantidades (DAWSON, 2002; HERNANDO et al., 2017).

Kim et al. (2009) e Jinhai et al. (2011), em suas pesquisas sobre o efeito do magnésio presente no CGI, também encontraram, para faixas de Mg residual próximas de 0,010%, uma nodularidade associada de 10 a 20%.

Outros elementos nodularizantes ou modificadores da morfologia da grafita são as terras raras (TR), em especial o Cério (Ce) e o Lantânio (La), que, assim como o Mg, combinam-se com o oxigênio, enxofre e outros elementos formando óxidos, sulfetos e outros compostos complexos (ALONSO et al., 2020; LACAZE et al., 2020; SHI et al., 2020). Segundo Hartung et al. (2014), durante o período de estabelecimento do processo dos ferros nodulares, as terras raras eram usadas como rota alternativa no processo de nodularização. No entanto, ao passar dos anos, por questões de viabilidade econômica, foram agrupadas como componentes das ligas nodularizantes a base de Mg. Zhu et al. (2020) e Cai et al. (2023) observaram que as terras raras, associadas à uma baixa taxa de resfriamento, tendem a segregar na interface entre matriz e grafita promovendo a modificação dessa. Teor próximo

a 0,041% foi suficiente para garantir que a morfologia da grafita fosse predominantemente nodular, por consequência, houve um incremento nas propriedades mecânicas. Geier et al. (2005) observam diferenças no aspecto, tendência de ramificação e nas bordas da grafita em amostras tratadas com TR comparadas com amostras tratadas com Mg.

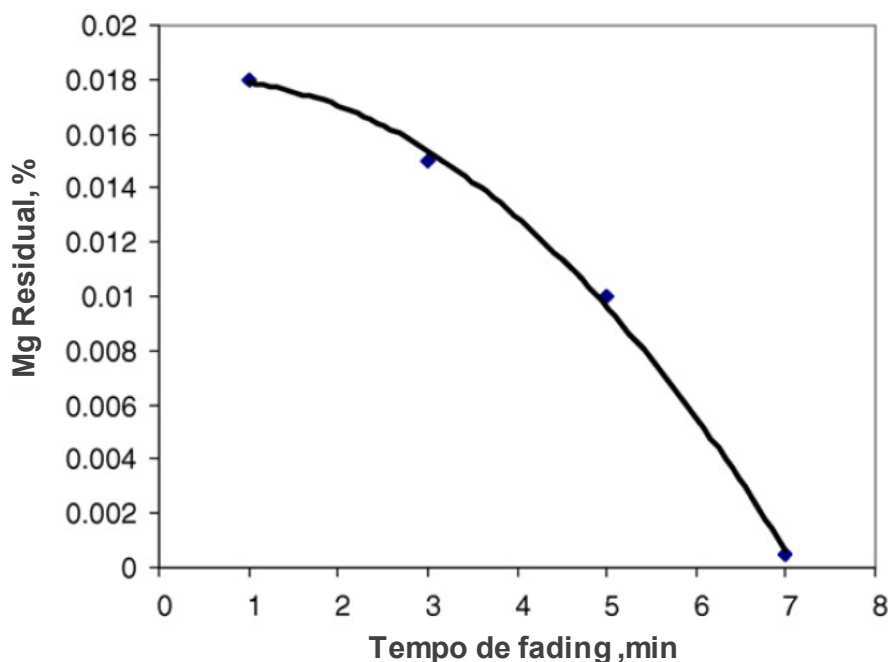
A utilização de terras raras no processo de tratamento e obtenção do CGI é fundamental para neutralizar elementos deletérios como Pb e As, estabilizar os efeitos do Mg e diminuir a tendência de porosidade no interior do fundido (SINTERCAST, 2021; FAN et al., 2022). Segundo SinterCast (2021), devem ser evitados no CGI percentuais de Ce maiores que 3 vezes o %S devido à tendência de formação de carbonetos, nodularidade em excesso e defeitos de contração.

3.6.2.1 *Fading* ou perda do efeito do tratamento

Um dos significados em português da palavra *fading*, em tradução livre do inglês, é desvanecer-se ou desbotar (CAMBRIDGE DICTIONARY, 2021). Este termo é utilizado como denominação do fenômeno da perda de efetividade dos tratamentos à base de magnésio, seja para obtenção de ferros nodulares seja para ferros de grafita compacta (ASM HANDBOOK 2008; DAWSON, 2015). O termo em inglês é bastante difundido, tanto no ambiente industrial quanto no acadêmico, motivo pelo qual será também utilizado neste trabalho para fazer referência ao fenômeno que ocorre após o tratamento com magnésio.

Kim, Cockcroft e Omran (2009) estudaram o comportamento do Mg no CGI para diferentes temperaturas do metal, espessura de peça e tempo decorrido após adição do nodularizante. Os autores observaram uma tendência de diminuição do %Mg a taxas crescentes ao longo do tempo após o tratamento, como mostrado na Figura 20. Nas condições adotadas de %Mg inicial e temperatura de 1400°C, após 4 a 5 minutos, ainda é possível obter a liga metálica com características de ferro compacto.

Figura 20 - Efeito do tempo de *fading* no %Mg residual presente no CGI



Fonte: Kim et al., 2009. (Adaptado)

Para a relação entre o Mg residual e o tempo de *fading*, Kim et al (2009) propuseram a Equação 4, válida somente para as condições de tempo de *fading* estudadas e para percentuais de Mg semelhantes ao verificado.

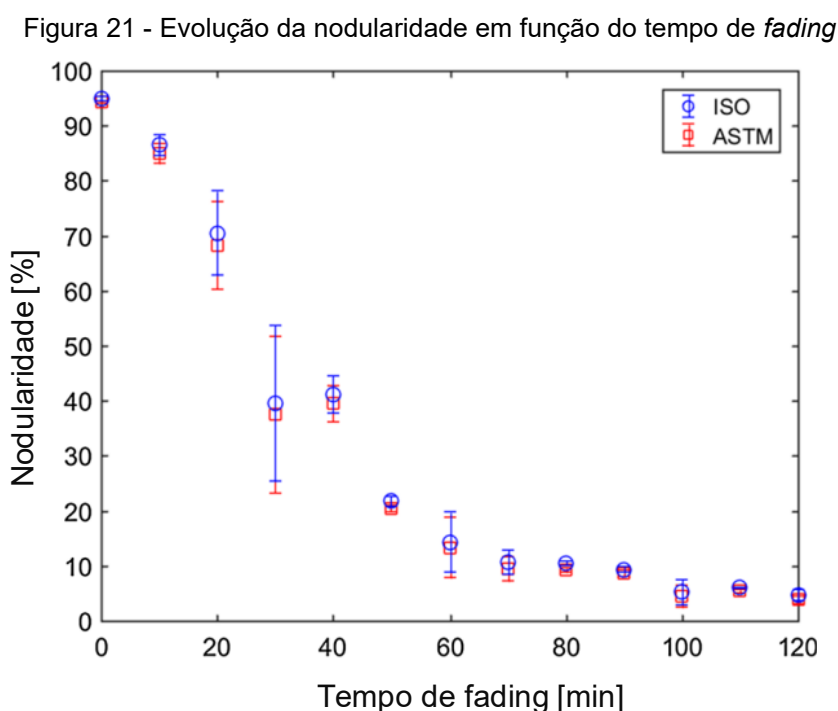
$$\%MgResidual = -0,0004t^2 + 0,0004t + 0,0179 \quad (4)$$

para $0 < t < 7$; onde t é tempo em minutos

Em relação à temperatura do banho metálico, Kim et al (2009) verificaram que a taxa de perda ou evaporação do %Mg residual aumenta com a elevação desse parâmetro. Sun, Li e Chen (2008) observaram em condições similares às estudadas por Kim et al (2009) que a perda de Mg pode chegar a 33% após um tempo de *fading* de 4 minutos. Do ponto de vista do processamento, o controle da temperatura e do tempo de *fading* do metal é crítico para o ajuste do teor de Mg residual e, consequentemente, para a morfologia da grafita. Segundo Dawson (2015), a taxa de perda de magnésio por evaporação é cerca de 0,0010 ponto percentual a cada 5 minutos. Hernando et al. (2017) estudaram o controle da variação da nodularidade e as transições da morfologia da grafita nodular passando para compacta e finalmente chegando a lamelar. Neste mesmo estudo, o *fading* do tratamento

com magnésio foi testado em uma atmosfera controlada na presença do gás inerte argônio. Os resultados mostraram que o *fading* do Mg foi fortemente retardado pela atmosfera inerte. Por um tempo aproximado de 50 minutos manteve-se as características de nodularidade entre 0-20% sem a presença de grafita lamelar, padrão para caracterização do CGI conforme norma (ASTM A247, 2019). Na Figura 21 é possível observar esse comportamento para as normas que classificam o tipo de grafita conforme a morfologia, norma ISO 16112 e ASTM E2567. No entanto, os resultados obtidos referem-se a um metal que inicialmente apresentava nodularidade maior que 80%, ou seja, um ferro nodular característico. Sertucha et al. (2022), em seus estudos sobre *fading*, observaram resultados semelhantes ao verificarem um aumento gradativo da fração de grafita compacta e diminuição da fração de grafita nodular partindo de uma nodularidade próxima a 90%.

Assim como argumentaram Sertucha et al. (2022) na conclusão de seu estudo, cabe o questionamento se os resultados obtidos seriam semelhantes para o caso de se partir de um metal base tratado por um processo como o SinterCast, com nodularidade e %Mg característicos do ferro de grafita compacta, conforme abordado por este trabalho de mestrado.



Fonte: HERNANDO et al., 2017. (Adaptado)

O controle do processo para obtenção do CGI, principalmente o estabelecimento de indicadores oriundos do banho metálico que expressem com maior precisão características microestruturais como a morfologia da grafita a ser formada, tem sido objeto de várias pesquisas. Shi *et al.* (2023) investigaram os efeitos da atividade do oxigênio presente no metal líquido e propuseram critérios para concentrações desse elemento correlacionados à nodularidade como forma de controle do processo. Concentrações de oxigênio entre 0,1 e 0,3 ppm foram associadas a uma nodularidade entre 45% e 80%, entre 0,8 e 1,3 ppm, nodularidade menor que 20% e para concentrações maiores que 1,3 ppm, verificou-se um aumento na tendência de precipitação de grafita lamelar, ou seja, quanto maior a atividade do oxigênio no metal, menor a nodularidade (SHI *et al.*, 2023).

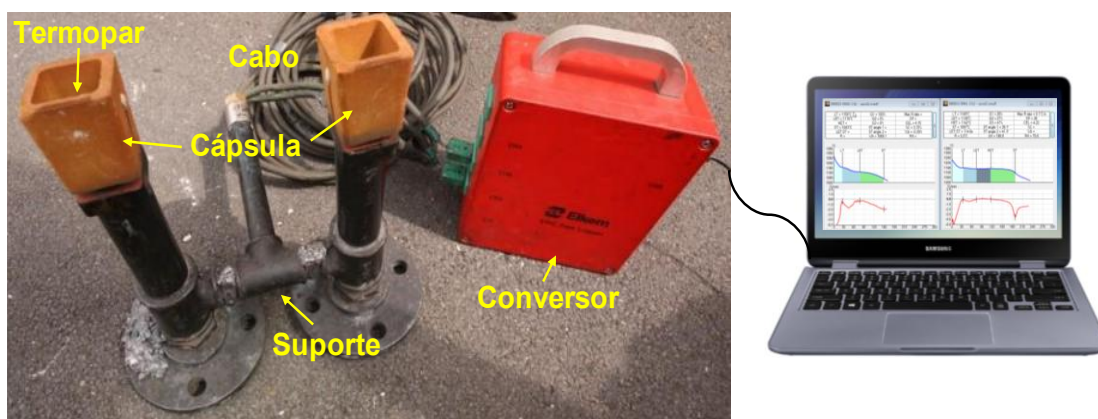
3.7 Controle do processo de produção via análise térmica

O controle do processo de produção, consequentemente, da microestrutura do ferro fundido obtido por meio de medições dos teores dos elementos químicos presentes no metal, não é suficiente para alcançar resultados satisfatórios em relação à liga CGI. Análises químicas, obtidas via espectrômetro ou outro equipamento de análise, mostram apenas a quantidade total de cada elemento químico. Informações sobre compostos nucleantes, o comportamento cinético de elementos como o magnésio dissolvido, oxigênio e enxofre, por exemplo, que sabidamente influenciam o comportamento de crescimento da grafita, são ignorados (DAWSON; POPELAR, 2013; HARTUNG *et al.*, 2014). Segundo Fuoco *et al.* (2003), alteração na proporção dos componentes da carga metálica a ser fundida, mudanças nas técnicas de fusão, tempo de permanência em altas temperaturas, níveis de oxigênio ativo e teor de enxofre do ferro são exemplos de variáveis que afetam as características de um ferro fundido.

A análise térmica da solidificação, técnica de obtenção da curva de resfriamento de um material através da tomada da temperatura em função do tempo, tornou-se uma importante ferramenta no monitoramento da qualidade dos ferros fundidos, permitindo verificar o comportamento da solidificação,

consequentemente, antecipar a microestrutura a ser obtida (RIPOSAN et al., 2020; COJOCARU et al., 2019; DAWSON; POPELAR, 2013). Os primeiros registros de utilização desta técnica datam da década de 1930 (STEFANESCU et al., 2021). Porém, a difusão dessa ferramenta é recente e se deve ao grande desenvolvimento computacional. Na Figura 22 encontra-se um exemplo de equipamento de análise térmica, modelo EPIC fornecido pela empresa Elkem. O equipamento é composto por um suporte base, cápsulas/molde de areia contendo um termopar para armazenamento do metal durante a solidificação, cabo, conversor de sinal e um computador. A análise térmica consiste em registrar a temperatura medida por um ou vários termopares inseridos em um molde ou cápsula após o metal de interesse ser vazado (VAN DER PERRE, 2013).

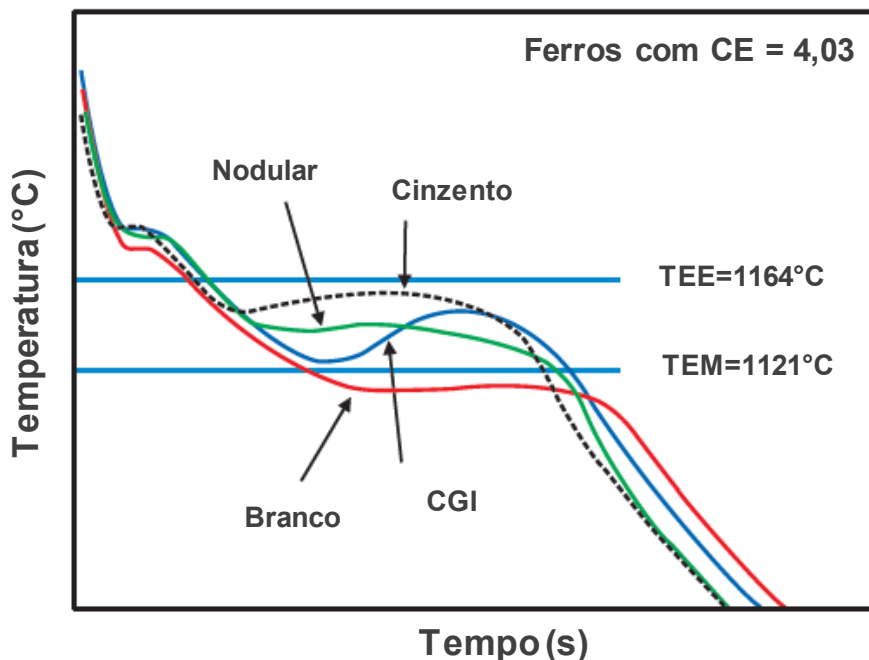
Figura 22 - Equipamento para análise térmica



Fonte: ELKEM, 2017. (Adaptado)

A forma da curva de resfriamento é determinada pelo equilíbrio entre o calor latente liberado durante a solidificação e o calor dissipado para o ambiente (ELKEM, 2017). As curvas de resfriamento da Figura 23 permite observar as diferenças na solidificação de quatro tipos de ferros fundidos nas mesmas condições de carbono equivalente (CE) (STEFANESCU et al., 2021). Percebe-se, por meio da Figura 23, que o ferro branco tem o maior superresfriamento, ultrapassando a linha da temperatura eutética metaestável (TEM). Já o ferro cinzento tem o mais baixo, uma vez que sua curva de resfriamento correspondente está localizada mais próxima da temperatura eutética estável (TEE).

Figura 23 - Curvas de resfriamento característica para os quatro principais ferros fundidos



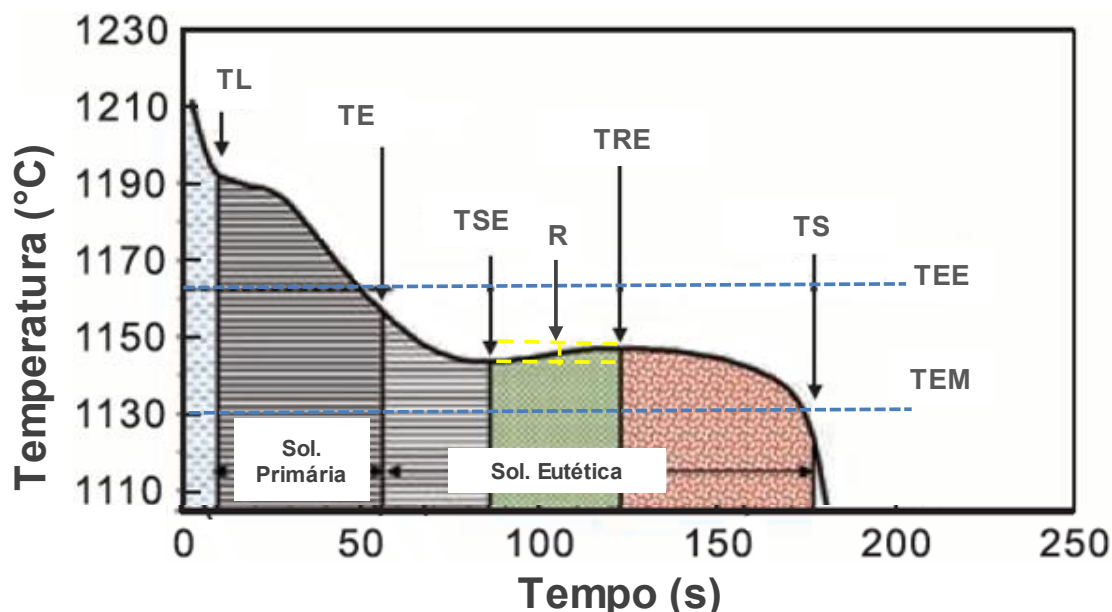
TEE: temperatura eutética estável, TEM: temperatura eutética metaestável

Fonte: STEFANESCU et al., 2021. (Adaptado)

Além disso, o ferro de grafita compacta (CGI) tem maior superresfriamento máximo do que o ferro de grafita nodular (STEFANESCU; RAMON; SUNG, 2021).

Os principais parâmetros extraídos das curvas de resfriamento estão mostrados na Figura 24 (STEFANESCU; RAMON; SUNG, 2021). TL (temperatura *liquidus*) representa o início da solidificação, ou seja, formação dos primeiros traços de sólido, transformação que estende-se até o início da transformação eutética. Este ponto é o primeiro patamar da curva de resfriamento, momento em que o calor latente liberado da transformação de fase do estado líquido para o estado sólido equilibra a dissipação de calor da amostra para o ambiente. A maioria dos *softwares* que compõe os equipamentos de análise térmica utiliza o valor de TL para calcular CEL (Carbono equivalente *liquidus*) que, apesar da semelhança com o CE descrito na Equação 1, leva em consideração apenas fatores cinéticos e termodinâmicos do processo de solidificação (VAN DER PERRE, 2013).

Figura 24 - Exemplo de curva de resfriamento de um ferro hipoeutético e as temperaturas de transformação de fases



TL: temperatura *liquidus*, CEL: carbono equivalente *liquidus*, TE: temperatura eutética, TSE: temperatura de superresfriamento eutético, R: recalescência, TRE: temperatura de recalescimento eutético, TS: temperatura *solidus*, TEE: temperatura eutética estável, TEM: temperatura eutética metaestável

Fonte: STEFANESCU et al., 2021. (Adaptado).

Segundo Dawson e Popelar (2013), o CEL nos ferros fundidos destaca-se por sua relação entre o surgimento ou não de micro ou macro porosidades, os chamados rechupes, cavidades no interior do fundido devido à contração do metal. Além disso, indica riscos associados à precipitação de grafita explodida em ferro nodular (ELKEM, 2017). TE (temperatura eutética), ponto de início da transformação eutética. A TSE (temperatura de superresfriamento eutético) corresponde ao segundo patamar no qual a dissipação do calor da amostra para o ambiente é equilibrada pelo calor liberado internamente durante o processo de solidificação do metal. Valores de TSE mais altos indicam uma melhor nucleação do metal, ou seja, uma condição de afastamento da TEM e do risco de formação de carbonetos. Menores valores de TSE indicam uma aproximação da TEM, condição que gera uma necessidade de promover a adição de materiais que atuem como núcleos ativos para facilitar a precipitação e crescimento da grafita (FUOCO, 2005; ELKEM, 2017). A partir deste ponto, a nucleação e crescimento da

grafita libera mais calor para o sistema do que o molde é capaz de transferir para o ambiente, causando um aumento da temperatura até atingir TRE (temperatura de recalescimento eutético) (VAN DER PERRE, 2013). TRE é o terceiro patamar da curva de resfriamento e indica o pico da atividade da grafita, após este ponto há um declínio constante na temperatura até que a solidificação termine ao atingir TS (temperatura *solidus*), ponto em que a atividade da grafita terminou e a última fração de líquido transforma-se em sólido (STEFANESCU; RAMON; SUNG, 2021). Outro parâmetro importante obtido da curva de resfriamento é a recalescência (R), diferença entre TSE e TRE, ou seja, a quantidade de graus que a atividade da grafita durante a solidificação eutética foi capaz de aumentar no sistema (STEFANESCU et al., 2021; ELKEM, 2017; VAN DER PERRE; HERAEUS ELECTRO-NITE, 2013; TAKEUCHI et al., 2021).

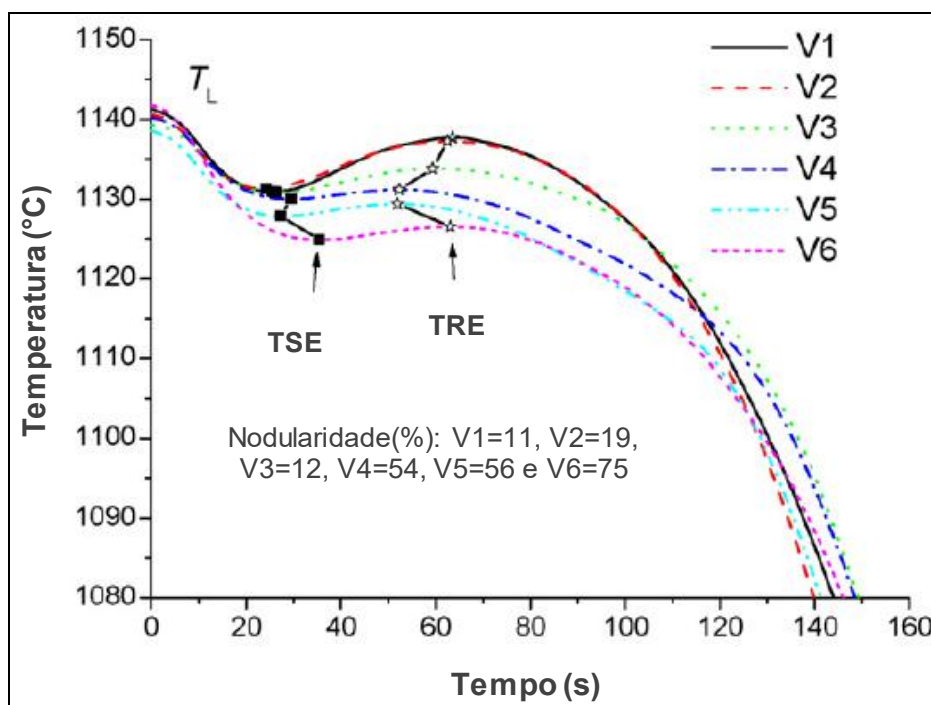
A análise térmica é a ferramenta que tornou possível absorver as variações inerentes à condição de cada metal base produzido, transformando-o em ferro de grafita compacta através de adições em quantidades variadas de magnésio e inoculante (DAWSON; POPELAR, 2013). Essa percepção leva ao conceito de controle de processo dinâmico, em que é possível enxergar o metal de maneira mais profunda, avaliar o comportamento da solidificação e ajustar os parâmetros antes do vazamento das peças, aumentando a eficiência e diminuindo custos (DAWSON; POPELAR, 2013).

3.7.1 Efeitos do Magnésio e da inoculação nas curvas de resfriamento

Sun, Li e Chen (2008), citado por Hernando et al (2017), estudaram o efeito do tempo de *fading* nas curvas de resfriamento dos ferros fundidos nodulares e CGI, cujos resultados são mostrados na Figura 25. Segundo estes autores, as curvas de resfriamento da Figura 25 evidenciam o efeito da perda de efetividade do tratamento de nodularização. A distância entre TSE e TRE aumenta à medida que a nodularidade diminui, fenômeno conhecido como recalescência. Jinhai et al. (2011) e Sertucha, Lacaze e Regordosa (2022) chegaram a conclusões semelhantes ao estudarem a influência do *fading* nas

características das curvas de análise térmica de ferros fundidos de grafita compacta.

Figura 25 - Curvas de resfriamento para diferentes percentuais de nodularidade



TSE: temperatura de superresfriamento eutético, TRE: temperatura de recalescimento eutético

Fonte: SUN, LI e CHEN, 2008. (Adaptado)

À medida que o grau de nodularização decresce, ou seja, proporcionalmente ao aumento da fração de grafita compacta, observa-se uma redução no patamar da TSE e um aumento da TRE. Como a diferença entre esses dois parâmetros se amplia, a recalescência (R) também aumenta, devido à maior quantidade de calor liberado por unidade de tempo durante a solidificação (JINHAI et al., 2011; SUN; LI; CHEN, 2008). O inverso para esta análise também é verdadeiro, um aumento da nodularidade está associado a uma diminuição da recalescência (HERNANDO et al., 2017). Por outro lado, Jiang et al. (2021) em suas pesquisas verificaram que não há correlação direta entre o efeito do tratamento com magnésio para a nodularização e um único ponto característico da curva de resfriamento, mas há correlação estatística entre este efeito e a interação de vários pontos característicos. Longos tempos de *fading* podem afetar também a nucleação do metal, Sertucha et al. (2022)

constataram o abaixamento gradativo da TSE favorecendo a entrada no campo da solidificação metaestável. Este comportamento provoca a diminuição da fração total de partículas de grafita e o surgimento de carbonetos de ferro, tornando a recalescência nas curvas de resfriamento quase imperceptível (LACAZE et al., 2021). O comportamento de vários pontos característicos das curvas de resfriamento pode ser utilizado como um padrão de referência para avaliar o estado metalúrgico do banho metálico e auxílio no controle do processo de obtenção do ferro fundido de grafita compacta (JIANG et al., 2021). O controle do processo de tratamento e obtenção do CGI, através de análise térmica, considera a interação de cerca de cem pontos derivados das curvas de resfriamento (SINTERCAST, 2021).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

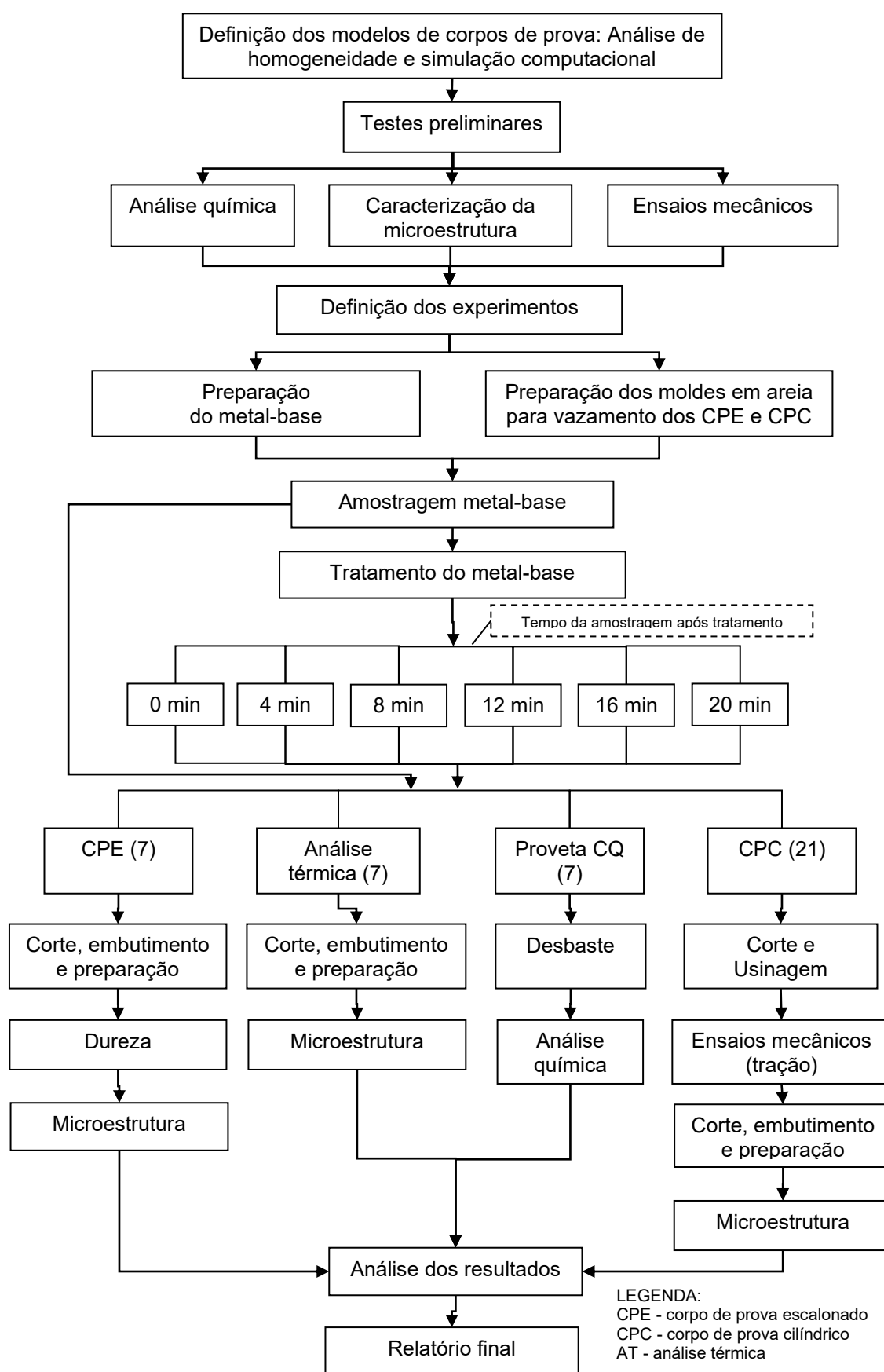
O presente trabalho teve como objetivo estudar os efeitos do *fading* do tratamento com magnésio na obtenção da liga CGI, ou seja, buscou-se avaliar a influência do tempo decorrido após o tratamento na eventual perda de efetividade do magnésio para a formação do ferro fundido de grafita compacta, considerando seus impactos na microestrutura do material e, conseqüentemente, em suas propriedades mecânicas. Para isso, foram analisados seis intervalos de tempo após o tratamento: 0, 4, 8, 12, 16 e 20 minutos. Sendo o tempo igual a 0 minutos adotado como referência para o término do tratamento, esse instante marca o ponto a partir do qual se inicia a contagem do fenômeno de *fading*.

Nesse contexto, a etapa experimental do estudo visou produzir material para caracterizações e obtenção de dados capazes de descrever os fenômenos associados ao tratamento e ao *fading* do processo. Inicialmente, definiu-se, por meio de simulações computacionais e estudos de homogeneidade química e mecânica, o corpo de prova cilíndrico (CPC) utilizado na verificação das propriedades mecânicas da liga CGI. Um segundo modelo, composto por corpos de prova escalonados (CPE), foi adotado para o estudo das variações microestruturais em diferentes espessuras, permitindo correlacionar tais variações com os valores de dureza *Rockwell B*.

Paralelamente à utilização desses modelos, também foram obtidas provetas específicas para análise da composição química (CQ) e, por meio de um equipamento de análise térmica, foram geradas curvas de resfriamento características para cada etapa do processo.

As principais etapas que compõem o escopo deste trabalho estão mostradas, de forma esquemática, no fluxograma da Figura 26.

Figura 26 - Fluxograma contendo as principais etapas do desenvolvimento do trabalho



Fonte: Próprio autor.

4.1 Materiais e Processo de Fundição

Os equipamentos, materiais e o local para realização dos ensaios experimentais que compõem este trabalho foram cedidos pela Tupy Betim. Para a produção dos corpos de prova em ferro fundido de grafita compacta, inicialmente preparou-se o metal-base, ao qual foi posteriormente aplicado o tratamento responsável pela obtenção da liga desejada.

4.1.1 Preparação do metal-base

A preparação do metal-base teve início com a fusão da carga metálica composta por gusa, sucata de aço e retorno de fundição, em proporções previamente definidas, utilizando-se um forno à indução eletromagnética. Em seguida, o banho metálico foi submetido a ajustes de composição química e temperatura. Para alcançar os teores desejados dos elementos químicos, foram realizadas adições de ferroligas, tais como ferro silício (FeSi), ferro manganês (FeMn), cobre eletrolítico (Cu – 99% de pureza), grafite cristalino em pó e estanho em barras (Sn – 99% de pureza). A temperatura do banho foi monitorada por meio de um pirômetro de imersão. As operações de pesagem, armazenamento e transporte do metal-base até a estação de tratamento foram realizadas com o auxílio de placas refratárias. Essas placas, construídas com chapas de aço e revestidas internamente com materiais refratários, atuam como isolantes térmicos, minimizando a redução de temperatura durante o processamento do metal.

4.1.2 Tratamento para obtenção do Ferro Fundido de Grafita Compacta

Concluída a etapa de ajuste da composição química e realizada a adequação da temperatura do banho metálico, o metal-base foi submetido ao tratamento com ligas nodularizantes e inoculantes, por meio da utilização de um equipamento fornecido pela empresa SinterCast, modelo *SinterCast System 3000 plus*, o qual permite a adição destes materiais e o controle necessário para esse processo. Estas ligas foram adicionadas ao banho metálico por meio de arames tubulares fabricados em aço, com diâmetro de 9

mm, como os apresentados na Figura 27. Esses arames tubulares contêm, em seu núcleo, ligas de tratamento cuja concentração é expressa em unidade de massa por unidade de comprimento do arame. Industrialmente, esse processo de tratamento do metal líquido é amplamente conhecido pelo termo em inglês *cored wire*.

Figura 27 - Arames tubulares para tratamento e obtenção da liga CGI



Fonte: Próprio autor.

As quantidades necessárias de cada arame são variáveis e determinadas com base nos resultados obtidos por meio da análise térmica realizada pelo equipamento. Na Tabela 7 estão apresentados os teores dos elementos químicos presentes nos núcleos dos arames tubulares comumente utilizados na produção do CGI.

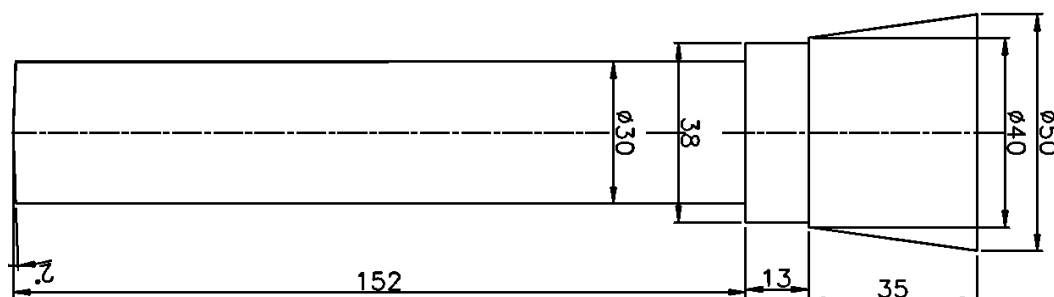
Tabela 7 - Composição química do conteúdo interno dos arames tubulares

Componente (%)	Material		
	Nodularizante Base	Nodularizante Correção	Inoculante
Mg	20 - 25	4 - 8	
Si	30 - 35		70 - 78
Al			1 - 2
Zr			1 - 2
Ca			2 - 3
TR	20 - 25		
Fe	residual	residual	residual

Fonte: Próprio autor.

utilizando uma mistura de areia para fundição e resina. Na Figura 29 é mostrado o desenho e as dimensões do corpo de prova cilíndrico obtido.

Figura 29 - Corpo de prova cilíndrico



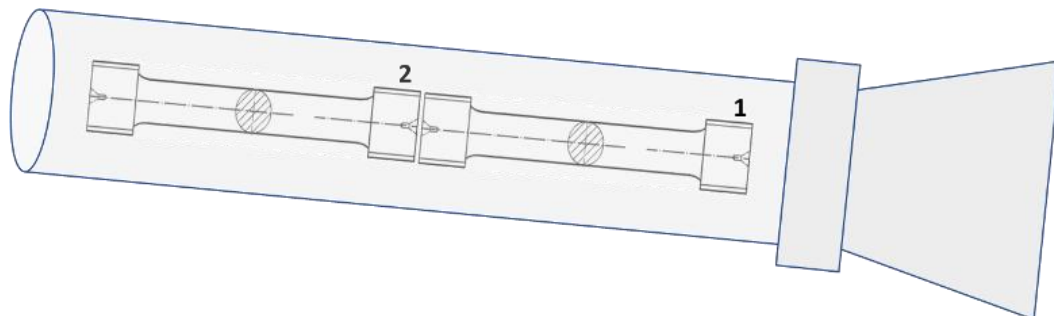
Fonte: Próprio autor.

Estudos publicados sobre ferros fundidos nodulares e de grafita compacta, normalmente, dão preferência à utilização dos chamados corpos de prova do tipo Y, também descritos na norma ASTM A842 (2018), com a justificativa de evitar possíveis ocorrências de porosidades devido à contração do metal durante a solidificação. Tais ocorrências teriam como consequência a interferência nos resultados dos ensaios e, portanto, poderiam levar a uma interpretação equivocada. No entanto, os corpos de prova do tipo Y demandam um volume maior de metal para preencher o molde, se comparados aos CPC, inviabilizando a adoção da metodologia de amostragem pretendida.

Para verificar se os corpos de prova cilíndricos teriam aplicabilidade nos ensaios pretendidos sem interferência da geometria e de potenciais descontinuidades geradas durante o processo de solidificação, foram realizados testes de homogeneidade da composição química e dureza, além de simulações do processo de vazamento e solidificação, cujos resultados estão apresentados nas seções 5.1.1 e 5.1.2.

Os corpos de prova cilíndricos foram usinados e cada barra deu origem a dois corpos de prova para ensaios mecânicos, conforme o esquema demonstrado na Figura 30.

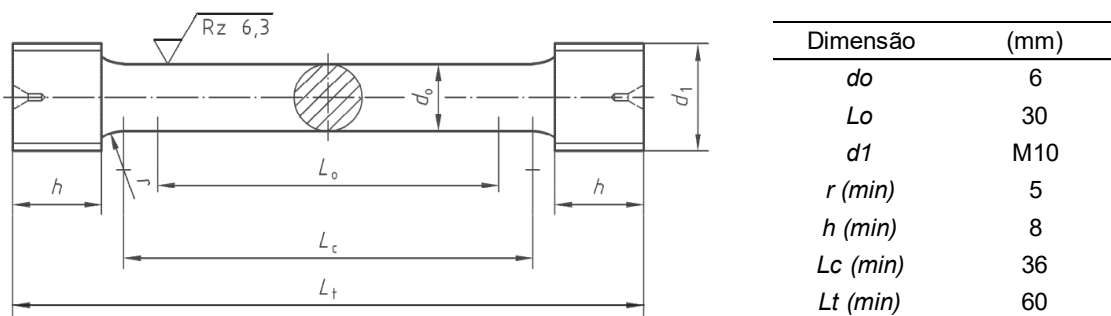
Figura 30 - Esquema dos corpos de prova para ensaios de tração obtidos a partir dos CPC



Fonte: Próprio autor.

A confecção dos corpos de prova para ensaios mecânicos seguiu as especificações dos corpos de prova do tipo B descritos na norma DIN 50125 (2009) sobre ensaios de materiais metálicos, cujas dimensões estão apresentadas na Figura 31.

Figura 31 - Esquema e dimensões do corpo de prova para ensaios mecânicos



Fonte: Norma DIN 50125 (2009).

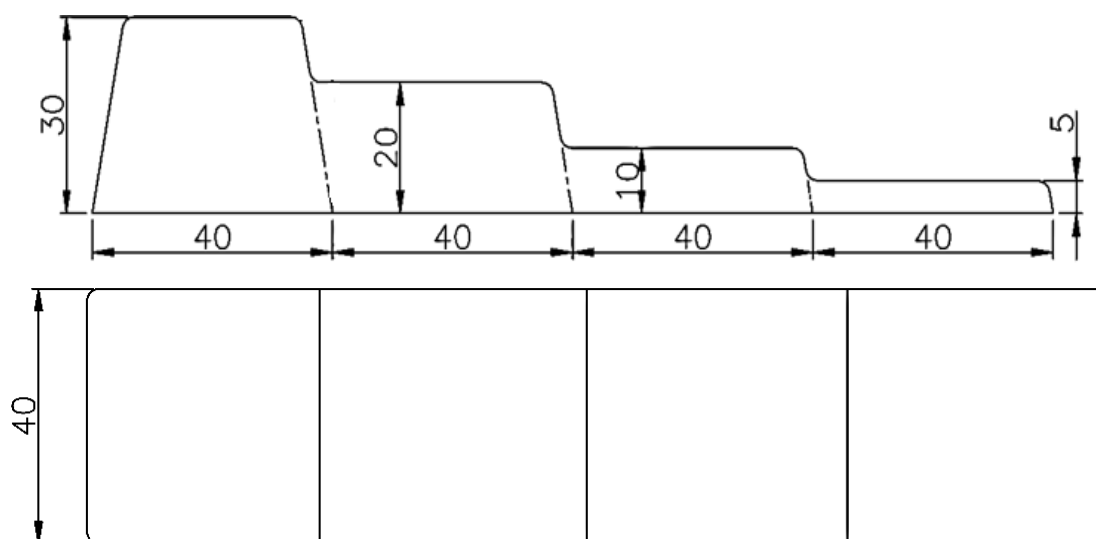
4.2.2 Corpos de prova escalonados (CPE)

Ao contrário dos corpos de prova cilíndricos, cuja aplicabilidade depende da homogeneidade ao longo do seu comprimento útil, os corpos de prova escalonados buscam reproduzir condições de heterogeneidade. A aplicação dos CPE permite avaliar o comportamento da microestrutura para diferentes espessuras, reproduzindo a complexidade dimensional de muitas peças em ferro fundido. Apesar de não possuir norma específica que contemple este modelo de CP, sua utilização é muito difundida na indústria de fundição de autopeças. Pesquisadores utilizam a estratégia de corpos de prova com diferentes espessuras para avaliar o efeito da variação de uma condição, por exemplo, a composição química, nos aspectos microestruturais. Stawarz,

Janerka e Dojka (2017), em seus estudos sobre um processo de tratamento para ferro fundido nodular, utilizaram um sistema de corpo de prova escalonado para observar alguns compostos formados. Neste mesmo sentido, Kaminska et al. (2018) verificaram a relação da quantidade de partículas de grafita precipitada por milímetro quadrado com variações nas proporções dos constituintes da matriz metálica em função das diferentes espessuras do corpo de prova.

No presente trabalho, a condição testada e avaliada neste tipo de CP é o processo de *fading* após tratamento, ou perda de efetividade da adição de ligas nodularizantes em uma liga CGI. Pode ser observado na Figura 32, de forma esquemática, o desenho do corpo de prova escalonado obtido por meio de molde confeccionado pela mistura de areia e resina utilizando o processo *cold box*.

Figura 32 - Desenho do corpo de prova escalonado



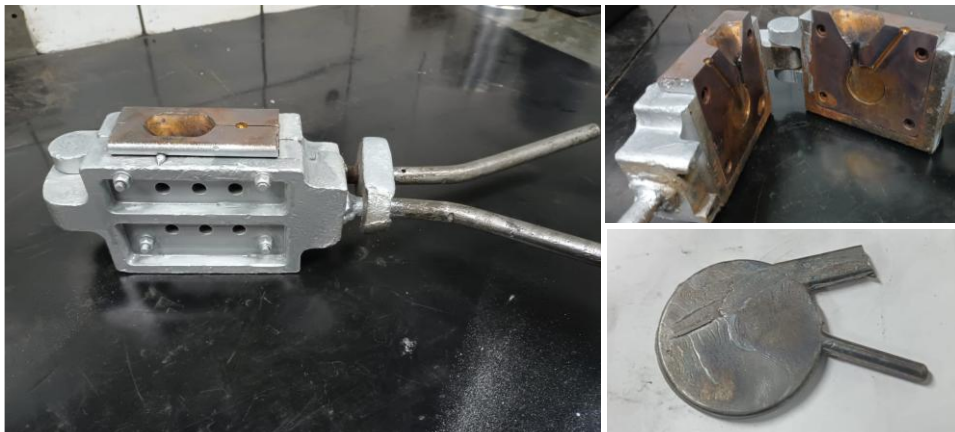
Fonte: Próprio autor.

4.2.3 Análise Química

A composição química foi determinada para cada condição testada mediante análise de corpo de prova específico, utilizando dois tipos de analisadores de bancada. Por meio de um molde/coquilha confeccionado em cobre foi vazada uma proveta do metal representativo de cada condição testada. Na Figura 33 é apresentado o sistema de coquilha utilizado para

produzir provetas para análise química, a parte inferior direita da imagem mostra um exemplo de proveta nas dimensões: 5 mm de espessura e 35 mm de diâmetro.

Figura 33 - Sistema de coquilha para produção de proveta para análise química



Fonte: Próprio autor.

Os elementos carbono e enxofre foram caracterizados por meio do método de combustão direta de parte triturada da proveta utilizando o analisador da marca Leco, modelo CS744, conforme Figura 34(a).

Figura 34 Equipamentos para análise química



(a): Analisar de C e S – Leco CS744, (b): Spectrômetro de emissão óptica

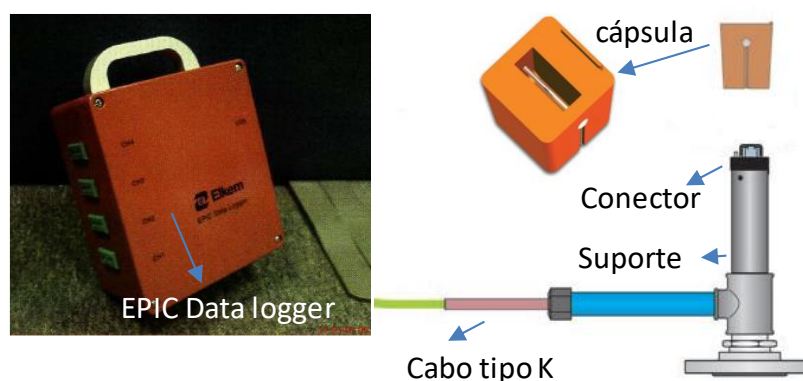
Fonte: www.leco.com e www.spectro.com

Os teores dos demais elementos químicos foram caracterizados por meio de espectrometria de emissão óptica utilizando o analisador da marca Spectrolab, modelo M11, conforme Figura 34(b). A caracterização química utilizando amostras coquilhadas, ou seja, que sofreram um processo acelerado de solidificação, busca diminuir o efeito da volatilização de elementos químicos e a melhor homogeneização.

4.2.4 Análise Térmica da Solidificação

Foram obtidas as curvas de resfriamento das etapas pré e pós-tratamento de obtenção da liga CGI, bem como realizado o acompanhamento do *fading* do processo. Para isso, foi utilizado um sistema de análise térmica fornecido pela empresa Elkem, modelo EPIC. O equipamento é composto por cápsulas confeccionadas em areia *shell molding*, dimensões internas 13 mm x 36 mm x 40 mm, classe QC-4000, sem telúrio e um termopar interno. Também integram o equipamento: um suporte com conector de contato, um cabo extensor tipo K, responsável por conduzir o sinal gerado pelo termopar, e um conversor de dados, *Epic Data Logger*, que interpreta os impulsos elétricos gerados nos filamentos que compõem o termopar e os converte em temperatura, os quais são compilados em um computador por meio do *software Epic Programme*. Esse sistema de medição faz três leituras de temperatura por segundo, cuja incerteza associada é de 0,5°C. Na Figura 35 encontram-se, de forma esquemática, os componentes do equipamento de análise térmica que foram utilizados.

Figura 35 - Equipamento para análise térmica



Fonte: ELKEM, 2017.

A partir dos resultados extraídos das curvas de resfriamento verifica-se o comportamento do metal por meio da análise e interpretação dos principais pontos. É possível observar as mudanças na forma da curva após a transição metal base – CGI e a evolução dessas durante o *fading* do processo. A temperatura de superresfriamento eutético (TSE), como descrito na seção 3.7, é o melhor indicador do comportamento nucleante do metal e a perda de efetividade do tratamento com magnésio é mais bem descrita pela temperatura de recalescimento eutético (TRE) e pela recalescência (R).

4.2.5 Caracterização mecânica e microestrutural

4.2.5.1 Caracterização mecânica

Cada corpo de prova cilíndrico foi usinado e deu origem a dois corpos de prova para ensaios mecânicos de tração, cujas dimensões foram mostradas na Figura 31. Conforme observado na Tabela 8 sobre o plano amostragem, foram obtidos três CPC para cada condição testada. Logo, foram produzidos seis corpos de prova disponíveis para caracterização mecânica.

Os ensaios mecânicos foram realizados em uma máquina de ensaios universais Wolpert, equipada com extensômetro modelo PY25/2,5 e de interface com programa de aquisição de dados Panantec. A velocidade de deslocamento do travessão móvel do equipamento durante os ensaios foi de 4mm/min. Por meio da realização dos ensaios mecânicos foi possível verificar o limite de resistência, o limite de escoamento e o alongamento total %.

Os CPE foram utilizados para verificação do comportamento da dureza *Rockwell B* por meio de trinta ensaios para cada uma das quatro espessuras, conforme Figura 32. Foi obtido, conforme plano de amostragem exposto na Tabela 8, um corpo de prova escalonado para cada condição testada. Para a execução desses ensaios foi utilizado um durômetro de bancada da marca EmcoTest, modelo N3.

4.2.5.2 Caracterização microestrutural

A microestrutura para as condições testadas foi determinada por meio da caracterização do CPE em cada uma das suas diferentes espessuras e

ainda do CPC. Para isso, as amostras foram cortadas, lixadas e polidas conforme procedimentos usuais de metalografia. Para a caracterização da matriz, as amostras passaram por um processo adicional de ataque químico com Nital 3%. Foram verificados, para cada espessura do corpo de prova, a proporção de grafita nodular, a concentração e distribuição das partículas de grafita por unidade de área e a proporção dos constituintes da matriz. Cerca de 20 (vinte) imagens para cada condição foram obtidas por meio de um microscópio óptico da marca Olympus, modelo GX41, equipado com câmera Olympus LC20. As análises quantitativas foram realizadas utilizando-se um *software* de análise de imagens, *Olympus Stream Image Analysis* versão 2.4.2. com o objetivo de determinar a nodularidade e de verificar a proporção relativa entre perlita e ferrita na matriz. A nodularidade foi calculada conforme a relação estabelecida pela equação (5).

$$\text{nodularidade (\%)} = \frac{\text{número de partículas nodulares}}{\text{número total de partículas}} \times 100\% \quad (5)$$

Em complemento, o percentual de grafitas compactas foi obtido por diferença:

$$\text{grafitas compactas (\%)} = 100\% - \text{nodularidade (\%)} \quad (6)$$

A determinação da proporção ferrita/perlita seguiu o seguinte procedimento: (i) após ataque químico com Nital 3% por 10 s, foram adquiridas dez imagens de cada condição ensaiada (da amostra 1 até amostra 6), por microscopia óptica; (ii) mediante análise digital de imagens, estimou-se o percentual médio de área ocupada pela ferrita, correspondente às regiões claras nas micrografias, sendo que as regiões escuras representam a soma de perlita e grafita; (iii) o teor de ferrita foi então calculado com auxílio da equação (7).

$$\text{ferrita (\%)} = \frac{\text{área clara média (\%)} \times 100\%}{100\% - \text{área média de grafita (\%)}} \quad (7)$$

Por sua vez, o teor de perlita presente na matriz foi obtido de forma complementar:

$$\text{perlita (\%)} = 100\% - \text{ferrita (\%)} \quad (8)$$

4.2.6 Plano de amostragem

Vencida a etapa de descrição dos modelos de corpos de prova que foram utilizados, bem como dos métodos de análise e o que se espera observar, esta seção apresenta o plano de amostragem executado. Nele estão descritos os tipos e as quantidades de amostras e/ou medições que foram realizadas em cada etapa do estudo, conforme disposto na Tabela 8.

Tabela 8 - Plano de amostragem do trabalho experimental

Etapa	Proveta para análise química	Aferição da temperatura	Corpo de prova cilíndrico	Corpo de prova escalonado	Análise térmica
Fusão	1	1			
Ajuste da composição química	1	1			
Metal base	1	1	3	1	1
Após tratamento	1	1	3	1	1
4	1		3	1	1
Tempo em minutos					
8	1		3	1	1
após					
12	1		3	1	1
tratamento					
(fading)					
16	1		3	1	1
20	1	1	3	1	1

Fonte: Próprio autor.

Foram vazados, em cada etapa experimental, três corpos de prova cilíndricos (CPC), os quais, após usinagem, deram origem a dois corpos de prova para tração, totalizando seis amostras destinadas à avaliação das propriedades mecânicas em cada condição analisada. O vazamento dos conjuntos de corpos de prova (CPC com CPC e CPC com CPE) foi realizado simultaneamente, conforme ilustrado na Figura 36(a). Já o preenchimento da cápsula para análise térmica foi realizado em separado, a partir do metal

residual de uma das conchas de amostragem, imediatamente após o vazamento dos conjuntos de corpos de prova, garantindo a representatividade das condições experimentais. Na Figura 36, exemplifica-se em (a) o vazamento simultâneo dos conjuntos de corpos de prova e, em (b), a amostragem utilizada na análise térmica.

Figura 36 - Vazamento dos conjuntos de corpos de prova e análise térmica durante o experimento



(a): Vazamento simultâneo dos conjuntos de corpo de prova em uma das etapas do experimento. (b): Amostragem da análise térmica, conduzida separadamente a partir do metal residual de uma das conchas de vazamento.

Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Resultados do estudo da homogeneidade

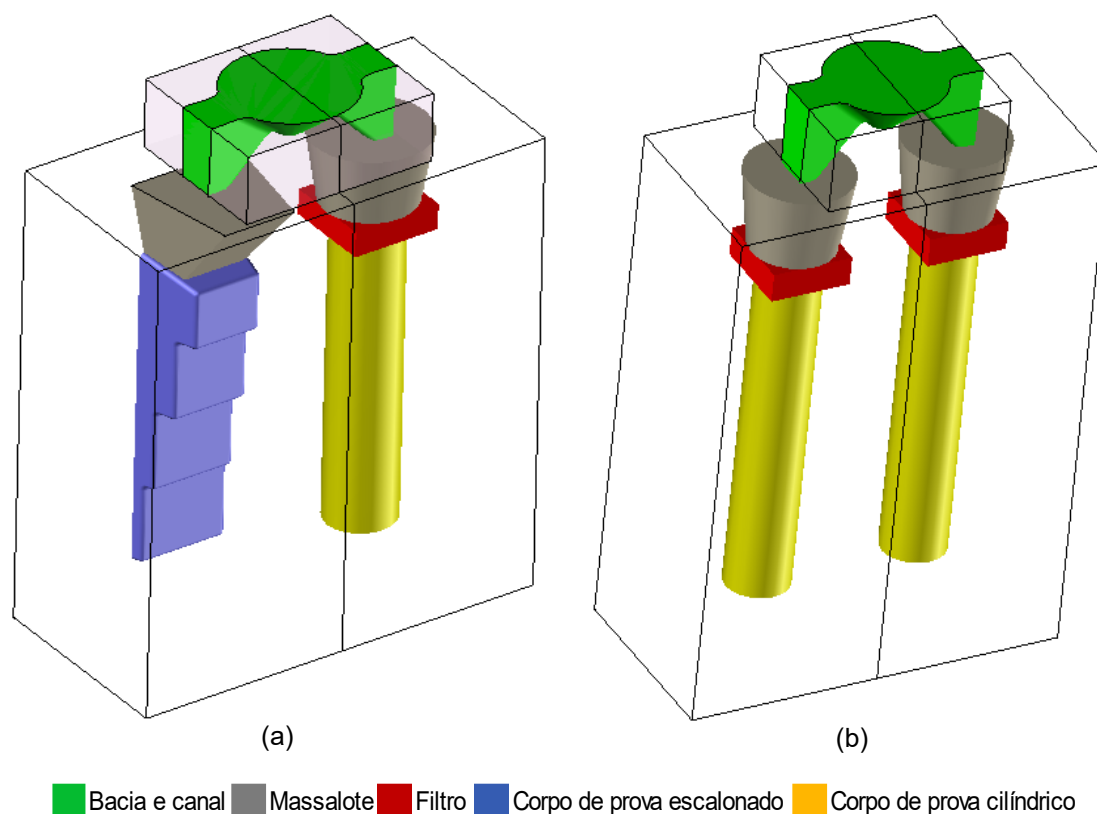
Para dar início à etapa de resultados, foram realizadas análises preliminares que possibilitaram avaliar tanto o comportamento da liga durante a solidificação na forma de corpos de prova cilíndricos quanto a uniformidade ao longo de sua seção. Essas análises foram divididas em duas etapas complementares. Na primeira, apresentada na Seção 5.1.1, realizou-se a simulação computacional do processo de vazamento e solidificação, com o objetivo de verificar a tendência de formação de porosidade. Na segunda, descrita na Seção 5.1.2, foram conduzidas análises químicas e ensaios de

dureza nos corpos de prova cilíndricos, buscando avaliar a homogeneidade da liga em CGI e assegurar condições adequadas para a continuidade do estudo.

5.1.1 Simulação computacional do processo de vazamento e solidificação

Na simulação, foi adotada a mesma organização dos conjuntos de corpos de prova utilizados no experimento. Os corpos de prova foram organizados em dois conjuntos, conforme ilustrado na Figura 37: conjunto (a) – CPE/CPC; e conjunto (b) – CPC/CPC.

Figura 37- Conjuntos de corpos de prova



(a): Conjunto corpo de prova escalonado e corpo de prova cilíndrico, CPE/CPC. (b): Conjunto corpo de prova cilíndrico e corpo de prova cilíndrico, CPC/CPC.

Fonte: Próprio autor.

Para a realização das simulações computacionais, foi utilizado o *software Magma*, baseado no método dos elementos finitos. O conjunto desses elementos, utilizado para descrever a geometria, é denominado malha. Quanto

menor o tamanho dos elementos finitos, mais refinada é a malha e mais precisos tendem a ser os resultados. Neste trabalho, adotou-se o critério recomendado pelo desenvolvedor do *software*, segundo o qual a menor espessura da geometria do corpo de prova deve ser representada por, no mínimo, três elementos finitos. Esse procedimento tem como objetivo o refinamento da malha utilizada, de modo que a representação da geometria não apresente distorções que possam comprometer os resultados da simulação. Na Figura 38(a), são apresentadas as malhas dos dois conjuntos de corpos de prova utilizados neste trabalho. Para representar a geometria da peça com precisão e sem distorções, foram necessários aproximadamente 1.510.000 elementos finitos. Para compor as condições de contorno aplicadas na simulação, foram consideradas informações reais do conjunto de corpos de prova, como tempo de vazamento de (15 segundos), vazão de envase (0,17kg/s), além dos dados metalúrgicos resumidos na Tabela 9.

Tabela 9 - Informações metalúrgicas consideradas na simulação

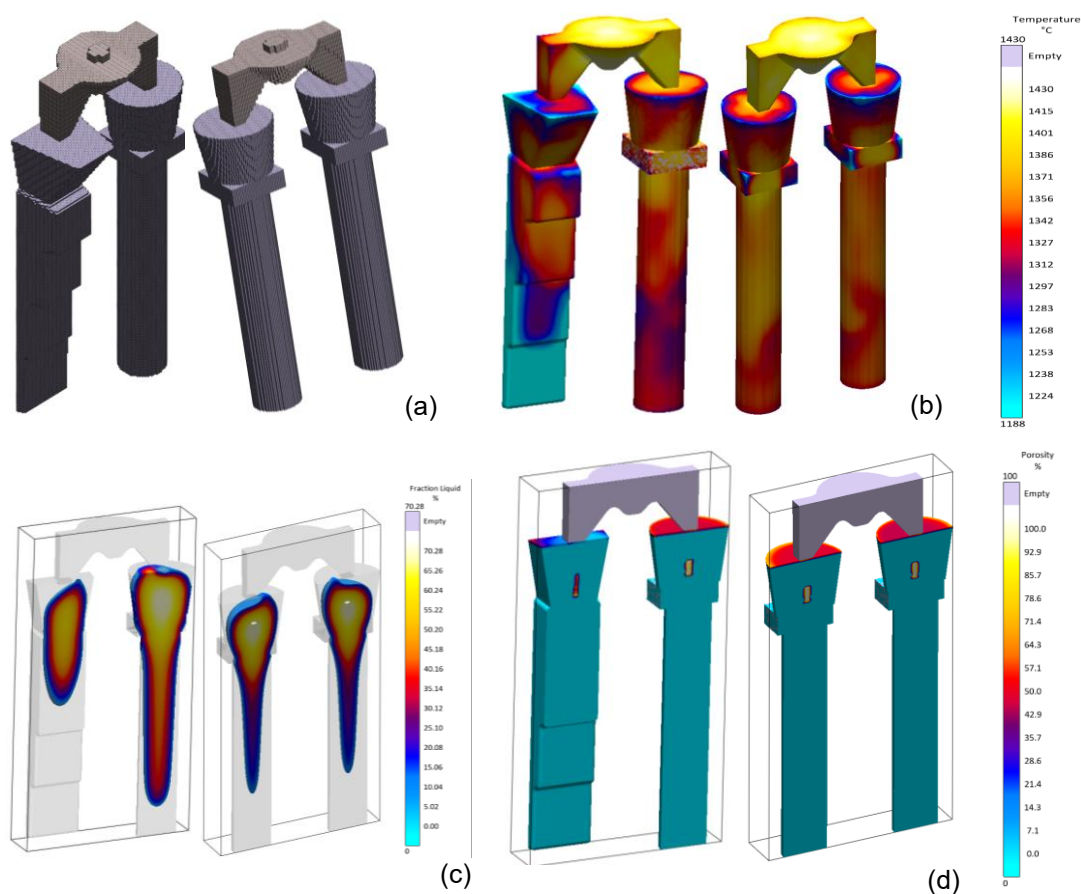
Componente	C	Si	Mn	Cu	Sn	S	P	Mg	TR	Liga	Temperatura (°C)
Faixa (%)	3.60	2.20	0.30	0.80	0.085	0.008	0.040	0.0090	0.008	MAGMA	1430
	3.80	2.30	0.40	0.90	0.095	0.015	0.050	0.0120	0.011	GJV-450	

Fonte: Próprio autor.

Adotou-se, como variável metalúrgica relevante, a composição química com teores de magnésio superiores a 0,0100%, a fim de potencializar a ocorrência de porosidade. Outra variável considerada foi a temperatura de vazamento do metal, cujo valor testado foi de 1430°C, valor que, tanto do ponto de vista teórico quanto prático, tende a favorecer a formação de porosidade. Temperaturas nessa condição potencializam a contração do metal durante a solidificação e, conseqüentemente, favorecem a ocorrência de porosidade (VAZEHRAD, 2012). O resultado da simulação está apresentado na Figura 38, na qual é possível observar os estágios do processo, desde o preenchimento das cavidades dos moldes dos corpos de prova até a completa solidificação. Os conjuntos de corpos de prova mostrados na Figura 37 foram simulados simultaneamente. À esquerda de cada estágio representado na Figura 38

encontra-se o corpo de prova escalonado (CPE), e à direita, o corpo de prova cilíndrico (CPC). A Figura 38(a) apresenta a malha utilizada na simulação computacional, representando os conjuntos de corpos de prova; a Figura 38(b), por sua vez, ilustra o instante imediatamente após o preenchimento completo das cavidades dos moldes, com o metal ainda no estado líquido.

Figura 38 - Simulação de vazamento e solidificação de corpos de prova



(a): Malha utilizada na simulação computacional. (b): Corpos de prova imediatamente após preenchimento com metal líquido. (c): Corpos de prova e suas respectivas frações líquidas durante a solidificação. (d): Corpos de prova após finalizada a solidificação, evidenciando a não ocorrência de porosidade na área útil de cada CP.

Fonte: Próprio autor.

No estágio apresentado na Figura 38(c), os corpos de prova são mostrados durante o processo de solidificação, evidenciando-se a frente de solidificação e a fração líquida remanescente. No estágio (d) da mesma figura, observa-se que, após a solidificação, tanto o CPE quanto o CPC não apresentaram

tendência ao surgimento de porosidades em suas áreas úteis, sendo essas localizadas apenas nas cavidades destinadas aos massalotes, região cinza evidenciada na Figura 37.

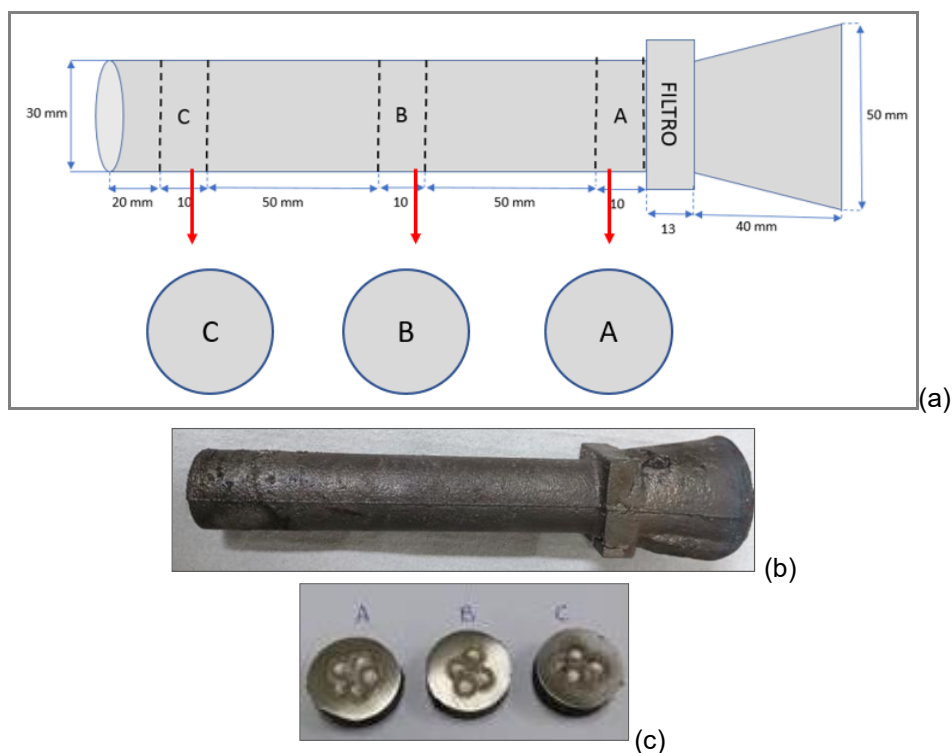
O massalote, também conhecido como *riser*, tem como principal função atuar como um reservatório de metal líquido, alimentando a peça durante a solidificação, a fim de compensar a contração volumétrica do metal e prevenir a formação de porosidades internas. Com esse objetivo, é projetado para solidificar por último, proporcionando o direcionamento da frente de solidificação no sentido da peça para o massalote. Ciobanu et al. (2014) validaram, por meio de simulações computacionais, a aplicação do massalote como recurso para garantir a sanidade da área útil da peça fundida. Nesse mesmo sentido, Queirós, Domeij e Diószegi (2024) estudaram a formação de porosidades no ferro fundido de grafita compacta, associadas à contração volumétrica durante a solidificação, e destacaram que falhas no dimensionamento ou no posicionamento dos massalotes resultam em alimentação inadequada em regiões críticas da peça, favorecendo a nucleação de poros. Esses estudos reforçam a importância de um projeto eficiente do sistema de alimentação para assegurar a sanidade do produto fundido.

5.1.2 Avaliação da homogeneidade do corpo de prova cilíndrico

Outros dois estudos realizados buscaram verificar a homogeneidade do CPC, primeiramente, por meio de análises químicas em diferentes pontos ao longo da seção longitudinal do corpo de prova e, posteriormente, ensaios de dureza nestas mesmas regiões. Está exposto na Figura 39(a), de forma esquemática, um corpo de prova cilíndrico, em destaque as regiões A, B e C onde foram realizados os experimentos. Na Figura 39(b) é mostrado o CPC vazado em ferro fundido de grafita compacta que deu origem às amostras A, B e C, conforme Figura 39(c), para caracterização seguindo as localizações descritas na Figura 39(a). Para tal, foi utilizado um espectrômetro de emissão óptica da marca SpectroLab, modelo M11. Foram realizadas 21 análises químicas na região frontal de cada amostra, lado mais próximo ao filtro, conforme mostrado na Figura 39(c). As médias e os desvios-padrão dos

resultados dos elementos químicos encontrados nas três amostras foram confrontados.

Figura 39 - Corpo de prova cilíndrico para experimentos de homogeneidade



(a): Desenho CPC e locais de ensaios. (b): CPC produzido em CGI. (c) Amostras analisadas.

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 10 encontram-se, de forma resumida, os resultados obtidos no teste de homogeneidade da composição química das três amostras de corpos de prova cilíndricos produzidos em liga CGI.

Tabela 10 - Resultados do teste de homogeneidade da composição química no CPC

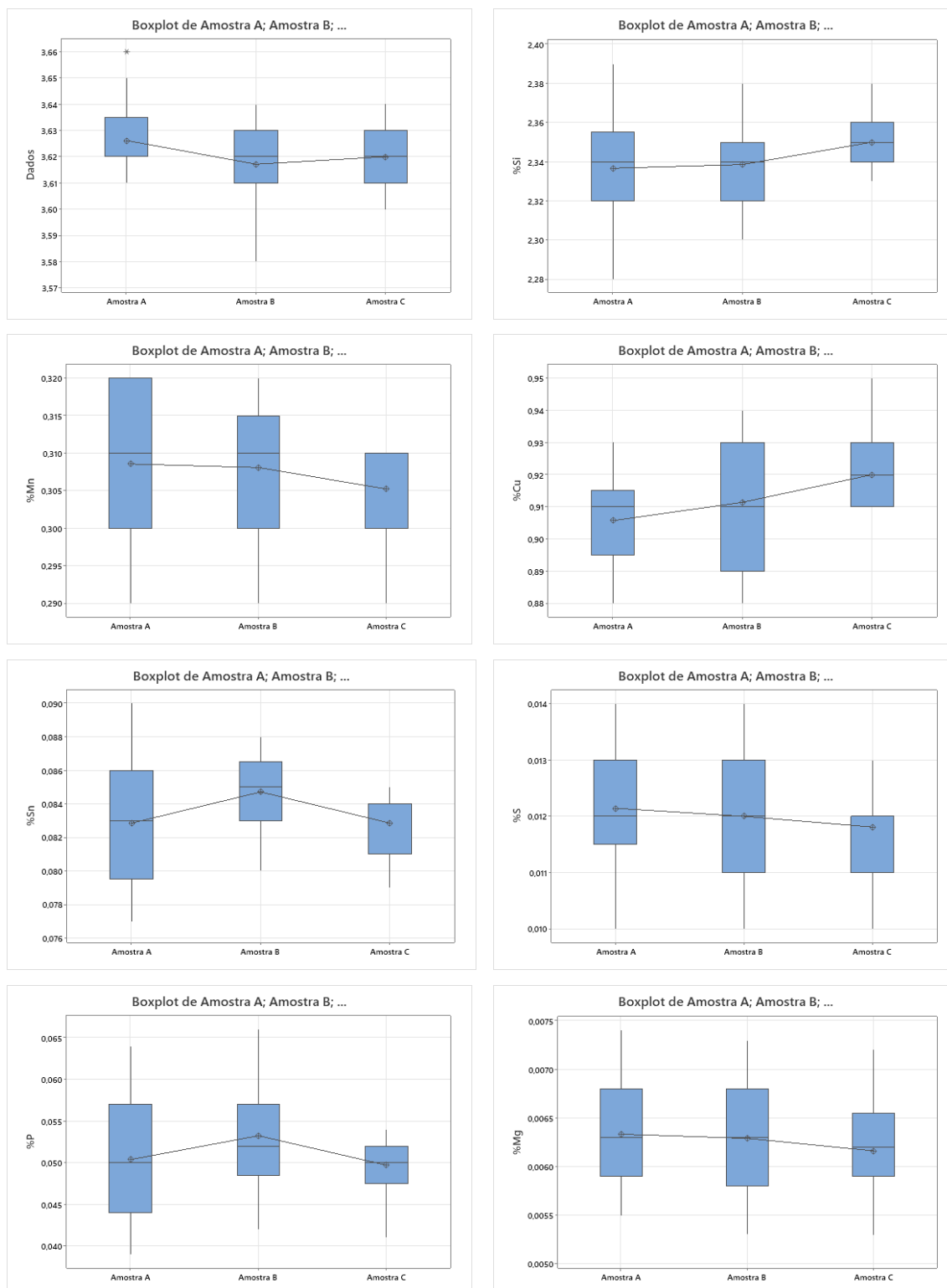
Componente (%)	C			Si			Mn			Cu		
Amostra	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
Média	3,63	3,62	3,62	2,34	2,34	2,35	0,31	0,31	0,31	0,91	0,91	0,92
Desvio padrão	0,01	0,02	0,01	0,03	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,02	0,01
Componente (%)	Sn			S			P			Mg		
Amostra	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
Média	0,083	0,085	0,083	0,012	0,012	0,012	0,050	0,053	0,050	0,0063	0,0063	0,0062
Desvio padrão	0,004	0,002	0,002	0,001	0,001	0,001	0,007	0,006	0,003	0,0006	0,0006	0,0005

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que, para todos os elementos avaliados, as médias e os desvios-padrão exibem valores muito próximos entre as amostras, indicando inicialmente uma composição química bastante uniforme. Os dados completos utilizados na construção dessa tabela, incluindo todas as observações individuais, encontram-se disponibilizados no Apêndice B, junto aos demais resultados complementares.

Para enriquecer essa análise descritiva, está apresentado na Figura 40 os *boxplots* da composição química por elemento. Essa representação gráfica possibilita avaliar visualmente a dispersão, a simetria e a presença de possíveis valores discrepantes. De modo geral, os *boxplots* revelam distribuições semelhantes entre as três amostras, com medianas alinhadas, amplitudes comparáveis e ausência de *outliers* significativos, reforçando a indicação de homogeneidade já observada nas estatísticas básicas. No Apêndice B também são apresentados os diagramas de pontos para cada elemento químico e os resultados do teste de igualdade dos intervalos de confiança das médias, realizados com o objetivo de verificar formalmente se existem diferenças estatisticamente significativas entre as amostras. Os intervalos de confiança obtidos mostram forte sobreposição entre os três conjuntos de dados, não indicando divergências relevantes ao nível de 95% de confiança. A partir da convergência dessas evidências — resumo estatístico, análise gráfica por *boxplots* e comparação dos intervalos de confiança — é possível afirmar que, para os corpos de prova cilíndricos em liga CGI, não foram identificadas diferenças significativas na composição química entre as três amostras. Portanto, a composição química não constitui um fator que impeça ou comprometa a utilização desses CPs nos ensaios subsequentes.

Figura 40 - Estatística dos dados de composição química por elemento

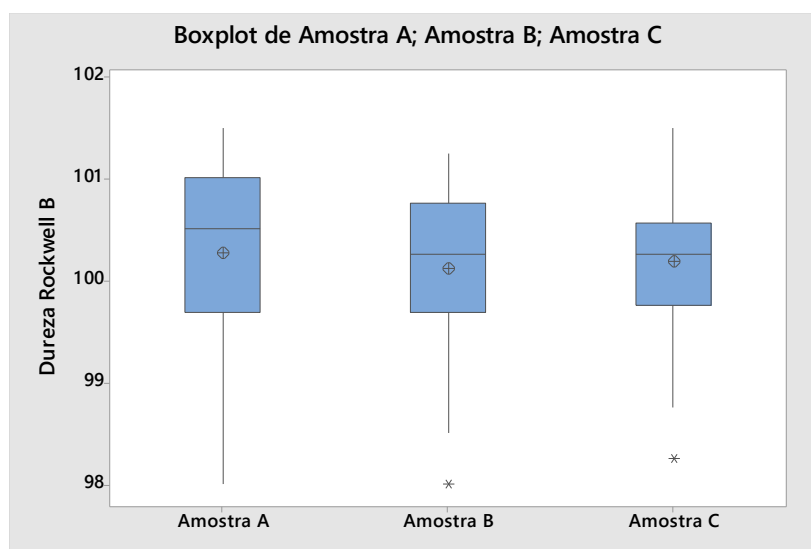


Fonte: Próprio autor.

As mesmas amostras do teste anterior foram submetidas a ensaios de dureza *Rockwell B* por meio do durômetro de bancada da marca EmcoTest,

modelo N3. Foram realizados 30 ensaios em cada amostra e a análise estatística está demonstrada na Figura 41. A análise dos dados foi realizada utilizando-se o *software* estatístico Minitab. Foram aplicados testes estatísticos para verificar a normalidade da distribuição dos dados das três amostras, assim como a inexistência de *outliers*. No intuito de demonstrar a semelhança estatística dos conjuntos de dados das amostras, usou-se o teste de igualdade do intervalo de confiança das médias e o teste de igualdade do intervalo de confiança das variâncias.

Figura 41 - Estatística dos ensaios de dureza



Variável	Média	DesvPad	Variância	Mínimo	Q1	Mediana	Q3	Máximo
Amostra A	100,27	0,97	0,94	98,00	99,69	100,50	101,00	101,50
Amostra B	100,12	0,82	0,68	98,00	99,69	100,25	100,75	101,25
Amostra C	100,18	0,72	0,51	98,25	99,75	100,25	100,56	101,50

Próprio autor.

Na Tabela 11 pode ser observado o resumo dos resultados para os dois testes aplicados. Os gráficos dos intervalos de confiança, bem como os de probabilidades das três populações, estão no apêndice C.

Após a aplicação do teste equivalência nos resultados das três amostras, fica demonstrado, para um nível de significância de 5%, que tanto o intervalo de confiança das médias quanto das variâncias se sobrepõe e

apresentam um *p value* maior que 0,05. O que equivale a dizer que as três amostras apresentaram resultados semelhantes quanto à dureza.

Tabela 11 - Resumo dos testes: igualdade do intervalo de confiança das médias e intervalo de confiança das variâncias

Médias				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
Amostra A	30	100,27	0,971	(99,960; 100,573)
Amostra B	30	100,12	0,825	(99,810; 100,423)
Amostra C	30	100,18	0,716	(99,877; 100,490)
DesvPad Combinado = 0,843842				

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão			
Amostra	N	DesvPad	IC
Amostra A	30	0,971	(0,706923; 1,45067)
Amostra B	30	0,825	(0,575143; 1,28463)
Amostra C	30	0,716	(0,489945; 1,13707)
Nível de confiança individual = 98,3333%			

Fonte: Próprio autor.

Portanto, verificada a homogeneidade por meio de análises químicas, ensaios de dureza e simulações computacionais, concluiu-se que os corpos de prova cilíndricos possuem condições favoráveis à sua aplicação em estudos relacionados aos ferros fundidos de grafita compacta.

5.2 Resultados dos experimentos

5.2.1 Efeitos do tempo de *fading* no %Mg residual e na nodularidade

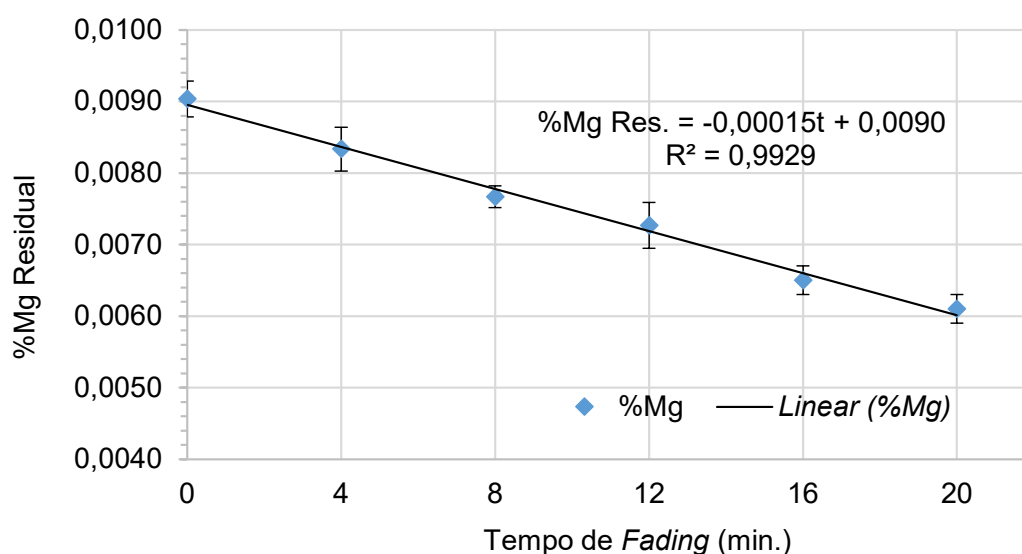
Estão apresentados na Tabela 12 a composição química do CGI, o tempo em curso no momento da amostragem e a temperatura de vazamento dos moldes. Como critério para a definição do tempo de *fading*, convencionou-se considerar o início da coleta da amostra 1, realizada imediatamente após a introdução das ligas de tratamento.

Na Figura 42 é mostrada a relação entre o magnésio residual do CGI e o tempo em que cada amostra foi produzida, tempo de *fading*.

Tabela 12 - Composição química e dados do vazamento do CGI

	Composição química %										Tempo de <i>fading</i> (min)	Temperatura de vazamento (°C)
	C	Si	Mn	Cr	Cu	Sn	S	P	Ti	Mg		
Base	3,63	2,27	0,31	0,03	0,92	0,112	0,009	0,044	0,009	0,0000	-	1430 ± 5
Amostra 1	3,62	2,33	0,31	0,03	0,93	0,113	0,009	0,044	0,009	0,0090	00.0 ± 0.25	1405 ± 5
Amostra 2	3,63	2,32	0,32	0,03	0,92	0,114	0,009	0,045	0,008	0,0083	04.0 ± 0.25	1398 ± 5
Amostra 3	3,64	2,33	0,31	0,03	0,92	0,116	0,009	0,045	0,008	0,0077	08.0 ± 0.25	1393 ± 5
Amostra 4	3,62	2,32	0,31	0,03	0,92	0,114	0,008	0,044	0,009	0,0073	12.0 ± 0.25	1387 ± 5
Amostra 5	3,64	2,32	0,32	0,03	0,93	0,115	0,008	0,045	0,009	0,0065	16.0 ± 0.25	1381 ± 5
Amostra 6	3,63	2,33	0,32	0,03	0,92	0,115	0,009	0,045	0,009	0,0061	20.0 ± 0.25	1377 ± 5

Fonte: Próprio autor.

Figura 42 - Efeito do Tempo de *fading* no %Mg residual

Fonte: Próprio autor.

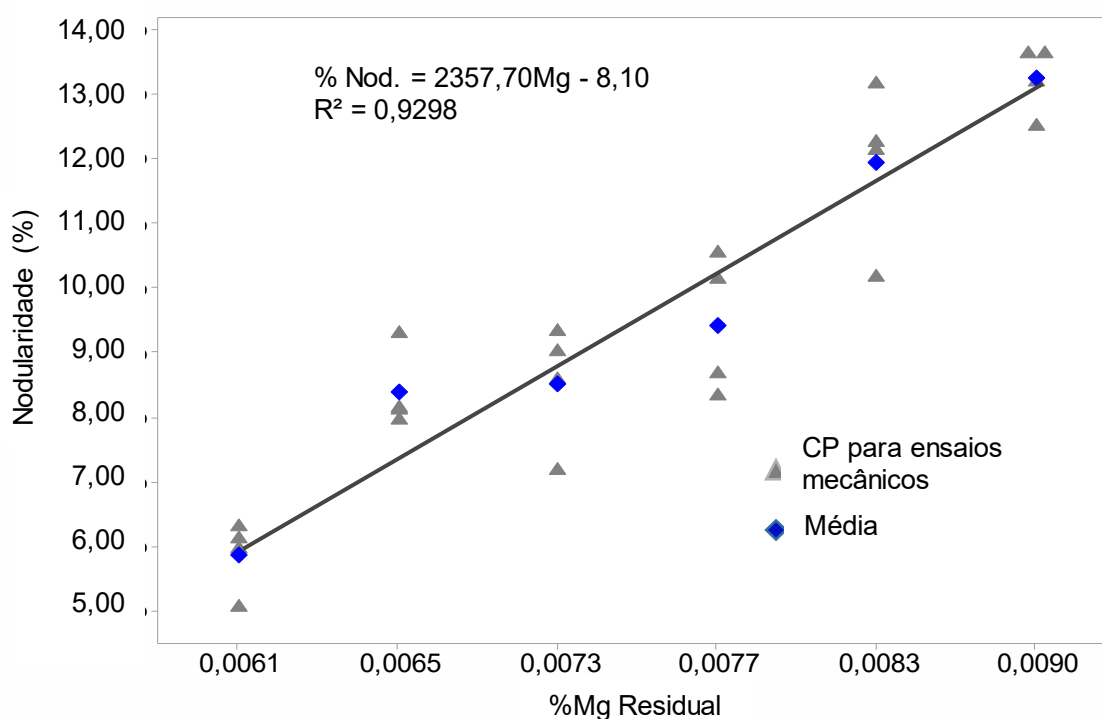
O percentual do Mg residual contido no banho metálico apresentou redução de 0,0090% para 0,0061%, comparando as amostras 1 e 6, conforme a relação linear com o tempo em minutos descrita pela equação (9). Esses teores, máximo e mínimo encontrados durante o experimento, estão contidos no intervalo definido por Dawson (2015) como característicos na obtenção do CGI sem a ocorrência de grafitas lamelares.

$$\%Mg \text{ Res.} = -0,00015t + 0,0090 \quad (9)$$

Onde, t é o tempo em minutos, para $0 < t < 20 \pm 0.25$.

Como estudado por Kim et al. (2009), devido à elevada pressão de vapor do Mg no banho metálico, em função da alta temperatura do metal, este elemento tende a escapar à medida que evolui o tempo após a sua introdução. A taxa de perda do Mg residual por evaporação foi de 0,00015 ponto percentual por minuto, em torno de 25% menor que o valor genérico de 0,00020 ponto percentual por minuto encontrado por Dawson (2015), muito possivelmente, devido às distintas geometrias de placas e diferentes gradientes de temperatura do metal líquido. A nodularidade média para cada condição foi verificada por meio da análise dos corpos de prova para ensaios mecânicos, conforme apresentado na Figura 43. Para %Mg residual de 0,0090, amostra 1, a nodularidade associada variou entre 12,5 e 13,6%, obtendo um valor médio de 13,2%, ou seja, 86,8% de grafitas compactas.

Figura 43 - Nodularidade em função do %Mg residual



Fonte: Próprio autor.

Por outro lado, para %Mg residual de 0,0061, amostra 6, a nodularidade sofreu um decréscimo alcançando valores de 5,0 a 6,3%, obtendo média de 5,8% ou 94,2% em termos de grafita compacta. Por meio da média dos valores

de nodularidade, pontos azuis no gráfico da Figura 43, foi possível estabelecer a correlação entre o %Mg e o % nódulos, conforme a equação (10).

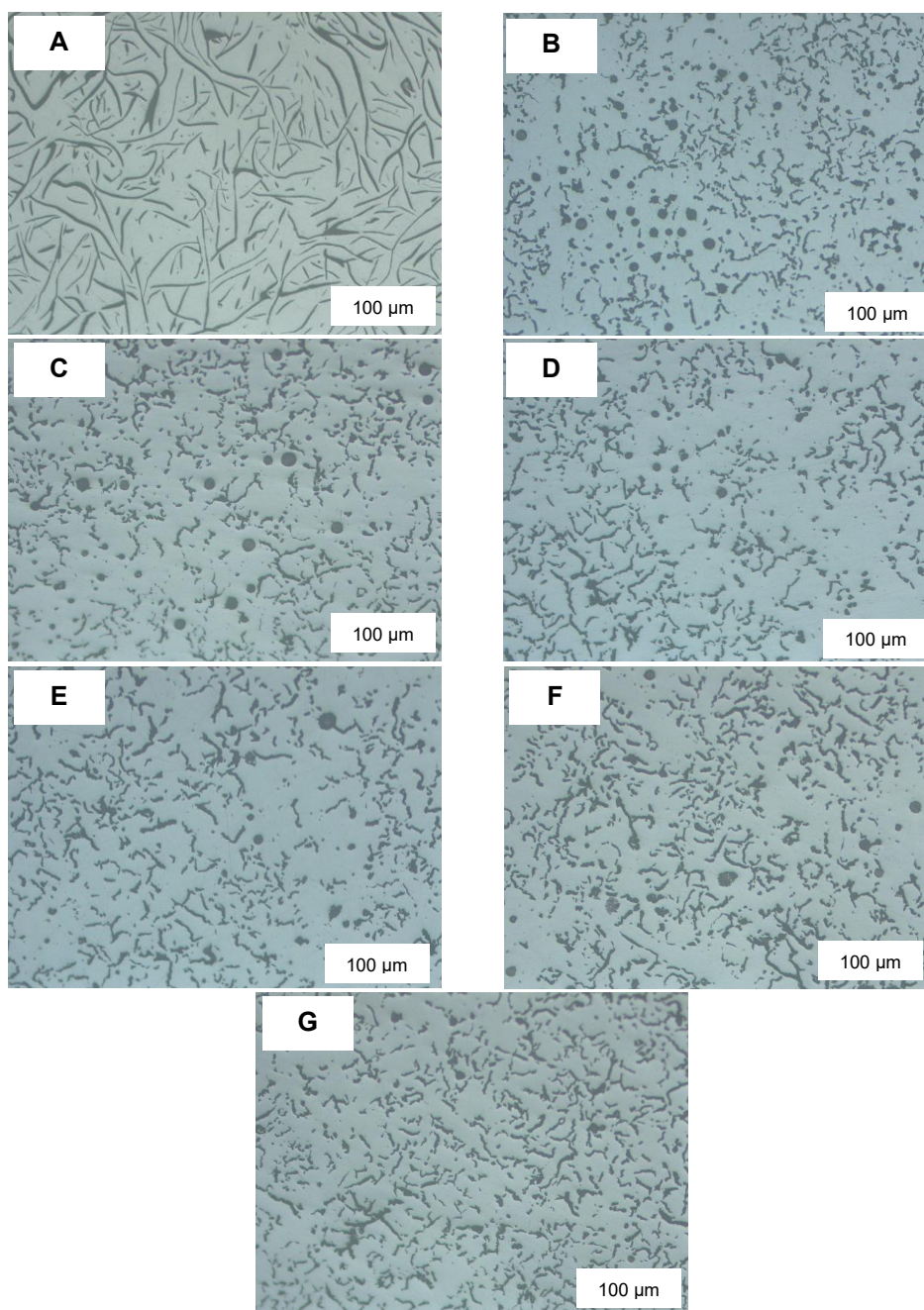
$$\%Nod. = 2357,70Mg - 8,10 \quad (10)$$

Onde, Mg é o Magnésio residual em %peso, para $0,0061 < Mg < 0,0090$

Por extrapolação da relação linear obtida entre nodularidade e magnésio residual apresentada na equação (10), é possível estimar o teor de Mg no qual a formação de nódulos deixa de ser efetiva, ou seja, %Nod = 0. Nessa condição, o sistema passa a apresentar forte tendência à precipitação de grafita lamelar, implicando na perda brusca das propriedades mecânicas típicas do CGI. O %Mg associado a esse ponto, %Mg $\approx$ 0,0030%, torna-se crítico e pode ser utilizado como indicador para o controle de processo. Com base nesse valor de transição estimado, e considerando a relação temporal do *fading* estabelecida pela equação (9), calcula-se o tempo máximo em que o Mg permanece acima desse patamar, resultando em $t \approx 40$ min, desde que a linearidade do decaimento do Mg se mantenha nas condições de processo adotadas. Esses resultados são coerentes com a sensibilidade do CGI a pequenas variações no magnésio residual e reforçam a necessidade de controle rigoroso do intervalo temporal entre o tratamento e o vazamento. Informações complementares estão apresentadas no apêndice D.

Para a nodularidade média em cada condição estão apresentadas na Figura 44 as imagens representativas, como exemplos, da microestrutura antes do ataque químico. Em (A) é mostrado o metal-base antes de ser submetido ao tratamento para obter o CGI, apresentando, predominantemente, grafitas lamelares. Em (B), observa-se a amostra 1 imediatamente após tratamento com magnésio apresentando grafitas vermiculares e nodulares, sendo 86,8% e 13,2%, respectivamente.

Figura 44 - Microestrutura dos corpos de prova submetidos a ensaios mecânicos para diferentes tempos de *fading*



Em (A), metal base antes do tratamento com liga de magnésio apresentando grafita lamelar. Em (B), amostra 1 com 13,2% de nodularidade e 86,8% de grafitas vermiculares. Em (C), amostra 2 com 11,9% de nodularidade e 88,1% de grafitas vermiculares. Em (D), amostra 3 com 9,4% de nodularidade e 90,6% de grafitas vermiculares. Em (E), amostra 4 com 8,5% de nodularidade e 91,5% de grafitas vermiculares. Em (F), amostra 5 com 8,3% de nodularidade e 91,7% de grafitas vermiculares. Em (G), amostra 6 com 5,8% de nodularidade e 94,2% de grafitas vermiculares. Antes do ataque químico.

Fonte: Próprio autor.

Pode ser observado, pela sequência de imagens da Figura 44, a diminuição gradativa da quantidade de nódulos e o aumento da quantidade de grafitas vermiculares presentes na microestrutura, culminando na microestrutura da imagem (G), cuja presença predominante é de grafitas vermiculares, 94,2%, e a presença de grafitas nodulares foi reduzida à 5,8%.

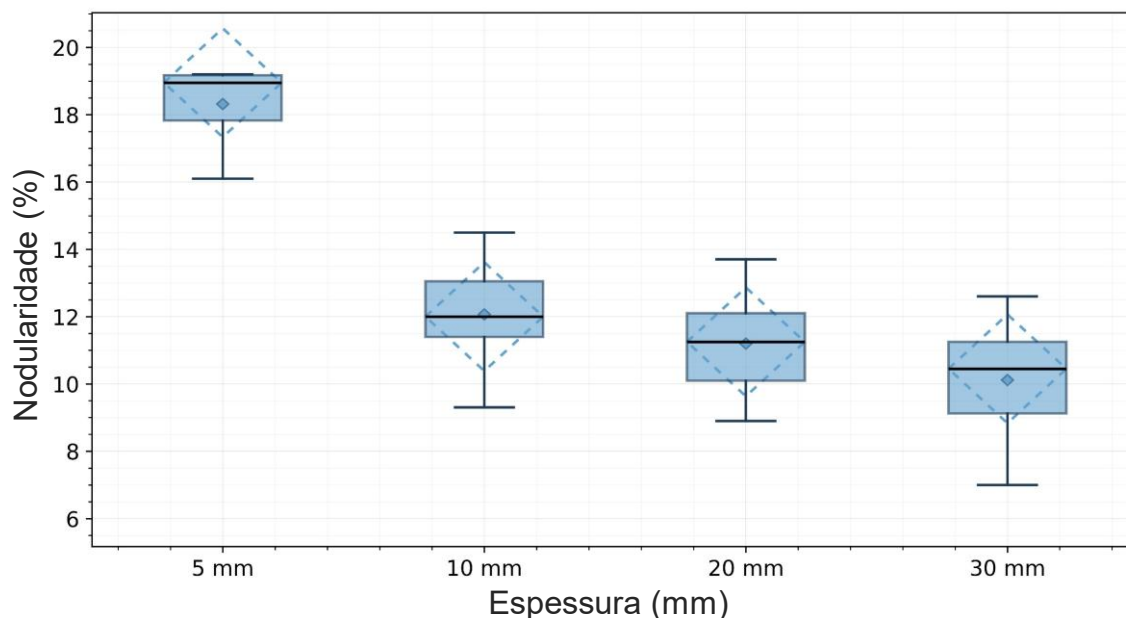
O efeito da diminuição do Mg residual, devido à elevação do tempo de *fading*, resultou no aumento da quantidade de grafitas vermiculares ou compactas, em detrimento das grafitas nodulares, conforme pontuou Sertucha et al. (2022) em seus estudos sobre CGI. Segundo Ma et al. (2019), o ferro fundido de grafita compacta deve possuir, no mínimo, 80% de grafita vermicular, característica que foi obtida em todas as condições testadas, inclusive para o maior tempo de *fading* testado, amostra 6. Não foi observada a presença de grafitas lamelares na microestrutura das amostras analisadas, exceto para a amostra antes do tratamento com magnésio. Para Dawson (1999) essa é uma característica fundamental para aplicação do CGI na produção de peças em ferro fundido.

5.2.2 Efeitos da espessura do corpo de prova na nodularidade

Assim como observado por meio dos corpos de prova cilíndricos, para os corpos de prova escalonados também foi possível obter ferro fundido de grafita compacta. A caracterização das amostras obtidas logo após tratamento, amostra 1, conforme definiu Ma et al. (2019), apresentou mais de 80% de grafitas compactas e não foram observadas grafitas lamelares, premissa defendida por Dawson (1999). Na Figura 45 estão correlacionadas a nodularidade e a espessura do corpo de prova para cada uma das condições testadas. Cada *boxplot* representa o intervalo interquartil (Q1–Q3), enquanto as linhas verticais indicam a dispersão dos dados. O losango tracejado localizado no interior de cada caixa representa a mediana, ao passo que o losango cheio indica a média, ambos desenhados como quadrados rotacionados para permitir uma visualização clara da tendência central e do grau de simetria da distribuição. Observam-se níveis mais elevados de nodularidade nas amostras com espessura de 5 mm, comportamento coerente

com as maiores taxas de resfriamento associadas a seções delgadas, que favorecem a nodularização da grafita.

Figura 45 - Comportamento da Nodularidade para Diferentes Condições de Espessura



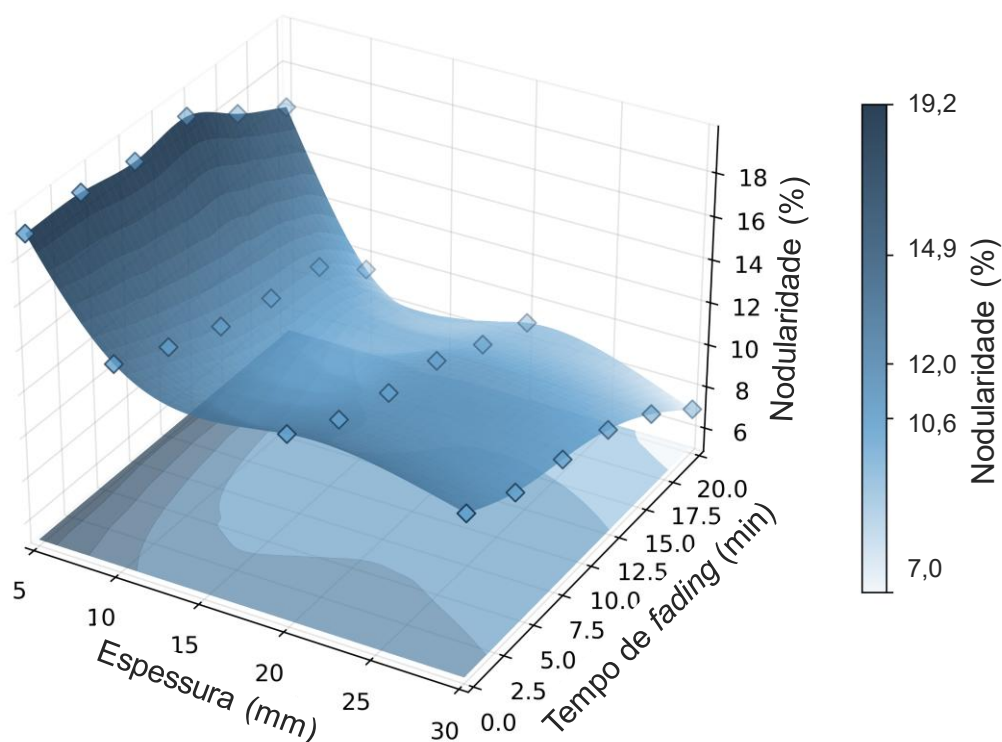
Fonte: Próprio autor.

A nodularidade diminui progressivamente com o aumento da espessura de seção, confirmando a correlação inversa entre espessura e formação de grafita nodular, conforme observaram Megahed et al. (2019). Essa redução é evidente ao comparar a seção de 5 mm com as demais, cujos valores medianos caem de aproximadamente 18,95% (5 mm) para 12,00%, 11,25% e 10,45% nas espessuras de 10, 20 e 30 mm, respectivamente. Tal tendência reforça a forte influência dos gradientes térmicos e da cinética de solidificação sobre a morfologia da grafita. As posições relativas da média e da mediana fornecem informações adicionais sobre a simetria das distribuições. Para espessuras entre 10 e 30 mm, a média apresenta leve deslocamento para valores inferiores aos da mediana, sugerindo uma distribuição suavemente assimétrica. Em contraste, a espessura de 5 mm exibe um deslocamento muito mais acentuado, com a média significativamente abaixo da mediana, indicando forte assimetria negativa e um comportamento estatístico distinto das demais espessuras.

A variabilidade, expressa pelo intervalo interquartil, aumenta com a espessura da seção, evidenciando maior heterogeneidade da nodularidade em seções mais espessas. Esse aumento da dispersão sugere que, além da redução da nodularidade média, ocorre também um alargamento da variabilidade microestrutural com o aumento da espessura da peça.

A Figura 46 complementa os resultados apresentados na Figura 45 ao incorporar a variável tempo de *fading*, possibilitando uma análise tridimensional do efeito combinado entre espessura e perda da efetividade do tratamento sobre a nodularidade.

Figura 46 - Superfície 3D da nodularidade em função da espessura e do tempo de fading



Fonte: Próprio autor.

O gráfico demonstra que, embora a espessura continue sendo o fator predominante, o *fading* exerce um papel modulador importante na manutenção da nodularidade ao longo do tempo. Para tempos reduzidos de *fading*, as seções mais delgadas mantêm níveis elevados de nodularidade, em concordância com as tendências observadas na Figura 45. Entretanto, com o aumento do tempo de *fading*, observa-se uma redução sistemática da

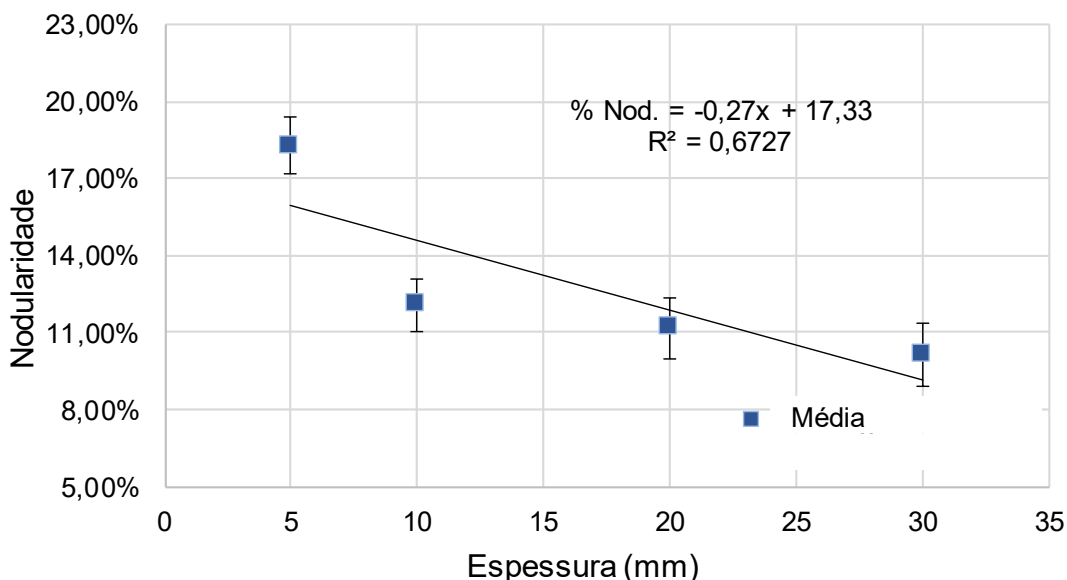
nodularidade para todas as espessuras, sendo esse efeito mais pronunciado nas seções mais espessas. Esse comportamento pode ser atribuído à perda progressiva da eficácia do magnésio residual, decorrente de reações com oxigênio e enxofre, bem como da formação e flotação dos produtos de reação durante o período de retenção do metal. Em seções mais espessas, a combinação de menores taxas de resfriamento com a redução no teor efetivo de magnésio intensifica a degeneração da grafita, promovendo uma diminuição adicional da nodularidade. Megahed et al. (2019) relataram que o número de partículas de grafita nodular em CGI é inversamente proporcional à espessura de parede e diretamente proporcional ao teor residual de Mg, comportamento que se mostra consistente com as tendências observadas no presente estudo.

Assim, na Figura 46 é demonstrado que o efeito da espessura identificado na Figura 45 é fortemente influenciado pelo tempo de *fading*, estreitando de forma significativa a janela operacional para se obter CGI com proporções controladas de grafita nodular e compacta em fundidos de maior espessura de seção.

Sun et al. (2008) acompanharam o processo de transição dos tipos de grafita no CGI, associado à diminuição do Mg residual, e observaram a tendência de surgimento de grafitas lamelares quando a nodularidade se aproxima de zero. Nos experimentos realizados, a menor nodularidade encontrada foi de 4% em um dos pontos analisados na espessura de 30mm da amostra 6. No entanto, não foram observadas grafitas lamelares nas amostras analisadas para nenhuma das condições testadas. De forma geral, a quantidade de Mg presente no banho metálico até o tempo de *fading* de 20 minutos ainda foi suficiente para modificar a forma da grafita e obter o CGI. Para testar o limite de *fading* máximo associado à obtenção do CGI nas condições estudadas seria necessário explorar o tempo de *fading* para além de 20 minutos e encontrar o momento em que o Mg residual torna-se insuficiente para modificar totalmente a grafita, surgindo grafitas lamelares. Esse fenômeno foi observado por Jinhai et al. (2011) durante experimentos sobre *fading* do CGI em que parte do Mg vaporizou e parte combinou-se com o oxigênio formando óxidos estáveis, consequentemente, diminuindo o Mg ativo suficiente para

fazer com que a grafita se cristalize na forma compacta. Em termos da nodularidade média para cada espessura, os valores encontram-se na Figura 47.

Figura 47 - Nodularidade média em função da espessura do corpo de prova escalonado



Fonte: Próprio autor.

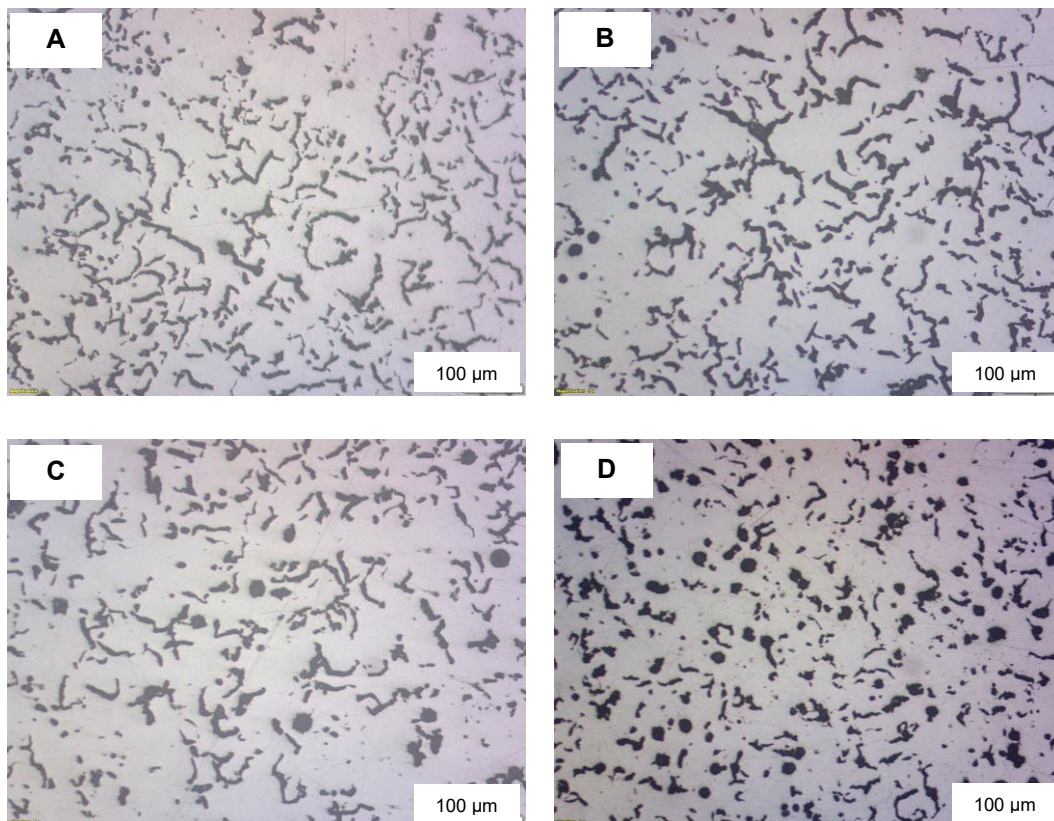
A equação (11) descreve a relação da nodularidade presente no CGI em espessuras entre 5 e 30 mm para tempos de *fading* entre 0 e 20 minutos.

$$\% \text{ Nod} = -0,27x + 17,33 \quad (11)$$

Onde, x é a espessura em mm, para $5 < x < 30$ e tempo de *fading* entre 0 e 20 minutos.

Como exemplo do efeito da espessura na microestrutura, estão apresentadas na Figura 48 as imagens da amostra 4 antes do ataque químico, referentes ao tempo de *fading* de 12 minutos. De forma comparativa, em (A), para espessura de 30 mm, uma nodularidade de 10,1% e a presença predominante de grafitas vermiculares totalizando 89,9% são verificadas. Enquanto em (D), para 5 mm de espessura, observa-se diminuição da presença de grafitas vermiculares para 80,9%, elevação da esfericidade das partículas e aumento da nodularidade para 19,1%.

Figura 48 - Microestrutura do corpo de prova escalonado, amostra 4.



Em (A) 30 mm de espessura com 10,1 % de nodularidade. (B) 20 mm de espessura com 11,0% de nodularidade. (C) 10 mm de espessura com 11,7% de nodularidade. (D) 5 mm de espessura com 19,1% de nodularidade. Antes do ataque químico.

Fonte: Próprio autor.

As alterações na morfologia da grafita em função das variações de espessura, conforme mostrado na Figura 48, se refletem em propriedades físicas diferentes, como a condutividade térmica. Ma et al. (2019) verificaram, em seus estudos sobre os efeitos da morfologia da grafita, que quantidades crescentes de grafita compacta implicam no aumento da condutividade térmica e na melhora da usinabilidade do ferro fundido.

5.2.3 Proporção entre perlita e ferrita na matriz metálica

Foram analisados os corpos de prova escalonados e os corpos de prova para ensaios mecânicos, estes últimos, para fins comparativos, foram nomeados como as barras cilíndricas que lhes deram origem. Os teores de

ferrita e perlita nas condições testadas estão apresentados na Tabela 13 e na Figura 49.

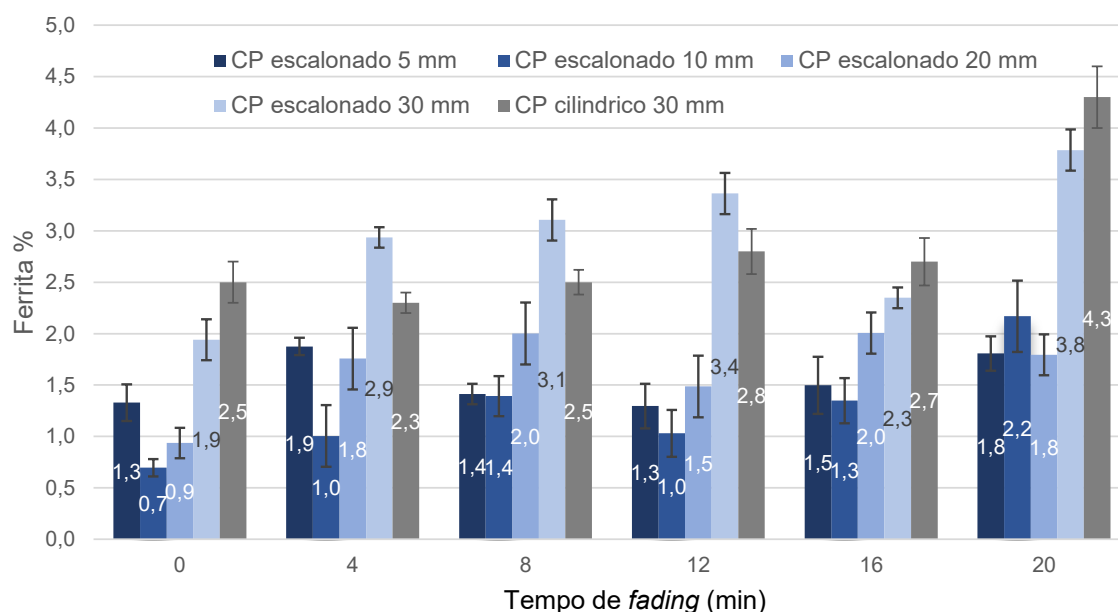
Tabela 13 - Quantidade relativa de ferrita (F) e perlita (P) nos corpos de prova escalonados e cilíndricos

Perlita (P) e Ferrita (F)		CP escalonado				CP cilíndrico
Espessura		5 mm	10 mm	20 mm	30 mm	30 mm
Amostra 1	F	1,3	0,7	0,9	1,9	2,5
	P	98,7	99,3	99,1	98,1	97,5
Amostra 2	F	1,9	1,0	1,8	2,9	2,3
	P	98,1	99,0	98,2	97,1	97,7
Amostra 3	F	1,4	1,4	2,0	3,1	2,5
	P	98,6	98,6	98,0	96,9	97,5
Amostra 4	F	1,3	1,0	1,5	3,4	2,8
	P	98,7	99,0	98,5	96,6	97,2
Amostra 5	F	1,5	1,3	2,0	2,3	2,7
	P	98,5	98,7	98,0	97,7	97,3
Amostra 6	F	1,8	2,2	1,8	3,8	4,3
	P	98,2	97,8	98,2	96,2	95,7

Fonte: Próprio autor.

Em todas as amostras analisadas a perlita é o microconstituente predominante, alcançando valores acima de 95%. Desta forma, a relação entre as alterações nos percentuais de ferrita, mediante as variáveis espessura e *fading*, indica uma tendência pouco perceptível para os níveis encontrados. As espessuras de 30mm, tanto para os corpos de prova escalonados quanto para as barras cilíndricas apresentaram comportamentos semelhantes e mais perceptíveis em comparação com as espessuras de 5, 10 e 20mm no que se refere ao aumento do tempo de *fading* e a mudança de espessura. Os percentuais de ferrita apresentaram mínimos e máximos entre 1,9 e 4,3%, conforme as duas barras à direita de cada série de dados apresentados na Figura 49. Já os teores das espessuras de 5, 10 e 20mm oscilaram ao longo do experimento.

Figura 49 - Quantidade relativa de ferrita nas diferentes espessuras do CP escalonado e no CP cilíndrico



Fonte: Próprio autor.

Megahed et al. (2019) afirmaram que os percentuais de perlita e ferrita dependem do tempo de *fading* e da espessura dos corpos de prova no CGI. Na mesma direção, König e Wessén (2010) em seus estudos sobre a influência dos elementos de liga no CGI afirmaram que a interconectividade e a maior área superficial das grafitas compactas, em relação à grafita nodular, indicam uma menor distância média para difusão do carbono da austenita para a grafita, o que permite o crescimento da participação da ferrita durante a transformação eutetóide. Kim et al. (2009) verificaram, em estudos sobre os efeitos de adições sucessivas de Cu de 0,0 até 1,0%, sem adição de Sn, para diferentes espessuras do CGI, que o percentual de perlita aumenta proporcionalmente com a elevação dos teores desse elemento. Para valores constantes de Cu, o aumento na espessura da peça fundida implica na diminuição da taxa de resfriamento o que, consequentemente, eleva o percentual de ferrita presente na matriz. Para Essam et al. (2021), a elevação da espessura diminui a formação de carbonetos, proporcionando maior concentração de perlita. Xu et al. (2018) testaram o efeito da adição de estanho de 0,00 a 0,037% no CGI como promotor de perlita, mantendo %Cu constante em 0,40%, e constataram que seu poder como inibidor da ferrita é superior ao

do cobre. Lacaze e Sertucha (2016), em seus estudos sobre os efeitos dos elementos de liga nos ferros fundidos, comprovaram que o efeito promotor de perlita do Sn é cerca de 10 vezes superior ao do cobre. A liga CGI obtida neste trabalho apresentou teores de cobre e estanho em torno de 0,90% e 0,115%, respectivamente, conforme exposto na Tabela 12. Trabalhos anteriores que buscaram compreender os efeitos de diferentes espessuras e do *fading* do tratamento com magnésio na microestrutura do CGI, observaram alterações significativas nos teores de ferrita ao adotarem menores percentuais de Cu e, principalmente, Sn. Os resultados indicam que os níveis de elementos perlitizantes utilizados neste trabalho foram suficientes não só para promover uma matriz perlítica, mas também para estabilizá-la ao mitigar os efeitos das alterações de espessura e do *fading* do processo. Para König e Wessén (2010), tanto o cobre quanto o estanho se acumulam na interface entre a austenita e a grafita formando uma barreira que dificulta a difusão do carbono. Lacaze e Sertucha (2017) sugerem que esse mecanismo que promove a perlita está associado a uma forte diminuição da força motriz necessária para nucleação da cementita.

5.2.4 Propriedades mecânicas

Os resultados dos ensaios mecânicos estão resumidos na Tabela 14.

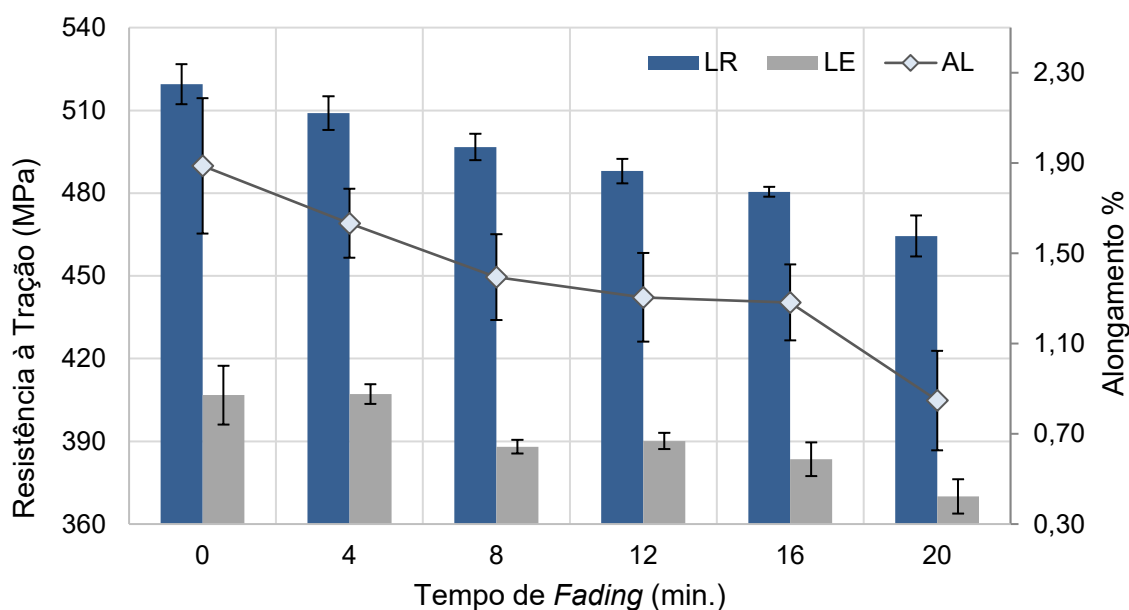
Tabela 14 - Propriedades mecânicas do CP cilíndrico e CP escalonado

Amostra #	CP cilíndrico			CP escalonado			
	Limite de resistência	Limite de escoamento	Alongamento %	5 mm	10 mm	20 mm	30 mm
	(MPa)	(MPa)		Dureza <i>Rockwell</i> B (± 0.25)			
Base	126 ± 5	-	-	98,75	92,25	89,00	86,25
Amostra 1	520 ± 5	407 ± 5	1,9	104,50	103,50	102,75	102,50
Amostra 2	509 ± 5	407 ± 5	1,6	105,25	102,50	102,25	101,75
Amostra 3	497 ± 5	388 ± 5	1,4	104,75	102,50	102,25	101,75
Amostra 4	488 ± 5	390 ± 5	1,3	104,00	103,00	102,00	101,75
Amostra 5	480 ± 5	384 ± 5	1,3	104,25	103,25	102,50	101,75
Amostra 6	465 ± 5	370 ± 5	0,8	104,25	102,50	102,00	102,00

Fonte: Próprio autor.

Para os testes de tração, 4 corpos de prova para cada condição foram ensaiados e as médias do limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) estão apresentadas na Figura 50.

Figura 50 - Efeito do tempo de *fading* no limite de resistência, limite de escoamento e alongamento



Fonte: Próprio autor.

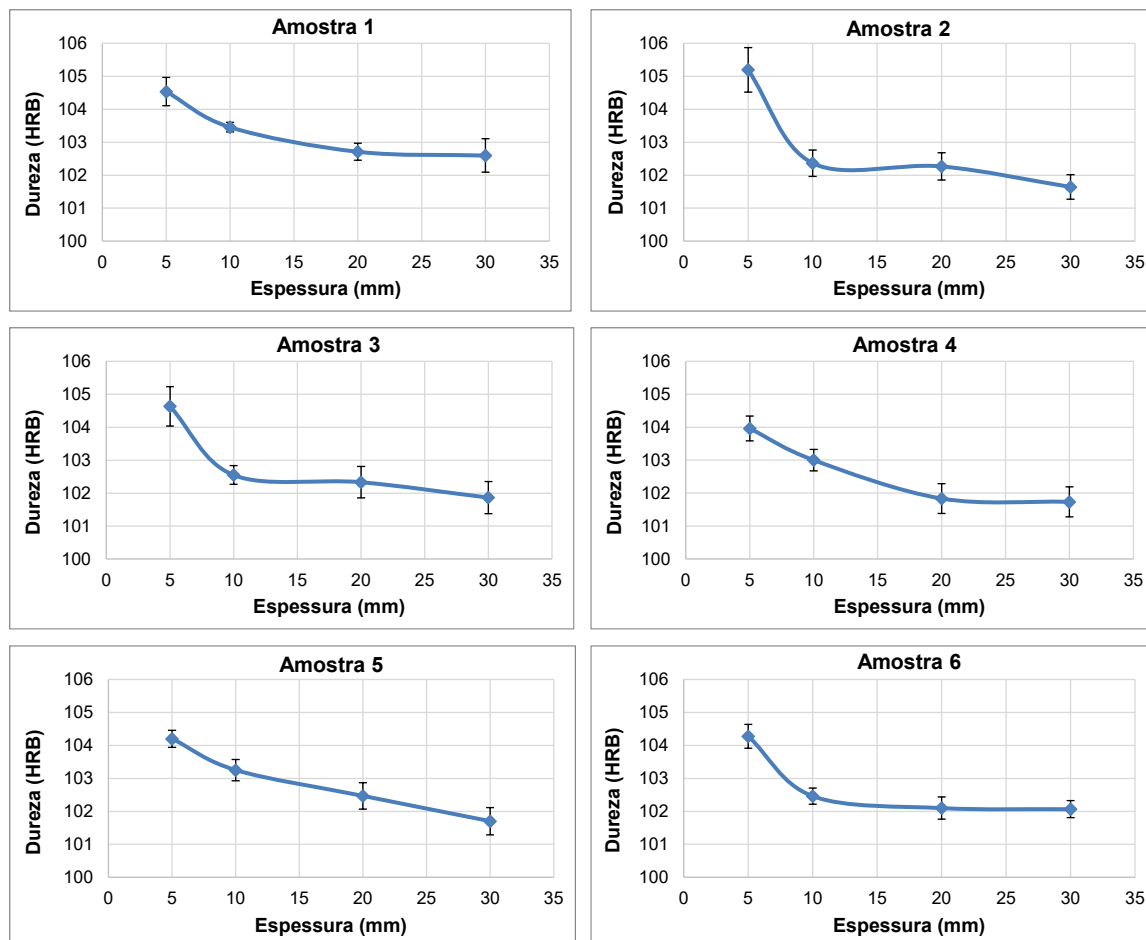
O limite de resistência inicial encontrado acima de 500MPa indica que o material obtido pertence a classe superior GJV500, conforme argumentou Sertucha et al. (2022) sobre o efeito de grafitas compactas com pontas mais arredondadas e menos afiladas na classificação do CGI. O limite de resistência, limite de escoamento e alongamento apresentaram diminuição gradativa dos resultados em função do aumento do tempo de *fading*, conforme mostrado na Para os testes de tração, 4 corpos de prova para cada condição foram ensaiados e as médias do limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) estão apresentadas na Figura 50.

Figura 50, justificado pela diminuição da concentração de nódulos de grafita e o aumento da concentração de grafitas vermiculares. Resultados similares foram observados por Dawson e Schroeder (2000) ao verificarem a influência de quantidades crescentes de grafita compacta nas propriedades mecânicas do CGI. Para Bazdar et al. (2009), ao compararem os efeitos de

diferentes morfologias de grafita, observaram que as grafitas compactas resultam em uma maior descontinuidade da matriz metálica do que grafitas nodulares, gerando pontos de concentração de tensão por onde podem nuclear trincas. A amostra 1 apresentou limite de resistência de 520 MPa, limite de escoamento de 407 MPa e alongamento de 1,9%, enquanto a amostra 6 apresentou 465 MPa, 370 MPa e 0,8%, respectivamente. De forma comparativa, o tempo de *fading* resultou em uma diminuição do limite de resistência em 11%, do limite de escoamento em 9% e do alongamento em 58%. Mesmo com a diminuição na resistência mecânica e ductilidade, os resultados encontrados estão alinhados à caracterização microestrutural, que não identificou a ocorrência de grafitas lamelares, o que Dawson (1999) constatou causar diminuições abruptas de cerca de 30% no limite de resistência logo após o surgimento dos primeiros traços. Por outro lado, ao diminuir o limite de resistência, o CGI deve ganhar na mesma proporção elevação da condutividade térmica, conforme observado por Fournalakidis et al. (2023).

Na Figura 51 estão apresentados os resultados médios dos ensaios de dureza Rockwell B para as diferentes espessuras dos corpos de prova nas condições estudadas. A dureza variou de forma sutil, alcançando valores próximos a 104 HRB para as menores espessuras e 102 HRB para as maiores, oscilando em média entre 2 e 3%. Provavelmente, a concentração ligeiramente menor de ferrita nas espessuras mais finas exerceu influência nesses resultados. Esta característica mostrou-se pouco sensível às variações da morfologia da grafita, conforme mostrado na Figura 45, apesar de apresentar uma tendência a ser inversamente proporcional à espessura para todas as condições. Esse comportamento também foi relatado por Zhu et al. (2021), que não observaram diferenças significativas na dureza do CGI ao compararem concentrações diferentes de grafita compacta. Liu et al. (2016) também observaram pequenas alterações na dureza para condições similares em relação à matriz metálica.

Figura 51 - Dureza Rockwell B nas diferentes espessuras do CP escalonado



Fonte: Próprio autor.

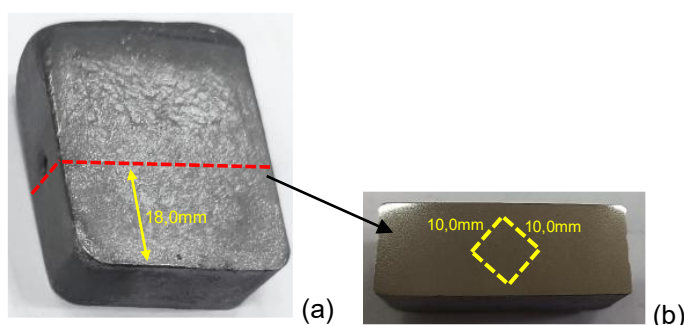
Para Liu et al. (2016), o efeito competitivo entre a morfologia da grafita e a estrutura da matriz metálica tornam a dureza do CGI uma característica menos sensível do que o limite de resistência às diferentes proporções entre as grafitas nodulares e compactas. Por outro lado, Kim et al. (2009) observaram diferenças mais significativas na dureza do CGI para casos em que houve alterações nas concentrações da grafita compacta e da ferrita.

5.2.5 Análise térmica da solidificação

Por meio de um equipamento de análise térmica foram obtidas as curvas de resfriamento durante a solidificação das amostras do CGI. As etapas do processo foram amostradas a partir da finalização do metal base, imediatamente após tratamento com a liga nodularizante e nos tempos de *fading* de 4, 8, 12, 16 e 20 minutos. As amostras foram produzidas a partir do

mesmo metal utilizado na confecção dos corpos de prova CPE, CPC e das provetas para análise da composição química, conforme descrito nas seções anteriores. As informações referentes à composição química e à temperatura do metal encontram-se na Tabela 12. Após a obtenção das curvas, cada cápsula correspondente foi desmoldada 15 minutos após o vazamento, originando as amostras utilizadas na caracterização microestrutural, com o objetivo de associar as microestruturas às respectivas curvas de resfriamento. Está indicado na Figura 52 um exemplo de corpo de prova obtido após solidificação do metal no interior da cápsula de análise térmica. As amostras foram seccionadas a 18 mm acima da base, imediatamente abaixo do orifício formado pelo termopar, conforme indicado pela linha pontilhada vermelha na Figura 52(a).

Figura 52 - Corpo de prova da análise térmica para avaliação da microestrutura



(a): Corpo de prova da análise térmica indicando a localização do corte. (b): Parte inferior do corpo de prova indicando posição e área em que foi avaliada a microestrutura.

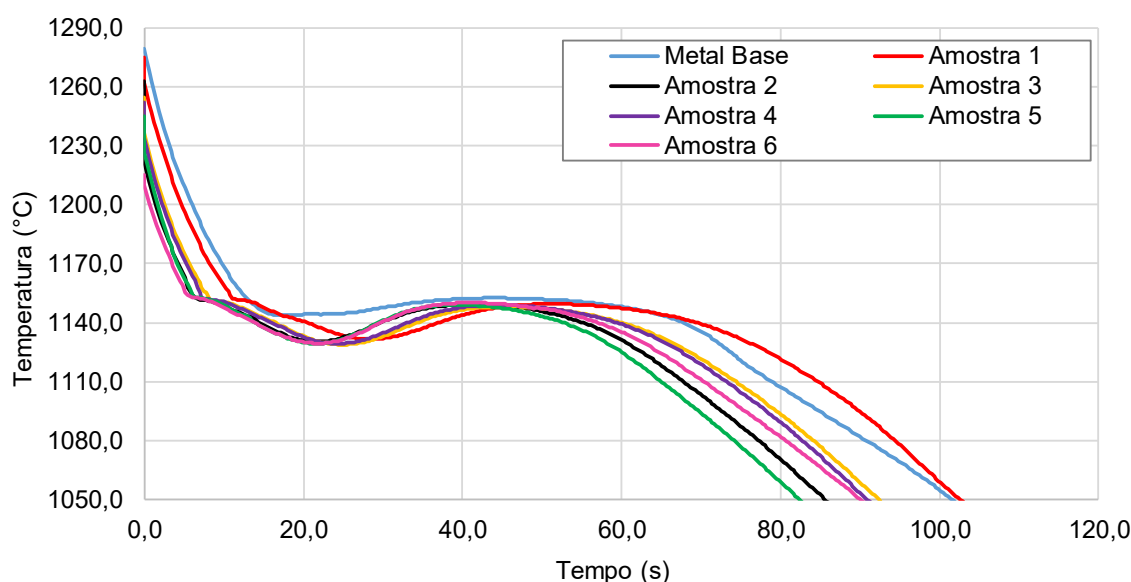
Fonte: Próprio autor.

A área analisada corresponde ao centro geométrico da amostra, delimitado por um retângulo de 10 x 10 mm, posicionado com seus lados ortogonais às arestas da amostra, com objetivo de minimizar a influência dos efeitos microestruturais associados ao resfriamento mais acelerado nas regiões próximas às bordas, conforme ilustrado na Figura 52(b).

Na Figura 53 são apresentadas as sete curvas de resfriamento - temperatura em função do tempo - registradas ao longo do experimento. As curvas correspondem às seguintes condições:

- **Metal base:** amostrado imediatamente antes do início do tratamento para obtenção do CGI;
- **Amostra 1:** coletada imediatamente após o término do tratamento;
- **Amostra 2:** coletada 4 minutos após o tratamento;
- **Amostra 3:** coletada 8 minutos após o tratamento;
- **Amostra 4:** coletada 12 minutos após o tratamento;
- **Amostra 5:** coletada 16 minutos após o tratamento;
- **Amostra 6:** coletada 20 minutos após o tratamento;

Figura 53 - Curvas de resfriamento



Fonte: Próprio autor.

Os pontos característicos extraídos das curvas de resfriamento são apresentados na Tabela 15, com o objetivo de facilitar a interpretação dos resultados. A maior temperatura registrada nas curvas, denominada temperatura de pico ($T_{\text{máx}}$), corresponde ao momento que o metal preenche a cápsula e o termopar inicia as medições. Os valores de $T_{\text{máx}}$ oscilaram entre 1280°C, para a amostra de metal base, e 1241°C, para a amostra 6. Segundo Elkem (2017), a diferença entre os valores de $T_{\text{máx}}$ de curvas cujos resultados se pretende comparar não deve ultrapassar 60°C — condição que foi atendida neste experimento, conforme os dados apresentados na Tabela 15.

Tabela 15 - Pontos característicos das curvas de resfriamento

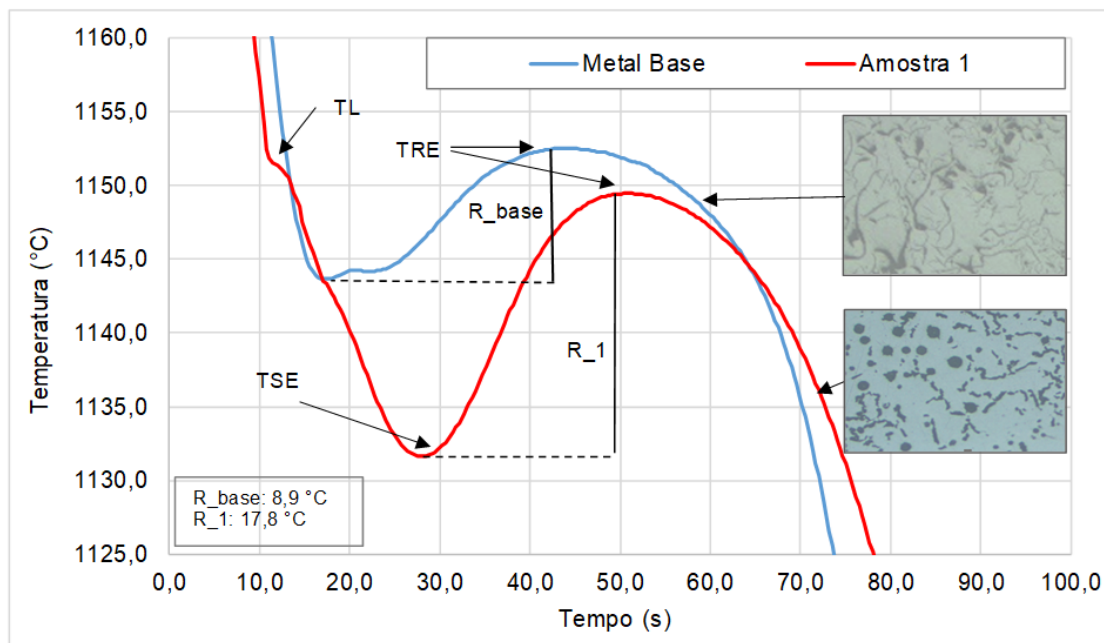
Amostra	Tempo de <i>fading</i>	TL (°C)	TSE (°C)	TRE (°C)	TS (°C)	R (°C)	CEL	T_máx (°C)
Base	-	1156,4	1143,6	1152,5	1067,8	8,9	4,16	1280,0
1	0	1152,0	1131,6	1149,4	1073,9	17,8	4,20	1275,0
2	4	1151,9	1130,3	1149,1	1076,2	18,9	4,20	1263,0
3	8	1151,0	1128,7	1148,1	1076,0	19,4	4,21	1255,0
4	12	1151,8	1129,3	1148,8	1076,5	19,6	4,20	1252,0
5	16	1152,8	1129,2	1149,0	1076,8	19,8	4,19	1245,0
6	20	1153,1	1129,4	1150,1	1071,3	20,7	4,19	1241,0

TL: temperatura *liquidus*; TSE: temperatura de superresfriamento eutético; TRE: temperatura de recalescimento eutético; R: recalescência, $R = TRE - TSE$.

Fonte: Próprio autor.

Com o objetivo de evidenciar as mudanças no formato das curvas de resfriamento — desde o metal base até a liga CGI — foram selecionadas as amostras “metal base” e “amostra 1”, juntamente com as imagens das respectivas microestruturas. As curvas correspondentes foram reunidas no gráfico da Figura 54, com ênfase na região eutética, de modo a salientar o comportamento do superresfriamento e do recalescimento eutético. A alteração na forma da curva “amostra 1” em relação à curva da amostra “metal base” evidencia os efeitos do tratamento com liga de magnésio e inoculante, resultando na formação do ferro fundido com grafita compacta. Observa-se uma redução na temperatura de superresfriamento, de 1143,6 °C para 1131,6 °C, acompanhada por um aumento na recalescência, de 8,9 °C para 17,8 °C — comportamentos típicos da liga CGI, conforme descrito por Stefanescu et al. (2021). Cojocar et al. (2019) e Stefanescu (2009) identificaram os efeitos da maior taxa de nucleação da grafita promovida pela adição de inoculantes, os quais atuam como geradores de núcleos heterogêneos estáveis.

Figura 54 - Curvas de resfriamento e suas microestruturas



TL: temperatura *líquidus*; TSE: temperatura de superresfriamento eutético; TRE: temperatura de recalcificação eutética; R: recalcificação, $R = TRE - TSE$.

Fonte: Próprio autor.

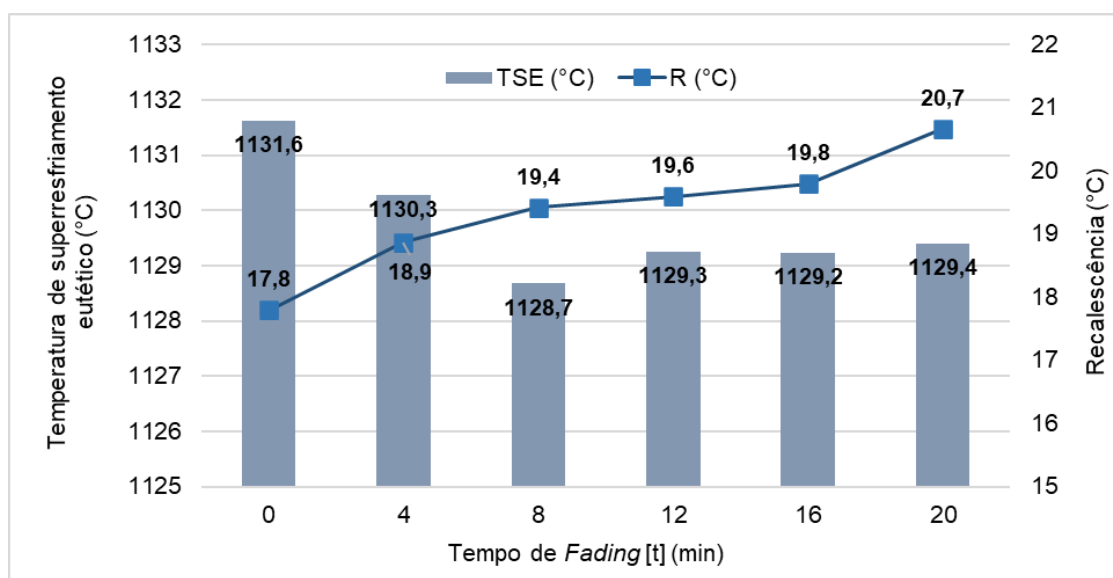
Os mesmos autores também destacaram que esse efeito da inoculação se reflete no aumento da temperatura durante o recalcificação, como consequência da liberação mais intensa de calor latente no início da solidificação eutética.

Como exemplo qualitativo da obtenção do CGI, são apresentadas, do lado direito da Figura 54, as microestruturas correspondentes a cada curva, obtidas sem ataque químico, por meio da caracterização das amostras oriundas da análise térmica. Na imagem de microestrutura referente ao metal base, observa-se a presença de grafita lamelar, com tamanhos e formas variadas, distribuída de maneira heterogênea na matriz metálica. Tal comportamento evidencia o baixo poder nucleante do metal, associado à ausência de adição de liga nodularizante. Na microestrutura da amostra 1, nota-se uma distribuição mais homogênea das partículas de grafita, com presença de nódulos e grafita compacta curta de extremidades arredondadas. Em síntese, a transformação microestrutural observada na transição do metal base para o CGI decorre da modificação no mecanismo de nucleação da

grafita, promovida pela adição controlada de magnésio e inoculantes. Esse tratamento altera a morfologia da grafita de lamelar para compacta, conforme amplamente estudado por Dawson (1999), Stefanescu (2009) e Riposan et al. (2020). Estudos recentes, como os conduzidos por Sertucha et al. (2022), utilizando o método de solidificação interrompida, concluíram que a grafita nucleia inicialmente na forma de nódulos e, ao longo do processo de solidificação, em função da composição química, desenvolve protuberâncias que evoluem para a morfologia típica da grafita compacta.

O *fading* do processo, amplamente discutido nas seções anteriores quanto à alteração na morfologia da grafita e seus reflexos nas propriedades mecânicas e microestruturais, foi avaliado por meio das curvas de resfriamento. Na Figura 55, observa-se a evolução da temperatura de superresfriamento eutético (TSE) e da recalescência (R) em função do tempo de *fading*, variando de 0 a 20 minutos. Nota-se uma redução inicial dos valores de TSE, de 1131,6 °C para 1128,7 °C, entre 0 e 8 minutos, indicando maior dificuldade para o início da nucleação da grafita.

Figura 55 - Variação da temperatura de superresfriamento eutético (TSE) e da recalescência (R) em função do tempo de *fading*



TSE: temperatura de superresfriamento eutético; R: recalescência.

Fonte: Próprio autor.

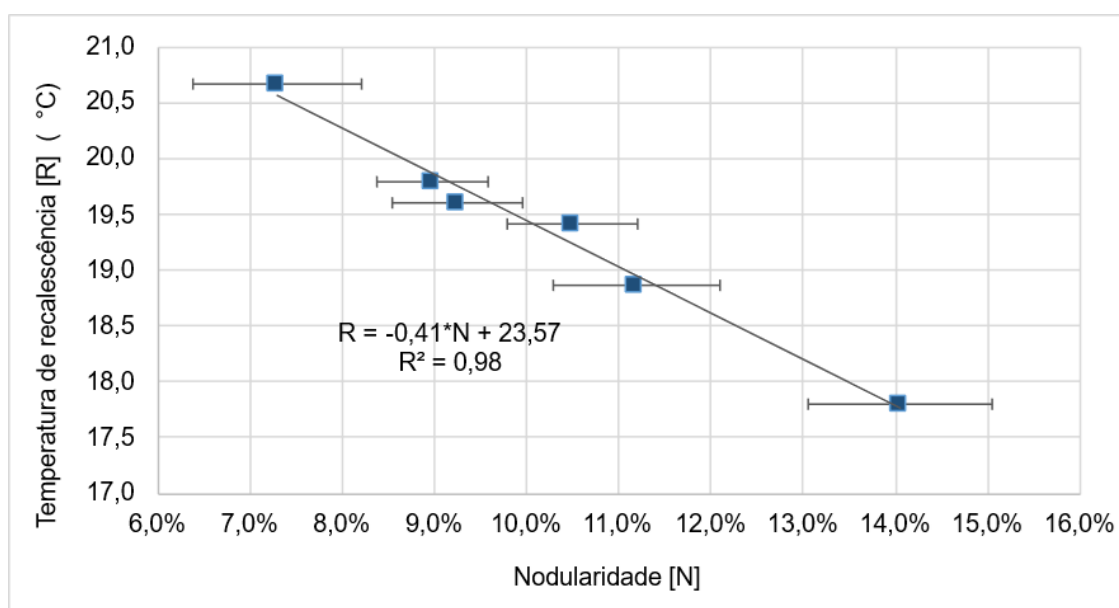
Esse resultado evidencia a necessidade de um superresfriamento mais acentuado, em decorrência da progressiva perda da efetividade da inoculação e, conseqüentemente, da redução do número de núcleos ativos.

A partir dos 8 minutos, a TSE estabiliza-se em torno de 1129 °C, sugerindo que o efeito do *fading* atinge um patamar com relação ao impacto sobre a nucleação eutética. Esse comportamento está de acordo com os estudos de Sertucha et al. (2017) e Riposan et al. (2020), que relatam um regime de nucleação que diminui ao longo do tempo, mas que atinge momentos de estabilidade, principalmente, durante a transição do ferro nodular para o CGI. Por outro lado, Jinhai et al. (2011) observaram reduções mais acentuadas da TSE ao acompanharem o *fading* do CGI obtido pelo método sanduíche durante um intervalo de tempo semelhante ao estudado no presente trabalho, chegando a atingir a região metaestável de transformação. Embora a diferença entre as temperaturas de superresfriamento entre 0 e 8 minutos de *fading* seja próxima a 3 °C (1131,6 °C para 1128,7 °C), esse valor é considerado significativo no contexto da nucleação da grafita. Conforme discutido por Stefanescu (2009), variações de poucos graus podem impactar diretamente a concentração de núcleos efetivos com raios críticos suficientes para promover a nucleação da grafita e, portanto, determinar a microestrutura resultante. Esse comportamento confirma a alta sensibilidade do processo de obtenção do CGI às condições térmicas impostas pelo *fading*.

Conforme apresentado na Figura 55, a recalescência (R), por sua vez, apresenta crescimento contínuo ao longo de todo o intervalo de *fading*, passando de 17,8 °C na condição inicial para 20,7 °C após 20 minutos. Esse aumento reflete um incremento na energia térmica liberada durante a solidificação eutética, atribuída à maior liberdade de crescimento da grafita compacta em comparação à nodular, conforme apontado por Stefanescu (2009) e Hernando et al. (2017). Esse comportamento também sugere que, embora o número de núcleos ativos disponíveis para nuclear diminua, o crescimento das partículas de grafita é mais intenso, o que eleva a TRE e, por conseqüência, a recalescência. No mesmo sentido, Sertucha et al. (2017) observaram em seus experimentos que a redução do número de nódulos e o

aumento da morfologia vermicular resultam em maior recalescência, associada à liberação mais intensa de calor latente após um superresfriamento mais profundo. Esse conjunto de dados indica que o tempo de *fading* não apenas altera a morfologia da grafita, mas também impacta diretamente os parâmetros térmicos da solidificação, sendo a recalescência um bom indicador tanto do tipo de grafita presente na microestrutura quanto dos níveis de grafita vermicular, mesmo nos casos em que a TSE se mantém constante. Dawson (2015), um dos precursores do processo de obtenção do CGI, destaca que a produção dessa liga está intimamente relacionada ao controle do processo, com objetivo de alcançar um balanço adequado entre grafita nodular e compacta. Nesse contexto, a caracterização dos corpos de prova, conforme ilustrado na Figura 52, permitiu estabelecer a correlação entre a nodularidade média das amostras e os valores de recalescência obtidos por análise térmica. Os resultados estão apresentados na Figura 56, evidenciando uma correlação inversa entre as variáveis analisadas. Observa-se que, à medida que a nodularidade diminui, em decorrência do *fading* e do consequente aumento da proporção de grafita compacta, a recalescência se eleva de forma linear, com coeficiente de determinação $R^2 = 0,98$, indicando forte aderência ao modelo proposto, descrito pela equação (12).

Figura 56 - Relação entre nodularidade e temperatura de recalescência



Fonte: Próprio autor.

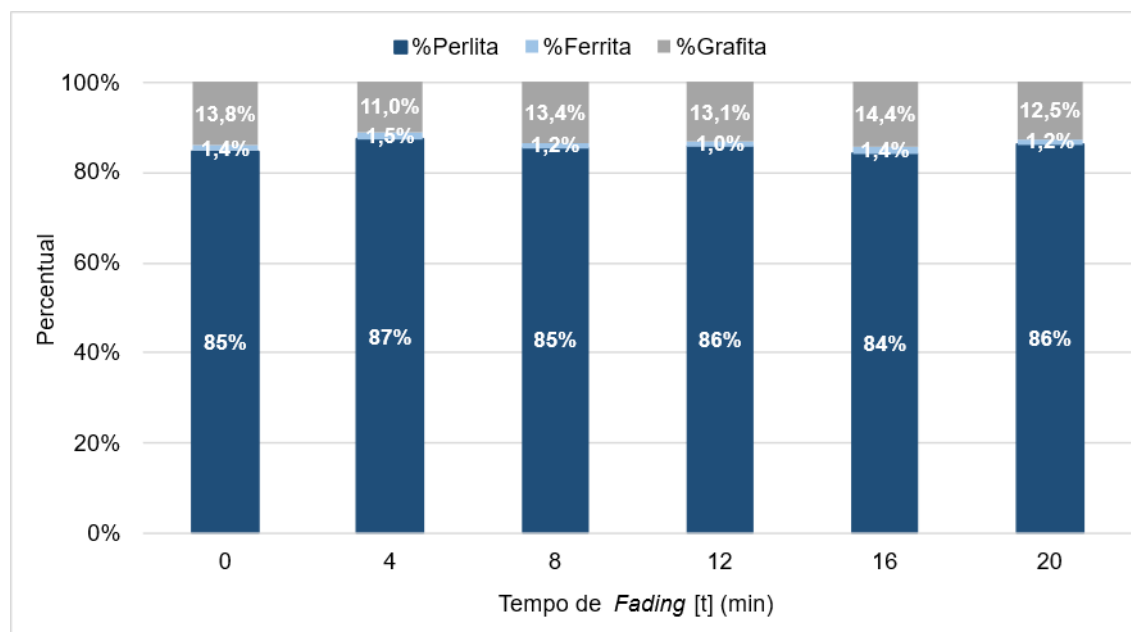
$$R = -0,41N + 23,57 \quad (12)$$

Onde, N é a nodularidade e R é a recalescência.

Comportamento semelhante envolvendo o aumento da recalescência associado à presença crescente de grafita compacta foi amplamente discutido por Hernando et al. (2017) e Lacaze et al. (2021), reforçando os resultados obtidos neste estudo.

As frações relativas dos componentes microestruturais presentes nas amostras foram estimadas, e os percentuais de perlita, ferrita e grafita ao longo dos diferentes tempos de *fading* estão ilustrados na Figura 57. Observa-se que a matriz metálica permaneceu predominantemente perlítica em todas as amostras, com variações pouco significativas entre 84% e 87%, evidenciando que o intervalo de tempo estudado após o tratamento não provocou alterações expressivas na transformação da matriz metálica.

Figura 57 - Influência do *fading* na distribuição microestrutural do ferro fundido de grafita compacta



Fonte: Próprio autor.

A fração de ferrita manteve-se praticamente constante, oscilando entre 1,0% e 1,5%, comportamento que reforça a predominância de uma matriz perlítica mesmo nos tempos de *fading* mais elevados. Resultados semelhantes

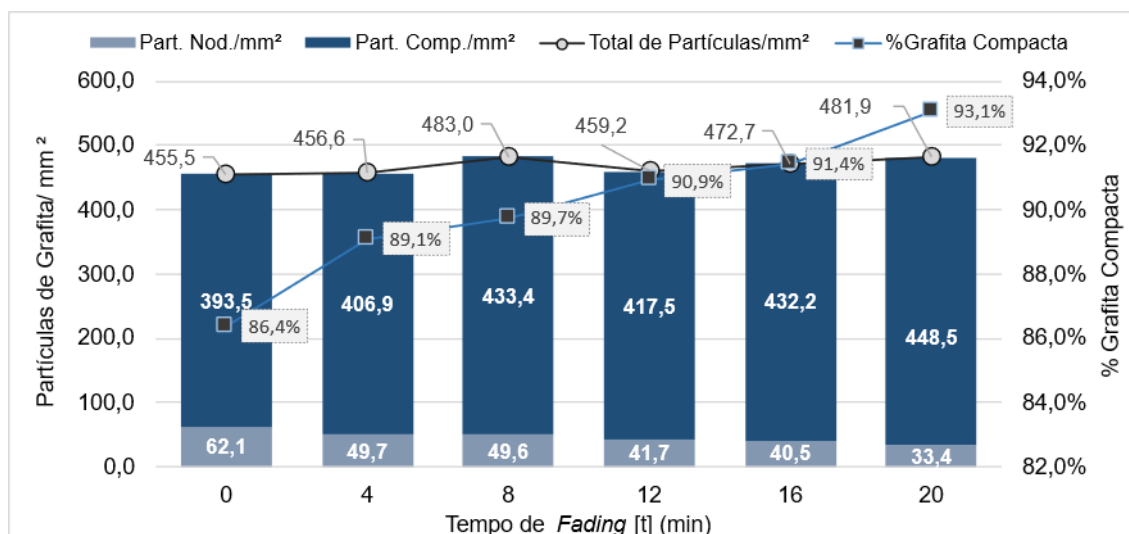
foram observados para as espessuras de 5 mm e 10 mm dos corpos de prova escalonados, conforme apresentado na Tabela 13 e na Figura 49. Já a fração de grafita variou entre 11,0% e 14,4%, sem apresentar tendência clara de aumento ou redução com o tempo, o que sugere que o volume total de grafita não foi diretamente impactado pela perda progressiva de efetividade do tratamento, considerando o intervalo de tempo analisado. Esses resultados indicam que, apesar da mudança na morfologia da grafita ao longo do *fading*, a fração volumétrica total de grafita e a constituição da matriz metálica permaneceram relativamente estáveis. Essa estabilidade pode estar associada à manutenção do teor de carbono equivalente dentro da faixa típica para produção de CGI, sem grandes oscilações ao longo do período estudado, conforme demonstrado na Tabela 12. Segundo Patel e Dave (2022), a precipitação adequada de grafita no CGI depende da manutenção do carbono equivalente dentro da faixa de trabalho, sendo esse controle essencial para garantir uma fração de grafita estável durante o processo de solidificação e evitar variações no equilíbrio entre perlita e ferrita.

Como indicador desse comportamento, observa-se na Tabela 15 que os valores de carbono equivalente *líquidus* permaneceram entre 4,19 e 4,21 após a obtenção da liga CGI, indicando estabilidade. Esses valores foram determinados a partir da equação (13), utilizando-se a temperatura *líquidus* (TL), conforme proposto por Sillén (2007) citado por Steffanescu et al. (2020) e amplamente adotado em sistemas de análise térmica, como os descritos por Heraeus Electro-Nite, ATAS e Elkem (2017).

$$CEL = 14,45 - 0,0089 TL \quad (13)$$

Onde, *TL* é a temperatura *líquidus* e CEL é o carbono equivalente *líquidus*

A fração de grafita apresentada no gráfico da Figura 57 foi estratificada, sendo ilustrada na Figura 58 a evolução da morfologia do CGI em função do tempo de *fading* do tratamento, evidenciando as quantidades de partículas nodulares e compactas por mm², o total de partículas de grafita e o percentual de grafitas compactas.

Figura 58 - Efeito do *fading* na quantidade de grafita nodular, compacta e total de partículas

Fonte: Próprio autor.

Observa-se um aumento progressivo do percentual de grafita compacta, que varia de 86,4% a 93,1% ao longo do período estudado. Apesar da redução do número de nódulos por mm², o volume de partículas compactas aumenta, e o total de partículas de grafita por área se mantém relativamente constante, indicando que os efeitos da nucleação do metal continuam induzindo a precipitação da grafita. Essa tendência evidencia a transição gradual da morfologia nodular para a compacta, em função da diminuição do efeito dos elementos nodularizantes residuais dissolvidos no metal líquido, fenômeno constatado por Hernando et al. (2017). Por outro lado, Sertucha et al. (2022), ao observarem o aumento da quantidade de grafita compacta em detrimento da grafita nodular, verificaram uma diminuição na quantidade total de partículas de grafita e atribuíram esse fenômeno à solidificação no sistema metaestável, em que parte do carbono, em vez de precipitar na forma de grafita, precipita como carboneto de ferro. No presente trabalho, não foram encontrados vestígios desse composto nas diversas análises microestruturais, tampouco nas curvas de resfriamento, que, em função da diminuição da atividade da grafita, apresentariam redução da recalescência (SERTUCHA et al., 2022). Esse comportamento pode ser atribuído ao método utilizado para obter o CGI, tratamento por *cored wire*, em vez do processo tipo sanduíche, e a presença de

terras raras, que garantem estabilidade à nucleação e ao efeito do magnésio, conforme apontado por Dawson (2015).

O controle de variáveis como a taxa de nucleação, o teor de magnésio presente e o efeito do *fading* do processo passa, quase que obrigatoriamente, pela utilização da análise térmica como ferramenta capaz de coletar dados resultantes da interação entre essas variáveis de processo, permitindo, assim, sua comparação com padrões previamente estabelecidos. Nesse contexto, os resultados obtidos reforçam que, mesmo com o avanço do *fading*, é possível manter uma estrutura típica de CGI, com elevada proporção de grafita compacta e ausência de grafita lamelar, desde que as condições térmicas e químicas estejam devidamente controladas.

6 CONCLUSÕES

- O tempo de *fading* entre 0 e 20 minutos impactou na diminuição do magnésio residual de 0,0090 para 0,0061%, uma redução em torno de 32% a uma taxa de 0,00015 ponto percentual por minuto.
- Para as barras cilíndricas, o %Mg residual de 0,0090 correspondeu a uma nodularidade média de 13,2%, enquanto para o %Mg residual de 0,0061 a nodularidade sofreu um decréscimo alcançando a média de 5,8%, enquanto houve elevação da concentração de grafitas compactas de 86,8% para 94,2%.
- A quantidade de nódulos de grafita no CGI depende da espessura do fundido e da concentração de Mg residual presente. Os maiores valores de nodularidade foram encontrados em espessuras de 5 mm em razão da maior taxa de extração de calor, se comparadas às espessuras de 10, 20 e 30 mm.
- O efeito da espessura observado é significativamente condicionado pelo tempo de *fading*, o que reduz a janela operacional disponível para a obtenção de CGI com proporções controladas de grafita nodular e compacta em seções de maior espessura.
- Foi possível estabelecer uma relação linear entre espessura e nodularidade para espessuras entre 5 e 30 mm para tempos de *fading* entre 0 e 20 minutos.
- Por meio das imagens da microestrutura foi verificada tendência de crescimento da quantidade de grafita vermicular com acréscimo da espessura.

- As espessuras de 30 mm apresentaram valores mais elevados de ferrita em função do resfriamento mais lento, fator que favoreceu a cinética de difusão do carbono da austenita para as grafitas.
- Não foi observada a presença de grafita lamelar para os corpos de prova, para todos os valores de espessura e para os diferentes tempos de *fading* investigados neste trabalho.
- A diminuição da nodularidade, em função do aumento do tempo de *fading* resultou na diminuição das propriedades mecânicas do CGI.
- Os valores de dureza variaram entre 2 e 3% para as diferentes espessuras testadas, característica que mostrou-se pouco sensível às variações na morfologia da grafita.
- As curvas de resfriamento evidenciaram os efeitos do tratamento com magnésio e inoculante, com destaque para a redução do superresfriamento e o aumento da recalescência, indicando maior taxa de nucleação e formação de grafita compacta. Essa transformação foi confirmada pelas microestruturas obtidas diretamente das amostras da análise térmica.
- Observou-se que o *fading* influencia significativamente os parâmetros térmicos da solidificação, especialmente a temperatura de superresfriamento e a recalescência. A relação inversa entre nodularidade e recalescência reforça o uso desta última como um indicador da morfologia da grafita ao longo do tempo.
- Apesar da progressiva perda de nódulos, a matriz metálica manteve-se predominantemente perlítica e a fração de grafita relativamente constante. Essa estabilidade está associada à manutenção do carbono

equivalente dentro da faixa adequada para o CGI, mesmo com o avanço do *fading*.

- Os resultados demonstram que, com controle adequado das variáveis químicas e térmicas, é possível produzir CGI com elevada proporção de grafita compacta e sem ocorrência de grafita lamelar. A análise térmica mostrou-se essencial para monitorar o comportamento do metal líquido no intuito de dar maior previsibilidade à microestrutura a ser obtida.

7 REFERÊNCIAS

ABIFA – **Associação Brasileira de Fundição**. Disponível em: <https://www.abifa.org.br>. Acesso em: 12 mar. 2024.

ANDRADE, R. Desindustrialização pode tornar Brasil a roça do mundo. **Valor Econômico**, 27 jan. 2021. Disponível em: <https://valor.globo.com/opiniao/>. Acesso em: 13 jul. 2021.

ANFAVEA. **PROCONVE** - Programa de controle da poluição do ar por veículos automotores. v. 1, p. 181, 2020.

AGUADO, E.; SERTUCHA, J.; LARRAÑAGA, P.; STEFANESCU, D. M.; SUÁREZ, R. Effect of carbon equivalent and alloying elements on the tensile properties of superfine interdendritic graphite irons. **American Foundry Society Transactions**, v. 1, p. 1–8, 2014.

ALONSO, G.; LARRAÑAGA, P.; DE LA FUENTE, E.; STEFANESCU, D.M.; NATXIONDO, A.; SUAREZ, R. Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron. **International Journal of Metalcasting**, v. 11, p. 14–26, 2017.

ALONSO, G.; STEFANESCU, D.M.; LARRAÑAGA, P.; SUAREZ, R. Graphite nucleation in compacted graphite cast iron. **International Journal of Metalcasting**, v. 14, p. 1162–1171, 2020.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 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, Standard Specification for Ductile Iron Castings, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2019.

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

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

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.

CAI, Q.; CHEN, Z.; XU, C.; WAN, P.; HAO, B.; DENG, X. Effect of elemental segregation on the microstructure. **International Journal of Metalcasting**, v. 17, p. 222–232, 2023.

CABEZAS, C.S.; ANDRADE, C.L.F.; BRZOSTEK, J.A.; GUEDES, L.C.; GUESSER, W.L.; MARQUARD, R.; JEREMY, M.; ZENTS, E.; DAWSON, S.

The petrol engine cylinder block reinvented: cast iron with the same weight as aluminium. **43rd International Vienna Motor Symposium**, n. April, 2022.

CALLISTER, W.D. Jr. **Fundamentos da ciência e engenharia dos materiais**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

CANAL DANA. **Portal da Indústria Automotiva**, 2024. Disponível em: <https://www.canaldana.com.br>. Acesso em: jul. 2024.

CHIAVERINI, V. **Aços ferros fundidos**. São Paulo: ABM, 2008. 550 p.

CHOI, W.; LAHIRI, I.; SEELABOYINA, R.; KANG, Y. S. Synthesis of graphene and its applications: a review. **Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences**, v. 35, p. 52–71, 2010.

CIOBANU, I.; MUNTEANU, S.; CRISAN, A.; BEDO, T.; MONESCU, V. Riser analysis using casting simulation techniques during solidification. **International Journal of Metalcasting**, v. 8, p. 63–75, 2014.

CONFEDERAÇÃO NACIONAL DOS TRANSPORTES (CNT). Perguntas e respostas sobre a fase P-8 do programa de controle da poluição do ar por veículos automotores – Proconve. **Caderno CNT de Perguntas e Respostas**, v. 2, n. 1, p. 1–8, 2020.

COJOCARU, A.M.; RIPOSAN, I.; STAN, S. Solidification influence in the control of inoculation effects in ductile cast irons by thermal analysis. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 138, n. 3, p. 2131–2143, 2019.

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: mechanical and physical properties for engine design. **VDI Berichte**, v. 1472, p. 85–105, 1999.

DAWSON, S.; HOLLINGER, I.; ROBBINS, M.; DAETH, J.; REUTER, U.; SCHULZ, H. The effect of metallurgical variables on the machinability of compacted graphite iron. **SAE Technical Papers**, 2001.

DAWSON, S. Compacted graphite iron: a material solution for modern engine design. **SAE 2011 World Congress and Exhibition**, 2011.

DAWSON, S. Process control for the production of compacted graphite iron. **AFS Casting Congress**, 2015. (Based on a presentation made at the 106th AFS Casting Congress, Kansas City, 4–7 May 2002).

DAWSON, S. **Cast iron: we just need to get better at telling our story**. Disponível em: <www.sintercast.com/library/published-papers/>. Acesso em: mai. 2022.

DAWSON, S.; POPELAR, P. Thermal analysis and process control for compacted graphite iron and ductile iron. Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron, **American Foundry Society**, 2013.

DAWSON, S.; SCHROEDER, T. Compacted graphite iron: a viable alternative. **Engineering Casting Solutions AFS**, p. 10, 2000.

DIN 50125. Testing of metallic materials – tensile test pieces. **German Institute for Standardization**, 2009.

ELKEM. **EPIC Thermal Analysis System**, 2017.

ESSAM, M. A.; SHASH, A. Y.; MEGAHED, H.; EL-KASHIF, E. Effect of section thickness on microstructure and mechanical properties of compacted graphite iron for diesel engine applications. **Heliyon**, v. 7, n. 1, p. e05930, 2021.

FAN, Z.; ZHU, J.; LIAN, X.; LIU, T.; XU, D.; WEI, X.; DONG, H. Microstructure, inclusions, and elemental distribution of a compacted graphite iron alloyed by Ce and La rare earth (RE) elements. **Metals**, v. 12, n. 5, 2022.

FOURLAKIDIS, V.; HERNANDO, J. C.; HOLMGREN, D.; DIÓSZEGI, A. Relationship between thermal conductivity and tensile strength in cast irons. **International Journal of Metalcasting**, v. 17, p. 2862–2867, 2023.

GEIER, G. F.; BAUER, W.; MCKAY, B.; SCHUMACHER, P. Microstructure transition from lamellar to compacted graphite using different modification agents. **Materials Science and Engineering A**, v. 413–414, p. 339–345, 2005.

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.

GLOBAL MARKET WATCH. Compacted graphite iron market – global industry analysis & forecast 2023–2030. Disponível em: <https://www.globalmarketwatch.com>. Acesso em: mar. 2024.

GMINSIGHTS. Compacted graphite iron market size, share & trends analysis report, 2021. Disponível em: <https://www.gminsights.com>. Acesso em: mar. 2024.

GOMES, C. **Projeto nacional: o dever da esperança**. São Paulo: LeYa, 2020.

GROUP, V. STD 310-0006 Compacted graphite iron Kompaktgrafitjárn. **Volvo Group**, 2019.

GUESSER, W.; SCHROEDER, T.; DAWSON, S. Production experience with compacted graphite iron automotive components. **AFS Transactions**, v. 71, n. Figure 2, p. 11, 2001.

GUESSER, W.L.; MASIERO, I.; MELLERAS, E.; CABEZAS, C. Fatigue strength of gray iron and compacted graphite iron used for engine cylinder blocks. **Society of Automotive Engineers**, 2004.

GUMIENNY, G.; KUROWSKA, B.; JUST, P. The effect of manganese on the crystallisation process, microstructure and selected properties of compacted graphite iron. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 64, n. 4, p. 1269–1275, 2019.

HARTUNG, C.; WHITE, D.; COPI, K.; LIPTAK, M.; LOGAN, R. The continuing evolution of MgFeSi treatments for ductile and CG irons. **International Journal of Metalcasting**, v. 8, n. 2, p. 7–15, 2014.

HERNANDO, J. C.; DOMEIJ, B.; GONZÁLEZ, D.; AMIEVA, J. M.; DIÓSZEGI, A. New experimental technique for nodularity and Mg fading control in compacted graphite iron production on laboratory scale. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 11, p. 5432–5441, 2017.

JIANG, A.; TIAN, X.; SONG, H.; GAO, G.; WU, Q.; SHI, D.; XU, Z.; WU, Y. Evaluation of vermicularity of compacted graphite iron based on multiple characteristic points of thermal analysis. **Materials Transactions**, v. 62, p. 2477–2485, 2021.

JINHAI, L.; LITAO, Y.; GUOLU, L.; CHANGQI, L.; YINGUO, L.; ZHAOYU, Y. Influence of fading on characteristics of thermal analysis curve of compacted graphite iron. **China Foundry**, p. 295-299, 2011.

JUNIOR, Ferraz. Processo de desindustrialização no Brasil se acentua. **Jornal da USP**, 04 mar. 2021. Disponível em: <https://jornal.usp.br/atualidades/processo-de-desindustrializacao-no-brasil-se-acentua/>. Acesso em: jul. 2021.

KAMIŃSKA, J.; WAJLER, A.; KAJZER, A.; MALYSZKO, M. Effect of wall thickness on the microstructure of ductile iron castings manufactured by the in mold process using a reaction chamber. **Archives of Foundry Engineering**, v. 18, n. 4, p. 50–54, 2018.

KIM, S.; COCKCROFT, S. L.; OMRAN, A. M. Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted graphite iron. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 476, n. 1–2, p. 728–732, 2009.

LACAZE, J.; SERTUCHA, J.; DE LA TORRE, U.; SUÁREZ, R.; BUENO, M. Effect of carbon equivalent on graphite formation in heavy-section ductile iron parts. **Materials Science and Engineering A**, v. 637, p. 523–530, 2010.

LACAZE, J.; MATRIAUX, L. Modelling of the eutectoid reaction Fe-C-Si alloys. **ISIJ International**, v. 38, n. 1, p. 998, 1998.

LACAZE, J.; DE LA TORRE, U.; SERTUCHA, J.; REGORDOSA, A. Modelling of compacted graphite cast iron solidification - Discussion of microstructure parameters. **China Foundry**, v. 17, n. 2, p. 144–149, 2020.

LACAZE, J.; SERTUCHA, J. Effect of tin on the phase transformations of cast irons. **Open Archive TOULOUSE Archive Ouverte (OATAO)**, p. 1–7, 2017.

LACAZE, J.; REGORDOSA, A.; SERTUCHA, J.; DE LA TORRE, U. Quantitative analysis of solidification of compacted graphite irons – A modelling approach. **ISIJ International**, v. 61, n. 5, p. 1539–1549, 2021.

LIU, Y.; XING, J.; LI, Y.; WANG, Y.; WANG, L.; ZHENG, B.; TAO, D. Effect of carbon equivalent on thermal and mechanical properties of compacted graphite cast iron. **Journal of Materials Research**, v. 31, n. 16, p. 2516–2523, 2016.

MA, Z.; ZHANG, W.; YANG, Y.; WANG, Y.; FENG, Y.; LI, W. 3D morphology characterization of graphite and its effect on the thermal conductivity of vermicular graphite iron. **International Journal of Materials Research**, v. 110, n. 7, p. 591–599, 2019.

MA, Z.; ZHANG, W.; YANG, Y.; WANG, Y.; FENG, Y.; LI, W. Quantitative characterization of graphite morphology in cast iron from 3D perspective. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 1622, n. 1, p. 012009, 2020.

MA, Z. J.; YANG, Y. X.; LI, W. X.; FENG, Y. H.; WANG, Y. The effect of vermicularity on the thermal conductivity of vermicular graphite cast iron. **Materials and Design**, v. 93, p. 418–422, 2016.

MORROUGH, H. M.; WILLIAMS, W. J. The production of nodular graphite structures in cast iron. **Jisi**, v. 150, p. 306–322, 1948.

NORMA FCD550. Diff case casting (Material: FCD550). p. 1–7, 2016.

MEGAHED, H.; EL-KASHIF, E.; SHASH, A. Y.; ESSAM, M. A. Effect of holding time, thickness and heat treatment on microstructure and mechanical properties of compacted graphite cast iron. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 1, p. 1188–1196, 2019.

PATEL, M.; DAVE, K. G. An insight of compacted graphite iron (CGI) characteristics and its production: A review. Recent Advances in Manufacturing Processes and Systems (**Lecture Notes in Mechanical Engineering**), p. 131–148, 2022.

QUEIRÓS, R.; DOMEIJ, B.; DIÓSZEGI, A. Unraveling compacted and nodular cast iron porosity: case studies approach. **International Journal of Metalcasting**, v. 18, p. 1811–1830, 2024.

REED-HILL, R. E. Physical metallurgy principles. 2. ed. **Litton Education Publishing**, 1982.

REGULATION, T. TB4645 technical regulation cylinder head cast, CGI TB4645, v. 06, 2016.

REN, Z.; LI, J.; ZHANG, H.; ZHAO, Y.; ZHANG, Y.; YANG, M.; GUO, Y. On the mechanical properties and thermal conductivity of compacted graphite cast iron with different pearlite contents. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 32, n. 10, p. 4422–4434, 2023.

RIBEIRO, B. C. M.; ROCHA, F. M.; ANDRADE, B. M.; LOPES, W.; CORRÊA, E. C. S. Influence of different concentrations of silicon, copper and tin in the microstructure and in the mechanical properties of compacted graphite iron. **Materials Research**, v. 23, n. 2, p. e20190678, 2020.

RIPOSAN, I.; STAN, S.; COJOCARU, A. M.; CHIRITA, G.; FARA, D. Simultaneous thermal and contraction / expansion curves analysis for solidification control of cast irons. **China Foundry**, v. 17, n. 2, p. 134–141, 2020.

SANTOS, A. B. S.; BRANCO, C.; HAYDAT, C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. 5. ed. São Paulo: IPT, 1987.

SCANIA. Scania expande sua linha rodoviária no mercado brasileiro. Scania Brasil, 15 out. 2017. Disponível em: <https://www.scania.com/br>. Acesso em: jul. 2021.

SENAI. Iniciação à fundição. Belo Horizonte: **SENAI**, 2. ed., 1987. 67 p. il.

SERTUCHA, J.; DE LA TORRE, U.; LACAZE, J.; REGORDOSA, A. Successive steps of growth of compacted graphite in cast irons. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 19, p. e2620, 2022.

SILLÉN, R. Finding the true eutectic point – An essential task for efficient process control of ductile iron. **Ductile Iron News**, v. 2, p. 100–104, 2007.

SINTERCAST. Technical publications. Disponível em: <www.sintercast.com>. Acesso em: 13 dez. 2021.

SHAO, S.; DAWSON, S.; LAMPIC, M. The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v. 29, n. 8, p. 397–411, 1998.

SHI, D.; LIU, J.; WANG, Y.; ZHANG, H.; ZHANG, J. Feasibility of evaluating the vermicularizing effect by the active oxygen of molten iron. **International Journal of Metalcasting**, 2023.

SHI, G. Q.; YUAN, Z. B.; MA, L. F.; LIU, H. Investigation on the graphite nucleation and growth mechanism of the compacted graphite iron. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 4, p. 8186–8196, 2020.

SHY, Y. H.; SU, M. J.; CHANG, W. S. Effects of titanium addition and section size on microstructure and mechanical properties of compacted graphite cast iron. **Materials Science and Engineering A**, v. 278, n. 1–2, p. 54–60, 2000.

SOUZA, T. N. F. Produção e caracterização física e mecânica de ferros fundidos nodulares e ferros fundidos nodulares austemperados com adição de nióbio. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - **UFMG**, 2012.

STAWARZ, M.; JANERKA, K.; DOJKA, M. Selected phenomena of the in-mold nodularization process of cast iron that influence the quality of cast machine parts. **Processes**, v. 5, n. 4, p. 2–10, 2017.

STEFANESCU, D. Modeling of cast iron solidification—The defining moments. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**, v. 38, p. 1433–1447, 2007.

STEFANESCU, D. M. Science and engineering of casting solidification. **Springer**, 2009.

STEFANESCU, D. M.; PONTIKE, G.; SUNG, B. K.; RAMON, S. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts. **Acta Materialia**, v. 107, p. 102–126, 2016.

STEFANESCU, D. M.; SUNG, B. K.; RAMON, S.; PONTIKE, G. Reexamination of crystal growth theory of graphite in iron-carbon alloys. **Acta Materialia**, v. 139, p. 1–18, 2017.

STEFANESCU, D.; RAMON, S.; SUNG, B. K. 90 years of thermal analysis as a control tool in the melting of cast iron. **Zhuzao/Foundry**, v. 70, n. 2, p. 231–247, 2021.

STRATVIEWRESEARCH. Compacted graphite iron market size, share, trend, forecast, & industry analysis 2021–2026. Stratview Research, 2020. Disponível em: <https://www.stratviewresearch.com/1358/compacted-graphite-iron-market.html>. Acesso em: jul. 2021.

SUN, X. J.; LI, Y. X.; CHEN, X. Identification and evaluation of modification level for compacted graphite cast iron. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 200, n. 1–3, p. 471–480, 2008.

VALOR ECONÔMICO. Portal de notícias de economia, finanças e negócios. Disponível em: <https://valor.globo.com>. Acesso em: jul. 2024.

VAN DER PERRE, W. Thermal analysis of cast iron. **Heraeus Electro-Nite**, p. 813–818, 2013.

VAZEHRAD, S. Shrinkage porosity characterization in compacted cast iron components. Master's Thesis – **Royal Institute of Technology (KTH)**, Stockholm, 2012.

YAMAMOTO, K.; SUZUKI, T.; NAKAMURA, H.; TANAKA, M. WESSE, M.; KO, M. Influence of alloying elements on microstructure and mechanical properties of CGI. **Materials Research**, v. 23, n. 2, p. 97–111, 2010.

XU, D. M.; WANG, G. Q.; CHEN, X.; LI, Y. X.; LIU, Y.; ZHANG, H. W. Effects of alloy elements on ductility and thermal conductivity of compacted graphite iron. **Research and Development**, v. 15, n. 3, p. 189–195, 2018.

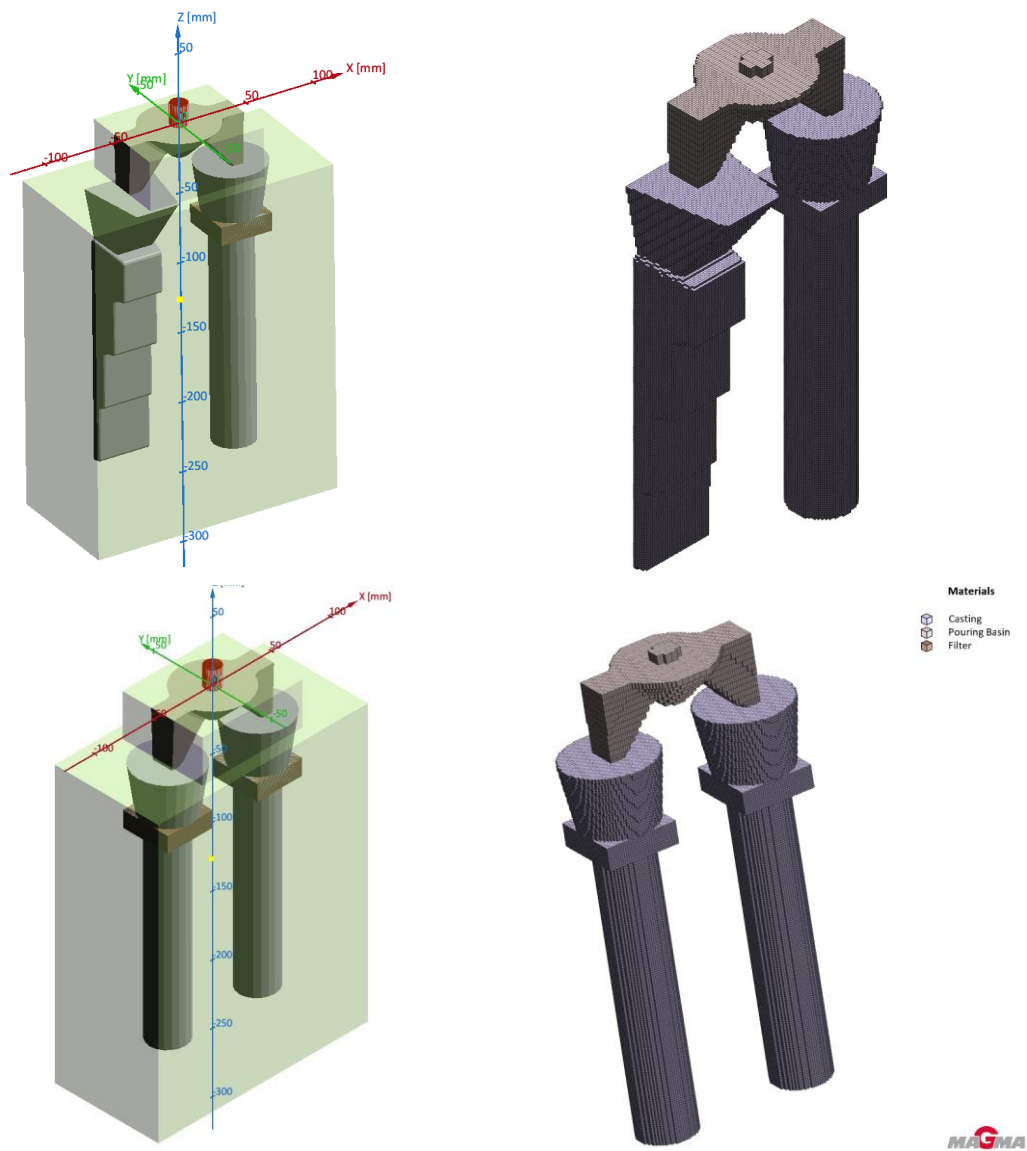
YANG, W. J.; LI, X. Y.; ZHANG, L.; WANG, H. F.; ZHOU, Q. J. Tensile properties and damage mechanisms of compacted graphite iron based on microstructural simulation. **Materials Science and Engineering A**, v. 814, p. 141103, 2021.

ZHU, J.; WANG, F.; LI, X.; ZHANG, Y.; LIU, H. Effects of rare earth elements (Ce, La) on microstructure and mechanical properties in compacted graphite iron. **Philosophical Magazine**, v. 101, n. 3, p. 354–368, 2020.

ZHU, J.; WANG, F.; LI, X.; ZHANG, Y.; LIU, H. Effects of Cu on the morphology and growth mode of graphite in compacted graphite iron. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, 2021.

Apêndice A – informações da simulação matemática dos conjuntos de corpos de prova

Figura 59 - Malha dos conjuntos de corpos e prova e condições de contorno para simulação



Material	Mat ID	Database/File name	Initial Temperature (°C)	Iron Composition	
> Cast Alloy		MAGMA/GJV-450	1430.0	C (Carbon)	3.72 %
				Ce (Cerium)	0.0122 %
				Cr (Chromium)	0.0 %
				Cu (Copper)	0.87 %
				Mg (Magnesium)	0.0111 %
				Mn (Manganese)	0.36 %
				Mo (Molybdenum)	0.0 %
				N (Nitrogen)	0.0 ppm
				Ni (Nickel)	0.0 %
				P (Phosphorus)	0.042 %
				S (Sulfur)	0.009 %
				Sb (Antimony)	0.0 %
				Si (Silicon)	2.33 %
				Sn (Tin)	0.081 %
Material	Mat ID	Database/File name			

Apêndice B – Estudo estatístico da homogeneidade da composição química no CPC

Tabela 16 - Tabela completa da composição química do teste de homogeneidade

Elemento químico	%C			%Si			%Mn			%Cu			%Sn			%S			%P			%Mg			
	Amostra	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C			
Análise	#1	3,63	3,63	3,60	2,34	2,34	2,36	0,29	0,30	0,29	0,93	0,93	0,94	0,077	0,083	0,081	0,011	0,013	0,013	0,042	0,047	0,044	0,0059	0,0069	0,0072
	#2	3,64	3,61	3,61	2,35	2,35	2,35	0,30	0,30	0,30	0,91	0,92	0,93	0,077	0,083	0,079	0,011	0,013	0,012	0,044	0,047	0,041	0,0055	0,0066	0,0060
	#3	3,62	3,59	3,62	2,35	2,35	2,34	0,30	0,30	0,30	0,91	0,93	0,92	0,077	0,080	0,081	0,012	0,012	0,011	0,042	0,044	0,048	0,0056	0,0060	0,0055
	#4	3,61	3,64	3,62	2,36	2,35	2,35	0,30	0,30	0,31	0,92	0,94	0,91	0,081	0,083	0,083	0,013	0,012	0,012	0,042	0,051	0,050	0,0065	0,0063	0,0062
	#5	3,65	3,58	3,63	2,37	2,36	2,34	0,30	0,31	0,31	0,91	0,92	0,91	0,078	0,085	0,084	0,013	0,012	0,013	0,039	0,055	0,051	0,0059	0,0064	0,0059
	#6	3,63	3,63	3,64	2,30	2,37	2,34	0,31	0,30	0,31	0,90	0,93	0,91	0,083	0,083	0,085	0,012	0,014	0,012	0,050	0,050	0,054	0,0067	0,0069	0,0067
	#7	3,62	3,62	3,64	2,28	2,38	2,35	0,32	0,31	0,30	0,88	0,92	0,92	0,088	0,084	0,083	0,010	0,013	0,012	0,058	0,052	0,052	0,0060	0,0064	0,0062
	#8	3,62	3,61	3,62	2,31	2,34	2,34	0,32	0,30	0,31	0,88	0,91	0,91	0,090	0,086	0,084	0,013	0,013	0,012	0,061	0,052	0,054	0,0069	0,0063	0,0063
	#9	3,62	3,62	3,63	2,32	2,34	2,36	0,32	0,31	0,31	0,91	0,91	0,91	0,083	0,085	0,084	0,011	0,012	0,011	0,057	0,056	0,053	0,0056	0,0058	0,0059
	#10	3,63	3,63	3,63	2,33	2,32	2,35	0,31	0,32	0,31	0,89	0,90	0,91	0,087	0,088	0,084	0,010	0,013	0,011	0,064	0,061	0,052	0,0059	0,0062	0,0053
	#11	3,64	3,63	3,64	2,36	2,34	2,37	0,30	0,31	0,31	0,92	0,89	0,91	0,084	0,087	0,084	0,012	0,011	0,013	0,048	0,061	0,050	0,0066	0,0053	0,0062
	#12	3,61	3,63	3,61	2,34	2,34	2,38	0,30	0,32	0,31	0,91	0,90	0,91	0,080	0,086	0,084	0,013	0,011	0,012	0,045	0,057	0,049	0,0068	0,0053	0,0054
	#13	3,61	3,60	3,61	2,34	2,36	2,35	0,31	0,29	0,29	0,91	0,94	0,95	0,085	0,081	0,081	0,013	0,011	0,010	0,053	0,042	0,045	0,0073	0,0070	0,0064
	#14	3,62	3,61	3,62	2,35	2,34	2,34	0,31	0,30	0,30	0,90	0,93	0,93	0,084	0,085	0,080	0,012	0,012	0,011	0,057	0,051	0,049	0,0074	0,0073	0,0068
	#15	3,64	3,60	3,60	2,30	2,31	2,33	0,31	0,31	0,31	0,89	0,92	0,93	0,086	0,084	0,083	0,014	0,012	0,012	0,048	0,048	0,051	0,0067	0,0067	0,0060
	#16	3,66	3,64	3,60	2,32	2,34	2,33	0,31	0,31	0,31	0,90	0,91	0,92	0,086	0,084	0,084	0,012	0,013	0,012	0,050	0,049	0,052	0,0068	0,0058	0,0065
	#17	3,61	3,63	3,62	2,32	2,32	2,34	0,32	0,31	0,31	0,89	0,89	0,91	0,086	0,088	0,085	0,012	0,013	0,010	0,059	0,055	0,052	0,0056	0,0073	0,0066
	#18	3,62	3,62	3,62	2,33	2,31	2,35	0,32	0,31	0,31	0,90	0,88	0,92	0,084	0,087	0,084	0,012	0,011	0,012	0,055	0,057	0,053	0,0061	0,0063	0,0062
	#19	3,63	3,61	3,63	2,37	2,30	2,36	0,31	0,32	0,31	0,91	0,89	0,93	0,082	0,084	0,084	0,014	0,011	0,012	0,050	0,055	0,050	0,0070	0,0058	0,0066
	#20	3,62	3,62	3,61	2,39	2,33	2,36	0,30	0,32	0,30	0,92	0,89	0,92	0,079	0,086	0,081	0,013	0,010	0,013	0,044	0,062	0,047	0,0059	0,0056	0,0060
	#21	3,62	3,61	3,62	2,34	2,32	2,36	0,32	0,32	0,30	0,93	0,89	0,92	0,083	0,087	0,082	0,012	0,010	0,012	0,050	0,066	0,047	0,0063	0,0059	0,0055
Média	3,63	3,62	3,62	2,34	2,34	2,35	0,31	0,31	0,31	0,91	0,91	0,92	0,083	0,085	0,083	0,012	0,012	0,012	0,050	0,053	0,050	0,0063	0,0063	0,0062	
Desvio padrão	0,01	0,02	0,01	0,03	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,02	0,01	0,004	0,002	0,002	0,001	0,001	0,001	0,007	0,006	0,003	0,0006	0,0006	0,0005	

Figura 60 - Diagrama de pontos dos resultados de composição química de cada elemento para as amostras A, B e C

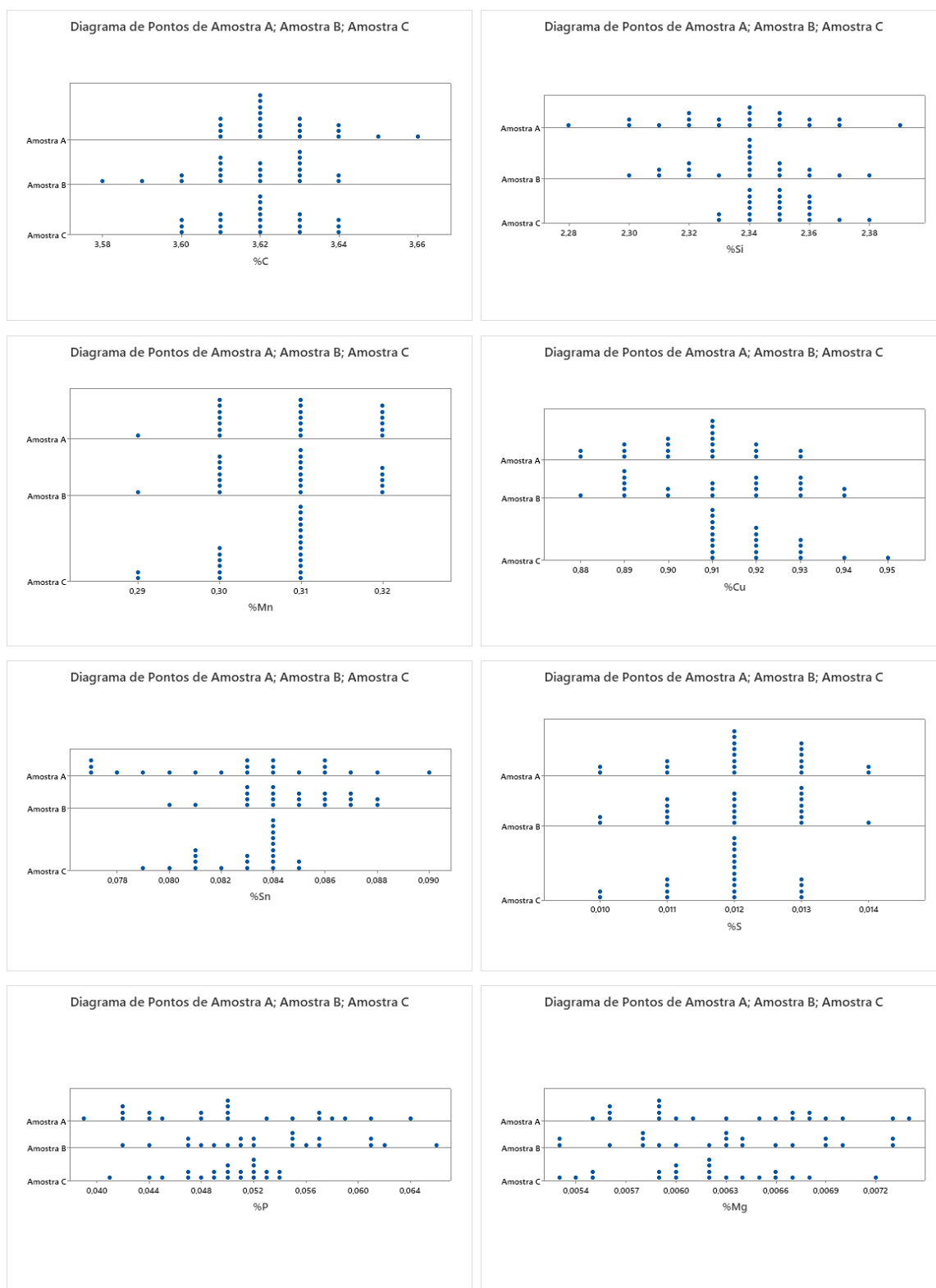
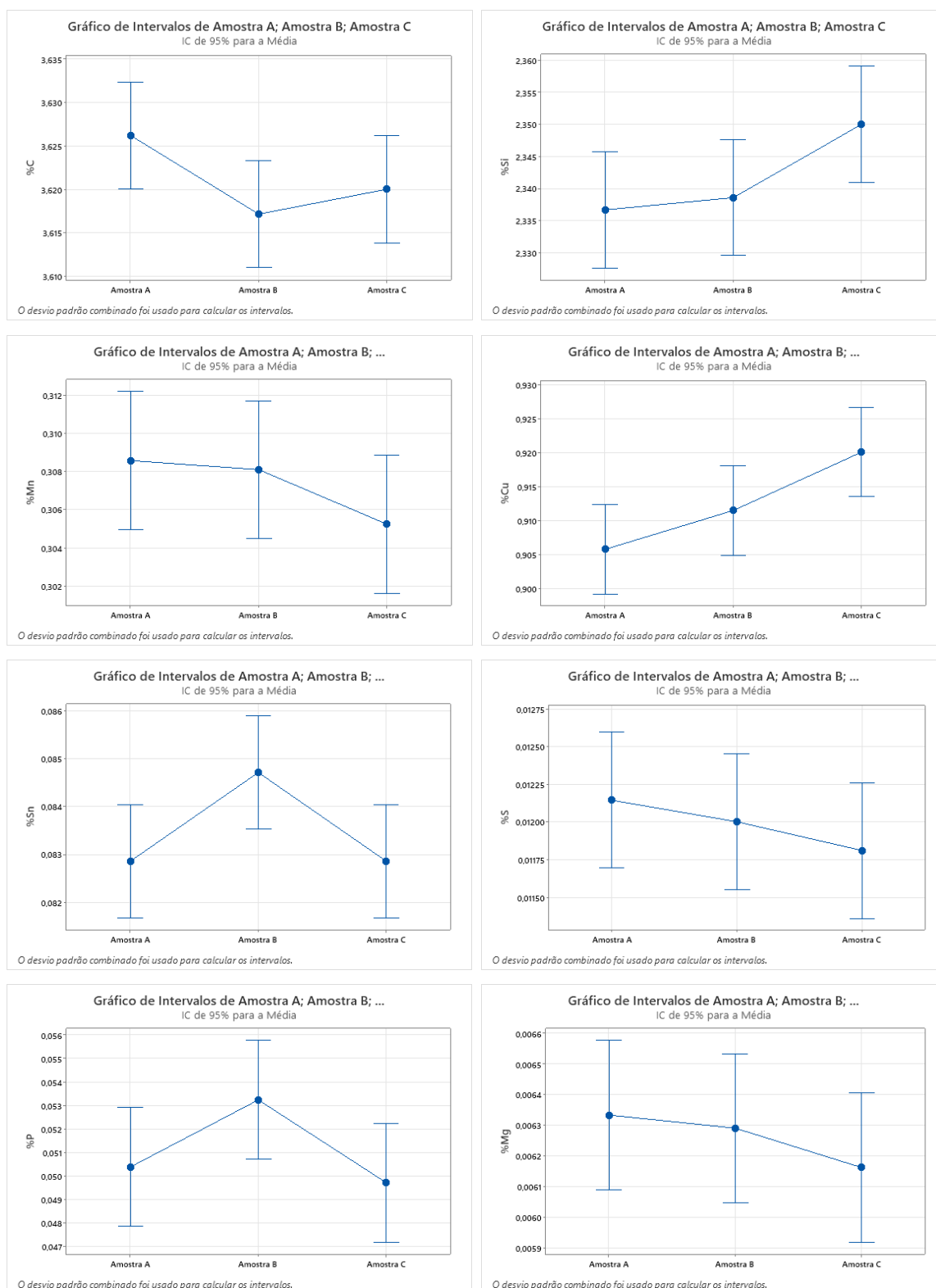


Figura 61 - Intervalo de confiança para as médias dos resultados de composição química de cada elemento



Os diagramas de pontos apresentados na Figura 60 permitem visualizar a distribuição individual das medições de composição química para cada elemento e para as três amostras avaliadas, evidenciando a proximidade geral entre os valores observados. Complementarmente, estão evidenciados na Figura 61 os intervalos de confiança das médias, os quais demonstram ampla sobreposição entre as amostras, reforçando a indicação de homogeneidade previamente discutida no texto principal.

Apêndice C – Estudo estatístico da homogeneidade da dureza Rockwell B no CPC

Tabela 17 - Resultados do ensaio de dureza Rockwell B das amostras A, B e C

Amostra A	HRB - A	Amostra B	HRB - B	Amostra C	HRB - C
A1	99,75	B1	100,50	C1	100,25
A2	101,00	B2	101,25	C2	100,00
A3	101,00	B3	99,75	C3	100,00
A4	100,75	B4	100,25	C4	100,50
A5	101,00	B5	99,00	C5	100,75
A6	100,00	B6	98,00	C6	99,50
A7	98,25	B7	100,75	C7	100,00
A8	100,50	B8	101,00	C8	99,75
A9	100,50	B9	100,25	C9	99,50
A10	100,75	B10	100,75	C10	99,00
A11	100,00	B11	100,25	C11	100,50
A12	99,75	B12	99,50	C12	100,75
A13	98,50	B13	101,00	C13	100,25
A14	101,50	B14	100,50	C14	98,25
A15	101,50	B15	100,25	C15	101,50
A16	100,50	B16	99,75	C16	100,75
A17	100,50	B17	98,50	C17	101,00
A18	99,50	B18	98,50	C18	100,50
A19	98,00	B19	101,25	C19	100,25
A20	101,50	B20	101,25	C20	100,50
A21	101,00	B21	100,25	C21	100,25
A22	100,50	B22	100,50	C22	100,25
A23	100,00	B23	100,00	C23	100,75
A24	99,50	B24	99,50	C24	101,50
A25	101,00	B25	100,75	C25	100,50
A26	101,50	B26	100,00	C26	100,50
A27	99,25	B27	100,00	C27	100,00
A28	101,25	B28	100,25	C28	99,75
A29	100,25	B29	100,50	C29	98,75
A30	99,00	B30	99,50	C30	99,75

Figura 62- Diagrama de pontos dos resultados de dureza Rockwell B das amostras A, B e C

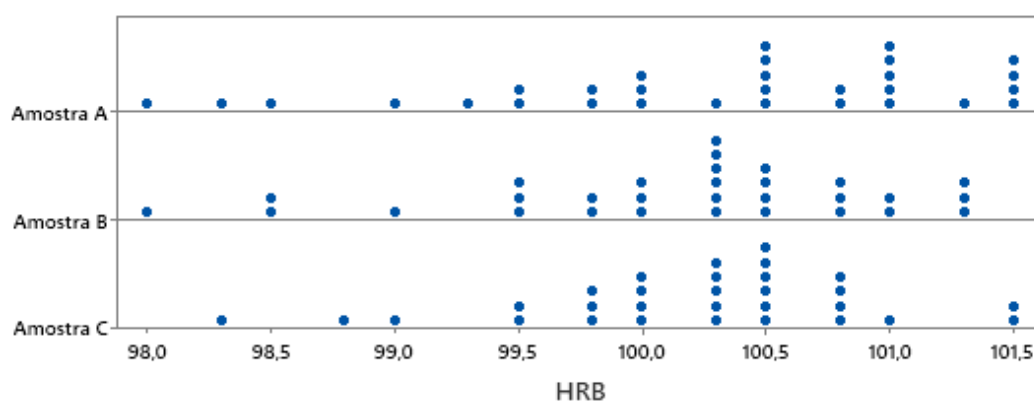


Figura 63 - Verificação da normalidade dos resultados dureza nas amostras A, B e C

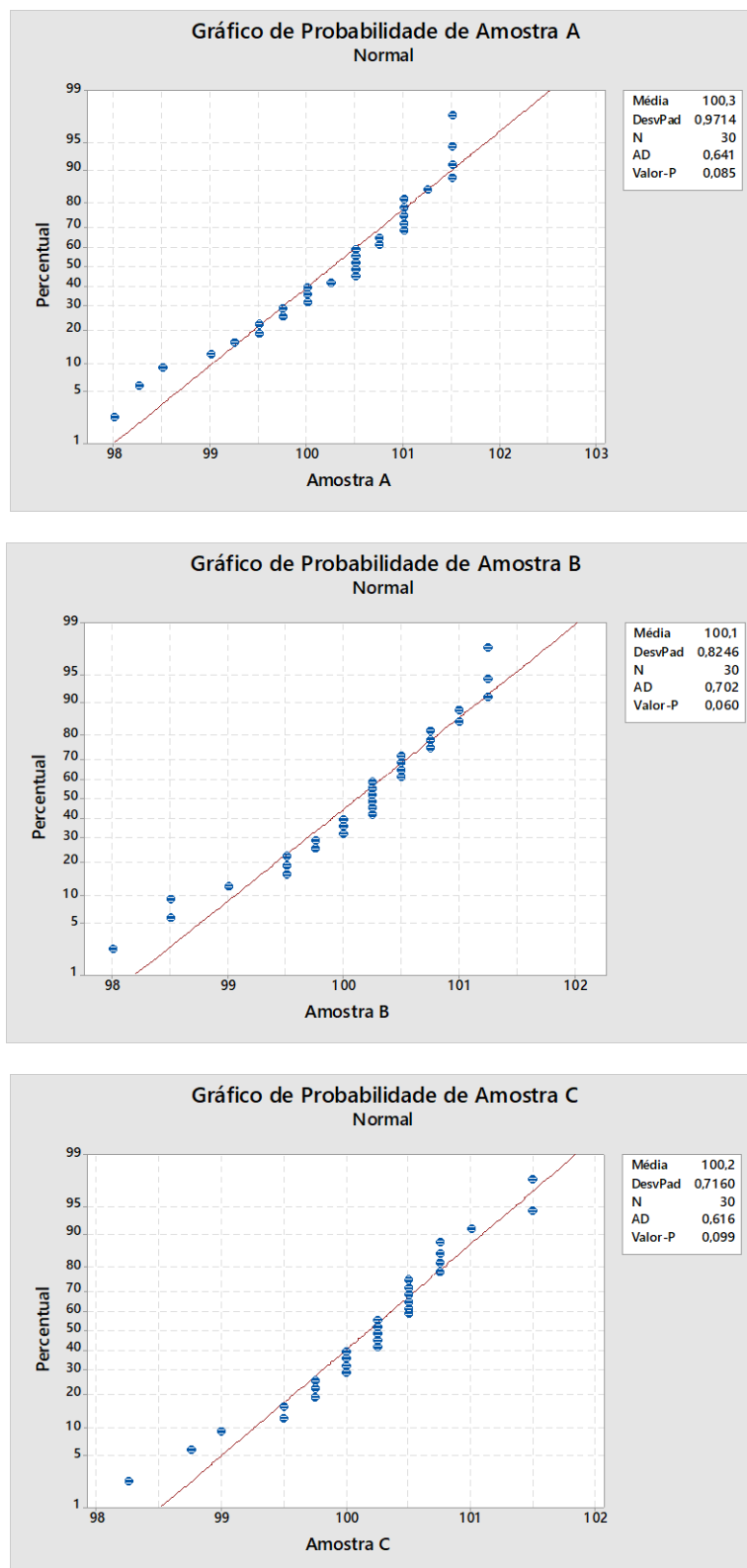
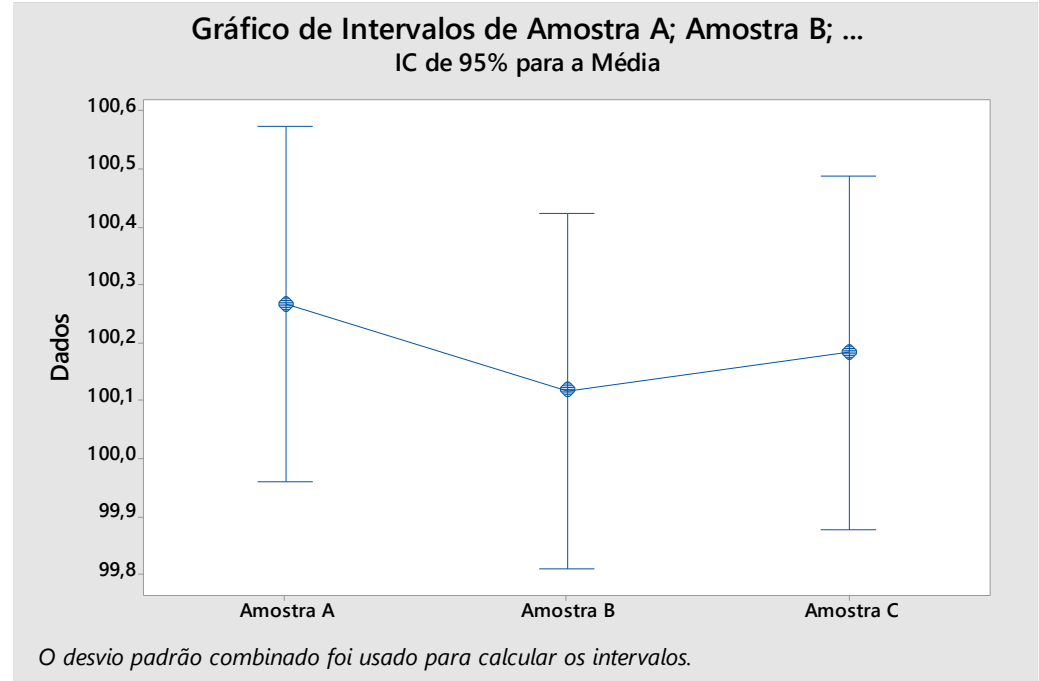


Figura 64 - Intervalos dos resultados de dureza nas amostras A, B e C; teste de hipótese



Método

Hipótese nula Todas as médias são iguais
Hipótese alternativa Nem todas as médias são iguais
Nível de significância $\alpha = 0,05$

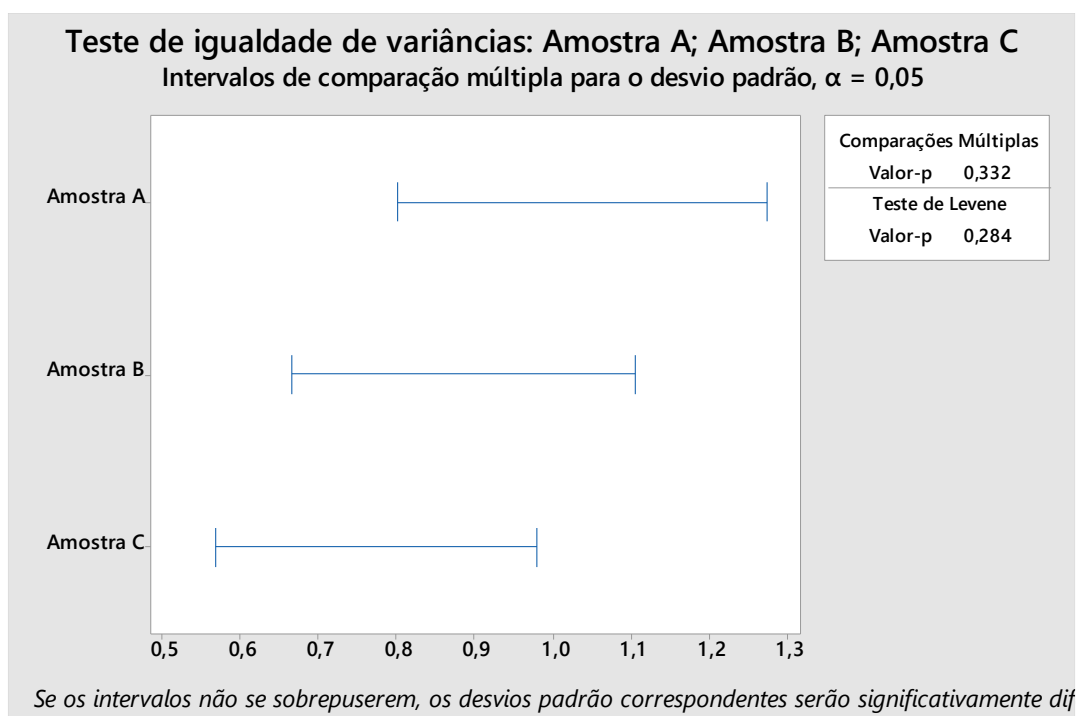
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise

Médias

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
Amostra A	30	100,267	0,971	(99,960; 100,573)
Amostra B	30	100,117	0,825	(99,810; 100,423)
Amostra C	30	100,183	0,716	(99,877; 100,490)

DesvPad Combinado = 0,843842

Figura 65 - Teste de igualdade das variâncias dos resultados de dureza Rockwell B nas amostras A, B e C; teste de hipótese



Método

Hipótese nula Todas as variâncias são iguais
Hipótese alternativa No mínimo uma variância é diferente
Nível de significância $\alpha = 0,05$

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	2	0,3389	0,1694	0,24	0,789
Erro	87	61,9500	0,7121		
Total	89	62,2889			

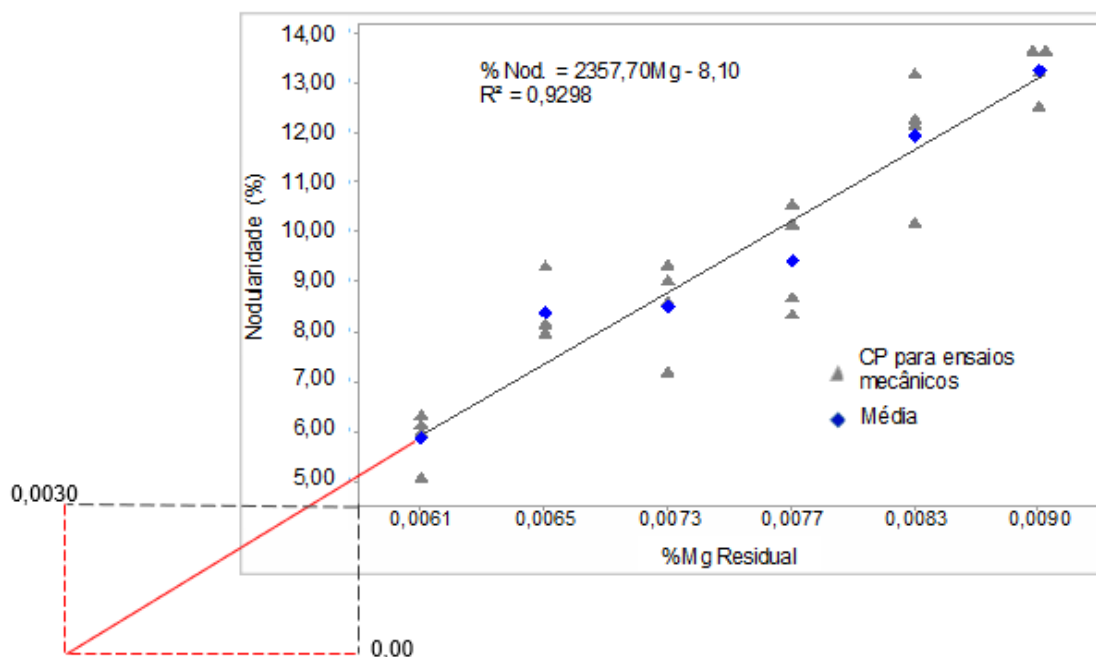
Testes

Método	Estatística de teste	Valor-p
Comparações múltiplas	—	0,332
Levene	1,28	0,284

O Apêndice C reúne os resultados completos utilizados na avaliação da homogeneidade da dureza Rockwell B entre as amostras A, B e C. Estão apresentadas na Tabela 17 as medições individuais, enquanto as informações contidas da Figura 62 a Figura 65 complementam essa apresentação por meio dos diagramas de pontos, verificação de normalidade, intervalos de confiança das médias e teste de igualdade das variâncias. Em conjunto, esses elementos permitem visualizar a distribuição dos valores, confirmar a adequação das suposições estatísticas e verificar a consistência entre as amostras, fornecendo suporte detalhado às análises discutidas no texto principal.

Apêndice D – Extrapolação da Nodularidade para Determinação do Limite crítico de Mg

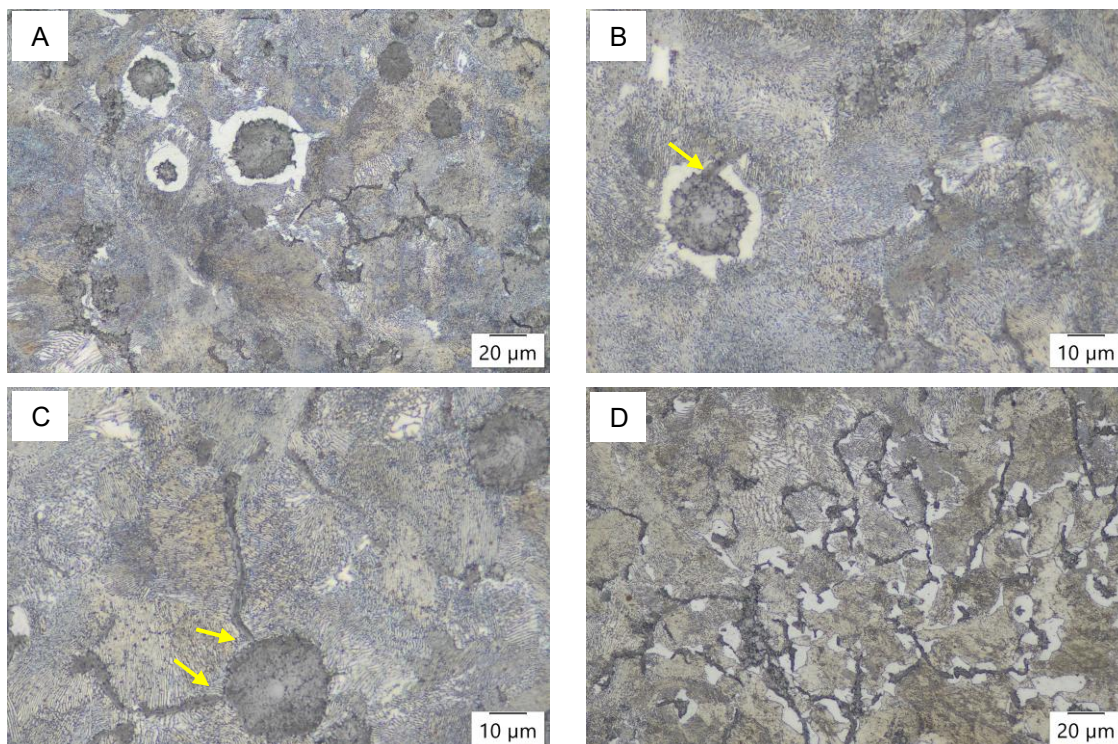
Figura 66 - Nodularidade em função do %Mg residual e estimativa da nodularidade igual a zero por extrapolação



A extrapolação para $\% \text{Nod} = 0$ foi realizada fora da faixa experimental ($0,0061 < \text{Mg} < 0,0090\%$) e deve ser tratada como valor de transição estimado, não como valor absoluto. O ajuste linear que sustenta essa inferência apresentou $R^2 \approx 0,93$, explicando a maior parte da variação de nodularidade no intervalo avaliado. O resultado encontrado sugere uma aplicação prática como fator limitador, definindo um tempo máximo operacional para garantir a estabilidade da morfologia compacta. Entretanto, esse tempo máximo permanece condicionado às particularidades do processo, tais como tipo de forno, composição da carga metálica, prática de tratamento, temperatura, agitação do banho e interação com a escória. Tais variáveis tendem a influenciar diretamente o tempo útil do magnésio no banho e, consequentemente, podem deslocar o limiar de transição da grafita compacta para lamelar, reforçando a necessidade de controle rigoroso e validação específica para cada condição operacional.

Apêndice E – Análise qualitativa da transformação da grafita em função do *fading*

Figura 67 - Degeneração da grafita no CGI submetido a diferentes tempos de *fading*



Imagens obtidas dos corpos de prova submetidos ao ensaio mecânico. Após ataque químico com Nital 3%. Em (A), amostra 1, 0 minutos de *fading*. Em (B) e (C), amostra 4, 12 minutos de *fading*. Em (D), amostra 6, 20 minutos de *fading*.

Em (A), observam-se grafitas nodulares primárias circundadas por uma região clara constituída por ferrita e por grafitas vermiculares dispersas, ambas inseridas em uma matriz predominantemente perlítica. Nas micrografias (B) e (C), nota-se a presença de grafitas nodulares parcialmente degeneradas. Na imagem (B), a degeneração ocorre na região superior do nódulo, enquanto em (C), nos pontos indicados pelas setas amarelas, a grafita apresenta ramificações que lembram uma “cauda”, característica que favorece a formação de grafita compacta por meio do mecanismo de degeneração. Por sua vez, a imagem (D) exibe uma microestrutura composta quase integralmente por grafitas compactas em contato com regiões ferríticas (áreas claras). Na porção superior da micrografia, diferentemente das demais imagens, observa-se aumento do espaçamento interlamelar da perlita,

resultado da migração de carbono da cementita para as grafitas adjacentes, efeito típico da evolução microestrutural associada ao prolongamento do *fading* no tratamento de CGI.

Apêndice F – Exemplos de resultados dos ensaios de resistência à tração dos CPC

Figura 68 - Ensaio de tração CP metal base

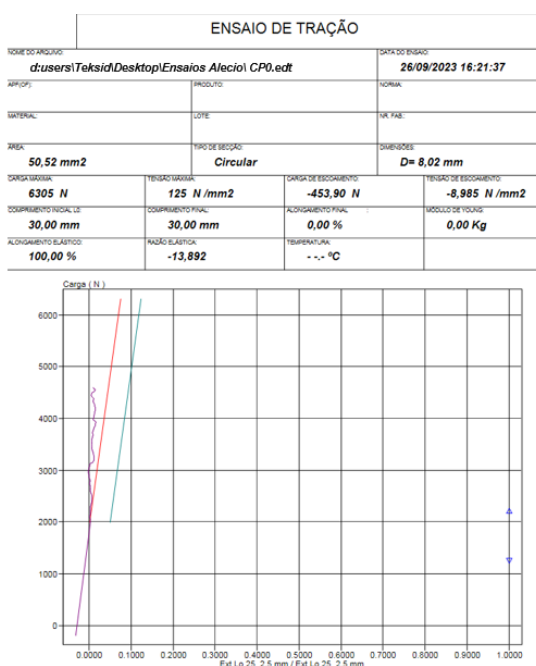


Figura 69 - Ensaio de tração CP amostra 1 – 0 minutos de *fading*

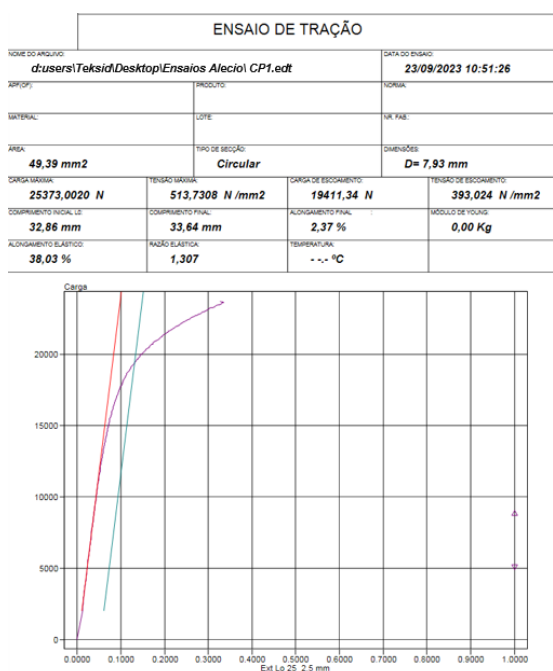


Figura 70 - Ensaio de tração CP amostra 3 – 8 minutos de *fading*

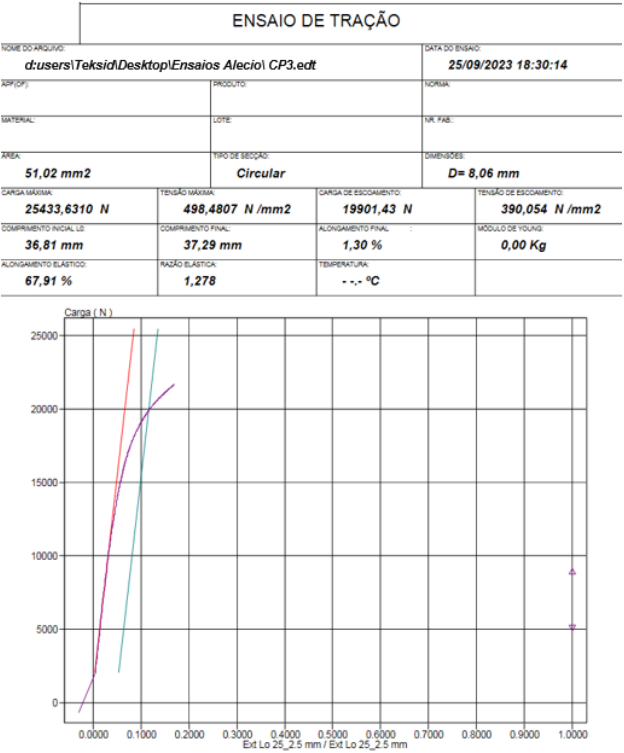


Figura 71 - Ensaio de tração CP amostra 6 – 20 minutos de *fading*

