



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ITAMAR RODRIGUES DE LIRA

**ESTUDO DE PROBLEMAS METALÚRGICOS EM CAMISAS DE MOENDA EM
FERRO FUNDIDO CINZENTO**

Recife

2022

ITAMAR RODRIGUES DE LIRA

**ESTUDO DE PROBLEMAS METALÚRGICOS EM CAMISAS DE MOENDA EM
FERRO FUNDIDO CINZENTO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho.

Recife

2022

Catálogo na fonte:
Bibliotecária Sandra Maria Neri Santiago, CRB-4 / 1267

L768e Lira, Itamar Rodrigues de.
Estudo de problemas metalúrgicos em camisas de moenda em ferro fundido cinzento / Itamar Rodrigues de Lira. – 2022.
110 f.: il., figs., tabs., abrev. e siglas.

Orientador: Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho.
Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Recife, 2022.
Inclui referências.

1. Engenharia mecânica. 2. Ferro fundido cinzento. 3. Propriedades mecânicas.
4. Rechupe secundário. I. Araújo Filho, Oscar Olímpio de (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.) BCTG/2022-240

ITAMAR RODRIGUES DE LIRA

**ESTUDO DE PROBLEMAS METALÚRGICOS EM CAMISAS DE MOENDA EM
FERRO FUNDIDO CINZENTO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovada em: 25/01/2022.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Uilame Umbelino Gomes (Examinador externo)
Universidade Federal do Rio Grande do Norte

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus pela sua graça em minha vida, pela saúde e ter me propiciado condições e sabedoria para a realização deste trabalho.

À minha esposa Maria Fabiana de Melo Amorim Lira, minha filha Fabrine de Amorim Lira, e meu filho Iago de Amorim Lira por serem minha coluna de apoio e fonte de alegria.

Aos meus pais Israel Rodrigues de Lira e Cleonice da Silva Lira, pela educação, formação e conselhos de incentivo.

Ao meu orientador e Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho e ao meu coorientador Prof. Dr. Edval Gonçalves de Araújo, por todo suporte e tempo dedicado, por ter me aceitado como orientando e por ter proporcionado as condições necessárias para realização e conclusão deste projeto de pesquisa.

A todos os amigos de trabalho, Carlos Eduardo, Valdir Vieira, Paulo Maximiliano, e todos os que torceram e me ajudaram. Todos os que fiz durante todo curso de mestrado e estiveram presentes em todos os momentos, que tanto me ajudaram com as dificuldades ao longo do curso e compartilharam juntos comigo os momentos de frustrações e sucessos.

À UFPE – Universidade Federal de Pernambuco, ao DEMEC – Departamento de Engenharia Mecânica, ao PPGEM – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, e a todos os professores do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE pelo período de convívio e aprendizado.

Por fim, agradeço a todos que contribuíram direta e indiretamente para o desenvolvimento e conclusão deste trabalho.

RESUMO

Camisas de moenda frequentemente são fundidas em Ferros fundidos cinzentos, cuja microestrutura e propriedades mecânicas, como resistência à tração das peças fundidas neste processo de elaboração do metal líquido, são determinadas pela composição química, pelo tratamento de inoculação e pela velocidade de resfriamento do processo produtivo. Este trabalho tem como objetivo realizar estudo de problemas metalúrgicos relacionados a variações microestruturais (excesso de carboneto e grafita tipo D) e variações volumétricas (rechupe secundário) na solidificação de peças fundidas em ferro fundido cinzento numa empresa siderúrgica especializada em fundidos para o setor sucroalcooleiro. A metodologia utilizada neste estudo foi o levantamento de literatura relacionado ao tema e a realização de experimentos exploratórios na produção, com o objetivo de solucionar os desvios responsáveis pelo refugo das peças. Neste estudo foi possível verificar a formação de carbonetos (Fe_3C) e possíveis ações para mitigar os efeitos desta estrutura nos ferros fundidos cinzentos com %Cr de 0,30 a 0,75%; Eliminar resíduos de alumínio e titânio no metal líquido da ordem de 0,150% (%Ti e/ou %Al) e evitar alterações na microestrutura do ferro fundido cinzento; conhecer e avaliar o efeito das variáveis do processo de inoculação na solidificação e na tendência à formação de rechupes em ferros fundidos cinzentos, entender a formação dos rechupes secundários, e o efeito nocivo de contaminações de cromo, titânio e alumínio, bem como avaliar o efeito das variáveis mais relevantes para mitigar as influências destes desvios, e propor soluções com a finalidade de minimizar o surgimento de desvios e atuar de forma mais efetiva no controle dos fatores que contribuem para este tipo de problema, os quais geram peças refugadas por resistência a tração abaixo da especificação, formação de carbonetos acima do aceitável e rechupes secundários.

Palavras-chave: ferro fundido cinzento; propriedades mecânicas; rechupe secundário.

ABSTRACT

Mill sleeves used in sugarcane industry are often cast in gray cast iron, whose microstructure and mechanical properties, such as the tensile strength of the cast parts in this liquid metal elaboration process, are determined by the chemical composition, the inoculation treatment and the cooling speed of the production process. This work aims to study metallurgical problems related to microstructural variations (excess of carbide and graphite type D) and volumetric variations (secondary shrinkage) in the solidification of gray cast iron castings in a steel company specialized in castings for the sugar and alcohol sector. The methodology used in this study was the survey of literature related to the subject and the accomplishment of exploratory experiments in the production, with the objective of solving the deviations responsible for the scrap of the parts. In this study it was possible to verify the formation of carbides (Fe_3C) and possible actions to mitigate the effects of this structure in gray cast irons with %Cr from 0.30 to 0.75%; Eliminate aluminum and titanium residues in the liquid metal of the order of 0.150% (%Ti and/or %Al) and avoid changes in the microstructure of gray cast iron; know and evaluate the effect of inoculation process variables on solidification and on the tendency to form shrinkage in gray cast iron, understand the formation of secondary shrinkage, and the harmful effect of chromium, titanium and aluminum contaminations, as well as evaluate the effect of the most relevant variables to mitigate the influences of these deviations, and to propose solutions in order to minimize the emergence of deviations and act more effectively in controlling the factors that contribute to this type of problem, which generate scrapped parts due to tensile strength below specification, formation of carbides above acceptable and secondary shrinkages.

Keywords: gray cast iron; mechanical properties; secondary shrinkage.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Microestruturas dos ferros fundidos comerciais, a partir do diagrama de fases de ferro-carbono.....	22
Figura 2- Faixa aproximada de quantidade de carbono e silício nas ligas ferrosas.....	23
Figura 3- Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.	27
Figura 4- Secção próxima ao ponto eutético.	27
Figura 5- Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos; (a) elementos grafitizantes e (b) elementos formadores de carboneto.	28
Figura 6- Influência dos elementos de liga sobre as temperaturas eutéticas.	28
Figura 7- Relação entre as variações volumétricas e temperatura.....	30
Figura 8- Variação de pressão durante a solidificação de um ferro fundido.	31
Figura 9- Ilustração de camisa de moenda mostrando o rechupe primário e o rechupe secundário.	31
Figura 10- Camisa de moenda fundida mostrando rechupe primário comum (1 e 2) e rechupe primário anormal (3 e 4).	32
Figura 11- Camisa de moenda mostrando rechupe secundário após corte do massalote.	33
Figura 12- Relação entre a quantidade de grafita eutética e o comportamento volumétrico de um ferro fundido cinzento, obtido através da medição da movimentação da casca sólida.....	34
Figura 13- Esquema de um sistema de alimentação. M_r =módulo do massalote, M_n =módulo do pescoço e M_p =módulo da peça.	35
Figura 14- Influência do dimensionamento do pescoço na formação de rechupes primários e secundários em peças de ferro fundido cinzento. (a) Dimensionamento ideal do pescoço (0,3 a 0,5 do módulo da peça). (b) Pescoço com módulo muito inferior em relação ao módulo.....	36
Figura 15- Relação típica entre carbono equivalente e a resistência à tração de barras de 30 mm de diâmetro de ferro fundido cinzento.....	40
Figura 16- Relação entre resistência à tração e dureza para ferro fundido cinzento, ferro maleável, ferro nodular e aço.....	40
Figura 17- Isopleta a 2,5% Si do Diagrama Fe-C-Si. Linhas cheias correspondem ao diagrama estável e linhas pontilhadas ao diagrama metaestável.....	42
Figura 18- Relação entre o percentual de enxofre e o número de células eutéticas.....	44
Figura 19- Efeito do cromo no número de células eutéticas no ferro fundido cinzento.....	45

Figura 20- Carbono grafítico em relação ao percentual de alumínio num ferro fundido cinzento.	46
Figura 21- Estrutura do ferro fundido em função dos teores de Silício e Alumínio.	47
Figura 22- Influência do aumento de teor do titânio sobre a forma da grafita.....	48
Figura 23- Efeito do carbono equivalente na resistência à tração do ferro fundido cinzento em função da espessura da secção.....	50
Figura 24- Diferentes microestruturas de ferro fundido cinzento em função da velocidade de resfriamento.	55
Figura 25- Curva de resfriamento típica para os tipos de grafita classificados.....	56
Figura 26- Formas de grafita (a) e classificação dos tipos de grafita lamelar (b).	56
Figura 27- Microestrutura padrão para uma camisa de moenda (100x).....	56
Figura 28- Processo de Moagem de Cana de açúcar.	58
Figura 29- Partes do Terno de Moenda.	58
Figura 30- Rolo ou Camisa de Moenda com o eixo.	59
Figura 31- Temperatura de equilíbrio TG e temperatura de formação do CO em função do Carbono e Silício.	61
Figura 32- Aspecto da fratura de uma cunha de ferro fundido. A região próxima à extremidade fina apresentada fratura branca e a maior parte tem estrutura cinzenta, mostrada na relação entre taxa de resfriamento da cunha e a posição da cunha.....	62
Figura 33- Transição eletrônica no átomo, provocada por uma centelha.....	63
Figura 34- Curva tensão-deformação convencional obtida no ensaio de tração.	65
Figura 35- Ilustração de um Corpo de prova usado no ensaio de tração.....	65
Figura 36- Tipos de ensaios de dureza, destacando as características de penetração.	66
Figura 37- Resumo da metodologia aplicada neste trabalho.	67
Figura 38- Fluxo do Processo de Produção do ferro fundido.....	70
Figura 39- (a) Etapas de elaboração do ferro fundido. (b) Equipamentos utilizados e as etapas de elaboração do ferro fundido.	70
Figura 40- Forno SSKD 300 de 20 toneladas.....	71
Figura 41- Forno SSKD 240 de 7 toneladas.....	71
Figura 42- Vazamento do Forno Elétrico a Arco.	72
Figura 43- Processo de Inoculação realizado durante transferência de metal.	73
Figura 44- Pós-inoculação e fundição.	74
Figura 45- Molde permanente (Coquilha) para fundição de camisas de moenda.	75
Figura 46- Conjunto Coquilha+distribuidor(ouVasador) para fundição.	75

Figura 47- Espectômetro 3460 da ARL da Fundação SIMISA.	77
Figura 48- Fotos do Laboratório Metalúrgico da Simisa, microscópios(A), embutidora(B) e lixadeira politriz(C).	78
Figura 49- Fotos do Laboratório Metalúrgico da Simisa, máquina de ensaio de tração.	79
Figura 50- Fotos do durômetro universal de bancada.	79
Figura 51- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº01- 100x.	82
Figura 52- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº02- 100x.	82
Figura 53- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº03- 100x.	83
Figura 54- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº4a-100x.	84
Figura 55- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº4b-100x.	84
Figura 56- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº5a-100x.	85
Figura 57- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº5b-100x.	86
Figura 58- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº6a-100x.	86
Figura 59- Micrografia da camisa de moenda da corrida nº6b-100x.	87
Figura 60- Camisas de moenda mostrando massalote sem desvio(1ª a esquerda) e massalote expandido (2ª e 3ª imagens).....	91
Figura 61- Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário. .	91
Figura 62- Micrografia da camisa nº271 mostrando porosidade com aspecto irregular (rechupe), com aumento de 25x, microscopia óptica.	92
Figura 63- Micrografia da camisa nº271 mostrando porosidade com aspecto irregular (rechupe), com aumento de 100x, microscopia óptica.....	93
Figura 64- Micrografia da camisa nº271 mostrando grafita predominantemente D, com aumento de 25x e 100x, microscopia óptica.	94
Figura 65- Micrografia da camisa nº271 mostrando grafita predominantemente D, com aumento de 100x, microscopia óptica.	94
Figura 66- Micrografia da camisa nº295 mostrando porosidade com aspecto irregular(rechupe) com aumento de 25x, microscopia óptica.	94
Figura 67- Micrografia da camisa nº295 mostrando grafita predominantemente tipo D com aumento de 25x, microscopia óptica.	95
Figura 68- Micrografia da camisa nº295 mostrando grafita predominantemente do tipo D com aumento de 100x, microscopia óptica.	95
Figura 69- Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário. .	96
Figura 70- Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe primário.....	96
Figura 71- Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário. .	97

Figura 72- Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário. .	98
Figura 73- Camisas de moenda (corrida nº 327 e nº343) com o massalote cortado e mostrando ausência rechupe secundário.....	98
Figura 74- Camisas de moenda (corrida nº 351 e nº360) com o massalote cortado e mostrando ausência rechupe secundário.....	99
Figura 75- Camisas de moenda(corrida nº 350 e nº374) mostrando massalote sem expansão.	99
Figura 76- Camisas de moenda (corrida nº 380 e nº381) mostrando massalote sem expansão.	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Dez maiores produtores mundiais de fundidos.	18
Tabela 2- Efeitos estruturais de alguns elementos do ferro fundido.	45
Tabela 3- Efeito da variação de cromo nas propriedades físicas e na microestrutura dos ferros fundidos cinzentos, em barras de 30 mm de diâmetro.	45
Tabela 4- Variáveis dos inoculantes que influenciam a inoculação.	53
Tabela 5- Variáveis do processo que influenciam a inoculação.	54
Tabela 6- Tipos de inoculantes e suas características.	54
Tabela 7- Camisas de moenda com desvios metalúrgicos.	68
Tabela 8- Camisas de moenda com rechupe secundário.	68
Tabela 9- Especificação da Composição Química e das Propriedades mecânicas da liga FS-25.	69
Tabela 10- Tempo de desmoldagem adotado para camisas de moenda.	76
Tabela 11- Camisas de moenda que apresentaram contaminações de composição (Cr, Al e/ou Ti), mas os possíveis desvios metalúrgicos foram atenuados.	89
Tabela 12- Camisas com contaminações atenuadas.	89
Tabela 13- Resultado dos experimentos realizados.	100
Tabela 14- Resumo dos experimentos realizados.	103

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AFS	American Foundry Society
ASTM	American Society for Testing and Materials
CaSi	Cálcio silício
CaSiTi	Cálcio silício titânio
Ceq	Carbono equivalente
Cg	Carbono grafitico
FEA	Forno elétrico a arco
Fe α	Ferrita
FeS	Sulfeto de ferro
FeSi	Ferro silício
FeSi75%	Ferro silício com 75% de silício
FeSiZr	Ferro silício zircônio
FeSiCaBa	Ferro silício cálcio bário
FeSiSr	Ferro silício estrôncio
Fe ₃ C	Carboneto de ferro ou Cementita
FoFo	Ferro Fundido
FS-25	Ferro Fundido N° 25
HB	Unidade de dureza Brinell
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
l ₀	Comprimento inicial do corpo de prova
L	Comprimento do corpo de prova durante o ensaio
M	Módulo
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mn'	Módulo do pescoço
Mp	Módulo da peça
Mr	Módulo do massalote
MnS	Sulfeto de manganês
P	Carga aplicada
S	Superfície de troca de calor
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
SiO ₂	Dióxido de silício (Sílica)

S_0	Área inicial da secção transversal do corpo de prova
S_v	Área de superfície da grafita
TEE	Temperaturas de equilíbrio do eutético estável
TEM	Temperatura do equilíbrio metaestável
TG	Temperatura de equilíbrio
U.S.G.	Usina São Geraldo
V	Volume
Λ	Livre caminho médio da matriz
(λ)	Comprimento de onda de uma energia radiante
ϵ_c	Deformação
σ_c	Tensão
kgf/mm ²	kilograma força por milímetro quadrado

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	O SETOR DE FUNDIÇÃO	16
1.2	PANORAMA MUNDIAL DA INDÚSTRIA DA FUNDIÇÃO	17
1.3	OBJETIVO	19
1.3.1	Objetivo geral	19
1.3.2	Objetivos específicos	19
1.3.3	Justificativa e relevância	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1	FERRO FUNDIDO	21
2.2	TIPOS DE FERROS FUNDIDOS	21
2.3	FERRO FUNDIDO CINZENTO	25
2.4	SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	26
2.4.1	Diagrama Fe-C	26
2.4.2	Variações Volumétricas	29
2.4.3	Rechupe	31
2.4.4	Técnicas de Alimentação	35
2.5	FATORES QUE ENFLUENCIAM NA ESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO	36
2.5.1	Composição Química	37
2.5.1.1	Efeito do Carbono	38
2.5.1.2	Efeito do Silício	41
2.5.1.3	Efeito do Manganês	42
2.5.1.4	Efeito do Fósforo	43
2.5.1.5	Efeito do Enxofre	43
2.5.1.6	Efeito do Cromo	44
2.5.1.7	Efeito do Alumínio	46
2.5.1.8	Efeito do Titânio	47
2.5.2	Velocidade de Resfriamento	49
2.5.3	Inoculante, Inoculação e Pós-Inoculação	50
2.6	PROCESSO PRODUTIVO DE CAMISA DE MOENDA	57
2.6.1	Camisa de Moenda e Sua Aplicação	57

2.6.2	Elaboração do Metal Líquido	59
2.7	MICROSCOPIA ÓTICA (MO)	62
2.8	ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA	63
2.9	ENSAIOS MECÂNICOS	64
2.9.1	Resistência à tração	64
2.9.2	Ensaio de Dureza	65
3	METODOLOGIA	67
3.1	PROCEDIMENTO GERAL	68
3.2	ESPECTROMETRIA ÓPTICA	77
3.3	MICROSCOPIA ÓPTICA	77
3.4	PROPRIEDADE MECÂNICA	78
3.5	CRITÉRIO DE APROVAÇÃO	80
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	81
4.1	ESTUDO DE CASO I	81
4.1.1	Descrição do Defeito	81
4.1.2	Caracterização do Desvio	82
4.1.3	Experimentos Exploratórios	88
4.2	ESTUDO DE CASO II	90
4.2.1	Descrição do Defeito	90
4.2.2	Caracterização do Desvio	91
4.2.3	Experimentos Exploratórios	101
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES	104
	REFERÊNCIAS	106

1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo será apresentado o setor de fundição e seu panorama mundial, bem como os objetivos deste trabalho.

1.1 O SETOR DE FUNDIÇÃO

A fundição remete a tempos desde o sétimo milênio a.C., na Ásia Ocidental, na Anatólia. Já a fundição e moldagem (de cobre) eram técnicas bastante comuns, nas primeiras dinastias da Suméria e do Egito no terceiro milênio a.C. Quando o homem percebeu as possibilidades que um mineral oferecia ao ser exposto ao fogo, a fundição se tornou base fundamental de qualquer atividade humana e deu velocidade ao desenvolvimento tecnológico (MEDEIROS, 2009). Atualmente a fundição é uma indústria de base e sempre será demandada, pela viabilidade das peças de geometrias complexas, peças na fundição de precisão (microfundição) e para as grandes peças na fundição sob encomenda.

As fundições compreendem o conjunto de estabelecimentos industriais que utiliza o processo de fundição para a produção de peças metálicas, através da fusão de ferro, aço ou metais não ferrosos (alumínio, zinco, cobre, etc.), derretendo o material, vazando-o e deixando-o solidificar em moldes, de modo que a forma da cavidade do molde determina a forma do objeto (KONDIC, 1973).

O objetivo fundamental da fundição é o de dar forma geométrica adequada ao metal, seguindo o princípio clássico de Arquimedes no qual “o líquido toma a forma do vaso que o contém”. A peça com a forma obtida diretamente a partir do metal líquido distingue o processo de fundição dos demais processos de conformação de metais, devido à versatilidade na produção de variados tipos de peças, inclusive as de maior complexidade que não seria possível ser produzida se não fosse através de um processo de fundição.

A tecnologia de fundição permite a produção de componentes de todas as formas geométricas, de qualquer dimensão e praticamente em qualquer metal ou liga. Os consumidores de peças metálicas vazadas exigem cada vez mais, das fundições, peças com qualidade melhorada, com maior precisão dimensional, melhor acabamento superficial e com uma qualidade metalúrgica íntegra, e estes atributos de qualidade só tem sido possível pelos avanços tecnológicos (FERREIRA, 1999).

A participação brasileira na produção de fundidos, a nível mundial, tem crescido. A tendência internacional é transferir a produção de fundidos para os países em desenvolvimento, devido ao baixo custo da mão-de-obra e às regras menos severas de controle ambiental vigentes nestes países. Com isto, o produtor brasileiro tem investido na exportação, o que representa um incentivo à melhoria da qualidade de processos e produtos.

Este setor tem um papel relevante na indústria, principalmente por participar da cadeia produtiva do complexo metal-mecânico, considerada uma das mais importantes da indústria manufatureira mundial. Fazem parte do complexo metal-mecânico, segundo Alberton *apud* Cardoso Jr. (2000), os seguintes setores: siderurgia; metalurgia dos não ferrosos; fabricação de outros produtos metalúrgicos; fabricação e manutenção de máquinas e tratores; fabricação de automóveis; caminhões e ônibus; e fabricação de outros veículos, peças e acessórios.

Pode-se dizer que o complexo metalmeccânico constitui um conjunto diversificado de setores de atividades econômicas, que têm como característica comum o fato de que os bens por eles produzidos consolidam tecnologias, em que os conhecimentos e técnicas, relacionados com a produção, o processamento e a utilização de metais e/ou com características estruturais desses materiais, constituem um componente dominante (LIMA, 2011).

Durante as duas últimas décadas, com o objetivo de ajudar a reduzir as emissões do setor de fundição, mais de 2000 fundições nos Estados Unidos foram fechadas decorrentes de suas tecnologias ambientais não saudáveis, e estas decisões econômica difíceis tem sido baseadas em leis de segurança e saúde ambiental cada vez mais escassa. Este cenário tem sido uma realidade nos países desenvolvidos (SHACKELFORD, 2008).

1.2 PANORAMA MUNDIAL DA INDÚSTRIA DA FUNDIÇÃO

Segundo o censo anual realizado pela revista especializada, a *Modern Casting* (2019), a produção de fundidos concentra-se em dez países, responsáveis por 87,32% da produção total global, dentre os quais o Brasil ocupa a 9ª posição entre os produtores mundiais de fundidos, atrás da China, Índia, Estados Unidos, Japão, Alemanha, Rússia, México e Coreia.

Em 2018, a produção global aumentou para mais de 112,7 milhões de toneladas, um aumento de 2,6% em comparação com o ano anterior, mas este crescimento da produção mundial de fundição foi uma desaceleração. O maior produtor mundial de peças fundidas, China, relatou uma redução de 0,1% na produção. Dos 28 países que forneceram dados nos últimos dois anos, 19 relataram uma expansão nos volumes anuais ao comparar 2018 a 2017.

A Tabela 1 apresenta o *ranking* dos países que se destacaram em 2018 como maiores produtores de fundidos em relação a produção global, correspondente a 112,7 milhões de toneladas ao ano.

A China lidera o *ranking* dos 10 maiores países produtores mundiais de fundidos desde 2001 a 2018, quando ocupou o lugar dos Estados Unidos. Segundo os dados, a produção chinesa de fundidos é exageradamente maior, comparando com qualquer outro país do mundo. Sua produção total é 3,68 vezes maior que a segunda colocada no *ranking*, a Índia é 1,24 vezes terceira colocada os EUA. De acordo com o censo, o Brasil é o 9º produtor mundial de fundidos, 21,6 vezes menor que a China. Sua produção total foi de 2.261.196 toneladas, incluindo metais ferrosos e não ferrosos.

Tabela 1 - Dez maiores produtores mundiais de fundidos.

	Colocação/país	Produção em 2018 (milhões t)	Variação (%)
1.	China	49,35	-0,001
2.	Índia	13,39	0,111
3.	Estados Unidos	10,76	0,106
4.	Japão	5,57	0,022
5.	Alemanha	5,43	-0,009
6.	Rússia	4,2	-0,006
7.	México	2,91	-
8.	Coreia	2,52	-0,008
9.	Brasil	2,28	0,03
10.	Itália	2,26	0,008

Fonte: Modern Casting (2019).

1.3 OBJETIVOS

Neste capítulo serão explanados os objetivos: geral e específicos.

1.3.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo analisar dois problemas metalúrgicos que influenciam na qualidade de camisas de moenda produzidas em ferro fundido cinzento. O primeiro problema são alterações nas microestruturas que repercutem nos resultados de resistência à tração. O segundo problema metalúrgico é a presença de rechupes secundários.

1.3.2 Objetivos Específicos

- ✓ Entender os mecanismos de formação de rechupes no ferro fundido cinzento por meio de estudo bibliográfico;
- ✓ Estudar as variações volumétricas nos processos de solidificação e contração do ferro fundido cinzento;
- ✓ Propor soluções eficientes a fim de minimizar a formação de rechupes secundários nas camisas de moendas;
- ✓ Entender a influência da composição química, da velocidade de resfriamento, da inoculação e do tipo de grafita na resistência a tração do ferro fundido cinzento, estudando a bibliografia e relacionando com a produção de camisas de moenda;
- ✓ Propor soluções eficientes a fim de atender os valores de resistência a tração especificados.

1.3.3 Justificativa e Relevância

As empresas produtoras de fundidos tem sofrido cada vez maiores pressões do mercado após 2015, em especial quanto às especificações cada vez mais exigentes dos clientes para os níveis de defeitos, composição e propriedades mecânicas das peças. Um problema para estas fundições de ferro fundido cinzento é a reprovação de camisa nos ensaios mecânicos e metalográficos, considerando-se o contexto acima, torna-se necessário o maior conhecimento das variáveis que influenciam nas propriedades mecânicas e microestruturas. Com isso feito,

pode-se dispor de melhores condições de previsão, além da atuação mais efetiva, dos fatores que contribuem para reprovação de peças nos ensaios mecânicos e metalográficos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão descreverá a fundamentação teórica necessária para a evolução e entendimento deste trabalho, mencionando os aspectos metalúrgicos, variáveis e controles do processo produtivo do ferro fundido cinzento.

2.1 FERRO FUNDIDO

Os ferros fundidos constituem um grupo das ligas ferro-carbono-silício de grande importância para a indústria brasileira. Com a adição de elementos de liga e aplicação de tratamentos térmicos é possível otimizar as propriedades mecânicas, proporcionando a utilização dos ferros fundidos em aplicações que eram exclusivas a aços (CHIAVERINI, 2008). De acordo com Callister e Rethwisch (2012), são ligas ferrosas contendo ferro, carbono e outras ligas, e na grande parte dos ferros fundidos a concentração do carbono está entre 2,14 e 4,5% de carbono.

2.2 TIPOS DE FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos são classificados em diversos tipos, em função da forma geométrica da grafita, no ferro nodular as grafitas se apresentam em forma de nódulos, no ferro fundido vermicular as grafitas se apresentam em formas de “vermes”, no ferro fundido cinzento as grafitas se apresentam em lamelas. Os nomes dos ferros fundidos são relacionados também com o tipo de fratura, branco ou cinzento, ou com uma propriedade mecânica (maleabilidade/ductilidade) no caso do ferro fundido maleável (GUESSER, 2009). Esta dissertação se concentrará no ferro fundido cinzento.

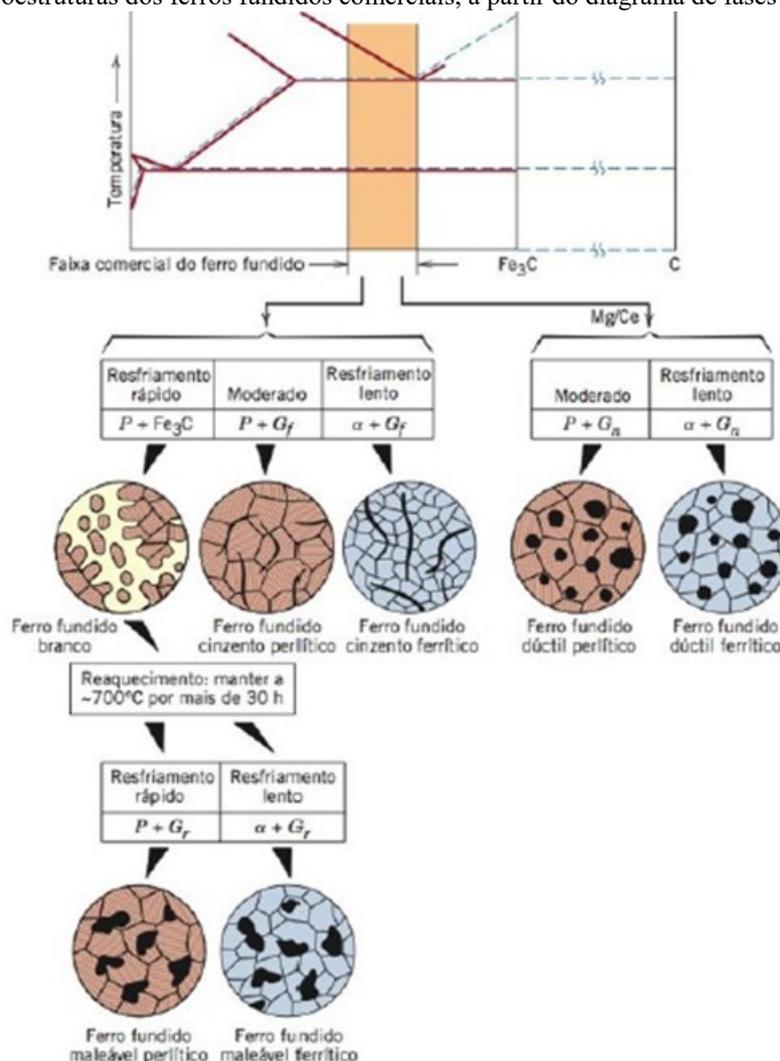
O diagrama de fases exibido na Figura 1 mostram faixas de composição para ferros fundidos comerciais, os quais apresentam uma reação eutética durante sua solidificação e, dependendo da composição e da taxa de resfriamento, resultam em estruturas complexas. Estas estruturas são resultado também da ação de diversos processos e/ou tratamentos térmicos, onde a solidificação é a etapa mais crítica na obtenção da estrutura desejada.

Os ferros fundidos obtidos são classificados em: ferro fundido branco, cinzento, vermicular, dúctil ou maleável. Embora não seja apresentado na figura 1, O ferro vermicular

possua na estrutura a grafita intermediária ente a grafita lamelar do ferro cinzento e a grafita em nódulo do ferro nodular.

Nos ferros fundidos o carbono pode estar dissolvido nas fases (Ferrita e/ou perlita), e o excesso do teor de carbono pode estar dissolvido no ferro sólido, podendo estar presente como cementita (ou carboneto de ferro - F_3C) ou como grafita (COLPAERT, 2008).

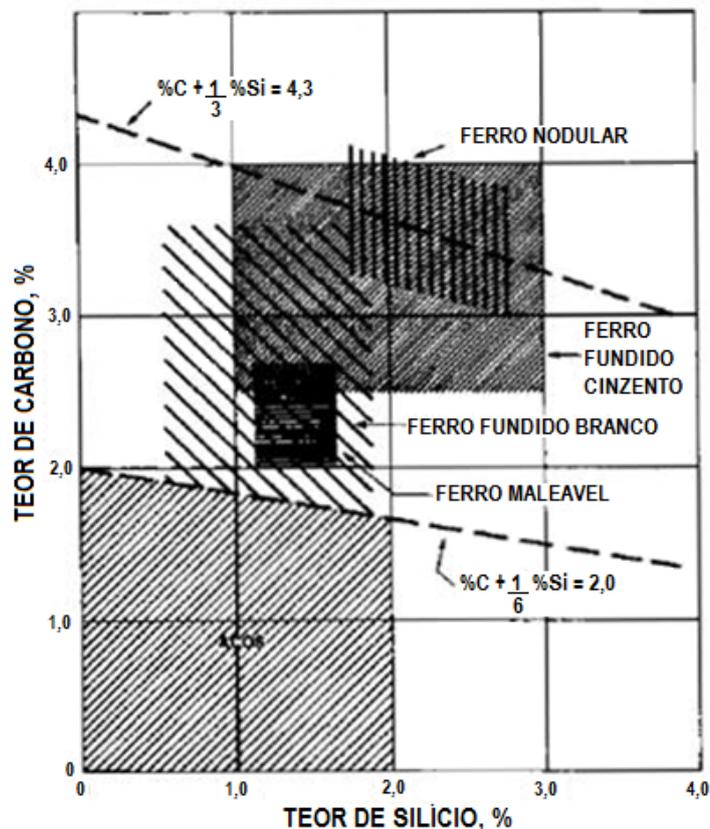
Figura 1 - Microestruturas dos ferros fundidos comerciais, a partir do diagrama de fases de ferro-carbono.



Fonte: Callister E Rethwisch (2012).

As faixas dos teores de carbono e de silício tendem a formação de ligas ferrosas ou tipos de ferros fundidos, como pode ser observado na figura 2. A linha tracejada inferior define o limite superior de teor de carbono como o limite de solubilidade do carbono na austenita.

Figura 2 - Faixa aproximada de quantidade de carbono e silício nas ligas ferrosas.



Fonte: Chiaverini (2008).

Os principais tipos de ferros fundidos:

a) Ferros fundidos cinzentos

Possuem teor de carbono normalmente de 2,5 a 4,0%, teor de silício de 1,0 a 3,0%, as fases formadas na solidificação são austenita e grafita, segundo o diagrama de equilíbrio estável, sua principal característica são suas grafitas na forma de lamelas e sua matriz pode ser ferrita ou perlita.

O nome é dado em função da superfície fraturada desta liga, pois possui uma aparência acinzentada, isto em função das lamelas de grafita. Possuem elevada resistência ao desgaste, elevada resistência à compressão, possuem boa eficiência na absorção de vibração, alta fluidez e baixo custo de fabricação (SANTOS, 1977).

b) Ferros fundidos brancos

Os ferros fundidos brancos apresentam resistência ao desgaste e dureza elevada, são obtidos através de resfriamento rápido, possuem percentuais de silício inferiores a 1%. O carbono presente encontra-se na forma de cementita ou outros carbonetos metálicos, e a solidificação e microestrutura dos ferros fundidos brancos são analisados através do diagrama

de equilíbrio metaestável (Fe-Fe₃C), seu nome é devido a sua superfície de fratura a qual possui aparência esbranquiçada (CALLISTER, RETHWISCH, 2012).

c) Ferros fundidos maleáveis

São ferros fundidos brancos submetidos a um tratamento térmico de maleabilização (800 a 900°C), durante tempos de patamares prolongados e em atmosfera neutra. A maleabilização tem a finalidade de decompor a cementita em grafita+austenita, no qual a grafita formada é compacta, este ferro é chamado ferro fundido maleável de núcleo preto ou americano, usados na fabricação de suportes de molas, caixas de direção, cubos de roda, bielas e etc (SANTOS, 1977).

Quando o tratamento é realizado em atmosfera oxidante, o carbono é removido por descarbonetação, não havendo a formação de grafita, neste caso o ferro é chamado, ferro fundido de núcleo branco ou europeu, usados na fabricação de barras de torção, corpos de mancais e etc.

Os ferros fundidos maleáveis possuem resistência relativamente alta e ductilidade considerável. São produzidos em menores escalas assim como o ferro branco. Primeiros ferros fundidos a apresentar ductilidade significativa.

d) Ferros fundidos nodulares

Os ferros fundidos nodulares apresentam sua grafita na forma de nódulos ou esferoides que podem ser obtidos através da adição de pequena quantidade de certos elementos de liga, como cério ou magnésio, na etapa de nodulização ou através de condições particulares de fabricação, como fundição sob vácuo ou elevadas velocidades de resfriamento.

A característica principal deste ferro é sua ductilidade, que chega a ser aumentada por um fator de até 20 vezes e sua resistência chega a dobrar o seu valor (SHACKELFORD, 2008), devido aos nódulos, o que não se observa no ferro cinzento devido a sua grafita se apresentar na forma de flocos, uma vez que estes atuam como concentradores de tensão. Possuem as mesmas características do ferro cinzento, sendo que com resistência e ductilidades melhoradas (SANTOS, 1977).

e) Ferros fundidos vermiculares

Os ferros fundidos vermiculares possuem resistência a tração compatíveis com os ferros dúcteis e maleáveis, a sua ductilidade é intermediária entre o cinzento e nodular (CHIAVERINI, 1988). A sua grafita se apresenta na forma de um verme, daí o nome de ferro fundido

vermicular, é obtido adicionando-se pequenas quantidades de elementos de liga, cério ou magnésio, porém em quantidades inferiores ao nodular. O ferro fundido vermicular é conhecido no chão de fábrica como o ferro fundido nodular “mal feito”, pois não forma as grafitas bem definidas em forma de nódulos.

Suas principais características são: maior condutividade térmica, melhor resistência a choques térmicos e menor oxidação em temperaturas elevadas (SANTOS, 1977).

f) Ferros fundidos especiais

Podem ser ferros cinzentos, brancos e nodulares, mas que possuem uma quantidade significativa de elementos de liga, por exemplo:

Fofo cinzento ao silício (15%Si), com elevada resistência à corrosão.

Fofo branco ao cromo (13%Cr), com elevada resistência à abrasão.

Fofo nodular ao alumínio (25%Al), com elevada resistência à oxidação a temperaturas elevadas (SANTOS, 1977).

2.3 FERRO FUNDIDO CINZENTO

É a liga mais utilizada entre os ferros fundidos, devido às características de fácil fusão e moldagem, boa resistência mecânica, excelente usinabilidade, boa resistência ao desgaste e boa capacidade de amortecimento. Como em ligas metálicas, sua estrutura está correlacionada com suas propriedades, de forma mais complexa, devido à presença de carbono livre na forma de grafita, e também devido à forma, à distribuição e às dimensões dos veios de grafita, além da influência que a espessura da peça exerce.

Decorrente destes aspectos é possível prever, com razoável certeza, as propriedades dos ferros fundidos cinzentos, em função da sua composição química, principalmente os teores de carbono grafitico e de silício, da espessura da peça e da forma da grafita (CHIAVERINI, 2008).

A microestrutura do ferro fundido cinza é caracterizada por lamelas de grafite dispersas na matriz ferrosa. A prática de fundição pode influenciar a nucleação e o crescimento de flocos de grafite, de modo que o tamanho e o tipo melhoram as propriedades desejadas. A quantidade de grafite e tamanho, morfologia e distribuição de lamelas de grafite são críticas para determinar o comportamento mecânico do ferro fundido cinza (COLLINI, 2008).

2.4 SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS

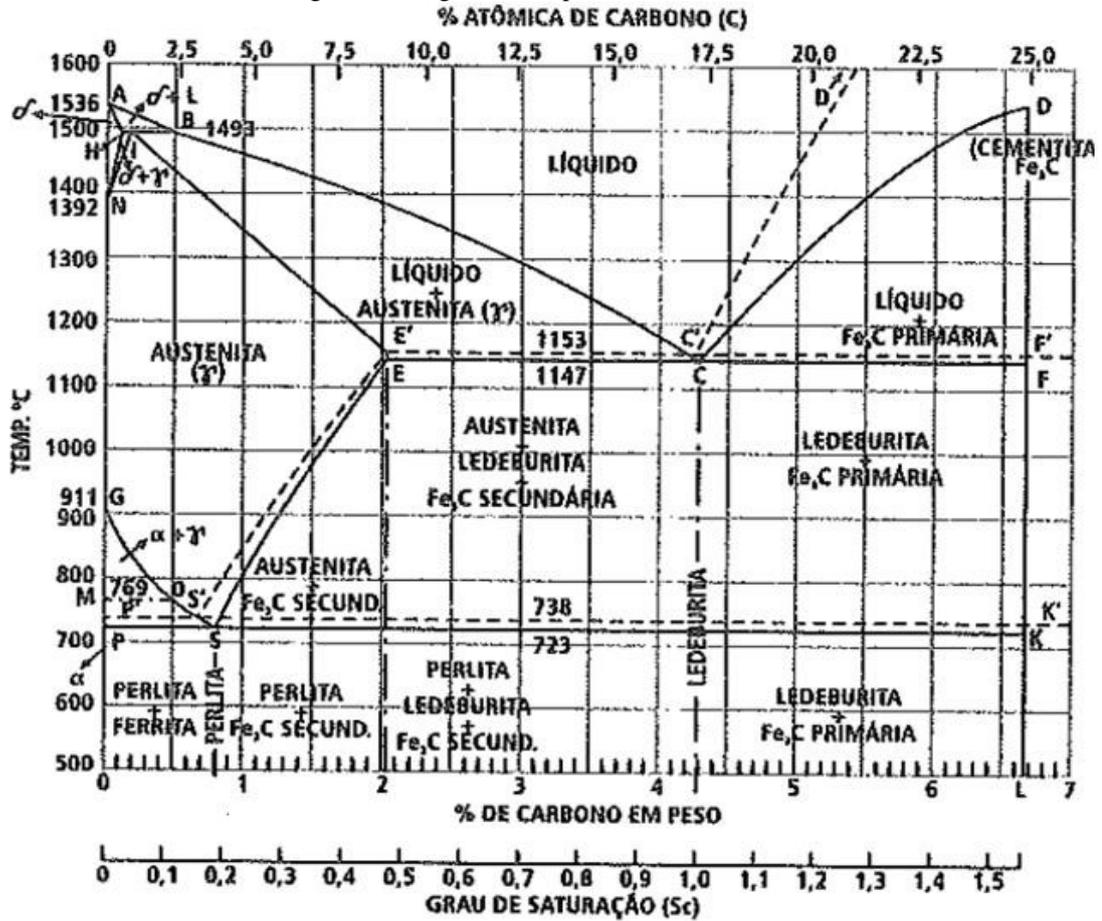
Nesta seção estaremos detalhando o processo de solidificação dos ferros fundidos segundo o diagrama ferro-carbono, as variações volumétricas inerentes e a formação de rechupe.

2.4.1 Diagrama Ferro-Carbono

O processo de solidificação dos ferros fundidos é descrito pelo diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono, conforme figura 3, no qual se localizam as fases em equilíbrio e as transformações de fases; este sistema possui dois eutéticos provenientes de dois equilíbrios: o estável e o metaestável. O estável (linha tracejada) é formado por austenita + grafita e o metaestável (linha cheia) é formado pela austenita mais cementita, conforme diagrama da figura 4 (GUESSER, 2009).

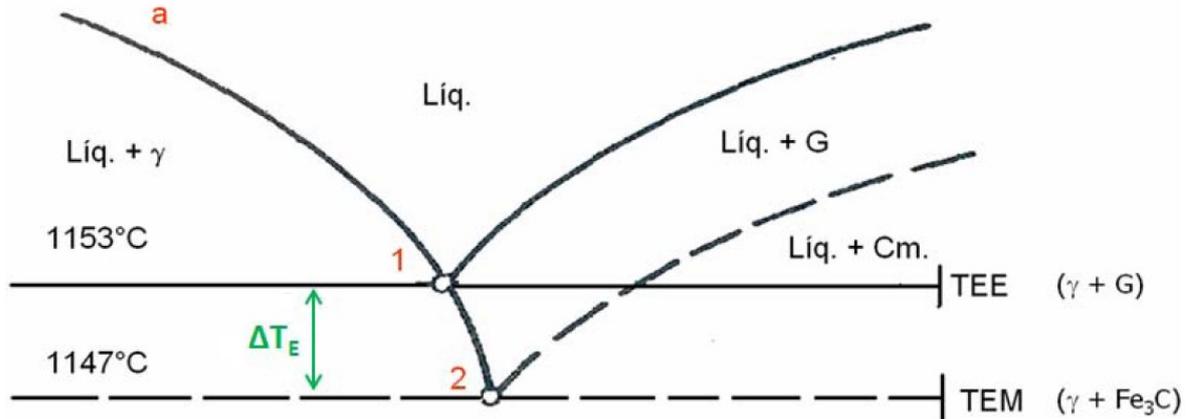
A diferença entre as temperaturas de equilíbrio do eutético estável (TEE) e da temperatura do equilíbrio metaestável (TEM) é de aproximadamente 7°C, como se pode observar na figura 4, referente às composições próximas ao ponto eutético.

Figura 3 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.



Fonte: Guessser (2009).

Figura 4 - Seção próxima ao ponto eutético.

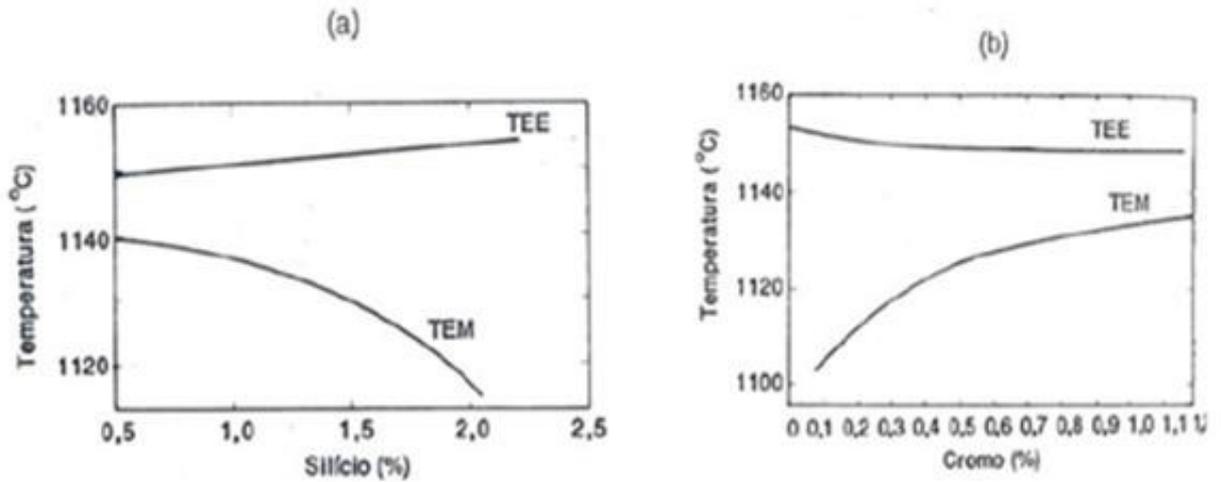


Fonte: Adaptado de Santos (1977).

Os ferros fundidos comerciais seguem o diagrama ternário Fe-C-Si, onde para teores de até 3% de silício, a solidificação ocorre de maneira semelhante à da liga Fe-C, em acordo com o diagrama binário Fe-C. O sistema na realidade compete, podendo solidificar seguindo o sistema estável ou metaestável (SANTOS, 1977).

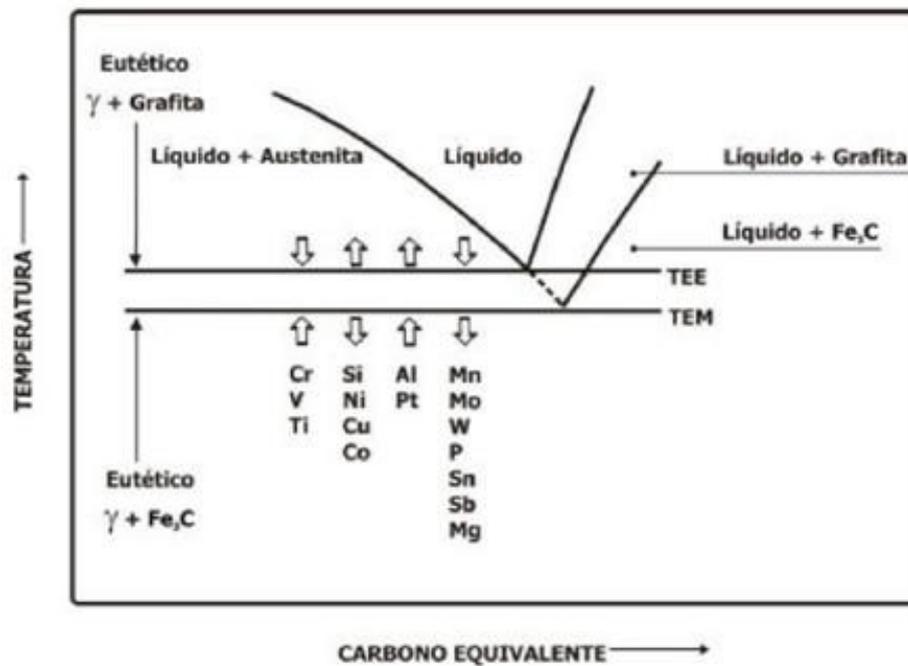
Alguns elementos (Si, Al, Cu, Ni) grafitizantes tem a propriedade de aumentar o intervalo entre às temperaturas dos eutéticos (intervalo de solidificação), e outros elementos (Cr, V, Mo, Mn, W) formadores de carbonetos, diminuem este intervalo, como pode ser observado na figura 5 e figura 6 (SANTOS, 1977).

Figura 5 - Influência de elementos químicos nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos; (a) elementos grafitizantes e (b) elementos formadores de carboneto.



Fonte: Santos (1977).

Figura 6 - Influência dos elementos de liga sobre as temperaturas eutéticas.



Fonte: Angelo Junior (2003)

2.4.2 Variações Volumétricas

Os ferros fundidos apresentam uma característica muito particular em relação às outras ligas fundidas, as variações volumétricas que ocorrem na solidificação dos ferros fundidos são bem diferentes da solidificação das outras ligas e metais, a maior variação volumétrica é o efeito da expansão durante o resfriamento, pois na maioria das ligas fundidas ocorre a contração do material durante o resfriamento do líquido no molde e durante a transformação de fase do líquido para o sólido (GUESSER, 2009).

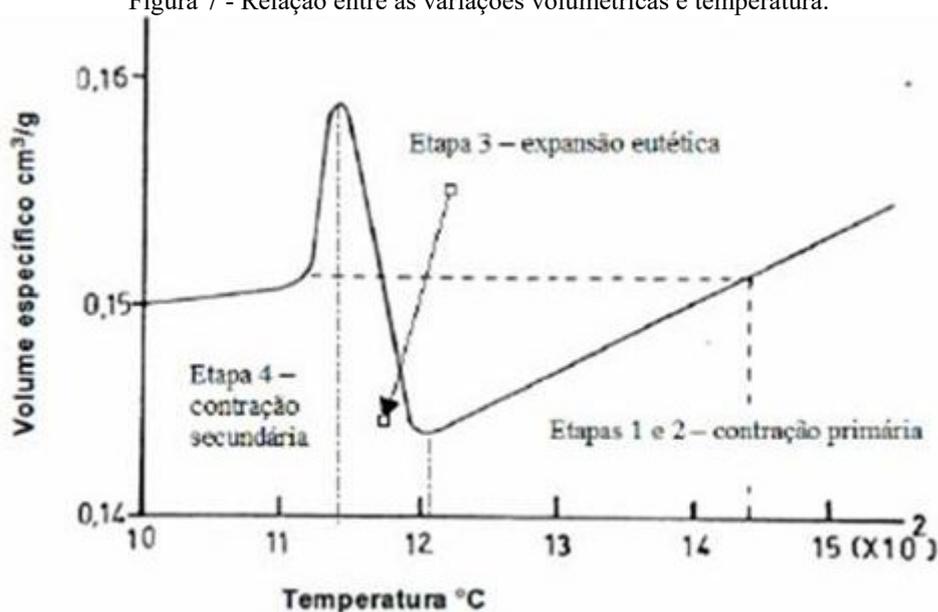
Esta expansão ocorre devido à expansão da grafita. A precipitação da grafita durante a reação eutética resulta em expansão, devido à menor densidade desta fase, comparado ao líquido; esta característica de expansão confere ao ferro fundido a propriedade de auto-alimentação, permite projetar e fundir peças complexas de boa qualidade, sem a necessidade de massalotes imensos para compensar a contração (GUESSER, 2009).

As etapas de solidificação que geram variação volumétrica no ferro são:

- **Contração Líquida:** É a etapa de contração no líquido do início do vazamento do molde até a temperatura líquidus. Esta contração ocorre devido à diminuição de distância entre os átomos durante a queda de temperatura do líquido, reduzindo de 1 a 2% a cada 100°C (TAMMANN, 1945).
- **Contração de Solidificação:** Após a linha líquidus ocorre à nucleação correspondente à transformação de um líquido em um sólido de menor densidade, como consequência do empacotamento atômico nos cristais formados. O volume dos cristais de austenita é cerca de 4 a 5% inferior ao valor correspondente ao líquido (TAMMANN, 1945).
- **Expansão:** A precipitação simultânea ocorre abaixo da temperatura de solidificação do eutético, durante crescimento do eutético dentro da zona acoplada. O volume específico é 3 a 4 vezes maior do que o líquido ou da austenita, isto permite que a contração da austenita que se solidifica no eutético seja imediatamente compensada, pela expansão da grafita.
- **Contração Secundária:** Solidificação do líquido intercelular, associada à formação de austenita sem grafita, carbonetos e fosfetos. Nesta etapa ocorre contração em relação ao líquido, com diminuição do volume específico $\Delta V=1,9\%$, decorrente do modo de solidificação ser diferente.

Podemos verificar os efeitos de contração e de expansão na figura 7 (KARSAY, 1972), as etapas descrevem uma variação no volume nos ferros fundidos durante seu resfriamento.

Figura 7 - Relação entre as variações volumétricas e temperatura.

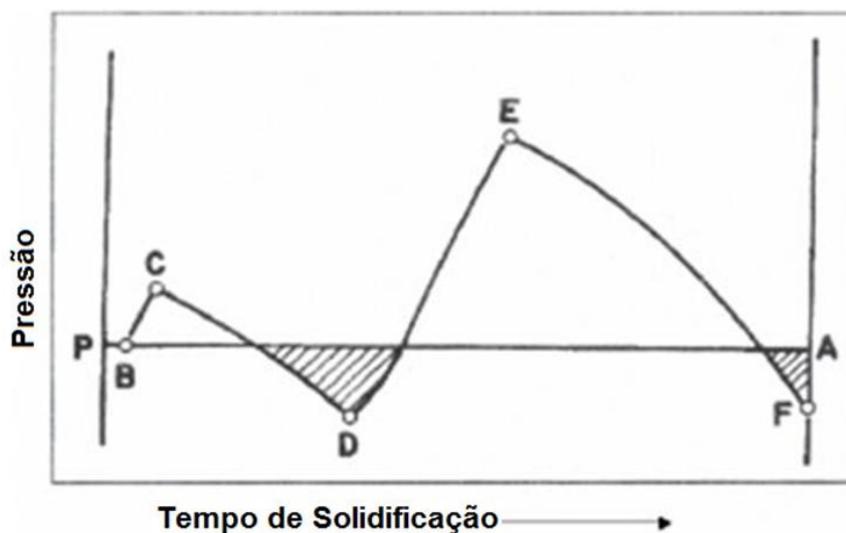


Fonte: Karsay (1972).

Observa-se, na etapa 1 e 2 da figura 7, uma redução do volume específico com a queda da temperatura; esta fase está associada com a contração do líquido mais a contração da austenita primária. Na etapa 3 observa-se um aumento significativo do volume específico, resultante da expansão na reação eutética. A etapa 4 corresponde à solidificação do líquido intercelular remanescente, ou seja, contração secundária.

Estas alterações de volume mostradas na figura 7 causam alterações na pressão interna. A figura 8 apresenta as alterações de pressão no decorrer da solidificação do ferro fundido, similares à figura 7. A linha P-A corresponde a pressão atmosférica. O estágio B-C mostra uma pequena expansão, devido à formação de uma casca sólida, logo que o metal toca a parede do molde. O passo C-D apresenta uma queda de pressão, devido à contração primária (líquido + austenita primária). O passo D-E apresenta aumento na pressão, devido à expansão eutética e por último o estágio E-F a contração secundária, gerando uma queda de pressão interna.

Figura 8 - Variação de pressão durante a solidificação de um ferro fundido.

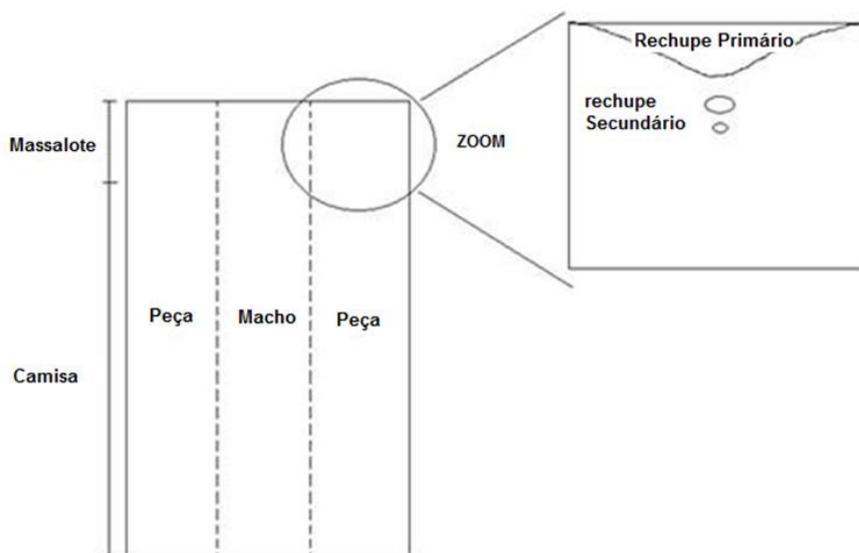


Fonte: Karsay (1976).

2.4.3 Rechupes

O defeito de contração é consequência de pressões inferiores à pressão atmosférica na fase líquida; Estes defeitos podem ocorrer em duas ocasiões, na contração primária e na contração secundária, que são associados respectivamente a rechupe primário e rechupe secundário, conforme Figura 9.

Figura 9 - Ilustração de camisa de camisa de moenda mostrando o rechupe primário e o rechupe secundário.



Fonte: O autor (2022).

O rechupe primário é consequência da redução do volume do líquido ao se resfriar da temperatura de vazamento até o início da solidificação, seguida da contração de solidificação das dendritas de austenita.

O rechupe primário apresenta-se em peças fundidas como uma “depressão” na superfície; quando a pressão interna cruza a linha atmosférica, existe uma fina casca sólida formada junto a parede do molde. Esta camada não é suficientemente espessa e se deforma sob a ação do esforço resultante da diferença de pressão atmosférica e a pressão do interior do molde (TAMMANN, 1945). Na figura 10 é apresentado um exemplo do rechupe primário, este rebaixo na superfície externa é sinal de falta de alimentação da contração primária.

Figura 10 - Camisa de moenda fundida mostrando rechupe primário comum (1 e 2) e rechupe primário anormal (3 e 4).



Fonte: O autor (2022).

Uma grande depressão na superfície próximo ao ponto quente é gerada quando a contração do líquido inicia antes da formação da casca sólida a pressão atmosférica diretamente

em contato com o líquido; este efeito pode ocorrer em peças espessas sem alimentação ou quando a ligação entre o massalote e a peça se solidifica prematuramente.

Os rechupes secundários são formados na contração secundária, e é decorrente da contração de solidificação do líquido intercelular e das fases intercelulares formadas (steadita e carbonetos como exemplo). Os rechupes secundários ocorrem nos centros térmicos das peças e internamente apresentam superfície rugosa. O líquido intercelular se solidifica isoladamente, não sendo possível alimentação por massalotes (FUOCO, 1995). Na figura 11 podemos ver os rechupes formados numa camisa de moenda produzida em ferro fundido cinzento.

Figura 11 - Camisa de moenda mostrando rechupe secundário após corte do massalote.



Fonte: O autor (2022).

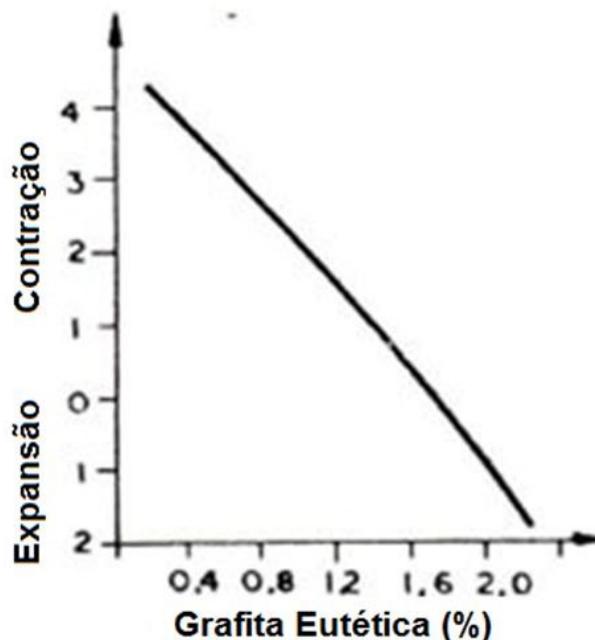
A alimentação das porosidades primárias (rechupe primário ou depressão) são obtidas pelos massalotes ou pelo sistema de canais, mas a alimentação das porosidades secundárias não podem ser obtidas por massalotes, pois se trata de poças de metal líquido não conectados. Esta formação ocorre pela redução das pressões destas poças de líquido isoladas; para evitar sua ocorrência, utiliza-se o aumento de pressão que ocorre na etapa anterior de solidificação, durante a expansão da grafita, ou seja, o excesso de pressão incidente sob o líquido remanescente evita que a redução de pressão de contração secundária chegue a formar o rechupe secundário (FUOCO, 2007).

A solidificação também sofre efeito com o carbono e o silício, pois influenciam na quantidade de grafita eutética formada, a qual governa a quantidade de expansão durante a solidificação. De acordo com Nandori (1985), quanto maior a quantidade de carbono e silício maior é a quantidade de grafita eutética e, portanto, maior a expansão eutética.

A Figura 12 apresenta a relação entre a quantidade de grafita eutética e a contração ou expansão gerada sob a casca sólida formada no início da solidificação, quanto maior a porcentagem de grafita eutética formada maior será a pressão de expansão gerada sob a casca

sólida formada junto ao molde, e se este molde apresentar rigidez suficiente, quanto maior a quantidade de grafita eutética, maior será a pressão de expansão e maior será a compensação da contração secundária.

Figura 12 - Relação entre a quantidade de grafita eutética e o comportamento volumétrico de um ferro fundido cinzento, obtido através da medição da movimentação da casca sólida.



Fonte: Nandori (1985).

A formação de rechupes também é influenciada pela inoculação, pois a inoculação aumenta o número de núcleos, diminuindo sensivelmente o superresfriamento e alterando a cinética de crescimento das fases, e conseqüentemente, ocorre o aumento de células eutéticas, promovendo uma solidificação mais pastosa e uma camada sólida e mais fina formada junto às paredes do molde.

O aumento do número de células eutéticas, aumenta a área de superfície das células, gerando canais intercelulares mais finos e intrincados, dificultando a movimentação do líquido residual para os massalotes, aumentando a pressão interna e gerando maior pressão contra as paredes do molde, aumentando a tendência na formação de rechupes secundário (MERCHANT, 1960).

A quantidade de poças de líquido entre as células e a dificuldade de alimentação destas poças é aumentada decorrente deste mesmo efeito, devido aos pontos de passagem para o metal líquido estarem interrompidos, portanto, ferros fundidos altamente inoculados apresentam maiores tendências à rechupes secundários. Tanto a falta como o excesso de inoculação aumenta a tendência a formação de rechupes secundários. A falta de inoculação favorece a

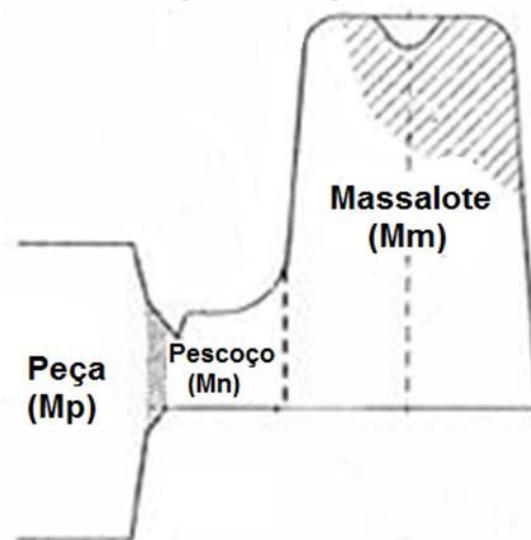
formação de cementita, a qual aumenta a contração secundária. O excesso, por outro lado, causa uma solidificação muito pastosa.

2.4.4 Técnicas de alimentação

Nos ferros fundidos cinzentos, utiliza-se a expansão volumétrica que ocorre na solidificação como forma de alimentação total ou parcial das contrações de solidificação, viabilizando de forma mais fácil a fabricação de peças com geometrias complexas, e com boa relação entre o peso da peça e o peso dos massalotes, ou seja, bom rendimento metálico.

Todo projeto de alimentação de peças fundidas é baseado na avaliação dos módulos entre a peça, o massalote e o pescoço (ligação entre peça e massalote), conforme figura 13, onde o módulo é medido através da razão entre o volume “V” e a superfície de troca de calor “S”, logo, $M=V/S$. Na prática o módulo é determinado através de softwares de simulação.

Figura 13 - Esquema de um sistema de alimentação. M_r =módulo do massalote, M_n =módulo do pescoço e M_p =módulo da peça.



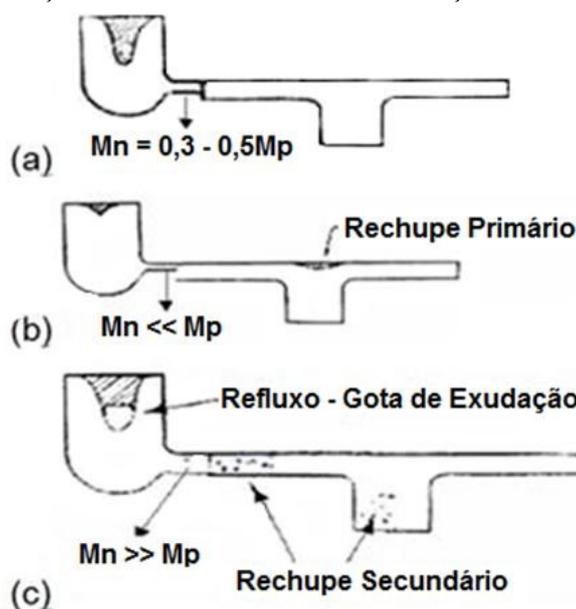
Fonte: Karsay (1976).

A prática de alimentação mais utilizada em ferros fundido cinzento é a alimentação da contração primária através de massalotes e compensação da contração secundária através da expansão da grafita (FUOCO, 2002). Neste tipo de alimentação, o pescoço deve se solidificar no princípio a expansão grafítica, logo, o módulo do pescoço (M_n) deve ser dimensionado a partir de 0,3 a 0,5 do módulo da peça (M_p) e o módulo do massalote (M_r) deve ser pouco superior ao pescoço.

A regra de solidificação do pescoço depende do grau de nucleação da liga. Se o grau de nucleação for alto a expansão ocorrerá mais cedo, ou seja, em um tempo menor em relação ao início da solidificação e, desta forma, o pescoço deverá solidificar em menor tempo. No entanto, se o grau de nucleação for baixo a expansão ocorrerá mais tarde em relação ao início da solidificação e, portanto, o pescoço deverá solidificar mais tarde.

A influência do dimensionamento do pescoço na formação de rechupes na peça é apresentada na figura 14, se o módulo do pescoço (M_n) for muito pequeno em relação ao módulo da peça (M_p) ocorrerá a contração primária e formação de depressões, conforme mostra a figura 14 (b). Se por outro lado o módulo do pescoço (M_n) for muito grande, poderá ocorrer refluxo de metal para o massalote, após a expansão da grafita, gerando rechupes secundários, conforme figura 14 (c).

Figura 14 - Influência do dimensionamento do pescoço na formação de rechupes primários e secundários em peças de ferro fundido cinzento. (a) Dimensionamento ideal do pescoço (0,3 a 0,5 do módulo da peça). (b) Pescoço com módulo muito inferior em relação ao módulo



Fonte: Fuoco (2002).

2.5 FATORES QUE ENFLUENCIAM NA ESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO

Os fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido cinzento, e consequentemente das propriedades mecânicas são: a composição química, a velocidade de resfriamento e o tratamento de inoculação (BARTOCHA, 2005; XU, 2005; HERMANTH, 1999). Mas outros fatores também têm influência na obtenção do ferro fundido, mesmo ajustando a composição do metal para que o resultado final seja o mesmo, variáveis como: o

processo utilizado, o tipo de forno e os materiais da carga utilizada são fatores determinantes na qualidade metalúrgica do metal a ser vazado (DOUBLE, 1975). Por este motivo que cada unidade produtora de ferro fundido tem suas particularidades.

2.5.1 Composição Química

Os ferros fundidos cinzentos apresentam uma ampla faixa de composição química: %C de 2,50% a 4,00%, %Si de 1,00% a 3,00%, %Mn de 0,20% a 1,00%, %P de 0,02% a 1,00% e %S de 0,02% a 0,25%.

Os elementos de liga usualmente são adicionados no ferro fundido com a finalidade de melhorar a qualidade, causando efeitos, na microestrutura, que alteram as propriedades mecânicas, como pode ser observada na tabela 2, normalmente para aumentar a resistência à tração e ao desgaste, a tenacidade, mantendo boa usinabilidade e a tendência ao coquilhamento (SANTOS, 1977).

Os elementos que mais influenciam na estrutura do ferro fundido são o carbono e o silício, o carbono determina a quantidade de grafita a ser formada e o silício é essencialmente elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro (Fe_3C); a presença do silício no ferro, independente do teor de carbono pode influenciar na formação do ferro fundido cinzento ou na formação do ferro fundido branco (CHIAVERINI, 2008).

Uma das principais dificuldades de obtenção de ferro fundido reside na variabilidade da composição química. Isso reflete que o processo de fabricação de ferro fundido, embora tenha evoluído enormemente, e os processos são facilmente controlados e reproduzíveis, está sempre sujeito a pequenas mudanças, que podem provocar variações nas propriedades mecânicas do material fundido (ÁLVAREZ, 2004).

Hoje é possível produzir ferro fundido cinzento de alta qualidade sem a adição de elementos de liga, apenas com um controle rigoroso do carbono livre, do carbono combinado, dos teores de silício, dos teores de manganês e da técnica de fabricação, a adição de ligas vem se tornando uma prática frequente, por permitir não só obter maiores resistências com o carbono equivalente mais elevado, como também porque as estruturas resultantes são menos sensíveis à variação da espessura da peça.

Os elementos de liga têm dois efeitos nos ferros fundidos: (1) tendem a decompor a cementita, ou seja, são elementos grafitizantes (exemplos: silício, alumínio, níquel, cobre, titânio, etc.); ou (2) tendem a estabilizar os carbonetos, ou seja, retardam a formação da grafita

(exemplos: manganês, cromo, molibdênio, vanádio, etc.). Os elementos que mais tendem a aumentar a resistência à tração e a dureza são o molibdênio, o vanádio e o cromo. Normalmente a adição de ligas nos ferros fundidos cinzentos de baixo teor de liga é feita pela combinação de vários elementos, sendo as combinações mais utilizadas Cr-Ni, Cr-Ni-Mo, Cr-Cu, Cr-Cu-Mo, Cu-Mo e Ni-Mo (CHIAVERINI, 2008).

Tabela 2 - Efeitos estruturais de alguns elementos do ferro fundido.

ELEMENTO	Efeito durante a solidificação	Efeito durante a reação eutetóide
Alumínio	Forte Grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita.
Antimônio	Nas quantidades usadas, pequeno efeito	Forte estabilizador de perlita
Boro, até 0,15%	Forte grafitizante	Promove a formação de grafita
Boro, acima de 0,15%	Estabilizador do carboneto	Forte tendência à retenção de perlita
Cromo	Forte ação carbonetante. Forma carbonetos complexos muito estáveis	Forte tendência a formação de perlita
Cobre	Grafitizante fraco	Promove a formação de perlita
Manganês	Fraca tendência carbonetante	Formação de perlita
Molibdênio	Fraca tendência carbonetante	Forte formador de perlita
Níquel	Grafitizante	Fraco promotor de perlita
Silício	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Telúrio	Forte tendência carbonetante, mas não estabilizadora	Muito fraco estabilizador da perlita
Estanho	Pequeno efeito na quantidade usada	Forte tendência à retenção de perlita
Titânio até 0,25%	Grafitizante	Promove a formação de grafita
Vanádio	Forte tendência carbonetante	Forte formador de perlita

Fonte: Adaptado de Chiaverini (2008).

2.5.1.1 Efeito do Carbono

Os elementos que mais influenciam nas propriedades mecânicas do ferro são o carbono, o silício e o fósforo. No entanto, o carbono define o teor de grafita existente na microestrutura, sua variação não interfere na solubilidade deste elemento na austenita nas temperaturas em que podem se iniciar as reações eutetóides estável e metaestável. O efeito deste elemento nas propriedades mecânicas ocorre em função do aumento da fração de grafita presente na microestrutura (SANTOS, 2005).

O Gray Iron Research Insitute desenvolveu uma forma de considerar a influência do carbono, silício e fósforo sobre a posição das curvas, no diagrama de equilíbrio, de acordo com a equação do carbono equivalente, Equação 1.

$$C_{Eq} = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3} \quad \text{Equação 1}$$

Onde:

$C_{Eq} = 4,3$, liga eutética

$C_{Eq} < 4,3$, liga hipoeutética

$C_{Eq} > 4,3$, liga hipereutética

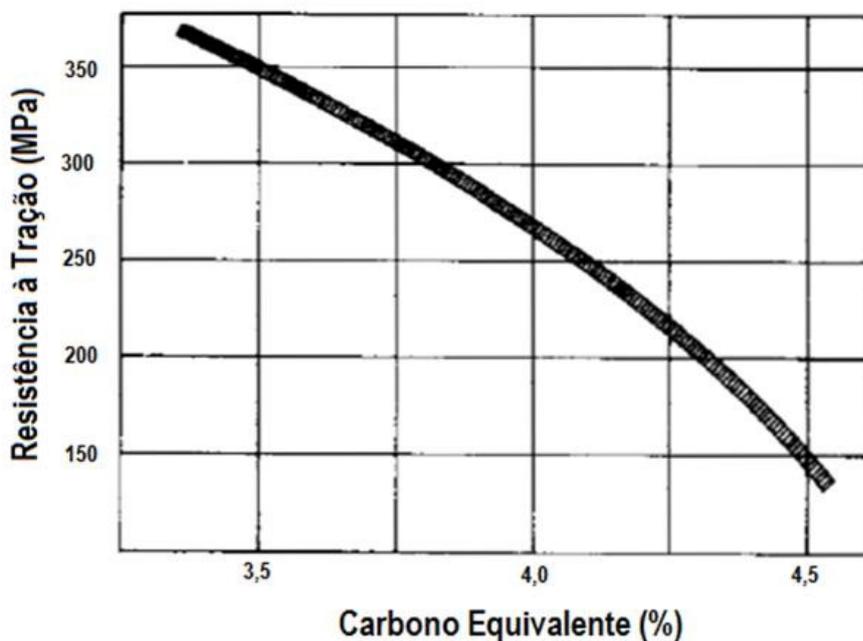
A finalidade do carbono equivalente é a de determinar a proximidade de uma liga de ferro fundido em relação ao eutético, e de construir um diagrama Fe-C para que seja possível entender a solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares (SANTOS, 1977).

Álvares (2004) verificou que um incremento no carbono equivalente traz, como consequência direta, um decréscimo nas propriedades mecânicas, tanto a dureza quanto a resistência à tração do material diminuem.

A figura 15 mostra uma relação típica entre carbono equivalente e a resistência à tração de barras de 30 mm de diâmetro de ferro fundido cinzento, e a figura 16 mostra a relação entre resistência à tração e dureza para ferro fundido cinzento, maleável, nodular e aço (CHIAVERINI, 2008).

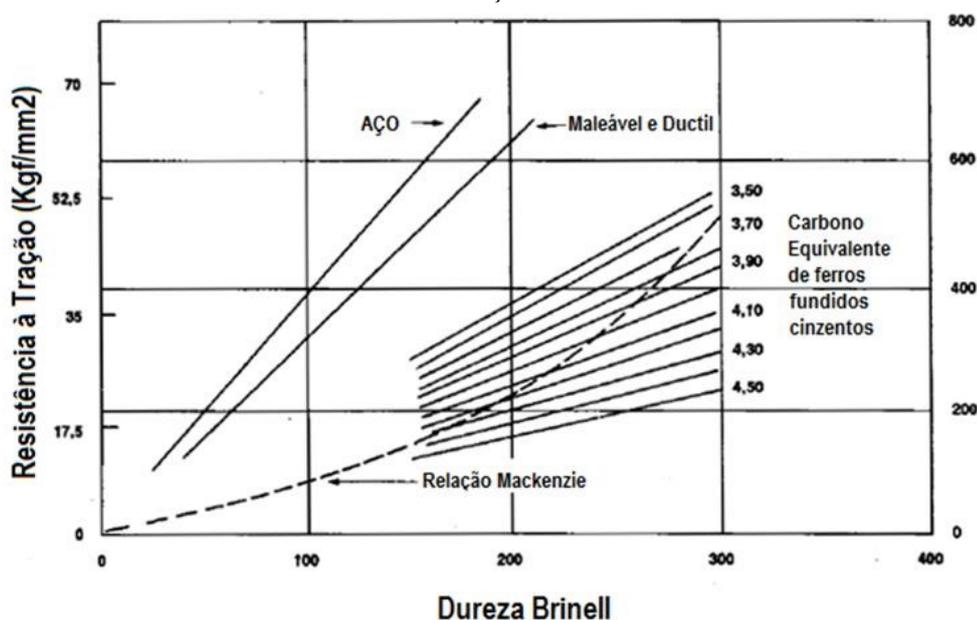
Devido às variações de quantidade e forma dos veios de grafita, os ferros fundidos apresentam uma relação entre a dureza e a resistência à tração numa faixa muito extensa, diferentemente dos aços. MACKENZIE estabeleceu relações entre dureza e resistência à tração para ferro cinzento, dúctil, maleável e aço, conforme Figura 16. Enquanto o aço, os ferros dúcteis e maleáveis apresentam uma relação fixa de resistência à tração e a dureza Brinell, os ferros fundidos cinzentos mostram uma considerável variação nesta relação, além de exibir amplos limites (CHIAVERINI, 2008).

Figura 15 - Relação típica entre carbono equivalente e a resistência à tração de barras de 30 mm de diâmetro de ferro fundido cinzento.



Fonte: Chiaverini (2008).

Figura 16 - Relação entre resistência à tração e dureza para ferro fundido cinzento, ferro maleável, ferro nodular e aço.



Fonte: Adaptado de Chiaverini (2008).

A adição crescente de carbono, em teores de 2,7 a 3,8%, nos ferros fundidos cinzentos, aumenta a fluidez, a quantidade de grafita, a porcentagem de ferrita, a tendência à formação da grafita e diminuição da tendência ao coquilhamento, aumenta a resistência ao choque térmico e a condutividade térmica (BRANCO, 1984).

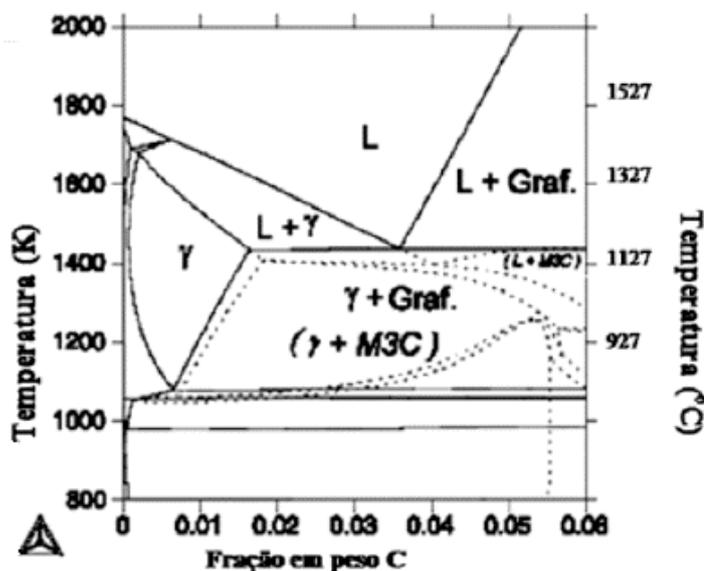
2.5.1.2 Efeito do Silício

A importância do silício se dá pelo fato deste elemento ser o principal responsável pela formação da grafita, este elemento gera um aumento no intervalo de temperatura entre os eutéticos (estável e metaestável), tornando-o responsável pela solidificação segundo o sistema estável (austenita mais grafita); o silício melhora ainda a resistência à corrosão e a oxidação a temperaturas elevadas. (CHIAVERINI, 2008).

Segundo Elsayy (2017) O aumento do silício e do carbono equivalente resulta em uma diminuição na resistência à tração e uma diminuição na dureza. O silício é um elemento grafitizante e estabilizador da ferrita, presente em todo ferro fundido e se dissolve na ferrita endurecendo-a; quanto maior o teor deste elemento, maior o grau de super-resfriamento necessário para se obter a estrutura branca, diminuindo a probabilidade de obtenção desta estrutura (SENAI, 1980). O Silício amplia a faixa de coexistência entre austenita, ferrita e grafita no diagrama Ferro – Carbono – Silício (ANGELO JUNIOR, 2003).

Este elemento tem influência na estabilidade da grafita, pois diminui a solubilidade do carbono na austenita, conforme Figura 17, mantendo mais carbono livre (aumento do campo de estabilidade da grafita), favorecendo sua precipitação. Além disto, para o líquido eutético tem-se: a alteração da composição química - menores teores de carbono, e elevação da temperatura de transformação; logo, o silício influencia a distribuição da grafita, suas dimensões relativas e absolutas, sendo de extrema importância para definir as propriedades do ferro fundido (COLPAERT, 2008).

Figura 17 - Isopleta a 2,5% Si do Diagrama Fe-C-Si. Linhas cheias correspondem ao diagrama estável e linhas pontilhadas ao diagrama metaestável.



Fonte: Cabezas (2000).

2.5.1.3 Efeito do Manganês

O manganês tem efeito oposto ao silício, estabiliza a cementita (Fe_3C) e também é um dessulfurante nos ferros fundidos. Este elemento, quando em excesso, atua como estabilizador da perlita, principalmente em peças volumosas (CHIAVERINI, 2008). O uso do manganês no ferro fundido é neutralizar a ação do enxofre que formaria sulfeto de ferro, formando sulfeto de manganês, utilizando um percentual de “ $1,7\text{x}\%S + 0,3\%$ ” (OLSEN, 2004). Segundo Branco (1984) é um pelitizante que menos afeta a resistência ao impacto.

A resistência à tração é maximizada quando Mn e S são balanceados de acordo com o limite de solubilidade de MnS , o qual ocorre quando a relação é $(1,7\text{x}\%S + 0,3\%)$. A resistência à tração diminuiu quando as combinações de Mn e S excederam o limite de solubilidade de MnS na temperatura eutética (GUNDLACH, 2015). O aumento das adições de manganês resulta em um aumento na resistência à tração e dureza (ELSAWY, 2017).

Para excesso de manganês maior que 0,3% há a substituição da matriz com grafita tipo A e tipo D nas regiões intercelulares por uma matriz perlítica com grafita tipo A, em razão da segregação do manganês no contorno das células eutéticas (PRABHU, 1988).

2.5.1.4 Efeito do Fósforo

Este elemento deve ser mantido o mais baixo possível para o ferro fundido cinzento, pois o fósforo atua como forte estabilizador de carbonetos de ferro, sua principal atuação prejudicial é na microestrutura do ferro pelo fato de formar um composto de natureza eutética – carboneto de ferro e fosfeto de ferro – de aparência branca e dura, chamada steadita, que é frágil e tem ponto de fusão baixo, solidificando nos contornos das células eutéticas (CHIAVERINI, 2008). O fósforo tem um efeito prejudicial sobre a resistência à tração (COLLINI, 2008).

Tem ação grafitizante em ferros fundidos, e diminui as temperaturas dos eutéticos (estável e meta estável), aumentando a fluidez e conseqüentemente o preenchimento de peças de paredes finas; até 0,06% tem boa solubilidade em ferro, mas diminui o teor de carbono eutético quando acima de 0,06%, tendo participação semelhante ao silício (BRITISCH CAST IRON RESEARCH ASSOCIATION, 1984).

2.5.1.5 Efeito do Enxofre

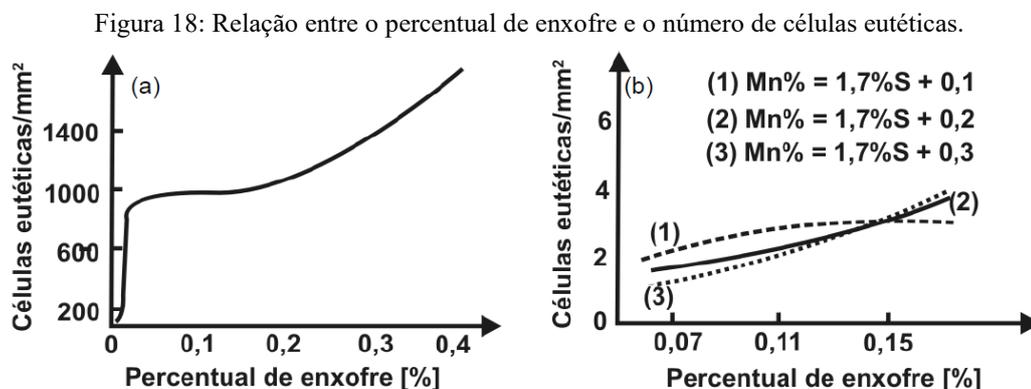
O enxofre ajuda na obtenção da grafita tipo “A” para teores de 0,04 a 0,12%, e promove a formação de matriz perlítica. Mas, acima de 0,2% aumenta a tendência à formação de ferro branco, diminuindo a resistência a tração quando ocorre a formação de sulfeto de ferro (Santos, 1991).

No ferro fundido cinzento, deve-se evitar a formação do sulfeto de ferro (FeS), assim como nos aços, este controle é feito pela adição de manganês em quantidade suficiente para ocorrer a formação de MnS, em vez de FeS (CHIAVERINI, 2008). Para isto o teor de manganês deve ser 1,7 vezes o teor de enxofre, mais 0,3% de manganês (GUNDLACH, 2015).

Dessa forma, o enxofre é fragilizante se não controlado, em teores de 0,06, a 0,09% ajuda a controlar a grafitização, mas pode ocasionar defeitos quando acima de 0,15%, mesmo estando neutralizado, segrega para contornos grãos, formando o sulfeto de ferro pelo manganês (BRANCO, 1984).

No ferro fundido cinzento, um acréscimo no percentual de enxofre favorece o aumento na quantidade de células eutéticas, conforme mostra à figura 18, isto ocorre em razão do maior número de substratos no qual a grafita pode começar a solidificar. Este aumento resulta em células eutéticas menores e na substituição de uma matriz ferrítica com grafita tipo D por uma matriz perlítica com grafita tipo A, promovendo considerável melhora nas propriedades

mecânicas (MUZUMDAR; WALLACE, 1973), devido à diminuição do comprimento dos veios de grafita, reduzindo assim o efeito de entalhe. Além disso, o desenvolvimento da grafita tipo A conduz à formação de uma matriz perlítica (SRINIVASAN; KONDIC, 1974).



Fonte: Alderson (1985); Muzundar; Wallace (1973).

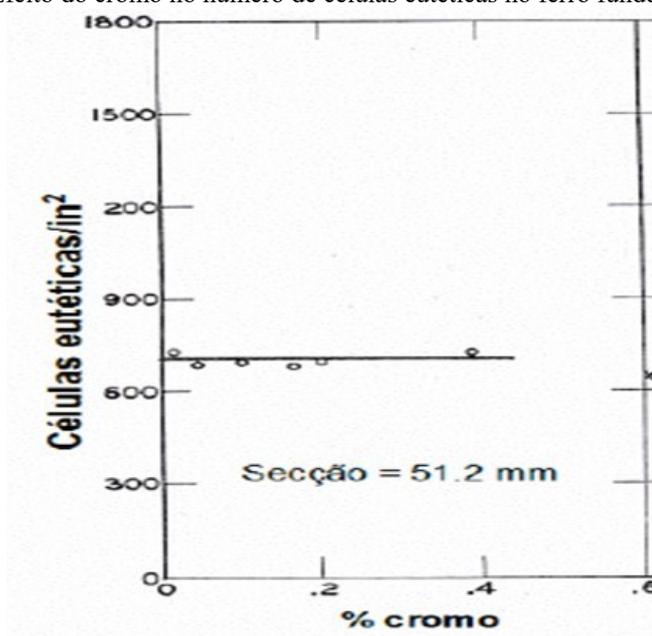
2.5.1.6 Efeito do Cromo

O cromo torna a estrutura do ferro fundido cinzento mais perlítica e mais fina, aumenta a resistência à ruptura transversal; aumenta inicialmente a resistência à tração, mas entre 0,5% e 1,0% apresenta uma queda devido ao excesso de carbonetos livres, no entanto a dureza continua aumentando; geralmente é adicionado isoladamente até cerca de 0,30%, acima deste valor, deve ser conjugado um elemento grafitizante, sobretudo em peças de secções finas, com cantos vivos (CHIAVERINI, 2008). O aumento das adições de cromo resulta em um aumento na resistência à tração e dureza (ELSAWY, 2017).

Em teores acima de 0,30% é um estabilizador de carbonetos, retardando a formação da grafita. O cromo deve ser adicionado pouco antes do vazamento, pois oxida mais facilmente que o ferro. O cromo diminui a diferença entre a temperatura eutética estável e a temperatura eutética metaestável, conforme a seção 2.4.1. Este elemento aumenta a resistência a tração, a resistência ao desgaste e a dureza (PIESKE, 1980).

Elementos como molibdênio, cromo, fósforo e bismuto segregam para o último líquido a ser solidificado, aumentando o número de células eutéticas (JANOWAK, 1981). Porém, Merchant (1962) evidenciou que a influência do cromo no número de células eutéticas era insignificante, conforme Figura 19. Porém, para ajudar neste problema, uma inoculação eficiente pode aumentar o número de células eutéticas.

Figura 19 - Efeito do cromo no número de células eutéticas no ferro fundido cinzento.



Fonte: Merchant (1962).

Bates(1984) e Bates(1986), estudando os ferros fundidos cinzentos, concluiu que o cromo aumenta a densidade da liga, reduz a fração volumétrica da grafita, aumenta o livre caminho médio da matriz (λ) e reduz a área de superfície da grafita (S_v), conforme tabela 3. O que indica que o cromo se combina com o carbono produzindo carbonetos e aumentando sua resistência.

Tabela 3 - Efeito da variação de cromo nas propriedades físicas e na microestrutura dos ferros fundidos cinzentos, em barras de 30 mm de diâmetro.

Liga	Ceq(%)	Temperatura de Vazamento (°C)	Densidade (g/cm ³)	Fração vol. De grafita (%)	S _v (cm ² /cm ³)	λ (cm ² /cm ³)
0,09%Cr	3,80	1382	7,2137	11,57	741	4,70
0,27%Cr	3,68	1410	7,2261	11,36	738	4,72
0,55%Cr	3,62	1415	7,2436	11,05	541	6,60

Fonte: Bates (1984).

De acordo com Ioffe et al (1972) e Levitan (1972) o cromo tem influência sobre a grafita a partir de teores de 0,40%Cr, apresentando grafita mais grosseira (seção de 3,1 mm x 6,9 mm x 160 mm).

2.5.1.7 Efeito do Alumínio

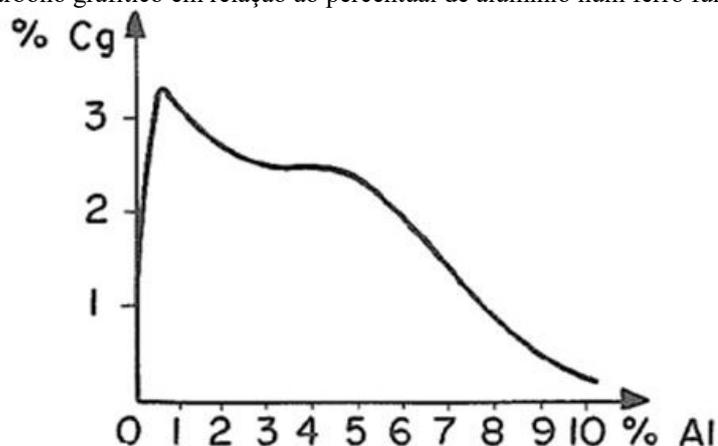
Este elemento aumenta as temperaturas eutéticas (estável e metaestável), sua adição aumenta o número de células eutéticas nos ferros fundidos cinzentos, apesar de normalmente estar presente como elemento residual; percentuais acima de 0,010% causa incidência de defeitos como porosidades devido à presença de hidrogênio gasoso (PIESKE, 1980; CHAKRABARTY, 1990).

A adição de 0,015 a 0,15% em peso de Alumínio ao ferro fundido atua como um grafitizante; ao mesmo tempo, acredita-se que uma concentração mais alta de Al possa formar uma nova estrutura intermetálica alumineto de ferro, o que pode aumentar a dureza do ferro fundido. Essa fase de alumineto de ferro também fornece boa resistência à corrosão em ambientes hostis ou corrosivos severos (MALEQUE; SUGRIB, 2013).

O alumínio, além de grafitizante, é estabilizador da ferrita, desloca os pontos eutético e eutetóide para a esquerda, mas de maneira menos acentuada que o silício; a temperatura de líquidus aumenta de aproximadamente 10°C para cada 1% de alumínio adicionado, o que é bastante particular para um elemento grafitizante, e este mesmo percentual adicionado diminuem o intervalo de solidificação de 10°C.

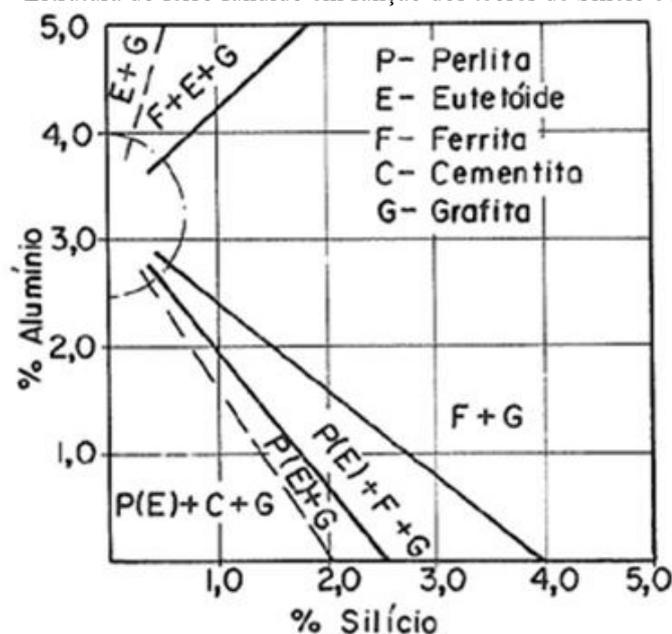
A ação grafitizante do alumínio num ferro fundido cinzento de composição específica (%C=3,20%; %Mn=0%; %P=0,016%; %Si=0,03%; %S=0,03%; Ce=3,50%) pode ser esquematizada pela Figura 20, onde mostra o teor de carbono gráfico (Cg) em relação ao teor de alumínio. A Figura 21 esquematiza a estrutura em função dos teores de Silício e Alumínio (SENAI, 1980).

Figura 20 - Carbono gráfico em relação ao percentual de alumínio num ferro fundido cinzento.



Fonte: Senai (1980).

Figura 21 - Estrutura do ferro fundido em função dos teores de Silício e Alumínio.



Fonte: Senai (1980).

2.5.1.8 Efeito do Titânio

A ação do titânio nos ferros fundidos nem sempre é muito clara, decorrente deste elemento ter ações diversas, podendo levar a resultados aparentemente contraditórios; o titânio tem ação desoxidante, estabilizador da ferrita e, em certas condições, grafitizante; além disso, o titânio fixa o nitrogênio, o carbono e o enxofre.

O titânio pode ser adicionado, no máximo em 0,050%, a fim de suprimir o efeito do nitrogênio, normalmente presente no ferro fundido cinza na faixa de 1-150 ppm (ANKAMMA, 2014). Altos níveis de nitrogênio podem ser perigosos para a fundição, pois promovem a formação de defeitos de porosidade do gás (DIOSZEGI, 2009).

O nítido refino da grafita parece ser a principal característica do titânio, tendo eficácia superior à dos outros elementos; o aumento do teor de titânio (0,1 a 0,3%) reduz progressivamente o tamanho das lamelas de grafita interdendrítica de super-resfriamento (tipo D); verifica-se, também, aumento da proporção de ferrita, devido, a maior facilidade de difusão do carbono para o agrupamento grafitico. O titânio é grafitizante para teores de até 0,4%, acima disto o efeito grafitizante diminui progressivamente até se tornar estabilizador de carbonetos (SENAI, 1980).

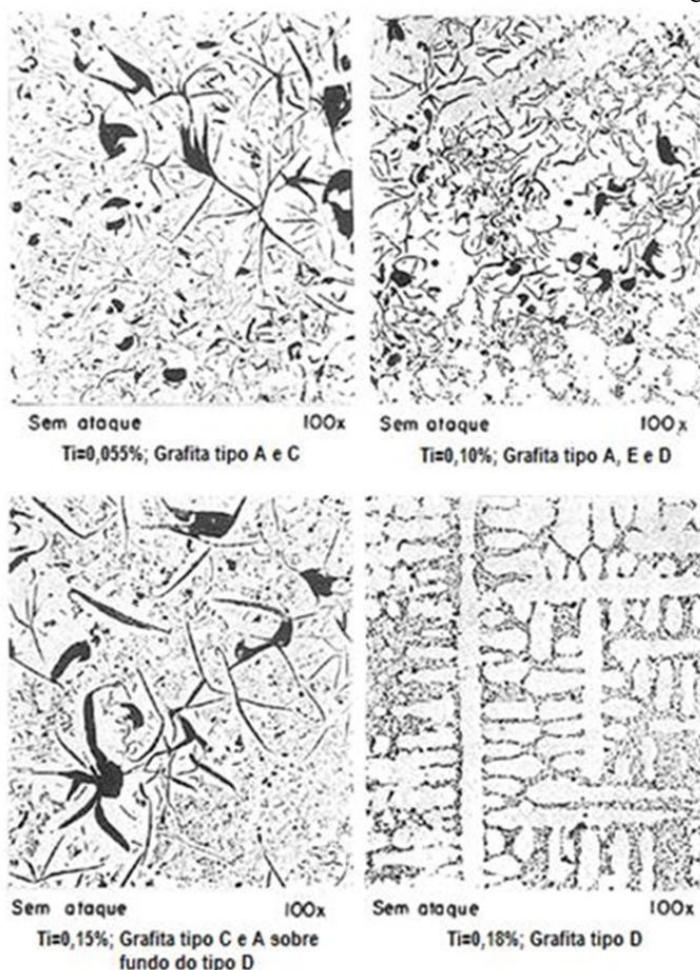
Níveis de titânio, da ordem de 0,15-0,35%, são indesejáveis, pois promovem a formação de grafite interdendrítica superfina (tipo D), considerada prejudicial para as propriedades mecânicas dos ferros fundidos, (MOUMENI, 2013), diminuição significativa tanto na resistência à tração quanto na dureza (LEMER, 2003).

O titânio leva à formação de carbonetos adicionais na estrutura deste ferro fundido cinzento, o que pode afetar favoravelmente as propriedades de fundição, incluindo a resistência ao desgaste por abrasão (KOPYCINSKIA, 2012). Este elemento, em teores de 0,080% a 0,250% de titânio residual aumenta à resistência a ruptura transversal, sobretudo em ferros fundidos com teor de carbono superior a 3,4% (CHIAVERINI, 2008).

O aumento do teor de titânio leva a uma diminuição das propriedades mecânicas (dureza, resistência à tração) devido ao efeito grafitizante em pequenos teores, as quais, ao passar por um mínimo, aumentam novamente, devido a dissolução do titânio na ferrita, à formação de elementos duros (nitretos, carbonetos) e ao refino da grafita.

Adições de titânio ao ferro fundido provocam uma orientação da grafita (tipo E) e uma transformação progressiva em tipo D, que subsiste sozinho acima de um teor crítico que depende do diâmetro do tarugo; a Figura 22 descreve as micrografias que evidenciam a influência do aumento de teor do titânio sobre a forma da grafita (SENAI, 1980).

Figura 22 - Influência do aumento de teor do titânio sobre a forma da grafita.



Fonte: Senai (1980).

2.5.2 Velocidade de Resfriamento

As propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento não são afetadas apenas pela composição química, mas também por outros fatores, como: velocidade de resfriamento, que pode incluir o tipo de molde usado, o tamanho do molde e da peça, o tempo de enchimento do molde (MINKOTF, 1983).

A velocidade de resfriamento durante a solidificação do ferro fundido no interior do molde depende das espessuras das peças moldadas e do tipo de molde. Assim, em secções espessas tem-se velocidade de resfriamento relativamente lenta, e em secções finas, altas velocidades de resfriamento. Nas regiões de secção finas, onde se tem altas velocidades de resfriamento, não há tempo para a decomposição da cementita, de forma que dependendo dos percentuais de carbono e silício, ocorre pouca ou nenhuma grafitação e há tendência a formação de ferro branco (CHIAVERINI, 2008).

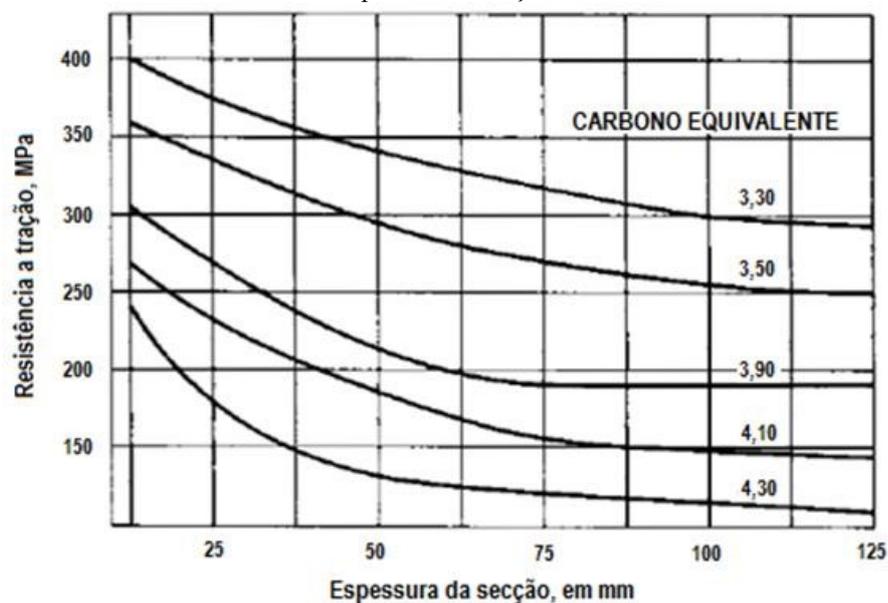
Nas regiões de secção espessas, onde se tem baixas velocidades de resfriamento, dependendo do teor de silício ocorre grafitação, a estrutura é constituída essencialmente de grafita e perlita. Caso o resfriamento seja ainda mais lento, e o teor de silício mais elevado, há tempo para a decomposição parcial da cementita, surgindo uma estrutura contendo veios de grafita, perlita e ferrita.

A velocidade de resfriamento também influencia na forma, no tamanho e na distribuição dos veios de grafita. Velocidades altas produzem veios finos, com uma distribuição dendrítica, comumente indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais, e velocidades lentas numa distribuição de veios grosseiros de grafita (CHIAVERINI, 2008).

A baixa velocidade de resfriamento proporciona maior quantidade de carbono livre ou grafita, e altas velocidades de resfriamento pode levar a formação de ferro fundido branco ou mesclado, com variações nas propriedades mecânicas, principalmente dureza e resistência a desgaste. Peças com secções muito espessa, fundidas em molde de areia, por exemplo, há tendência de formar-se muita grafita e peças de secções mais finas, mesmo fundidas em molde de areia, podem apresentar menos grafita, cujas quantidades diminuem ainda mais se os moldes forem metálicos. Peças com secções variadas apresentam propriedades diferentes (CHIAVERINI, 2008).

O conceito de carbono equivalente pode ser aplicado na variação dimensional. A Figura 23 relaciona a espessura da secção e a resistência à tração com ao carbono equivalente. Os ferros fundidos cinzentos com baixo carbono equivalente são menos sensíveis a variações dimensionais que os de carbono equivalente mais elevado.

Figura 23 - Efeito do carbono equivalente na resistência à tração do ferro fundido cinzento em função da espessura da secção.



Fonte: Chiaverini (2008).

2.5.3 Inoculante, Inoculação e Pós-Inoculação

O processo de inoculação consiste na adição de compostos que servirão diretamente como substrato para formação de núcleos (inoculação exógena) ou reagirão com elementos presentes no banho para posteriormente servirem como substrato para crescimento dos núcleos (inoculação endógena) - (VILELA, 2010).

Segundo Yury e Mikhail (1999) a inoculação tem se tornado uma das operações metalúrgicas mais importantes na produção de fundidos com qualidade. De forma geral, a inoculação refere-se à adição de diferentes ligas, a base de silício, com o objetivo de formar grafita durante a solidificação, elevar o número de células eutéticas e reduzir o tamanho das dendritas de austenita.

Os ferros fundidos cinzentos são materiais largamente aplicados tecnologicamente. Apesar da utilização preponderante de moldes de areia, a utilização crescente desse tipo de material em aplicações de maior responsabilidade nos últimos anos tem incentivado o uso de moldes com maior capacidade de extração de calor que permitem a obtenção de peças fundidas com melhor qualidade (ALBERTINI, 2012).

A solidificação do ferro fundido cinzento é controlada pela adição de inoculantes e as propriedades mecânicas são influenciadas pelo tamanho e morfologia dos veios de grafite

(YURY, MIKHAIL, 1999), e também pela quantidade e distribuição das lamelas de grafite (Daves, 1996).

O principal efeito pretendido com a inoculação é a solidificação segundo o diagrama estável e a correspondente eliminação de carbonetos duros e frágeis. O aumento do número de núcleos por milímetro quadrado e o aumento da quantidade de ferrita são consequências naturais do aumento do poder nucleador do banho para grafita.

A inoculação é um meio para controlar e melhorar a microestrutura e as propriedades mecânica do ferro fundido. O processo de inoculação proporcionará locais de nucleação suficiente para o carbono dissolvido precipitar como grafite em vez de carbonetos de ferro (cementita). O inoculante mais comum é uma liga a base de ferro-silício com pequenas quantidades de Ca, Ba, Sr, Zr, terras raras e Al.

Nos ferros fundidos cinzentos os elementos ativos no inoculante, cálcio, bário, estrôncio e alumínio, primariamente formam óxidos estáveis, que então agirão como núcleos para a precipitação de compostos do tipo $Mn(X)S$, onde “X” é o óxido do elemento inoculante. Esta partícula de sulfeto servirá como núcleo para o crescimento da grafita durante a solidificação (VILELA, 2010).

Verificou-se também que o equilíbrio entre o manganês e enxofre é importante, o manganês deve ser ajustado para equilibrar o nível residual de enxofre no ferro fundido cinzento de acordo com a seguinte relação (OLSEN, 2004) na Equação 2:

$$\% Mn = \% S \times 1,7 + 0,3$$

Equação 2

Esta relação também sugere que inclusões de MnS poderiam atuar como sítios de nucleação para grafite (SOMMERFELD, 2008, MUHMOND, 2013). É também conhecido que, se o teor de enxofre é inferior a cerca de 0,03%, embora equilibrada adequadamente por Mn, o número de inclusões de MnS será insuficiente para produzir nucleação eficaz para formação de estrutura tipo A (OLSEN, 2004).

Além disso, as investigações realizadas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) mostraram que o número de inclusões de MnS é o mesmo em ferros inoculados e não-inoculado, mas a distribuição tende a ser um pouco diferente. Em ferros não-inoculado, as inclusões são encontradas predominantemente entre as dendritas de austenita primária, enquanto em ferro inoculado estas inclusões são encontradas distribuídas aleatoriamente ao longo da matriz (OLSEN, 2004).

Tabela 4 - Variáveis dos inoculantes que influenciam a inoculação.

Fatores	Influência e Parâmetros
Composição Química	Si, Ca, Ba e Zr: apresentam ação grafitizante.
	Cr, W, V promovem a formação de carbonetos.
	Mn, Ni, Sb e Cu apresentam ação perlitizante.
	Outros elementos acima de certa quantidade exercem efeito deletério, como: Ti>0,15% favorece a formação de “pin holes” quando em conjunto com o Al.
	Sn>0,15% forte formador de perlita.
	B>0,01% promove a formação de carbonetos e reduz as propriedades mecânicas.
Granulometria	<p>A granulometria do inoculante irá variar com o local a ser realizado a inoculação, sendo o usual:</p> <p>Inoculação na panela de vazamento: 2 a 6 mm;</p> <p>Inoculação na panela de tratamento: 0,5 a 2 mm;</p> <p>Inoculação no jato do metal no molde: 0,2 a 0,5 mm.</p>
Quantidade	<p>Inoculantes convencionais a base de FeSi o usual é de 0,1 a 0,5%, variando com a composição química.</p> <p>Inoculantes especiais contendo Sr e Ce são adicionados em menores concentrações, variando de 0,1 a 0,25%.</p>
Oxidação	<p>Inoculantes contendo elementos facilmente oxidáveis como Ca, Sr e Mg devem ser armazenados sob cuidados especiais já que a oxidação destes elementos nos inoculantes prejudica a eficiência de inoculação e a reprodutibilidade.</p>

Fonte: Vilela (2010).

Tempo de fading é um importante parâmetro para a eficácia da inoculação, ele é o tempo transcorrido entre o tratamento de inoculação e a solidificação; as consequências do fading são um aumento do super-resfriamento para a solidificação, uma diminuição do número de células

eutéticas e um aumento a tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura (SANTOS, 1977).

Nas tabelas 4, 5 e 6 podemos verificar as variáveis dos inoculantes e dos processos que influenciam a inoculação, e os tipos de inoculantes e suas características.

Tabela 5 - Variáveis do processo que influenciam a inoculação.

Fatores	Influência e Parâmetros
Composição química do ferro base	Elementos residuais descritos na composição química da tabela anterior exercem o mesmo efeito quando presentes no ferro fundido base. O teor de S também influencia na inoculação, sendo indicada a faixa de 0,06 a 0,12% para os ferros fundidos cinzentos.
Equipamento de Fusão	A eficiência com relação ao equipamento de fusão é crescente nesta ordem: Forno cubilô, forno a arco e forno a cadinho.
Histórico térmico do banho e temperatura de inoculação	A temperatura de trabalho influencia na quantidade de sítios de grafita, e não deve ultrapassar 1550°C. A faixa de inoculação é de 1420 a 1470°C para ferro cinzento e 1400 a 1450°C para ferro nodular.
Tempo de Fading	O tempo de fading varia com o tipo de inoculante utilizado. Inoculantes contendo Ba podem apresentar Fading mais longo, em torno de 7 minutos, porém na maioria dos casos o tempo entre a inoculação e o vazamento não deve ser superior a 5 minutos.
Velocidade de resfriamento	Quanto maior a velocidade de resfriamento maior a eficiência do inoculante utilizado.

Fonte: Vilela (2010).

Tabela 6 - Tipos de inoculantes e suas características.

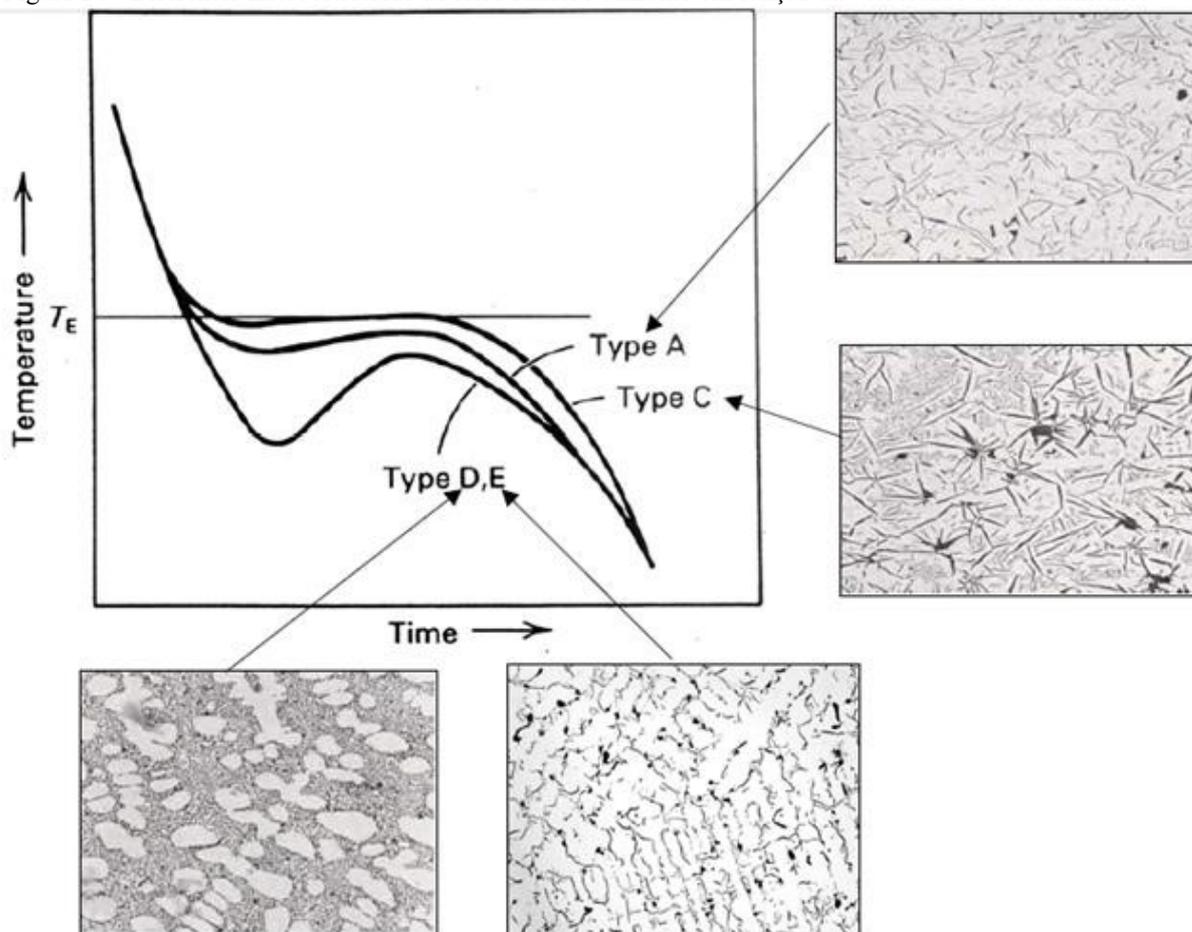
Tipo de inoculante	Efeito
FeSi	O FeSi contendo aproximadamente 75% de Si em peso e teores residuais de Ca e Al em torno de 1% apresenta elevada eficiência de inoculação, já o FeSi puro apresenta baixa eficiência como inoculante.
Grafita	O uso de grafita como inoculante está relacionada com sua forma e pureza. O carbono grafítico altamente cristalino é bastante eficiente quando adicionado na panela de vazamento, já o carbono grafítico fracamente cristalino não apresenta eficiência.
CaSi	O CaSi é fortemente grafitizante devido ao elevado teor de Ca, porém, devido a este mesmo motivo e a sua baixa densidade há uma elevada formação de escória. A concentração ideal de Ca que apresenta os melhores resultados é 14%. Uma outra vantagem do CaSi é que sua eficiência parece não estar correlacionada com o teor de S, sendo portanto indicado para banhos com baixos teores deste elemento.
CaSiTi	O Ti em teores de até 0,10% apresenta ação grafitizante. O uso do CaSiTi apresenta boa eficiência e é um bom desgaseificador sendo indicado para banhos com alto teores de oxigênio e nitrogênio.
FeSiZr	O Zr tem ação grafitizante e atua no sentido de refinar a estrutura bruta de fundição. Outra vantagem é que, assim como o Ti, o Zr tem alta afinidade como o nitrogênio e pode evitar a formação de porosidade.
FeSiCaBa	O Ba é um poderoso grafitizante e tem seu efeito similar ao Ca, sendo mais efetivo em altas temperaturas (1480 a 1530°C) que o Ca (1370 a 1480°C). O Ba também aumenta a resistência ao Fading.
FeSi com Mn, Ba, Zr, Al e Ca	Este inoculante apresenta elevada eficiência no sentido de diminuir a profundidade do coquilhamento e melhora as propriedades mecânicas. O Mn tem a função de melhorar a solubilidade do inoculante e o Ba aumenta a resistência ao Fading.
FeSiSr	O Sr apresenta elevada ação grafitizante e é considerado um inoculante bastante eficiente. Sua utilidade está correlacionada com o teor de S do banho que não deve ser menor que 0,04%.

Fonte: Vilela (2010).

A microestrutura de ferro fundido cinzento é normalmente determinada pela composição química, a taxa de resfriamento e o processo de inoculação. A Figura 24 mostra diferentes microestruturas de ferro fundido cinzento em função da velocidade de resfriamento. O controle da taxa de resfriamento promove-se o tipo desejado de grafita, caracterizada por flocos de grafita distribuídos aleatoriamente em uma matriz totalmente perlítica. A figura 25

mostra a curva de resfriamento típicas para os tipos de grafita A, B, C, D e E, e a figura 26a mostra as formas das grafitas e figura 26b mostra a classificação das grafitas lamelar. A Figura 27 mostra a microestrutura de um ferro fundido cinzento com grafita tipo A.

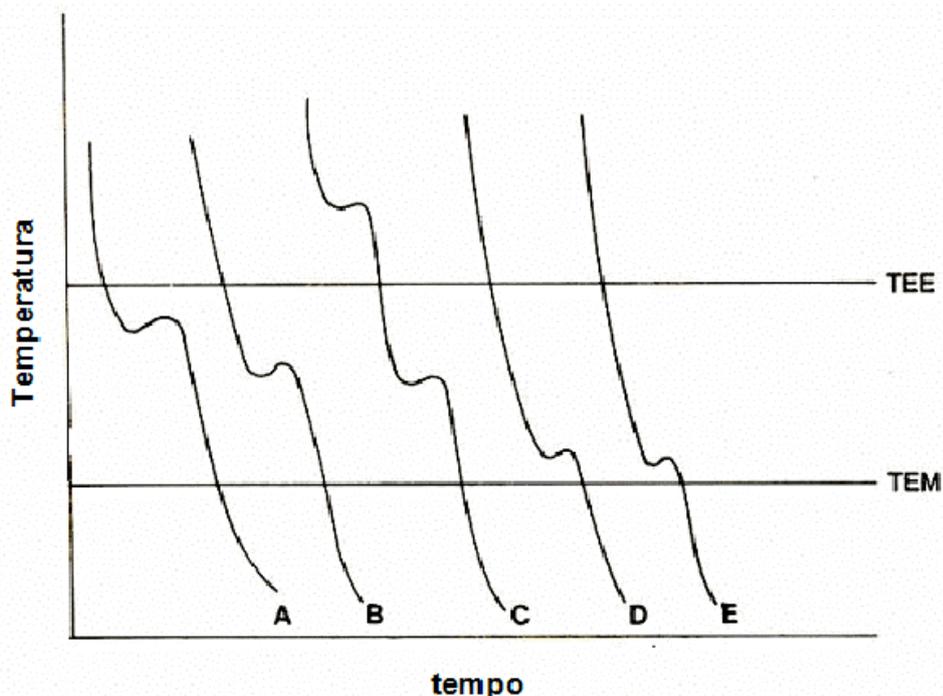
Figura 24 - Diferentes microestruturas de ferro fundido cinzento em função da velocidade de resfriamento.



Fonte: Olsen (2004).

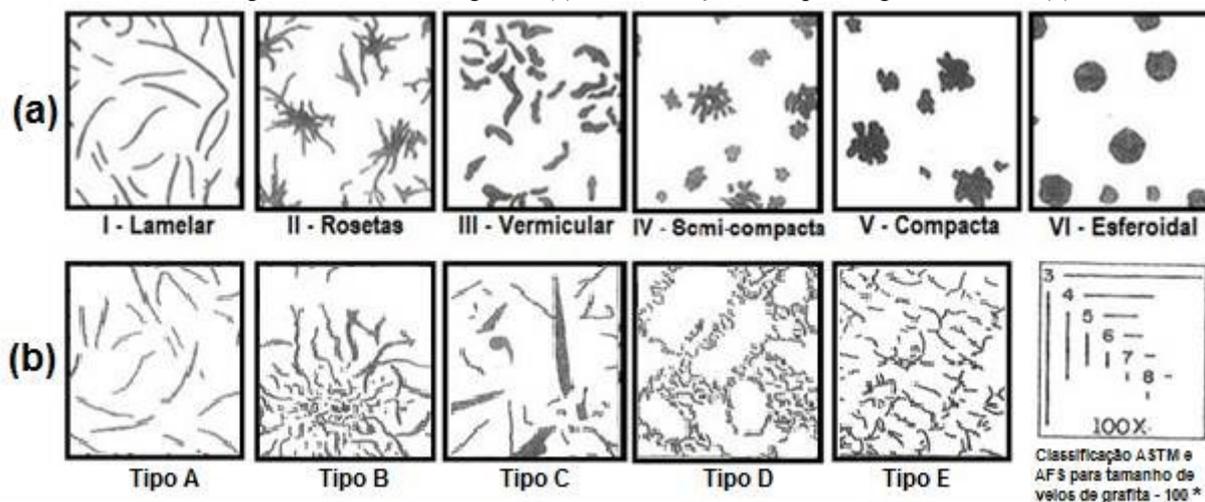
O papel da inoculação é fornecer locais de nucleação suficientes para grafite que é obtido em baixa taxa de resfriamento, promovendo assim a formação de estrutura de grafita do tipo A (OLSEN, 2004).

Figura 25 - Curva de resfriamento típica para os tipos de grafita classificados



Fonte: Santos (1977).

Figura 26 - Formas de grafita (a) e classificação dos tipos de grafita lamelar (b).



Fonte: Adaptado de Santos (1977).

Os principais benefícios de uma inoculação são: Evitar a formação de carbonetos (cementita); Promover a formação de grafita e ferrita; Reduzir a tendência de segregação de elementos de liga; Reduzir a contração metálica, minimizando a formação de rechupe; Melhorar a usinagem de peças fundidas; Reduzir a dureza; Aumentar a ductilidade; Promover estruturas e propriedades mais homogêneas em diferentes seções de peças complexas (SANTOS,1977; SKALAND, 2005).

Figura 27 - Microestrutura padrão para uma camisa de moenda (100x).



Fonte: O autor (2021).

2.6 PROCESSO PRODUTIVO DE CAMISA DE MOENDA

Este capítulo tem como objetivo descrever o que é uma camisa de moenda e em que é aplicada.

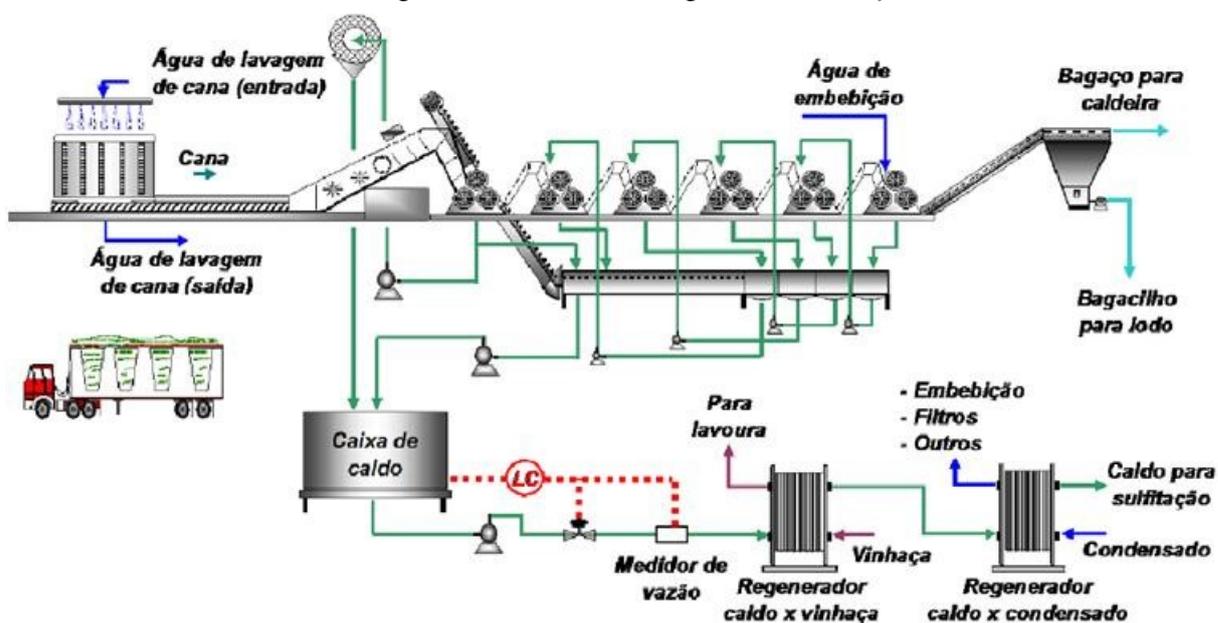
2.6.1 Camisa de Moenda e Sua Aplicação

A camisa de moenda é utilizada no processo de moagem, conforme Figura 28, na extração do caldo da cana, onde a cana passar por entre os rolos (que são as camisas de moenda) que são submetidos à determinada pressão e velocidade de rotação, e tem como resultante do processo o bagaço da cana e caldo.

O conjunto de ternos de moenda, conhecido como tandem, são composto de 4 a 7 ternos em sequência com diferentes regulagens para a extração total da sacarose”, variando conforme sua capacidade de produção (CENTRO DE TECNOLOGIA DA COPERSUCAR, 1987).

Em cada terno de moenda, ou seja, em cada 3 moendas, os rolos são posicionados no formato de triângulo, de modo que a fibra da cana passe primeiramente entre o rolo de pressão e o rolo superior, onde ocorre a compactação. Em seguida, ocorre a primeira extração do caldo da fibra da cana entre o rolo de entrada e o rolo superior por final segunda extração entre o rolo de saída e o rolo superior (FIGUEIRA et al, 2004).

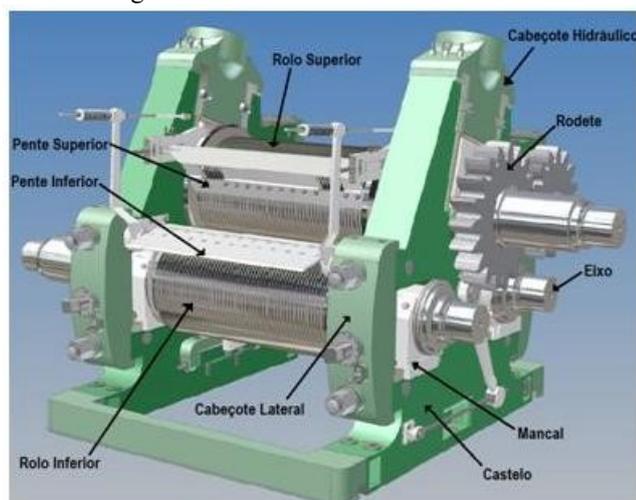
Figura 28 - Processo de Moagem de Cana de açúcar.



Fonte: O autor (2022).

Os ternos são classificados por bitola, sendo os mais comuns 26" x 48", 30" x 54", 34" x 66", 37" x 78", 42" x 84", 46" x 90" e 56" x 100", os primeiros valores correspondem ao diâmetro nominal dos cilindros e os segundos valores aos seus comprimentos. A Figura 29 mostra o terno da moenda. Os ternos da moenda são divididos em subconjuntos, os quais cada um tem a sua importância no processo da extração. São eles:

Figura 29 - Partes do Terno de Moenda.



Fonte: O autor (2022).

Os rolos que estão localizados na parte superior e inferior de cada terno, são fabricados em ferro fundido cinzento, nodular ou maleável, e neles são montado os eixos, acionados por

rodetes ou redutores planetários, recebem as caixas de mancais inferiores e superiores junto aos casquilhos de bronze e a vedação da moenda, conforme Figura 30.

Figura 30 - Rolo ou Camisa de Moenda com o eixo.



Fonte: O autor (2022).

2.6.2 Elaboração do Metal Líquido

O processo de elaboração do ferro é dividido basicamente em 3 etapas: Carregamento (carburação), fusão e refino.

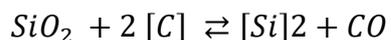
Para uma boa elaboração do metal líquido é imprescindível um bom controle de qualidade em cada etapa do processo. A etapa de carregamento tem como objetivo a preparação e o carregamento dos insumos, e deve ser realizado levando em consideração a composição química desejada, para isto deve-se conhecer e/ou controlar a composições dos insumos utilizados, que usualmente são: Sucata, retorno da produção, cavaco, ferro gusa, cal virgem e coque de petróleo. As quantidades variam de acordo com a disponibilidade, custo e composição de cada item no mercado.

Adiciona-se frequentemente a carburação necessária nesta etapa de carregamento, tanto com o o objetivo de atingir a composição especificada para o elemento carbono como para a redução do ponto de fusão, o que consequentemente reduz o consumo de energia da fusão e o custo de elaboração. A etapa de fusão consiste basicamenteo aquecimento e fusão do material.

A etapa de refino é a parte mais importante da elaboração do metal, é nesta etapa onde é realizado a retirada de escória, as correções de elementos como “C, Si, Mn e S”, e o tratamento de “inoculação” para obtenção do ferro fundido cinzento.

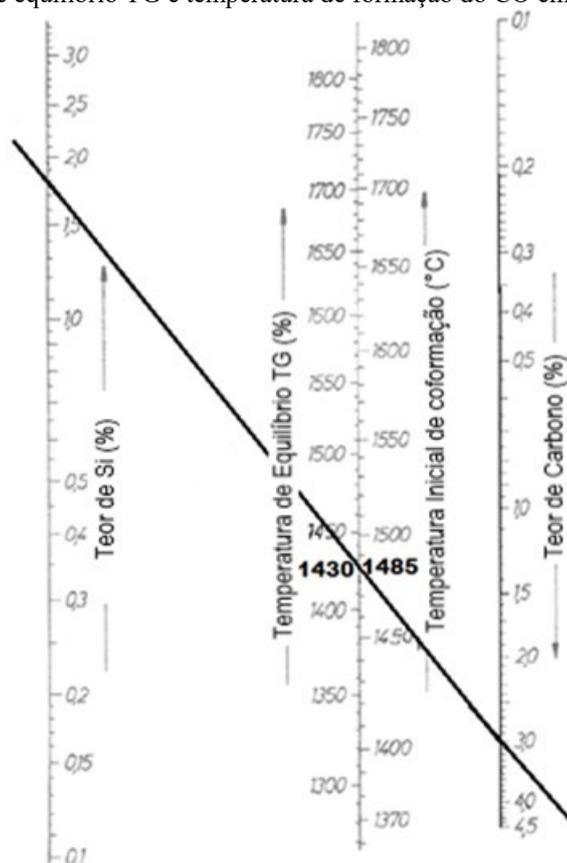
Nesta etapa, uma das variáveis mais importantes durante a elaboração do metal líquido é o controle da temperatura, para evitar a perda excessiva de núcleos de sílica que serão extremamente importantes para o processo de inoculação, esta temperatura não deve ultrapassar 1550°C.

Para um ferro fundido cinzento de composição de 3,0%C e 1,8% de Si, a partir desta temperatura inicia uma reação reversível onde ocorre a redução do óxido de silício e a formação do monóxido de carbono (DÖTSCH, 2009), conforme gráfico da Figura 31 e Equação 3 abaixo. Decorrente desta reação, submete-se o metal líquido a um superaquecimento do banho entre 1460°C e 1510°C, durante 5 a 15 minutos, dependendo da composição (%C e %Si), onde o objetivo deste superaquecimento é o de destruir os núcleos de sílica instáveis do metal líquido, tornando-o mais homogêneo. (SANTOS, 2005).



Equação 3

Figura 31 - Temperatura de equilíbrio TG e temperatura de formação do CO em função do Carbono e Silício.

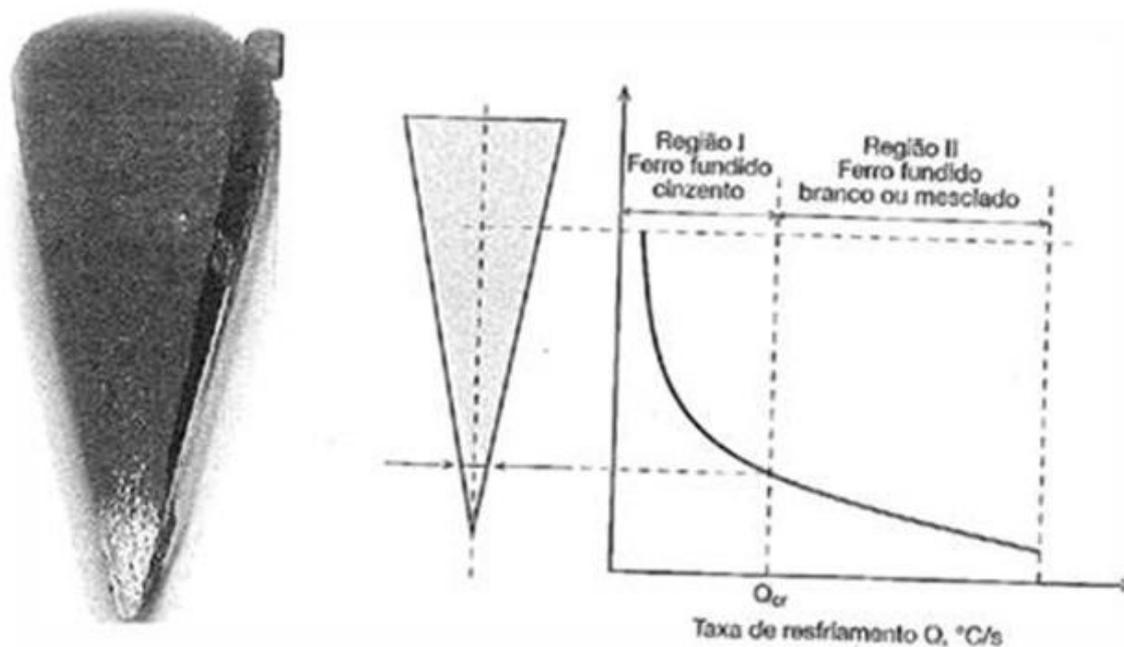


Fonte: Adaptado de Dotsch (2009).

O processo de inoculação é o tratamento no qual, durante a transferência do metal de uma panela para outra, é adicionado um agente formador de núcleos, conforme seção 2.5.3. Após este tratamento de inoculação frequentemente se realiza um método de controle do processo de fundição. O teste de cunha é uma análise de fratura utilizada para verificar o potencial de coquilhamento do metal líquido fundido antes da fundição da peça.

Este controle é importante para se definir com certa precisão as condições mais adequadas da elaboração do metal para apresentar alta potencial de grafitização ou alto potencial de coquilhamento, pois na solidificação, quando o carbono excede o limite de solubilidade nas fases do ferro, há a precipitação de carboneto metaestável ou de grafita, influenciado principalmente pela composição química e pela velocidade de resfriamento aplicado ao material. Esta formação pode ser verificada no teste de cunha que é padronizado pela norma ASTM A369, conforme Figura 32 (COLPAERT, 2008).

Figura 32 - Aspecto da fratura de uma cunha de ferro fundido. A região próxima à extremidade fina apresentada fratura branca e a maior parte tem estrutura cinzenta, mostrada na relação entre taxa de resfriamento da cunha e a posição da cunha.



Fonte: Colpaert (2008).

2.7 MICROSCOPIA ÓTICA (MO)

Depois de Broglie, por volta de 1924, mostrar que os elétrons apresentavam propriedades ondulatórias, e Busch, em 1926, demonstrar que esses elétrons poderiam ser defletidos por lentes eletromagnéticas, de forma semelhante ao que ocorre com a luz em lentes de vidro, o desenvolvimento do microscópio eletrônico seria uma questão de tempo, para se ter acesso a um novo mundo microscópico (LEAL, 2000).

A microscopia ótica é a técnica utilizada mais comum para observação da microestrutura de ferros fundidos, a qual utiliza luz visível incidente sobre uma amostra e refletida até um observador. Esta técnica é utilizada nos microscópios óticos e são capazes de fornecer aumento de mais de 1400 vezes (COLPAERT, 2008).

Dependendo da intensidade do comprimento de onda da radiação empregada, é que se torna possível obter uma resolução da imagem. Para a luz visível de cor verde é possível a obtenção de uma resolução da ordem de 220 a 250 nm (COLPAERT, 2008).

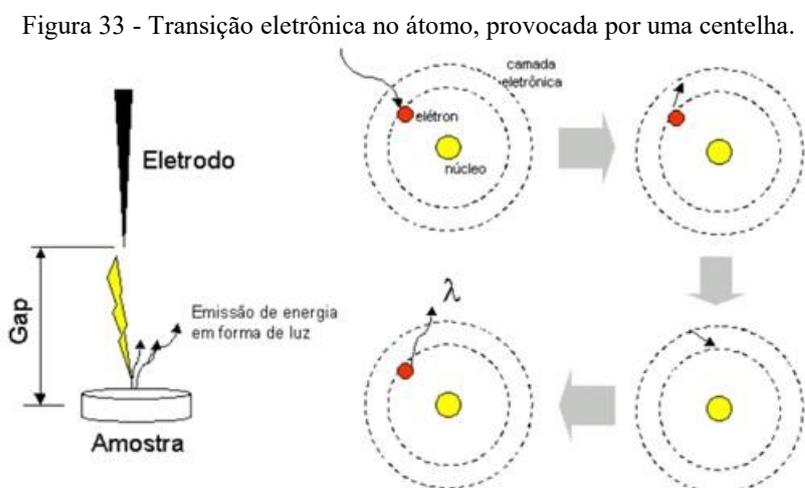
Na utilização da microscopia ótica, a profundidade de foco é uma limitação, pois depende do comprimento de onda da radiação empregada e da distância focal das lentes empregadas, quanto maior a ampliação menor será a profundidade de foco. Dessa forma é necessário cuidados especiais na preparação da superfície da amostra, sendo bastante plana,

sem abaulamento e esteja perfeitamente perpendicular ao eixo óptico do microscópio, caso contrário, não será possível a obtenção de uma imagem com qualidade (COLPAERT, 2008).

2.8 ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA

A espectrometria de emissão óptica tem como princípio os fenômenos ocorridos nos átomos constituintes de um material quando exposto a uma fonte de excitação. Átomos de diferentes elementos químicos emitem diferentes linhas espectrais, quando expostos a alguma fonte de excitação, e a ocorrência de certas linhas pode servir como prova para a presença de certos elementos.

Cada elemento químico tem uma estrutura eletrônica única, onde o comprimento de onda de uma energia radiante (λ) emitida é uma propriedade única e característica de cada elemento individual, e está diretamente relacionada com a transição eletrônica que ocorreu. A representação esquemática desta transição eletrônica pode ser observada na figura 33, a qual neste caso é provocada por uma centelha que acontece entre a amostra e o eletrodo (BREHM, 1999).



Fonte: Brehm (1999).

O espectro característico e a medida da intensidade das linhas emitidas formam, respectivamente, a base para a análise qualitativa e a análise quantitativa elementar. Os espectrômetros são espectrógrafos que medem a intensidade das linhas espectrais fotoeletricamente usando fotomultiplicadores.

O espectrômetro é constituído para realizar tarefas pré-determinadas, como por exemplo, análise de ferro fundido. O espectrômetro de emissão óptica é um equipamento capaz

de realizar análises químicas multielementares em um curto espaço de tempo. Neste aparelho, os eletros da amostra são excitados, e quando voltam à camada energética original, emitem energia em forma de luz e com comprimento de onda determinado, dando origem ao espectro característico de um elemento. O comprimento de onda identifica o elemento detectado e a intensidade da linha espectral emitida, a quantidade do elemento presente na amostra.

Atualmente, existem espectrômetros móveis e portáteis que podem ser usados para análise rápida na planta da indústria, junto ao forno. A identificação espectrométrica de uma liga metálica leva cerca de 30 segundos. Além da rapidez, o espectrômetro é de simples operacionalidade e boa sensibilidade, mas a amostra tem que ser sólida e condutora de eletricidade. Por se tratar de um método analítico comparativo, se fazem necessário padrão para calibração e acompanhamento do desempenho (BREHM, 1999).

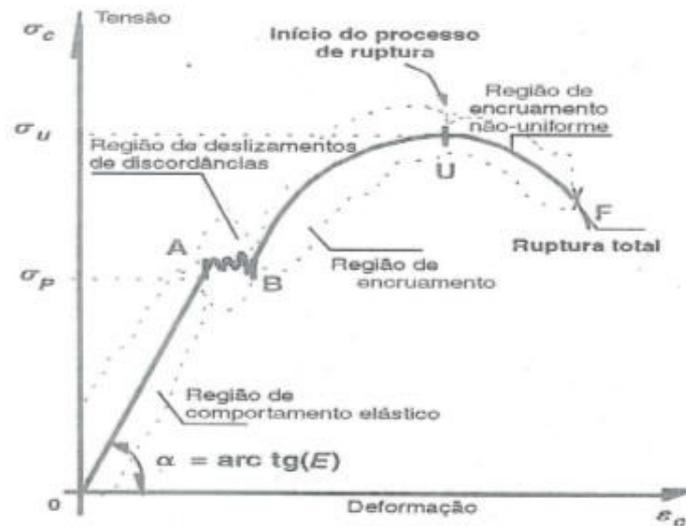
2.9 ENSAIOS MECÂNICOS

Este capítulo tem como objetivo descrever o que são os ensaios de resistência a tração e o ensaio de dureza.

2.9.1 Resistência à tração

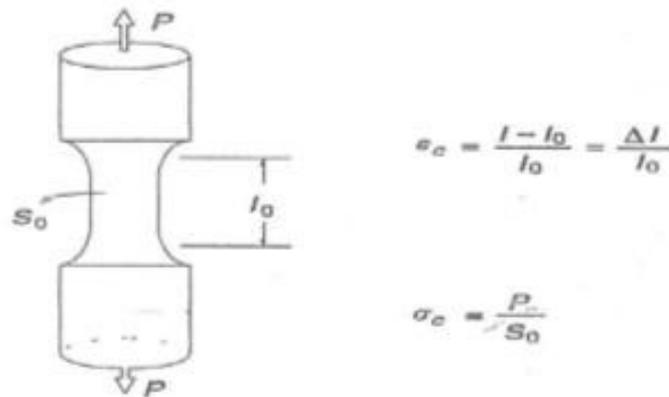
O ensaio mais amplamente utilizado para avaliação das propriedades mecânicas é o ensaio de tração, por ser relativamente simples e rápido, e fornecer informações importantes. Este ensaio utiliza corpos de prova que seguem normas técnicas convencionais, e consiste na aplicação gradativa de carga de tração uniaxial às extremidades do corpo. O resultado obtido deste ensaio é uma curva de tensão de tração pela deformação sofrida pelo corpo (PADILHA, 2000). A figura 34 mostra o esboço da curva típica obtida no ensaio de tração e a figura 35 mostra um corpo de prova usado neste ensaio.

Figura 34 - Curva tensão-deformação convencional obtida no ensaio de tração.



Fonte: Garcia (2000).

Figura 35 - Ilustração de um Corpo de prova usado no ensaio de tração.



Fonte: Garcia (2000).

Onde:

P é a carga aplicada

S_0 é a área inicial da secção transversal do corpo de prova.

l_0 é o comprimento inicial do corpo de prova

l é o comprimento do corpo de prova durante o ensaio.

ϵ_c é a deformação

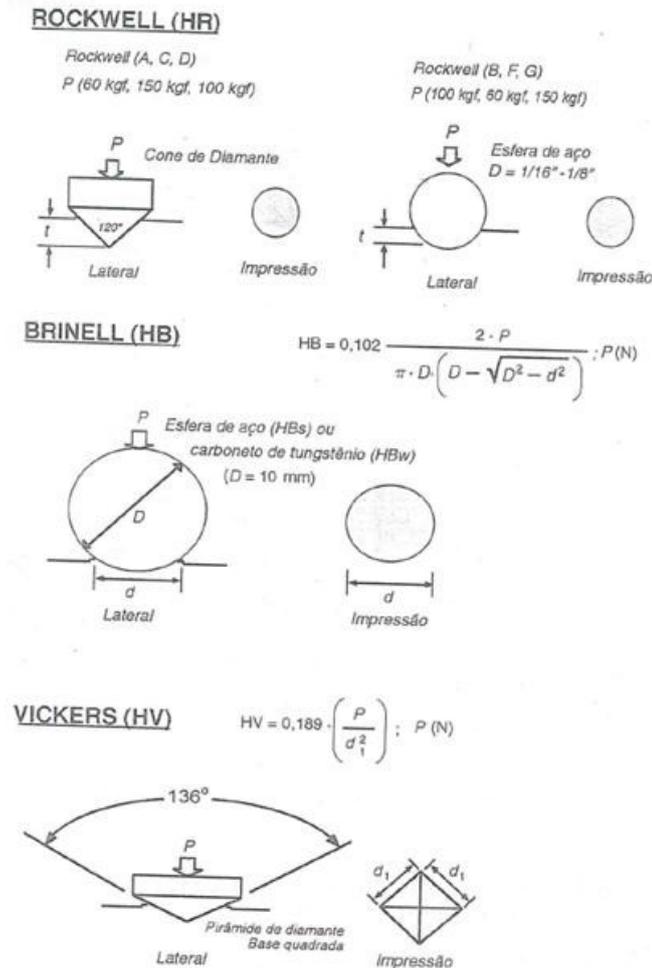
σ_c é a tensão

2.9.2 Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza consiste na impressão de uma pequena marca feita na superfície da peça pela aplicação de pressão com uma ponta de penetração, é uma propriedade mecânica que

mede a resistência de um material ao ser pressionado por outro. A medida da dureza do material ou da dureza superficial é dada como função das características da marca de impressão e da carga aplicada em cada tipo de ensaio de dureza realizado, conforme figura 36. Utiliza-se amplamente este ensaio nas indústrias de componentes mecânicos em geral para controles das especificações (GARCIA, 2000).

Figura 36 - Tipos de ensaios de dureza, destacando as características de penetração.



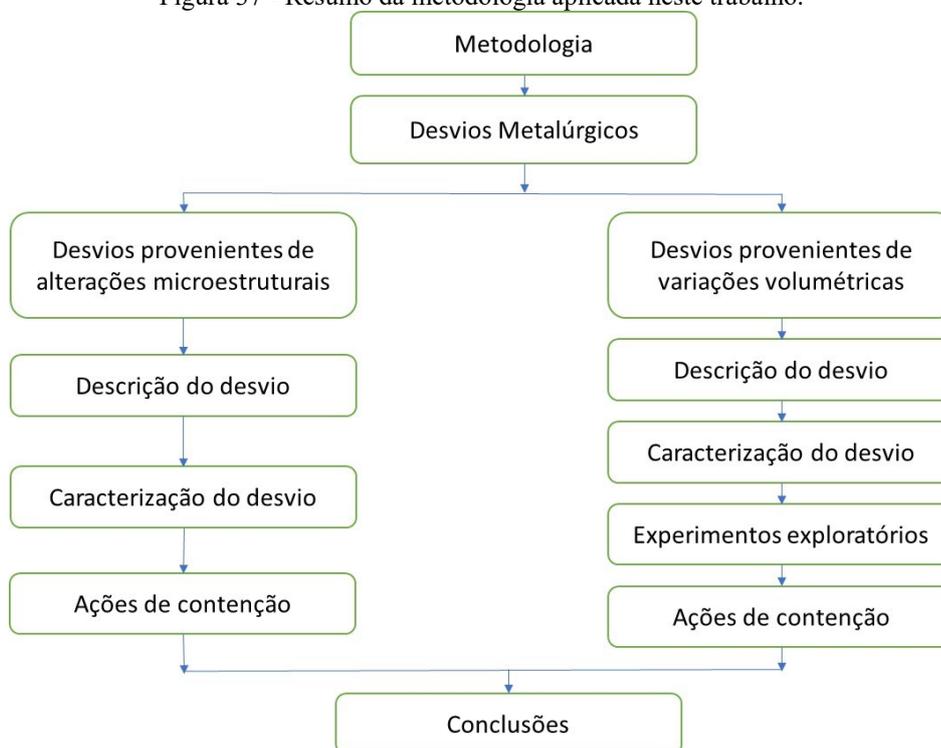
Fonte: Garcia (2000).

3 METODOLOGIA

Este capítulo tem o objetivo de descrever de forma clara e sucinta os materiais e procedimentos utilizados durante a investigação da causa dos refugos, bem como descrever a finalidade de cada etapa.

Com o objetivo de estudar os desvios metalúrgicos, dividiu-se os desvios em dois grupos. O primeiro grupo proveniente de desvios metalúrgicos decorrentes de alterações microestruturais, alterações estas estudadas e identificadas através do uso da espectrometria de emissão ótica, da microscopia ótica e ensaios mecânicos de tração e dureza. Na tabela 7 são descritas 9 peças refugadas, totalizando 139,063 toneladas de metal apresentando estes desvios.

Figura 37 - Resumo da metodologia aplicada neste trabalho.



Fonte: O autor (2022).

O segundo grupo de desvios metalúrgicos decorrentes do surgimento de rechupes secundários nas camisas de moenda, após a realização do corte do massalote. Para o estudo e a identificação deste grupo de desvio utilizou-se a microscopia ótica. Este problema também resultou no refugo de peças, e gerou no período de 2 meses o refugo de 10 peças, totalizando aproximadamente 180 toneladas, conforme Tabela 8. A visão geral da metodologia utilizada nos dois grupos de desvios pode ser vista no fluxograma da figura 37.

Tabela 7 - Camisas de moenda com desvios metalúrgicos.

Nº	COMPOSIÇÃO QUÍMICA								PROPRIEDADES MECÂNICAS			METALOGRAFIA	Peso Kg	Status
	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Al	%Ti	Ceq	R.T.	Dureza	(Desvios)		
										Kgf/mm ²	(HB)			
1	2,92	1,75	0,65	0,03	0,067	0,71	0,023	0,04	3,51	22,9	241	15% de carbonetos	30.132	REFUGO
2	3,06	1,75	0,6	0,048	0,094	0,61	0,014	0,032	3,66	27,2	241	15% de carbonetos	14.615	REFUGO
3	2,98	1,58	0,57	0,041	0,091	0,58	0,014	0,033	3,52	19,4	239	15% de carbonetos	16.006	REFUGO
4a	3,09	2,08	0,63	0,033	0,055	0,3	0,14	0,076	3,79	15,8	185	10% de grafita tipo D 10% de ferrita na matriz	14.579	REFUGO
4b	3,09	2,08	0,63	0,033	0,055	0,3	0,14	0,076	3,79	15,8	185	10% de grafita tipo D 10% de ferrita na matriz	10.512	REFUGO
5a	2,93	1,86	0,57	0,022	0,096	0,17	0,077	0,04	3,56	17,6	190	30% grafita C+D 5% de ferrita	10517	REFUGO
5b	2,93	1,86	0,57	0,022	0,096	0,17	0,077	0,04	3,56	16,9	210	30% grafita C+D 5% de ferrita	14.600	REFUGO
6a	2,7	1,77	0,57	0,041	0,084	0,19	0,107	0,052	3,3	11,3	200	30% grafita C+D 5% de ferrita	9.257	REFUGO
6b	2,7	1,77	0,57	0,041	0,084	0,19	0,107	0,052	3,3	11,6	190	30% grafita C+D 5% de ferrita	18.850	REFUGO

Fonte: O autor (2022).

Tabela 8 - Camisas de moenda com recheu secundário.

Nº	COMPOSIÇÃO QUÍMICA								PROPRIEDADES MECÂNICAS			Peso Kg	Status
	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Al	%Ti	Ceq	R.T.	Dureza		
										Kgf/mm ²	(HB)		
271	3,05	1,79	0,59	0,037	0,151	0,21	0,01	0,020	3,66	22,2	203	12.155	REFUGO
272	2,94	1,94	0,56	0,059	0,113	0,15	0,032	0,013	3,61	22,7	185	13.129	REFUGO
275	2,88	1,9	0,61	0,050	0,084	0,16	0,028	0,023	3,53	22,2	188	13.623	REFUGO
278	2,80	1,69	0,65	0,045	0,106	0,29	0,026	0,011	3,38	25,3	203	12.319	REFUGO
280	3,11	1,94	0,54	0,062	0,097	0,20	0,040	0,014	3,78	28,5	189	16.287	REFUGO
282	3,17	2,04	0,54	0,041	0,066	0,17	0,033	0,016	3,86	29,5	215	12.960	REFUGO
283	2,97	1,67	0,51	0,050	0,147	0,14	0,015	0,011	3,54	22,8	219	18.499	REFUGO
287	2,94	1,85	0,56	0,052	0,085	0,12	0,029	0,020	3,57	29,6	203	20.834	REFUGO
289	2,81	1,70	0,57	0,054	0,103	0,22	0,029	0,017	3,40	26,5	220	26.563	REFUGO
295	2,74	1,97	0,56	0,065	0,080	0,21	0,012	0,011	3,42	25,2	219	13.732	REFUGO

Fonte: O autor (2022).

3.1 PROCEDIMENTO GERAL

Este capítulo tem como objetivo descrever qual a liga utilizada, o corpo de prova utilizado para os ensaios mecânicos, a sequência de como é realizada a elaboração do metal líquido até a fundição da camisa de moenda.

A liga utilizada na produção de camisas de moenda é a liga FS-25 (Ferro fundido Nº 25), uma especificação utilizada internamente pela empresa sucroalcooleira, que é descrito na Tabela 9. Esta liga é adaptada especificamente para peças de grande porte (peças de até 35 toneladas) e com o processo particular desta empresa sucroalcooleira. Os parâmetros requeridos para esta liga estão mais próximos das descritos na norma ASTM A-48 CL 225^a.

Tabela 9 - Especificação da Composição Química e das Propriedades mecânicas da liga FS-25.

	COMPOSIÇÃO QUÍMICA						PROPRIEDADES MECÂNICAS		
	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	Ceq	R.T. Kgf/mm ²	Dureza (HB)
Mínimo	2,80	1,60	0,50		0,06	0,12	3,34	22	180
Máximo	3,10	1,80	0,70	0,15	0,12	0,30	3,78		230

Fonte: O autor (2022).

Para todas as peças foram fundidos corpos de prova em formato Barra tipo “S”, nos quais foram retiradas amostras e a usinagem do corpo de prova foi realizada conforme norma ASTM A 48 (Figura 1, corpo de prova “Tipo B”).

Toda elaboração do metal foi realizada em dois fornos elétricos a arco, de acordo com o peso necessário para fundição da peça. Um forno SSKD-240, de 7,5 toneladas de capacidade e um transformador de 3,0/3,6MVA de potência, e outro forno SSKD-300, de 21 toneladas de capacidade e um transformador de 6,0MVA de potência.

O fluxo do processo produtivo de cada corrida foi realizado em 04 etapas, conforme fluxo mostrado na figura 38 e figura 39. Etapas:

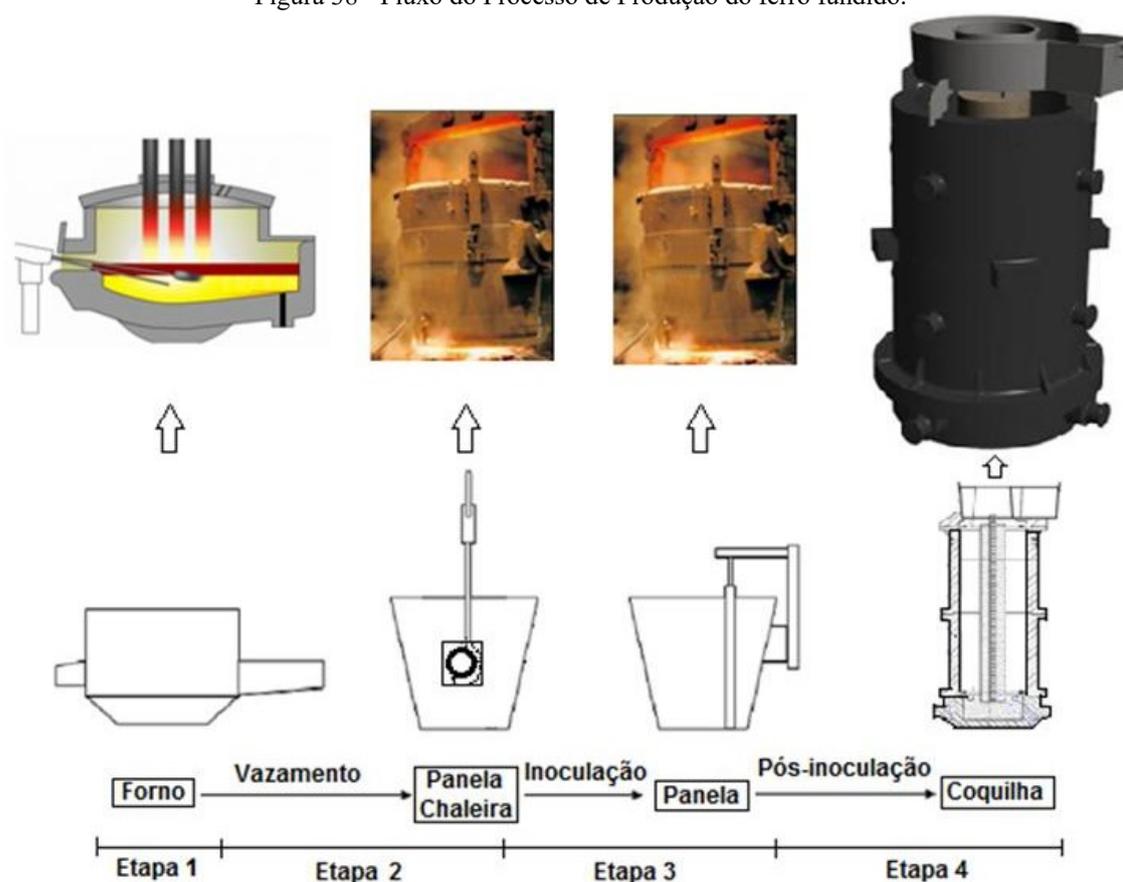
Etapa 1: Elaboração do metal Líquido

Etapa 2: Vazamento do forno

Etapa 3: Inoculação

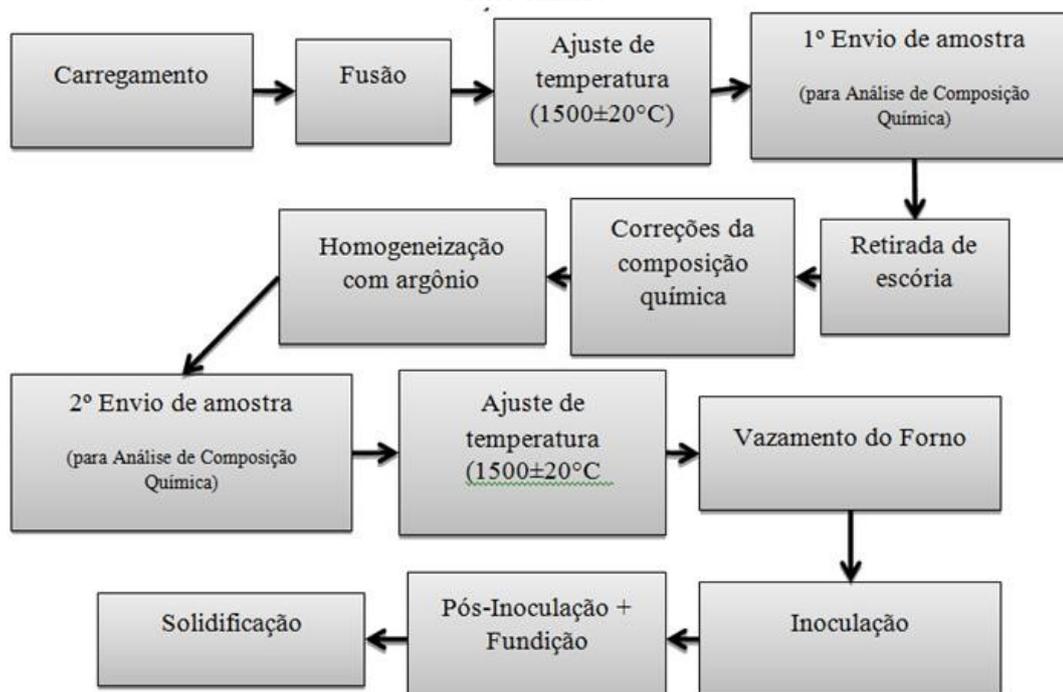
Etapa 4: Pós-inoculação/Fundição

Figura 38 - Fluxo do Processo de Produção do ferro fundido.



Fonte: O auto (2022).

Figura 39 - (a) Etapas de elaboração do ferro fundido. (b) Equipamentos utilizados e as etapas de elaboração do ferro fundido.



Fonte: O autor (2022).

Na etapa 1, a elaboração do metal líquido, o metal líquido foi obtido a partir de dois FEA (forno elétrico a arco), conforme Figura 40 e Figura 41, os quais são carregados com carga composta de: ferro gusa, cavaco de ferro, retorno da produção, sucata de aço, cal virgem e coque de petróleo. Depois de fundido e ajustado a temperatura em $1500\pm 20^{\circ}\text{C}$, é retirado a escória e adicionado as correções necessárias e ajustado a temperatura para vazamento do metal do forno para a panela chaleira, conforme Figura 42.

Figura 40 - Forno SSKD 300 de 20 toneladas.



Fonte: O autor (2022).

Figura 41 - Forno SSKD 240 de 7 toneladas.



Fonte: O autor (2022).

Figura 42 - Vazamento do Forno Elétrico a Arco.



Fonte: O autor (2022).

Na etapa 2, o vazamento do forno, o metal líquido é transferido do forno para uma panela tipo chaleira, conforme Figura 42, a qual é utilizada para realização da limpeza da escória residual proveniente do forno, bem como para a realização da transferência posterior para panela de válvula.

Na etapa 3, a inoculação, o metal líquido é transferido da panela tipo chaleira para a panela de válvula, conforme figura 43. Nesta transferência é adicionado 0,6% em peso do inoculante, que no caso é a liga FeSi75% (73-79%Si, <0,15%C, <0,040%P, <0,025%S, <1,50%Al, granulometria de 2-10 mm) ou, em alguns casos específicos, o inoculante IMB75% (63-82%Si, 1-2%Ca, <3%Si, <2%Ba, granulometria de 2-7 mm) que tem maior eficiência. A transferência é realizada lentamente, e o inoculante utilizado é adicionado gradativamente e manualmente no decorrer de toda a transferência de metal. A inoculação é realizada com o metal entre 1380°C e 1420°C.

Figura 43 - Processo de Inoculação realizado durante transferência de metal.



Fonte: O autor (2022).

Na etapa 4, a pós-inoculação/fundição, conforme Figura 44, o metal líquido é transferido à $1320 \pm 20^\circ\text{C}$ da panela de válvula para um distribuidor que alimenta a coquilha, o vazamento se dá por gravidade do metal líquido, escoando para o interior do molde metálico (coquilha), enchendo até as dimensões especificadas. Durante este enchimento, é adicionado gradativamente e manualmente 0,06% de FeSi contendo 68 a 75% de silício, na granulometria de < 1 mm. Finalizando com adição de pó exotérmico FERRUX 707E, cuja presença simultânea de óxido de ferro e alumínio, reage entre si em elevadas temperaturas liberando uma grande quantidade de calor (FUOCO, 1014), para manter o metal do massalote por mais tempo líquido.

Figura 44 - Pós-inoculação e fundição.

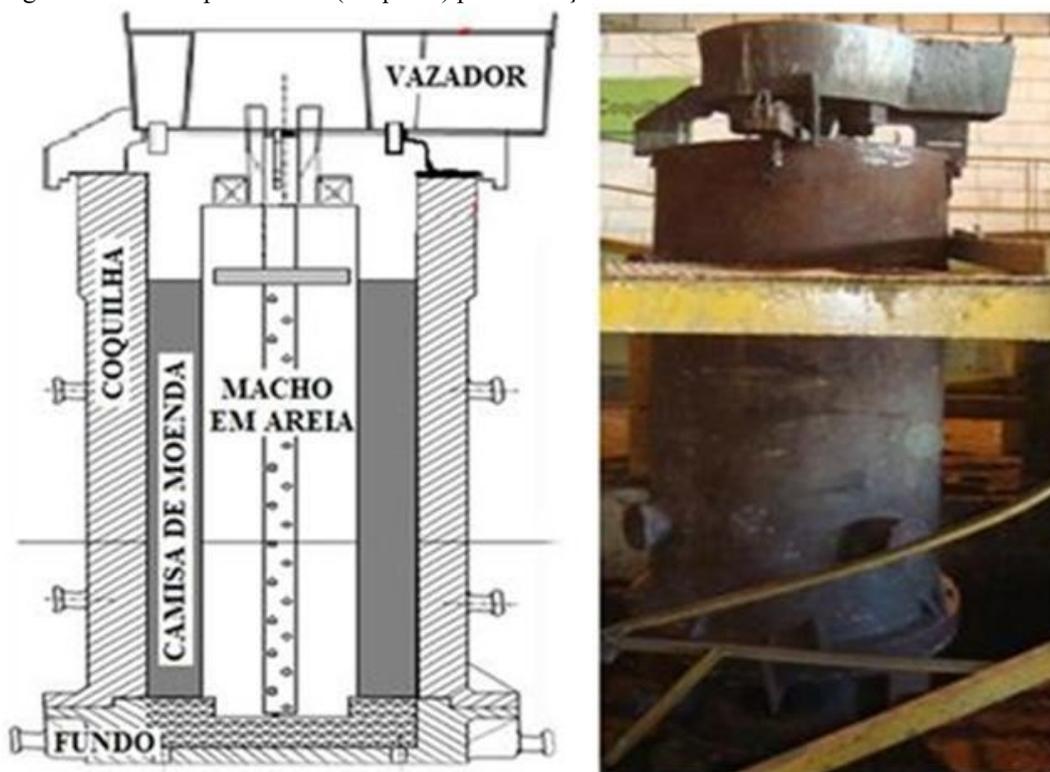


Fonte: O autor (2022).

A coquilha, conforme Figura 45 é o molde permanente utilizado para fundir camisas de moendas, este ferramental da produção é utilizado repetidas vezes, tendo normalmente uma vida útil de mais de 100 fundições. O material que constitui a coquilha é o ferro fundido vermicular, pois, conforme a secção 2.2, as principais características deste material são: maior condutividade térmica, melhor resistência a choques térmicos e menor oxidação em temperaturas elevadas. Estas características são muito importantes para uma boa vida útil, reduzindo o custo do ferramental utilizado no processo de fabricação. O macho e fundo são confeccionados com uma mistura de areia de sílica, resina furânica e catalisador. E o conjunto Fundo/macho/coquilha é montado conforme Figura 45 e Figura 46.

O molde permanente (coquilha) é usado repetidamente para a produção de peças com a mesma forma. O metal é vazado da panela para o vazador ou distribuidor, o qual distribui o metal em quatro pontos de alimentação onde o metal flui em queda livre, preenchendo o espaço livre entre a coquilha e o macho em areia, conforme Figura 45 e Figura 46. Na fundição ocorre o impacto do metal líquido com o fundo do molde, nesta região de impacto é colocado plaquetas refratárias alumionosas, e tanto o fundo como o macho são revestidos com tinta à base de zirconita.

Figura 45 - Molde permanente (Coquilha) para fundição de camisas de moenda.



Fonte: O autor (2022).

Figura 46 - Conjunto Coquilha+distribuidor (ou vazador) para fundição.



Fonte: O autor (2022).

Tabela 10 - Tempo de desmoldagem adotado para camisas de moenda.

TEMPO DE DESMOÇDAGEM DAS CAMISAS				
COQUILHA Ø (mm)	PESO DA CAMISA (mm)	TEMPO DE DESMOLDAGEM(h)	CARBONO EQUIVALENTE	
			3,3 - 3,5	3,6 - 3,8
569	3000 – 5000			
666	3000 – 5000			
733	3000 – 6000			
760	3000 – 6000			
787	4000 – 7000	5 - 6 Horas	6 Horas	5 Horas
850	4000 – 7000			
870	4000 – 7000			
895	4000 – 7000			
915	5000 – 8000			
933	6000 – 9000			
960	6000 – 9000			
985	7000 - 10000			
1005	9000 - 12000			
1025	9000 - 12000			
1055	9000 - 14000			
1080	9000 - 14000	6 - 7 Horas	7 Horas	6 Horas
1100	9000 - 15000			
1135	12000 - 16000			
1150	13000 - 16000			
1170	13000 - 17000			
1210	13000 - 17000			
1243	14000 - 18000			
1330	18000 - 22000			
1370	20000 - 24000	8 - 9 Horas	9 Horas	8 Horas
1450	22000 - 26000			
1500 - 1510	25000 - 28000			
Nota: As camisas rolo de pressão deve ser desmoldadas nas seguintes condições:	10000 - 22000	8 - 9 Horas	9 Horas	8 Horas
	23000 - 30000	9 - 10 Horas	10 Horas	9 Horas

Fonte: O autor (2022).

OBS1: Após desmoldagem da camisa, posicioná-la deitada separadamente uma da outra;

OBS2: Camisas com %Ti de 0,030 a 0,045 reduzir o tempo de desmoldagem em 25%; camisas com %Ti de 0,045 a 0,050 reduzir o tempo de desmoldagem em 30%; camisas com o %Ti acima de 0,055 reduzir o tempo de desmoldagem em 40%.

O metal, depois de encher o espaço vazio da coquilha, é aguardado um tempo para solidificar o metal, formando a estrutura desejada, o que define as propriedades mecânicas da peça. Este tempo é usualmente chamado pelo chão de fábrica de “tempo de desmoldagem”. Este tempo depende: do peso da peça, da composição do metal, da espessura de parede da peça, do diâmetro do macho, e/ou outras variáveis que influenciem na velocidade de resfriamento, como a temperatura ambiente. A tabela 10 é uma referência prática utilizada na desmoldagem

de camisas fundida, tabela esta criada em 2016 e atualizada em 2019 como resultado prático da produção de camisas de moenda.

3.2 ESPECTROMETRIA ÓPTICA

As composições químicas das amostras em estudo foram determinadas pela utilização da espectrometria de emissão ótica, usando o espectrômetro marca ARL modelo 3460 (Figura 47), capaz de realizar leitura de 20 elementos, calibrado com padrões secundários fornecidos pelo fabricante ARL suíça. As medições foram efetuadas conforme procedimento interno da empresa siderúrgica, o qual segue as orientações do fabricante.

Figura 47 - Espectrômetro 3460 da ARL.



Fonte: O autor (2022).

3.3 MICROSCOPIA ÓPTICA

As análises dos aspectos microestruturais das amostras de camisas de moenda foram realizadas num microscópio ótico da marca Olympus modelo CX31, adotando-se aumentos de: 25x, 40x, 100x, 400x e 1000x.

A análise microestrutural, por microscopia ótica, foi realizada, nas instalações da siderúrgica, conforme procedimento interno desta empresa siderúrgica e foram utilizados os seguintes equipamentos (Figura 48) de microscopia: Microscópio ótico – OLYMPUS, modelo PME3, lente MDPlan 50/0,75, aumento de 100x e Microscópio ótico – OLYMPUS, modelo CX-31, lente PlanC N 100X10,25, aumento de 100x.

As análises foram feitas conforme norma ASTM A 247-67(1998), aplicáveis para análise quantitativa da grafita, descreve o método de teste padrão para avaliar a microestrutura da grafita em peças fundidas de ferro, cobrindo a classificação em termos de tipo, distribuição e tamanho, podendo ser aplicável a todas as ligas de ferro-carbono contendo partículas de grafite e pode ser aplicado a ferros cinzentos, ferros maleáveis e ferros dúcteis (nodulares). As análises também estão em conformidade com a norma ASTM E 562-02, método de teste padrão para determinar a fração de volume dos constituintes em uma amostra por contagem manual sistemática de pontos, que é o método mais preciso.

A microscopia óptica é a técnica mais adequada para a investigação dos desvios microestruturais ocorridos no material, onde será possível após análise do material, comparar com uma microestrutura padrão (Figura 27) em conformidade com a norma ASTM A-48 CL 225^a, onde esta microestrutura apresenta grafita classificação VII, tipo A, tamanhos 3 a 5 ASTM, Matriz perlítica, a qual confere ao ferro fundido cinzento maior resistência desejada.

Figura 48 - Fotos do Laboratório Metalúrgico, microscópios (A), embutidora (B) e lixadeira politriz (C).



Fonte: O autor (2022).

3.4 PROPRIEDADE MECÂNICA

O corpo de prova utilizado para caracterização mecânica foi usinado, conforme norma ASTM A 536-84(2004), o equipamento utilizado foi da marca LOSENHANSEN, nº de fabricação 8602, faixa nominal 60 t, conforme Figura 49, devidamente aferido, os ensaios de tração foram realizados no laboratório das instalações da empresa metalúrgica, conforme procedimento interno da empresa siderúrgica, o qual segue orientações do fabricante.

Figura 49 - Fotos do Laboratório Metalúrgico, máquina de ensaio de tração.



Fonte: O autor (2022).

Os ensaios de dureza foram realizados no durômetro universal de bancada, modelo MD-737 da MICROTTEST, com carga de 187,5 kgf e diâmetro do penetrador de 2,5mm, o qual faz medições em Rockwell B (HRB), Rockwell C HRC e Brinell (HB), conforme figura 55. Os ensaios são realizados no corpo de prova retirado da peça, com especificação de dureza de 180 a 230 Hb.

Figura 50 - Fotos do durômetro universal de bancada.



Fonte: O autor (2022).

3.5 CRITÉRIO DE APROVAÇÃO

Os critérios de aprovação e liberação de camisas são:

- O ensaio de dureza é realizado em duas faces; caso o ensaio seja reprovado (baixo ou alto), repete-se o ensaio na camisa desbastada;
- O ensaio de tração reprovava valores abaixo de 22 kgf/mm²;
- O ensaio metalográfico aprova nas seguintes condições:
 - a. Grafita predominante tipo A, com percentual maior ou igual a 80%. Ex: 25% de Grafita D reprova.
 - b. Tamanho de grafita III e/ou IV. Caso o Tamanho da grafita seja I, II, ou >V (a maior grafita é o de tamanho I) será reprovado.
 - c. Matriz com mais de 80% de perlita. Se a matriz tiver mais de 20% de ferrita será reprovada.
 - d. Caso a matriz tenha presença de carboneto menor que 5%. Valores acima de 5% reprova.
 - e. Qualquer presença de inclusões.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos durante o desenvolvimento do referente trabalho. A proposta do estudo de caso I é realizar a caracterização do desvio no ensaio de resistência a tração e propor soluções, o qual foi verificado desvios na microestrutura, como carbonetos em excesso e grafitas tipo D, os quais apresentam relação com contaminações de Cr, Ti e Al. A proposta do estudo de caso II é realizar a caracterização do desvio de rechupe secundário e propor soluções, o qual foi verificado presença de porosidades irregulares provenientes de rechupe, a qual apresentam relação com o processo de inoculação, onde foi realizado experimentos exploratórios alterando variáveis de processo relacionado a inoculação e o desvio foi eliminado.

4.1 ESTUDO DE CASO I

Com o objetivo de solucionar o problema metalúrgico, eliminando ou minimizando o surgimento de camisas com alterações microestruturais, e estabilizar o processo produtivo, foi proposta uma sequência no estudo:

- Descrição do defeito;
- Caracterização do defeito, com o objetivo de identificar o desvio;
- Realização de experimentos exploratórios, visando à identificação das variáveis mais importantes para a ocorrência do defeito, minimizando-o ou eliminando-o.

4.1.1 Descrição do Defeito

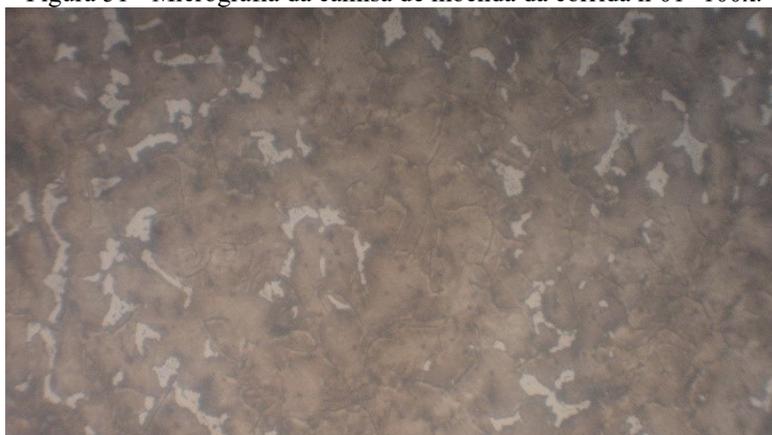
Na produção de camisas de moenda, elaborada em ferro fundido cinzento, observou-se o aparecimento de camisas com valores de resistência a tração abaixo do limite especificado e camisas com alterações microestruturais (excesso de carbonetos – Fe_3C). Estes tipos de defeitos geram o refugo das peças, o que representa um elevado custo para produção, além de afetar a satisfação do cliente pelo aumento do prazo de entrega do produto, dessa forma, se faz necessário à eliminação deste desvio na produção.

4.1.2 Caracterização do Desvio

O primeiro grupo de desvios metalúrgicos provenientes de alterações microestruturais, apresentada na tabela 7, da seção 3, são analisados utilizando-se a microscopia óptica para o estudo das anomalias na estrutura do material, além de ensaio mecânico de resistência a tração e da espectrometria óptica.

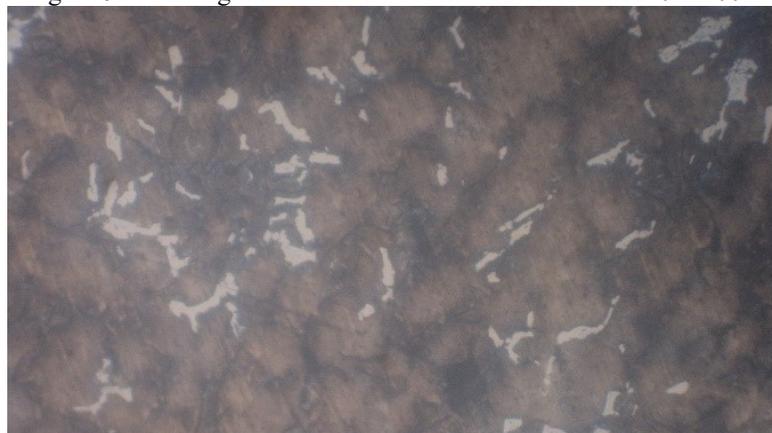
A figura 51 e a figura 52 apresentam as micrografias das camisas de moenda nº01 e nº02, apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem a presença de grafita tipo A, classificação VII, tamanho 4 conforme norma ASTM A 247, uma matriz perlítica com presença de 15% de carbonetos livres. Este material apresentou no ensaio mecânico, dureza em desacordo com o especificado, 241 HB diante de 180-230 HB especificado.

Figura 51 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº01- 100x.



Fonte: O autor (2022).

Figura 52 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº02- 100x.



Fonte: O autor (2022).

A figura 53 apresenta a micrografia da camisa de moenda nº03 apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 4, conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlítica com presença de 15% de carbonetos livres. Este material apresentou no ensaio mecânico, dureza em desacordo com o especificado, 239 HB diante de 180-230 HB especificado.

Utilizando a espectrometria óptica verificou-se um excesso de cromo nas corridas 1, 2 e 3, onde apresentaram 0,71%Cr, 0,61%Cr e 0,58%Cr, onde o especificado é 0,30%Cr máximo, o que leva ao excesso de carbonetos formados.

As camisa de moendas nº 01, nº 02 e nº 03, descritas na tabela 7, da seção 3, cujas microestruturas estão descritas nas figuras 51, 52 e 53 respectivamente, comprovam o que Pieske (1980) constatou, que o cromo, em teores acima de 0,30% são estabilizadores de carboneto, e aumenta a resistência à tração. Estas camisas apresentaram elevado percentual de carbonetos (15%), sendo reprovados por esta alteração microestrutural, conforme critério de aprovação para o ensaio metalográfico na seção 3.4.

Constatou-se também o que Merchant (1962) evidenciou que a influência do cromo no número de células eutéticas era insignificante, e uma inoculação eficiente aumentaria o número de células eutéticas. De acordo com Ioffe et al (1972) e Levitan (1972) obteve-se grafita mais grosseira.

Figura 53 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº03- 100x.



Fonte: O autor (2022).

A figura 54 apresenta a micrografia da camisa de moenda da corrida nº4a apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 4, com presença discreta de grafita tipo D (10%), conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlítica com presença de 10% de ferrita. Este material

apresentou no ensaio mecânico, resistência a tração em desacordo com o especificado, 15,8 kgf/mm², diante de especificado ser 22 kgf/mm² mínimo.

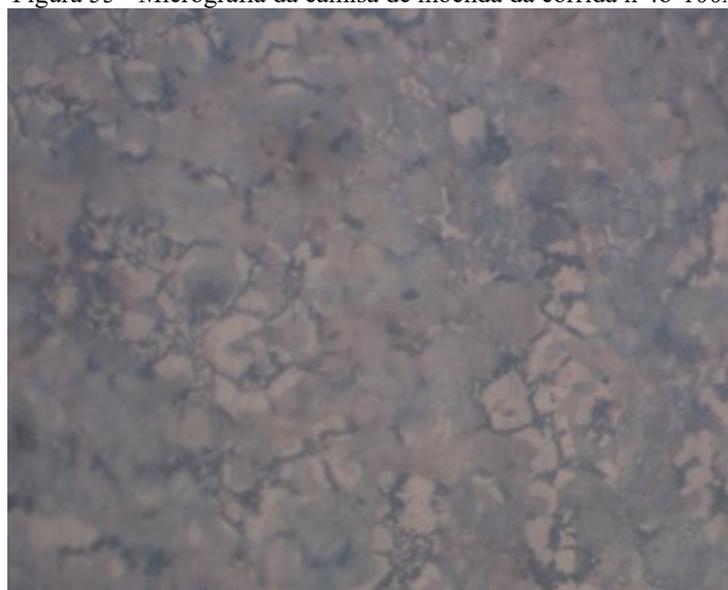
Figura 54 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº4a-100x.



Fonte: O autor (2022).

A figura 55 apresenta a micrografia da camisa de moenda da corrida nº4b apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 4, com presença discreta de grafita tipo D (10%), conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlitica com presença de 10% de ferrita. Este material apresentou no ensaio mecânico, resistência a tração em desacordo com o especificado, 15,8 kgf/mm², diante de especificado ser 22 kgf/mm² mínimo.

Figura 55 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº4b-100x



Fonte: O autor (2022).

A figura 56 apresenta a micrografia da camisa de moenda da corrida nº5a apresentada na tabela 06, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 3-4, com presença de 30% de grafitas tipo C e D, conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlítica com presença de 5% de ferrita. Este material apresentou no ensaio mecânico, resistência a tração em desacordo com o especificado, 17,6 kgf/mm², diante de especificado ser 22 kgf/mm² mínimo.

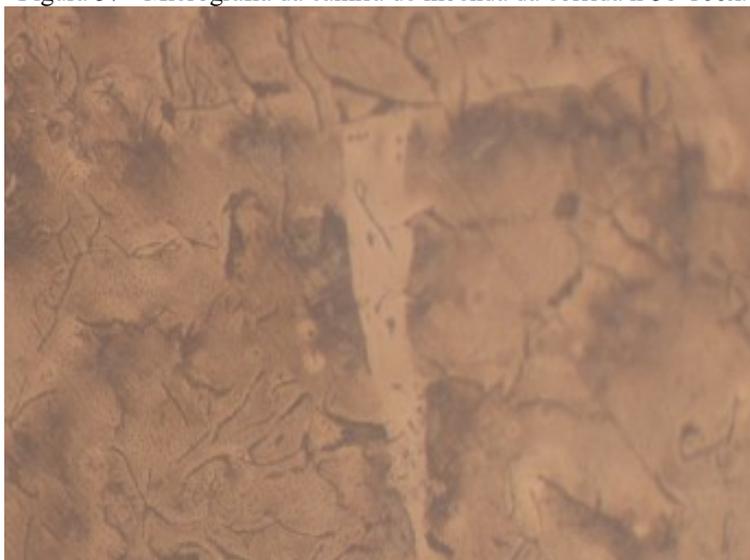
Figura 56 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº5a-100x.



Fonte: O autor (2022).

A figura 57 apresenta a micrografia da camisa de moenda da corrida nº5b apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 3-4, com presença de 30% de grafitas tipo C e D, conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlítica com presença de 5% de ferrita. Este material apresentou no ensaio mecânico, resistência a tração em desacordo com o especificado, 16,9 kgf/mm², diante de especificado ser 22 kgf/mm² mínimo.

Figura 57 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº5b-100x.



Fonte: O autor (2022).

A figura 58 apresenta a micrografia da camisa de moenda da corrida nº6a apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 4, com presença de 30% de grafitas tipo C e D, conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlítica com presença de 5% de ferrita. Este material apresentou no ensaio mecânico, resistência à tração em desacordo com o especificado, 11,3 kgf/mm², diante de especificado ser 22 kgf/mm² mínimo.

Figura 58 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº6a-100x.



Fonte: O autor (2022).

A figura 59 apresenta a micrografia da camisa de moenda da corrida nº6a apresentada na tabela 7, da seção 3, com uma resolução de 100x, onde podemos verificar na imagem grafita tipo A, classificação VII, tamanho 4, com presença de 30% de grafitas tipo C e D, conforme norma ASTM A 247. Uma matriz perlítica com presença de 5% de ferrita. Este material apresentou no ensaio mecânico, resistência a tração em desacordo com o especificado, 11,6 kgf/mm², diante de especificado ser 22 kgf/mm² mínimo.

Figura 59 - Micrografia da camisa de moenda da corrida nº6b-100x.



Fonte: O autor (2022).

Utilizando a espectrometria óptica verificou-se um excesso de contaminação de titânio e de alumínio, proveniente da sucata utilizada, nas peças de 4a a 6b, conforme tabela 7 da seção 3. Depois de levantar a média e o desvio padrão de cada variável, constatou-se valores bem acima da média dos elementos Cr, Al e Ti. Os valores destes elementos, normalmente, são residuais provenientes dos insumos utilizados, como sucata, onde o histórico do residual de 3 meses anteriores na elaboração do metal foram de: 0,21%Cr, 0,018%Al e 0,023%Ti respectivamente.

As camisas de moenda de nº 4a a nº 6b, descritas na tabela 7, da seção 3, cujas microestruturas estão descritas nas figuras de nº 55 a 60 respectivamente, apresentam resistência à tração abaixo do especificado, bem como maior presença de ferrita e grafita do tipo D.

Embora Lemer (2003) e Moumeni (2013) tenham constatado que níveis de titânio, da ordem de 0,15-0,35%, promovem a formação de grafite interdendrítica superfina (tipo D), considerada prejudicial para as propriedades mecânicas dos ferros fundidos, e a diminuição significativa tanto na resistência à tração quanto na dureza. Verificou-se esta formação com

valores de 0,040 a 0,060% de Titânio, conforme Senai (1980), o qual afirmou que o aumento nestes níveis de titânio leva a uma diminuição das propriedades mecânicas (dureza, resistência à tração) devido ao efeito grafitizante.

Embora Pieske (1980) e Chakrabarty (1990) tenham verificado que percentuais acima de 0,010% causa incidência de defeitos como porosidades devido à presença de hidrogênio gasoso, não foi verificado presença de porosidades nas peças.

4.1.3 Experimentos Exploratórios

Tendo em vista que os desvios aqui apresentados foram decorrentes de alterações da microestrutura causada pela contaminação de cromo, titânio e/ou alumínio, a ação principal é a eliminação do uso de sucatas contaminadas. No entanto, como nem sempre é possível montar uma estrutura de beneficiamento de sucata, pelo alto custo envolvido, se faz necessário desenvolver métodos para neutralizar o surgimento destes desvios.

No caso de contaminação de Cromo acima de 0,30%, desde que não ultrapasse valores acima de 0,75%, é possível, para minimizar os efeitos da composição química, tentar reduzir o tempo de desmoldagem, conforme tabela 10, para evitar a formação de excesso de carbonetos.

No caso de contaminação de titânio acima de 0,040% e de alumínio acima de 0,050%, para minimizar os efeitos da composição química, é possível tentar na etapa de refino, injeção de oxigênio, com o objetivo de oxidar parte do titânio e do alumínio, baixando seus valores para níveis que gerem menor impacto, ou, também, reduzir o tempo de desmoldagem, conforme definido na tabela 10 da seção 3.1. Esta ação pode surtir efeitos desde que o resultado final da composição não ultrapasse valores acima de 0,150% para cada elemento.

A tabela 11 descreve uma relação de corridas que apresentaram contaminações de composição (Cr, Al e/ou Ti), mas com as ações descritas foi possível atenuar os possíveis desvios metalúrgicos e evitar refugos de novas peças. A tabela 12 mostra as contaminações de composição antes e depois das ações tomadas.

Tabela 11 - Camisas de moenda que apresentaram contaminações de composição (Cr, Al e/ou Ti), mas os possíveis desvios metalúrgicos foram atenuados.

N°	COMPOSIÇÃO QUÍMICA									PROPRIEDADES MECÂNICAS		METALOGRAFIA	Peso Kg	Status
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Ceq	R.T. Kg/mm2	Dureza (HB)	(Desvios)		
7a	3,09	1,71	0,53	0,037	0,090	0,40	0,018	0,030	3,67	23,2	190	-	18.179	Ok
7b	3,09	1,71	0,53	0,037	0,090	0,40	0,018	0,030	3,67	23,2	190	-	8.935	Ok
8a	3,16	1,63	0,56	0,062	0,084	0,46	0,011	0,031	3,73	30,6	215	-	10.995	Ok
8b	3,16	1,63	0,56	0,062	0,084	0,46	0,011	0,031	3,73	30,6	190	-	10.036	Ok
9a	3,01	1,84	0,61	0,044	0,101	0,49	0,017	0,037	3,63	22,2	190	-	14.104	Ok
9b	3,01	1,84	0,61	0,044	0,101	0,49	0,017	0,037	3,63	22,2	203	-	10.995	Ok
10a	2,99	1,80	0,63	0,052	0,091	0,31	0,015	0,055	3,60	24,7	190	-	11.011	Ok
10b	2,99	1,80	0,63	0,052	0,091	0,31	0,015	0,055	3,60	24,7	190	-	9.760	Ok
11a	3,23	1,60	0,55	0,056	0,097	0,28	0,031	0,059	3,78	22,2	203	-	9.046	Ok
11b	3,23	1,60	0,55	0,056	0,097	0,28	0,031	0,059	3,78	22,2	203	-	11.717	Ok
12a	2,90	1,77	0,49	0,043	0,075	0,23	0,024	0,056	3,51	22,6	203	-	11.265	Ok
12b	2,90	1,77	0,49	0,043	0,075	0,23	0,024	0,056	3,51	22,9	190	-	11.011	Ok
13a	3,07	1,71	0,52	0,124	0,086	0,23	0,032	0,058	3,68	22,6	190	-	17.790	Ok
13b	3,07	1,71	0,52	0,124	0,086	0,23	0,032	0,058	3,68	22,2	190	-	4.364	Ok
14	2,87	1,92	0,63	0,045	0,098	0,34	0,033	0,064	3,53	28,6	203	-	21.743	Ok
15	2,93	1,90	0,62	0,044	0,109	0,25	0,047	0,048	3,58	26,1	190	-	23.732	OK

Fonte: O autor (2022).

Tabela 12 - Camisas com contaminações atenuadas.

N°	COMPOSIÇÃO QUÍMICA			
	Al		Ti	
	Inicial	Final	Inicial	Final
7a		0,018		0,030
7b		0,018		0,030
8a		0,011	0,049	0,031
8b		0,011	0,049	0,031
9a		0,017	0,094	0,037
9b		0,017	0,094	0,037
10a		0,015	0,121	0,055
10b		0,015	0,121	0,055
11a		0,031	0,312	0,059
11b		0,031	0,312	0,059
12a	0,157	0,024	0,134	0,056
12b	0,157	0,024	0,134	0,056
13a	0,103	0,032	0,068	0,058
13b	0,103	0,032	0,068	0,058
14	0,040	0,033	0,063	0,064
15	0,040	0,047	0,063	0,048

Fonte: O autor (2022).

A influência de cada variável de processo, nas variações microestruturais e nas propriedades mecânicas do ferro fundido, não são completamente entendidas. Conforme Collini (2008) também constatou, as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento perlítico produzida neste processo específico mostram alta variabilidade; dependendo não apenas da heterogeneidade da microestrutura, mas também da prática de fundição para fundição, tipo de

processo e tipo de forno; não é simples de ser estabelecida uma correlação direta e precisa entre todas as características microestruturais e o desempenho mecânico do ferro cinzento, porque ocorre a inter-relação e a sobreposição de diferentes efeitos, especialmente quando a morfologia da grafite é praticamente a mesma.

4.2 ESTUDO DE CASO II

Com o objetivo de solucionar o problema metalúrgico eliminando ou minimizando o aparecimento de rechupes nas camisas de moenda e estabilizar o processo de inoculação e o controle da expansão da grafita, foi proposta uma sequência de ações:

- Descrição do defeito;
- Caracterização do defeito, com o objetivo de identificar o desvio;
- Realização de experimentos exploratórios, visando à identificação das variáveis mais importantes para a ocorrência do defeito.

4.2.1 Descrição do Defeito

Na produção de camisas de moenda elaborada em ferro fundido cinzento, observou-se o aparecimento de uma anomalia no massalote destas peças, a expansão do metal nessa região, conforme figura 60. Nestas peças com estas anomalias, verificou-se que depois de realizado o corte do massalote, verifica-se a presença de rechupes secundários, conforme figura 61.

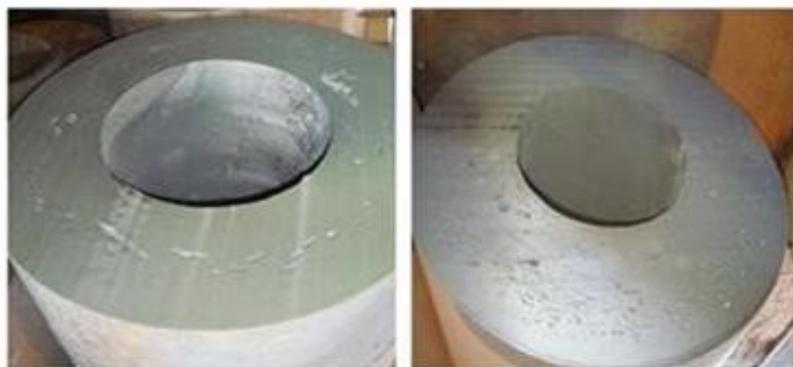
Este tipo de defeito gera o refugo da peça, conforme Tabela 8 na seção 3, o que representa um elevado custo para produção, além de afetar a satisfação do cliente pelo aumento do prazo de entrega do produto, dessa forma, se faz necessário a eliminação deste desvio nas peças.

Figura 60 - Camisas de moenda mostrando massalote sem desvio (1ª a esquerda) e massalote expandido (2ª e 3ª imagens).



Fonte: O autor (2022).

Figura 61 - Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário.



Fonte: O autor (2022).

4.2.2 Caracterização do Desvio

Foram coletadas amostras na parte superior da camisa de moenda, na região com rechupes secundários, em duas camisas de moendas que apresentaram rechupe na parte superior de fundição após o corte do massalote, nas camisas nº 271 e a nº295, conforme figuras 62 a 68. As amostras foram retiradas sem qualquer tipo de alteração no processo de elaboração do metal líquido, ou antes, de qualquer realização de experimentos, seguindo o processo padrão.

Todas as análises foram realizadas em parceria com o IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas), decorrente de uma consultoria prestada a empresa siderúrgica. Os resultados das análises são verificados nas figuras 62 a 68, conforme relatório de análise realizado pelo IPT (FUOCO, 2019). As análises foram realizadas num Microscópio Óptico de Bancada, marca Zeiss, modelo Neophot 32, acoplado a um sistema de aquisição de imagem marca Leco, com aumento de: 25, 40, 100, 200 e 500.

A análise da morfologia das porosidades é fundamental para a determinação do mecanismo de formação dos vazios, pois porosidades com aspecto irregular e em forma de dendritas estão associadas a problemas de alimentação (rechupe).

Verificou-se, nas figuras 62 a 68, presença de porosidades com formato irregular (interdendrítico), o que é evidência suficiente para determinar a causa das porosidades como sendo de rechupe. A microestrutura da camisa apresenta a grafita de superresfriamento do tipo D como predominante;

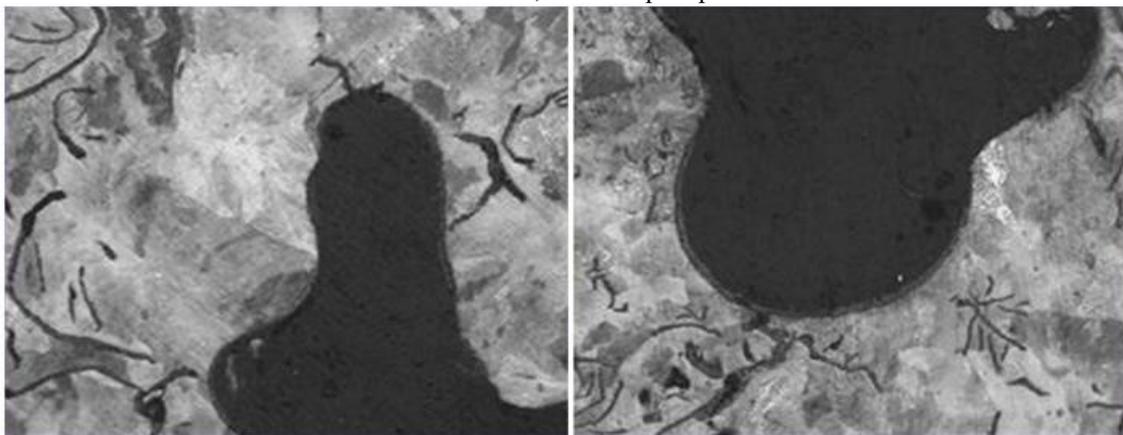
De acordo com a análise das amostras da camisa N° 271 (Figuras 63 e 64): a porosidade presente tem aspecto irregular (rechupe), a microestrutura mostra ferro fundido cinzento com matriz (97% da constituição) à base de perlita e ferrita (3% da constituição) com classificação VII, tipo A e tamanho 4 - norma ASTM A-247-10. Esta microestrutura apresenta, além da porosidade com maior dimensão, pequenas porosidades distribuídas na matriz.

Figura 62 - Micrografia da camisa nº271 mostrando porosidade com aspecto irregular (rechupe), com aumento de 25x, microscopia óptica.



Fonte: Fuoco (2009).

Figura 63 - Micrografia da camisa nº271 mostrando porosidade com aspecto irregular (rechupe), com aumento de 100x, microscopia óptica.



Fonte: Fuoco (2009).

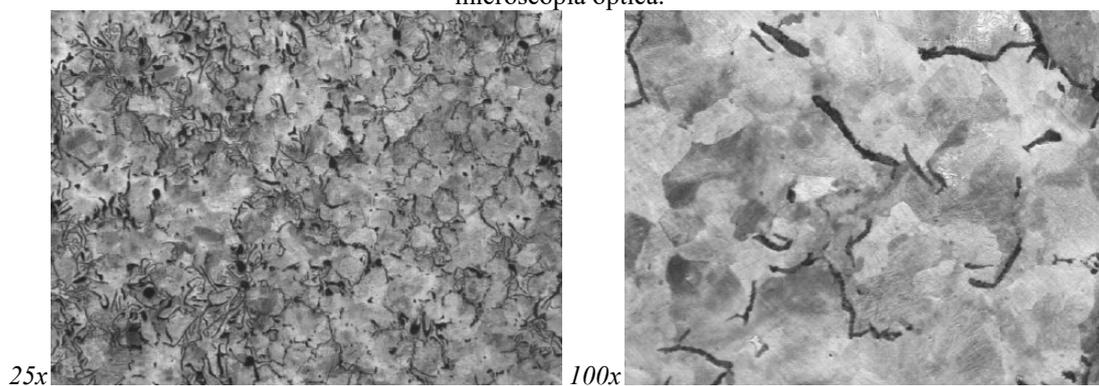
Nas Figuras 64 e 65 (análise das amostras da camisa N° 271), observa-se também a microestrutura do ferro fundido cinzento: matriz com 97% de perlita e 3% de ferrita com classificação VII, tipo D e tamanho 4 - norma ASTM A-247-10. Pequenas porosidades estão distribuídas na matriz.

Na Figura 66 (análise das amostras da camisa N° 271) é vista a microestrutura do ferro fundido cinzento com matriz tendo 73% de perlita e 27% de ferrita com classificação VII, tipo A e tamanho 4 – 5: norma ASTM A-247-10. Presença de rechupe acentuado.

Na Figura 67 (análise das amostras da camisa N° 271) também é vista a microestrutura de ferro fundido cinzento com matriz apresentando 97% de perlita e 3% de ferrita com classificação VII, tipo D, e tamanho 4 – 5: norma ASTM A-247-10. Presença de pequenas porosidades distribuídas na matriz.

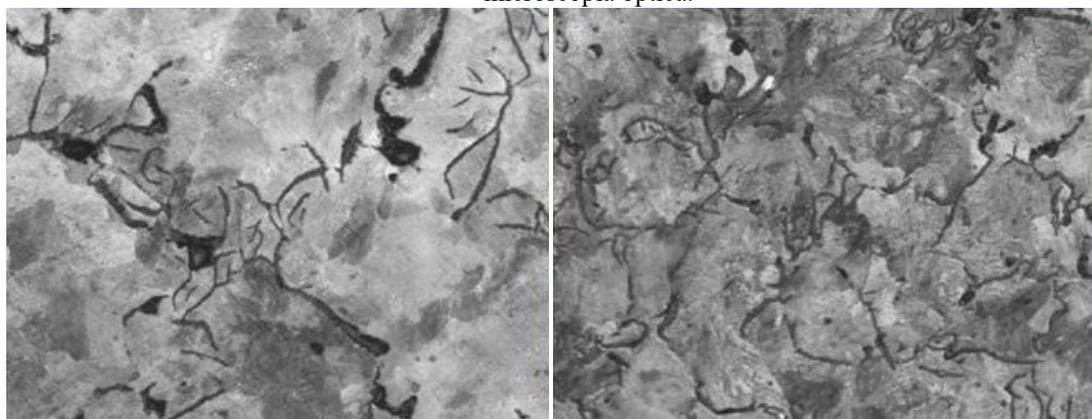
A Figura 68 (análise das amostras da camisa N° 271) mostra a microestrutura de ferro fundido cinzento com matriz exibindo 97% de perlita e 3% de ferrita com classificação VII, tipo D e tamanho 4 - norma ASTM A-247-10. Presença de pequenos poros.

Figura 64 - Micrografia da camisa nº271 mostrando grafita predominantemente D, com aumento de 25x e 100x, microscopia óptica.



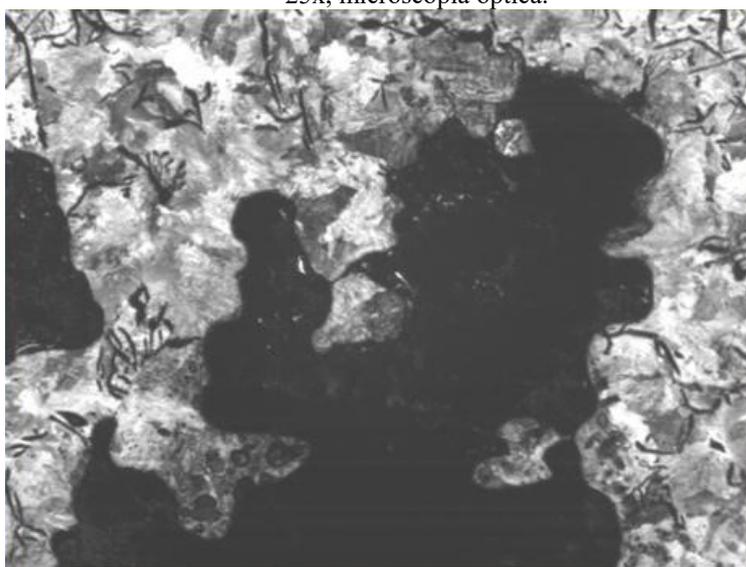
Fonte: Fuoco (2009).

Figura 65 - Micrografia da camisa nº271 mostrando grafita predominantemente D, com aumento de 100x, microscopia óptica.



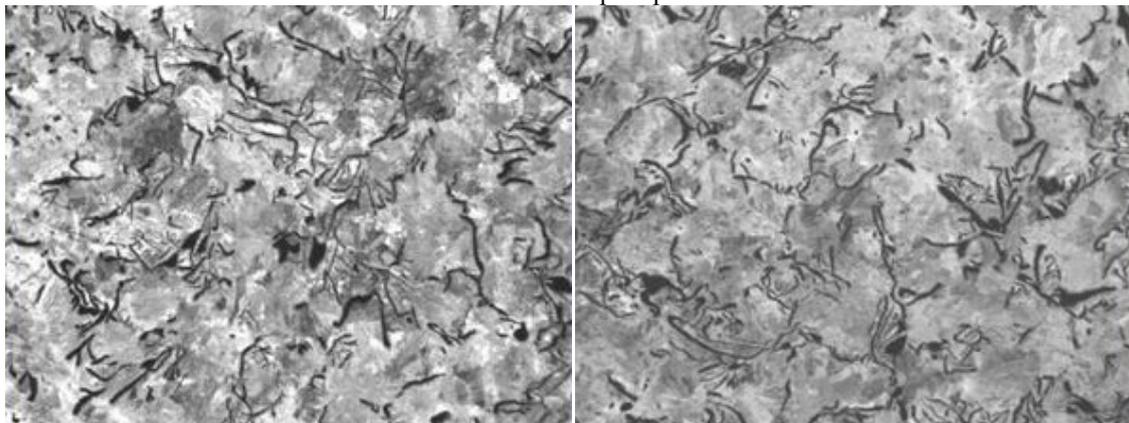
Fonte: Fuoco (2009).

Figura 66 - Micrografia da camisa nº295 mostrando porosidade com aspecto irregular(rechupe) com aumento de 25x, microscopia óptica.



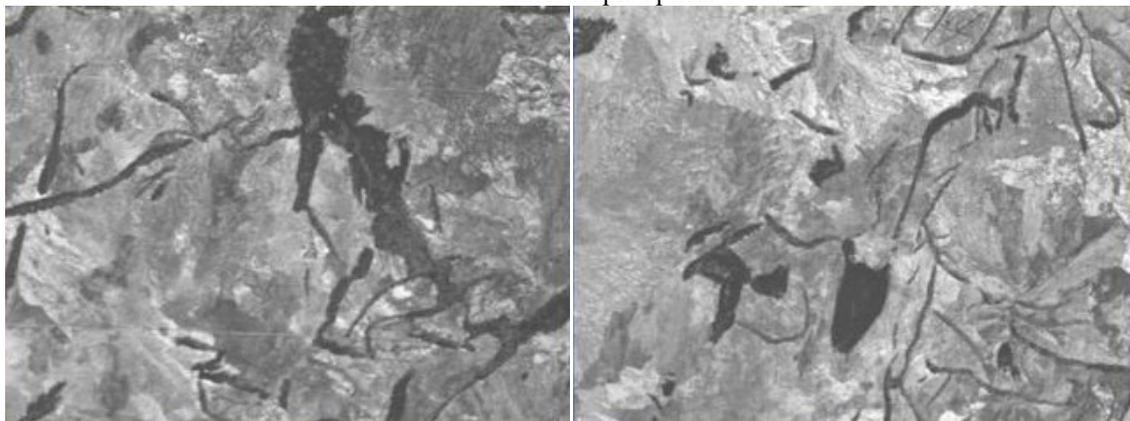
Fonte: Fuoco (2009).

Figura 67 - Micrografia da camisa nº295 mostrando grafita predominantemente tipo D com aumento de 25x, microscopia óptica.



Fonte: Fuoco (2009).

Figura 68 - Micrografia da camisa nº295 mostrando grafita predominantemente do tipo D com aumento de 100x, microscopia óptica.



Fonte: Fuoco (2009).

Vale destacar também que os ferros fundidos com carbonos equivalentes (C_{eq}) superiores a 3,9% apresentam capacidade de auto-alimentação, ou seja, a expansão da grafita durante a solidificação poderia compensar as contrações de solidificação. Mas, nestas camisas as composições químicas proporcionam “ C_{eq} ” pouco inferiores a estes valores, obrigando o uso de massalotes superiores;

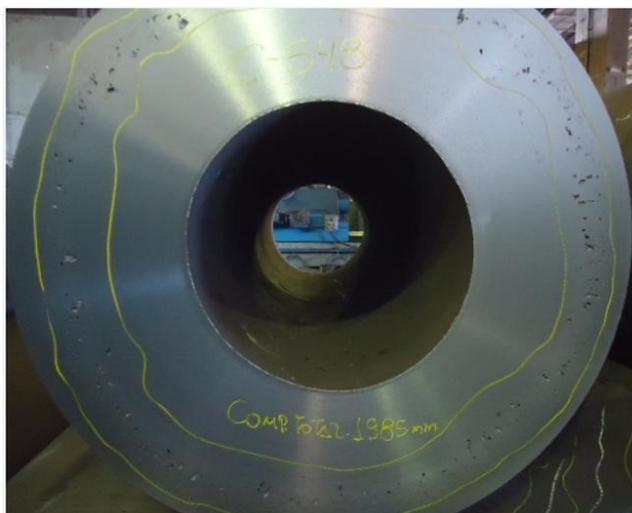
Assim, os massalotes superiores são utilizados para suprir parte da contração líquida inicial, enquanto que as demais contrações de solidificação são auto-alimentadas pela expansão da grafita. Se houver variações na forma de grafitização do material, podem ocorrer porosidades de rechupe. Assim, ferros fundidos com grafitas de alto super-resfriamento (como as do tipo D) não apresentam a mesma capacidade de auto alimentação do que grafitas do tipo A, pois as grafitas do tipo D se formam em temperaturas mais baixas.

Desta forma, foram feitas alterações no processo de produção, conforme a tabela 13, visando à obtenção de ferros fundidos com grafita do tipo A e tentando controlar a expansão e

a solidificação na região do massalote. No entanto, não foi realizada caracterização com micrografias por si tratar do mesmo tipo de desvio.

Nos experimentos A e B foram realizadas alterações na inoculação, tomando-se como referência o processo padrão descrito na Tabela 13, mantendo a adição de pó exotérmico para que o massalote tenha metal líquido por maior tempo e alimente a peça, e projetando massalotagem de 9%, Mas as peças apresentaram presença de rechupe após o corte do massalote, conforme figuras 69 e 70.

Figura 69 - Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário.



Fonte: O autor (2022).

Figura 70 - Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe primário.



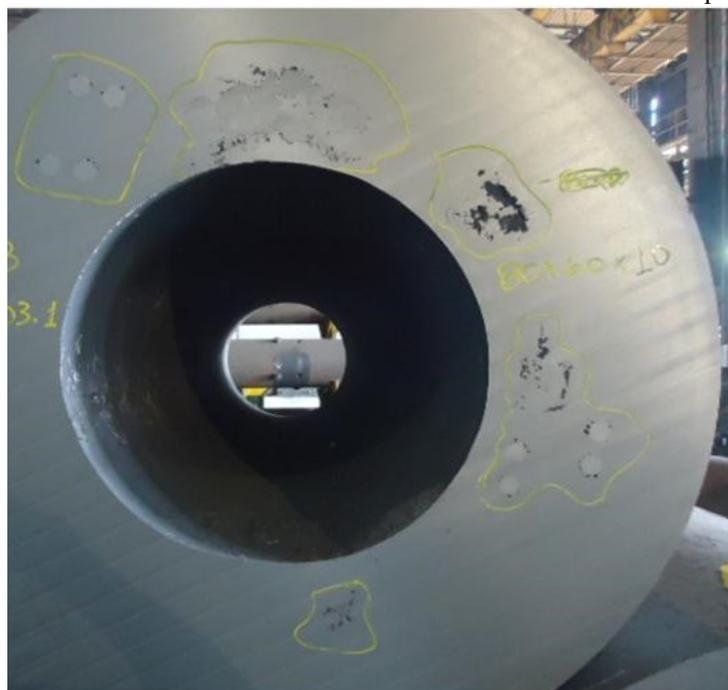
Fonte: O autor (2022).

O resultado indicativo do processo padrão foi: Tipo de Grafita: “A” predominante com “E”; resistência: 28,9kgf/mm²; dureza: 205HBN; o resultado indicativo do experimento A foi: Tipo de Grafita: “A” predominante com “E”; resistência: 29kgf/mm²; dureza: 210HBN; o

resultado indicativo do experimento B foi: Tipo de Grafita: “A” predominante com “E”; resistência: 27,2kgf/mm²; dureza: 206HBN.

No experimento C foi realizada alteração na pós-inoculação e aumento da massalotagem de 9% para 11%, para melhorar a alimentação da peça, mantendo toda contração na região de massalote, e foi verificada uma melhora nas camisas com peso inferior a 22 toneladas, a presença de rechupe após o corte do massalote foi eliminada, mas camisas com peso superior apresentaram defeito conforme figura 71. O resultado indicativo do experimento C foi: Tipo de Grafita: “A” predominante com “E”; resistência: 30,6kgf/mm²; dureza: 205HBN.

Figura 71 - Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário.



Fonte: O autor (2022).

No experimento D foi realizada a inoculação e pós-inoculação com o mesmo aumento de massalotagem de 9% para 11%, para melhorar a alimentação da peça, mantendo toda contração na região de massalote, e foi verificada uma melhora com respeito a rechupe secundário após o corte do massalote em todas as camisas, mas apresentando um rechupe primário acentuado a ponto deste entrar na peça, conforme figura 72. O resultado indicativo do experimento D foi: Tipo de Grafita: “A” predominante com “E”; resistência: 30,3kgf/mm²; dureza: 203HBN.

Figura 72 - Camisas de moenda com o massalote cortado e mostrando rechupe secundário.

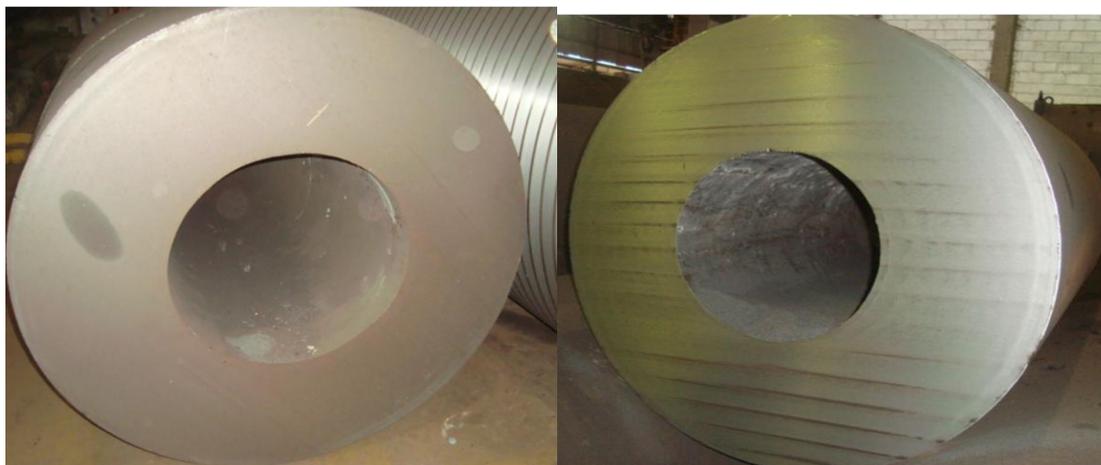


Fonte: O autor (2022).

No experimento E foi realizado a inoculação e pós inoculação com o mesmo aumento de massalotagem de 9% para 11%, para melhorar a alimentação da peça, mantendo toda contração na região de massalote, e o repanelamento para inoculação utilizando panela chaleira com acionamento manual realizado pelo operador, mostrando um maior controle no volume do jato de metal e da adição de inoculante neste jato. O resultado indicativo do experimento E foi: Tipo de Grafita: “A” predominante com “E”; resistência: 31,2kgf/mm²; dureza: 205HBN;

Dessa forma, com o experimento E as peças não apresentaram rechupes secundário, a variação volumétrica e o rechupes foram controlados, conforme resumo dos experimentos apresentados na tabela 13, e na figura 73, figura 74, figura 75 e figura 76.

Figura 73 - Camisas de moenda (corrida nº 327 e nº343) com o massalote cortado e mostrando ausência rechupe secundário.



Fonte: O autor (2022).

Figura 74 - Camisas de moenda (corrida nº 351 e nº360) com o massalote cortado e mostrando ausência rechupe secundário.



Fonte: O Autor (2022).

Figura 75 - Camisas de moenda (corrida nº 350 e nº374) mostrando massalote sem expansão.



Fonte: O autor (2022).

Figura 76 - Camisas de moenda (corrida nº 380 e nº381) mostrando massalote sem expansão.



Fonte: O autor (2022).

A Tabela 13 reúne todas as informações dos experimentos do presente estudo, além de resumir e destacar os principais resultados obtidos em cada um deles

Tabela 13 - Resultado dos experimentos realizados.

Experimento	Inoculante	Pós Inoculante	Pó exotérmico	Massalote	Panela Chaleira	Resultado
Padrão	0,6% de IMB75%	0,06% FeSi 75% em pó	Sim	9%	Acionamento mecânico com ponte	Presença intermitente de rechupe
A	0,6% de FeSi 75%	0,06% FeSi 75% em pó	Sim	9%	Acionamento mecânico com ponte	Presença intermitente de rechupe
B	0,5% de IMB75%	Não	Sim	9%	Acionamento mecânico com ponte	Presença intermitente de rechupe
C	0,6% de IMB75%	Não	Sim	11%	Acionamento mecânico com ponte	Presença intermitente de rechupe nas camisas maior de 22 toneladas;
D	0,6% de IMB75%	0,06% FeSi 75% em pó	Não	11%	Acionamento mecânico com ponte	Presença intermitente de rechupe primário
E	0,6% de IMB75%	0,06% FeSi 75% em pó	Não	11%	Manual ¹	Sem anomalias

Fonte: O autor (2022).

A eliminação da presença de rechupe primário na peça foi obtida pelo aumento da massalotagem, mas a alimentação dos rechupes secundários não puderam ser obtidas por massalotes, pois se trata de peças de metal líquido não conectados (FUOCO, 1995).

Esta formação ocorre pela redução das pressões destas peças de líquido isoladas; para evitar sua ocorrência, utiliza-se o aumento de pressão que ocorre na etapa anterior de solidificação, durante a expansão da grafita, ou seja, o excesso de pressão incidente sob o líquido remanescente evita que a redução de pressão de contração secundária chegue a formar o rechupe secundário. Isto foi conseguido com o melhor controle da inoculação.

A formação de rechupes também foi controlada com a melhoria do processo de inoculação, o controle manual da chaleira, pois a inoculação aumenta o número de núcleos, diminuindo sensivelmente o super-resfriamento e alterando cinética de crescimento das fases,

consequentemente, aumento de células eutéicas, promovendo uma solidificação mais pastosa e uma camada sólida e mais fina formada junto às paredes do molde.

O aumento do número de células eutéicas, aumenta a área de superfície das células, gerando canais intercelulares mais finos e intrincados, dificultando a movimentação do líquido residual para os massalotes, aumentando a pressão interna e gerando maior pressão contra as paredes do molde, aumentando a tendência na formação de rechupes secundário.

A quantidade de poças de líquido entre as células e a dificuldade de alimentação destas poças é aumentada decorrente deste mesmo efeito, devido aos pontos de passagem para o metal líquido estarem interrompidos, portanto, ferros fundidos altamente inoculados apresentam maiores tendências à rechupes secundários. Tanto a falta como o excesso de inoculação aumenta a tendência à formação de rechupes secundários. A falta de inoculação favorece a formação de cementita, a qual aumenta a contração secundária. O excesso, por outro lado, causa uma solidificação muito pastosa.

A prática de alimentação mais utilizada em ferros fundido cinzento é a alimentação da contração primária através de massalotes e compensação da contração secundária através da expansão da grafita. Neste tipo de alimentação, o pescoço deve se solidificar no princípio a expansão gráfitica, mas as camisas de moendas não utilizam pescoço no massalote.

Como a regra de solidificação do pescoço depende do grau de nucleação da liga, e se o grau de nucleação for alto a expansão ocorrerá mais cedo. Nas camisas de moendas, que não utiliza o conceito de pescoço, o uso de pó exotérmico para manter a região de massalote aquecida, estava deixando o metal proveniente da expansão da grafita sair pelo massalote, já que não existia pescoço no massalote. Desta forma retirou-se o uso de pó exotérmico para reduzir o tempo de solidificação do massalote e manter a expansão da grafita alimentando a peça.

4.2.3 Experimentos Exploratórios

O processo de inoculação e a formação do rechupe são função: da composição química do material, da temperatura de superaquecimento do metal, da oxidação do banho, do tempo de fading, da quantidade de inoculante, do tipo de inoculante, do processo de inoculação, da expansão da grafita e do dimensionamento do massalote. Baseados nestas variáveis foram definidas alterações em algumas destas variáveis para eliminar o desvio.

Foi definido realizar experimentos no processo produtivo, com a finalidade de melhorar o processo de inoculação de forma que o desvio seja controlado; dessa forma foram alteradas algumas variáveis e verificado o modo de falha apresentado.

Assim as variáveis alteradas foram: quantidade e tipo de inoculante e pós inoculante, bem como o uso de pó exotérmico e/ou isolante térmico utilizado após fundição da peça.

Os inoculantes utilizados foram:

- a) IMB75% (Ca-1% a 2%; Al – máximo de 3%; Ba - máximo 2%);
- b) FeSi75%

O inoculante IMB75% foi adicionado no jato de transferência da panela chaleira para panela de válvula. A panela utilizada para vazamento apresentava capacidade de 20 toneladas.

O pó inoculante utilizado foi o FeSi75% com granulometria de 0 a 2mm.

Empregou-se palha de arroz calcinada disponível no mercado.

O pó exotérmico utilizado foi o FERRUX 707E, contendo óxido de ferro e óxido de alumínio que, reagindo entre si em elevadas temperaturas, promovem a liberação de grande quantidade de calor (FUOCO, 2014).

Abaixo são descritos todos os experimentos exploratórios realizados no processo produtivo, ressaltando-se que cada experimento foi repetido em média 10 vezes e que todas as análises foram realizadas em parceria com o IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas), através de uma consultoria prestada.

- **Processo padrão** (utilizado como referência): Uso de 0,6% de inoculante IMB75% no processo de inoculação. No estágio de pós-inoculação houve adição de 0,06% de FeSi75% em pó na fundição da coquilha, finalizando com adição de pó exotérmico FERRUX 707E.
- **Experimento A:** Ação: Substituir o inoculante IMB75% pelo FeSi75%. No estágio de pós-inoculação houve adição de 0,06% de FeSi75% em pó na fundição da coquilha, finalizando com adição de pó exotérmico FERRUX 707E. Objetivo: Avaliar a influência do tipo de inoculante.
- **Experimento B:** Ação: Utilizar 0,5% de inoculante IMB75%. Não houve adição de pós-inoculante FeSi75% em pó. Objetivo: Diminuir o efeito do excesso de grafitização.
- **Experimento C:** Ação: Manteve-se a formulação original (0,6% de inoculante IMB75%), substituindo o pó exotérmico FERRUX 707E pela palha de arroz (para compensar o efeito do excesso de expansão da grafita, uma vez que estamos num sistema de coquilha sem massalote estrangulado) e aumentado a massalotagem de 9%

para 11%; Objetivo: A utilização da palha de arroz foi para diminuir o efeito exotérmico no massalote para compensar um possível excesso de expansão; A massalotagem foi aumentada para evitar que o rechupe secundário atingisse a peça;

- **Experimento D:** Ação: Foi mantida receita padrão (0,6% de inoculante IMB75%, pós-inoculação) e foi retirado o pó exotérmico e palha de arroz calcinada; Objetivo: Conter a expansão no massalote das camisas maiores de 22 toneladas;
- **Experimento E:** Ação: confecção ou reforma para utilização de panela chaleira com mecanismo manual; Objetivo: Conter a expansão no massalote das camisas maiores de 22 toneladas. O tratamento de homogeneização do banho foi realizado na panela tipo chaleira por tempo máximo de 15 minutos com a temperatura do metal de 1360°C, e as peças foram fundidas a temperatura de 1320°C a 1340°C. Para a elaboração do metal líquido foram utilizados os seguintes fornos: SSKD 300 de 20 toneladas e SSKD 240 de 5 toneladas.

A Tabela 14 resume as condições de análise dos experimentos deste trabalho, destacando-se que o experimento A foi realizado para fins comparativos, pois é o processo padrão.

Tabela 14 - Resumo dos experimentos realizados.

Experimento	Inoculante	Pós Inoculante	Pó exotérmico	Massalote	Panela Chaleira
Processo Padrão	0,6% de IMB75%	0,06% FeSi 75% em pó	Sim	9%	Acionamento mecânico com ponte
A	0,6% de FeSi 75%	0,06% FeSi 75% em pó	Sim	9%	Acionamento mecânico com ponte
B	0,5% de IMB75%	Não	Sim	9%	Acionamento mecânico com ponte
C	0,6% de IMB75%	Não	Sim	11%	Acionamento mecânico com ponte
D	0,6% de IMB75%	0,06% FeSi 75% em pó	Não	11%	Acionamento mecânico com ponte
E	0,6% de IMB75%	0,06% FeSi 75% em pó	Não	11%	Manual

Fonte: O autor (2022).

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES

Com este trabalho foi possível:

- Verificar a formação de carbonetos e possíveis ações para mitigar os efeitos desta estrutura nos ferros fundidos cinzentos com %Cr de 0,30 a 0,75%;
- Avaliar o efeito das variáveis do processo para mitigar o efeito nocivo das contaminações de cromo, titânio e alumínio;
- Eliminar a presença de rechupes secundário após corte dos massalotes nas camisas de moenda;
- Eliminar presença de expansão do massalote devido à expansão da grafita;
- Conhecer e avaliar o efeito das variáveis do processo de inoculação na solidificação e na tendência à formação de rechupes em ferros fundidos cinzentos;
- Verificar os mecanismos de formação de rechupes e variações volumétricas do ferro cinzento, bem como as variáveis mais influentes na formação de rechupes na região de massalote.
- Entender que porosidades com aspecto irregular e em forma de dendritas sempre estão associadas a problemas de alimentação (rechupe).
- Entender que ferros fundidos cinzentos com grafitas de super-resfriamento, como as do tipo D, não apresentam a mesma capacidade de auto-alimentação do que grafitas do tipo A, por se formarem em temperaturas mais baixas. Logo, é muito importante evitar variações na forma de grafitização do material, pois podem provocar porosidades de rechupe.
- Entender que nos projetos de alimentação de camisas de moendas, que não utiliza o conceito de pescoço, o uso de pó exotérmico para manter a região de massalote aquecida é inapropriado, pois permite que o metal proveniente da expansão da grafita saia pelo massalote.

Os resultados deste estudo abriram uma frente para novos trabalhos interessantes, tais como:

- Avaliar a influência de outros inoculantes na tendência à formação de rechupes;

- Definir as estatisticamente variáveis mais influentes nas propriedades mecânicas das camisas de moendas produzidas em ferro fundido cinzento;
- Proposição de modelo matemático preditivo de propriedade mecânica, para minimizar a ocorrência de camisas de moenda reprovadas.

REFERÊNCIAS

- ALBERTINI, A. J. **Influência da inoculação na obtenção do ferro fundido cinzento**. Osasco, SP. Faculdade de Tecnologia SENAI “Nadir Dias de Figueiredo”, 2012.
- ALDERSON, A. The Influence of Manganese and Sulphur on the Structure and Mechanical Properties of Gray Cast Iron. *The British Foundryman*, p. 335-341, 1985.
- ANGELO JUNIOR, E. C. Caracterização de Ferro Fundido Nodular obtido por Fundição Contínua. Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, PUC-PR, 2003.
- ANKAMMA, A.; Effect of Trace Elements (Boron and Lead) on the Properties of Grey Cast Iron, *J. Inst. Eng. (India)*, 2014, 95(1), p 19–26.
- ÁLVAREZ, L.; Luis, C.J.; Puertas, I.; Analysis of the influence of chemical composition, on the mechanical and metallurgical properties of engine cylinder blocks in grey cast iron. *Journal of Materials Processing Technology* 153–154 (2004) 1039–1044.
- BARTOCHA, D., Janerka, K.; Suchon, J.; *Mater. Process. Technol.* 162–163 (2005) 465–470.
- BATES C.E. Alloy element effects on Gray iron properties. *AFS Transactions*, v,92, p.923-945, 1984.
- BATES C.E. Alloy element effects on Gray iron properties. Part LL. *AFS Transactions*, v,44, p.889-912, 1986.
- BRANCO, C. H. C.; JACOB, F. R. F.; Fabricação de ferros fundidos em fornos de indução, obtenção da composição química e seu uso na avaliação da qualidade, Trabalho apresentado no V Seminário Anual de Fornos Elétricos, COFOR / ABM, São Paulo 10-1984.
- BREHM, Feliciane Andrade. Produção de padrões para análise espectrométrica por emissão óptica de uma liga de aço AISI/SAE 1020. Porto Alegre. 1999. PPGEM – UFRS.
- BRITISH CAST IRON RESEARCH ASSOCIATION – Metallurgy and Production of Grey and Ductile Irons, Ed. BCIRA, 1984, Alvechurch, Birmingham.
- CABEZAS, C.S., et AL. **Os diagramas de fase estável e metaestável do sistema Fe-C-X (X=Cr, Si) e a solidificação dos ferros fundidos**. In 14 CBECiMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. 2000. São Pedro, SP.
- CALLISTER, W. D. Jr; Rethwisch, D. G.; **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. 8ª. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CARDOSO JR., J., 2000, **Geração e apropriação de valor adicionado na economia brasileira: um estudo da dinâmica distributiva no período 1990/96**. Rio de Janeiro, IPEA.
- CENTRO DE TECNOLOGIA COPERSUCAR. III Seminário de tecnologia industrial. 1. Ed. 1987. 748. Seminário. Centro de Tecnologia Coopersucar, Piracicaba, 1987.

CHAKRABARTY, I., KUMAR, R.L., CHAKRABART, M. – Effects os Small Addition of Aluminium Inoculation of Grey Cast Iron – Cast Metals, 3, 1, 1990.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7ª Edição, ABM , 2008.

COLLINI, L., G. Nicoletto, R. Konecn; Materials Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. Science and Engineering A 488 (2008) 529–539

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4ª. ed. São Paulo: Blucher, 2008.

DAVIS, J.R., ASM Speciality Handbook: Cast Irons, American Society for Metals, Materials Park, 1996, p 40–44.

DIOSZEGI, A.; Elmquist, L.; Orlenius, J.; Dugic, I.; Defect Formation of Gray Iron Casting, Int. J. Metalcast., 2009, 3(4), p 49–58

DÖTSCH, E. Inductive melting and holding, fundamentals plants and furnaces process engineering. Vulkan-Verlag Germany ,2009.

DOUBLE D.; A. Hellawell, The Metallurgy of Cast iron, Georgi. Publishers Co., Switzerland, 1975.

ELSAWY, E.E.T., EL-Hebeary, M.R., and El Mahallawi, I.S.E.; Effect of manganese, silicon and chromium additions on microstructure and wear characteristics of grey cast iron for sugar industries applications. WEAR. 2017.

FERREIRA, J. M. G. C. Tecnologia da Fundição. 1ª Edição; Lisboa: Fundação Calouste Gubenkian, 1999.

FIGUEIRA, H. V. O.; ALMEIDA, S. L. M.; LUZ, A. B. **Cominuição**. in: luz, A. D. Tratamento de Minérios, Rio de Janeiro, Cetem/CNPq, 4ª edição p.113-194, 2004.

FUOCO, R. et al. **Rechupes devido à contração em ferros fundidos cinzentos**. In CONAF – 1995 – Congresso de Fundição. P.441-454, São Paulo: 1995.

FUOCO R. **Modo de solidificação e técnicas de alimentação de ferros fundidos cinzentos e nodulares**. Apresentação de curso de pós-graduação em Engenharia de fundição – Instituto de Pesquisas Tecnológicas. 2002.

FUOCO, R.; CORRÊA, E.R.; CAVALCANTI A.H. **Caracterização de porosidades em ferros fundidos cinzentos e nodulares**. In CONAF – 2007 – Congresso de Fundição. P.1-23, São Paulo: 2007.

FUOCO, R. **Relatórios de Análises de Camisas de Moenda**. Serviços de consultoria prestada - Instituto de Pesquisas Tecnológicas. 2019.

FUOCO, R. **Disciplina: Projeto de Fundição** (DCE 0010) – Curso de Especialização em Metalurgia da Fundição, Departamento de Engenharia de Materiais – UFRN, Recife, 2014.

GARCIA, A.; Spin, J. A.; Santos, C. A.; Ensaio dos Materiais. Editora LTC. Rio de Janeiro. 2000.

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. 1ª Ed. São Paulo. Bluncher, 2009.

GUNDLACH, R.; Meyer M.; Winardi L.; INFLUENCE OF Mn AND S ON THE PROPERTIES OF CAST IRON PART III - TESTING AND ANALYSIS. American Foundry Society Abstrac. International Journal of Metalcasting/Volume 9, Issue 2, 2015.

HERMANTH, J.; Rao, K.V.S.; Mater, J.; Eng. Perform. 8 (4) (1999) 417–423.

IOFFE A.; BUCHIn R.; MANAKIN A. Alloying Gray iron in the ladle. **Russian Casting Production**. p.32, 1972.

JANOWARK, J.F.; et AL. Technical advances in cast iron metallurgy. **International Cast Metals Journal**. V.06 n.04, p.847-863, 1981.

KARSAY, S.I. **Gating and risering gray and ductile Irons** – Part I. Foundry. P.41-43, agosto 1972.

KARSAY, S.I. **Ductile Iron Production**. 1976, Quebec: Quebec Iron ad Titanium Corporation, 230.

KONDIC, Voya. **Princípios metalúrgicos de fundição**. Ed. Polígono, São Paulo, 1973.

KOPYCINSKIA, D.; PIASNY, S.; Influence of Tungsten and Titanium on the Structure of Chromium Cast Iron; ARCHIVES of FOUNDRY ENGINEERING; 2012

YURY S. Lerner, **Inoculação em ferro fundido**. Univ. of Northern Iowa, Cedar Falls, Iowa.

Mikhail V. Riabov, Iroquois Foundry (Citation Corp.), Browntown, Wisconsin (Modern Casting Junho 1999).

LEAL, L. H. M. **Fundamentos de Microscopia**. Rio de Janeiro: Ed uerj, 2000. 128 p.

LEMER, Y.; Titanium in the Rapidly Cooled Hypereutectic Gray Iron, J. Mater. Eng. Perform., 2003, 12(2), p 141–146.

LEVITAN M.; ZAITSEVSKAYA T. Composition and properties of iron in quickly cooled castings, **Russian Casting Production**. p.253-255, 1972.

LIMA, Ana Claudia da Silva. **Inovação no setor de fundição: impacto ambiental e energético**/ Ana Claudia da Silva Lima. – Rio de Janeiro:UFRJ/COPPE, 2011.

MALEQUE, M.A., Sugrib, S., 2013. The tribological behaviour of Fe-C-Al cast iron – Effect of temperature. *Industrial Lubrication and Tribology* 65/5, 320–327.

MEDEIROS, Marcelo. **História da Fundição**. 1ª Edição, Editora Salus, 2009.

MERCHANT H.D.; WALLANCE J.F. Inoculation effect on risering of gray iron. AFS Transaction. V.68, p. 429-439, 1960.

MERCHANT, H.D.; et AL, Structure delineation of eutectic cells in cast iron. **AFS Transactions**. V.70,p.973-992, 1962.

MINKOTF, I.; The Physical Metallurgy of Cast Iron, John Wiley & Sons, London, 1983.

MODERN CASTING. Census of World Casting Production: Total Casting Tons Hits 112 Million. (A Modern Casting Magazine, Staff Report). Modern Casting. V.109, n.12, p 22-25, 2019.

MOUMENI, E.; Stefanescu, D.M.; Tiedje, N.S.; Aga, P.L.; Hattel, J.H.; Investigation on the Effect of Sulfur and Titanium on the Microstructure of Lamellar Graphite Iron, Metall. Mater. Trans. A, 2013, 44A, p 5134–5146

MUHMOND, H.M.; Fredriksson, H.; Relationship Between Inoculants and the Morphologies of MnS and Graphite in Gray Cast Iron, Metall. Mater. Trans. B, 2013, 44B, p 283–298.

MUZUMDAR, K. M.; WALLACE, J. F. Effect of Sulfur in Cast Iron. AFS Transactions, p.412- 423, 1973.

NANDORI G. apud. OLAH NETO A. **Estudo da Solidificação de Ferros Fundidos Através da Análise Dilatométrica**. 1985. 202f. Dissertação (Mestrado) Universidade Federal de São Carlos. São Paulo, 1985.

OLSEN, S. O. O. **Inoculation of gray and ductile iron a comparison of nucleation sites and some practical advises**. Elkem ASA, Foundry Products Division, Norway. 66th World Foundry Congress, 2004.

PADILHA, A. F.; Materiais de engenharia microestrutura e propriedades. Editora Hemus. Curitiba. 2000.

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

PRABHU, K.; LOPER, C. R. Influence of Manganese and Sulfur on the Strength, Hardness and Microstructure of Gray Cast Iron. AFS Transactions, p.287-296, 1988.

SENAI, Belo Horizonte. Ferros Fundidos Ligados: influência do silício, titânio, e elementos diversos. Conferência do 4º Encontro Nacional de Fundidores. Departamento Regional de Minas Gerais. Centro de Fundação de Itaúna, 1980.

SRINIVASAN, M. N.; KONDIC, V. Relating the Microstructure to the Mechanical Properties of a Flake Cast Iron. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland.

SKALAND, T. Nucleation mechanisms in ductile iron. Elkem ASA, Foundry Products, Kristiansand, Norway. AFS Cast Iron Inoculation Conference September, 29-30, Schaumburg, Illinois. American Foundry Society, 2005.

SOMMERFELD, A.; Tonn, B.; Nucleation of Graphite in Cast Iron Melts Depending on Manganese, Sulfur and Oxygen, *Int. J. Cast Met. Res.*, 2008, 21(1–4), p 23–26.

SHACKELFORD, J. F. *Introdução à ciência dos materiais para engenheiros*. Tradução Daniel Vieira; São Paulo: 6ª Edição, Pearson Prentice Hall, 2008.

SANTOS, A. B. S. & BRANCO, C. H. C. **Metalografia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo, IPT, 1977. 241p. (Publicação IPT N° 1100).

SANTOS, A. B. S. **Alguns efeitos da composição química em ferros fundidos nodulares**. 12º CONAF - Congresso de Fundição - 27 a 30 de setembro de 2005 - São Paulo – Brasil.

SANTOS, A. B. S. de; CASTELLO BRANCO, C. H. C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo, IPT, 1991. p.2-5.

SOARES, G.A., 2000, *Fundição: mercado, processos e metalurgia*. Rio de Janeiro, COPPE-UFRJ.

TAMMANN, G.; RONDEL G. Apud HEINE, R. W. **A model for specific volume and expansion and contraction behavior of solidifying and cooling ductile and gray iron**. *AFS Transaction*. V.81,p.395-402,1945.

VILELA, F. J. **Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição**. São Caetano do Sul, SP, CEUN-EEM, 2010.

XU, W.; Ferry, M.; Wang, Y.; *Mater. Sci. Eng. A* 390 (1–2) (2005) 326–333.