



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

MARCOS NATAN DA SILVA LIMA

**CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS COM ALTO
TEOR DE MANGANÊS (18-28% p) E CARBONO (1,1-1,7% p) PRODUZIDOS EM UM
FORNO DE INDUÇÃO NO LABORATÓRIO DE FUNDIÇÃO DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO CEARÁ**

Fortaleza

2016

MARCOS NATAN DA SILVA LIMA

CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS COM ALTO TEOR DE MANGANÊS (18-28%p) E CARBONO (1,1-1,7%p) PRODUZIDOS EM UM FORNO DE INDUÇÃO NO LABORATÓRIO DE FUNDIÇÃO DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr.-ING Jeferson Leandro Klug

Coorientador: Prof. Me. Waydson Martins Ferreira

FORTALEZA

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

L699c Lima, Marcos Natan da Silva.
Caracterização e propriedades mecânicas dos aços com alto teor de manganês (18-28%p) e carbono (1,1-1,7%p) produzidos em um forno de indução no laboratório de fundição da Universidade Federal do Ceará. / Marcos Natan da Silva Lima. – 2016.
87 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2016.

Orientação: Prof. Dr. Jeferson Leandro Klug.

Coorientação: Prof. Me. Waydson Martins Ferreira.

1. Aço alto manganês. 2. Aço alto carbono. 3. Austenita. 4. Dureza. 5. microestrutura. I. Título.

CDD 669

MARCOS NATAN DA SILVA LIMA

CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS COM ALTO TEOR DE MANGANÊS (18-28%p) E CARBONO (1,1-1,7%p) PRODUZIDOS EM UM FORNO DE INDUÇÃO NO LABORATÓRIO DE FUNDIÇÃO DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr.-ING Jeferson Leandro Klug (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Me. Waydson Martins Ferreira
Universidade Federal do Piauí (UFPI)

A Deus.

Aos meus pais, Aureliano e Dorismar.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo.

Aos meus pais Aureliano e Dorismar, pelo apoio em todos os momentos da minha vida, por estarem sempre me protegendo e me guiando. Sendo eles os grandes responsáveis por eu chegar até aqui.

Aos meus irmãos Michele e Marcos, que tanto me inspiram, me apoiaram por esse longo caminho da vida acadêmica e me mostraram que o estudo é capaz de modificar a visão de mundo.

A minha namorada Marina Soares, fiel companheira durante toda a minha vida acadêmica, e sempre com palavras de amor, carinho, esperança e apoio. Por ter me mostrado que eu poderia transpor os meus obstáculos. Pela força. Pela paciência.

Aos meus amigos do programa PACCE (Programa de aprendizagem cooperativa em células estudantis), programa este que tanto me cativou e me fez acreditar no meu curso de graduação, em especial aos amigos: Breno por ter me apresentado o programa, ao Professor Dr. Manoel Andrade, Professor Hermany Vieira, ao servidor administrativo Juan Bustamante. Aos colegas de bolsa: Arthur Alex, Bruno Jesus, Camila Targino, Deibyson Uchôa, Diogo, Eduardo Maia, Glaudebia Batista, Henrique Rios, Kleiber Mendes, Naiara Ismael, Rayane Martins.

Aos amigos em especial que compartilharam muitas horas de estudo, estresses, brincadeiras, dedicação e companheirismo: Ângelo Leão, Thiago de Freitas, Carlos Filippe, Darley Lima, Claudio Brasil, Emanuel Seixas, Héctor Picarte, Lincoln Guimarães, Lênin Fidelis, Lucas Uchôa, Marcelo Angelotto, Stefano Augusto, Raphael França, Thomaz Junior, Alberto Rocha, Emerson Edilson, Filipe Pires, Francisco Ribeiro, Pablo Leão, Ivon Lourenço.

Aos bolsistas e colegas do LACAM, em especial Ao Dr. Flávio Herculano e Ao bolsista Caio David. Aos que me ajudaram em algum momento durante esses vários meses de realização desse trabalho: Giovanni Gonçalves, Hana Livia, Igor Anjos, Mirela Castro, Thiago César, Whescley de Abreu.

Ao Bolsista Péricles Mendes do Laboratório de fundição LAF.

Ao Prof. Dr. Jeferson Leandro Klug, pela orientação, pelas oportunidades a mim acreditadas, pela disponibilidade dada a mim no Laboratório de Fundição (LAF).

Ao Prof. Me. Waydson, pela a atenção e companheirismo, que sempre me escutou e me atendeu nos momentos em que precisei e sempre foi um professor amigo durante toda a realização deste trabalho, pois sem ele este trabalho não existiria, com suas valorosas contribuições e esclarecimentos.

Ao Prof. Dr. Hamilton Gomes, que sempre mais que professor, disponibilizou sua atenção, ajuda, paciência, sempre que precisei. Pela disponibilidade do Laboratório de Caracterização dos Materiais LACAM. Pela disponibilidade pra participar da banca.

Aos professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFC, por cada ensinamento me dado ao longo desses anos.

“Nas grandes batalhas da vida, o primeiro passo para a vitória é o desejo de vencer.”

Mahatma Gandhi

RESUMO

Ligas com alto teor de Mn podem oferecer uma alternativa atraente, tendo suas aplicações nas indústrias de construção, mineração, exploração de pedreiras, perfuração de poços de petróleo. O manganês e carbono são os estabilizadores da austenita em aço austenítico, tais ligas possuem custos relativamente baixos de produção. Com mecanismos de tratamentos apropriados, ligas de alto teor de Mn são muito utilizadas por combinarem alta resistência com excelente ductilidade. O presente trabalho discute o desenvolvimento de um aço austenítico com alto teor de Mn e C através do processo de fundição. O estudo tem como objetivo avaliar as alterações provocadas pelo aumento do Mn e do C no aço fundido, alterando a sua microestrutura e propriedades mecânicas. Para tal foi realizado um comparativo entre três diferentes ligas variando composição química e tratamento térmico. As amostras em todas as condições passaram por uma preparação metalográfica. A análise química foi obtida através da técnica espectroscopia de emissão óptica (OES). Para quantificar os precipitados, foi realizada uma análise de microscopia ótica e em seguida de microscopia eletrônica de varredura utilizando o modo elétron secundário (SE). Através da utilização do microscópio eletrônico de varredura foram obtidas análises pontuais através da técnica de espectrometria de energia dispersiva (EDS-EDX). Também foram realizados ensaios de dureza e microdureza.

Palavras-chave: aço alto manganês, aço alto carbono, austenita, dureza, microestrutura, fundição.

ABSTRACT

Alloys with high Mn content can provide an attractive alternative, and its applications in construction, mining, quarrying, oil well drilling. The manganese and carbon are austenite stabilizer of austenitic steel, such alloys have relatively low production costs. With mechanisms appropriate treatments, high Mn content alloys are widely used for combine high strength with excellent ductility. This paper discusses the development of austenitic steel with high content of Mn and C through the casting process. The study aims to evaluate the changes caused by the increase in Mn and C in the molten steel by changing the microstructure and mechanical properties. For this it conducted a comparison between three different alloys varying chemical composition and heat treatment. The samples passed all the conditions by a metallographic preparation. The chemical analysis was obtained using the technique of optical emission spectroscopy (OES). To quantify the precipitates, an analysis of optical microscopy and then the scanning electron microscopy was performed using the secondary electron mode (SE). By using the scanning electron microscope specific analyzes were obtained through the technique of energy dispersive spectrometry (EDS-EDX). Also hardness and microhardness tests were performed.

Keywords: high manganese steel, high carbon steel, austenite, hardness, microstructure, casting.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 — Tipos de Moldes de areia verde. Item (a) molde aberto um contem a forma da peça desejada; e (b) molde fechado, no qual a geometria do molde é mais complexa e requer um sistema de alimentação (caminho) para que o metal preencha a cavidade.	24
Figura 2 — Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.	26
Figura 3 — Desenvolvimento dos grãos cristalinos no molde.	28
Figura 4 — Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.	29
Figura 5 — Etapas na sequencia de fundição em molde de areia.	29
Figura 6 — Correntes indutivas e agitação do banho.	30
Figura 7 — Metalografia das amostras em três composições solubilizadas durante 2 horas (a- XT 520; c - XT 710; e - XT 720) (Aumento 100x).	35
Figura 8 — Metalografia das amostras em três composições solubilizadas durante 4 horas (b- XT 520; d - XT 710; f - XT 720) (Aumento 100x).	35
Figura 9 — Metalografia do envelhecimento feiro durante 3 horas, posterior ao tratamento de solubilização por 2 horas. ("g" - XT 520, "i" - XT710 e "K" - XT 720)(Aumento de 200x)...	36
Figura 10 — Metalografia do envelhecimento feito durante 3 horas, posterior ao tratamento de solubilização por 4 horas. ("h" - XT 520, "j" - XT 710 e XT - 720)(Aumento de 200x). ...	37
Figura 11 — Resumo de propriedades mecânicas de alguns aços com alto teor de Mn.	38
Figura 12 — Taxas de corrosão em uma solução aquosa a 3,5 % NaCl.	39
Figura 13 — Fe-Mn diagrama de fases em Equilíbrio.	40
Figura 14 — Análise a altas temperaturas no sistema Fe-Mn-C com 20% de Mn.	41
Figura 15 — Diagrama de fases metaestável do sistema Fe-Mn-C, para ligas de Fe-Mn-C resfriadas até à temperatura ambiente, após aquecimento a 950 ° C.	42
Figura 16 — Moldes de areia utilizados no processo de fundição.	44
Figura 17 — Molde de areia para o processo de fundição pós-aperfeiçoamento.	44
Figura 18 — Forno de Indução do Laboratório de Fundição (LAF-UFC).	45
Figura 19 — Tarugo utilizado no processo de produção do Aço Alto Mn.	46
Figura 20 — Manganês Eletrolítico utilizado no processo de produção do Aço Alto Mn.	46
Figura 21 — Cadinho de Grafite utilizado no processo de fusão da carga metálica.	49
Figura 22 — Cadinho de Grafite pós-pintura com tinta com alto teor de alumina.	49
Figura 23 — Início da fusão da carga metálica.	50
Figura 24 — Momento exato da fusão parcial da carga metálica.	50
Figura 25 — Cadinho e tarugos atingindo temperaturas entre 1000-1500 °C.	51
Figura 26 — Carga metálica fundida.	51
Figura 27 — Retirada do cadinho de dentro do forno de indução.	52
Figura 28 — Vazamento do Aço Alto Mn para o molde de areia.	52
Figura 29 — Cadinho pós- vazamento da carga metálica para o molde.	53
Figura 30 — Amostras das Ligas 1 (a),2 (b) e 3 (c) fundidas.	53
Figura 31 — Amostras preparadas para a metalografia.	55
Figura 32 — Fluxograma das etapas realizadas neste trabalho.	57
Figura 33 — Simulação do diagrama de fração molar de fases para a Liga 1.	60
Figura 34 — Simulação do diagrama de fração molar de fases para a Liga 2.	61
Figura 35 — Simulação do diagrama de fração molar de fases para a Liga 3.	62
Figura 36 — Micrografia-Liga 1 fundida-Ataque: Metabissulfito de Sódio-Aumento 50x. ...	64
Figura 37 — Micrografia-Liga 3 fundida-Ataque: Metabissulfito de Sódio-Aumento 50x. ...	65
Figura 38 — Micrografia-Liga 2 fundida-Ataque: Metabissulfito de Sódio-Aumento 50x. ...	66
Figura 39 — Micrografias-Ligas 1(A), 2(B) e 3(C) fundidas-Ataque: Nital 2%-Aumento 50x.	67

Figura 40 — Micrografia MEV-Liga 1 fundida-Técnica EDS.....	68
Figura 41 — Micrografia MEV-Liga 1 fundida-Técnica EDS.....	69
Figura 42 — Micrografia MEV-Liga 2 fundida-Ataque: Nital 2%-Aumento 2000x(A). /Micrografia MEV-Liga 3 fundida-Ataque: Nital 2%-Aumento 2000x(B).	70
Figura 43 — Micrografia MEV-Liga 2 fundida-Técnica EDS.....	71
Figura 44 — Carbonetos nos contornos de grão em estruturas típicas de aço Mn fundido.	72
Figura 45 — Micrografia-Liga 1 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 200x/1000x.	73
Figura 46 — Micrografia MEV-Liga 1 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 2000x.	74
Figura 47 — Micrografia-Liga 2 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 100x/1000x.	74
Figura 48 — Micrografia MEV-Liga 2 solubilizada-Técnica EDS.....	76
Figura 49 — Micrografia-Liga 3 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 200x/1000x.	77
Figura 50 — Micrografia MEV-Liga 3 solubilizada-Técnica EDS.....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 — Principais Estatísticas de produção mineral no Brasil.	19
Tabela 2 — Produção de Fundidos no Brasil (t).....	21
Tabela 3 — Principais processos de moldagem.....	23
Tabela 4 — Contração em função do material.	25
Tabela 5 — Efeitos do Mn em aço Carbono.....	32
Tabela 6 — Algumas ligas Hadfield e suas composições.....	34
Tabela 7 — Ensaio de Dureza Brinell (* amostras solubilizadas em 2horas, ** amostras solubilizadas em 4 horas).....	36
Tabela 8 — Composição da areia utilizada no processo de fundição.....	43
Tabela 9 — Composição do aço carbono 1020 utilizado no trabalho.	47
Tabela 10 — Composição do Manganês Eletrolítico utilizado no trabalho.	47
Tabela 11 — Composição química almejada para a Liga 1.....	47
Tabela 12 — Composição química almejada para a Liga 2.	48
Tabela 13 — Composição química almejada para a Liga 3.	48
Tabela 14 — Análise Química das Ligas 1, 2 e 3.	58
Tabela 15 — Resultados da análise química pontual-Liga 1 fundida.....	68
Tabela 16 — Resultados da análise química pontual-Liga 1 fundida.....	69
Tabela 17 — Resultados da análise química pontual-Liga 2 fundida.....	71
Tabela 18 — Resultados da análise química pontual-Liga 2 solubilizada.	76
Tabela 19 — Resultados da análise química pontual-Liga 3 solubilizada.	78
Tabela 20 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 1 fundida.	79
Tabela 21 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 2 fundida.	79
Tabela 22 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 3 fundida.	79
Tabela 23 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 1 solubilizada.	80
Tabela 24 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 2 solubilizada.	81
Tabela 25 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 3 solubilizada.	81
Tabela 26 — Ensaio de Microdureza Vickers para a Liga 1 solubilizada.	82
Tabela 27 — Ensaio de Microdureza Vickers para a Liga 2 solubilizada.	83
Tabela 28 — Ensaio de Microdureza Vickers para a Liga 3 solubilizada.	84

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASME	American Society of Mechanical Engineers
ABIFA	Associação Brasileira de Fundição
(t)	Tonelada
DNPM	Departamento de produção Mineral
FOB	Free on Board
CFC	Cúbica de Face Centrada
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
HCP	Hexagonal Compacta
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura.
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
OES	Optical Emission Spectroscopy
IPDI	Instituto de Pesquisa Desenvolvimento e Inovação
LAF	Laboratório de Fundição da Universidade Federal do Ceará
LACAM	Laboratório de Caracterização dos Materiais
LEM	Laboratório de Ensaios Mecânicos
µm	Micrômetro
mN	Milnewtons
HV	Dureza Vickers
HB	Dureza Brinell
HRB	Dureza Rockwell-EscalaB
bal.	Balanceado

LISTA DE SÍMBOLOS

a.C.	Antes de Cristo
%	Porcentagem
γ	Gama
α	Alfa
US\$	Dólar
°C	Graus Celsius
\cong	Aproximado
Ni	Elemento químico Níquel
Mn	Elemento químico Manganês
Ti	Elemento químico Titânio
Cr	Elemento químico Cromo
Mo	Elemento químico Molibdênio
Si	Elemento químico Silício
S	Elemento químico Enxofre
O	Elemento químico Oxigênio
Nb	Elemento químico Nióbio
C	Elemento químico Carbono
N	Elemento químico Sódio
Cl	Elemento químico Cloro
P	Elemento químico Fósforo
+	Adição

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	18
2 OBJETIVOS.....	20
2.1 Objetivo Geral.....	20
2.2 Objetivos Específicos	20
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1 Fundição	21
3.1.1 Solidificação.....	25
3.1.2 Fornos para Fundição	30
3.2 Tratamento Térmico de Solubilização	31
3.3 Utilização do Mn no aço	31
3.4 Austenita (γ -CFC)	33
3.5 Aços com Alto teor de Manganês (Mn).....	33
3.6 Soldagem e Corrosão dos aços com alto teor de Mn	39
3.7 Diagramas de Fases do aço com alto teor de Mn.....	40
4 MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1 Areia e Molde	43
4.2 Forno e Carga Metálica.....	45
4.3 Análise Química	54
4.4 Simulação do Diagrama de Fração Molar de Fases	54
4.5 Tratamento Térmico	54
4.6 Preparação Metalográfica.....	55
4.7 Dureza	56
4.8 Microdureza	57
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	58
5.1 Resultados da Análise Química	58
5.2 Resultados da Simulação do Diagrama de Fração Molar de Fases	59
5.3 Análises Micrográficas dos aços fundidos com alto teor de Mn.....	64
5.4 Análises Micrográficas dos aços fundidos com alto teor de Mn solubilizado.....	72

5.5 Durezas das amostras dos aços fundidos com alto Mn.....	79
5.6 Durezas das amostras dos aços fundidos com alto teor de Mn solubilizado	80
5.7 Microdurezas das amostras dos aços fundidos com alto teor de Mn solubilizado ..	81
6 CONCLUSÃO	85
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	86
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	87

1 INTRODUÇÃO

Com o avanço da tecnologia e o passar dos anos temos cada vez mais presente em nossa vida, o aço. Esta liga metálica que está presente nos vários setores do país como industrial, transportes, eletrodomésticos e automobilísticos.

O aço formado essencialmente por ferro e carbono, com percentagens deste último variando entre 0,008 e 2,11% que se distingue do ferro fundido, que também é uma liga de ferro e carbono, mas com teor de carbono entre 2,11% e 6,67%. A fundição se destaca por permitir a produção de peças com grande variedade de formas e tamanhos; peças de extrema responsabilidade como as que se destinam à indústria aeronáutica e aeroespacial, até peças banais. A produção pode ser unitária ou seriada, voltada principalmente para as indústrias mecânica e automobilística. É lógico que toda essa variedade é obtida não com um único processo e sim se escolhendo, dentre os processos disponíveis, o que melhor se adapta às exigências do cliente e com o mínimo custo dentro do prazo estipulado.

Por causa de suas propriedades e do seu baixo custo o aço passou a representar cerca de 90% de todos os metais consumidos pela civilização industrial. Basicamente, o aço é uma liga de ferro e carbono, mas com a busca por novos materiais foi-se ajustando a composição do aço ao longo dos anos com outros elementos metálicos como Ni, Mn, Si que são comumente chamados de “Elementos de Liga”.

O original do aço austenítico manganês, contendo cerca de 1,2% C e 12% Mn, foi inventada por Sir Robert Hadfield, em 1882. Foi único na medida em que, combinando alta tenacidade, ductilidade com alta capacidade de endurecimento em trabalho e boa resistência ao desgaste. Consequentemente, ele rapidamente ganhou uma aceitação muito útil como material de engenharia. O aço Hadfield manganês austenítico são ainda amplamente utilizados, com pequenas modificações na composição e tratamento térmico, principalmente nas áreas de terraplenagem, minas e pedreiras, bem como perfuração de petróleo, siderurgia, dragagem. Também são utilizados em equipamentos de manuseio e processamento térreo de materiais (tais como britadores, moinhos de trituração, dragadores, escavadores baldes e dentes). Muitas variações do original aço austenítico manganês têm sido propostos nos últimos anos, muitas vezes não aproveitados, apenas algumas foram adotadas como melhorias significativas. Estes geralmente envolvem variações de carbono e de manganês, com ou sem outras ligas como, Níquel, Molibdênio, Silício.

Sendo assim, um estudo que possibilite agregar aos conhecimentos já descobertos até o presente, junto com novas informações, sobre a influência da composição química e

tratamento térmico deste material, no encruamento produzido pelos processos produtivos e aplicações industriais, será de extrema importância para os diversos ramos que se utilizam deste produto.

Na engenharia sempre devemos analisar a relação custo-benefício antes de qualquer projeto. Levando-se em consideração esse pensamento e o baixo custo empregado ao minério de Manganês que compõe o aço com alto teor de Mn como mostrado nas Tabelas 1, está ocorrendo uma nova área de pesquisa que tenta elevar o teor de Mn dos aços Hadfield, mas sem elevar o custo de produção do aço Manganês.

O presente trabalho traz justamente isso, uma pesquisa sobre algumas características e propriedades mecânicas dos aços com alto teor de Manganês e Carbono produzidos pelo processo de fundição.

Tabela 1 — Principais Estatísticas de produção mineral no Brasil.

Discriminação		Unidade	2011 ^(r)	2012 ^(r)	2013 ^(p)
Produção	Concentrado	10 ³ t	2.738	2.796	2.833
	Metal Contido (4)	10 ³ t	1.139	1.164	1.180
	Ferroligas à base de Mn	10 ³ t	296	307	311
Importação	Concentrado	10 ³ t	8	34	32
		(10 ³ US\$-FOB)	5.943	8.727	8.886
	Semimanufaturado	10 ³ t	90	70	61
		(10 ³ US\$-FOB)	144.341	107.414	84.108
Exportação	Concentrado	10 ³ t	2.091	1.558	1.835
		(10 ³ US\$-FOB)	306.859	201.424	262.532
	Semimanufaturados	10 ³ t	76	75	79
		(10 ³ US\$-FOB)	95.621	76.719	79.850
Consumo Aparente ⁽¹⁾	Concentrado	10 ³ t	655	1.272	1.030
Preços	Minério de Manganês ⁽²⁾	(US\$/t-FOB)	147,00	129,00	143,00
	Ferroligas à base de Mn ⁽³⁾	(US\$/t-FOB)	1.257,00	1.422,00	1.494,00

Fonte: DNPM (2014).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O presente trabalho teve como objetivo geral pesquisar e estudar as características do aço com alto teor de manganês fundido. Analisando as propriedades mecânicas e sua microestrutura, pois tais características o fazem um excelente aço para aplicações industriais, principalmente em relação ao custo-benefício de sua produção.

2.2 Objetivos Específicos

- Realizar a primeira fundição de aço em molde de areia verde com forno de indução a cadinho em laboratório na Universidade Federal do Ceará.
- Caracterizar e analisar a microestrutura do aço com alto teor de Manganês (Mn) em seu estado bruto de fusão, pós-tratamento térmico de solubilização.
- Realizar ensaios de dureza nas ligas produzidas em seu estado bruto de fusão e pós-tratamento térmico de solubilização, e realizar ensaio de microdureza nas ligas produzidas pós-tratamento térmico de solubilização.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Fundição

Ainda não se sabe exatamente quando foram obtidas as primeiras peças metálicas fundidas, mas os registros indicam que este fato ocorreu em um período compreendido entre 5000 e 3000 a.C., ou seja, em um período anterior a Idade do Bronze. As análises químicas dos objetos encontrados revelaram que foram produzidas a partir de cobre nativo. Assim progressivamente, a fundição passou a estar cada vez mais presente na história da evolução da humanidade, passando pelo surgimento do ferro fundido na China em 600 a.C. e posteriormente na Europa no século XV, embora a sua utilização como material estrutural só tenha ocorrido de forma extensiva apenas no século XVIII na Inglaterra. Em fornos rudimentares de pedras e cerâmicas, fundiam-se minérios de metais para confecção de armas e adornos (GARCIA, 2001). Hoje o Brasil conta com grande parque industrial que busca constante desenvolvimento frente à concorrência internacional, isto é constatado pela alta produção de fundidos no Brasil como mostra a Tabela 1.

Tabela 2 — Produção de Fundidos no Brasil (t).

PERÍODO METAL	OUT/15 (A)	SET/15 (B)	OUT/14 (C)	A/B %	A/C %	JAN-OUT/15 (D)	JAN-OUT/14 (E)	D/E %
1- FERRO TOTAL	154.096	144.843	201.693	6,4	(23,6)	1.656.060	1.945.947	(14,9)
2- AÇO TOTAL	22.573	22.353	22.799	1,0	(1,0)	216.694	225.162	(3,8)
3- NÃO FERROSOS	13.804	14.104	18.245	(2,1)	(24,3)	157.760	187.850	(16,0)
3.1 - COBRE	1.477	1.466	1.971	0,8	(25,1)	18.920	18.586	1,8
3.2 - ZINCO	102	71	120	43,7	(15,0)	1.081	1.427	(24,2)
3.3 - ALUMÍNIO	11.789	12.150	15.729	(3,0)	(25,0)	133.679	163.721	(18,3)
3.4 - MAGNÉSIO	436	417	425	4,6	2,6	4.080	4.116	(0,9)
4 - TOTAL GERAL	190.473	181.300	242.737	5,1	(21,5)	2.030.514	2.358.959	(13,9)
5- PRODUÇÃO POR DIA								
ton/dia	9.070	8.633	10.554	5,1	(14,1)	9.715	11.127	(12,7)

Fonte: ABIFA (2015).

A fundição se destaca dos outros métodos principais de processos de fabricação não só por ser um dos mais antigos, mas porque é um dos mais versáteis, principalmente quando se considera os diferentes formatos e tamanhos das peças que se pode produzir por esse processo. Pode ser considerado tanto um processo inicial, produzindo lingotes para laminação e forjamento, quanto intermediário, produzindo peças semiacabadas que sofrerão posterior usinagem (MORO; AURAS, 2007).

Fundição é o processo pelo qual o metal líquido flui através da força da gravidade, ou por ação de outra força aplicada propositalmente, num molde no qual irá solidificar com a forma da cavidade presente no interior deste molde. O termo fundido é aplicado ao componente ou peça obtido através desse processo (GROOVER, 2010).

O processo de fundição não se restringe apenas às ligas de aço, mas a vários tipos de ligas metálicas, desde que apresentem temperatura de fusão não muito elevada e fluidez adequada. Os mais utilizados são: aços, ferros fundidos, alumínio, cobre, zinco, magnésio e suas respectivas ligas. Os aços fundidos, por exemplo, podem apresentar elevadas tensões residuais, micro porosidades e variações de tamanho de grão. Tais fatores resultam em menor resistência e ductilidade, quando comparados aos aços obtidos por outros processos de fabricação, como, por exemplo, o processo de conformação a quente (MORO; AURAS, 2007).

Normalmente a fundição se estrutura em torno da moldação, pois é nesta seção que se define a quantidade de metal a fundir; machos a produzir, etc. Entretanto, quando a fundição está trabalhando bem abaixo da sua capacidade instalada o centro organizador da mesma se desloca da moldação para a seção de fusão. Esta atitude permite à economia de energia, através da concentração da fusão da carga metálica em determinados dias ou períodos da semana, minimizando assim o custo de energia das peças fundidas, além de também aumentar a vida útil dos refratários. Neste modelo de produção, a fabricação de moldes e machos é feita de forma a atender ao planejamento das seções de fusão e vazamento (SOARES, 2000).

Numa primeira abordagem pode-se afirmar que o modelo é fabricado em madeira e o molde e o macho em areia ou cerâmica. Dessa forma, a partir de um modelo podemos fabricar vários moldes, cada molde dando origem a uma peça fundida. Paralelamente à fabricação do molde, o metal é convenientemente fundido. Após vazamento e solidificação, a peça é retirada do molde, com forma próxima à final precisando apenas passar pelas etapas de acabamento: corte de canais, usinagem, tratamento térmico e soldagem (opcionais), controle de qualidade final e expedição (SOARES, 2000).

Os processos de fundição se subdividem em duas grandes categorias, de acordo com o tipo de molde empregado: fundição em moldes perecíveis e fundição em moldes permanentes. O molde perecível significa que após o metal líquido ser vazado este deve ser destruído após a solidificação do metal no interior do mesmo para que a peça possa ser removida. Esses moldes são fabricados com areia, gesso, ou materiais similares, cuja forma é mantida com o uso de aglomerantes de diversos tipos (GROOVER, 2010).

Fundição em areia é o mais importante exemplo que se pode afirmar de processo com molde perecível. Existem moldes permanentes que são utilizados diversas vezes no processo de fundição. Ele é feito de metal (ou, menos comum, de uma cerâmica refratária) que pode resistir a elevadas temperaturas. Neste tipo de molde, existem duas ou mais seções que podem ser abertas para permitir a remoção da peça acabada. Como o processo mais conhecido desse grupo podemos citar a fundição sob pressão (GROOVER, 2010). Existem vários processos de fundição utilizando molde de areia (aglomerada com cimento; com resinas de cura a frio; com resinas de cura a quente; com silicato de sódio, etc.), contudo o mais conhecido e empregado é a fundição em areia verde. É chamado de areia verde porque a mistura mantém sua umidade original (MORO; AURAS, 2007).

A composição do agregado granular refratário (molde) é feita por areia-base que pode ser sílica (SiO_2), cromita (óxido duplo de ferro e cromo), mais argila (como aglomerante) e água. Os moldes são preparados compactando a mistura de areia numa caixa sobre um modelo com formato da peça a ser fundidas. Preparado o molde, o metal é vazado e as peças são desmoldadas após a solidificação durante rápidos ciclos de produção. Após a utilização, praticamente toda a areia (98%) pode ser reutilizada (MORO; AURAS, 2007). Na Tabela 3 são apresentadas outras técnicas de moldagem utilizadas na fundição.

Tabela 3 — Principais processos de moldagem.

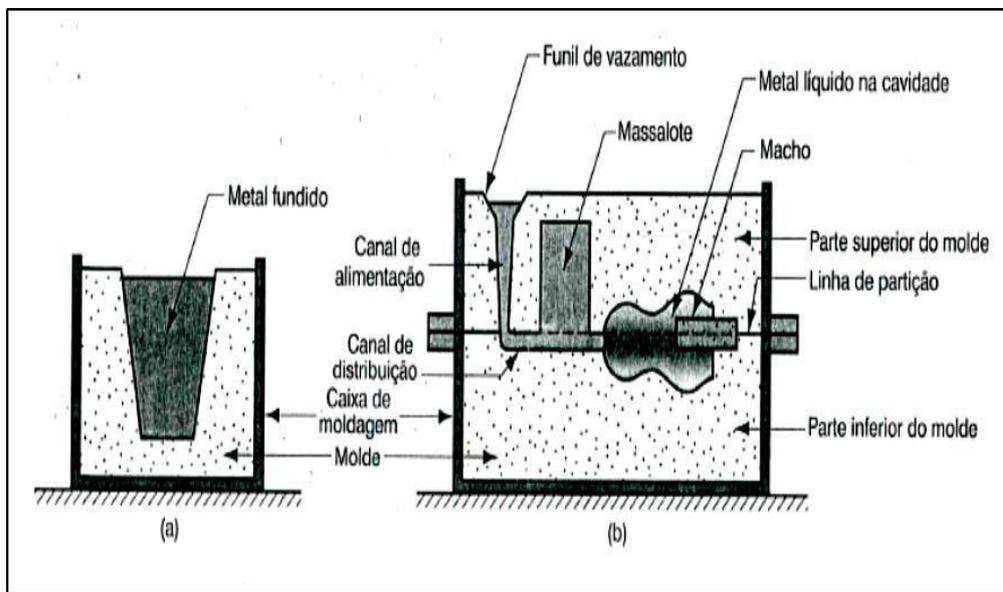
GRUPO	PROCESSO	MODELO	MOLDE	LIGAS
modelo e molde perecíveis	microfusão	cera ou plástico	pasta cerâmica	quaisquer
	molde cheio	poliestireno	areia fluida	quaisquer
modelo não-perecível; molde perecível	areia-verde silicato areia-resina shell	metálico (shell); madeira, epóxi ou metálico (para os demais)	areia + aglome- rantes + aditivos + água (opcional)	quaisquer
modelo não-perecível; molde semi-permanente	grafite gesso borracha	madeira ou epóxi	grafite gesso borracha	ligas não-ferrosas
molde permanente	molde permanente	dispensável	metal (coquilha)	quaisquer, menos aço
	centrifugação	não existe	metálico	quaisquer
	sob-pressão	dispensável	metal (matriz)	Zn, Al e Mg

Fonte: SOARES (2000).

O molde de areia é composto por duas partes, a superior e a inferior. Estas duas partes formam a caixa de moldagem, também bipartida. As duas metades do molde são separados pela linha de partição. As superfícies internas são obtidas através do uso do macho, que é o componente colocado dentro do molde para definir a geometria que está no interior da peça. Além do canal de alimentação existe o canal de distribuição no qual o metal é conduzido à cavidade principal (BEELEY, 1972).

Adicionalmente ao canal de distribuição, qualquer fundido que tenha contração significativa requer um massalote conectado à cavidade principal, é denominado massalote o reservatório de metal que serve como fonte de metal líquido para o fundido compensar a contração durante a solidificação, como pode ser observado na Figura 1. Um importante destaque para os moldes de areia é que devido à porosidade natural do molde em areia, permite que os gases escapem através das paredes da cavidade (BEELEY, 1972).

Figura 1 — Tipos de Moldes de areia verde. Item (a) molde aberto um contem a forma da peça desejada; e (b) molde fechado, no qual a geometria do molde é mais complexa e requer um sistema de alimentação (caminho) para que o metal preencha a cavidade.



Fonte: GROOVER (2010).

Na Tabela 4 são apresentados valores de contração durante a solidificação de alguns materiais.

Tabela 4 — Contração em função do material.

Material	Contração
Aços	1,5 a 2,0%
Ferro fundido cinzento	0,8%
Ferro fundido dúctil	0,8 a 1,0%
Alumínio 355 e 356	1,5%
Alumínio 13	1,0%
Cobre-Cromo	2,0%
Bronze ao Estanho	1,0%
Bronze ao Silício	1,0%
Bronze ao Manganês	1,5%
Bronze Alumínio	1,5%

Fonte: MORO; AURAS (2007).

Alguns processos de fundição podem ser capazes de produzir peças com a forma final denominando-se *net shape* (processo de fundição que produz peças com formato final). Neste tipo de processo não é necessário para se atingir a geometria e dimensões pré-determinadas pelo projeto da peça (GROOVER, 2010).

Já os outros processos de fundição alcançam as geometrias próximas à forma final, é o chamado *near net shape* (processos de fundição que produzem peças próximas ao produto final). Neste tipo de processo se faz necessário uma etapa de processamento da peça, que normalmente é a usinagem, de forma a atingir as dimensões e detalhes presentes no projeto da peça (GROOVER, 2010).

3.1.1 Solidificação

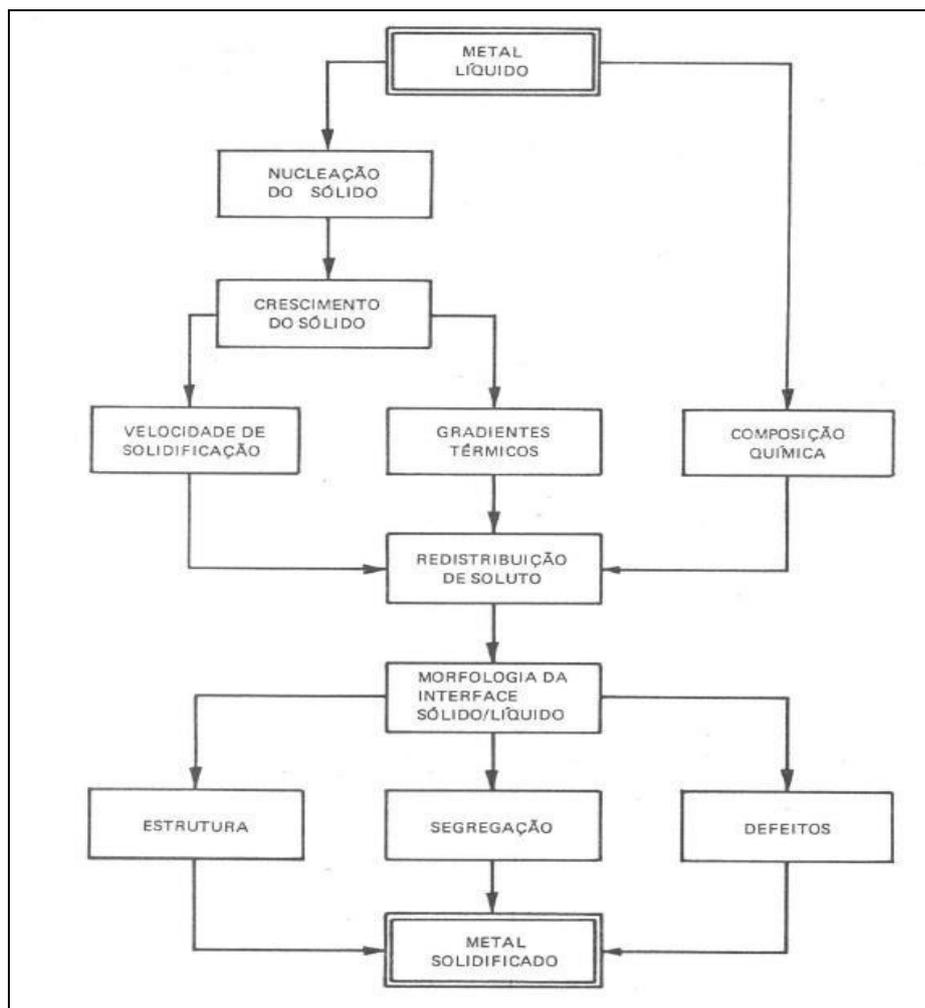
O processo de solidificação é um fenômeno de transformação de fases muito conhecido e associado à nossa rotina diária, desde a simples confecção de cubos de gelo até o manuseio de utensílios e ferramentas, os quais, quase que invariavelmente passaram por um estágio de solidificação durante a sua fabricação (GARCIA, 2001).

A forma estruturada imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final. Embora se acredite que eventuais defeitos presentes na estrutura bruta de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica, na prática isso não

ocorre. Geralmente a maioria desses defeitos irá ser conduzido até o produto final. A solidificação se divide em duas etapas, a nucleação e o crescimento. Nucleação é a etapa da solidificação em que ocorre a formação de núcleos estáveis no líquido. Ocorrendo o surgimento da fase sólida de forma estável no seio da fase líquida sob a forma de pequenos núcleos cristalinos (GROOVER, 2010).

A Figura 2 abaixo apresenta um fluxograma das etapas que ocorrem na fundição durante a solidificação de um metal, do metal líquido ao metal solidificado. A nucleação se divide em nucleação homogênea e heterogênea. A nucleação homogênea caracteriza-se por ocorrer sem a presença de agentes nucleantes, já a heterogênea se caracteriza por ter impurezas ou outros compostos como agentes nucleantes. Durante a nucleação heterogênea ocorre a formação da calota esférica de sólido sobre o substrato. Já a etapa de crescimento é onde os núcleos crescem sob a forma de cristais ou grãos cristalinos (GARCIA, 2001).

Figura 2 — Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.



Fonte: GARCIA (2001).

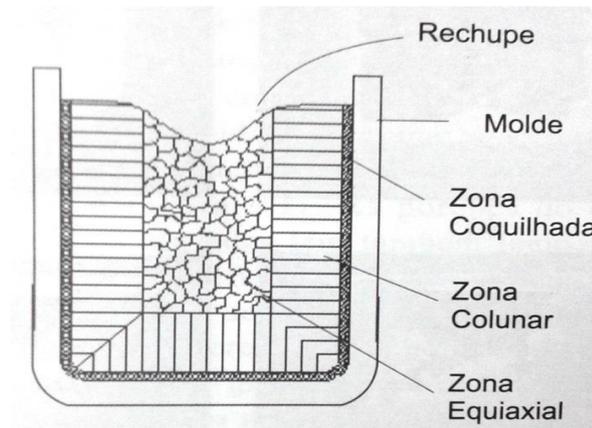
Na realidade, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, admite-se geralmente que o aço fundido seja de qualidade inferior ao trabalhado. Além disso, é muito comum as peças fundidas apresentarem alguns defeitos superficiais ou internos, típicos dos processos de fundição (CHIAVERINI, 2008).

A homogeneidade é um requisito a ser alcançado mediante projeto adequado da peça e do molde, com os canais convenientemente localizados e com dimensões rigidamente calculadas mediante apropriada desoxidação do aço na fusão. Os outros, como a granulação fina e a isenção de tensões internas, mediante tratamento térmico apropriado, que possibilite normalizar a textura excessivamente grosseira e dendrítica do aço fundido e eliminar tensões internas originadas durante a solidificação do metal no interior do molde e que poderiam causar empenamento e distorção das peças em serviço (CHIAVERINI, 2008).

As zonas que dividem o material após a solidificação de fusão são: zona coquilhada, zona colunar, zona equiaxial. A zona coquilhada é a região de pequenos grãos com orientação cristalina aleatória, situada na parede do molde. Próximo à parede existe maior taxa de extração de calor e, portanto elevado super-resfriamento, que favorece a formação destes grãos. Os grãos da zona coquilhada tendem a crescer na direção oposta a da extração de calor. Porém algumas direções cristalinas apresentam maior velocidade de crescimento que outras. Outra zona seria a colunar: região de grãos alongados, orientados na direção de extração de calor (GARCIA, 2001).

Os grãos da zona coquilhada que possuem as direções cristalinas de maiores velocidades de crescimento alinhadas com a direção de extração de calor, apresentam aceleração de crescimento. Esta aceleração gera grãos alongados que compõem a zona colunar, situada na posição intermediária entre a parede e o centro do molde. Por fim teremos a zona equiaxial: região de pequenos grãos formados no centro do molde como resultado da nucleação de cristais ou da migração de fragmentos de grãos colunares (arrastados para o centro por correntes de convecção no líquido). Como pode ser observado na Figura 3. Nesta região os grãos tendem a ser pequenos, equiaxiais e de orientação cristalina aleatória (GARCIA, 2001).

Figura 3 — Desenvolvimento dos grãos cristalinos no molde.



Fonte: GARCIA (2001).

As características mecânicas desse produto dependem do tamanho de grão, espaçamento dendríticos, espaçamento lamelares, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões e das porosidades formadas ou não. Todos esses aspectos da microestrutura dependem do processo de solidificação, uma vez determinada e fixada a composição química a dinâmica do processo de solidificação é que se encarregará de determinar a microestrutura resultante (GARCIA, 2001).

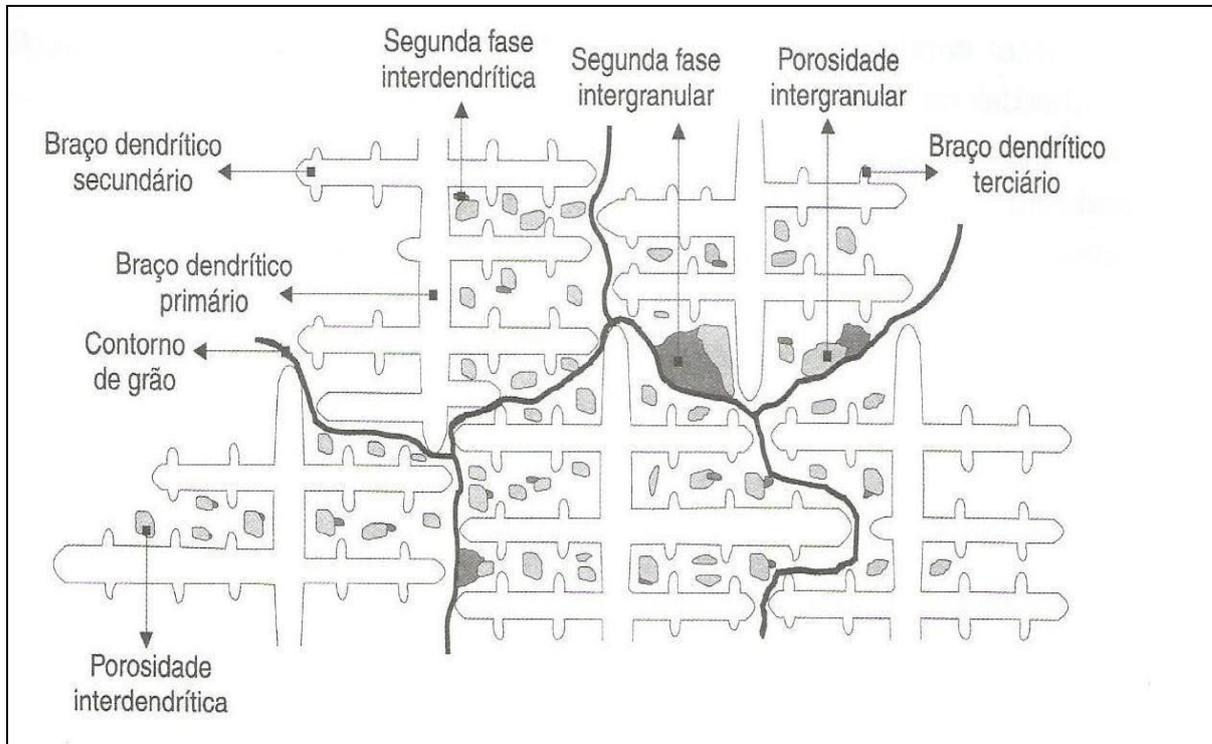
A temperatura de vazamento do metal líquido surge como a primeira variável de influência juntamente com a intensidade das correntes convectivas durante o vazamento do metal no molde. O molde, por sua vez, efetuará o papel de absorvedor de calor extraindo o calor do metal, garantindo a transformação do líquido em sólido (GARCIA, 2001).

As peças fundidas possuem algumas características inerentes a este processo, tais como: sobra de metal, que será desbastado na usinagem, característica de ausência de furos pequenos e detalhes complexos, pois dificultam o processo e podem ser realizados mais facilmente por usinagem; possuem cantos arredondados e paredes mais grossas, para evitar trincas e melhorar o preenchimento com metal líquido (GARCIA, 2001).

Os defeitos mais comuns das peças fundidas são: inclusão de material refratário do molde na peça, causando defeitos superficiais e problemas para usinagem (formam abrasivos para as ferramentas da usinagem), heterogeneidade na composição da liga metálica, causando o aparecimento de partículas, segregações, rechupe que são a falta de material causado por projeto de massalote mal feito, porosidades, originado dos gases não eliminados durante o processo de vazamento e solidificação, causando fragilidade e defeitos superficiais (MORO; AURAS, 2007).

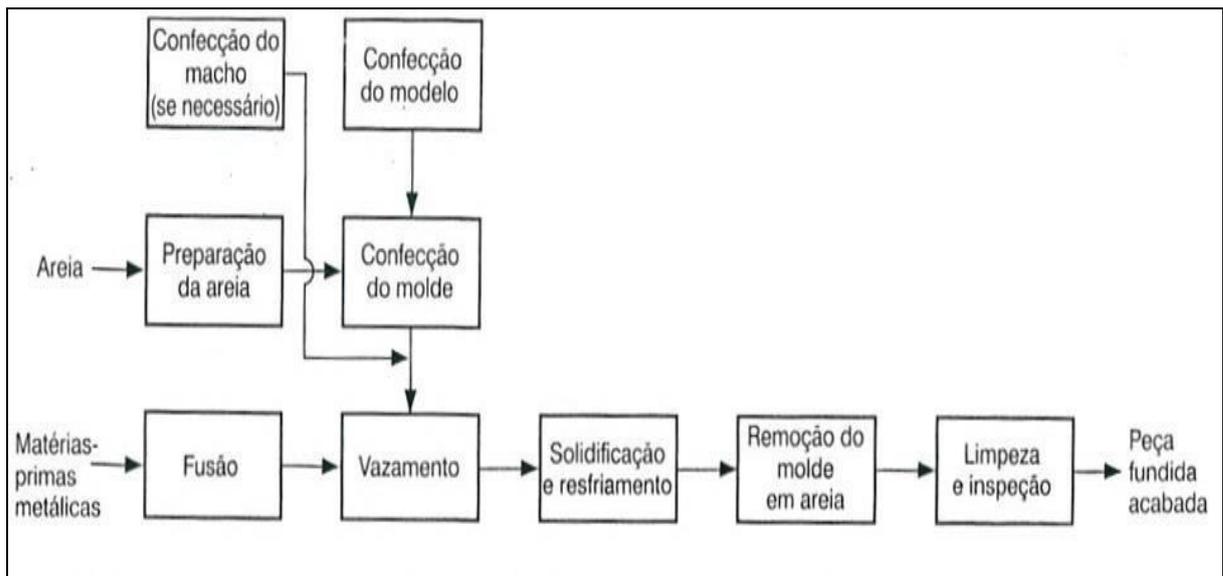
Defeito estes que podem ser observados na Figura 4. E logo mais na Figura 5 podemos acompanhar as etapas do processo de fundição em molde de areia em um fluxograma.

Figura 4 — Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.



Fonte: GARCIA (2001).

Figura 5 — Etapas na sequencia de fundição em molde de areia.



Fonte: GROOVER (2010).

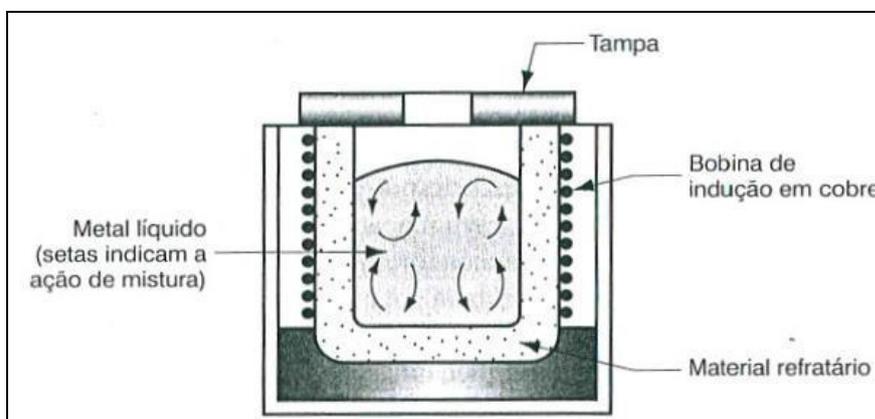
3.1.2 Fornos para Fundição

Podemos classificar os fornos empregados para a fusão de metais e suas ligas em função do tipo de aquecimento utilizado. Assim teremos: fornos elétricos: a arco (direto e indireto), de indução (a canal e a cadinho), de resistência elétrica. Há também os fornos a combustível: carvão/coque; óleo combustível; G.L.P.; gás natural, dentre outros. Estes fornos podem ser do tipo cuba (alto forno; cubilô), reverberação ou rotativo; de cadinho (cadinho com aquecimento externo ao mesmo). Embora não se tenha pesquisa mais atualizada em termos da repartição dos diversos fornos pelos setores de metal, sabe-se que houve uma ampliação do uso do forno de indução - principalmente na área de ferrosos - que vem gradativamente substituindo os fornos a arco e o cubilô (SOARES, 2000).

Dentre as que operam com um único tipo de forno, o forno elétrico de indução está presente em praticamente metade das instalações, sem considerar que a participação desse equipamento nas fundições que operam com mais de um forno é também bastante significativa. Forno de indução a cadinho é também chamado de forno de indução sem núcleo. Como o nome diz, possui a geometria de um cadinho e ausência de núcleo magnético, quando o próprio metal que se deseja fundir funciona como secundário (GROOVER, 2010).

No entanto um fator importante a se considerar é o valor da potência máximo possível de ser aplicado, valor esse que é limitado pela agitação que provoca no banho. As correntes induzidas geram um movimento do banho, esquematizado na Figura 6, que é positivo no sentido de garantir uma homogeneização da massa líquida, mas que, se excessivo leva a um desgaste acentuado do refratário (SOARES, 2000).

Figura 6 — Correntes indutivas e agitação do banho.



Fonte: SOARES (2000); GROOVER (2010).

3.2 Tratamento Térmico de Solubilização

O emprego das ligas metálicas nos vários setores da engenharia e da indústria é baseado principalmente nas suas propriedades mecânicas. Contudo, outras importantes características devem ser levadas em consideração, tais como resistência a corrosão, ao calor, além de propriedades elétricas e magnéticas. Estruturas tais como bruta de fusão, encruada e outros, obtidas a partir de altas temperaturas em condições variáveis de velocidade de resfriamento, conferem características mecânicas que podem se afastar dos valores considerados normais (CHIAVERINI, 2008).

O meio mais seguro, mais utilizado para controlar a estrutura desses materiais é o tratamento térmico, o que significa que, uma vez fixada a composição química do material, o seu tratamento térmico pode determinar, em definitivo, a estrutura desejada e em consequência as propriedades finais (CHIAVERINI, 2008).

Este tratamento é uma espécie de têmpera e visa garantir a manutenção da estrutura austenítica à temperatura ambiente. Consiste em aquecer-se o aço a uma temperatura suficientemente elevada para remover as modificações estruturais resultantes dos processos de fabricação, dissolver os carbonetos presentes, e após o tempo necessário à temperatura, resfriar rapidamente. O resfriamento deve ser rápido para evitar a precipitação de carbonetos. O tempo à temperatura depende das dimensões das peças e deve ser o mínimo necessário. Para as espessuras da ordem de 1,5 a 3,0 mm o tempo é de aproximadamente 3 a 5 minutos. O resfriamento é em água ou ao ar em peças de muito pequena espessura (CHIAVERINI, 2008).

Este tratamento geralmente é necessário antes de se colocar em trabalho o aço manganês, pois no estrado bruto de fusão encontram-se carbonetos presentes na estrutura solidificada, fragilizando o material. O tratamento térmico irá dissolver ou solubilizar esses carbonetos. A solubilização, tratamento térmico mais geral para esse aço, consiste em austenitização seguida de resfriamento rápido em água agitada. O aquecimento é lento até 1010°C - 1110°C e a manutenção é de (1-2) horas por polegada de espessura, seguida do rápido resfriamento em água (CHIPMANN, 1964).

3.3 Utilização do Mn no aço

O manganês (Mn) é considerado, depois do carbono, como o elemento de liga de adição mais importante para o aço ter melhor resposta ao tratamento térmico. Além de sua função na desoxidação do aço e modificação dos sulfetos presentes, o manganês é um

elemento de liga com maiores funções, tem interações complexas com o carbono. Na Tabela 5 estão relacionados alguns efeitos da utilização do Mn no aço.

Tabela 5 — Efeitos do Mn em aço Carbono.

✓ O Mn contribui para resistência e dureza, mas em um grau menor ao do carbono.
✓ O aumento depende da quantidade de carbono, tendo o Mn maior efeito sobre os aços com alto carbono.
✓ Altos teores de Mn diminuem a soldabilidade. (mas em menor grau que o C).
✓ O Mn aumenta a taxa de penetração do carbono durante a cementação.
✓ Diminui a temperatura na qual a austenita começa a se decompor, controla a formação de inclusões.
✓ Aumenta a região austenítica metaestável e atrasa o início de qualquer reação de decomposição da austenita.
✓ Em geral, diminui a temperatura de transição dúctil-frágil (devido à ação do refinamento do grão).
✓ Melhora a usinagem dos aços e aumenta a estabilidade da austenita.
✓ Aumenta a resistência de aços como os maraging pela produção de uma estrutura austenítica.
✓ Menor tendência à segregação dentro de lingotes.
✓ Em média, para cada 1% de manganês, a resistência à tração aumenta 100 Mpa.

Fonte: CALLISTER (2008); CHIAVERIN (2008); COSTA e SILVA (2011).

O Manganês é benéfico ainda para a qualidade superficial em todas as faixas de carbono, exceto para os aços efervescentes (<0,15%C). O elemento Manganês é caracterizado por dificultar a decomposição da Cementita (Fe_3C) dissolvendo-se também nesta fase $(Fe,Mn)_3C$, mas seu principal papel nos aços fundidos é neutralizar a ação do Enxofre, formando com este MnS. O Manganês também é culpado por favorecer a formação de carbonetos, pois possui potencial grafitizante negativo, ao contrário do Carbono, Silício, Fósforo que ambos possuem potencial grafitizante positivo (COLPAERT, 2008).

3.4 Austenita (γ -CFC)

É uma solução sólida de carbono em ferro gama. Somente é estável as temperaturas superiores a 723°C , desdobrando-se por reação eutetóide, a temperaturas inferiores, em Ferrita (α -CCC) e Cementita (Fe_3C). Somente pode aparecer Austenita (γ -CFC) a temperatura ambiente nos aços austeníticos, nesse caso, a Austenita (γ -CFC) é estável a temperatura ambiente. É deformável como o ferro gama, pouco dura, apresenta grande resistência ao desgaste, é não magnética, e é o constituinte mais denso dos aços e não é atacada por reagentes. Pode dissolver até 1,7 - 1,8 % de carbono. Possui como características grãos grandes em sua microestrutura, quanto maior as temperaturas maiores serão os grãos. Apresenta rede cristalográfica cúbica de face centrada (CFC), (CALLISTER, 2008; CHIAVERINI, 2008; COSTA E SILVA, 2011).

3.5 Aços com Alto teor de Manganês (Mn)

Como precursor dos aços com altos teores de Manganês (Mn) existem os aços Hadfield. O original do aço austenítico manganês, contendo cerca de 1,2% C e 12% Mn, foi inventada por Sir Robert Hadfield, em 1882. Foi único na medida em que, combinando alta tenacidade e ductilidade com alta capacidade de endurecimento em trabalho, normalmente, boa resistência ao desgaste. Consequentemente, ele rapidamente ganhou uma aceitação muito útil como material de engenharia (LIMA, 2009).

O aço Hadfield manganês austenítico é ainda amplamente utilizados, com pequenas modificações na composição e tratamento térmico, principalmente nas áreas de terraplenagem, minas e pedreiras, bem como perfuração de petróleo, siderurgia, dragagem, a exploração florestal, e na fabricação de cimento e produtos de argila. Também são utilizados em equipamentos de manuseio e processamento térreo de materiais (tais como britadores, moinhos de trituração, dragadores, escavadoras, baldes e dentes, e bombas para a movimentação de cascalho e rochas). Muitas variações do original aço austenítico manganês têm sido propostos, muitas vezes não aproveitados, mas apenas algumas foram adotadas como melhorias significativas. Estes geralmente envolvem variações de carbono e de manganês, com ou sem outras ligas, como cromo, níquel, molibdênio, vanádio, titânio, e até bismuto (LIMA, 2009).

O aço manganês austenítico Hadfield, apresenta baixa resistência e alta ductilidade, apresenta microestrutura que consiste de austenita metaestável. É também extremamente importante, a habilidade de encruamento: de uma dureza inicial de 240 HB atinge aproximadamente 500 HB (51 HRC). O reticulado CFC tem 12 sistemas equivalentes de deslizamento e deformação, o qual é igualmente provável em todo sistema e rapidamente causa empilhamento de discordâncias. Como o processo é contínuo o aumento da dureza afeta o metal, produzindo aumento da resistência à abrasão. Então o melhor desempenho do aço manganês é obtido quando as condições externas de uso causam extremo encruamento da superfície do componente, motivando o uso em aplicações que requerem alta resistência à abrasão e desgaste. Se, acontece trinca em serviço da camada encruada, esta será rapidamente contida porque a camada interna, não encruada, e sim tenaz (LIMA, 2009).

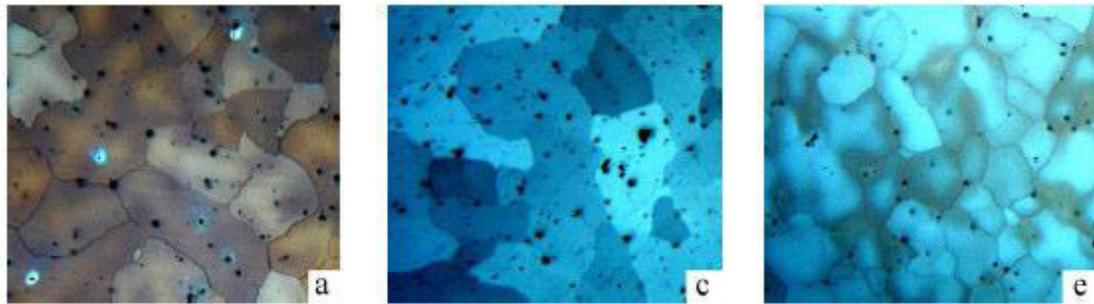
Segundo Lima (2009, p. 6) são exemplos de Ligas Hadfield mostrados na Tabela 6 e nas Figuras que sucedem 7, 8, 9, 10.

Tabela 6 — Algumas ligas Hadfield e suas composições.

Ligas Hadfield				
Composição (%p)	XT 520	XT 610	XT 710	XT 720
Carbono (C)	1,00/1,00	1,10/1,25	1,15/1,35	1,30/1,50
Manganês (Mn)	11,50/14,00	11,50/14,00	17,00/18,50	18,50/22,50
Silício (Si)	0,40/14,00	0,40/0,80	0,70/1,10	0,70/1,10
Fósforo (P)	0,40 máx.	0,055 máx.	0,05 máx.	0,05 máx.
Enxofre (S)	0,45 máx.	0,045 máx.	0,05 máx.	0,05 máx.
Cromo (Cr)	0,60 máx.	1,30/1,70	1,75/2,50	2,00/3,00
Molibdênio (Mo)	0,40/0,65	Não contém.	Não contém.	Não contém.
Titânio (Ti)	Não contém.	Não contém.	Não contém.	0,10/0,20

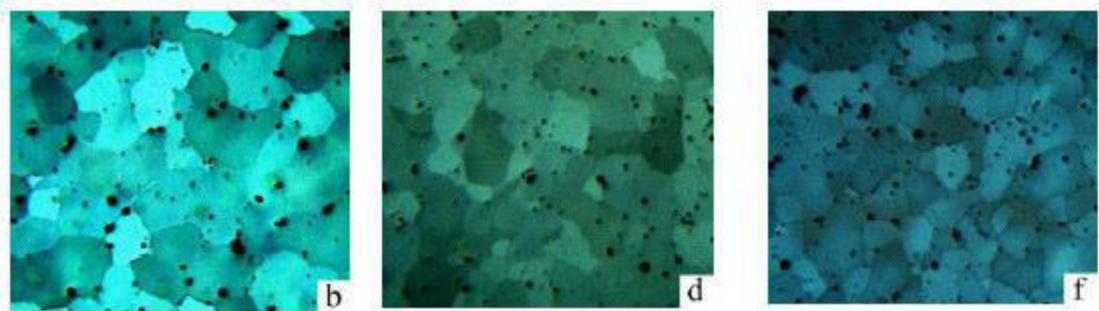
Fonte: LIMA (2009). (máx=valor máximo em %p).

Figura 7 — Metalografia das amostras em três composições solubilizadas durante 2 horas (a- XT 520; c - XT 710; e - XT 720) (Aumento 100x).



Fonte: LIMA (2009).

Figura 8 — Metalografia das amostras em três composições solubilizadas durante 4 horas (b- XT 520; d - XT 710; f - XT 720) (Aumento 100x).



Fonte: LIMA (2009).

As Figuras 7 e 8 são microestruturas feitas das amostras após cada tratamento de solubilização em 2 e 4 horas respectivamente. Na Figura 8, entre as ligas “a”-XT 520, “c”-XT 710 e “e”-XT 720, verifica-se que a amostra com titânio, mais cromo e mais carbono, foto “e”-XT 720, apresenta menor tamanho de grão, carbonetos mais refinados e em menor quantidade que na amostra da liga “c”-XT 710 e “a”-XT 520. A falta do Ti e Mo na liga “c”-XT 710 é demonstrada pelo maior tamanho de grão do que a foto “e” e “a” respectivamente, enquanto a amostra da liga “a”-XT 520 com Mo, menos Cr e menos C, mostra-se mais homogênea na matriz, mas ainda com carbonetos para solubilizar, mostrando que a solubilização na temperatura de 1080 °C em 2 horas não foi o suficiente para total dissolução de carbonetos (LIMA, 2009).

Na Figura 8, as mesmas discussões anteriores são cabíveis. Na comparação do tempo de solubilização entre as Figuras 7 e 8, verifica-se que a microestrutura das amostras solubilizadas em 4 horas estão mais homogêneas (LIMA, 2009).

As análises destas micrografias em conjunto com a Tabela 7 de dureza demonstram que, a princípio, a liga XT 520 é mais resistente que a XT 710 e a XT 720, mesmo na condição solubilizada. As amostras XT 720 com seus carbonetos dispersos possam

funcionar como elementos altamente resistentes ao desgaste, mas com menor fragilidade que as amostras XT 520, provenientes dos carbonetos de molibdênio (LIMA, 2009).

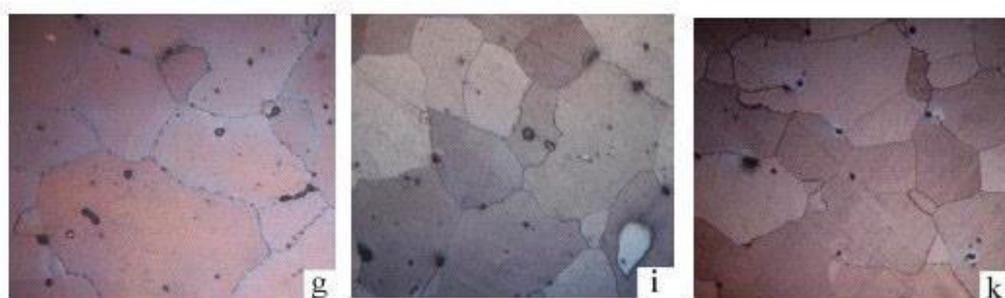
Tabela 7 — Ensaio de Dureza Brinell (* amostras solubilizadas em 2 horas, ** amostras solubilizadas em 4 horas).

Tratamento Térmico	Dureza (HB)/Composição		
	XT 520	XT 710	XT 720
Solubilização (2h)	180	170	175
Solubilização (4h)	172	169	165
Envelhecimento (3h)*	216	195	200
Envelhecimento (3h)**	200	190	195

Fonte: LIMA (2009).

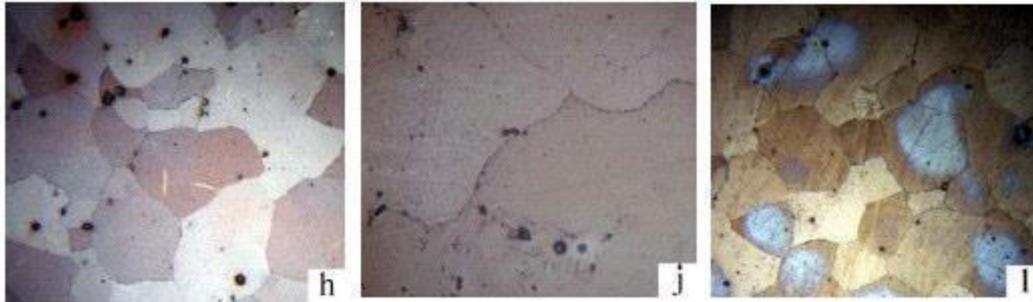
As Figuras 9 e 10 que mostram as metalografias das amostras envelhecidas em 3 horas com 2 horas de solubilização e 4 horas de solubilização, verifica-se que a amostra XT 520 possui mais carbonetos em forma de agulhas no interior dos grãos, o que demonstra mais uma vez que a solubilização nesta liga não foi efetiva, e que no envelhecimento precipitou-se carbonetos no interior do grão, indicando provavelmente uma maior resistência ao desgaste, mas em compensação uma maior fragilidade, pois as pontas destes carbonetos, com raios muito pequenos, significam uma maior concentração de tensão e fragilização (LIMA, 2009).

Figura 9 — Metalografia do envelhecimento feiro durante 3 horas, posterior ao tratamento de solubilização por 2 horas. ("g" - XT 520, "i" - XT710 e "K" - XT 720)(Aumento de 200x).



Fonte: LIMA (2009).

Figura 10 — Metalografia do envelhecimento feito durante 3 horas, posterior ao tratamento de solubilização por 4 horas. ("h" - XT 520, "j" - XT 710 e "l" - XT - 720)(Aumento de 200x).



Fonte: LIMA (2009).

As micrografias “k” e “l” mostram a liga XT 720 envelhecidas e solubilizadas em 2 e 4 horas, de maior homogeneidade que as anteriores, o que demonstra a efetividade do Ti nesta liga, caracterizando que esta liga é mais interessante do que as anteriores em relação a propriedades e tenacidade. A liga XT 520 envelhecida em 3 horas demonstrou-se mais dura, isto provavelmente pela verificação anterior de maior número de carbonetos em forma de agulhas no interior dos grãos. Já a liga XT 710 apresentou valores intermediários, porém com uma granulação muito grosseira, não sendo assim interessante, enquanto a XT 720 manteve-se com os carbonetos nos contornos dos grãos (LIMA, 2009).

A liga XT 520 solubilizada em 2 horas apresentou maior valor de dureza motivado pelo elemento de liga Mo em sua composição, enquanto a liga XT 710 foi a de menor dureza proveniente da maior facilidade de dissolução dos carbonetos de cromo, já a XT 720 foi de dureza intermediária proveniente de maior quantidade de carbono e o elemento de liga Ti. Para a solubilização em 4 horas o mesmo raciocínio é válido, observação deve ser feita em relação à XT 720, que se obteve menor dureza, pois em 4 horas houve total dissolução do carboneto de titânio. Nas amostras envelhecidas tanto nas amostras solubilizadas em 2 horas como nas solubilizadas em 4 horas a liga XT 520 foi a que produziu maior dureza isto em função da formação do carboneto de molibdênio formado na precipitação. Já a liga XT 720 solubilizada em 2 e 4 horas e posteriormente envelhecida em 3 horas, promoveram durezas intermediárias se comparadas a XT 520 e XT 710 isto porque que precipitou foi o carboneto de titânio (LIMA, 2009).

A transformação induzida por deformação em aço austenítico também pode aumentar a resistência à tração através da sua contribuição para o endurecimento de trabalho, e pode aumentar a tenacidade à fratura (CHOI et al., 2012). O problema, no entanto, é que a transformação é irreversível e pode ser desencadeada por deformação acidental, a introdução de uma fase frágil, que pode reduzir a resistência à fratura e promover fadiga. Como consequência as propriedades desses aços austeníticos instáveis em serviço pode ser difícil de prever ou reproduzir, tornando a segurança e a vida útil das estruturas um pouco incerto (CHOI et al., 2012).

Além de ligas que foram estabelecidas para resistência ao desgaste, conceitos de aços alto Mn foram explorados para aplicações que exigem excepcional resistência e ductilidade durante a deformação plástica (GRÄSSEL et al., 2000), e baixa permeabilidade magnética (ZHANG, 2002). Destes exemplos, a maior parte da atenção tem sido dada aos aços com altos teores de Mn que demonstram alta resistência e ductilidade para aplicações em automóveis (GRÄSSEL, 2000; FROMMEYER, 2003). A Figura 11 apresenta propriedades mecânicas de alguns aços com alto teor de Mn.

Figura 11 — Resumo de propriedades mecânicas de alguns aços com alto teor de Mn.

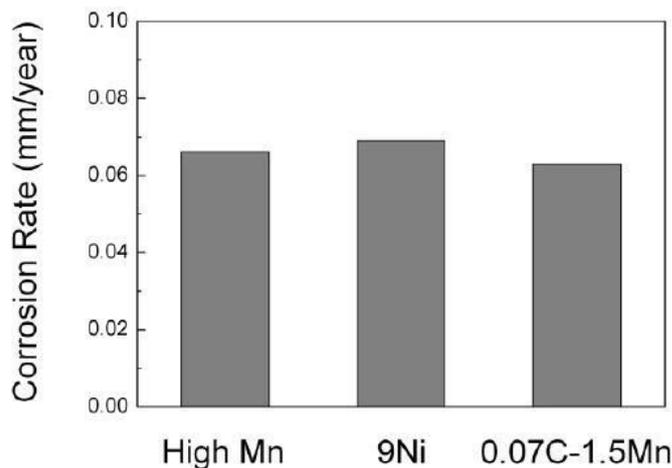
Composition, %				Form	Section size		0.2% yield strength		Tensile strength		Elongation, %	Reduction in area, %	Charpy V-notch impact strength		Hardness, HB
C	Mn	Si	Other		mm	in.	MPa	ksi	MPa	ksi			J	ft · lbf	
Plain manganese steels															
0.85	11.2	0.57	...	Round	25	1	440	64	14.5
0.95	13.0	0.51	...	Round	25	1	420	61	14
1.11	12.7	0.54	...	Round	25	1	360	52	450	65	4
1.27	11.7	0.56	...	Round	25	1	360	52	2
1.28	12.5	0.94	...	Keel block	102	4	330	48	1	...	3.4	2.5	245
1.36	20.2	0.6	...	Y-block	51	2	425	62	1	283

Fonte: AUSTENITIC MANGANESE STEEL, METALS HANDBOOK (1961).

3.6 Soldagem e Corrosão dos aços com alto teor de Mn

Choi et al. (2012, RHODES, GREECE) que em adição às propriedades mecânicas, a taxa de corrosão geral de aço alto Mn foi verificada e comparada com a de 9% Ni, com o aço de 0,07% de C e 1,5% de Mn. A resistência à corrosão foi avaliada pelo teste de corrosão de imersão (ASTM G31) em uma solução aquosa a 3,5% de NaCl a 25 ° C. O período de imersão foi de 14 dias. A partir do resultado mostrado na Figura 12, pode-se dizer que o aço alto Mn possui alta resistência à corrosão comparável à do aço alto teor de Ni e à do aço baixo carbono em solução aquosa neutra contendo íons Cl⁻.

Figura 12 — Taxas de corrosão em uma solução aquosa a 3,5 % NaCl.



Fonte: CHOI et al. (2012).

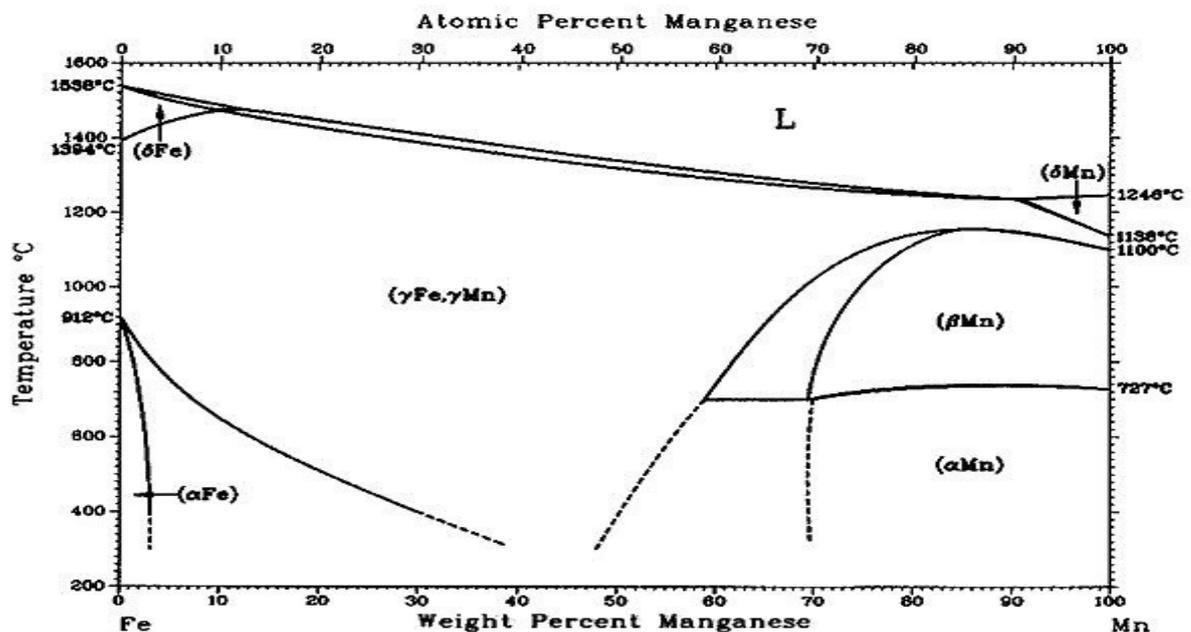
Muitas das aplicações comuns de aço manganês austenítico envolvem solda, quer para a fabricação ou para reparação. Consequentemente, é importante compreender que esta material é extraordinariamente sensível aos efeitos de reaquecimento, muitas vezes tornar-se quebradiço a ao ponto de perder sua resistência característica. Solda de gás oxicomustível é tão provável produzir fragilização que não é aceito como um método prático de soldagem esta liga. Quando feito corretamente, soldagem a arco elétrico é o método preferido para aços ao manganês. O teor de fósforo é mantido abaixo de 0,03%, para minimizar rachaduras a quente (Metals and Their Weldability, 1982). A principal consideração na soldagem de aço manganês austenítico é que deve existir o mínimo de aquecimento do metal original para evitar fragilização, transformações ou precipitação de carbonetos. Isso impede pré-aquecimento. Sob as circunstâncias mais favoráveis, alguma precipitação é esperada, e as zonas afetadas

pelo calor resultantes raramente atingir a tenacidade normal do metal original. Como o trabalho de aço manganês endurece em serviço, pode-se supor que qualquer área desgastada exigindo reparos ou reconstrução terá uma superfície endurecida. Esta superfície deve ser removida antes da soldagem, a fim de evitar fissuras, na zona afetada pelo calor (METALS AND THEIR WELDABILITY, 1982).

3.7 Diagramas de Fases do aço com alto teor de Mn

Fase de estabilidade, tal como o nome sugere, os aços alto Mn são baseados em ligas de Fe, com uma grande quantidade de Mn ($\geq 12\%$ em peso). Isso faz com que o diagrama de fases de equilíbrio Fe-Mn seja um excelente ponto de partida para entendermos seu comportamento. A Figura 13 apresenta o diagrama de fase de equilíbrio do sistema Fe-Mn.

Figura 13 — Fe-Mn diagrama de fases em Equilíbrio.

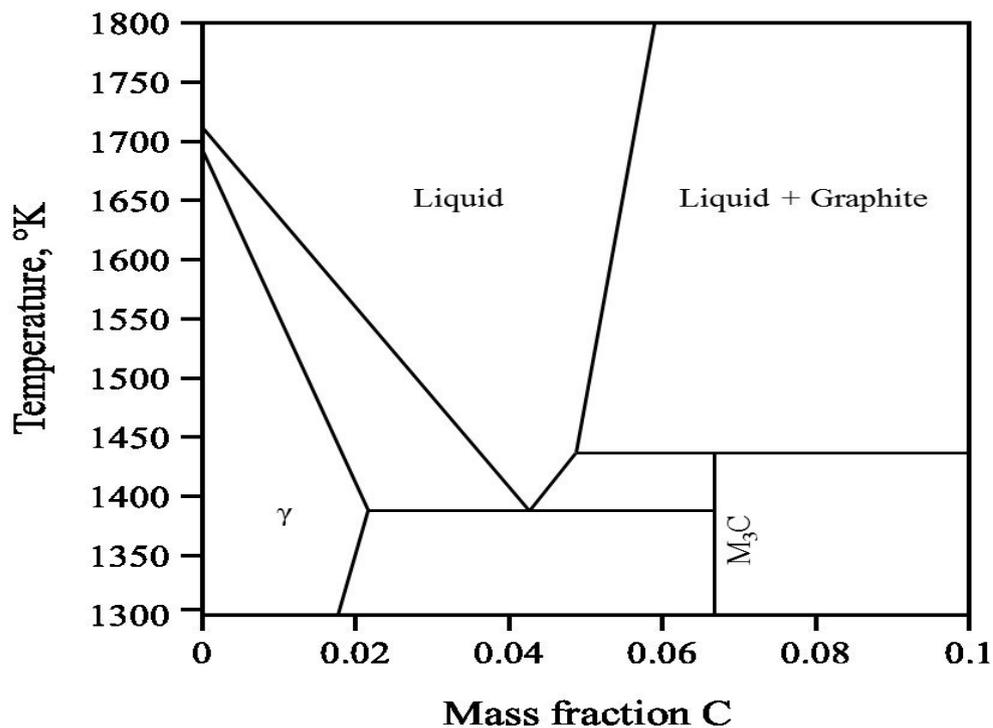


Fonte: OKAMOTO (1992).

Como pode ser visto o aumento do teor de Mn significativamente expande o campo de fase de Austenita (γ -CFC). Em altas temperaturas a Ferrita (α -CCC) tem sua formação suprimida por uma adição de cerca de 12-13% em peso de Mn, indicando que as ligas com esta quantidade de Manganês ou mais exibirá uma solidificação completamente austenítica em altas temperaturas (SUTTON, 2013).

Outra característica de interesse no sistema Fe-Mn é que a região de duas fases de separação líquido (L) e austenita (γ -CFC) é bastante estreita, o que sugere que Mn não segregará muito durante a solidificação. Além de Mn, C é muitas vezes usado para estabilizar a Austenita (γ -CFC) e fornecer reforço intersticial em aços Manganês. A Figura 14 representa uma porção em alta temperatura de um diagrama de fases pseudo-binário do sistema Fe-Mn-C com 20% em peso de Mn. Nenhuma ferrita em alta temperatura está presente no diagrama, devido ao efeito estabilizador do Mn na austenita. Como pode ser observado, os níveis de C suficientemente elevados pode resultar na formação de carbonetos M_3C a alta temperatura. Embora não indicado na Figura 14, outros carbonetos existem no sistema Fe-Mn-C, incluem $M_{23}C_6$, M_5C_2 , e M_7C_3 (HUANG, 1990). A letra "M" representa carbonetos no Fe e / ou Mn, pois muitas vezes substituem-se mutuamente.

Figura 14 — Análise a altas temperaturas no sistema Fe-Mn-C com 20% de Mn.



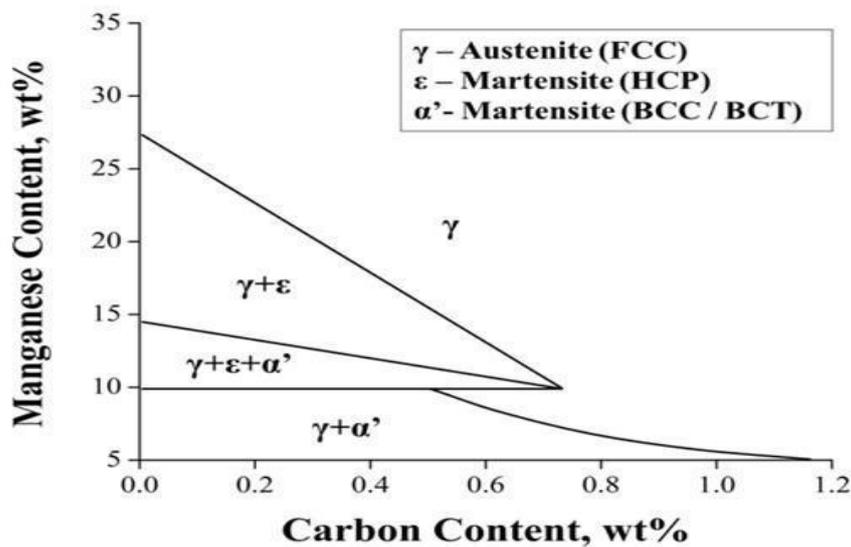
Fonte: DJUROVIC (2011)

Uma característica interessante no sistema Fe-Mn-C é que existem na verdade dois produtos martensíticos que podem formar como um resultado das condições de arrefecimento a partir de um estado austenítico totalmente fora do equilíbrio. Estes produtos são conhecidos como metastáveis martensita- α' , que é cúbica de corpo centrado (CCC) ou tetragonal de corpo centrado (BCT) com base no teor de C, e martensita- ϵ , que é hexagonal

compacta (HCP). Schumann criou um diagrama de fase metaestável para o sistema Fe-Mn-C, utilizando amostras que foram totalmente austenitizadas e temperadas à temperatura ambiente após aquecimento a 950°C (SCHUMAN, 1972).

A Figura 15 apresenta o diagrama de fase metaestável que contém ambas as fases martensita (α' e ϵ) e Austenita (γ -CFC). A Figura 15 apresenta também os teores aproximados de início de ambas martensitas (α' e ϵ) no sistema Fe-Mn-C, tal como indicado por Schumann. É um diagrama de fase do aparecimento das ligas de Fe-Mn-C resfriadas até à temperatura ambiente, após aquecimento a 950 ° C (Schumann, 1972). (Note que este não é um diagrama de fases em equilíbrio). Uma vez que ambos os elementos Carbono e o Manganês são os estabilizadores da austenita, a microestrutura da liga de Fe-Mn-C varia de martensite- α' para austenita proporcionalmente com o aumento dos teores de carbono e de manganês.

Figura 15 — Diagrama de fases metaestável do sistema Fe-Mn-C, para ligas de Fe-Mn-C resfriadas até à temperatura ambiente, após aquecimento a 950 ° C.



Fonte: SCHUMANN (1972).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Areia e Molde

Para a fabricação do molde de areia verde para a fundição em laboratório foram utilizadas: areia de praia ($\cong 98\%$ em massa, Sílica), lavada em água corrente por repetidas vezes e posicionada para secagem em temperatura ambiente sob uma plataforma coberta, somada à argila natural comum de jardinagem (como aglomerante), e água atuando como ligante.

A composição da areia verde utilizada nos três processos de fundição realizados está descrita na Tabela 8.

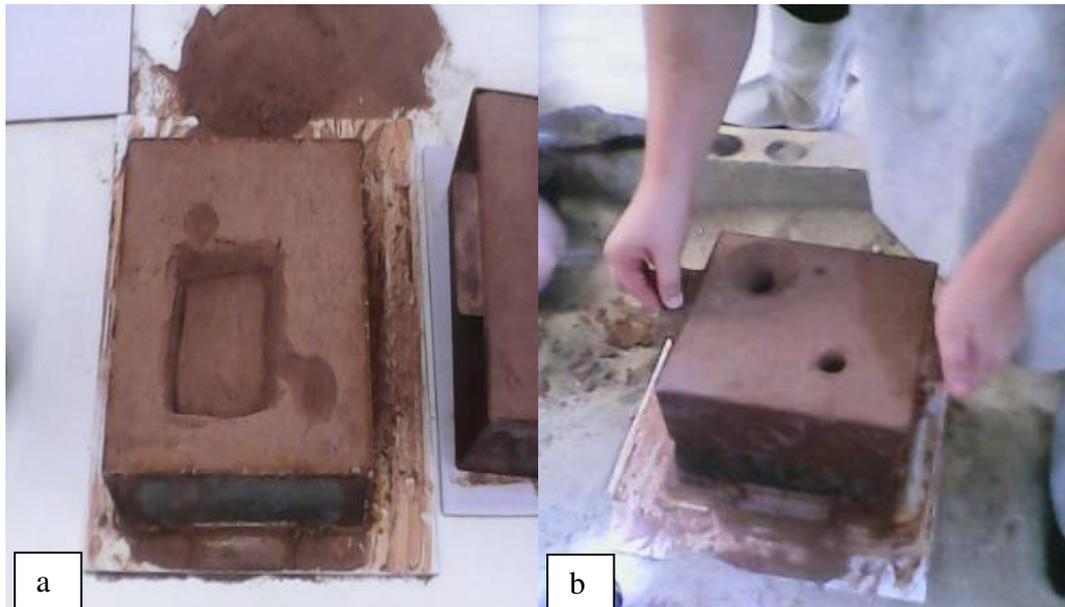
Tabela 8 — Composição da areia utilizada no processo de fundição.

PROPORÇÃO DE MATERIAIS UTILIZADOS	
MATERIAL	(%) em peso
Areia	75 % p
Argila	23 % p
Água	2 % p

Fonte: Autor.

Após a preparação da mistura, a mesma foi colocada e prensada dentro do molde junto com o modelo da peça (dimensões 100x66x12, 5 mm) e com os respectivos canais para escoamento do metal fundido (ver Figura 16, "a"). Em seguida o molde foi reservado para a secagem em temperatura ambiente por um período de 24 horas, após esse período o molde passou pelo processo de secagem em estufa (ver Figura 16, "b") por um intervalo de 8-12 horas a uma temperatura de 120°C. Estes procedimentos se repetiram durante todos os três processos realizados neste trabalho.

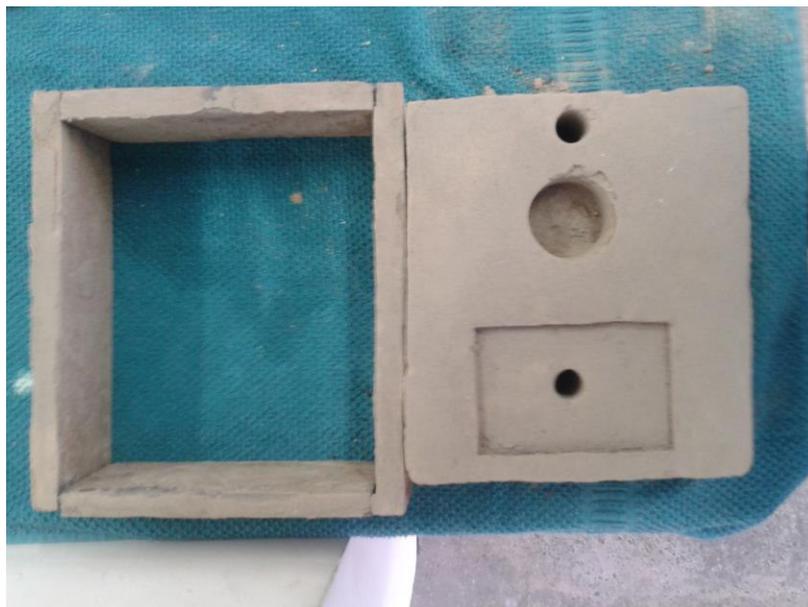
Figura 16 — Moldes de areia utilizados no processo de fundição.



Fonte: Autor.

Durante a realização do trabalho, fez-se necessário um melhoramento do processo de fabricação de moldes de areia em laboratório. Na Figura 17, pode-se observar a imagem do molde após o aperfeiçoamento.

Figura 17 — Molde de areia para o processo de fundição pós-aperfeiçoamento.



Fonte: Autor.

4.2 Forno e Carga Metálica

Para realizar a fusão do material metálico foi utilizado um forno de indução elétrico, modelo esse com potência máxima de 50 kW da marca nacional SERVIFOR Ltda. Equipamento este presente no Laboratório de Fundição da Universidade Federal do Ceará (LAF-UFC) como pode ser observado na Figura 18. O forno conta com um sistema de refrigeração, um exaustor de poluentes, uma caixa refratária fixa (onde se localiza o cadinho). Conta ainda com um pistão pneumático que movimenta o cadinho para dentro e para fora da caixa refratária.

O processo de fusão da carga foi realizado primeiro com o aquecimento prévio do cadinho, e acionamento da bomba de refrigeração do forno. Posteriormente foi aumentada a potência do forno gradualmente até a temperatura de fusão da carga (Temperatura de fusão \cong 1600°C).

Figura 18 — Forno de Indução do Laboratório de Fundição (LAF-UFC).



Fonte: Autor.

Como cargas foram utilizados tarugos com diâmetros entre (2-3) cm de aço carbono 1020, como mostra a Figura 19, com composição descrita na Tabela 9. Utilizou-se também o Manganês eletrolítico (ver Figura 20) este foi adicionado ao longo do processo de fundição. A composição química do Manganês pode ser observada na, Tabela 10. A composição da carga foi obtida levando-se em consideração o balanço de massa realizado previamente calculado a todo o processo. Toda a carga metálica foi adicionada a um cadinho de grafite nos três processos de fundição realizados neste trabalho.

Figura 19 — Tarugo utilizado no processo de produção do Aço Alto Mn.



Fonte: Autor.

Figura 20 — Manganês Eletrolítico utilizado no processo de produção do Aço Alto Mn.



Fonte: Autor

Tabela 9 — Composição do aço carbono 1020 utilizado no trabalho.

Aço Carbono 1020										
Elementos	C	Mn	P	Si	Ni	Cu	Cr	Al	Mo	Fe
Composição (%p)	0,19	0,57	0,02	0,13	0,05	0,13	0,08	0,07	0,06	bal.

Fonte: Autor.

Tabela 10 — Composição do Manganês Eletrolítico utilizado no trabalho.

Manganês Eletrolítico					
Elementos	Mn	C	P	S	Si
Composição (%p)	99,85	0,030	0,004	0,50	0,035

Fonte: Autor.

Para a primeira corrida foram utilizados 1,4 kg do aço carbono 1020 e 0,6kg de Manganês Eletrolítico totalizando uma carga de 2 kg de material. Para a segunda corrida foram utilizados 2,0 kg do aço 1020 e 0,5 kg de Manganês eletrolítico. Na terceira corrida foi utilizada uma carga contendo 3,0 kg do aço carbono 1020 e 1,0 kg de Manganês eletrolítico. As composições das ligas foram obtidas através do cálculo do balanço de massa para a fabricação do aço com alto teor de Manganês. As composições teóricas das ligas podem ser vistas nas Tabelas 11, 12, 13 presentes logo abaixo.

Tabela 11 — Composição química almejada para a Liga 1.

Liga 1							
Elementos	Mn	C	Fe	P	S	Si	Total
Composição (%p)	30,44	0,14	69,27	0,01	0,03	0,10	100,00

Fonte: Autor.

Tabela 12 — Composição química almejada para a Liga 2.

Liga 2							
Elementos	Mn	C	Fe	P	S	Si	Total
Composição (%p)	20,49	0,16	79,20	0,02	0,03	0,11	100,00

Fonte: Autor.

Tabela 13 — Composição química almejada para a Liga 3.

Liga 3							
Elementos	Mn	C	Fe	P	S	Si	Total
Composição (%p)	25,47	0,15	74,23	0,02	0,03	0,11	100,00

Fonte: Autor.

Para a primeira corrida ocorreu com a utilização do tarugo em volume único, com tempo médio de 23 minutos de fusão até o vazamento. A segunda corrida por utilizar a carga com um tarugo já cortado, o processo ocorreu de forma mais rápida com tempo de 12 minutos da fusão até o vazamento do metal líquido. Por último, na terceira corrida também se utilizou um tarugo com volume único e uma carga de maior volume total. Pode-se observar também que esta corrida foi a que ocorreu em maior tempo durando aproximadamente 30 minutos da fusão até o vazamento.

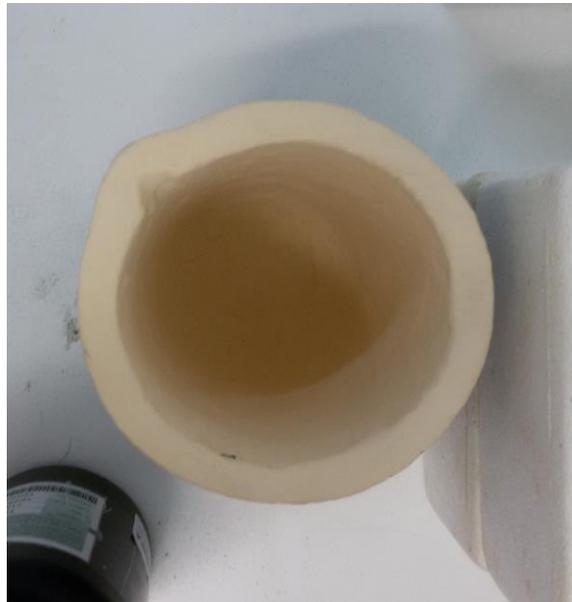
Devido o cadinho ser de Grafite (ver Figura 21), foi constatado uma alta difusão do carbono no aço nas duas primeiras corridas, para tentar solucionar o problema foi utilizada uma tinta com alto teor de alumina para revestir o cadinho (ver Figura 22), na terceira corrida, buscando com essa atitude reduzir a difusão do carbono na Liga 3. Nas Figuras 23 e 24 pode-se ver o momento da fusão da carga metálica dentro do cadinho de grafite, no interior da caixa refratária do forno de indução no Laboratório de Fundição da Universidade Federal do Ceará.

Figura 21 — Cadinho de Grafite utilizado no processo de fusão da carga metálica.



Fonte: Autor.

Figura 22 — Cadinho de Grafite pós-pintura com tinta com alto teor de alumina.



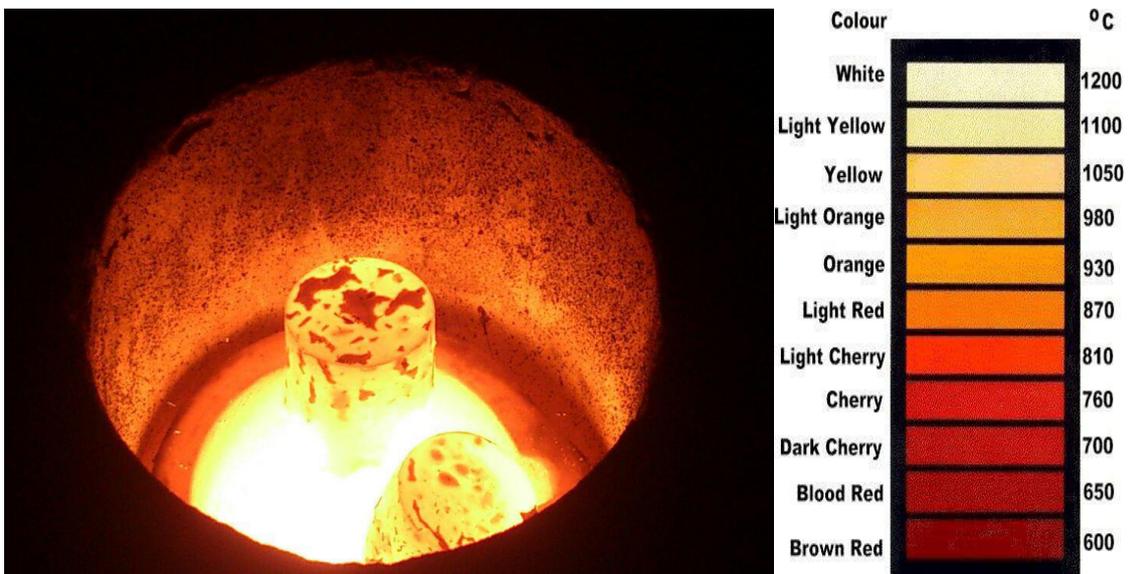
Fonte: Autor.

Figura 23 — Início da fusão da carga metálica.



Fonte: Autor.

Figura 24 — Momento exato da fusão parcial da carga metálica.

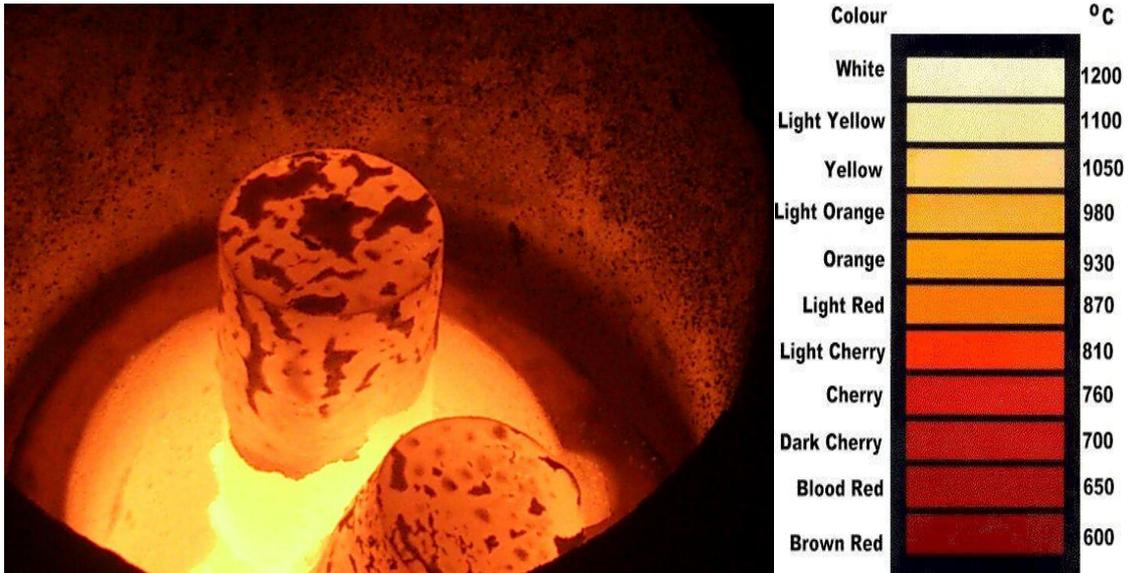


Fonte: Autor.

Fonte: Tecno hard indústria metalúrgica.

Nas Figuras 25 e 26 pode-se observar o processo de fusão metálica, e comparar a cor da carga metálica e do cadinho com a temperatura em que os mesmos se encontravam no decorrer do processo de fundição.

Figura 25 — Cadinho e tarugos atingindo temperaturas entre 1000-1500 °C.



Fonte: Autor.

Fonte: Tecno hard indústria metalúrgica.

Figura 26 — Carga metálica fundida.



Fonte: Autor.

Logo após a fusão da carga, foi vazado todo o metal líquido no molde de areia e obteve-se o produto em estado bruto de fusão. Como pode ser observado na Figura 27 o momento exato da retirada do cadinho de dentro da caixa refratária, na Figura 28 o vazamento do metal líquido para o molde e na Figura 29 mostrando o cadinho pós-vazamento do aço alto Mn para o molde.

Figura 27 — Retirada do cadinho de dentro do forno de indução.



Fonte: Autor.

Figura 28 — Vazamento do Aço Alto Mn para o molde de areia.



Fonte: Autor.

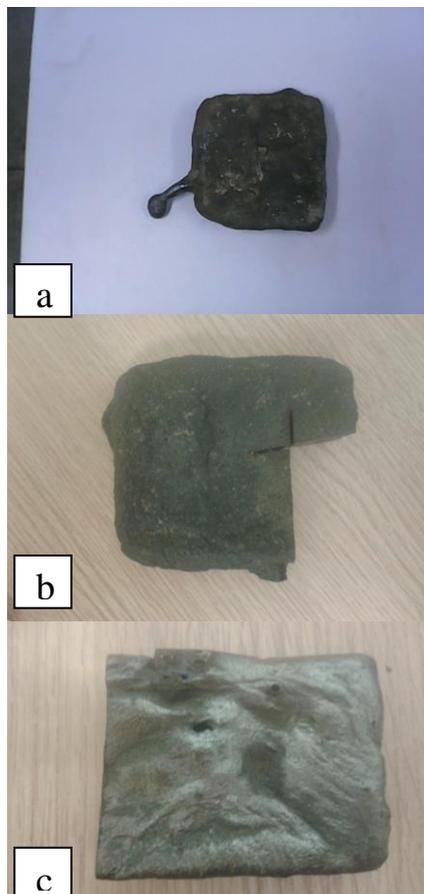
Figura 29 — Cadinho pós-vazamento da carga metálica para o molde.



Fonte: Autor.

Na Figura 30 estão as Ligas 1,2,3 em seu estado bruto de fusão.

Figura 30 — Amostras das Ligas 1 (a),2 (b) e 3 (c) fundidas.



Fonte: Autor.

Terminado o processo de fundição e solidificação foram cortadas seis amostras das quais três permaneceram em seu estado bruto de fusão e as outras sofreram tratamento térmico de solubilização.

4.3 Análise Química

Foram utilizadas duas técnicas para a identificação dos teores dos elementos de liga presentes nos aços fundidos com alto de Manganês. As análises químicas foram realizadas utilizando-se a técnica Energy Dispersive Spectrometry (EDS), através da identificação dos raios-x emitidos pela amostra, quando da interação com o feixe eletrônico. Esses feixes de raios-x são capturados por um detector e os sinais obtidos são convertidos em picos com energias características de cada elemento. A análise química pela técnica (EDS) foi realizada no Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Tescan, modelo VEGA-XM com tensão de aceleração de 20 kV, no modelo (EDS), equipamento este presente no Instituto de Pesquisa, Desenvolvimento e Inovação da Universidade Federal do Ceará (IPDI-UFC). A composição química foi obtida também através da técnica Optical Emission Spectroscopy (OES), para a identificação da composição química do aço carbono e de alguns elementos não identificados pela técnica (EDS). A análise química utilizando a técnica (OES) foi realizada no Espectrômetro de emissão Óptica da marca Shimadzu, modelo PDA 7000. Equipamento este presente no Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará (LACAM-UFC).

4.4 Simulação do Diagrama de Fração Molar de Fases

Com o software THERMO-CALC foi realizada uma simulação das possíveis fases presentes no material, variando temperatura e composição de Manganês. Para tal análise foi inserido a composição química das amostras fundidas. Em concordância aos resultados obtidos, foram determinadas as temperaturas para o tratamento térmico de solubilização.

4.5 Tratamento Térmico

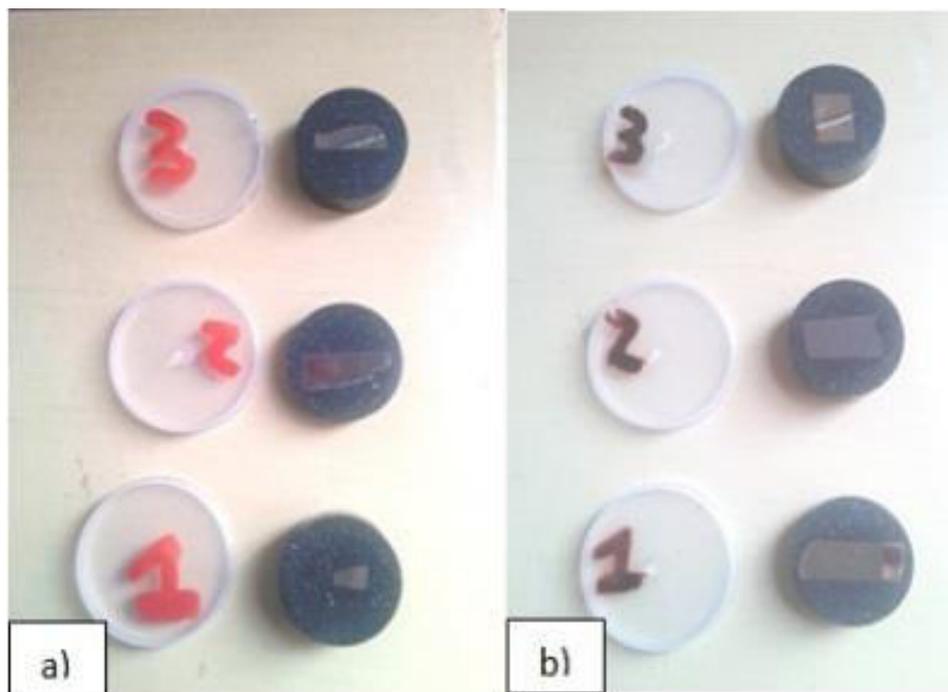
Três amostras de cada liga de aço alto Manganês foram submetidas a um processo de solubilização em duas temperaturas distintas correspondentes a composição química e diagrama de fases obtido por software THERMO-CALC. As temperaturas utilizadas nos

tratamentos foram 1100 °C para as amostras (1;3) e 800 °C para a amostra (2), por um período de 2 horas, pois a essas temperaturas as ligas se encontravam na fase austenítica, segundo a Simulação do Diagrama de Fração Molar de Fases realizada para este trabalho. Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno elétrico da marca EDG modelo 3P-S, que atinge temperatura máxima de 1200 °C. Este equipamento esta presente no Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará (LACAM-UFC).

Após o tratamento térmico as amostras foram cortadas e embutidas em resina de cura a quente, baquelite (resina sintética utilizada na técnica de metalografia). Em seguida preparadas adequadamente segundo a necessidade de cada ensaio. Como pode ser observado na Figura 31 abaixo.

Figura 31 — Amostras preparadas para a metalografia.

a) amostras solubilizadas. b) amostras fundidas.



Fonte: Autor.

4.6 Preparação Metalográfica

Foram preparadas seis amostras, três amostras em estado bruto de fusão e três amostras solubilizadas variando o teor de Carbono e Manganês eletrolítico. Posteriormente destinadas a análise nos microscópios ótico e eletrônico de varredura. Os corpos de prova

foram lixados em granulometria cada vez menores 100, 220, 320, 360, 400, 600 e 1200, em seguida polidas com pasta de diamante com granulometria 6, 3 e 1 μm . Amostras de aço alto Manganês têm como característica ter uma difícil preparação, neste caso com um agravante de ser um material fundido e com alto teor de Carbono. Logo se fez necessário uma maior e melhor preparação das amostras que foram submetidas a polimento em alumina de 0,05 μm e posterior polimento final automatizado por um período de (5-8) horas por amostra no equipamento Buehler minimet 1000 modelo 69-1100 com abrasivo de sílica diluída em água destilada. Equipamento este presente no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM-UFC).

Foi aplicado um ataque químico com solução de Nital 2% (2ml HNO_3 + 98ml Álcool Etilico), durante um tempo de (5-10) segundos, para serem observados os contornos de grão da microestrutura. Logo em seguida foi realizado outro ataque químico com solução de Metabissulfito de Sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) dissolvido em água destilada, em composição de (5g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ + 50 ml de água destilada), durante um tempo de (5-10) segundos, para serem observadas as formações dendríticas da microestrutura bruta de fusão. Para cada condição foram obtidas várias fotos com intuito de analisar a microestrutura do aço alto Manganês fundido e os precipitados presentes nos corpos de prova. Para tal o microscópio ótico Zeiss modelo (Axio Imager 2) foi utilizado na aquisição das imagens. Equipamento este presente no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM-UFC).

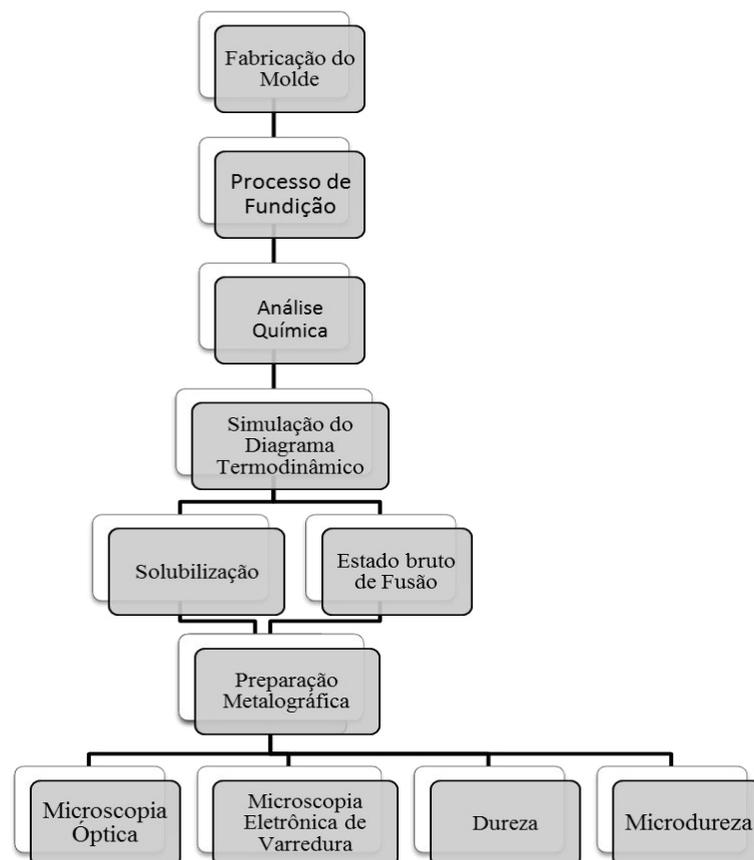
4.7 Dureza

A dureza foi realizada no durômetro M/Sussen Wolpert, tipo testor HT1-Super em lugares distantes da borda e seguindo as orientação da norma ISO (6508-1:2005 Metallic materials -- Rockwell hardness test -- Part 1: Test method (scale B) com uma carga de 100 Kgs em tempo de 10 segundos). Equipamento este pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM-UFC). Foi utilizada uma esfera de aço (diâmetro da esfera 1,5875mm). A região escolhida foi a de sentido transversal à direção de corte. Foram obtidas 5 medições para cada amostra analisada no total de 30 medições.

4.8 Microdureza

A dureza foi realizada apenas nas amostras solubilizadas com o microdurômetro Shimadzu de modelo DUH-W211. Equipamento este pertencente ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM-UFC). Os ensaios foram realizados em locais observados no durômetro como, por exemplo, regiões de fases, carbonetos metálicos, microconstituintes como a perlita fina e porosidades. Foi utilizada uma carga de 980,7 mN em tempo de 15 segundos. A região escolhida foi a de sentido transversal à direção de corte. Foram obtidas 6 medições para cada amostra solubilizada analisada no total de 18 medições. Abaixo se pode observar a Figura 32 que contém o fluxograma das atividades desenvolvidas no presente trabalho.

Figura 32 — Fluxograma das etapas realizadas neste trabalho.



Fonte: Autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

São apresentados aqui os resultados das análises químicas das amostras estudadas, identificando os elementos presentes e o teor destes em cada liga de aço alto teor de Manganês. Os resultados das simulações de diagramas de fase foram obtidos através da utilização da composição química analisada. Também foram analisadas as microestruturas das amostras caracterizadas, assim como as propriedades mecânicas, como dureza e microdureza.

5.1 Resultados da Análise Química

Com a conclusão da realização das análises químicas para cada liga em estudo, obtiveram-se os seguintes dados, que foram organizados na Tabela 14.

Tabela 14 — Análise Química das Ligas 1, 2 e 3.

ELEMENTOS	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
LIGA 1 (%p)	1,73	28,08	0,89	0,03	0,010	0,07	0,145	0,20	0,25	bal.
LIGA 2 (%p)	1,12	18,92	0,50	0,032	0,009	0,035	0,085	0,13	0,17	bal.
LIGA 3 (%p)	1,48	24,40	0,80	0,033	0,007	0,027	0,080	0,12	0,11	bal.

Fonte: Autor.

Podemos justificar o alto teor de C da Liga 1, devido ao tempo de fusão que foi relativamente longo e portanto uma maior difusão do carbono do cadinho para as ligas. Além de que a Liga 1 possui a maior porcentagem de Mn entre as ligas produzidas, tendo como consequência uma potencialização do efeito do C no aço. Já a Liga 2 possui a menor porcentagem de carbono, pois foi a liga que teve o menor tempo de processo.

O menor tempo de processo da Liga 2 também pode ser justificado ao fato de que a carga metálica sofreu uma preparação mais adequada antes da fusão. Os tarugos foram cortados de forma a aperfeiçoar o processo. Diferentemente dos processos de produção das Ligas 1 e 3, em que os tarugos foram adicionados em volume único.

No entanto a Liga 3 foi a que teve o maior tempo de processamento, mas como possui um menor teor de Mn se comparado com a Liga 1, não teve um aumento tão significativo do teor de C difundido no aço.

O teor de C aumentou de 1,12%p (Liga 2) para 1,48%p (Liga 3) de C, o que é considerado pouco devido ao longo período de processamento da liga. Pode-se justificar o controle do teor de C, também pelo fato de ter sido utilizada uma tinta com alto teor de alumina para recobrir o cadinho de grafite, na tentativa de reduzir a difusão do carbono no aço.

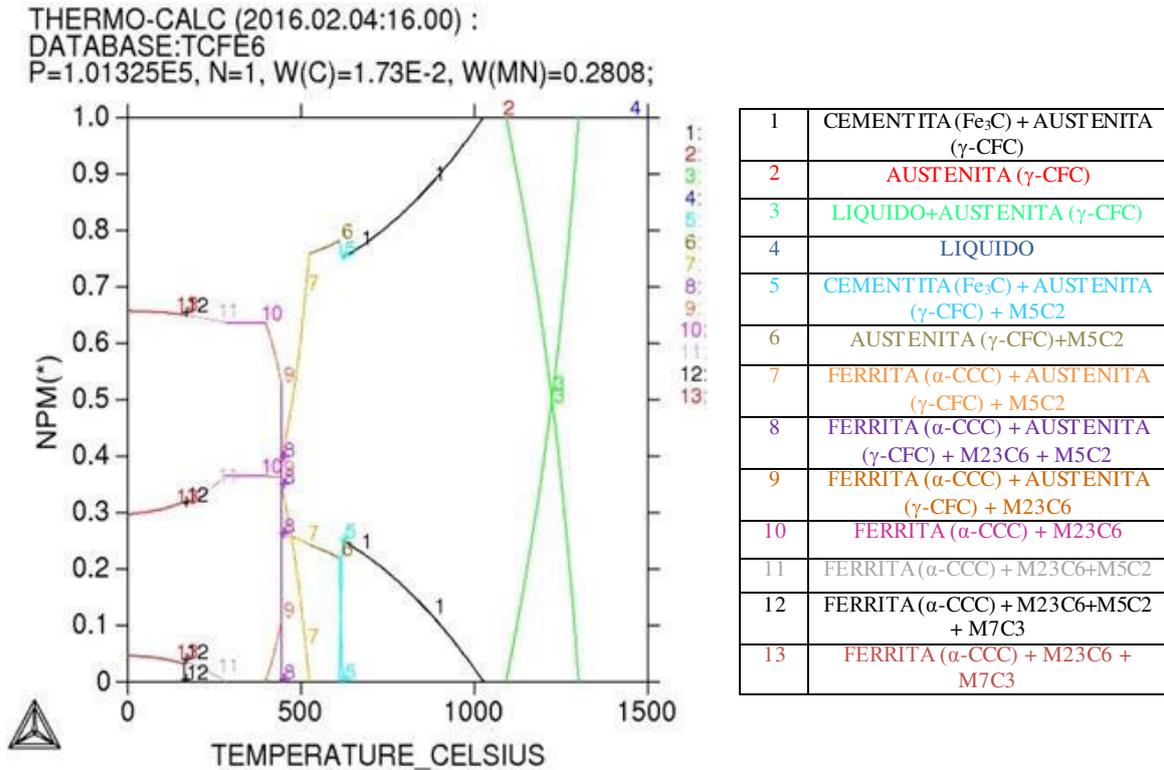
Logo constatamos que a tinta de alta alumina não foi eficiente para diminuir o teor de carbono difundido no aço, pois a porcentagem em peso do mesmo continuou alta como constatado na Tabela 14.

5.2 Resultados da Simulação do Diagrama de Fração Molar de Fases

Segue abaixo nas Figuras 33, 34 e 35 o resultado das simulações de frações molares de fases realizada no software THERMO-CALC.

Foram utilizadas as composições obtidas na espectroscopia de emissão ótica, avaliando a formação das possíveis fases para o aço com alto teor de Manganês na condição de temperatura, para as três ligas estudadas. Como resultados foram obtidos três diagramas de frações molares na faixa de temperatura de (0-1500 °C).

Figura 33 — Simulação do diagrama de fração molar de fases para a Liga 1.



Fonte: Autor.

Na simulação obtida na Figura 33. A primeira região (Linha 3 - cor verde) da simulação para a Liga 1 com 28,08% de Mn e 1,73 % de C, que está entre as temperaturas de 1100 °C a 1390 °C aproximadamente. Esta região é composta pelas fases Líquida mais Austenita (Líquida + (γ-CFC)), pois o diagrama revela uma maior fração molar destas fases na temperatura citada. Acima desse intervalo de temperatura existe apenas a fase líquida.

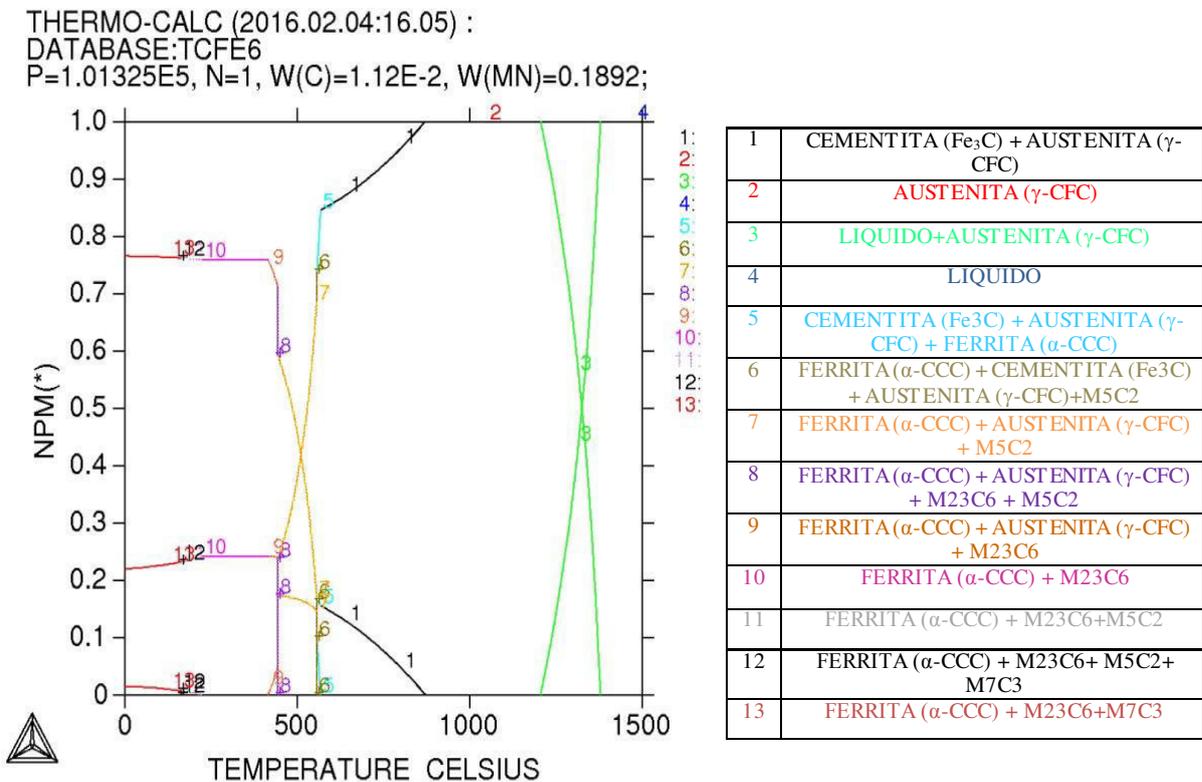
A região apenas austenítica (Linha 2 - cor vermelha) está do lado esquerdo do “X” de cor verde formado pela “Linha 3” presente no diagrama entre as temperaturas 1010-1100 °C aproximadamente. A terceira região (Linha 1 - cor preta) logo a esquerda da segunda, na faixa de temperatura entre 700 °C a 1010 °C aproximadamente estão presentes as fases Austenita (γ-CFC), carboneto de ferro (Cementita-Fe₃C), que corresponde a “Linha 1”. Pode-se explicar essa região como sendo a faixa em que o alto teor de carbono restringiu o campo austenítico elevando a faixa de temperatura em que a Austenita (γ-CFC) se deposita.

Se observarmos o diagrama da Figura 33, percebemos que a Cementita (Fe₃C) esteve presente até a temperatura de (≈700 °C). E se acompanharmos a “Linha 1” do mesmo diagrama percebemos a presença da Cementita (Fe₃C) até uma temperatura de (≈1010). Assim

pode-se justificar o possível aparecimento de perlitas lamelares (microconstituente formado por um mistura de duas fases, Ferrita (α -CCC) e Cementita (Fe_3C) na microestrutura da Liga 1 solubilizada.

Nas outras regiões da simulação coexistem as fases Austenita (γ -CFC), Ferrita (α -CCC), Cementita (Fe_3C), e carbonetos metálicos (M_{23}C_6 , M_7C_3 , M_5C_2). Considera-se a grande quantidade de carbonetos também por a liga apresentar frações de elementos formadores de carbonetos como o Molibdênio (COLPAERT, 2008).

Figura 34 — Simulação do diagrama de fração molar de fases para a Liga 2.



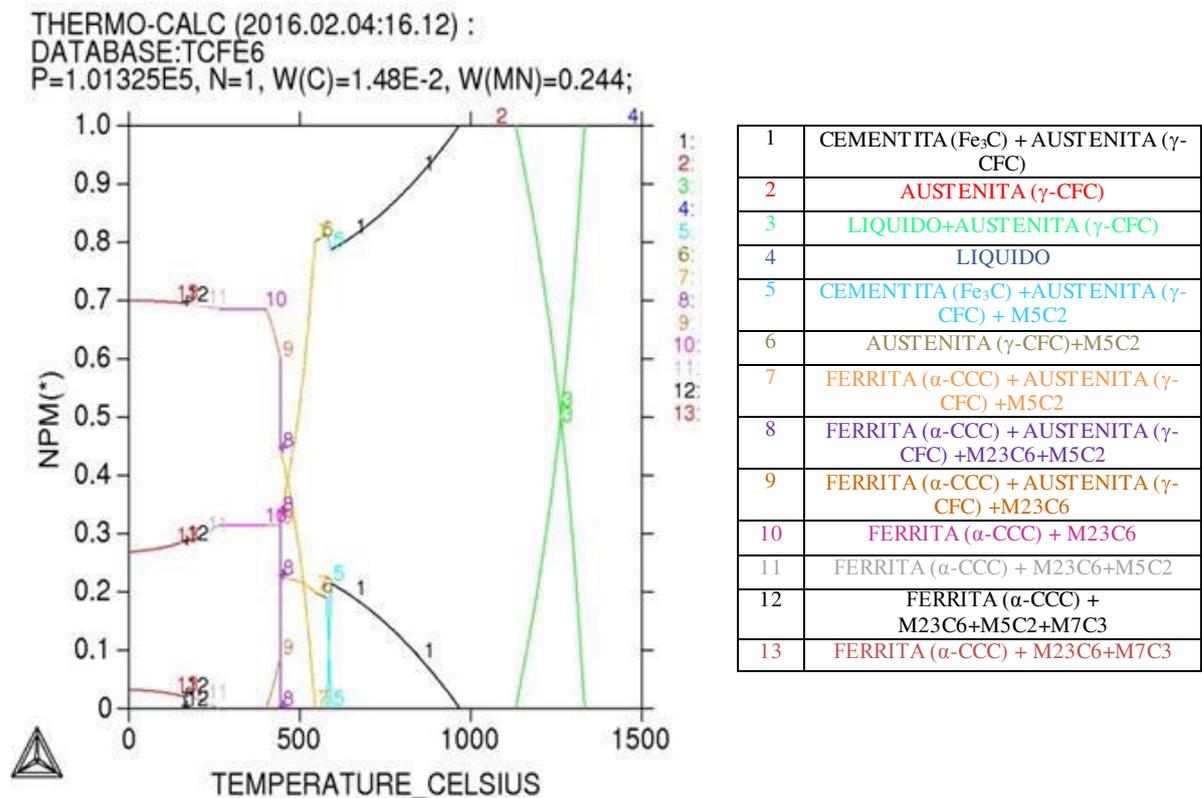
Fonte: Autor.

Na simulação obtida na Figura 34, para a Liga 2 com 18,92% de Mn e 1,12 % de C. A primeira região da simulação (Linha 3 - cor verde), que está entre as temperaturas 1300 °C a 1400 °C aproximadamente, acima desta temperatura existe apenas a fase líquida.. Esta região é composta pela fase Líquida mais Austenita (Líquida + (γ -CFC)), corresponde à região pela qual foi realizado o estudo e que se localiza entre os eixos do “X” de cor verde

formado pela “Linha 3” presente no diagrama da Figura 34. A segunda região (Linha 2 - cor vermelha) logo à esquerda da primeira esta presente apenas a fase Austenita (γ -CFC), na faixa de temperatura de ($\cong 790$ °C-1300 °C) do lado esquerdo do “X” de cor verde presente no diagrama da Figura 34. Entre as temperaturas de 550-790 °C (Linha 1 - cor preta) estão presentes as fases Austenita (γ -CFC) mais carboneto de ferro (Cementita (Fe_3C)). Abaixo de 550 °C coexistem as fases Austenita (γ -CFC), Ferrita (α -CCC), Cementita (Fe_3C) e os (M_{23}C_6 , M_5C_2 , M_7C_3) que são carbonetos.

Pelo diagrama da Figura 34 acima podemos perceber que a Cementita (Fe_3C) esteve presente até a temperatura de ($\cong 550$ °C), diferentemente do ocorreu no diagrama da Liga 1 presente na Figura 33. Percebe-se que com a redução do teor de Carbono e mantendo o alto teor de Manganês que ocorreu uma estabilização maior da Austenita (γ -CFC) aumentando o campo austenítico reduzindo a faixa de temperatura em que a Austenita (γ -CFC) se transforma.

Figura 35 — Simulação do diagrama de fração molar de fases para a Liga 3.



Fonte: Autor.

Na simulação obtida na Figura 35, para a Liga 3 com 24,40 % de Mn e 1,48 % de C. A primeira região da simulação (Linha 3 - cor verde), que está entre as temperaturas de 1180 °C a 1400 °C aproximadamente, esta região é composta pela fase líquida mais Austenita (Líquida + (γ -CFC)), corresponde à região pela qual foi realizado o estudo. Acima dessa região existe apenas a fase líquida.

A região entre 980-1180 °C (Linha 2 - cor vermelha) está presente uma maior fração molar apenas da fase Austenita (γ -CFC), do lado esquerdo do “X” de cor verde formado pela “Linha 3” presente no diagrama. A terceira região (Linha 1 - cor preta) logo a esquerda da segunda, na faixa de temperatura entre 600 °C a 980 °C, aproximadamente, estão presentes as fases Austenita (γ -CFC) mais carboneto de Ferro (Cementita (Fe_3C)).

Nas outras regiões da simulação coexistem as fases Austenita (γ -CFC), Ferrita (α -CCC), Cementita (Fe_3C) e carbonetos metálicos (M_{23}C_6 , M_7C_3 , M_5C_2) em temperaturas mais baixas. Percebe-se que com a redução do teor de Carbono e Manganês que ocorreu um aumento do campo austenítico, se comparado com o diagrama da Liga 1.

Se compararmos os diagramas da Figura 35 e o da Figura 33, e suas consequências na microestrutura, podemos justificar o fato de não ter aparecido perlitas lamelares na Liga 3, através do argumento de que o teor de Carbono da Liga 1 é bem mais elevado que o da Liga 3, conseqüentemente percebemos que a Cementita (Fe_3C) aparece no diagrama da Figura 35 até uma temperatura de 980 °C aproximadamente, ao contrário do que observado no diagrama da Figura 33. Em que a Cementita aparece até uma temperatura acima de 1000 °C ($\cong 1100$ °C). Assim na realização do tratamento térmico, a queda de temperatura que a amostra da Liga 1 sofreu pode ter causado a formação de estruturas perlíticas. O que não ocorreu com a amostra da Liga 3.

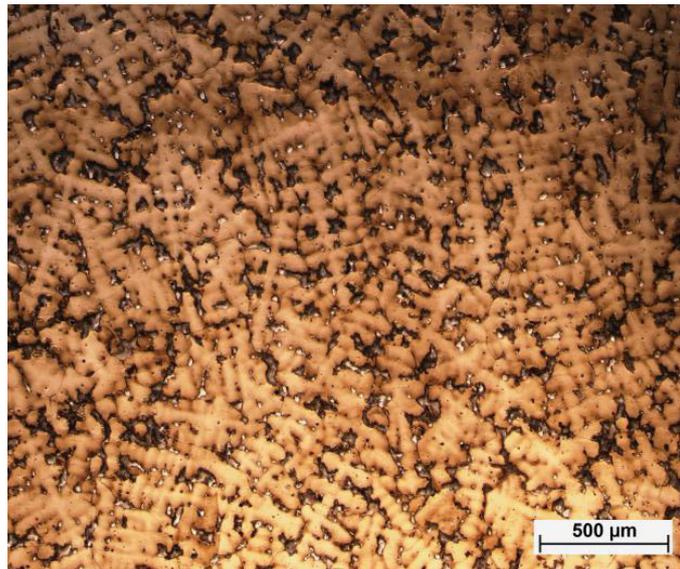
No entanto o alto teor de Mn continuou estabilizando a Austenita (γ -CFC) a altas temperaturas para a Liga 3. Alguns elementos quando dissolvidos no ferro, tendem a estabilizar a estrutura CFC em relação à estrutura CCC, como por exemplo, o Manganês. Este efeito é mais comum em elementos que puros, apresentam estrutura CFC, assim como os elementos Níquel, Cobre (COLPAERT, 2008).

5.3 Análises Micrográficas dos aços fundidos com alto teor de Mn

A seguir estão os resultados obtidos no processo de caracterização da superfície das seis amostras dos aços fundidos com alto teor de Mn e C produzidos em um forno de indução no laboratório de fundição da Universidade Federal do Ceará. As figuras abaixo mostram as micrografias obtidas no microscópio óptico e eletrônico de varredura, com suas respectivas análises da microestrutura encontrada para as Ligas 1, 2, 3, respectivamente em seu estado bruto de fusão. Inclusive resultados da técnica de EDS, obtidas no MEV.

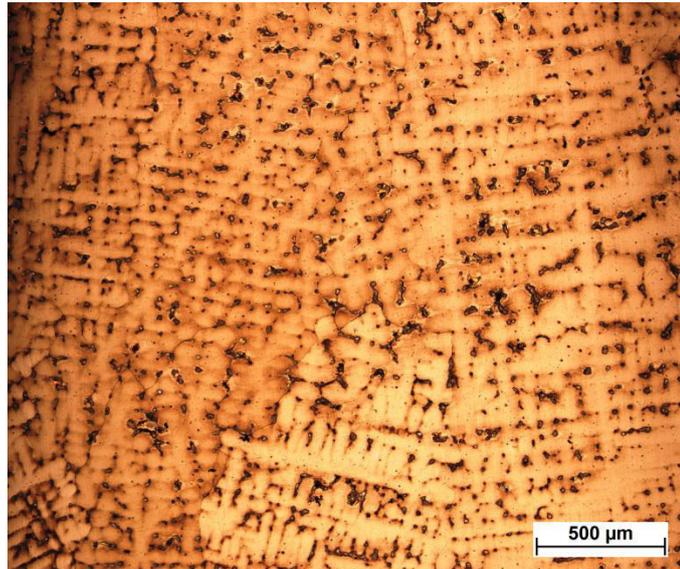
As Figuras 36, 37 e 38 abaixo mostram as micrografias obtidas no microscópio óptico, com suas respectivas análises da microestrutura encontrada para as Ligas 1, 3, 2, respectivamente em seu estado bruto de fusão.

Figura 36 — Micrografia-Liga 1 fundida-Ataque: Metabissulfito de Sódio-Aumento 50x.



Fonte: Autor.

Figura 37 — Micrografia-Liga 3 fundida-Ataque: Metabissulfito de Sódio-Aumento 50x.



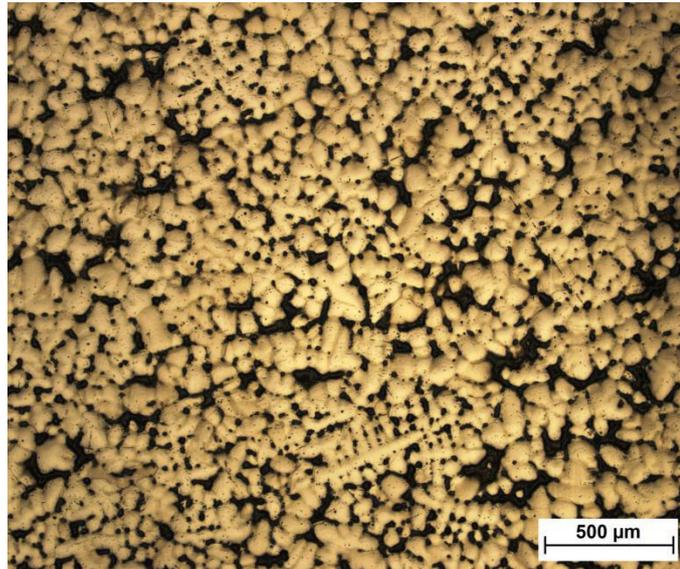
Fonte: Autor.

As micrografias das amostras em seu estado bruto de fusão foram obtidas com o objetivo de se observar a microestrutura dendrítica das mesmas. Nas Figuras 36 e 37 pode-se observar claramente a estrutura dendrítica característica dos aços fundidos, em seu estado bruto de fusão sem tratamento térmico aplicado.

O espaçamento interdendrítico maior indica um resfriamento lento. Demonstrando ainda uma grande presença de carbonetos e muitas porosidades evidentes.

As porosidades são oriundas da não solidificação em equilíbrio com início de porosidades em inclusões não metálicas geradas por gases como oxigênio e nitrogênio. Percebe-se também que as amostras das Ligas 1 e 3 foram cortadas na seção transversal da peça, favorecendo a observação do crescimento dendrítico.

Figura 38 — Micrografia-Liga 2 fundida-Ataque: Metabissulfito de Sódio-Aumento 50x.



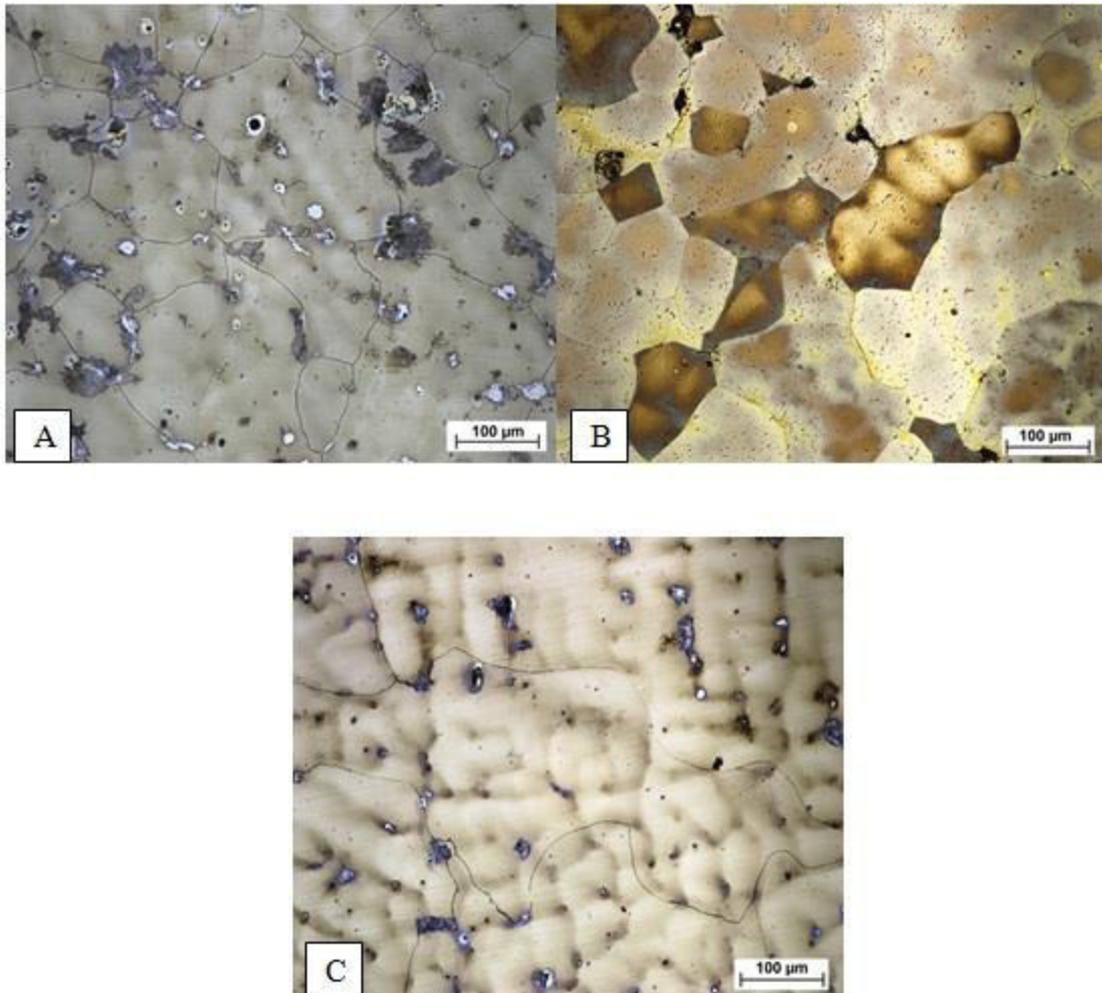
Fonte: Autor.

Na Figura 38 temos a micrografia da Liga 2, ilustrando a microestrutura presente na amostra. Então se pode observar claramente a estrutura dendrítica característica dos aços fundidos, em seu estado bruto de fusão sem tratamento térmico aplicado. Uma observação que deve ser esclarecida é que a Figura 38 apresenta uma micrografia com dendritas em formatos diferentes dos apresentados nas Figuras 36, 37.

O espaçamento interdendrítico menor indica um resfriamento menos lento um tempo de processo mais rápido se comparado com os das Liga 1 e 3. A mudança no formato também se justifica da pelo fato de a amostra ter sido cortada e caracterizada no sentido de corte na seção longitudinal diferentemente das amostras das Ligas 1 e 3.

A micrografia demonstrou ainda uma grande presença de carbonetos e muitas porosidades evidentes. Porosidades oriundas da não solidificação em equilíbrio com início de porosidades em inclusões não metálicas geradas por gases como oxigênio e nitrogênio, durante o vazamento do aço para o molde de areia.

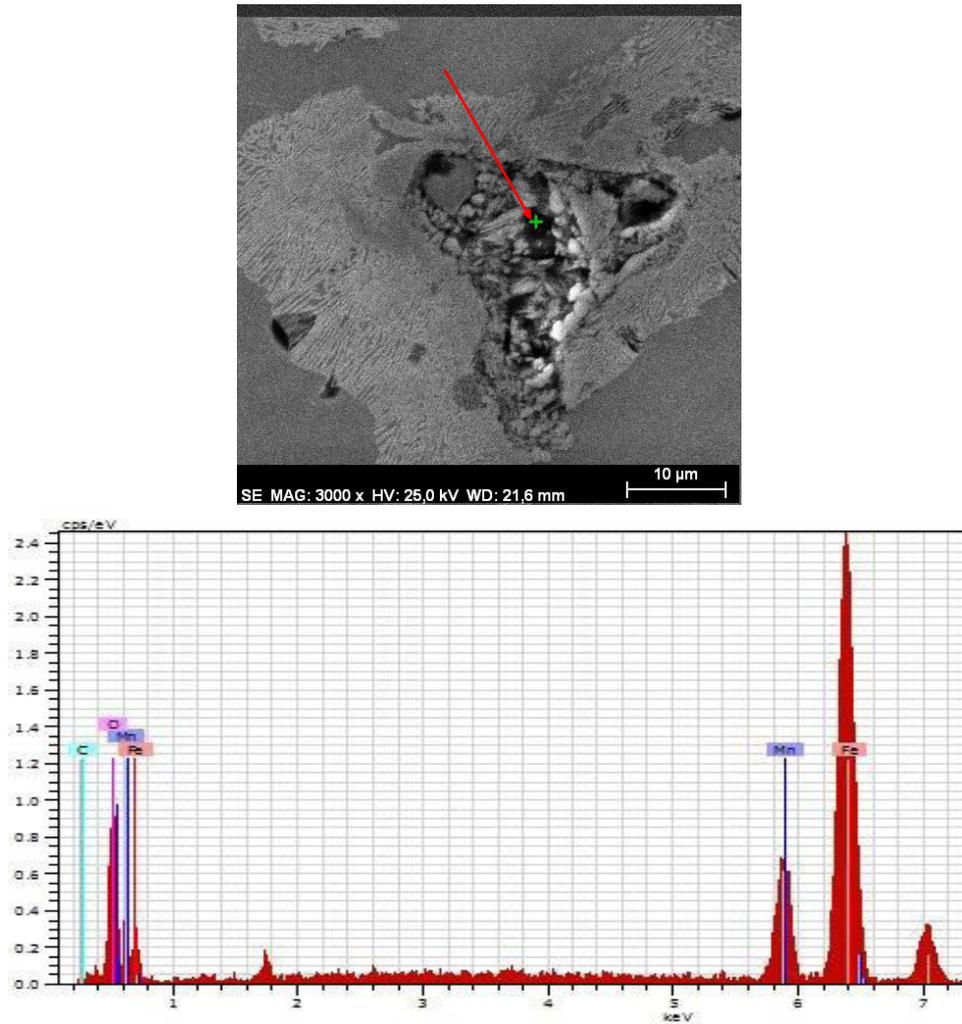
Figura 39 — Micrografias-Ligas 1(A), 2(B) e 3(C) fundidas-Ataque: Nital 2%-Aumento 50x.



Fonte: Autor

Na Figura 39 estão presentes as micrografias das ligas 1, 2 e 3 em seu estado bruto de fusão, sem prévio tratamento térmico, mas utilizando outro reagente o Nital 2%. Foram revelados grãos de Ferrita (α), com contornos de grão finos. As micrografias das amostras em seu estado bruto de fusão apresentam frações de Ferrita (α), e carbonetos metálicos (M23C6, M7C3, M5C2). Percebe-se grande presença de porosidades, principalmente nos contornos, assim como carbonetos metálicos. Podemos justificar a presença dessas estruturas pelo diagrama termodinâmico apresentado na seção Simulação do Diagrama de Fração Molar de Fases. Na Figura 40 podemos observar a presença de carbonetos metálicos e óxidos na região do contorno de grão da amostra fundida da Liga 1, comprovado pela análise química por EDS.

Figura 40 — Micrografia MEV-Liga 1 fundida-Técnica EDS.



Fonte: Autor.

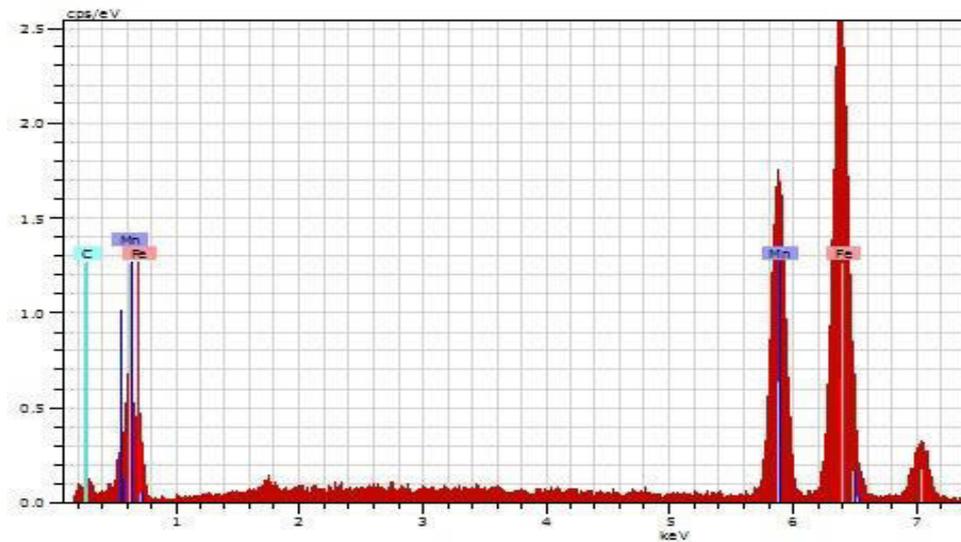
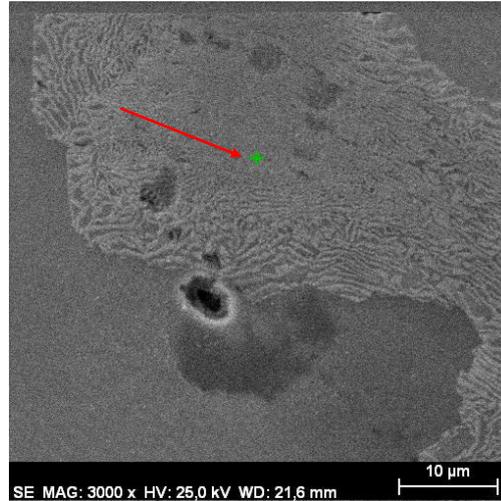
Tabela 15 — Resultados da análise química pontual-Liga 1 fundida.

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
C	6	K-series	0,98	0,91	3,05	0,5
O	8	K-series	15,06	13,95	35,22	3,1
Mn	25	K-series	16,25	15,06	11,07	0,6
Fe	26	K-series	75,62	70,08	50,66	2,1
Total:			107,91	100,00	100,00	

Fonte: Autor. Teores de C e O apenas qualitativo.

A presença de óxidos e da Perlita foram confirmadas pelas análises químicas pontuais demonstradas nas Figuras 40,41 e Tabelas 15,16. Tabelas que apresentam altos valores em (%p) de C, Fe e O. As setas vermelhas indicam o local da realização da análise.

Figura 41 — Micrografia MEV-Liga 1 fundida-Técnica EDS.



Fonte: Autor.

Tabela 16 — Resultados da análise química pontual-Liga 1 fundida.

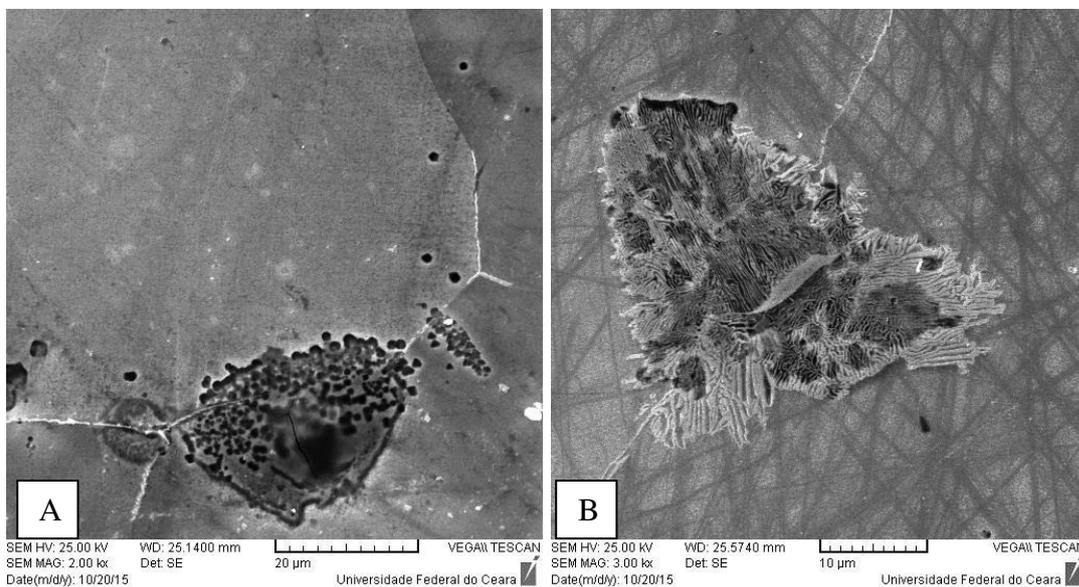
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
C	6	K-series	3,05	2,90	12,12	0,9
Mn	25	K-series	35,82	34,01	31,11	1,1
Fe	26	K-series	66,43	63,09	56,77	1,8
Total:			105,30	100,00	100,00	

Fonte: Autor. Teor de C apenas qualitativo.

Como consequência da grande porcentagem da fase Cementita (Fe_3C - carboneto de Ferro), foi percebido a presença de perlitas finas em algumas regiões da amostra. As imagens foram obtidas no microscópio eletrônico de varredura no modo SE, através da técnica EDS (aumento de 3000x).

Normalmente, uma estrutura totalmente austenítica, essencialmente livre de carbonetos e razoavelmente homogênea no que diz respeito a átomos de carbono e de manganês, é desejado, embora isto não seja sempre atingível nos perfis pesados ou em aços contendo elementos formadores de carboneto, tais como Cromo e Molibdênio (AVERY, 2004). Assim podemos comparar as imagens presentes nas Figuras 42, 43 e 44, as primeiras obtidas durante a metalografia realizada durante este trabalho e a última uma imagem similar encontrada na literatura.

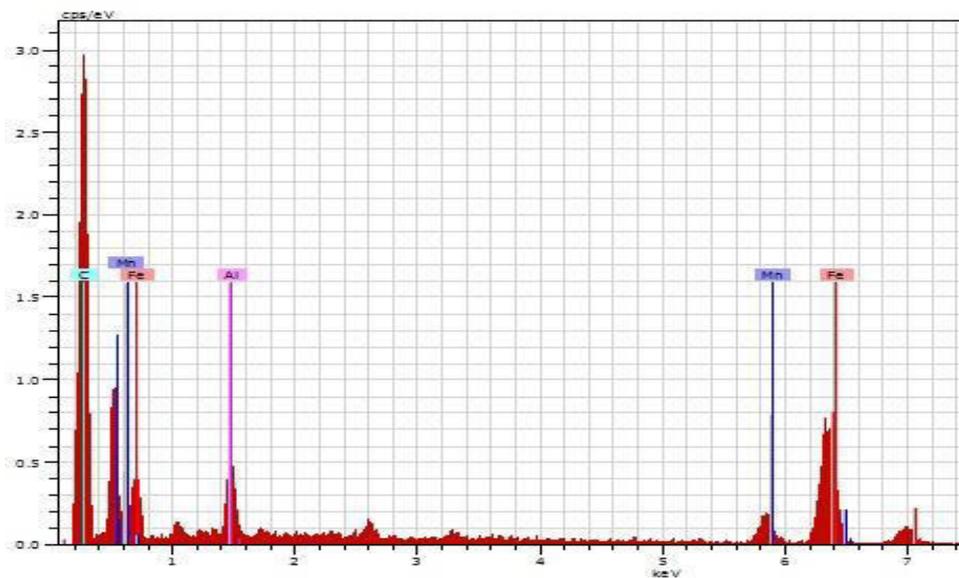
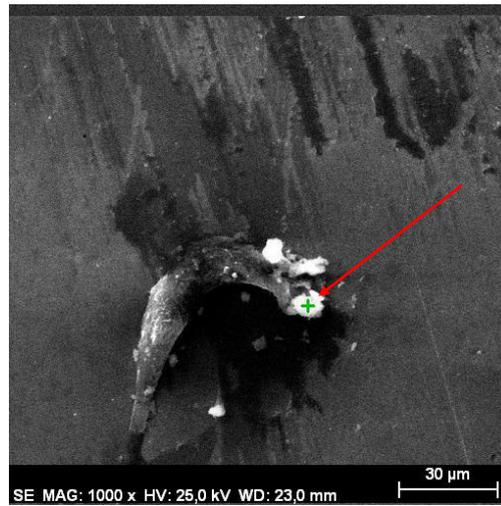
Figura 42 — Micrografia MEV-Liga 2 fundida-Ataque: Nital 2%-Aumento 2000x(A).
/Micrografia MEV-Liga 3 fundida-Ataque: Nital 2%-Aumento 2000x(B).



Fonte: Autor.

A Figura 43 evidencia a presença de carbonetos na microestrutura da Liga 2, que foi comprovada através da micrografia e análise química pontual (ver Tabela 17) com elevadíssimo teor de carbono. O local exato no qual foi realizada a análise esta indicada pela seta vermelha.

Figura 43 — Micrografia MEV-Liga 2 fundida-Técnica EDS.



Fonte: Autor.

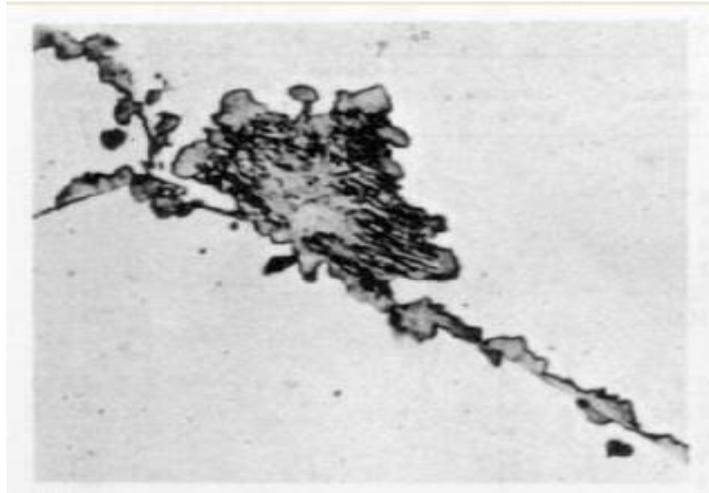
Tabela 17 — Resultados da análise química pontual-Liga 2 fundida.

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
C	6	K-series	62,53	68,21	89,76	9,2
Al	13	K-series	3,71	4,05	2,37	0,3
Mn	25	K-series	3,42	3,73	1,07	0,2
Fe	26	K-series	22,02	24,02	6,80	0,7
Total:			91,68	100,00	100,00	

Fonte: Autor. Teor de C apenas qualitativo.

A Figura 44 evidencia a formação de possível carboneto em estruturas típicas de aço fundido com alto teor de manganês. Material de 76 mm de espessura, com grandes óxidos e carbonetos ao longo dos limites de grão.

Figura 44 — Carbonetos nos contornos de grão em estruturas típicas de aço Mn fundido.

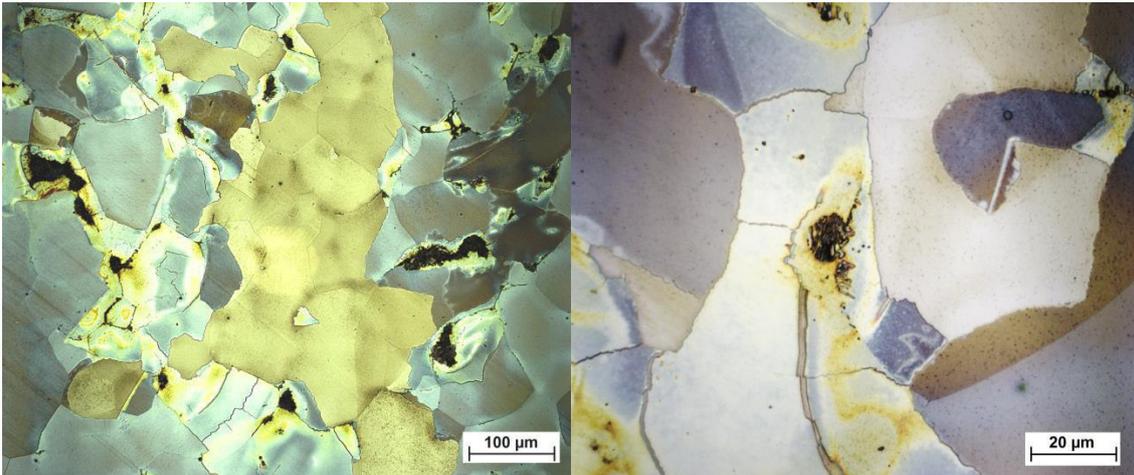


Fonte: AVERY (2004).

5.4 Análises Micrográficas dos aços fundidos com alto teor de Mn solubilizado

A seguir estão os resultados obtidos no processo de caracterização da superfície das seis amostras dos aços fundidos com Alto teor de Mn e C produzidos em um forno de indução no laboratório de fundição da Universidade Federal do Ceará. As figuras abaixo mostram as micrografias obtidas no microscópio óptico e eletrônico de varredura, com suas respectivas análises da microestrutura encontrada para as Ligas 1, 2, 3, após terem passado pelo tratamento térmico de solubilização. Inclusive resultados da técnica de EDS, obtidas no MEV. Os grãos apresentaram tamanho maior se comparado com as amostras das Ligas 1, 2 e 3 em seu estado bruto de fusão.

Figura 45 — Micrografia-Liga 1 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 200x/1000x.



Fonte: Autor.

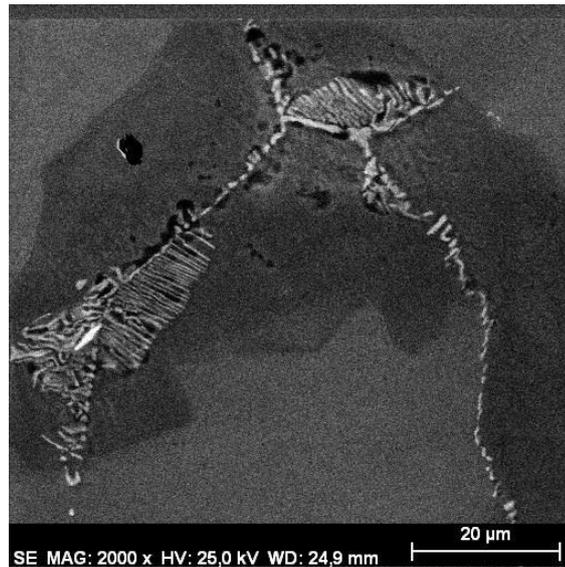
A Figura 45 apresenta micrografias da Liga 1, com aumentos de (200x) e (1000x) respectivamente, analisadas na região transversal da peça que foi a seção de corte. Microestrutura após tratamento térmico de solubilização por um período de 2 horas, a uma temperatura de 1100 °C. Temperatura esta conseguida através da Figura 33 (diagrama de fração molar de fases da Liga 1) apresenta grãos bem definidos, de tamanho grande característico de materiais austeníticos como o aço com alto teor de Mn.

Observa-se também que o tratamento térmico de solubilização fez com que a Cementita (Fe_3C) migrasse para os contornos de grão, juntamente com óxidos e inclusões. Foi observada a presença de perlitas lamelares finas nos contornos de grão da micrografia.

Podemos justificar a presença do microconstituente Perlita (camadas tanto da fase Ferrita (α -CCC) como da fase Cementita (Fe_3C)) através do decréscimo de temperatura ao retirar a amostra do forno, antes da mesma ser mergulhada em água, durante o tratamento térmico de solubilização.

A Figura 46 apresenta uma imagem obtida através do microscópio eletrônico de varredura, contendo uma possível estrutura perlítica nos contornos de grão da microestrutura da Liga 1.

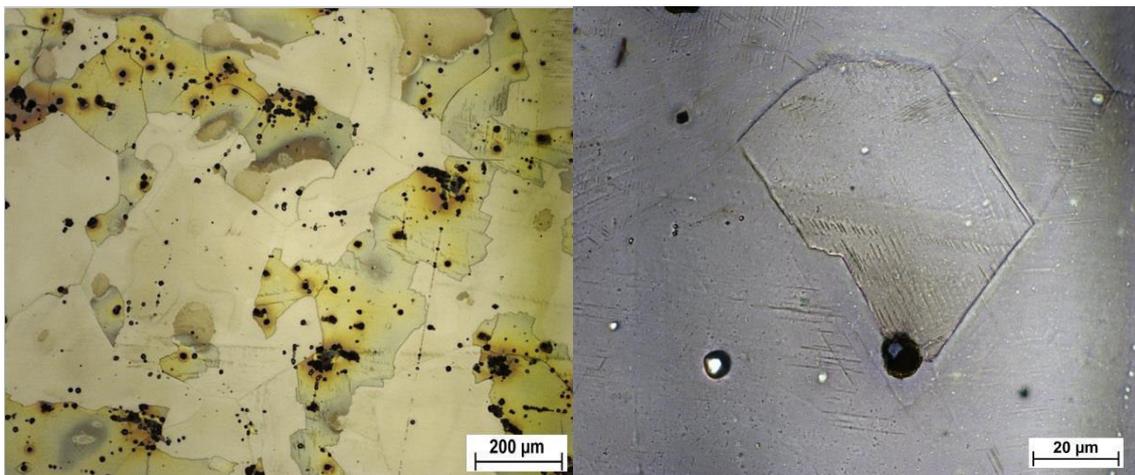
Figura 46 — Micrografia MEV-Liga 1 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 2000x.



Fonte: Autor.

A Figura 47 apresenta micrografias da Liga 2, analisadas na região longitudinal da peça que foi a seção de corte. Microestrutura após tratamento térmico de solubilização por um período de 2 horas a uma temperatura de 800 °C. Temperatura esta conseguida através da Figura 34 (diagrama de fração molar de fases Liga 2). Observa-se também que pela quantidade de carbonetos presentes o tratamento térmico de solubilização não foi suficiente para eliminar os óxidos e precipitados.

Figura 47 — Micrografia-Liga 2 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 100x/1000x.



Fonte: Autor.

As micrografias apresentam grãos bem definidos, de tamanho muito grande característico de aços austeníticos.

Foi detectado também um grande percentual de carbonetos e óxidos, o que pode ser justificado ao fato de que a Liga 2 possui menores porcentagens de Mn, mantendo o teor de Carbono alto, com frações de Mo (caracterizado por influenciar positivamente para o aparecimento de carbonetos).

Como pode ser observado nas micrografias, a microestrutura da Liga 2 mostrou uma grande presença de óxidos e carbonetos.

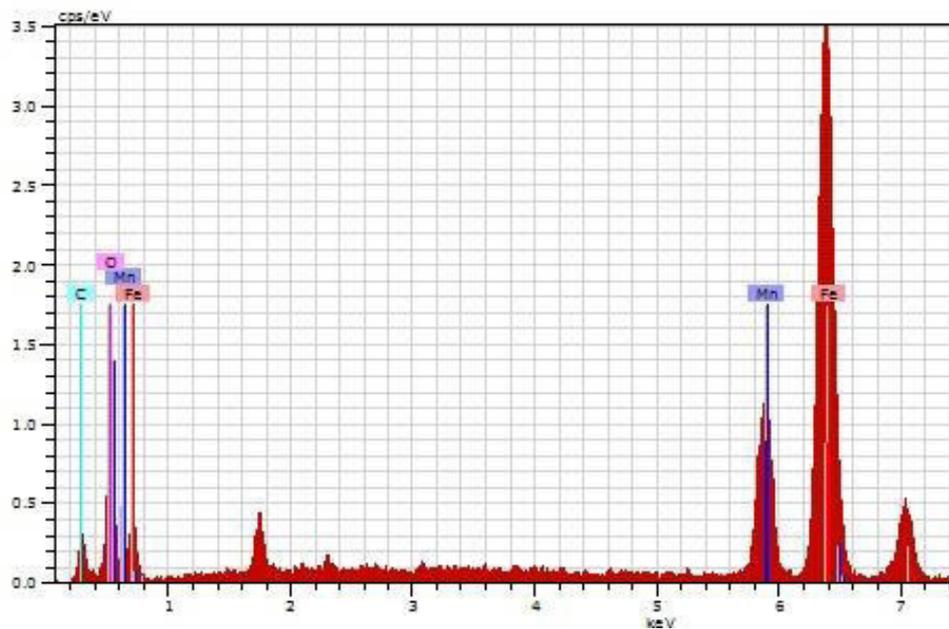
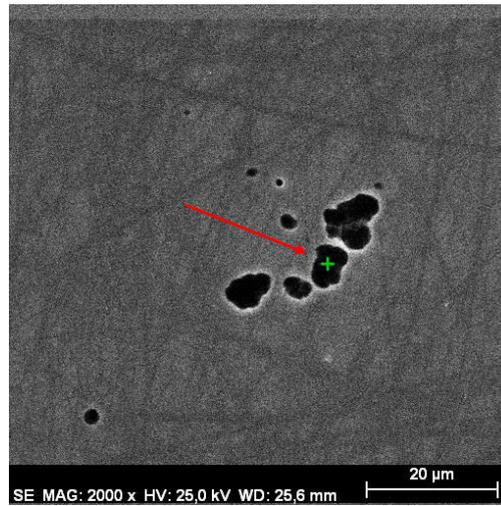
Os carbonetos podem ser justificados devido à queda de temperatura na hora de retirar a amostra do forno, essa queda de temperatura pode ter provocado a formação das fases Cementita (Fe_3C) e Ferrita ($\alpha\text{-CCC}$) como mostra o diagrama de fração molar para a Liga 2 (Ver Figura 34).

A faixa de temperatura de início de transformação da fase Austenita ($\gamma\text{-CFC}$) em Ferrita ($\alpha\text{-CCC}$) e Cementita (Fe_3C) é muito próxima da temperatura em que foi realizado o tratamento térmico de solubilização da Liga 2. Temperatura utilizada foi de 800 °C.

Observou-se também a grande quantidade de óxidos, que foi comprovada através da análise feita no microscópio eletrônico de varredura, utilizando a técnica de EDS (ver Figura 48). A análise química pontual (ver Tabela 18) que demonstrou níveis muito elevados do elemento químico Oxigênio, comprovando a presença de óxido na microestrutura.

A seta vermelha indica o local da análise. Se existir carbonetos na estrutura como revenida, é desejável que elas sejam presente como partículas relativamente inócuas ou nódulos dentro dos grãos da Austenita ($\gamma\text{-CFC}$) em vez de envelopes como contínuas nos contornos de grão (AVERY, 2004).

Figura 48 — Micrografia MEV-Liga 2 solubilizada-Técnica EDS.



Fonte: Autor.

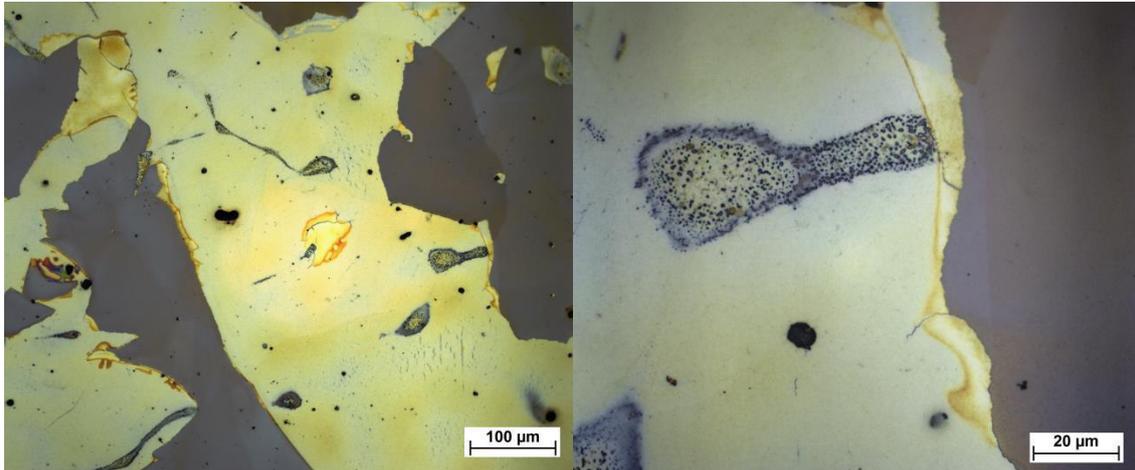
Tabela 18 — Resultados da análise química pontual-Liga 2 solubilizada.

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
C	6	K-series	3,21	3,05	10,26	0,8
O	8	K-series	11,26	10,69	27,03	2,1
Mn	25	K-series	18,45	17,52	12,90	0,6
Fe	26	K-series	72,41	68,75	49,81	2,0
Total:			105,33	100,00	100,00	

Fonte: Autor. Teores de C e O apenas qualitativo.

A Figura 49 apresenta micrografias da Liga 3, analisadas na região transversal da peça que foi a seção de corte.

Figura 49 — Micrografia-Liga 3 solubilizada-Ataque: Nital 2%-Aumento 200x/1000x.

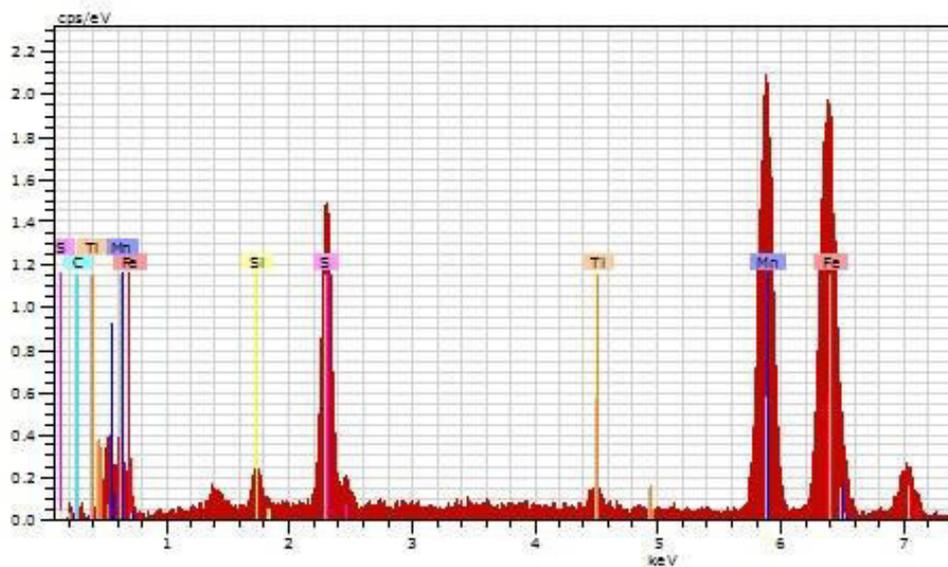
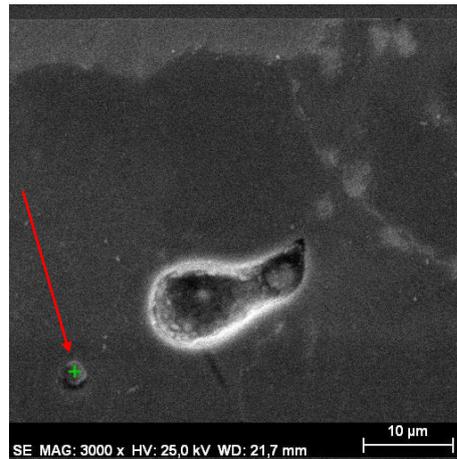


Fonte: Autor.

Microestrutura após tratamento térmico de solubilização por um período de 2 horas à uma temperatura de 1100 °C. Temperatura esta conseguida através da Figura 35 (diagrama de fração molar de fases Liga 3), apresenta grãos bem definidos, de tamanho extra grande característico de materiais austeníticos como o aço com alto teor de Mn. Observa-se também que pela quantidade de carbonetos presentes o tratamento térmico de solubilização foi o mais eficiente dentre os realizados nas Ligas 1, 2, e 3 para eliminar os carbonetos.

Na figura 50 esta presente na microestrutura da Liga 3, uma possível inclusão de MnS. Estas inclusões diferiram do tamanho das porosidades e dos precipitados que também foram encontradas ao longo da microestrutura. As formações de inclusão são acreditados para ser MnS. A presença simultânea de S e níveis elevados de Mn na solidificação resulta na formação de inclusões de MnS, impedindo assim a segregação S nos limites de grão (SUTTON, 2013). Os elevados níveis de Enxofre podem ser justificados pela grande presença deste elemento na argila (obtidas em casas de jardinagem) utilizada na fabricação do molde para o processo de fundição. O Enxofre se faz presente neste tipo de argila, pois é caracterizado como nutriente e fertilizante para o solo. A Tabela 18 comprova os elevados índices de S na inclusão observada na Figura 50 (indicada pela seta vermelha).

Figura 50 — Micrografia MEV-Liga 3 solubilizada-Técnica EDS.



Fonte: Autor.

Tabela 19 — Resultados da análise química pontual-Liga 3 solubilizada.

El	AN	Series	unn. C [wt. %]	norm. C [wt. %]	Atom. C [at. %]	Error [%]
C	6	K-series	1,16	1,15	4,68	0,5
Si	14	K-series	1,27	1,26	2,19	0,1
S	16	K-series	11,03	10,92	16,62	0,5
Ti	22	K-series	1,70	1,68	1,71	0,1
Mn	25	K-series	39,28	38,89	34,53	1,1
Fe	26	K-series	46,57	46,10	40,27	1,3
Total:			101,02	100,00	100,00	

Fonte: Autor. Teor de C apenas qualitativo.

5.5 Durezas das amostras dos aços fundidos com alto Mn

Com o intuito de melhor analisar o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas do aço alto Mn, foram levantados os perfis de dureza para as seis amostras estudadas neste trabalho. Nas três amostras em seu estado bruto de fusão e nas três amostras solubilizadas.

Foram realizados ensaios de dureza para identificarmos quais os valores de propriedade mecânica os aços produzidos contêm. Resultados da medição de dureza realizados nas amostras estão expostos nas Tabelas 20, 21 e 22.

Tabela 20 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 1 fundida.

Pontos	1°	2°	3°	4°	5°	Valor Médio
Dureza (HRB)	73	73	73	73	74	73,2
Conversão (HB)						131
Conversão (HV)						137

Fonte: Autor.

Tabela 21 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 2 fundida.

Pontos	1°	2°	3°	4°	5°	Valor Médio
Dureza (HRB)	65	64	65	66	64	64,8
Conversão (HB)						112
Conversão (HV)						117

Fonte: Autor.

Tabela 22 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 3 fundida.

Pontos	1°	2°	3°	4°	5°	Valor Médio
Dureza (HRB)	66	71	68	67	67	67,8
Conversão (HB)						116
Conversão (HV)						123

Fonte: Autor.

Os valores de dureza HRB, fazem justificativa a microestrutura encontrada como também ao diagrama termodinâmico das três Ligas produzidas. Dureza que nos remete a microestrutura ferrítica com elevada ductilidade. Ferrita (α), também conhecida como ferro alfa, é um termo de ciência dos materiais para o ferro puro, com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). É esta estrutura cristalina que dá aço e suas propriedades magnéticas, e propriedades mecânicas como dureza de aproximadamente 80 Brinell e dureza Vickers de 96 HV. As ligas apresentaram uma dureza mais elevada se comparamos com os valores teóricos para a fase Ferrita (α) por conta dos carbonetos metálicos e porosidades (muito presentes nas microestruturas estudadas neste trabalho) que aumentaram a dureza das três ligas em seu estado bruto de fusão.

A Liga 1 mostrou possuir os maiores valores de dureza, tais valores são justificados pela alto teor de C e M na liga. Assim como para a Liga 2 foi encontrado os menores valores de dureza do material. A Liga 3 obteve os melhores resultados obtendo valores de dureza intermediários entre as Ligas 1 e 2.

5.6 Durezas das amostras dos aços fundidos com alto teor de Mn solubilizado

Os valores de dureza HRB, fazem justificativa a microestrutura encontrada como também ao diagrama termodinâmico das três Ligas produzidas. São apresentados nas Tabelas 23,24 e 25.

Tabela 23 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 1 solubilizada.

Pontos	1°	2°	3°	4°	5°	Valor Médio
Dureza (HRB)	61	60	60	60	61	60,4
Conversão (HB)						103
Conversão (HV)						108

Fonte: Autor.

Tabela 24 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 2 solubilizada.

Pontos	1°	2°	3°	4°	5°	Valor Médio
Dureza (HRB)	60	62	62	63	61	61,6
Conversão (HB)						104
Conversão (HV)						109

Fonte: Autor.

Tabela 25 — Ensaio de Dureza Rockwell B para a Liga 3 solubilizada.

Pontos	1°	2°	3°	4°	5°	Valor Médio
Dureza (HRB)	67	66	65	66	68	66,4
Conversão (HB)						113
Conversão (HV)						120

Fonte: Autor.

As durezas apresentadas como resultado nos remete a microestrutura austenítica com redução da dureza, pois a fase Austenita (γ -CFC) é caracteriza por ter uma estrutura com ductilidade elevada em relação à fase Ferrita (α -CCC). Observando os valores concluímos que o aço pós-tratamento térmico apresentou dureza menor, pois como observado no diagrama de frações molares de fases (ver Figuras 33, 34, 35), na temperatura de solubilização está presente a microestrutura austenítica, diferentemente do aço em seu estado bruto de fusão que possui uma microestrutura ferrítica devido ao seu resfriamento lento. Podemos concluir também que não houve uma redução maior da dureza comparando as amostras fundidas com as solubilizadas, devido à presença marcante de óxidos e precipitados que aumentam a dureza do material. Não foram obtidos valores maiores por outro lado, pelo fato de a microestrutura apresentar inclusões que fragilizam o material.

5.7 Microdurezas das amostras dos aços fundidos com alto teor de Mn solubilizado

Os valores da microdureza da Tabela 26 se mostram coerentes, pois a microestrutura dos aços estudados possui estrutura austenítica, mas com grandes porções de inclusões e óxidos, aumentando a microdureza do material. Temos na amostra da Liga 1, os maiores valores médios de microdureza. Este também é um dado que pode ser justificado pelo

diagrama de fração molar das fases para a Liga 1 (ver Figura 33). Valores altos de microdureza eram esperados para a Liga 1, pois possui a maior composição em (%p) de C e Mn, elevando assim as propriedades mecânicas da liga além de possuir regiões perlíticas em sua microestrutura. A seguir nas Tabelas 26, 27 e 28 estão os resultados da análise de microdureza nas três amostras solubilizadas.

Tabela 26 — Ensaio de Microdureza Vickers para a Liga 1 solubilizada.

Medição	Região da Análise	Valor de Microdureza (HV)
1°	Região Perlítica	400
2°	Região Perlítica	349
3°	Região Austenítica	295
4°	Região Austenítica	298
5°	Região Austenítica	297
6°	Região de Oxidação	305
Valor Médio		324 HV
Valor Mínimo		297 HV
Valor Máximo		400 HV

Fonte: Autor.

Como mostra a Tabela 26, a amostra da Liga 1 apresenta os maiores valores de microdureza, obtendo inclusive o maior valor de microdureza dentre as ligas estudadas.

Como mostra a Tabela 27 a amostra da Liga 2 apresentou os menores valores de dureza dentre as ligas estudadas. O que nos remete também que o tratamento de solubilização não foi suficiente para eliminar os precipitados, inclusões não metálicas e carbonetos. Apesar de o valor continuar sendo alto, em comparação as outras ligas, a Liga 2 é a que possui menores valores de Mn e C, diminuindo bastantes as propriedades mecânicas como a dureza, microdureza.

Após os ensaios de microdureza podemos justificar a presença de regiões perlíticas na microestrutura da Liga 2 através dos elevados valores de microdureza. E as outras regiões variando entre a estrutura austenítica, ferrítica, óxidos e frações de carbonetos de ferro com valores de microdureza variando ente (159-193) HV.

Tabela 27 — Ensaio de Microdureza Vickers para a Liga 2 solubilizada.

Medição	Região da Análise	Valor de Microdureza (HV)
1°	Região Perlítica	182
2°	Região Perlítica	193
3°	Carbonetos	176
4°	Região Austenítica	164
5°	Região Austenítica	162
6°	Região de Oxidação	159
Valor Médio		172,6 HV
Valor Mínimo		159 HV
Valor Máximo		193 HV

Fonte: Autor.

Na Tabela 28 estão os valores de microdureza para a Liga 3. Após os ensaios de microdureza está justificada a presença de regiões livres de perlitas e carbonetos na Liga 3. Como dito anteriormente a microestrutura da Liga 3 apresentou grãos bem grandes característicos de microestruturas austeníticas, assim os valores de microdureza apresentados na Tabela 28 estão coerente com a microestrutura apresentada anteriormente nas micrografias. Não foi encontrada regiões perlíticas, pois os valores de 24 (%p) de Mn da liga estabilizaram o campo austenítico inibindo a formação das fases Ferrita (α -CCC) e Cementita (Fe_3C). Como demonstrado pelo diagrama de fração molar de fases para a Liga 3 (ver Figura 35).

Tabela 28 — Ensaio de Microdureza Vickers para a Liga 3 solubilizada.

Medição	Região da Análise	Valor de Microdureza (HV)
1°	Região Austenítica	200
2°	Região Austenítica	201
3°	Região Austenítica	194
4°	Região Austenítica	170
5°	Região Austenítica	200
6°	Região Austenítica	193
Valor Médio		193 HV
Valor Mínimo		170 HV
Valor Máximo		201 HV

Fonte: Autor.

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados experimentais, simulações obtidas e ao que foi proposto para o presente trabalho foi possível concluir que foram implementadas melhorias no processo de fabricação dos moldes de areia para fundição em forno de indução do LAF. Obtendo-se moldes de areia com acabamento superficial e resistências mecânicas bem melhores.

Foi produzido o primeiro aço do laboratório LAF. Mesmo com tantas dificuldades encontradas como, por exemplo, não se tinha um cadinho com um material refratário apropriado para a produção de aço. O que ocasionou uma diferença entre as composições químicas previstas e as obtidas.

A caracterização dos aços Alto teor Mn e C produzidos no LAF em seu estado bruto de fusão apresentaram grãos ferríticos com grande presença de carbonetos metálicos e porosidades. A microestrutura apresentou também estrutura dendrítica, característica dos aços produzidos pelo processo de Fundição. A caracterização dos aços com alto de Mn e alto teor C produzidos no LAF pós-tratamento térmico de solubilização apresentaram grãos austeníticos com tamanhos bem grandes, presença de carbonetos metálicos e óxidos nos contornos de grão. Onde a microestrutura da Liga 2 apresentou também frações de microconstituintes como a perlita comprovadas pelas micrografias, ópticas e eletrônicas de varredura (modo SE). Foi identificada a presença de óxidos e inclusões não metálicas comprovadas também pelas micrografias, ópticas e eletrônicas de varredura (modo SE). Foi possível concluir também que o tratamento térmico não foi suficiente para homogeneizar a microestrutura dos aços produzidos, principalmente a Liga 2. Necessitando de uma temperatura ou tempo maior de tratamento térmico para que ocorresse a homogeneização total da microestrutura das três ligas produzidas.

Houve uma pequena diminuição da dureza das amostras das Ligas 1, 2, 3 solubilizadas em comparação com as amostras em seu estado bruto de fusão. A microdureza realizada apenas nas amostras solubilizadas obtiveram resultados que fazem justificativa a microestrutura encontrada nos diagramas termodinâmicos, bem como nas microestruturas analisadas neste trabalho. Com valores bem altos de microdureza Vickers (HV) nas porosidades e nas regiões perlíticas.

7 SUGESTÕES PRA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a fabricação de novos aços pelo processo de fundição, mas utilizando um cadinho refratário apropriado para fundir aços.
- Aperfeiçoar as condições de tempo e temperatura para o tratamento térmico de solubilização evitando a formação de carbonetos e precipitados.
- Realizar a laminação a quente do aço com alto teor de Mn, caracterizar e estudar outras propriedades mecânicas.
- Fazer um estudo comparativo para diferentes composições do aço Hadfield com alto teor de Manganês e Carbono, variando outros elementos de liga.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABIFA. Associação Brasileira de Fundição. **Índices Setoriais**. Disponível em <<http://abifa.org.br/wp-content/uploads/2015/11/desempenho-outubro-2015.pdf>>. Acesso em: 05 janeiro 2016.

AVERY. Howard. S. **Austenitic Manganese Steel**, ASM Handbook, v.1, p.1274 – 1283, 2004.

BEELEY, P. R. **Foundry Technology** - London Butterworth, p.544, 1972.

CALLISTER JR, W.D. **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. 5. Ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 2008.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materias, 2008.

CHIPMANN, J. **Basic open hearth steelmaking** – AIME, 3rd ED. NY, p. 648-658, 1964.

CHOI, J.K., et al. **High Manganese Austenitic Steel for Cryogenic Applications**. in Twenty-second International Offshore and Polar Engineering Conference. Rhodes, Greece, 2012.

COLPAERT, Huberts. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva. - 4^o Edição – São Paulo: Blucher, p. 421. 2008.

COSTA e SILVA, André Luis; Mei, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais** - 3^a Ed – São Paulo: Blucher, 2011.

DJUROVIC, D., et al., **Thermodynamic assessment of the Fe-Mn-C system**. Calphad-Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, 35(4): p. 479-491. 2011.

DNPM. **Departamento Nacional de Produção Mineral**. Ministério de Minas e Energia. Sumário Mineral. Disponível em < <http://www.dnpm.gov.br/dnpm/sumarios/manganes-sumario-mineral-2014/view#> >. Acesso em: 05 janeiro 2016.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2º ed. Editora da Unicamp, Campinas, São Paulo, 2001.

GRÄSSEL, O. et al. High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. **International journal of Plasticity**, v. 16, n. 10, p. 1391-1409, 2000.

GROOVER, Mikell P. **Fundamentals of modern manufacturing materials, processes and systems**. Lehigh University. 4º ed. John Wiley & Sons, INC.2010.

HUANG, W.M., **A THERMODYNAMIC ASSESSMENT OF THE FE-MN-C SYSTEM**. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, **21**(8): p. 2115-2123. 1990.

LIMA, G. R. **INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO ENCRUAMENTO PROVENIENTE DO PROCESSO DE USINAGEM NOS AÇOS HADFIELD**, em III Seminário da Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Unesp. Bauru, São Paulo. 2009.

MORO, N. AURAS, P.A. **Processos de Fabricação: Fundição**. Apostila do Curso Técnico em Mecânica do CEFET. FLORIANÓPOLIS, Santa Catarina. 2007.

METALS AND THEIR WELDABILITY, Vol 4, 7th ed., **Welding Handbook**, American Welding Society, p 195. 1982.

OKAMOTO, H., **Fe (Iron) Binary Alloy Phase Diagrams, Alloy Phase Diagrams**, in ASM Handbook. ASM international: Materials Park, OH. p. 2.194. 1992.

SCHUMANN, VH (1972). **Neue Hütte**, Vol 17, pp 605-609. 1972.

SOARES, G. A. **FUNDIÇÃO: Mercado, Processos e Metalurgia**. COOPE/UFRJ. Rio de Janeiro, Abril. 2007.

SUTTON, B.J. **Solidification Behavior and Hot Cracking Susceptibility of High Manganese Steel Weld Metals**. 2013. THESIS. Graduate Program in Welding Engineering. The Ohio State University. 2013.

TECNO HARD. Indústria Metalúrgica. **Tabelas**. Disponível em <http://www.tecnohard.ind.br/downloads.php> . Acesso em 05 janeiro 2016.

ZHANG, Y.S., et al., **Compositional dependence of the Neel transition, structural stability, magnetic properties and electrical resistivity in Fe-Mn-Al-Cr-Si alloys**. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2002. **334**(1-2): p. 19-27. 2002.