

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

**Caracterização microestrutural e comportamento mecânico de aço fundido com
composição química base (0,07% C; 8% Mn) para efeito TRIP**

Autor: Reyley Bueno Faria

Orientador: Professor Dr. Dagoberto Brandão Santos

Fevereiro/2017

Reyler Bueno Faria

Caracterização microestrutural e comportamento mecânico de aço fundido com composição química base (0,07% C; 8% Mn) para efeito TRIP

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física.

Orientador: Professor Dr. Dagoberto Brandão Santos.

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia

2017

FOLHA DE APROVAÇÃO (UFMG)

DEDICATÓRIA

À minha eterna mãe, Neide Bueno - *in memoriam*,
À minha amada esposa Lilian Oliveira Pacheco,
Ao meu abençoado filho, Théo Bueno Pacheco,
Ao meu querido irmão, Roger Bueno,
À minha querida cunhada Nathália do Carmo,
Às nossas famílias.

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter me dado oportunidade, saúde e sabedoria para realização desta pesquisa.

A minha mãe (*in memoriam*) exemplo de vida e que me ensinou o quanto devemos ter paz, principalmente nos momentos mais difíceis da vida.

Aos Professores Dr. Dagoberto Brandão Santos e Dr. Denílson José do Carmo pela disponibilidade e dedicação na orientação.

Ao Professor, Wendel de Carvalho Torres, que me fez trilhar os primeiros caminhos da metalurgia e ao eterno amigo, Ramon Moura (*in memoriam*), por ter confiado em mim no início de minha carreira profissional.

Aos colegas do SENAI Itaúna CETEF através do nosso amigo e gerente da unidade, o Professor Pedro Paulo Drumond, que possibilitaram a realização do trabalho disponibilizando tempo e recursos necessários.

Aos colegas Jean Chaves, Sr. Trajano José e Helton Santos que me ajudaram durante os testes experimentais na oficina de fundição.

Aos colegas do Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais – LAMAT, especialmente: Rogéria Alves Perilo, Dualas Fernandes, Philipe Parreira e Wender Raimundo Gontijo.

Aos colegas da pós-graduação, professores e funcionários do PPGEM pela convivência amigável e prestatividade constante.

Aos amigos e Professores da Universidade de Itaúna pelo incentivo.

A empresa Ciafal por ter me fornecido os materiais para os experimentos na fundição.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	OBJETIVOS	2
2.1	Objetivo Geral	2
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1	Especificações para aços fundidos	3
3.2	Fabricação de peças fundidas.....	4
3.2.1	Fornos industriais utilizados para fusão em ligas de aços	5
3.2.2	Principais fontes de formação de inclusões.....	7
3.2.3	Tipos e efeitos das inclusões nas propriedades mecânicas	10
3.2.4	Tratamento de desoxidação	15
3.2.5	Tratamento de refino de grãos	18
3.3	Tratamento térmico das ligas de aços.....	21
3.3.1	Tratamento térmico de homogeneização	22
3.3.2	Tratamento térmico de normalização	23
3.4	Aços médio manganês com efeito TRIP	27
4	METODOLOGIA.....	32
4.1	Materiais	32
4.2	Produção do aço fundido: forno com capacidade de 20 kg	32
4.2.1	Tratamentos térmicos	41
4.2.2	Usinagem dos corpos de prova e das amostras.....	42
4.2.3	Ensaio e análises laboratoriais	43
4.3	Produção do aço fundido: forno com capacidade de 110 kg	45

4.3.1	Tratamentos térmicos	51
4.3.2	Usinagem dos corpos de prova e das amostras.....	53
4.3.3	Caracterização da resistência mecânica	53
4.3.4	Caracterização estrutural	54
5	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	56
5.1	Resultados laboratoriais do aço fundido: forno com capacidade de 20 kg	56
5.1.1	Análise química por espectrometria óptica	56
5.1.2	Análise metalográfica por microscopia óptica.....	57
5.1.3	Avaliação da resistência mecânica	65
5.2	Resultados laboratoriais do aço fundido: forno com capacidade de 110 kg...69	
5.2.1	Análise química por espectrometria óptica	69
5.2.2	Análise metalográfica por microscopia óptica e eletrônica de varredura	71
5.2.3	Análise por difração de raios-x.....	75
5.2.4	Avaliação da resistência mecânica	77
5.3	Estudo investigativo de análise de falha.....	80
5.3.1	Avaliação microestrutural	80
5.3.2	Avaliação da presença de compostos nos contornos de grãos	89
5.3.3	Avaliação das fraturas dos corpos de prova ensaiados.....	91
6	CONCLUSÕES	94
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	97
	ANEXOS	103

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Bloco do tipo <i>Keel</i> . Fonte: adaptado de Steel Casting Handbook, 1995. ..	4
Figura 3.2 – Esquema dos fornos mostrando o contato metal/escória: (a) Indução e (b) a Arco. Fonte: adaptado, Fonseca, 2001.....	6
Figura 3.3 – Combinação do alumínio e enxofre sob a ductilidade e a tenacidade de um aço fundido com médio carbono. Fonte: adaptado, ASM Handbook, 1988.....	10
Figura 3.4 – Nucleação, crescimento e coalescimento de vazios a partir das inclusões. Fonte: adaptado, ASM Handbook, 1998.....	11
Figura 3.5 – Morfologia e distribuição das inclusões encontradas nos aços. (a) tipo I: óxidos globulares, (b) tipo II: sulfetos nos contornos de grãos e (c) tipo III: morfologia irregular de sulfetos. Fonte: ASM Handbook, 1998.	13
Figura 3.6 – Visualização após corte do corpo de prova para controle de desoxidação. Fonte: Fonseca, 2001.	14
Figura 3.7 – Equilíbrio do carbono e oxigênio em 1600°C. Fonte: ASM Handbook, 1998.....	15
Figura 3.8 – Equilíbrio entre o FeO e o alumínio e silício dissolvido nas ligas de aços. Fonte: ASM Handbook, 1998.	17
Figura 3.9 – A interação entre os contornos de grão e partículas de segunda fase. Fonte: Colpaert, 2008.....	19
Figura 3.10 – Micrografia óptica mostrando o delineamento dos grãos austeníticos – a) liga não refinada – b) liga refinada. Reativo: Solução de ácido pícrico. Fonte: Carmo et al., 2009.	20
Figura 3.11 – Microestrutura dos grãos de austenita primária do aço fundido de alto silício – a) Liga não refinada b) Liga refinada. Reativo: Solução de ácido pícrico. Fonte: Chen e Li, 2007.....	21
Figura 3.12 – Ciclo do tratamento térmico de normalização.	23
Figura 3.13 – Diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário Fe-Mn. Fonte: Han et al., 2015.	24

Figura 3.14 – Efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico para um mesmo tempo de manutenção a temperatura, para um aço desoxidado com silício. Fonte: Colpaert, 2008.	25
Figura 3.15 – Representação esquemática do efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão em aço desoxidado ao alumínio. Fonte: Colpaert, 2008.....	26
Figura 3.16 – Comparação entre a tensão de escoamento (MPa) e o alongamento (%) de várias classes de aços utilizados nas estruturas de automóveis. Fonte: World Steel, 2011.....	27
Figura 3.17 – Evolução esquemática de transformação de austenita retida em martensita.	28
Figura 3.18 – Etapas do processo de laminação e de tratamento térmico realizados no aço médio manganês. Fonte: Zhao <i>et al.</i> ; 2014.....	29
Figura 3.19 – Fração volumétrica de austenita retida em relação a temperatura de recozimento realizada no aço médio manganês. Fonte: adaptado, Zhao <i>et al.</i> ; 2014.	30
Figura 4.1 – Representação esquemática do procedimento experimental.....	34
Figura 4.2 – Forno de fusão elétrico à indução de média frequência com cadinho de capacidade de 20 kg de aço líquido.	35
Figura 4.3 – Armazenamento e identificação dos materiais.....	37
Figura 4.4 – Cargas metálicas: (a) antes do jateamento e (b) após o jateamento.	37
Figura 4.5 – Etapas da moldação para obtenção do bloco <i>Keel</i>	38
Figura 4.6 – Controle da atmosfera do banho líquido durante a fusão: (a) haste, manta e tampa térmica e a câmara refratária, (b) remoção da tampa térmica para adição dos ferros liga.	39
Figura 4.7 – Etapas de obtenção do aço fundido no teste preliminar.	40
Figura 4.8 – Cacho com os blocos fundidos.....	41
Figura 4.9 – Regiões usinadas para obtenção dos corpos de prova: (a) Bloco tipo <i>Keel</i> e (b) Bloquinhos.	42

Figura 4.10 – Desenho e dimensões dos corpos de prova tipo 2 para ensaio de tração. Fonte: ASTM A370/2015.	43
Figura 4.11 – Metodologia da caracterização microestrutural no teste preliminar.	44
Figura 4.12 – Representação esquemática do procedimento experimental da pesquisa.	46
Figura 4.13 – Forno de fusão elétrico à indução de média frequência.....	47
Figura 4.14 – Armazenamento e identificação das matérias-primas.....	48
Figura 4.15 – Etapas de obtenção do aço fundido no teste da pesquisa.	50
Figura 4.16 – Sequência do tratamento térmico de homogeneização para os testes da pesquisa. Forno modelo P60120.....	52
Figura 4.17 – Sequência do tratamento térmico de normalização para os testes da pesquisa. Forno modelo P50120.....	52
Figura 4.18 – Regiões de retiradas dos corpos de prova: (a) vista frontal e (b) vista lateral do bloco <i>Keel</i>	53
Figura 5.1 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloco <i>Keel</i> bruto de fundição”.....	57
Figura 5.2 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloco <i>Keel</i> tratado termicamente”.....	58
Figura 5.3 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloquinho bruto de fundição”.....	58
Figura 5.4 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloquinho tratado termicamente”.....	59
Figura 5.5 – Microestruturas das amostras obtidas da seção útil do corpo de prova do Bloco <i>Keel</i> . (a) e (c) condição bruta de fundição e (b) e (d) condição tratada termicamente. Ataque químico: nital e LePera.	61
Figura 5.6 – Microestruturas das amostras obtidas da seção útil do corpo de prova do bloquinho. (a) e (c) condição bruta de fundição e (b) e (d) condição tratada termicamente. Ataque químico: nital e LePera.	62

Figura 5.7 – Tamanho de grãos do bloco <i>Keel</i> bruto de fundição. Ataque químico: Solução de Ácido Pícrico aquoso saturado.	63
Figura 5.8 – Tamanho de grãos do bloco <i>Keel</i> tratado termicamente. Ataque químico: Solução de Ácido Pícrico aquoso saturado.	63
Figura 5.9 – Tamanho de grãos do bloquinho bruto de fundição. Ataque químico: Solução de Ácido Pícrico aquoso saturado.	64
Figura 5.10 – Tamanho de grãos do bloquinho tratado termicamente. Ataque químico: Solução de Ácido Pícrico aquoso saturado.	64
Figura 5.11 – Curva tensão x deformação dos corpos de prova.	66
Figura 5.12 – Fratura dúctil do corpo de prova “bloquinho tratado”.	67
Figura 5.13 – Resistência à tração (MPa) dos corpos de prova.	68
Figura 5.14 – Resultados do ensaio de tração das amostras obtidas por várias condições tratamento térmico: (a) gráfico de engenharia tensão x deformação e (b) curvas verdadeiras do gráfico tensão x deformação. Fonte: Zhao <i>et al.</i> , 2014.	69
Figura 5.15 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova Cp3 LE superior.	71
Figura 5.16 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia óptica.	72
Figura 5.17 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia eletrônica de Varredura.	72
Figura 5.18 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia eletrônica de Varredura.	73
Figura 5.19 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia eletrônica de varredura.	73
Figura 5.20 – Microdureza dos constituintes.	74
Figura 5.21 – Aspectos dos grãos “Cp3 LE superior”.	75
Figura 5.22 – Difratoograma do aço fundido homogeneizado e normalizado.	76

Figura 5.23 – Difratoograma do aço fundido homogeneizado, normalizado e recozido a 600°C por 30 min.	76
Figura 5.24 – Resistência à tração (MPa) dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.	78
Figura 5.25 – Aspecto da fratura do corpo de prova de tração “Cp3 LE superior”.	79
Figura 5.26 – Aspecto da fratura da barra rompida durante a usinagem.	79
Figura 5.27 – Avaliação dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.	80
Figura 5.28 – Regiões sem defeito medidas nas fraturas dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.	82
Figura 5.29 – Área sem defeito macroestrutural (%) e a resistência à tração (MPa): (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.	83
Figura 5.30 – Previsão de resistência à tração (MPa) dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.	84
Figura 5.31 – Inclusões identificadas “Cp3 LE superior”.....	85
Figura 5.32 – Defeitos superficiais nos blocos <i>Keel</i>	86

Figura 5.33 – Inclusões contínuas identificadas nos contornos de grãos da fratura do corpo de prova “Cp3 LE superior”. (a) sulfeto de manganês e (b) região analisada por EDS.	87
Figura 5.34 – Picos de energia de cada elemento detectado na inclusão ilustrada na Figura 5.33b.	87
Figura 5.35 – Inclusões de alumina identificadas nos contornos de grãos das fraturas dos corpos de prova “Cp3 LE superior”. (a) óxido de alumínio e (b) região analisada por EDS.	88
Figura 5.36 – Picos de energia de cada elemento detectado na inclusão ilustrada na Figura 5.35b.	88
Figura 5.37 – Aspecto da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior” após ataque químico com solução de ácido clorídrico.	90
Figura 5.38 – Macroestrutura para determinação do nível de severidade da corrosão intergranular causada pela solução de ácido clorídrico devido à presença de nitretos de alumínio. Fonte: ASTM A703/2015.	90
Figura 5.39 – Aspecto intergranular caracterizado na fratura do corpo de prova “Cp3 LE superior”	92
Figura 5.40 – Filmes de óxidos na fratura do corpo de prova “Cp3 LE superior”.	93
Figura 5.41 – Picos de energia de cada elemento detectado no filme de óxido ilustrado na Figura 5.40b.	93

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Principais reações que ocorrem na desoxidação do aço e sua respectiva ΔG°	18
Tabela 3.2 – Composição química do aço fundido e austemperado.....	20
Tabela 4.1 – Composição química (%) do aço de comportamento TRIP.....	32
Tabela 4.2 – Quantidade (kg) de matérias-primas utilizadas na fusão preliminar	36
Tabela 4.3 – Ciclos térmicos dos tratamentos térmicos preliminares	42
Tabela 4.4 – Quantidade (kg) de matérias-primas utilizadas na fusão da pesquisa.....	48
Tabela 5.1 – Composição química (% em peso) obtida na fusão preliminar e indicada conforme trabalho de ZHAO <i>et al.</i> , 2014	56
Tabela 5.2 – Resultados dos tamanhos de grãos – ASTM E112/2013.....	65
Tabela 5.3 – Resistência mecânica à tração dos testes preliminares.....	66
Tabela 5.4 – Composição química (% em peso) obtida no aço fundido em forno com capacidade de 110 kg e a indicada conforme trabalho de Zhao <i>et al.</i> , 2014	70
Tabela 5.5 – Quantificação da austenita e do teor de carbono por difração de raios x	77
Tabela 5.6 – Determinação da composição pelo método semi-quantitativo da inclusão ilustrada na Figura 5.33b.....	87
Tabela 5.7 – Determinação da composição pelo método semi-quantitativo da inclusão ilustrada na Figura 5.35b.....	88
Tabela 5.8 – Determinação da composição pelo método semi-quantitativo da inclusão ilustrada na Figura 5.40b.....	93

LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1 – Principais impurezas e forma como se encontram nos aços solidificados. Fonte: Finardi, 1993.	9
---	---

LISTA DE NOTAÇÕES

ABIFA	Associação Brasileira de Fundição
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
AlN	Nitreto de Alumínio
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BH Steel	<i>Bake hardening Steel</i>
CETEF	Centro Tecnológico de Fundição
CMn Steel	<i>Carbon-Manganese Steel</i>
<i>CP Steel</i>	<i>Complex Phase</i>
DP Steel	<i>Dual Phase</i>
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
EFE	Energia de Empilhamento Atômico
IF Steel	<i>Interstitial Free Steel</i>
IS Steel	<i>Isotropic Steel</i>
HS Steel	<i>Hight Strength Steel</i>
<i>HSLA</i>	<i>Hight Strength Low-alloy Steel</i>
LAMAT	Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais
MILD	<i>Mild Steel</i>
MS	<i>Martensitic Steel</i>
PPGEM	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
%	Porcentagem
°C	Grau Celsius
°F	Grau Fahrenheit
Pi	Massa específica da inclusão
η	Coeficiente de viscosidade do aço
s ²	Segundo ao quadrado
ρ_{α}	Massa específica do aço líquido
Wt%	Porcentagem em peso

$a\gamma$	Parâmetro de rede da austenita
$C\gamma$	Teor de carbono na austenita
γ	Gama
α	Alfa
α'	Martensita alfa
δ	Delta
σ_{esc}	Tensão de escoamento
π	Pi
AG°	Variação de energia livre molar
keV	Mil elétrons volts
Al	Alumínio
Al_2O_3	Alumina
C	Carbono
CCC	Cúbico de corpo centrado
CO	Monóxido de carbono
CO ₂	Dióxido de carbono.
Ca	Cálcio
CaO	Óxido de cálcio
CaSi	Cálcio silício
Co	Cobalto
Cp	Corpo de prova
Cr	Cromo
esp	Espaçamento médio entre as inclusões
f	Fração volumétrica
g	Gramas
d	Diâmetro da partícula
dm	Diâmetro médio do Grão
$d_{k,l,m}$	Espaçamento interplanar
E	Módulo de Young
Fe	Ferro
FeO	Óxido de ferro
FeSi	Ferro silício
FeSiZr	Ferro silício zircônio
FeTi	Ferro titânio
FeMn	Ferro manganês

FeV	Ferro vanádio
g	Aceleração da gravidade
J	Joule
J/m ²	Joule por metro quadrado
h	Hora
HV	<i>Hardness Vickers</i>
L	Litro
k	Constante
Ki	Tenacidade à fratura
kg	Quilograma
kg/m ³	Quilograma por metro cúbico
Mn	Manganês
MnO	Óxido de manganês
MPa	MegaPascal.
m	Metro
m ²	Metro ao quadrado
min	Minuto
mm	Milímetro
µm	Micrômetro
nm	Nanômetro
ml	Mililitro
Mo	Molibdênio
m/s	Metro por segundo
N°	Número
N	Nitrogênio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
r	Raio da inclusão
s	Segundo
Si	Silício
SiO ₂	Dióxido de silício
T	Temperatura
t.	Tonelada
Vf	Fração de volume da inclusão
Vfi	Velocidade de flotação das inclusões

RESUMO

Os aços ligados e fundidos representam materiais com elevado potencial de aplicação em diversos segmentos. Neste trabalho foi analisada a característica microestrutural e o comportamento mecânico de um aço com 0,07% em peso de carbono e 8,1% em peso de manganês, obtido pelo processo de fundição. A liga foi fundida em fornos elétricos à indução com cadinhos com capacidade de 20 kg e 110 kg de aço líquido. Os testes foram realizados na oficina de fundição do Serviço Nacional de Fundição de Aprendizagem Industrial - SENAI Itaúna Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi – CETEF. Realizaram-se durante as fusões adições de ferro ligas, além do controle da temperatura e da atmosfera do banho líquido utilizando argônio. Foram vazados os blocos do tipo *Keel*, conforme norma *American Society for Testing and Materials* – ASTM A781/2014. Após a etapa de fundição, os blocos foram tratados termicamente por homogeneização e normalização. Em seguida foram realizadas as análises químicas por meio da técnica de espectrometria de emissão óptica. As estruturas foram caracterizadas pela técnica de macrografia, microscopia óptica e eletrônica de varredura e por difração de raios-x. As propriedades mecânicas foram determinadas através de ensaios de tração e de microdureza. A estrutura caracterizada constituiu-se de bainita e martensita com durezas de $342 \pm 8,9$ HV e $456 \pm 6,2$ HV, respectivamente. Os tamanhos de grãos diminuíram significativamente após a realização do tratamento térmico de normalização nas duas condições de amostragem. Enquanto na amostra bruta de fundição retirada do bloco *Keel* o tamanho médio foi de 314 ± 164 μm , na amostra normalizada o tamanho diminuiu para $24 \pm 6,2$ μm . Na amostra tratada termicamente e obtida no aço fundido no forno com capacidade de 110 kg o tamanho médio de grão foi de $19,6 \mu\text{m} \pm 5,0 \mu\text{m}$. Nas amostras analisadas dos bloquinhos os resultados foram: bruta de fusão $128,5 \pm 38,1$ μm e normalizada $12,7 \pm 3,8$ μm . A resistência mecânica à tração dos corpos de prova fundidos em forno à indução com capacidade de 20 kg e retirados do bloco *Keel* foi de 218 MPa na condição bruta de fusão e 606 MPa na condição tratada termicamente. Ambos não apresentaram alongamento. Nos bloquinhos os resultados foram de 591 MPa e 1393 MPa nas condições bruta de fusão e normalizada, respectivamente. O corpo de prova “bloquinho tratado” apresentou alongamento de 3,5% e estrição de 4%. A resistência à tração dos corpos de prova fundidos no forno com capacidade de 110 kg, retirados do bloco *Keel* e tratados termicamente, foram inferiores aos obtidos na fusão de 20 kg. Pela análise por microscopia eletrônica de varredura foi possível

verificar fraturas intergranulares e a presença de óxidos de alumínio e sulfetos de manganês. Pela macrografia foi identificada a presença de filmes de óxidos.

Palavras-Chave: Aço fundido. Bloco Keel. Tratamento Térmico. Microestrutura. Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The alloyed castings steels represent materials with high potential for application in various segments. In this work was analyzed the microstructural characteristics and the mechanical behavior of an alloy steel with 0.07% by weight carbon and 8.1% by weight of manganese obtained by the casting process. The alloy was melted in electric induction furnaces with crucibles with capacity of 20 kg and 110 kg of liquid steel. The tests were performed in the melting shop of the Serviço Nacional de Fundição de Aprendizagem Industrial - SENAI Itaúna Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi – CETEF. They were performed during melting additions of ferroalloys, in addition also the temperature control and atmosphere of the bath liquid using argon gas. The blocks of Keel type were pouring according the standard American Society for Testing and Materials - ASTM A781/2014. After the casting step, the blocks were heat treated for homogenization and standardization. Then was realized chemical analyzes were performed by optical emission spectrometry. The structures were characterized by macrography technique, optical microscopy, scanning electron microscopy and diffraction of x-rays. The mechanical properties were determined across tensile tests and microhardness. The characterized structure consisted of bainite and martensite with hardness of 342 ± 8.9 HV and 456 ± 6.2 HV, respectively. The grain sizes decreased significantly after the normalizing heat treatment at the two sampling conditions. In the as cast condition removed from the Keel block, the average grain size was 314 ± 164 μm . In the normalized sample the size decreased to 24 ± 6.2 μm . In the heat treated sample obtained in cast steel in the furnace with a capacity of 110 kg the average grain size was $19.6 \mu\text{m} \pm 5.0 \mu\text{m}$. In the analyzed samples of the blocks, the results were: as cast 128.5 ± 38.1 μm and normalized 12.7 ± 3.8 μm . The mechanical tensile strength of the casting specimens melted in induction furnace with a capacity of 20 kg and removed from the Keel block was 218 MPa in the as cast condition and 606 MPa in the heating treated condition. Both showed no elongation. In the blocks the results were 591 MPa and 1393 MPa under the as cast conditions and normalized, respectively. The "treated block" test specimen had a 3.5% elongation and 4% reduction in area. The tensile strength of the test specimen casting in furnace with 110 kg capacity, removed from the Keel block and heat treated, were lower than those obtained in the 20 kg melt. By scanning electron microscopy analysis, it was possible to verify intergranular fractures and the presence of aluminum oxides and manganese sulphides. By the macrography the presence of oxide films was identified.

Keywords: Cast Steel. Keel Block. Heat treatment. Microstructure. Mechanical Behavior.

1 INTRODUÇÃO

Dentre as diversas ligas ferrosas e não ferrosas produzidas por diferentes processos de fabricação destaca-se mundialmente também a produção de aços fundidos. O alto desempenho mecânico alinhado a um baixo custo de produção faz com que os aços fundidos se tornem atrativos em diferentes tipos de aplicações. Segundo dados sobre o desempenho do setor de fundição divulgado pela Associação Brasileira de Fundição – ABIFA, a produção de aços fundidos durante o ano de 2016 foi de 164.186 t. em todo o território nacional. Essa produção representa aproximadamente 9,3% da produção total de todas as classes de ferros fundidos produzidos neste mesmo período.

O avanço tecnológico no âmbito da engenharia tem estimulado cada vez mais as pesquisas de desenvolvimento de novos materiais e, no aperfeiçoamento dos já conhecidos, mediante a obtenção de melhores propriedades mecânicas através de novas composições químicas. Ao longo das últimas décadas vários estudos direcionados à produção de aços ligados processados por fundição vêm sendo desenvolvidos. Essas classes de aços contêm baixa ou média quantidade de carbono e elementos de ligas, tais como manganês, molibdênio, vanádio e nióbio.

Com base neste contexto, esta pesquisa avalia as características microestruturais e mecânica de uma classe de aço processada por fundição e tratada termicamente. O material estudado é constituído por uma composição química similar à da classe de aço com efeito *Transformation Induced Plasticity* – TRIP.

Os aços TRIP, que são processados mecanicamente, são de grande interesse para a indústria automotiva pelo seu potencial de combinação de elevadas resistência mecânica e ductilidade além da redução do peso do automóvel e conseqüentemente a diminuição da emissão de gases poluentes na atmosfera.

A caracterização mecânica do aço estudado nesta pesquisa foi realizada por meio de ensaios de tração e de dureza Vickers. A caracterização microestrutural foi realizada pelas técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e por difração de raios-x.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral do presente trabalho consiste em analisar as características microestruturais e a resistência mecânica do aço fundido, com composição química de 0,07% de carbono e 8% de manganês (% peso) tratado termicamente por homogeneização e normalização.

Foi também objetivo:

- Avaliar a fundibilidade da liga por meio de fusão realizada em forno à indução com capacidade de 20 kg.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são abordados os aspectos relevantes das normas técnicas para a produção de aços fundidos, como, por exemplo, as normas ASTM A781 e A27/A. São apresentados alguns critérios sobre a metalurgia para a produção de aços fundidos, dando ênfase às principais variáveis que são controladas durante a fusão da liga e no tratamento térmico. Também são apresentadas as principais características dos aços manganês processados pelo processo de fundição. Por fim, é feita uma breve apresentação referente aos aços com efeito TRIP.

3.1 Especificações para aços fundidos

As especificações usuais para a produção de aços fundidos são designadas normalmente pelas normas *American Society for Testing and Materials – ASTM*, *American Society of Mechanical Engineers – ASME*, *Society of Automotive Engineers – SAE* e *American Iron and Steel Institute – AISI*.

Como exemplos citam-se as especificações da ASTM que levam em consideração os critérios de produção e os métodos de avaliação dessas classes de materiais.

- *A781 – 2014 Standard Specifications for Castings, Steel and Alloy Common Requirements, for General Industrial Use.*
- *A27 – 2013 Steel Castings, Carbon, for General Application.*
- *A370 – 2015 Test Method and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.*

As normas A781 e A27 abrangem vários requisitos genéricos para avaliação dos aços fundidos, como, por exemplo, testes mecânicos, inspeções no material através de ensaios não destrutivos, bem como a orientação para obtenção do bloco fundido do tipo *Keel*, conforme ilustrado pela Figura 3.1. Sob a orientação da norma A370, retiram-se nas regiões das barras do bloco os corpos de prova para os ensaios laboratoriais. Por sua vez a norma A370 é genérica para diversos produtos de aços apresentando as condições de usinagem dos corpos de prova para ensaios de tração, impacto e dentre outros.

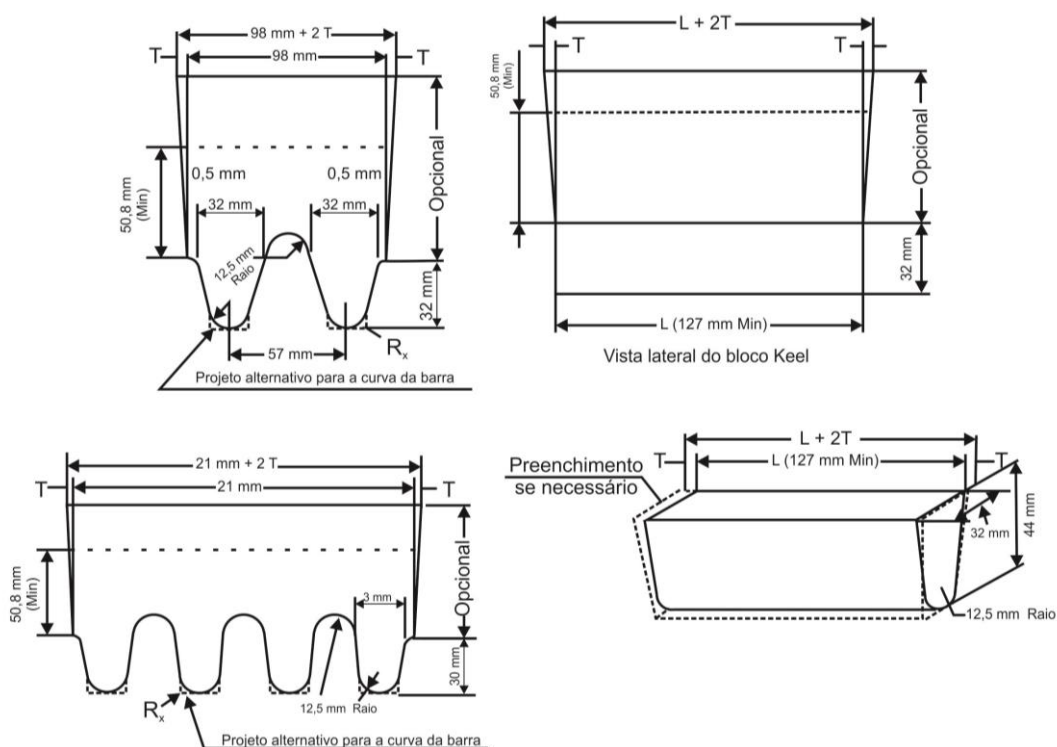


Figura 3.1 – Bloco do tipo *Keel*. Fonte: adaptado de *Steel Casting Handbook*, 1995.

3.2 Fabricação de peças fundidas

As peças fundidas de aço são normalmente vazadas em moldes de areia, as quais adquirem a forma da cavidade do molde após a solidificação da liga metálica. Quando se tratam de peças fundidas, o acabamento superficial dos componentes necessita eventualmente, de pequenos acertos de acabamento, através de operações de usinagem (*Steel Casting Handbook*, 1995).

O emprego da fundição deve-se ao fato de ter a possibilidade de produzir peças de grandes variedades de forma e dimensões, com resistências mecânicas alinhadas a um custo relativamente baixo de produção. Sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, admite-se geralmente que o aço fundido seja de qualidade inferior ao conformado mecanicamente. Além disso, é frequente as peças fundidas apresentarem defeitos oriundos do processo. Como qualquer tipo de defeito é nocivo às características dos componentes, as peças de aço fundido devem possuir certos requisitos, sendo os mais importantes: homogeneidade; granulação fina e completa isenção de tensões internas (Chiaverini, 2005).

A homogeneidade é buscada mediante ao adequado desenvolvimento do projeto do componente, que envolve desde o posicionamento correto de todo o sistema de alimentação até a apropriada prática dos tratamentos metalúrgicos durante a elaboração do aço fundido. Já a granulação fina e isenção de tensões internas, são obtidas mediante a realização de tratamento térmico apropriado, que possibilita a remoção da tensão interna e o aspecto grosseiro da microestrutura oriundos da solidificação (Chiaverini, 2005). É possível também refinar a microestrutura da liga fundida através de elementos refinadores como, por exemplo: titânio, vanádio, terras raras, dentre outros (Mondal *et al.*, 1992).

De acordo com Ramos (2015) a avaliação da qualidade de uma peça fundida depende de alguns critérios, como, por exemplo:

- Qualidade superficial: aparência, rugosidade, trincas, juntas frias, porosidades superficiais.
- Propriedades mecânicas e físicas.
- Sanidade interna: porosidades, trincas internas e inclusões.

3.2.1 Fornos industriais utilizados para fusão em ligas de aços

A elaboração de aços para fabricação de peças fundidas é normalmente feita em fornos elétricos a arco ou fornos à indução (Fuoco, 2005).

De acordo com Cestile (2008), os fornos a arco recebem esse nome por utilizar propriedades do arco elétrico para promover a fusão das ligas metálicas mantidas dentro de uma cuba isolada termicamente por material refratário. Os fornos à indução são os tipos que utilizam corrente de *Foucault* para produzir ou manter a fusão da liga metálica dentro de um recipiente isolado termicamente por material refratário e envolvido por uma bobina (ASM, 1998).

O rendimento dos fornos à indução varia conforme alguns fatores, como a geometria do circuito indutivo e do material processado, as características elétricas e térmicas da carga, a intensidade do campo magnético da bobina de indução, a frequência de operação do circuito indutivo e dentre outros aspectos (Cestile, 2008).

As operações com o banho líquido, como, por exemplo, os tratamentos de desoxidação e dessulfuração, são mais restritos no forno à indução em relação ao

forno a arco. Isto ocorre devido à superfície de contato liga/escória no forno a arco ser maior em relação ao forno à indução, conforme ilustrado na Figura 3.2.

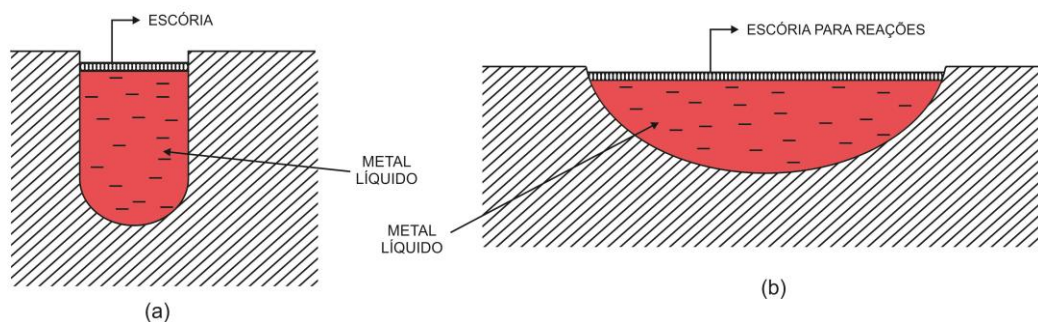


Figura 3.2 – Esquema dos fornos mostrando o contato metal/escória: (a) Indução e (b) a Arco. Fonte: adaptado, Fonseca, 2001.

Segundo Ramos (2015) e Finardi (1993), os fornos à indução não são apropriados para a remoção de impurezas.

Carmo (2011) e Fuoco (2005) afirmam que a qualidade do aço fundido em forno à indução depende essencialmente da qualidade das matérias-primas utilizadas. Por outro lado, esse tipo de forno permite conservar a pureza da matéria-prima, em virtude principalmente do menor contato com a atmosfera, uma vez que a escória pode ser usada como proteção do banho.

De acordo com Fonseca (2001) e Fuoco (2005), resumidamente as principais etapas de processamento de um aço fundido em forno à indução podem ser descritas como sendo:

- Limpeza da matéria-prima, cuidando para que a proporção de retorno não seja alta o suficiente para prejudicar o aço no aspecto do controle das inclusões.
- Carregamento do forno.
- Fusão da liga.
- Adição de elementos de liga mais oxidáveis (instantes antes do vazamento).
- Controle da temperatura de vazamento.
- Desoxidação no forno.

- Acalmagem na panela.
- Vazamento nos moldes.

3.2.2 Principais fontes de formação de inclusões

As inclusões são basicamente formadas pela reação entre diferentes elementos, como, por exemplo, o manganês e enxofre presentes durante o processamento do aço. A classificação depende de diferentes critérios, como o tipo, a morfologia, o tamanho e a origem.

Quanta a morfologia e tipo utiliza-se a classificação na norma ASTM E-45 – *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. Com relação ao tamanho, as inclusões podem ser classificadas em submicroscópicas, microscópicas e macroscópicas. Quanto á origem, as inclusões são classificadas em dois grupos, endógenas e exógenas. Enquanto que as endógenas são resultantes de reações no aço líquido, as exógenas, por sua vez, são provenientes de impurezas presentes na liga líquida como escória, refratários, moldes e dentre outros (ASM 1998; Matos, 1980).

Segundo Emi (1975) os materiais refratários do forno, da panela de vazamento e do molde constituem uma importante fonte de geração de inclusões não metálicas durante a fabricação do aço fundido. Os revestimentos refratários com alto teor de sílica ou contaminados com óxidos de ferro reagem com os elementos presentes no aço, resultando na formação de inclusões de óxidos e, ao mesmo tempo, promovem a erosão destes refratários. A erosão de refratários pode ocorrer segundo as seguintes reações:



Percebe pelas equações 3.1 a 3.3 que a tendência de maior erosão do refratário aumenta com o acréscimo da relação Mn/Si. Para aços acalmados com alumínio e silício, conteúdo teor de manganês elevado é praticamente inevitável à incorporação de inclusões no aço líquido.

Fachini (2009) declara que outra importante fonte de inclusões não metálicas em aços fundidos é a presença de escórias provenientes do processo de fusão. Durante o vazamento da liga líquida do forno para a panela e, em especial, da panela para os moldes, quando não controlado, pode ocasionar a passagem simultânea de escória que, conseqüentemente, tende a aumentar a concentração de inclusões.

Existem formas de se reduzir o número de inclusões ou até mesmo contê-las, evitando que se incorpore à peça. Esse controle pode ocorrer, por exemplo, por meio do uso de escorificantes, filtros cerâmicos e painéis com válvulas. Melo *et al.* (2000) avaliaram a eficiência de uma panela com válvula com capacidade para 500 kg de aço líquido para retenção de escória. Por meio do vazamento na parte inferior da panela foram verificados resultados satisfatórios com relação à qualidade do fundido. A liga analisada não foi informada no trabalho, porém, utilizaram-se como método de avaliação os testes de fluidez do metal e o nível de inclusões através de análise metalográfica.

Para Tripathi *et al.* (2004) a quantidade de inclusões no aço líquido formada na panela depende não somente de fatores como a temperatura do aço, a composição química da escória, o tipo de aço, o tipo de desoxidante utilizado, a condição de agitação, mas também das condições da panela. Na medida em que a panela é utilizada várias vezes, mais inclusões são formadas pelas camadas de escória aderidas a parede interna da mesma.

A formação das inclusões também pode ocorrer na reoxidação do aço líquido em contato com o ar atmosférico. Este fenômeno é fortemente dependente da turbulência gerada durante o vazamento da liga líquida (EMI, 1975 e Matos, 1980).

Para Wang *et al.* (2006) a reoxidação do aço líquido também pode ocorrer em situação em que o banho está temporariamente exposto à atmosfera durante a fusão. A exposição causa aumento de oxigênio no banho, seja através de intensa agitação do aço na panela, no momento do vazamento ou ainda através do arraste de ar por entre os canais de alimentação da peça.

Na maioria das vezes o grau de impurezas das ligas de aços interfere na qualidade do fundido. As principais impurezas em ligas de aços são: enxofre, fósforo, oxigênio, nitrogênio e hidrogênio. Após a solidificação, esses elementos se encontram dissolvidos na matriz metálica, em solução sólida, ou na forma de inclusões não

metálicas. O Quadro 3.1 mostra como se encontram as impurezas nos aços solidificados (Finardi, 1993).

Impureza	Porosidades	Inclusões	Solução Sólida
Fósforo	Não Participa	Não Participa	Participa na totalidade
Enxofre	Não Participa	Quase totalidade	Muito pouco
Oxigênio	Participa	Participa	Quase nada
Nitrogênio	Participa parcialmente	Participa parcialmente	Participa parcialmente
Hidrogênio	Participa Parcialmente	Não Participa	Participa parcialmente

Quadro 3.1 – Principais impurezas e forma como se encontram nos aços solidificados. Fonte: Finardi, 1993.

Dessa maneira, com as demandas crescentes para a produção de aços, especialmente os que são obtidos pelo processo de fundição, surge à necessidade de produzir uma liga com baixa incidência de inclusões nas microestruturas, conseqüentemente, de alto desempenho mecânico. Nas fundições de aços, algumas práticas são adotadas para minimizar a formação de inclusões, sendo as principais: (Fonseca, 2001).

- Limpeza das cargas metálicas antes da fusão e das panelas de transferência.
- Tratamento de desoxidação.
- Controle da temperatura do aço líquido.
- Diminuição da altura de transferência do aço líquido do forno para a panela e da panela para os moldes para a minimização da turbulência.
- Retenção de escória ou qualquer outro tipo de impureza através do posicionamento de filtros no sistema de canal.
- Limpeza da superfície do banho antes do vazamento.
- Controle da atmosfera do forno, dentre outros controles.

Segundo Baldam *et al.* (2013) e ASM (1988), a atmosfera neutra através da adição de argônio e, também, a formação de escórias protetoras, minimizam a oxidação na superfície do banho líquido.

3.2.3 Tipos e efeitos das inclusões nas propriedades mecânicas

O estudo das inclusões tem sido motivo de muitas pesquisas especialmente pelas suas influências nas propriedades mecânicas dos aços. No trabalho de Sohaciu *et al.* (2013), foi estudado a influência do sulfeto de manganês sob a resistência a fadiga de uma classe de aço. Da mesma maneira, o trabalho de Junoven (2005) foi verificado que as inclusões com formas irregulares e com cantos vivos são concentradores de esforços ao seu redor, o que favorece a nucleação e propagação de trincas na matriz, reduzindo drasticamente a resistência à fadiga do aço AISI 8620.

Fernandes Neto (2001), Zhang (2006) e Zhang (2013) também afirmam que as propriedades mecânicas dos aços fundidos são afetadas pela fração volumétrica, tamanho, forma e distribuição das inclusões que atuam como concentradores de tensões. Pode ser citada, por exemplo, a redução de ductilidade causada pela presença de óxidos e sulfetos. A resistência à fratura diminui quando as inclusões estão presentes especialmente em ligas de baixa ductilidade e alta resistência.

A Figura 3.3 mostra a relação entre os teores de alumínio e enxofre sob a ductilidade e a tenacidade ao impacto de um aço fundido médio carbono.

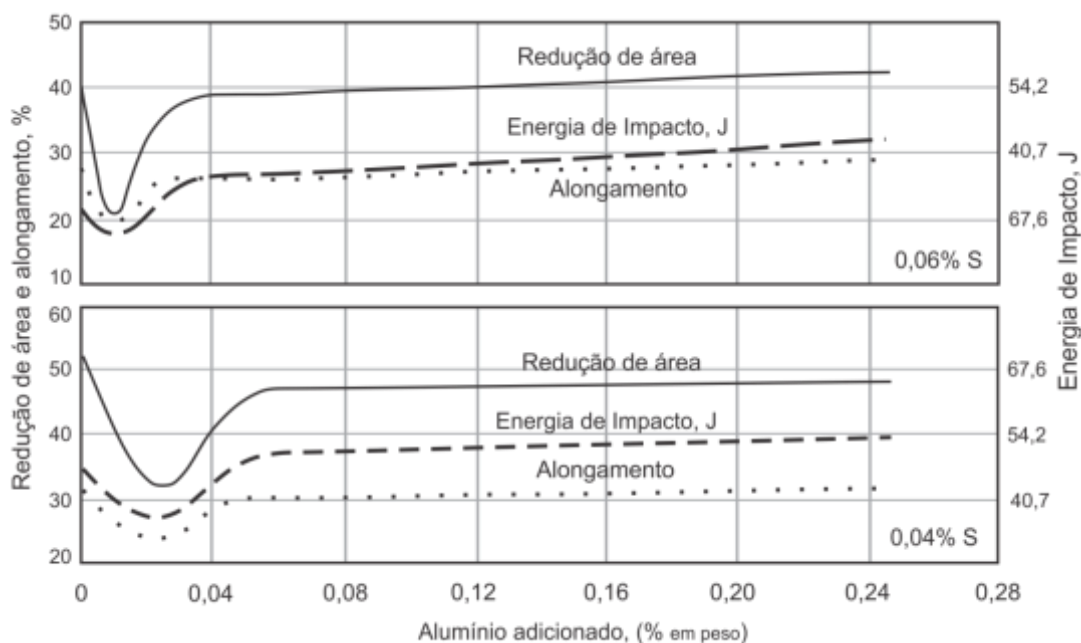


Figura 3.3 – Combinação do alumínio e enxofre sob a ductilidade e a tenacidade de um aço fundido com médio carbono. Fonte: adaptado, ASM Handbook, 1988.

Os pontos mínimos nas curvas ilustradas pela Figura 3.3 são atribuídos pela formação de inclusões formadas nos contornos de grãos, que afetam drasticamente a resistência dos materiais.

ASM (1998) afirma que as inclusões podem atuar como sítios preferências para a nucleação de vazios. Na medida em que é aplicada uma força sob o material, esses vazios crescem e coalescem levando a ruptura do material. A Figura 3.4 apresenta esquematicamente o processo de nucleação, crescimento e coalescimento de vazios a partir de inclusões nos aços.

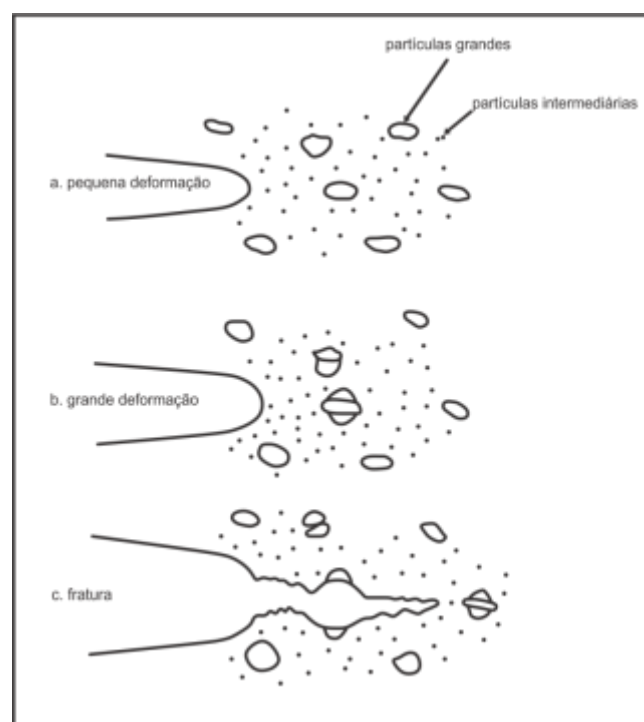


Figura 3.4 – Nucleação, crescimento e coalescimento de vazios a partir das inclusões. Fonte: adaptado, ASM Handbook, 1998.

As inclusões não metálicas podem induzir trincas por duas maneiras (ASM Handbook, 1998):

- Devido à incapacidade da inclusão em transferir as tensões existentes na matriz. Portanto, podem formar picos críticos de tensão ao redor das inclusões, agindo diretamente na nucleação de vazios, durante as condições de carregamento de trabalhos cíclicos.

- Inclusões que possuem um baixo índice de deformação, o que pode ocasionar o aparecimento de trincas na interface matriz/inclusão durante o trabalho a quente ou a frio.

Em geral, os efeitos das inclusões sob as propriedades mecânicas dos aços dependem (ASM Handbook, 1998):

- Do tamanho e morfologia das inclusões.
- Da quantidade de inclusões, das suas propriedades físicas (principalmente plasticidade).
- Da diferença do coeficiente de expansão térmica entre a inclusão e a matriz. Caso o coeficiente de expansão térmica da inclusão seja maior do que o coeficiente do aço, durante o resfriamento a contração da inclusão será maior do que a contração da matriz, desenvolvendo uma tensão ao redor da inclusão iniciando uma trinca naquela local.

A característica quanto ao volume e o espaçamento das inclusões influenciam diretamente na tenacidade a fratura do aço. Pesquisa recente mostrou que diminuindo a fração de volume e aumentando o espaçamento das inclusões que induzem a nucleação de vazios resulta numa melhoria significativa da resistência mecânica do aço.

No trabalho desenvolvido por Hahn *et al.* (1972) foi verificado que a tenacidade à fratura do aço varia inversamente com a fração de volume das inclusões, de acordo com a equação 3.4:

$$K_I = Vf^{-\frac{1}{6}} \sqrt{2 \left(\frac{\pi}{6}\right)^{\frac{1}{3}} \sigma_{esc.} E \cdot d} \quad (3.4)$$

Onde, K_I = tenacidade à fratura; Vf = fração de volume da inclusão; $\sigma_{esc.}$ = tensão de escoamento; E = Módulo de Young e d = diâmetro da partícula.

A tenacidade à fratura varia diretamente com o espaçamento da inclusão de acordo com a equação 3.5:

$$K_I = (2\sigma_{esc.} E \cdot esp)^{\frac{1}{2}} \quad (3.5)$$

Onde, K_I = tenacidade à fratura; $\sigma_{esc.}$ = tensão de escoamento; E = Módulo de Young e esp = espaçamento médio entre as inclusões.

Para Chiaverini (2005), algumas das inclusões podem até mesmo serem consideradas necessárias ou benéficas devido ao efeito, de certo modo positivo, que podem acarretar. Um exemplo disso é o sulfeto de manganês que dependendo de sua morfologia atua diretamente na melhora da usinabilidade dos aços.

As inclusões de sulfetos de manganês são classificadas em três tipos, conforme mostrado na Figura 3.5.

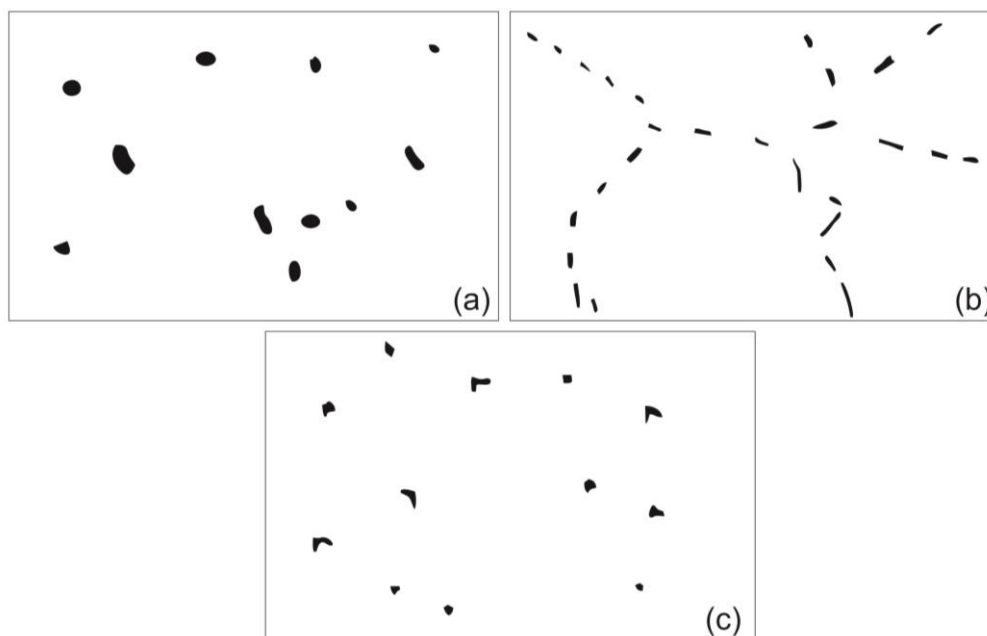


Figura 3.5 – Morfologia e distribuição das inclusões encontradas nos aços. (a) tipo I: óxidos globulares, (b) tipo II: sulfetos nos contornos de grãos e (c) tipo III: morfologia irregular de sulfetos. Fonte: ASM Handbook, 1998.

As inclusões do tipo I são globulares de diferentes tamanhos e com distribuição aleatória. Normalmente esse tipo de inclusão é formado em aços desoxidados ao silício ou em aços semi-acalmados que possuem alto teor de oxigênio dissolvido e baixa quantidade de enxofre. As inclusões do tipo II se formam entre os contornos de grãos. Encontram-se nos aços acalmados (0,007% Al em massa) e se formam na última região da solidificação. Esse tipo de inclusão diminui drasticamente a ductilidade e a tenacidade dos aços, além de aumentar a susceptibilidade à formação de trincas. Por fim, as inclusões do tipo III possuem morfologia mais favorável ao

aspecto poligonal e são encontradas geralmente em aços acalmados ao alumínio (ASM Handbook, 1998 e Moraes, 2009).

A explicação para as diferentes morfologias de inclusões está diretamente ligada ao processo de solidificação. Em aços não perfeitamente desoxidados, são formadas inclusões do tipo I, por um mecanismo de solidificação monotética. Essas inclusões se separam como gotas líquidas durante a solidificação, mantendo a forma esférica até o final do processo. Em aços desoxidados sem apreciável teor desoxidante residual, a solidificação tem caráter eutético e os sulfetos se formam apenas no final da solidificação, concentrando-se em contornos de grãos. Com certa quantidade de desoxidante residual, a solubilidade do enxofre diminui e os sulfetos são precipitados antes do final da solidificação. A sua morfologia poligonal e a melhor distribuição na microestrutura são evidentes (Hilt, 1985 *apud* Finardi, 1993).

Visando o controle do nível de desoxidação do aço, é realizado por algumas fundições de aços, o teste prático baseado em corpo de prova cilíndrico vazado em molde de areia. Após o vazamento e resfriamento do material, o corpo de prova é cortado no sentido longitudinal e, posteriormente é feita a verificação, conforme ilustrada na Figura 3.6.



Figura 3.6 – Visualização após corte do corpo de prova para controle de desoxidação. Fonte: Fonseca, 2001.

Como a presença de inclusões é totalmente inevitável em aços, o controle de sua distribuição na matriz bem como a forma e o tamanho tornam-se importantes fatores para obtenção de melhores propriedades mecânicas nesses materiais. A seguir são referenciadas as técnicas do tratamento de desoxidação.

3.2.4 Tratamento de desoxidação

Na ausência de elementos desoxidantes, a maior parte do oxigênio se encontra em solução no aço líquido e o restante na forma de pequenas inclusões de óxidos em suspensão. Para ASM Handbook (1998), a maioria dos aços no estado líquido e com baixo teor de carbono apresentam elevada concentração de oxigênio dissolvido, como mostra a Figura 3.7.

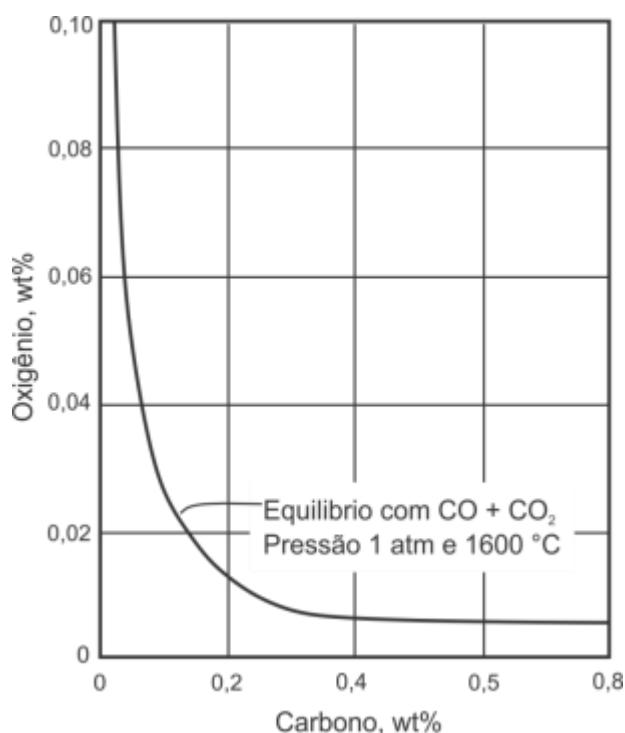


Figura 3.7 – Equilíbrio do carbono e oxigênio em 1600°C. Fonte: ASM Handbook, 1998.

Como a solubilidade do oxigênio no ferro sólido é baixa, durante a solidificação o elemento é rejeitado para o líquido remanescente, onde tende a se reagir com o carbono formando CO e, conseqüentemente, as porosidades de gás (ASM Handbook, 1998).

Assim, a principal finalidade da adição de elementos desoxidantes é diminuir a quantidade de oxigênio dissolvido no metal. Finardi (1993) declara que os elementos desoxidantes tem maior afinidade pelo oxigênio que o ferro e demais elementos da liga e, como conseqüência, favorecem para a formação de óxidos que são incorporados à escória para remoção parcial durante a etapa de limpeza.

De acordo com Garcia *et al.* (2004) *apud* Marcon (2007), as inclusões resultantes do processo de desoxidação têm massa específica menor que o aço líquido, o que provoca a tendência destas flatarem para a superfície do banho. A velocidade de transporte depende do tamanho e morfologia das inclusões, da massa específica e da viscosidade do aço líquido. Dessa maneira a velocidade de ascensão das inclusões, tomadas como esféricas e em condições de fluxo laminar, pode ser compreendida pela lei de Stokes, como se expressa pela equação 3.6.

$$V_{fi} = \frac{[2gr^2(\rho\alpha - \rho i)]}{9\eta} \quad (3.6)$$

Onde a V_{fi} = velocidade de flotação das inclusões (m/s); g = aceleração da gravidade (9,81 m/s²); r = raio da inclusão (m); $\rho\alpha$ = massa específica do aço líquido; ρi = massa específica da inclusão (kg/m³) e η = coeficiente de viscosidade do aço (0,0025 kg/s.m).

A velocidade de flotação das inclusões V_{fi} é diretamente proporcional ao quadrado do raio r das mesmas, ou seja, a flotação é dificultada com a diminuição do diâmetro das inclusões. Assim, a injeção de gás inerte tem papel fundamental no processo de limpeza do aço em escala industrial. O gás inerte a base de argônio, por exemplo, interceptam as inclusões e as levam à superfície (Millman, 2004 *apud* Marcon, 2007).

De acordo com Moore (1985), ASM Handbook (1998) e Finardi (1993) *apud* Fuoco (2005), o tratamento de desoxidação em ligas de aços fundidos normalmente é feito pela adição de alumínio puro, devido à sua forte capacidade desoxidante (baixa energia livre para formação do óxido – Al₂O₃). Entretanto, a utilização de alumínio como único elemento desoxidante na maioria das vezes apresenta como desvantagem a geração de inclusões de alumina que reduzem a fluidez e a usinabilidade do aço. Assim, tradicionalmente a desoxidação de aços é feita em duas etapas:

- Inicialmente, com adição de um desoxidante fraco, o silício, e;
- posteriormente, com um desoxidante forte, o alumínio.

As inclusões resultantes da desoxidação prévia com silício (constituídas por sílica) são de grande tamanho, o que facilita sua flotação nas placas de vazamento, e apresentam morfologias esféricas, com poucas consequências às propriedades mecânicas do material (Moore, 1985 e Fuoco, 2005 *apud* Finardi).

Para ASM Handbook (1998) o alumínio tem baixa energia para formação de óxidos em relação ao silício e, por isso, tem poder maior na desoxidação das ligas de aços, como ilustrado na Figura 3.8.

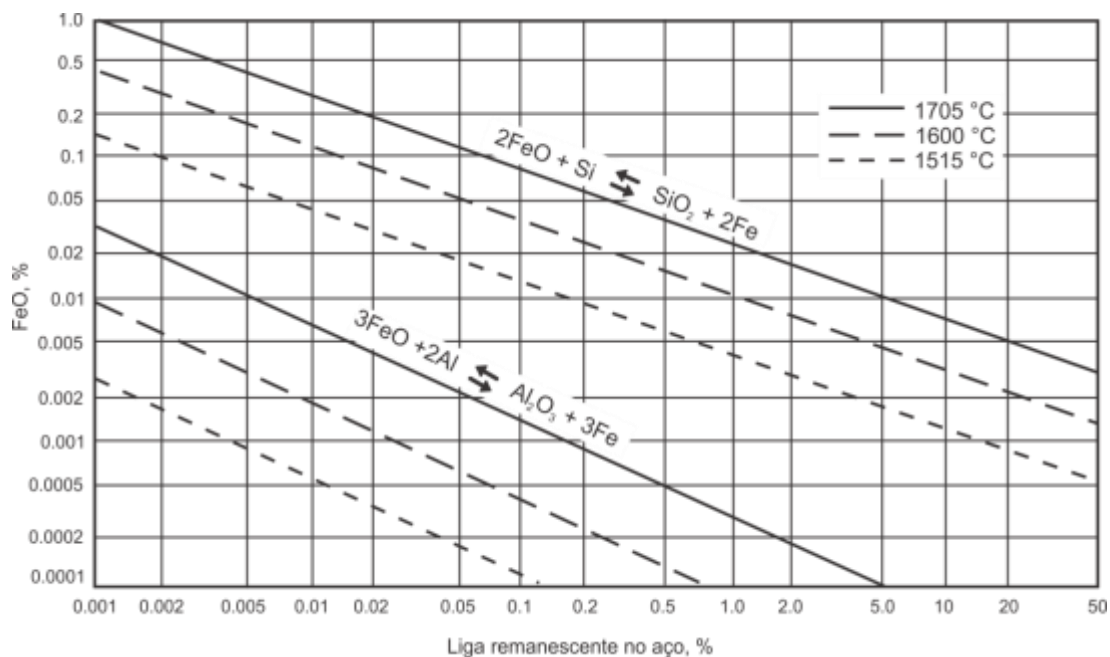


Figura 3.8 – Equilíbrio entre o FeO e o alumínio e silício dissolvido nas ligas de aços. Fonte: ASM Handbook, 1998.

Além de silício (FeSi) e alumínio puro, Finardi 1993 afirma que outros elementos também são utilizados para desoxidação das ligas de aços, como zircônio (FeSiZr), titânio (FeTi), cálcio (CaSi) e manganês (FeMn).

Diferentemente do zircônio e do alumínio, o manganês possui baixa afinidade pelo oxigênio, uma vez que o elemento reduz fracamente a solubilidade do oxigênio no aço líquido. As inclusões formadas pelo processo de desoxidação por manganês são de menor tamanho e se distribuem mais uniformemente no aço. A sua morfologia depende da razão MnO-FeO na solução sólida, que por sua vez está ligada ao teor de manganês adicionado ao aço (Fachini, 2009).

Uma melhor compreensão da desoxidação do aço pode ser obtida quando associada com a variação de energia livre molar. Xiaobing (2004) lista em seu trabalho as principais reações de desoxidação, como mostrado na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Principais reações que ocorrem na desoxidação do aço e sua respectiva ΔG°

Principais reações na desoxidação e ΔG°	
Reação Química	ΔG° (Kg/mol)
$2[\text{Al}]+3[\text{O}] \leftrightarrow (\text{Al}_2\text{O}_3)$	$\Delta G^\circ = -1225+0,393T$
$[\text{Ca}]+[\text{O}] \leftrightarrow (\text{CaO})$	$\Delta G^\circ = -491,14+0,01465T$
$[\text{Si}]+2[\text{O}] \leftrightarrow (\text{SiO}_2)$	$\Delta G^\circ = -576,44+0,218T$
$[\text{Mn}]+[\text{O}] \leftrightarrow (\text{MnO})$	$\Delta G^\circ = -288,12+0,1283T$
$[\text{SiO}_2] + 4/3[\text{Al}] \leftrightarrow 2/3 (\text{Al}_2\text{O}_3) + [\text{Si}]$	$\Delta G^\circ = -207,01+0,03247T$

Fonte: Xiaobing, 2004.

Essas reações são importantes para analisar as relações entre os elementos desoxidantes, o oxigênio dissolvido no aço e o equilíbrio entre aço/escória e aço/inclusão (Marcon, 2007).

3.2.5 Tratamento de refino de grãos

O tamanho de grão de um material policristalino tem efeitos diretos sobre seu comportamento mecânico. Em geral, para os metais e ligas, quanto menor o tamanho médio de grão, mais elevados são os resultados das propriedades mecânicas e da ductilidade (Krauss, 2005).

O material que possui granulação refinada é mais resistente mecanicamente daquele que possui granulação grosseira, uma vez que o primeiro possui uma área total maior de contornos de grão impedindo o movimento das discordâncias. Para muitos materiais, a tensão limite de escoamento σ_{esc} varia de acordo com a seguinte relação:

$$\sigma_{esc} = \sigma_0 + kl \cdot dm^{-1/2} \quad (3.7)$$

Na equação 3.7, denominada de *Hall-Petch*, dm é o diâmetro médio do grão original enquanto que σ_0 e kl são constantes para cada material específico (Callister, 2008).

Segundo Colpaert (2008) a medida mais eficaz para o controle do tamanho de grão é o uso de uma dispersão fina de partículas de segunda fase. A interação entre as partículas e os contornos de grãos gera uma reação à força motriz para o crescimento dos grãos, como mostrado esquematicamente na Figura 3.9.

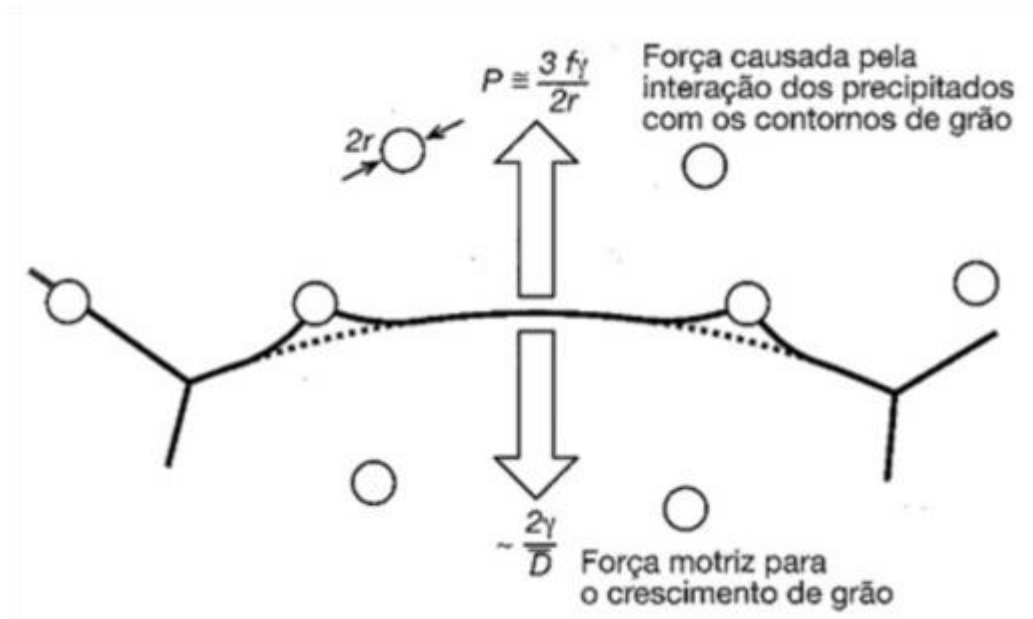


Figura 3.9 – A interação entre os contornos de grão e partículas de segunda fase. Fonte: Colpaert, 2008.

Para que a dispersão seja eficiente é essencial que o tamanho médio das partículas (dado por $2r$ na Figura 3.9) e a fração volumétrica da fase (dado por f na Figura 3.9) sejam tais que a força gerada seja suficiente para compensar a força motriz para o movimento do contorno de grão.

Chiaverini (2005) enfatiza que as estruturas grosseiras das ligas de aços podem ser minimizadas através da adição de elementos refinadores como, por exemplo, titânio, vanádio, terras raras, nióbio e alumínio.

O alumínio forma uma dispersão estável de partículas de AlN, algumas das quais permanecem nos limites de grãos da austenita a altas temperaturas e impedem, por ancoragem desses limites, um crescimento excessivo do grão original. O vanádio, o titânio e o nióbio formam carbonetos muito estáveis que também favorecem a obtenção de tamanhos de grãos muito menor após a transformação da austenita (Honeycombe 1981 *apud* Carmo *et al.*, 2009).

Em um trabalho desenvolvido por Carmo *et al.* (2009) foi estudado a influência do tamanho de grão sobre as propriedades mecânicas de um aço fundido e austemperado de elevada resistência mecânica. A Composição química da liga é ilustrada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição química do aço fundido e austemperado

Composição Química (%)								
Elementos	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	Co	Al
(%)	0,7	1,38	1,8	0,22	1,08	0,54	1,49	0,0079

Fonte: Carmo *et al.*, 2009.

Os autores observaram que através da adição de 0,016% de titânio, 0,038% de vanádio e de terras raras, o tamanho médio do grão austenítico original reduziu de 43 para 30 μm favorecendo um aumento da resistência à tração de 1500 para 1744 MPa e alongamento de 1,72 para 9,13%. A Figura 3.10 ilustra os aspectos micrográficos dos grãos austeníticos originais revelados por imersão a frio com um reativo composto de 200 ml de água destilada, 4 g de ácido pícrico e 2 ml de detergente neutro por um tempo de 30 min.

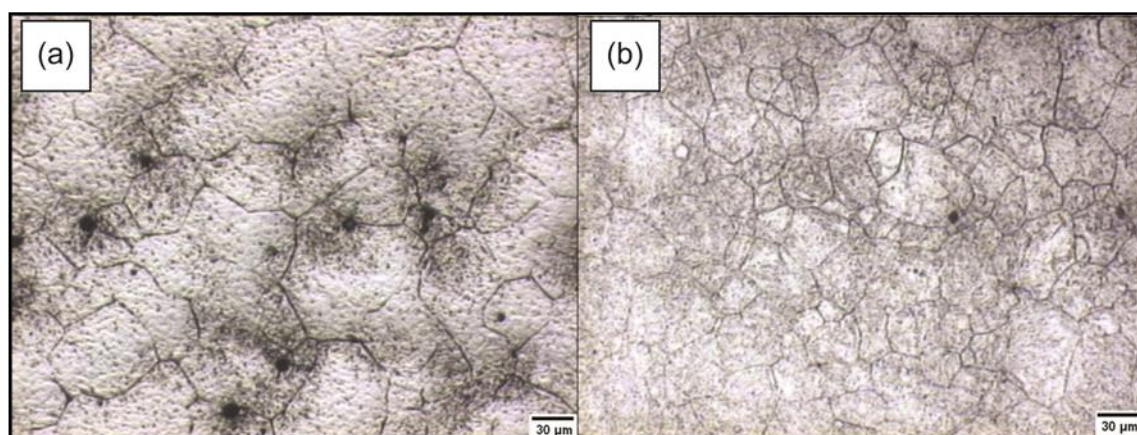


Figura 3.10 – Micrografia óptica mostrando o delineamento dos grãos austeníticos – a) liga não refinada – b) liga refinada. Reativo: Solução de ácido pícrico. Fonte: Carmo *et al.*, 2009.

Carmo *et al.* (2009) adicionaram os elementos refinadores no jato do aço líquido durante a transferência do forno para a panela de vazamento a uma temperatura de

1660°C e vazado da panela para os blocos *Keel* a 1600°C. Os blocos foram produzidos em areia de resina furânica.

Chen e Li (2007) também estudou a influência de elementos refinadores de grãos em uma liga de aço fundido com alto teor de silício. O teor de elementos químicos refinadores utilizados neste trabalho foram de 0,03% de terras raras, 0,023% de titânio e 0,039% de vanádio. Os tamanhos de grãos medidos por análise de imagem foram 800 μm para o não refinado e 40 μm após o refinamento. As microestruturas ilustradas pela Figura 3.11 mostram o aspecto dos grãos de austenita primária antes e após o tratamento de refino.

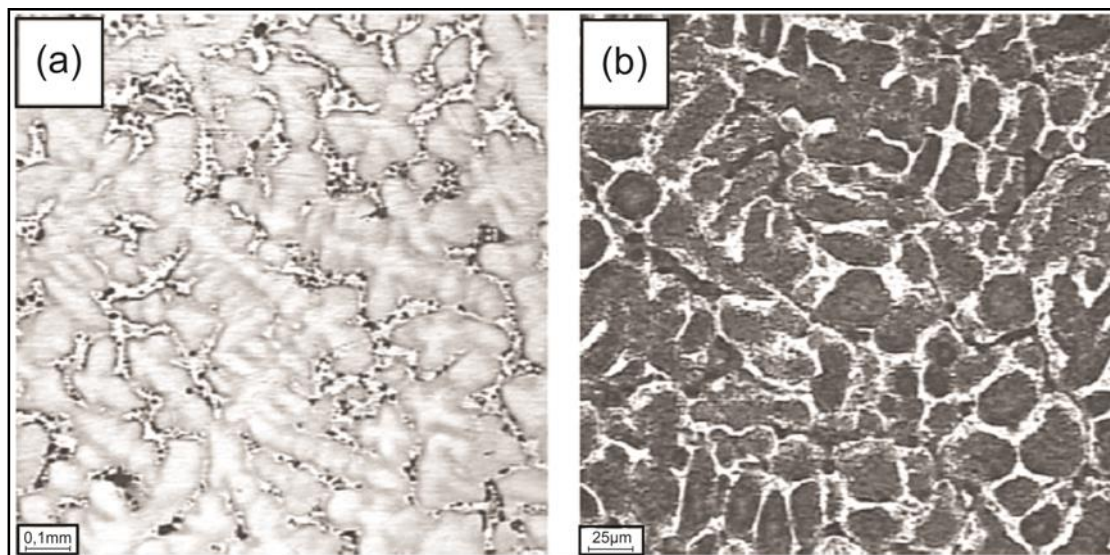


Figura 3.11 – Microestrutura dos grãos de austenita primária do aço fundido de alto silício – a) Liga não refinada b) Liga refinada. Reativo: Solução de ácido pícrico. Fonte: Chen e Li, 2007.

Observa-se na Figura 3.11 (a) que os grãos de austenita primária apresentam dendritas grosseiras, cujos eixos primários são compridos e eixos secundários são curtos sem refinamento. Após adição de refinadores, Figura 3.11 (b) os grãos de austenita foram refinados e equiaxiais, o que indica claramente que titânio, vanádio e terras raras são elementos refinadores para os aços fundidos (Chen e Li, 2007).

3.3 Tratamento térmico das ligas de aços

Tendo em vista que os tratamentos térmicos contribuem consideravelmente para o aumento das características mecânicas dos aços fundidos, a seguir será apresentada

uma breve revisão bibliográfica sobre os tratamentos de homogeneização e normalização.

3.3.1 Tratamento térmico de homogeneização

Segundo Polmear (1955) *apud* Wu *et al.* (2007) o tratamento térmico de homogeneização é muito realizado em ligas de aços fundidos na condição bruta de fusão. O objetivo principal do tratamento é a remoção das microsegregações formadas durante a solidificação da liga que, na maioria das vezes afetam drasticamente as características mecânicas dos materiais.

O tratamento consiste basicamente no aquecimento do aço acima de 1000°C, seguido de uma manutenção por um determinado tempo e resfriamento lento dentro do forno (Chiaverini, 2003).

No trabalho desenvolvido por Carmo *et al.* (2009) a homogeneização foi realizada nos blocos fundidos do tipo *Keel* de composição química conforme mostrada na Tabela 3.2. Os autores tinham como objetivo promover a formação de perlita com lamelas grosseiras, uma vez que a taxa de resfriamento é lenta e, assim, melhorar a usinabilidade do aço fundido. Para isso, os blocos foram submetidos durante 4 horas a uma temperatura de 1100°C, seguidos de um resfriamento dentro do próprio forno.

ZHAO *et al.* (2014) estudaram os efeitos da temperatura do tratamento intercrítico sobre as propriedades mecânicas de um aço conformado de composição química: 7,9% Mn, 0,14% Si, 0,05% Al, 0,07% C. Antes de realizarem o tratamento intercrítico, as chapas foram cortadas dos lingotes fundidos e posteriormente homogeneizadas a uma temperatura de 1250°C por 1 hora. Esse tratamento foi realizado para remover as microsegregações da microestrutura formada durante a solidificação.

Zhang *et al.* (2013) avaliaram a característica microestrutural e a resistência mecânica de um aço médio manganês. Os lingotes obtidos pelo processo de fundição foram homogeneizados a 1200°C por 2 horas para a remoção das microsegregações. Após o tratamento as peças foram recozidas e posteriormente laminadas para avaliação das características da liga.

Na pesquisa de Dafé *et al.* (2013), foi realizado o tratamento de homogeneização no aço fundido com composição química constituída por 0,06% C, 17% Mn, 3,0% Al, 2,0 Si e 1,0% Ni. O material foi submetido a uma temperatura de 1100°C por 2 horas e,

logo, resfriado em água. O tratamento foi realizado com intuito de homogeneizar tanto a microestrutura quanto a composição química da liga.

3.3.2 Tratamento térmico de normalização

A normalização do aço é um tratamento que pode ser considerado do ponto de vista térmico e microestrutural. Do ponto de vista térmico, consiste na realização de um ciclo de aquecimento até na região de austenitização seguido de resfriamento ao ar parado ou agitado, conforme ilustrado na Figura 3.12.

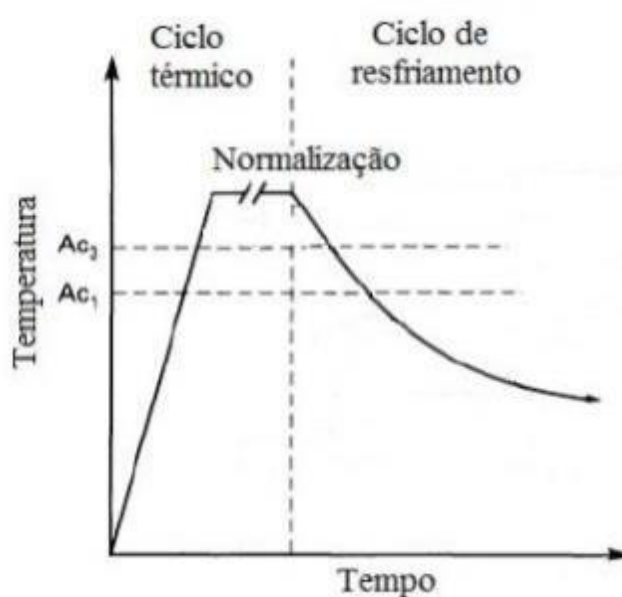


Figura 3.12 – Ciclo do tratamento térmico de normalização.

De acordo com o diagrama de fases Fe-Mn, ilustrado pela Figura 3.13, a temperatura de início para a austenitização da liga varia diretamente em função do teor em peso de manganês. Como pode ser visto, para ligas com 8% de manganês, a temperatura é de aproximadamente 750°C (Han *et al.*, 2015).

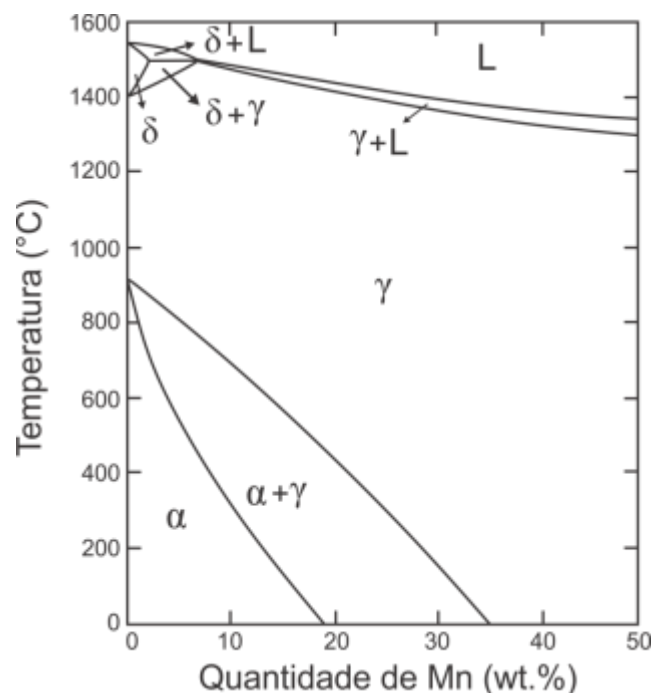


Figura 3.13 – Diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário Fe-Mn. Fonte: Han *et al.*, 2015.

No trabalho desenvolvido por Zhao *et al.* (2014), foi verificado, por meio da análise por Dilatometria, que a temperatura A_{c3} da liga com 0,07% em peso de carbono e 7,9% em peso de manganês é de 720 °C.

A normalização pode ser considerada também do ponto de vista microestrutural, uma vez que o tratamento refina os grãos e, contribui para o aumento das características mecânicas dos aços fundidos (Krauss, 2005).

Para Colpaert (2008) e Silva (2010) a normalização é comumente empregada nos seguintes casos:

- Obtenção de boas propriedades mecânicas em ligas fundidas, devido à homogeneização da microestrutura e o refino dos grãos.
- Homogeneização microestrutural de peças submetidas a tratamentos térmicos incorretos.

Durante a normalização o crescimento de grãos austeníticos pode ser influenciado diretamente pela alta temperatura de austenitização e pelo elevado tempo de realização do tratamento. De uma forma geral, o crescimento de grãos austeníticos pode ter dois efeitos importantes. Em primeiro lugar, pode ocorrer segregação de

elementos fragilizantes para os contornos de grãos austeníticos. Quanto maior o tamanho de grão menor a área de contorno disponível, conseqüentemente, para uma mesma concentração dos elementos que segregam, a concentração do elemento no contorno de grão será maior. Isto pode acarretar o efeito fragilizante. Por outro lado, a nucleação dos constituintes em contornos de grão será dificultada, retardando as transformações por ela influenciadas.

A Figura 3.14 mostra o efeito da temperatura de austenitização sobre o grão austenítico para um aço desoxidado ao silício.

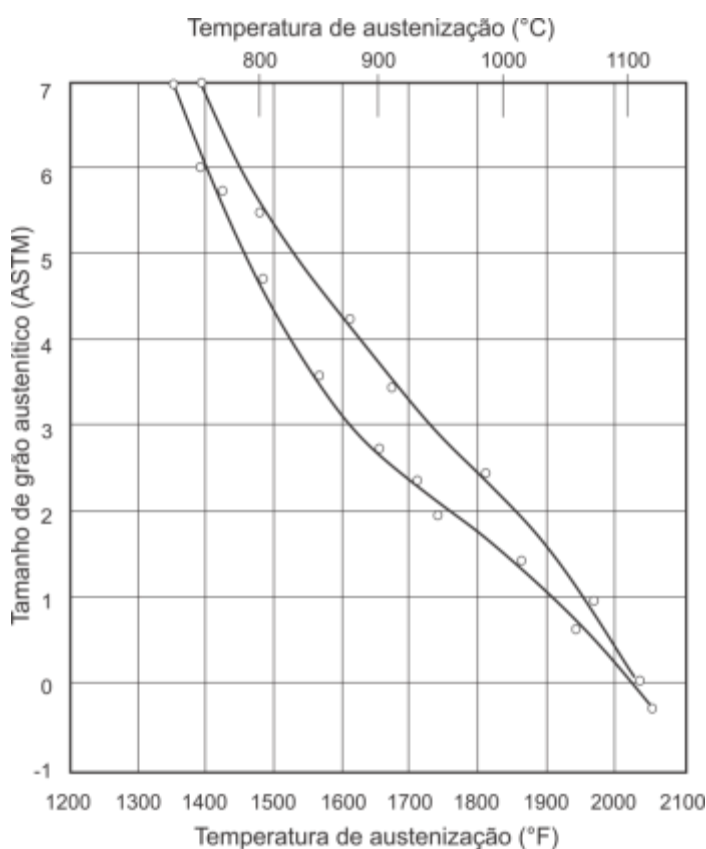


Figura 3.14 – Efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico para um mesmo tempo de manutenção a temperatura, para um aço desoxidado com silício. Fonte: Colpaert, 2008.

É notório observar que, quanto maior a temperatura de austenitização, maior o grão austenítico obtido ao final do tratamento.

Quando não se tem informações do material a tratar, é sugerida pela literatura como ponto de partida para determinação do ciclo, a realização do tratamento térmico

considerando como regras simples uma hora por polegada de espessura da peça. (Colpaert, 2008).

Segundo Colpaert (2008) os aços podem apresentar grãos austeníticos grosseiros ou finos. Os que apresentam microestrutura austenítica refinada normalmente são ligados a elementos refinadores e/ou submetidos a tratamentos de normalização. Por este motivo, é comum empregar medidas para o controle de grão austenítico, especialmente em aços em que se deseja garantir grãos austeníticos finos no tratamento térmico. A Figura 3.15 mostra o efeito de diferentes temperaturas de austenitização em um aço desoxidado por alumínio em que a precipitação de nitreto de alumínio cria uma dispersão que controla o crescimento de grão austenítico.

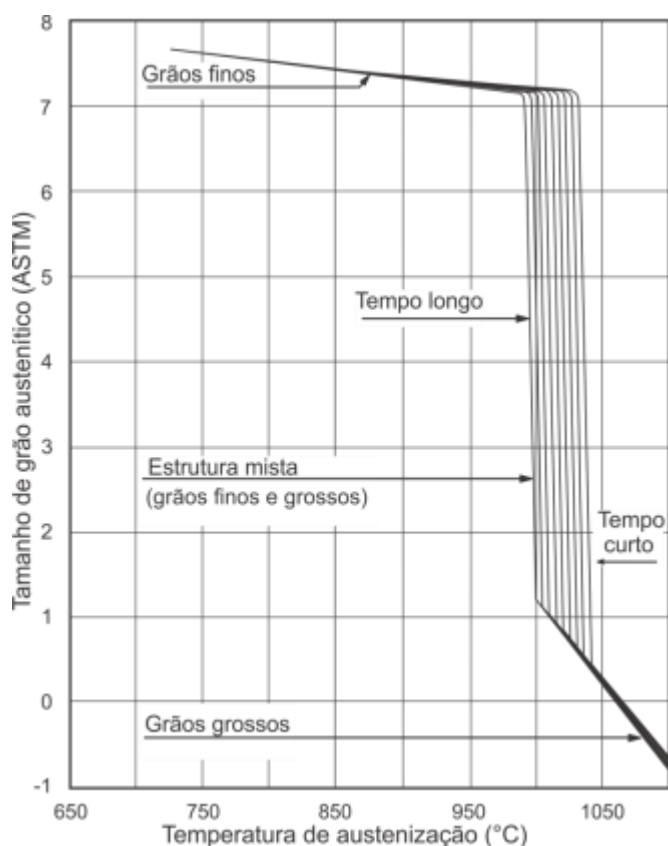


Figura 3.15 – Representação esquemática do efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão em aço desoxidado ao alumínio. Fonte: Colpaert, 2008.

Para uma ampla faixa de temperaturas em que a dispersão é estável observa-se tamanho de grão homogêneo e relativamente constante, devido a dispersão presente. Em uma faixa de temperatura definida ocorre a transição para grãos grosseiros em função da dissolução dos precipitados. O processo de dissolução depende do tempo e

da própria homogeneidade da dispersão das partículas, de forma que ocorre ao longo de uma faixa de temperatura.

3.4 Aços médio manganês com efeito TRIP

Dos vários tipos de aços Avançados de Alta Resistência - *Advanced High Strength Steels* - AHSS, destacam-se os com Transformação Induzida por Deformação - efeito TRIP. De acordo com Zhao *et al.* (2014) e Lee *et al.* (2015), os aços TRIP são de grande interesse na indústria automobilística. Além de apresentarem excelente combinação de resistência e alongamento, como pode ser visto na Figura 3.16, os aços TRIP também exibem baixa densidade comparada às outras classes de aços, o que favorece na redução do peso do automóvel e, conseqüentemente, na diminuição de emissão de gases poluentes na atmosfera. Em geral os aços AHSS, sobretudo os TRIP se classificam em três diferentes tipos de categorias. A Primeira correspondem aos que apresentam alta resistência, normalmente acima de 600 MPa, porém baixa ductilidade. A segunda geração se enquadram os aços TRIP alto Mn e a terceira os TRIP médio Mn.

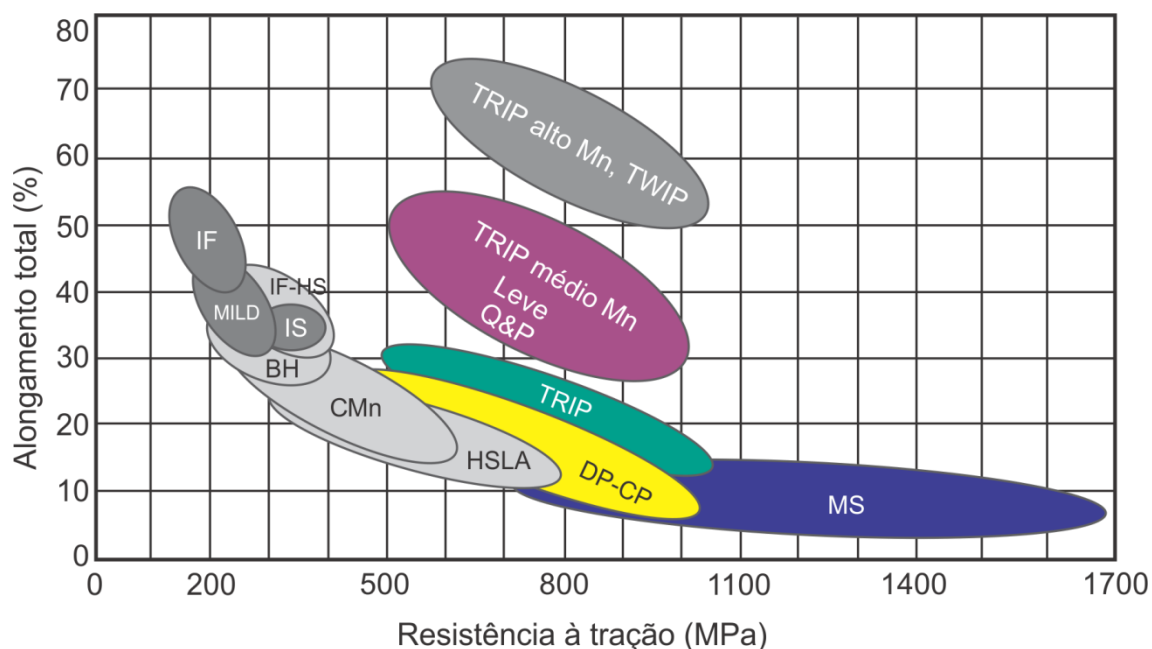


Figura 3.16 – Comparação entre a tensão de escoamento (MPa) e o alongamento (%) de várias classes de aços utilizados nas estruturas de automóveis. Fonte: World Steel, 2011.

O excelente desempenho mecânico dos aços TRIP está intimamente relacionado com a característica multifásica da microestrutura, principalmente a presença de austenita retida (Cooman, 2004, Lee *et al.*, 2015 e Zhao *et al.*, 2014).

A austenita retida formada no tratamento de recozimento intercrítico se transforma em martensita durante a etapa de laminação, conforme mostrado esquematicamente na Figura 3.17.

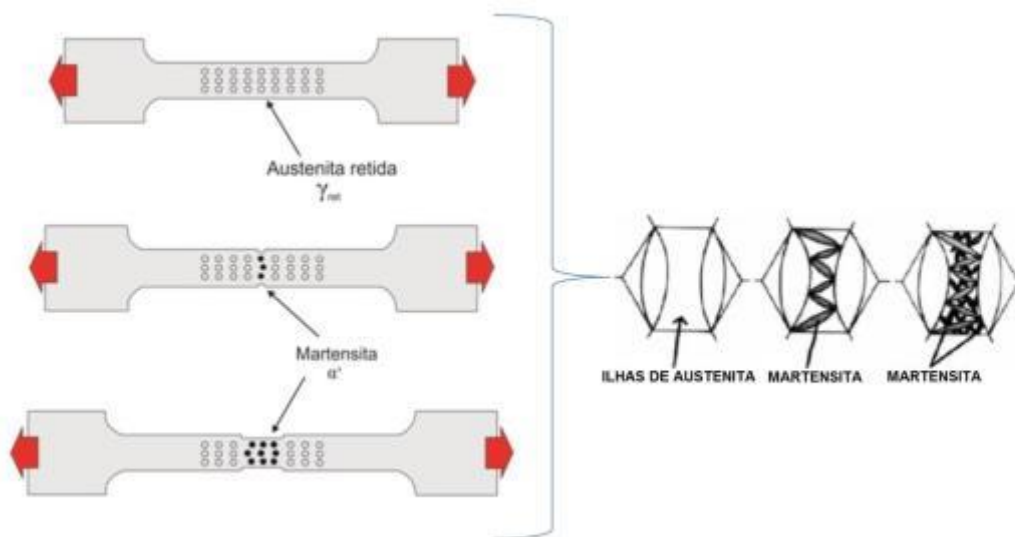


Figura 3.17 – Evolução esquemática de transformação de austenita retida em martensita.

A transformação de austenita retida em martensita ocorre pelo mecanismo de deformação que, por sua vez, está intimamente relacionada com a energia de falha de empilhamento (EFE). De acordo com Dumay *et al.* (2008) o efeito TRIP acontece predominantemente em aços com energia inferior a 18 mJ/m², ao passo que a formação de martensita α' ocorre para EFE inferior a 12 mJ/m². Em contrapartida, a EFE depende intensamente da composição química e da temperatura de laminação. Sabe-se que a EFE em ligas de Fe-Mn-C é relativamente baixa e que para ligas contendo teor de Mn inferior a 15% o efeito TRIP predomina, sob o efeito de endurecimento por deformação.

Zhao *et al.* (2014) e Lee *et al.* (2015) afirmam que a quantidade e a estabilidade de austenita retida em temperatura ambiente no aço TRIP médio manganês está associada com o recozimento intercrítico e sua temperatura do tratamento.

Embora existam comercialmente diversas classes de aços TRIP, os de médio manganês tem sido bastante estudados nos últimos anos devido o seu excelente balanço entre custo de fabricação e propriedades mecânicas. De acordo com Lee *et al.* (2015), os aços médio manganês podem ser definidos como sendo constituídos por uma concentração de manganês variando entre 3 a 10% em peso.

Na pesquisa desenvolvida por Zhao *et al.* (2014), foi estudado os efeitos da temperatura do recozimento intercrítico sobre as propriedades mecânicas do aço médio manganês com 7,9% Mn, 0,14% Si, 0,05% Al, 0,07% C. O aço foi submetido a seis passes de laminação a quente a 850°C, então, posteriormene, o aço foi laminado a morno a 630°C com sete passes e posteriormente resfriado ao ar em temperatura ambiente. Na seqüência as amostras foram recozidas na região intercrítica em várias temperaturas por 30 min. para promover a transformação reversa de martensita em austenita. A Figura 3.18 ilustra esquematicamente as etapas da laminação e dos tratamentos realizados.

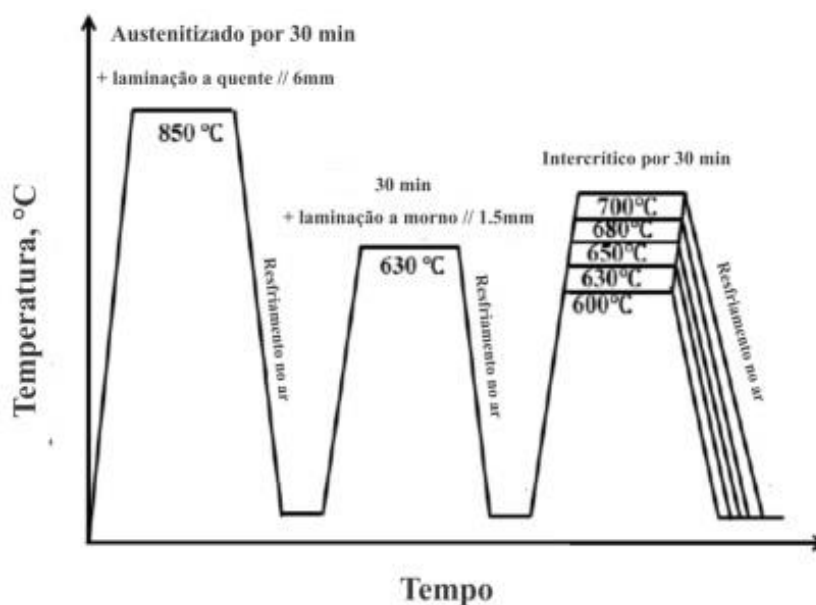


Figura 3.18 – Etapas do processo de laminação e de tratamento térmico realizados no aço médio manganês. Fonte: Zhao *et al.*; 2014.

Pela análise por difração de raios-x, Zhao *et al.* (2014) verificou maior concentração de austenita retida na amostra recozida a temperatura de 600°C. Os autores também concluíram que com o aumento da temperatura de recozimento a fração volumétrica de austenita retida diminui drasticamente, como pode ser visto na Figura 3.19.

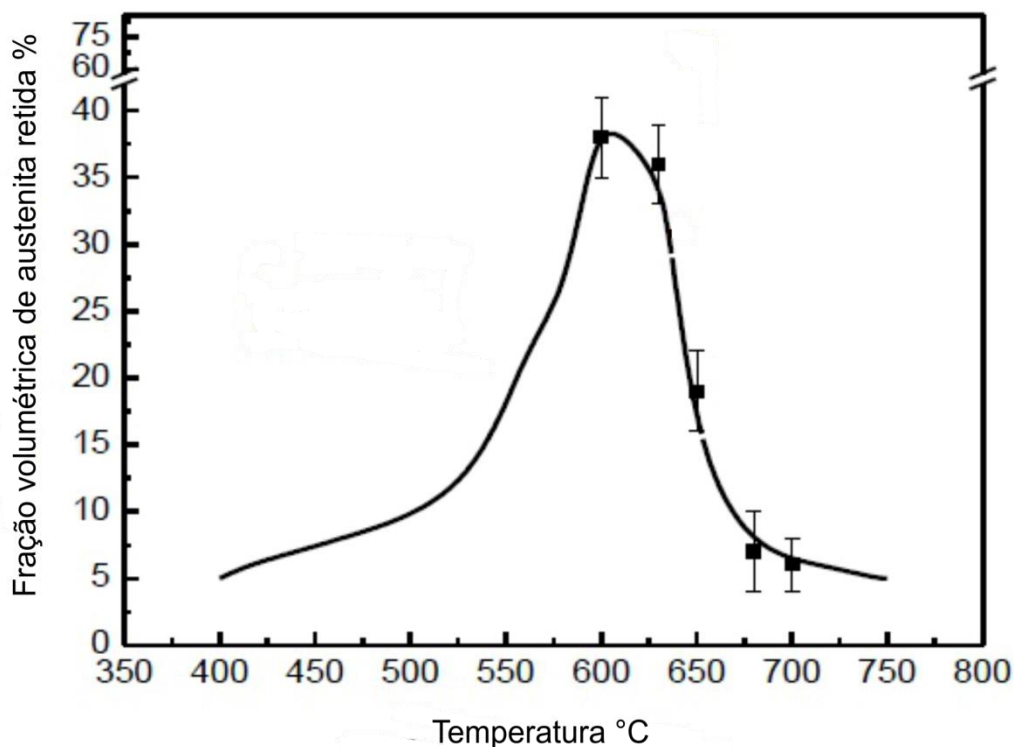


Figura 3.19 – Fração volumétrica de austenita retida em relação a temperatura de recozimento realizada no aço médio manganês. Fonte: adaptado, Zhao *et al.*; 2014.

O decréscimo da fração volumétrica de austenita retida devido ao aumento da temperatura de recozimento também foi relatado por Lee e de Cooman (2013) no aço com 6% em peso de manganês. Esse comportamento pode estar atrelado as seguintes razões: com aumento da temperatura intercrítica pode facilitar a formação e o crescimento de austenita, conseqüentemente levando para um aumento da fração da respectiva fase nas etapas do recozimento (Zhao *et al.*, 2014). Para Shen *et al.* (2013), está bem compreendido que a estabilidade mecânica da austenita retida é proporcional a concentração de carbono. A quantidade de átomos de carbono no aço permanece a mesma. Portanto, a concentração de carbono na austenita é baixa para altas temperaturas de recozimento. Assim, a alta fração de volume de austenita formada nas etapas do recozimento deve associar com a fraca estabilidade, que resultaram principalmente no baixo teor médio de carbono na austenita.

Já para Lee e de Cooman (2013) a razão pode estar na variação da concentração de carbono e de manganês na austenita na qual afeta a estabilidade térmica da respectiva fase. No trabalho de Moor *et al.* (2011) foi verificado que a distância da

difusão de Mn no ferro CCC a 640°C é de 280 nm. A esta temperatura foi obtida uma fração volumétrica de 31% de austenita retida no aço 0,11% C-5,7% Mn.

4 METODOLOGIA

A seguir será apresentada a composição química do aço estudado, assim como os recursos e a metodologia utilizada durante os testes experimentais.

4.1 Materiais

O material estudado consiste em um aço fundido média liga de composição química similar a do aço base para o efeito TRIP. Seleciona-se como referência o trabalho de ZHAO *et al.* (2014), que apresentam a composição química conforme mostrada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química (%) do aço de comportamento TRIP

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)						
Elementos	C	Mn	Si	Al	P	S
%	0,07	7,9	0,14	0,05	0,003	0,01

Fonte: ZHAO *et al.*, 2014.

A liga em questão foi escolhida para o estudo desta pesquisa, por apresentar excelentes combinações de resistência mecânica e ductilidade processada mecanicamente. E, também, por obter suas características com custo de produção relativamente baixo em relação às demais classes de aços com efeito TRIP, sobretudo com elevado teor em peso de elementos de liga, como, por exemplo, ligas com 17%Mn.

4.2 Produção do aço fundido: forno com capacidade de 20 kg

Na revisão bibliográfica não foram encontradas informações disponíveis sobre o processo de produção do referido aço na condição fundida. Portanto, foi realizada uma fusão preliminar com intuito de avaliar exclusivamente os parâmetros referentes à fundibilidade da liga, como a temperatura de sobreaquecimento e vazamento, condições metalúrgicas do aço líquido durante a fusão, aspectos inerentes aos tratamentos realizados e avaliação do comportamento do aço líquido durante o vazamento. Em seguida, o aço fundido foi tratado termicamente e suas características microestruturais e mecânicas foram avaliadas através de análises e ensaios

laboratoriais. A fusão foi realizada na oficina de fundição do SENAI Itaúna CETEF e os tratamentos térmicos no Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais – LAMAT.

A Figura 4.1 corresponde a um fluxograma representativo da metodologia aplicada no procedimento experimental nesta etapa da pesquisa.

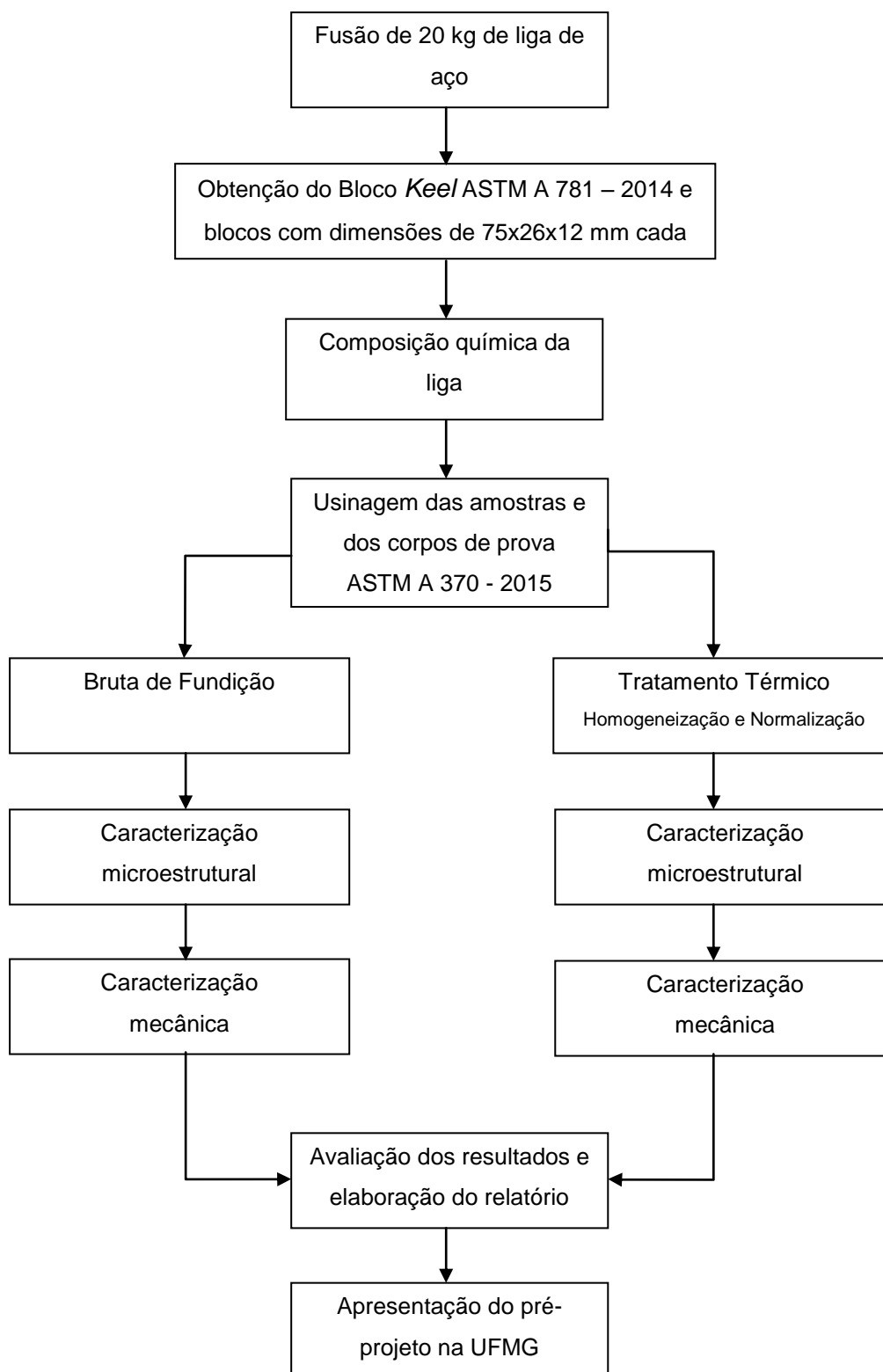


Figura 4.1 – Representação esquemática do procedimento experimental.

A liga foi fundida em forno elétrico à indução de média frequência, marca Inductotherm, com cadinho de capacidade de 20 kg de aço líquido. A Figura 4.2 ilustra o forno utilizado nesta etapa da pesquisa.



Figura 4.2 – Forno de fusão elétrico à indução de média frequência com cadinho de capacidade de 20 kg de aço líquido.

Utilizaram-se para o monitoramento e o controle metalúrgico durante o processamento da liga, instrumentos de medição e ferramentas, como o pirômetro de imersão para a medição da temperatura do aço líquido da marca Italterm, modelo Forneiro III, calibrado em 26/01/2015, a concha para coleta de amostras para análise química e a espátula para remoção de escórias formadas na superfície do banho líquido no forno e na panela.

Fundiram-se as barras de aços com 0,07% em peso de carbono. Durante a fusão foram adicionados: manganês eletrolítico na forma de briquetes, silício metálico, alumínio puro e ferro vanádio. A Tabela 4.2 apresenta os tipos e as quantidades em quilograma de matérias-primas utilizadas na fusão preliminar.

Tabela 4.2 – Quantidade (kg) de matérias-primas utilizadas na fusão preliminar

QUANTIDADE DE MATÉRIAS-PRIMAS (kg)	
Matéria-prima	Quantidade (kg)
Barra de aço	18,40
Manganês eletrolítico	1,58
Silício metálico	0,02
TOTAL	20,00

Foram utilizados ainda 0,020 kg de alumínio puro para acalmagem do metal líquido e 0,0181 kg de ferro vanádio na granulometria de 3 mm para realização do tratamento de refino de grãos.

As matérias-primas foram pesadas nas balanças da marca Toledo, calibrada em 25/11/2014 e a da marca Gehaka, modelo BG 4000, calibrada em 25/11/2014.

A ordem de adição de carregamento das matérias-primas ocorreu da seguinte maneira: primeramente fundiram-se as barras de aço e na sequência, a partir do momento que foram formadas as fases líquidas do aço adicionaram-se os briquetes de manganês eletrolítico. O silício metálico foi adicionado no final da fusão, momento antes do vazamento, juntamente com o alumínio. O tratamento de refino de grãos ocorreu durante a transferência do aço líquido do forno para a panela de vazamento.

Após a etapa de pesagem os materiais foram armazenados em recipientes de plásticos e identificados quanto ao tipo e a quantidade, conforme mostrado na Figura 4.3.



Figura 4.3 – Armazenamento e identificação dos materiais.

As cargas metálicas foram jateadas para a remoção da ferrugem e das carepas de óxidos nas superfícies. A Figura 4.4 mostra as condições das barras de aço antes e após a etapa de jateamento.

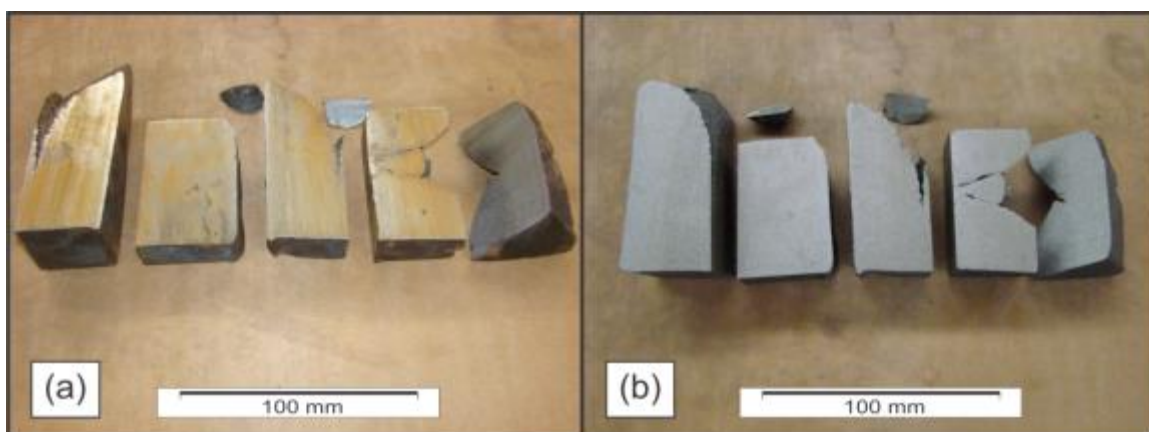


Figura 4.4 – Cargas metálicas: (a) antes do jateamento e (b) após o jateamento.

Foram produzidos dois moldes em areia, sendo um para obtenção do Bloco *Keel*, cuja massa é de aproximadamente 13 kg de aço. Outro molde em areia foi produzido para obtenção de blocos com dimensões de 75x26x12 mm cada, denominados neste trabalho como bloquinhos. Ambos foram produzidos em areia aglomerada com resina

furânica. O certificado de análise da resina utilizada é mostrado no Anexo A. Apresenta-se esquematicamente na Figura 4.5 a sequência de produção dos moldes do bloco *Keel*, adotados nesta etapa da pesquisa, sendo: (a) posicionamento do modelo de madeira do bloco na caixa de moldação; (b) enchimento de areia na caixa de moldação; (c) extração do modelo de madeira da caixa de moldação; (d) vista do molde ilustrando a cavidade; (e) limpeza da cavidade com ar comprimido; (f) pintura da cavidade com tinta a base de zirconita; (g) Secagem da cavidade do molde após a pintura e (h) vista da cavidade após a pintura.



Figura 4.5 – Etapas da moldação para obtenção do bloco *Keel*.

Durante toda a fusão, foi utilizado gás inerte a base de argônio na superfície do aço líquido. Esse procedimento foi adotado para diminuir e, até mesmo evitar, a oxidação no banho líquido. A adição de argônio ocorreu por uma haste metálica introduzida no orifício da câmara refratária confeccionada em casca cerâmica. Foi utilizada também uma manta de isolamento térmico fixada entre o forno e a câmara refratária e, também, uma tampa térmica. Para permitir as adições no cadinho e também para a medição da temperatura, removia-se apenas a tampa térmica como mostrado na Figura 4.6 (b). A vazão de argônio utilizada foi de aproximadamente 8 litros por minuto.

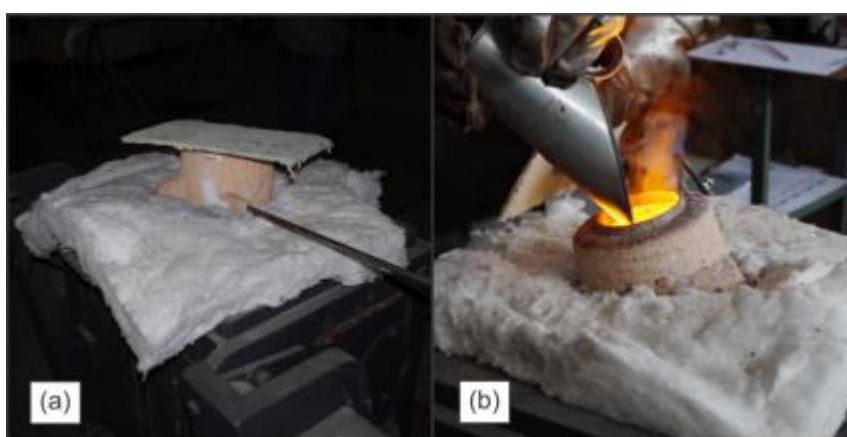


Figura 4.6 – Controle da atmosfera do banho líquido durante a fusão: (a) haste, manta e tampa térmica e a câmara refratária, (b) remoção da tampa térmica para adição dos ferros liga.

A temperatura registrada do aço líquido no forno foi em torno de $1650^{\circ}\text{C} \pm 8^{\circ}\text{C}$. Depois da remoção da escória no banho, todo o aço líquido foi transferido para uma panela. Essa etapa foi realizada cautelosamente para evitar a formação de turbulência do aço líquido. A temperatura de vazamento nos moldes foi de 1585°C .

A Figura 4.7 ilustra a obtenção do aço fundido, sendo: a) matéria-prima colocada no forno; b) adição do manganês eletrolítico; c) adição de argônio sobre a superfície do aço líquido; d) medição da temperatura no forno; e) vazamento do aço do forno para a panela; f) tratamento com adição de FeV; f) vazamento nos moldes, (h) molde após a etapa de vazamento, (i) desmoldagem do bloco tipo *Keel* e (j) bloco *Keel* bruto de fundição.

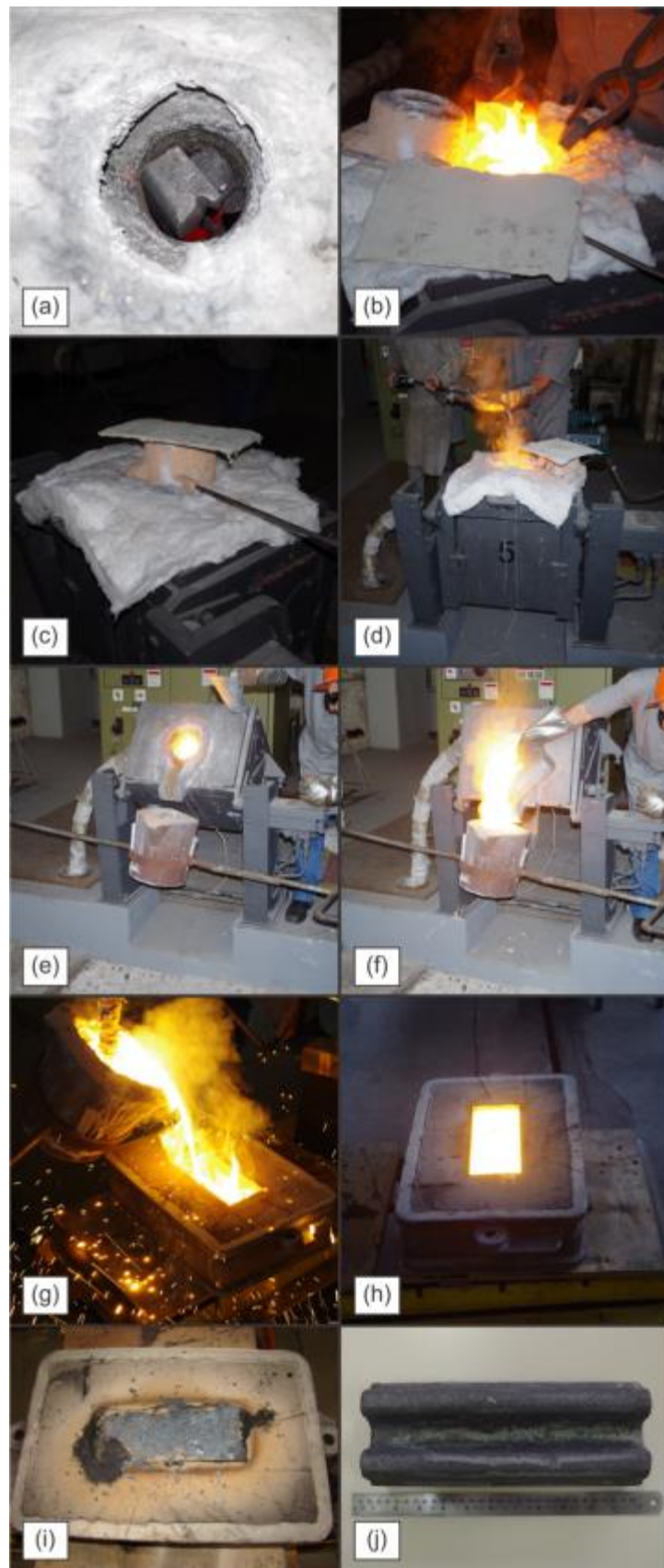


Figura 4.7 – Etapas de obtenção do aço fundido no teste preliminar.

A Figura 4.8 mostra parte do cacho com os bloquinhos obtidos na fusão de 20 kg.



Figura 4.8 – Cacho com os blocos fundidos.

O forno à indução, assim como a panela de vazamento, foram revestidos com refratário a base de óxido de alumínio eletrofundida de alta pureza, conforme apresentado no Anexo B. Esse tipo de refratário é indicado para fusões de ligas de aços. Refratários à base de sílica não são indicados para aços com teores mais elevados de Mn devido à reatividade entre o Mn e a sílica.

4.2.1 Tratamentos térmicos

Na sequência do teste as amostras obtidas do bloco *Keel* e dos bloquinhos foram tratadas termicamente por homogeneização e, posteriormente, normalização. Conforme apresentado nos itens 3.3.1 e 3.3.2, a homogeneização foi realizada para a remoção das microsegregações oriundas da solidificação e, a normalização, para o refinamento dos grãos. A Tabela 4.3 apresenta os ciclos térmicos dos tratamentos.

Tabela 4.3 – Ciclos térmicos dos tratamentos térmicos preliminares

CICLOS TÉRMICOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS			
Tratamento Térmico	Temperatura de Aquecimento (°C)	Tempo de manutenção (h)	Condição de Resfriamento
Homogeneização	1100	4	Dentro do forno
Normalização	840	1	Ao ar livre

Os tratamentos foram realizados em forno mufla, modelo GPO, fabricante GP científica, com temperatura máxima de trabalho de até 1200°C.

4.2.2 Usinagem dos corpos de prova e das amostras

Os corpos de prova para ensaios de tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM A370/2015. Foram usinados dois corpos de prova no bloco *Keel*, na região indicada pela norma ASTM A781/2014 e dois nos bloquinhos. A Figura 4.9 indica por meio de setas as regiões onde foram usinados os corpos de prova.

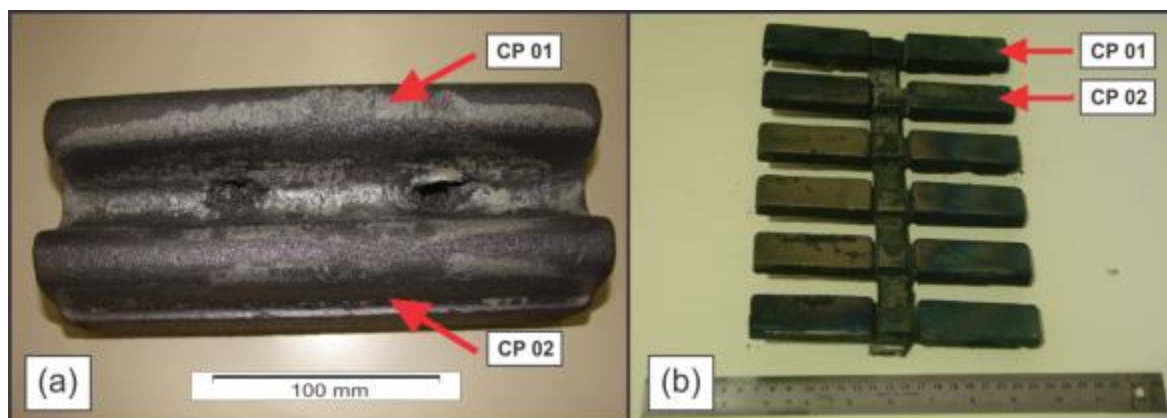


Figura 4.9 – Regiões usinadas para obtenção dos corpos de prova: (a) Bloco tipo *Keel* e (b) Bloquinhos.

Utilizaram-se neste procedimento a máquina de eletro-erosão a fio, marca ActsPark, modelo PW1, com fio de molibdênio de 0,02 mm e o torno mecânico Paralelo Universal - Marca Nordini - Modelo ND 220 SE.

A Figura 4.10 ilustra o desenho e as dimensões dos corpos de prova obtidos na usinagem.

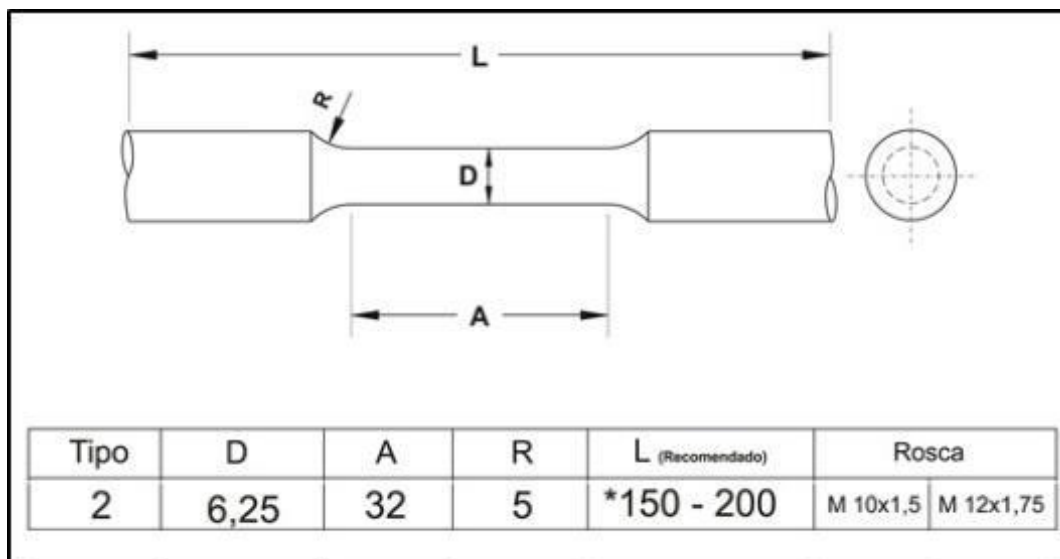


Figura 4.10 – Desenho e dimensões dos corpos de prova tipo 2 para ensaio de tração. Fonte: ASTM A370/2015.

A amostra para análise química foi obtida na cortadora metalográfica, marca Teclago, modelo CM 120 e na sequência lixada na lixadeira de cinta com o uso da lixa de 120 mesh.

As amostras metalográficas foram obtidas na seção útil do corpo de prova de tração por meio da etapa de corte, lixamento e polimento. O corte ocorreu na cortadora metalográfica, marca Teclago, modelo CM 120. O lixamento e o polimento na politriz Arotec - Modelo Arapol2V. Utilizou-se na etapa de lixamento as lixas de 240, 400 e 600 *mesh* e no polimento o diamante em suspensão de 6, 3 e 1 μm . A técnica de ataque foi realizada por imersão nos reagentes Nital e LePera. O ataque químico foi realizado com referência ao trabalho desenvolvido por Fukugauchi (2010), no qual o pesquisador definiu diversas metodologias para a caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica.

4.2.3 Ensaios e análises laboratoriais

A resistência mecânica e a análise microestrutural foram avaliadas em duas diferentes condições de amostragem, sendo uma bruta de fundição e a outra tratada termicamente por homogeneização e normalização. Foi analisada também a

composição química da liga. O resultado obtido foi comparado com a composição definida neste trabalho, conforme Tabela 4.1 e, ainda foi verificada a possibilidade de enquadramento em alguma norma técnica.

A análise química foi realizada pela técnica de espectrometria de emissão óptica, no equipamento *Spectro Sul Americana*, marca *SpectroMaxx*, calibrado pelo fabricante.

No ensaio de tração foi utilizada a máquina universal de tração, marca *Kratos*, capacidade 20 t. calibrada por Laboratório Pertencente à Rede Brasileira de Calibração – RBC. O ensaio foi realizado com referência normativa a ABNT NBR ISO 69192-1:2003 B.

A Figura 4.11 ilustra por meio de um fluxograma a metodologia estabelecida para o estudo da caracterização estrutural da liga.

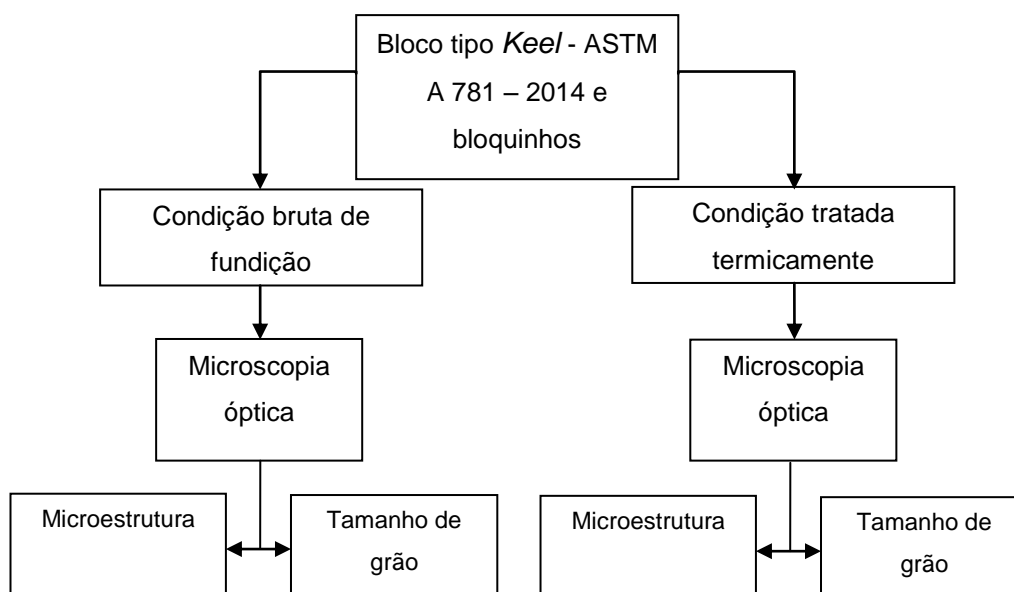


Figura 4.11 – Metodologia da caracterização microestrutural no teste preliminar.

Conforme mostrada na Figura 4.11, as microestruturas foram caracterizadas pela técnica de microscopia óptica. Foi utilizado o microscópio óptico da marca *Olympus*, modelo *GX51* com o software *Analysis*. Basearam-se para a realização da microestrutura a norma ABNT 15454/2007. A avaliação do tamanho de grão foi realizada de acordo com a norma ASTM E112/2013, pelo método quantitativo denominado intercepto linear de Heyn.

4.3 Produção do aço fundido: forno com capacidade de 110 kg

A Figura 4.12 corresponde a um fluxograma representativo da metodologia aplicada no procedimento experimental do aço fundido em forno à indução com capacidade de 110 kg de aço líquido.

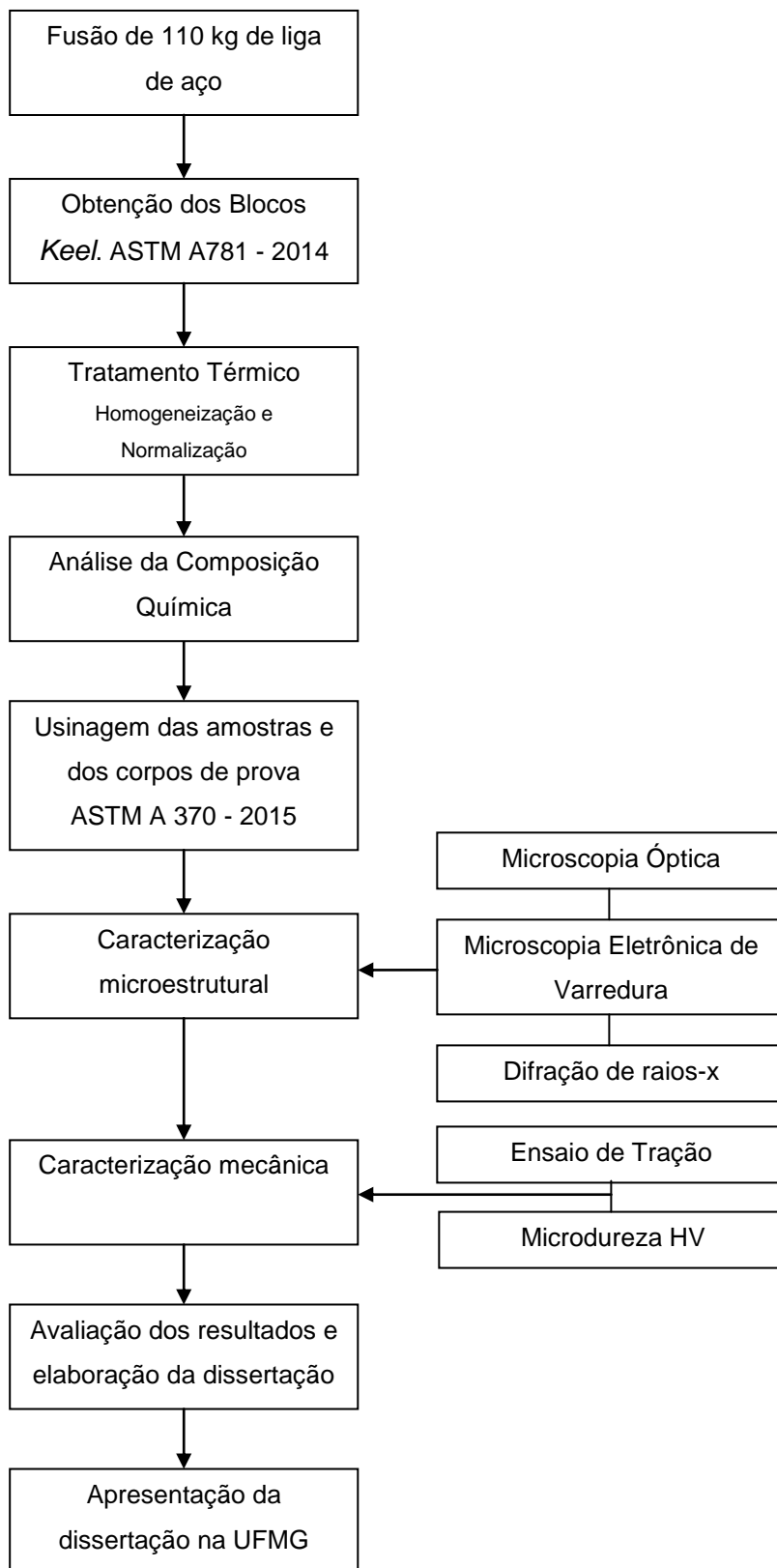


Figura 4.12 – Representação esquemática do procedimento experimental da pesquisa.

Em função dos resultados obtidos nos testes preliminares, especialmente durante o processamento da liga, foi mantida nesta etapa da pesquisa a mesma metodologia, exceto o acréscimo de elementos. Além do FeV (0,039% em peso) utilizado na fusão de 20 kg, foram também adicionados FeTi (0,024% em peso) e Terras Raras do tipo *Mischmetal* (0,03% em peso). As adições ocorreram durante a transfência do aço líquido do forno para a panela de vazamento. O FeTi e o FeV foram triturados para a granulometria menor que 3 mm.

A fusão foi realizada no forno elétrico à indução de média frequência, marca Inductotherm, com cadinho de capacidade de 110 kg de aço líquido, conforme mostrado na Figura 4.13 e identificado pelo algarismo 2.



Figura 4.13 – Forno de fusão elétrico à indução de média frequência

A Tabela 4.4 apresenta os tipos e as quantidades em quilogramas de matérias-primas utilizadas na fusão.

Tabela 4.4 – Quantidade (kg) de matérias-primas utilizadas na fusão da pesquisa

QUANTIDADE DE MATÉRIAS-PRIMAS (kg)	
Matéria-prima	Quantidade (kg)
Barra de aço	98,26
Manganês eletrolítico	9,45
Silício metálico	0,08
Ferro Titânio	0,07
Ferro Vanádio	0,09
Terras Raras	0,05
TOTAL	108,00

Para o tratamento de acalmagem do metal líquido, foi utilizado 0,108 kg de alumínio puro. O silício metálico foi adicionado ao aço líquido momento antes do vazamento.

As matérias-primas foram pesadas, posteriormente, armazenadas e identificadas, conforme o procedimento adotado e apresentado no item 4.2. As barras de aço foram jateadas antes do início da fusão. A Figura 4.14 ilustra os ferros liga depois da etapa de armazenamento e identificação.



Figura 4.14 – Armazenamento e identificação das matérias-primas.

Foram produzidos onze moldes em areia aglomeradas com resina furânica para a obtenção dos blocos *Keel*. A produção foi similiar à condição mostrada na Figura 4.5.

Durante a fusão foi utilizado também o gás inerte a base de argônio, vazão de aproximadamente 8 litros por minuto, conforme procedimento adotado e ilustrado na Figura 4.6.

As temperaturas do aço líquido no forno e durante o vazamento foram monitoradas. A temperatura do aço líquido no forno foi em torno de $1655^{\circ}\text{C} \pm 9^{\circ}\text{C}$. A temperatura de vazamento foi de 1591°C .

A Figura 4.15 mostra a sequência de obtenção do aço fundido, sendo: a) carregamento do forno; b) fusão das barras e dos briquetes de manganês; c) adição dos briquetes de manganês; (d) remoção da escória; (e) controle da temperatura; (f) aquecimento da panela de vazamento; (g) vazamento do metal do forno para a panela; (h) tratamento de refino de grãos durante o vazamento; (i) vazamento nos moldes, (j) molde após a etapa de vazamento, (k) desmoldagem do bloco tipo *Keel* e (l) blocos bruto de fundição. O tempo da fusão foi de aproximadamente 2 h.



Figura 4.15 – Etapas de obtenção do aço fundido no teste da pesquisa.

Após a fundição do aço, os blocos *Keel* foram identificados, seguindo-se uma ordem numérica e cronológica crescente. Como foram obtidos 8 blocos, conforme ilustrado

na Figura 4.15 (I), o primeiro obtido no vazamento foi identificado como sendo o N°1 e, conseqüentemente, o último como N°8.

Foram utilizados para estudo deste trabalho apenas os blocos N°3 ao N°8. Os N° 1 e N°2 foram caracterizados em outra pesquisa, sendo esta de uma aluna doutoranda também da Universidade Federal de Minas Gerais.

Antes da realização dos tratamentos térmicos, os blocos N°3 ao N°8 foram cortados na região indicada pela norma ASTM A781/2014 e, apresentada no item 4.2.2. Foram obtidas desta etapa 12 barras.

4.3.1 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos de homogeneização e normalização foram realizados na oficina de fundição do SENAI Itaúna. Foram utilizados dois fornos industriais tipo cadinho, marca Oriental Engineering®. No tratamento de homogeneização foi utilizado o forno modelo P60120, Japão, diâmetro de 550 mm e altura de 750 mm. A temperatura de trabalho do forno é de 950 a 1150°C. No tratamento de normalização foi utilizado o forno modelo P50120, Japão, diâmetro de 500 mm e altura de 750 mm, dotado com sistema de circulação forçada do ar, para a homogeneização da temperatura no interior do cadinho e o forno. A temperatura de trabalho do respectivo forno é de 800 a 900°C. A variação de temperatura observada durante os tratamentos foi de $\pm 5^\circ\text{C}$. Os ciclos dos tratamentos foram similares aos realizados no aço fundido no forno com capacidade de 20 kg e apresentados na Tabela 4.3.

A Figura 4.16 mostra a seqüência do tratamento de homogeneização, sendo: (a) barras dos blocos *Keel* identificadas; (b) posicionamento do cesto com as amostras no interior do forno; (c) fechamento do forno e (d) carepas formadas durante o tratamento.

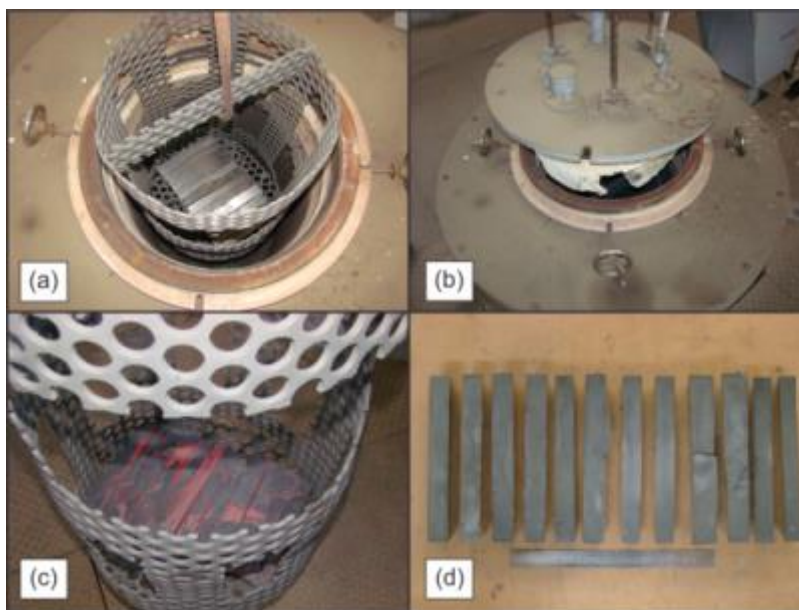


Figura 4.16 – Sequência do tratamento térmico de homogeneização para os testes da pesquisa. Forno modelo P60120.

A Figura 4.17 ilustra a sequência praticada para a realização do tratamento de normalização, sendo: (a) posicionamento do cesto com as barras no interior do forno; (b) fechamento do forno; (c) retirada das amostras e resfriamento ao ar livre e (d) amostras após o término do tratamento.

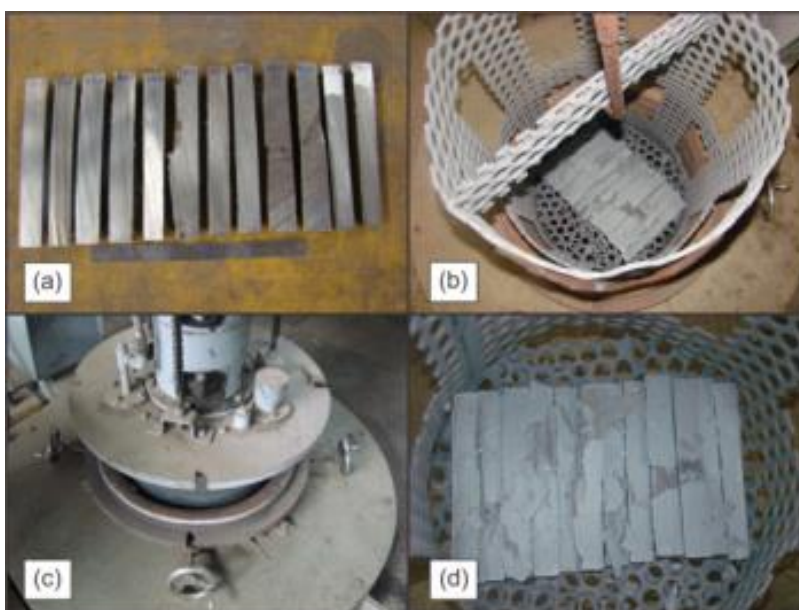


Figura 4.17 – Sequência do tratamento térmico de normalização para os testes da pesquisa. Forno modelo P50120.

4.3.2 Usinagem dos corpos de prova e das amostras

Os corpos de prova foram usinados para o ensaio de tração e as amostras preparadas para análises estruturais conforme os procedimentos realizados e apresentados no item 4.2.2. Foram obtidos em cada barra 06 corpos de prova de tração usinados a partir das regiões indicadas na Figura 4.18.

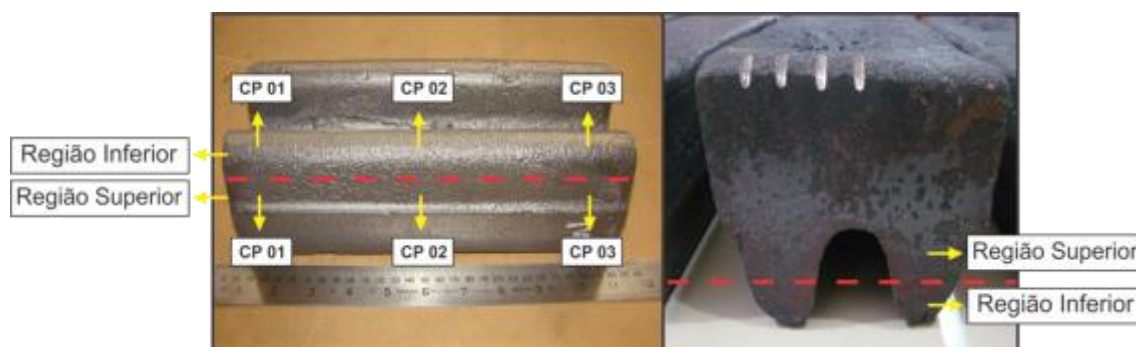


Figura 4.18 – Regiões de retiradas dos corpos de prova: (a) vista frontal e (b) vista lateral do bloco *Keel*.

Como apresentado na Figura 4.18, todos os corpos de prova foram identificados. Os de N° 1 e 3 foram usinados a partir das extremidades das barras e os de N° 2 na área central. Todos foram obtidos tanto na região superior quanto na inferior.

As amostras para a difração de raios-x foram cortadas do bloco *Keel* com \varnothing 25 mm e 2 mm de espessura. Na sequência foram lixadas, polidas e colocadas em um banho de solução de ácido clorídrico por 2 h para remoção de possíveis transformações que tenham ocorrido durante o lixamento e polimento. Ao término, as amostras foram lavadas com álcool etílico e secadas.

As amostras metalográficas foram obtidas das barras e da seção útil dos corpos de prova de tração de acordo os procedimentos apresentados no item 4.2.2.

A amostra para análise química foi realizada na mesma condição apresentada no item 4.2.3.

4.3.3 Caracterização da resistência mecânica

Os ensaios de tração foram realizados na mesma condição apresentada no item 4.2.3. Foram ensaiados os corpos de prova usinados somente dos blocos *Keel*, na condição

tratada termicamente por homogeneização e normalização, de acordo com o ciclo térmico apresentado na Tabela 4.3.

Foi realizado também o ensaio de dureza Vickers no microdurômetro HMV-2, com carga de 0,2 kg com tempo de 20 s de penetração.

4.3.4 Caracterização estrutural

A estrutura das amostras metalográficas foi caracterizada de acordo com o procedimento realizado nos testes preliminares conforme item 4.2.3. Foram utilizadas também as técnicas de macrografia e de microscopia eletrônica de varredura para a caracterização da estrutura e das fraturas obtidas nos corpos de prova de tração. A caracterização da macroestrutura foi realizada pelo estereoscópio da marca Olympus SZ, modelo SZ61. Foi utilizado também o microscópio eletrônico de varredura da marca JEOL, modelo JSM6510LV. A análise química semi-quantitativa das microrregiões foi determinada através da técnica por EDS (Energia dispersiva de raios-x).

A geração dos espectros de difração das amostras do aço fundido foi realizada pelo Difrátômetro Panalitcal Modelo Epyrean. A radiação utilizada foi de Cobre e o detector de Xenônio.

A fração volumétrica de cada fase do aço fundido foi quantificada por difração de raios-x através do método da comparação direta. As amostras foram analisadas em um ângulo de varredura de 10,01 a 199,99° com incremento de 0,02° por segundos. O método da comparação direta utiliza a integração dos picos mais intensos da austenita, caracterizados pelos planos (111), (200), (220) e (311), e da martensita α' e ferrita α , caracterizados pelos planos (110), (200), (211) e (220) (DAFÉ *et. al.* 2013). Foi utilizado o software Origin™ para integração dos picos por meio do módulo *Peak-Fitting*. O cálculo da concentração de carbono na austenita retida foi estimado conforme equações apresentadas a seguir:

Cálculo do parâmetro de rede ($a\gamma$), através da equação 4.1 (Cullity, 2001).

$$a\gamma = d_{k,l,m} \times \sqrt{k^2 + l^2 + m^2} \quad (4.1)$$

Onde: $a\gamma$ = parâmetro de rede da austenita e $d_{k,l,m}$ = espaçamento interplanar medido por difração de raios-x.

Método da extrapolação do parâmetro de rede da austenita, conforme equação 4.2 (Reed Hill, 1982).

$$a_{\gamma} = 0,3555 + 0,0044 \cdot C_{\gamma} \quad (4.2)$$

Onde: a_{γ} = parâmetro de rede da austenita em nanômetros e C_{γ} = teor de carbono na austenita, porcentagem em peso.

5 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A seguir são apresentados os resultados obtidos nos ensaios e análises laboratoriais realizados neste trabalho.

5.1 Resultados laboratoriais do aço fundido: forno com capacidade de 20 kg

5.1.1 Análise química por espectrometria óptica

Apresenta-se na Tabela 5.1 o comparativo entre a composição química obtida e a prevista para o aço com referência ao trabalho de Zhao *et al.*, 2014.

Tabela 5.1 – Composição química (% em peso) obtida na fusão preliminar e indicada conforme trabalho de ZHAO *et al.*, 2014

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)		
Elementos	Resultados obtidos (% em peso)	Composição química prevista (% em peso)
Carbono (C)	0,13	0,07
Manganês (Mn)	7,1	7,9
Silício (Si)	0,21	0,14
Fósforo (P)	0,03	0,003
Enxofre (S)	0,01	0,01
Alumínio (Al)	0,01	0,05

Além dos resultados apresentados na tabela 5.1, foi obtida também uma concentração de 0,004% em peso de vanádio e 0,01% em peso de nitrogênio.

Em relação às diferenças encontradas entre a composição química obtida e prevista na tabela 5.1, considera-se que as variações foram influenciadas pelo processo de produção da liga, como, por exemplo, a queima de manganês durante a fusão e a própria carga metálica.

O carbono mais elevado que o esperado pode ser justificado pela ação de tirar amostra do banho líquido utilizando uma concha de ferro fundido. Apesar do

revestimento refratário aplicado na concha, às condições operacionais não foram favoráveis. Foi observado durante a fusão parte da concha sobre o banho de aço.

Quanto ao teor de vanádio obtido (0,004% em peso) em relação ao esperado de acordo com a literatura (0,039% em peso), considera-se a pouca quantidade de aço fundido fator impactante na dissolução incompleta do inoculante no aço líquido.

Por fim, baseando neste resultado de composição química foi realizado um estudo para enquadramento do material nas normas técnicas. Foram consultadas diversas referências normativas e, em nenhuma foi possível classificar a referida liga.

5.1.2 Análise metalográfica por microscopia óptica

Apresentam-se nas Figuras 5.1 a 5.4 as microestruturas do aço sem a realização de ataque químico.



Figura 5.1 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloco *Keel* bruto de fundição”.



Figura 5.2 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloco *Keel* tratado termicamente”.



Figura 5.3 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloquinho bruto de fundição”.



Figura 5.4 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Bloquinho tratado termicamente”.

Notam-se nas micrografias ilustradas pelas Figuras 5.1 a 5.4 a presença de microrrechupes e inclusões de sulfetos. Enquanto que os microrrechupes são formados devido à contração que ocorre durante a solidificação, as inclusões se formam em toda etapa do processamento, da fusão ao vazamento do metal líquido nos moldes.

Observam-se nitidamente as diferenças de tamanhos dos microrrechupes formados nas amostras obtidas do bloco *Keel* e dos bloquinhos. Nas amostras do bloco *Keel* essas anomalias apresentam dimensões e quantidades maiores em relação aos obtidos nos bloquinhos. Considera-se a velocidade de resfriamento como a variável principal para essa diferença nas dimensões.

Nas Figuras 5.5 e 5.6 são apresentadas as microestruturas identificadas depois de atacadas com os reativos nital 2% e LePera. A técnica para a revelação das fases foi baseada na pesquisa desenvolvida pelo Fukugauchi (2010) em sua dissertação de mestrado, na qual foi proposta uma Metodologia para a Caracterização Metalográfica de um Aço TRIP por Microscopia Óptica.

A técnica se resume na realização de um pré-ataque por imersão com nital 2% durante 5 segundos, seguido de um ataque com o reagente LePera (metabissulfito de

sódio 1% + picral 4% - Proporção 1:1), também por imersão, durante 15 s. A secagem ocorreu na temperatura ambiente.

No ataque com o reativo LePera verifica-se a presença de três diferentes colorações, sendo a ferrita na tonalidade azul, bainita na tonalidade marron e tanto a martensita quanto a austenita retida na tonalidade branca. A realização de um pré-ataque tem a finalidade de delinear os contornos de grãos da estrutura multifásica e, possibilitar que o ataque posterior com o reagente LePera, realce os microconstituintes presentes com maior contraste (LePera 1980 *apud* Fukugauchi 2010).

Baseando-se neste estudo, foram evidenciadas nas amostras retiradas do bloco *Keel*, tanto na condição bruta de fundição, quanto na tratada termicamente por homogeneização e normalização, microestruturas com aspectos dendríticos constituídas tipicamente por bainita e martensita.

Foi observado também que a microestrutura dendrítica da amostra obtida do Bloco *Keel* bruta de fundição apresentou distribuição heterogênea em relação à condição tratada termicamente, conforme ilustrado na Figura 5.5.

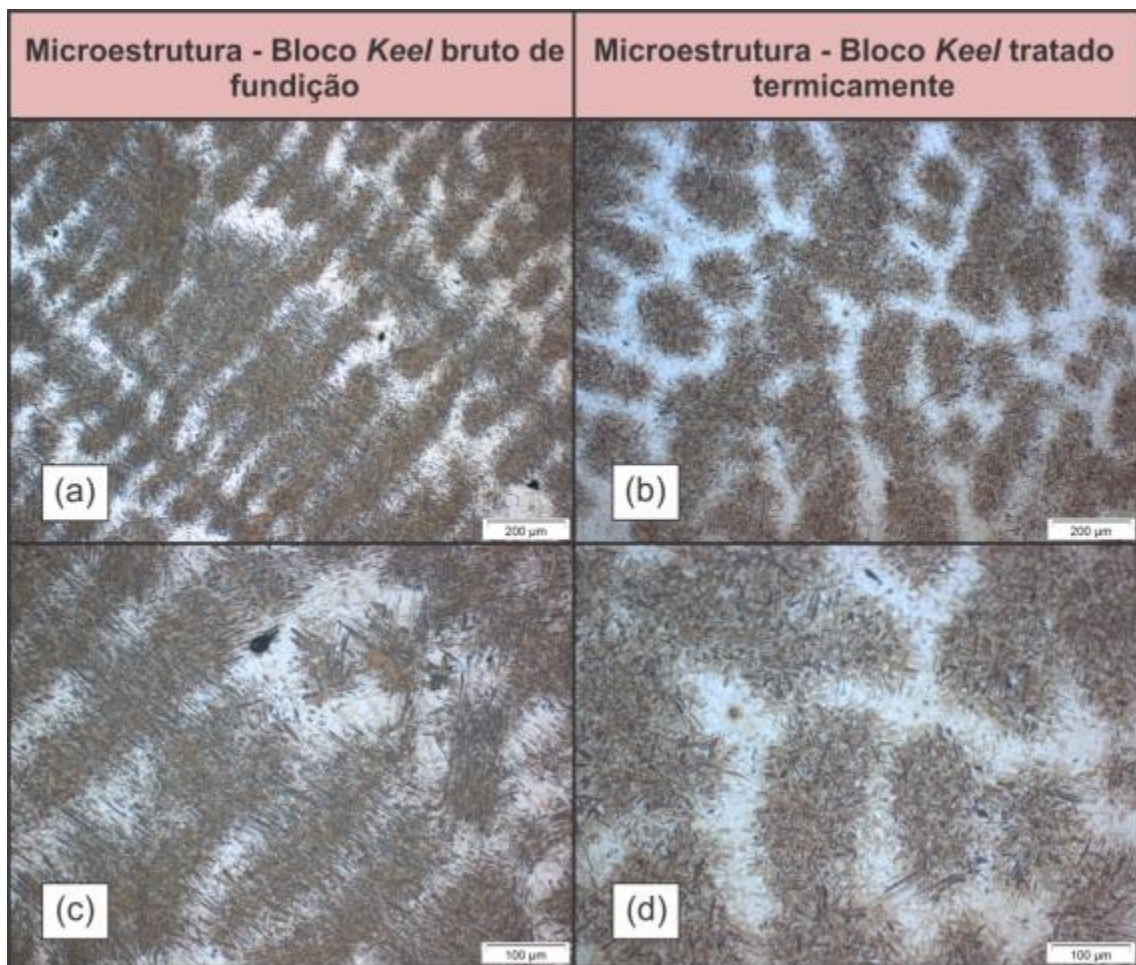


Figura 5.5 – Microestruturas das amostras obtidas da seção útil do corpo de prova do Bloco *Keel*. (a) e (c) condição bruta de fundição e (b) e (d) condição tratada termicamente. Ataque químico: nital e LePera.

Nas amostras obtidas dos bloquinhos, condição bruta de fundição e tratada termicamente, foram evidenciadas também a presença típica de bainita e martensita.

Foi observado ainda que as microestruturas analisadas nas duas condições de processamento apresentaram distribuições e aspectos semelhantes, diferentemente às observadas nas amostras obtidas do bloco *Keel*. A Figura 5.6 ilustra as microestruturas.

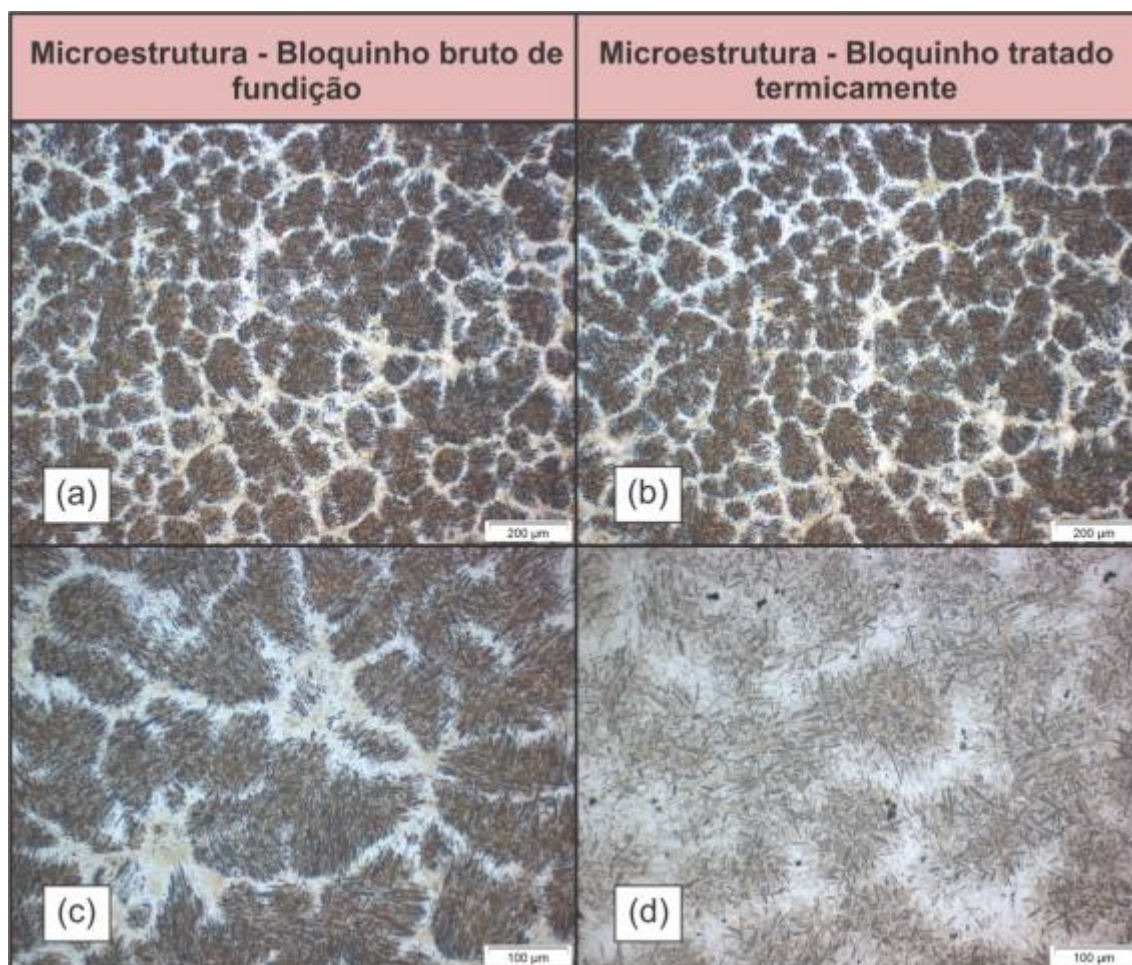


Figura 5.6 – Microestruturas das amostras obtidas da seção útil do corpo de prova do bloquinho. (a) e (c) condição bruta de fundição e (b) e (d) condição tratada termicamente. Ataque químico: nital e LePera.

Notam-se nas Figuras 5.5 e 5.6 que as microestruturas das amostras do bloco *Keel* apresentam aspectos grosseiros em relação aos obtidos nos bloquinhos. Considera-se a velocidade de resfriamento como sendo a principal variável para essa diferença nas microestruturas.

Para a revelação dos grãos, a amostra foi imersa durante 15 s. em uma solução de ácido pícrico aquoso saturado + sulfonato de sódio tridecil (40% em peso) como agente molhante.

As Figuras 5.7 a 5.10 mostram os diferentes aspectos morfológicos dos grãos.

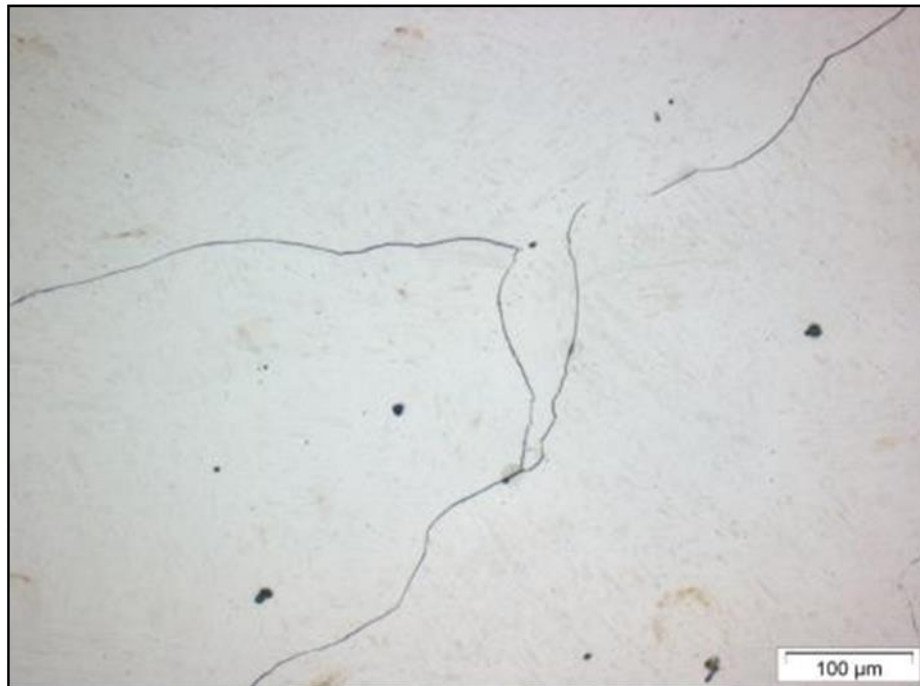


Figura 5.7 – Tamanho de grãos do bloco *Keel* bruto de fundição. Ataque químico: Solução de Ácido Pírico aquoso saturado.

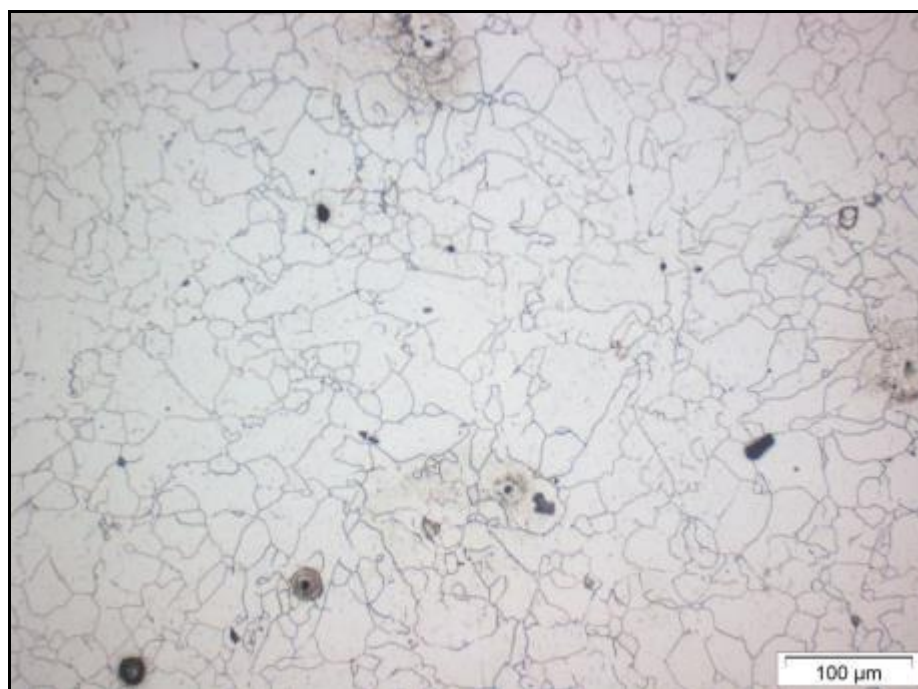


Figura 5.8 – Tamanho de grãos do bloco *Keel* tratado termicamente. Ataque químico: Solução de Ácido Pírico aquoso saturado.



Figura 5.9 – Tamanho de grãos do bloquinho bruto de fundição. Ataque químico: Solução de Ácido Pírico aquoso saturado.

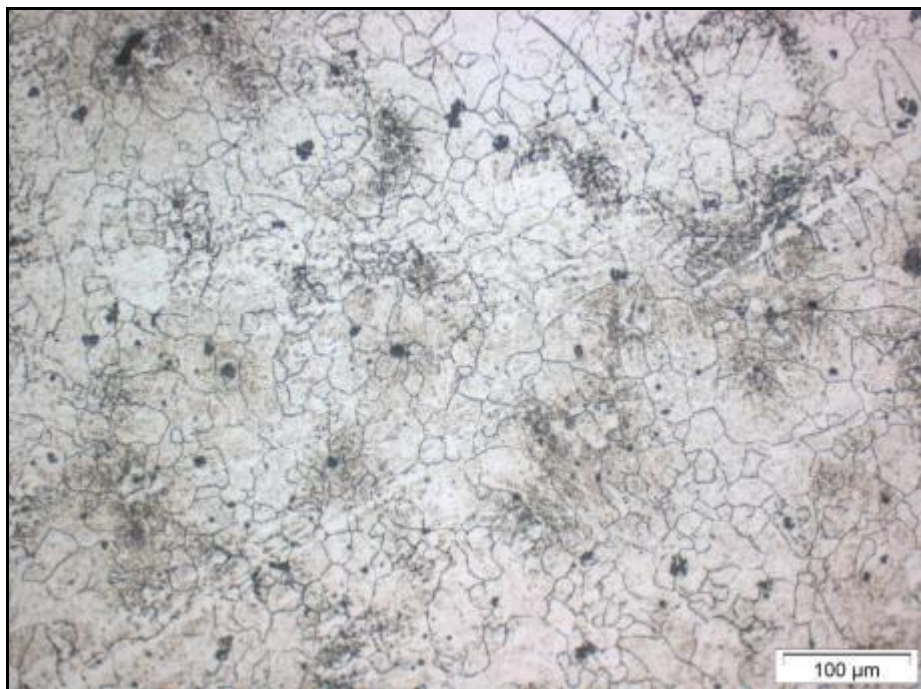


Figura 5.10 – Tamanho de grãos do bloquinho tratado termicamente. Ataque químico: Solução de Ácido Pírico aquoso saturado.

Os resultados das análises realizadas conforme a norma ASTM E-112/2013, pelo método quantitativo denominado intercepto linear de Heyn, são apresentadas na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 – Resultados dos tamanhos de grãos – ASTM E112/2013

Tamanhos de grãos ASTM E112-2013		
Identificação	Intercepto linear médio (µm)	Desvio padrão (µm)
Bloco <i>Keel</i> bruto de fundição	314,5	164,7
Bloco <i>Keel</i> tratado termicamente	23,9	6,2
Bloquinho bruto de fundição	128,5	38,1
Bloquinho tratado termicamente	12,7	3,8

Observa-se que os grãos das amostras tratadas termicamente apresentaram menores tamanhos em relação às brutas de fundição. Entretanto, ressalta-se que os tamanhos médios de grãos obtidos nas amostras brutas de fundição, poderiam ser menores se a concentração de vanádio da liga tivesse similar às citadas na literatura.

5.1.3 Avaliação da resistência mecânica

Apresentam-se na Tabela 5.3 os resultados obtidos do ensaio de tração realizados nos corpos de prova brutos de fundição e tratados termicamente do bloco *Keel* e dos bloquinhos.

Tabela 5.3 – Resistência mecânica à tração dos testes preliminares

RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO				
Identificação	Bloco Keel		Bloquinhos	
	Bruto	Tratado	Bruto	Tratado
Resistência à Tração MPa	218	606	591	1393
Limite de Escoamento MPa	0	0	0	1289
Alongamento, %	0	0	0	3,5
Estricção, %	0	0	0	4,0

Fonte: Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais – LAMAT.

A Figura 5.11 ilustra o gráfico tensão x deformação obtido em cada corpo de prova, conforme resultados apresentados na Tabela 5.3.

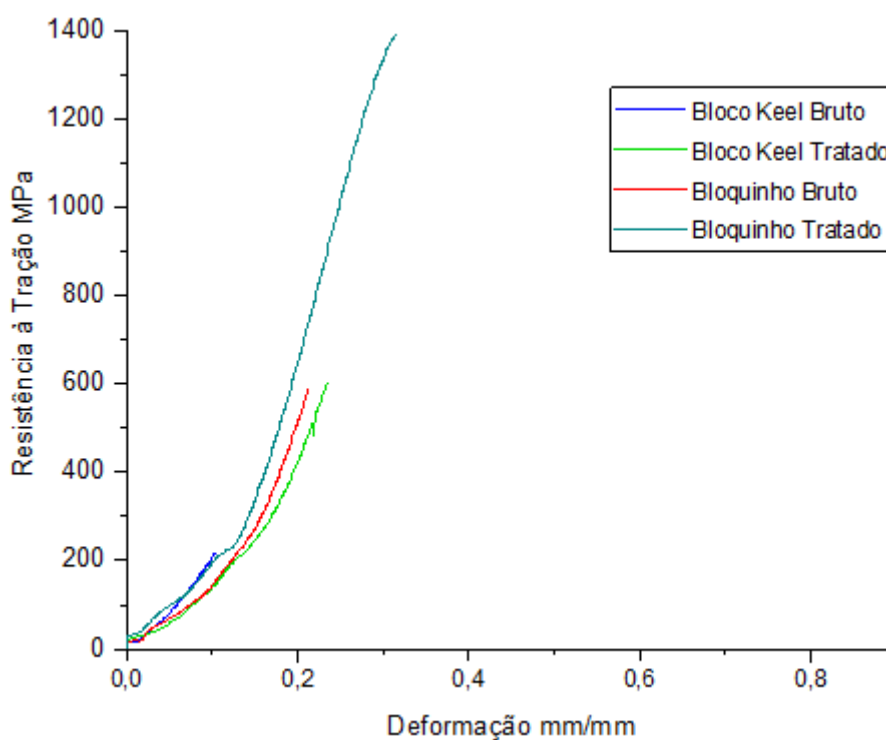


Figura 5.11 – Curva tensão x deformação dos corpos de prova.

Observa-se que em todas as condições ensaiadas apenas o corpo de prova identificado como “bloquinho tratado” apresentou limite de escoamento (MPa) e alongamento (%). Considera-se que a combinação da elevada velocidade de

resfriamento durante a solidificação da liga com a realização dos tratamentos térmicos, sobretudo o de normalização, onde foi identificada redução do tamanho de grão, conforme apresentado na Figura 5.11, foram preponderantes para a obtenção desses resultados. Pela análise da fratura realizada no corpo de prova “bloquinho tratado”, por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura, foi evidenciada fratura característica de materiais dúcteis formadas por microcavidades (*dimples*). A Figura 5.12 ilustra a fratura.

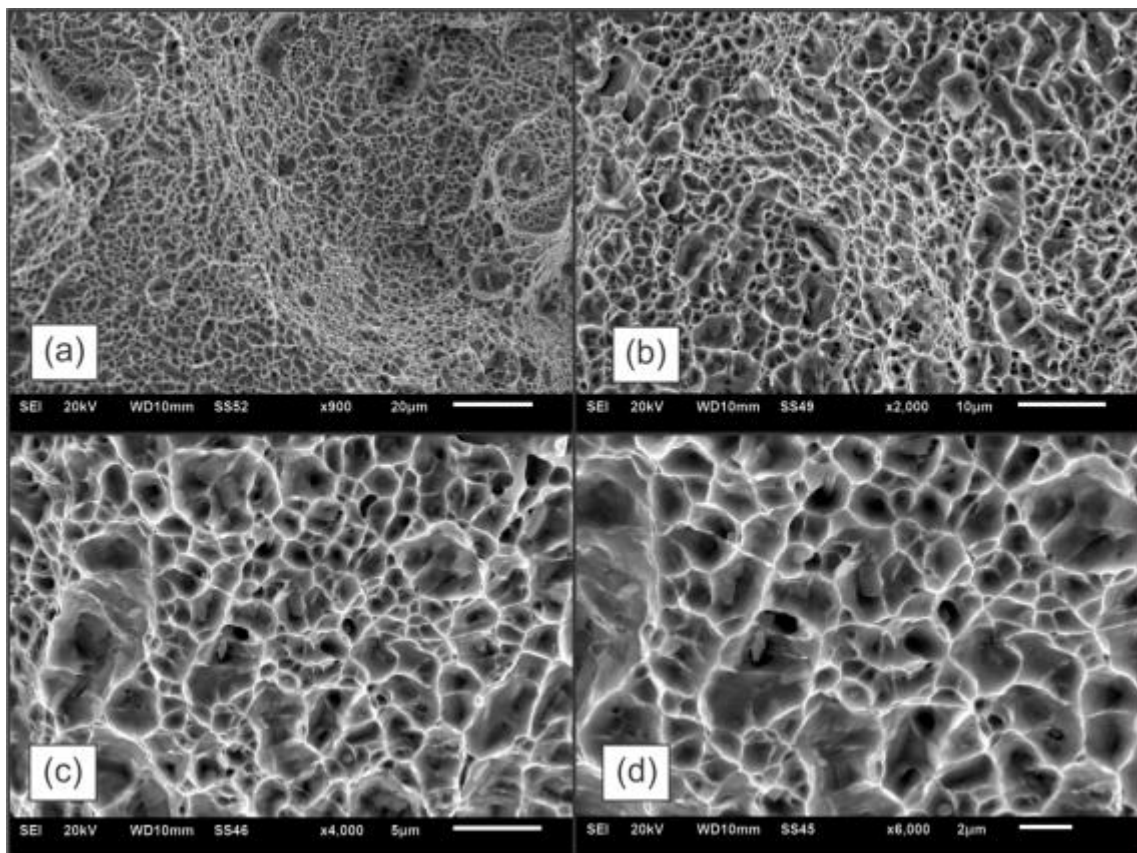


Figura 5.12 – Fratura dúctil do corpo de prova “bloquinho tratado”.

Os resultados nulos do limite de escoamento e alongamento obtidos nos demais corpos de prova podem ser atribuídos à presença de defeitos oriundos do processo de fundição, a destacar os microrrechupes e as inclusões não metálicas caracterizadas na metalografia e ilustradas nas Figuras 5.1 a 5.4. Considera-se também a influência do tamanho de grão no comportamento mecânico da liga, principalmente na condição “bruta de fundição”.

Em relação à Resistência à Tração (MPa), pode-se afirmar que os corpos de prova retirados e usinados do bloco *Keel*, apresentaram características inferiores se comparando com os obtidos dos bloquinhos na mesma condição. No gráfico ilustrado pela Figura 5.13 os resultados são correlacionados levando em consideração apenas à resistência à tração (MPa).

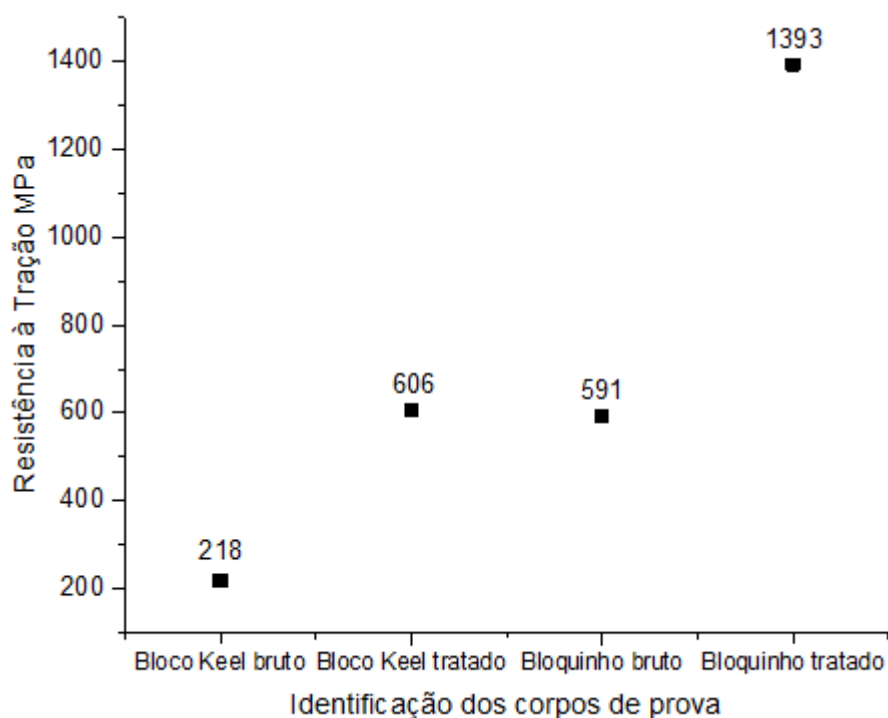


Figura 5.13 – Resistência à tração (MPa) dos corpos de prova.

Com a realização dos tratamentos térmicos, nota-se aumento de resistência à tração (MPa) de aproximadamente 64% dos corpos de prova obtidos e usinados do bloco *Keel* e 57% dos corpos de prova dos bloquinhos.

Na pesquisa de Zhao *et al.* (2014), a amostra de composição química conforme a tabela 4.1, processada por laminação e, posteriormente, recozida a temperatura de 600°C durante 30 minutos obteve resistências mecânicas apreciáveis. Os resultados obtidos foram de 1670 MPa de resistência à tração, 910 MPa de limite de escoamento com deformação de 0,29 mm/mm. Pela análise por difração de raios-x essa mesma amostra apresentou 39% de fração de volume de austenita retida.

Conforme abordado no item 3.5, a característica mecânica desse tipo de material processado mecanicamente, está atrelada a estrutura multifásica, especialmente com a fração de austenita retida.

Os gráficos ilustrados pela Figura 5.14 apresentam os resultados que foram obtidos dos testes nas amostras laminadas e recozidas em várias temperaturas.

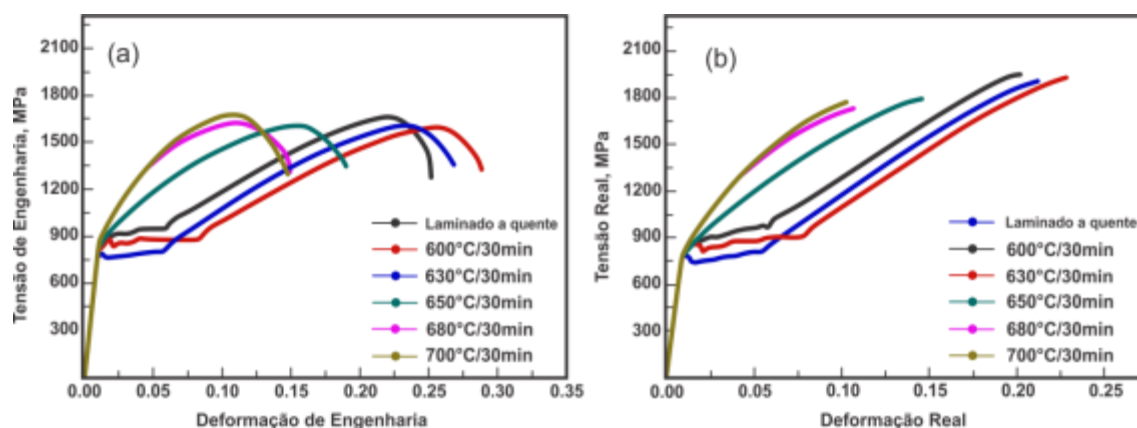


Figura 5.14 – Resultados do ensaio de tração das amostras obtidas por várias condições tratamento térmico: (a) gráfico de engenharia tensão x deformação e (b) curvas verdadeiras do gráfico tensão x deformação. Fonte: Zhao *et al.*, 2014.

Embora as condições de processamento não sejam similares, observa-se que o corpo de prova “bloquinho tratado”, apresenta limite de escoamento superior ao aço laminado e recozido a 600°C durante 30 min. Quanto à resistência à tração, a liga fundida e tratada termicamente apresentou característica inferior ao material estudado por Zhao *et al.* (2014). As demais condições não foram utilizadas como base comparativa neste estudo, em virtude das características apresentadas.

5.2 Resultados laboratoriais do aço fundido: forno com capacidade de 110 kg

5.2.1 Análise química por espectrometria óptica

A Tabela 5.4 apresenta o comparativo entre a composição química obtida e a prevista para o aço referência ao trabalho de Zhao *et al.*, 2014.

Tabela 5.4 – Composição química (% em peso) obtida no aço fundido em forno com capacidade de 110 kg e a indicada conforme trabalho de Zhao *et al.*, 2014

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)		
Elementos	Resultados obtidos (% em peso)	Composição química prevista (% em peso)
Carbono (C)	0,07	0,07
Manganês (Mn)	8,1	7,9
Silício (Si)	0,12	0,14
Fósforo (P)	0,02	0,003
Enxofre (S)	0,01	0,01
Alumínio (Al)	0,02	0,05

Além dos resultados apresentados na tabela 5.4, foi obtida também uma concentração de 0,035% em peso de vanádio, 0,01% de titânio e 0,02% de nitrogênio.

Observa-se na Tabela 5.4 que o resultado obtido tem composição química mais próxima com a literatura do que a obtida na fusão de 20 kg de aço, apresentado no item 5.1.1. Destacam-se como importantes diferenciais em relação à fusão preliminar os elementos C, V, Ti e N.

Diferentemente da fusão preliminar, foi utilizada uma concha de aço carbono revestida com refratário para a coleta de amostras. Assim, o carbono da liga não foi contaminado significativamente.

Dos elementos refinadores, o titânio ficou abaixo do teor indicado na bibliografia (0,023% em peso). Acredita-se que o rendimento real do ferro liga foi menor em relação ao informado na especificação técnica do produto. O vanádio, por sua vez, ficou mais próximo com o teor indicado na literatura, (0,039% em peso), principalmente em relação à fusão de 20 kg de aço.

Os teores dos elementos químicos que pertencem ao grupo das terras raras, tanto o cério quanto o lantânio, não foram detectados na análise, inclusive nem pelo método de fluorescência de raios-x. A hipótese mais relevante para não dissolução dos referidos elementos no metal líquido é que, tanto o cério quanto o lantânio, ao

serem adicionados, oxidaram rapidamente e, na sequência incorporaram-se na escória.

Quanto ao nitrogênio, observa-se que o elemento apresenta teor duas vezes maior em relação à fusão de 20 kg de aço.

5.2.2 Análise metalográfica por microscopia óptica e eletrônica de varredura

Apresenta-se na Figura 5.15 a microestrutura do aço sem ataque químico.



Figura 5.15 – Microestrutura sem ataque químico da amostra retirada da seção útil do corpo de prova Cp3 LE superior.

Foi observada na microestrutura da amostra sem ataque químico, conforme Figura 5.15, a presença microrrechupes e inclusões de óxidos e sulfetos.

Similar à análise realizada conforme item 5.1.2, as amostras foram pré-atacadas quimicamente com nital 2% e, posteriormente, com LePera. Foi evidenciada microestrutura com aspecto dendrítico e a presença de bainita e martensita. As Figuras 5.16 a 5.19 ilustram a microestrutura.

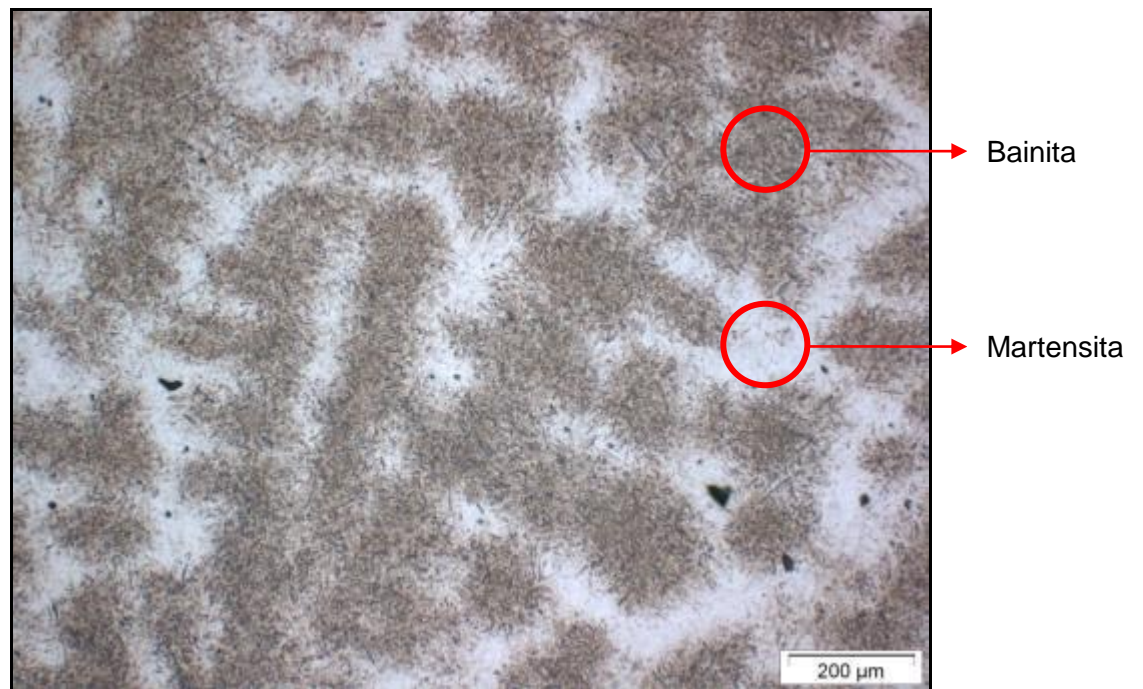


Figura 5.16 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia óptica.

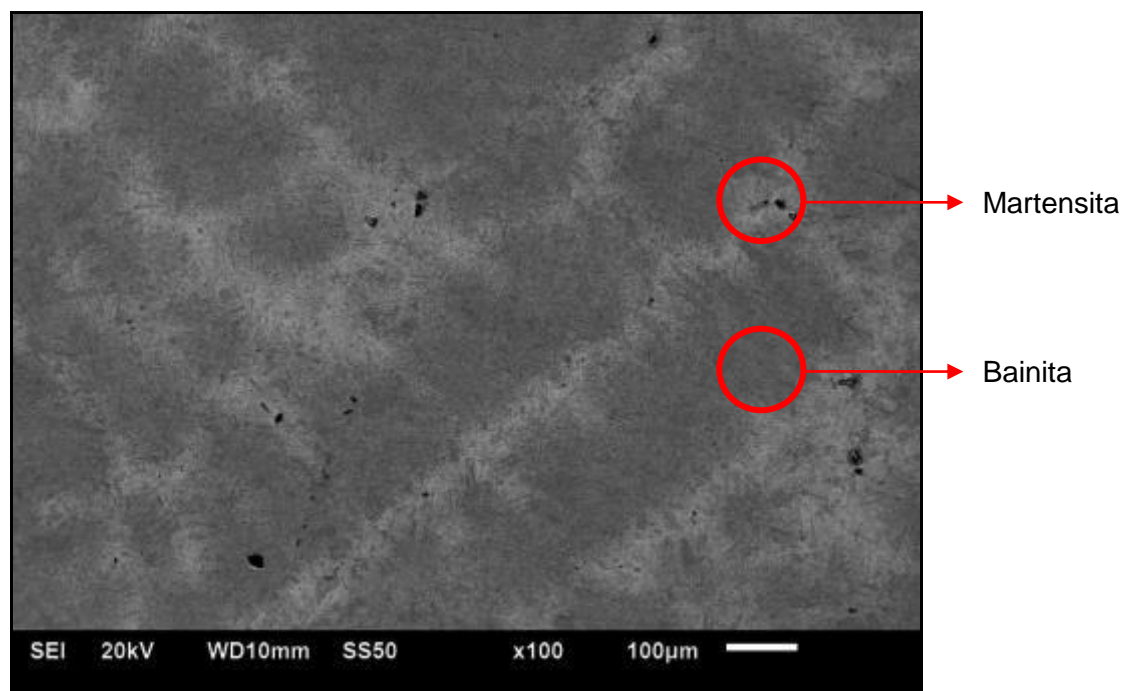


Figura 5.17 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia eletrônica de Varredura.

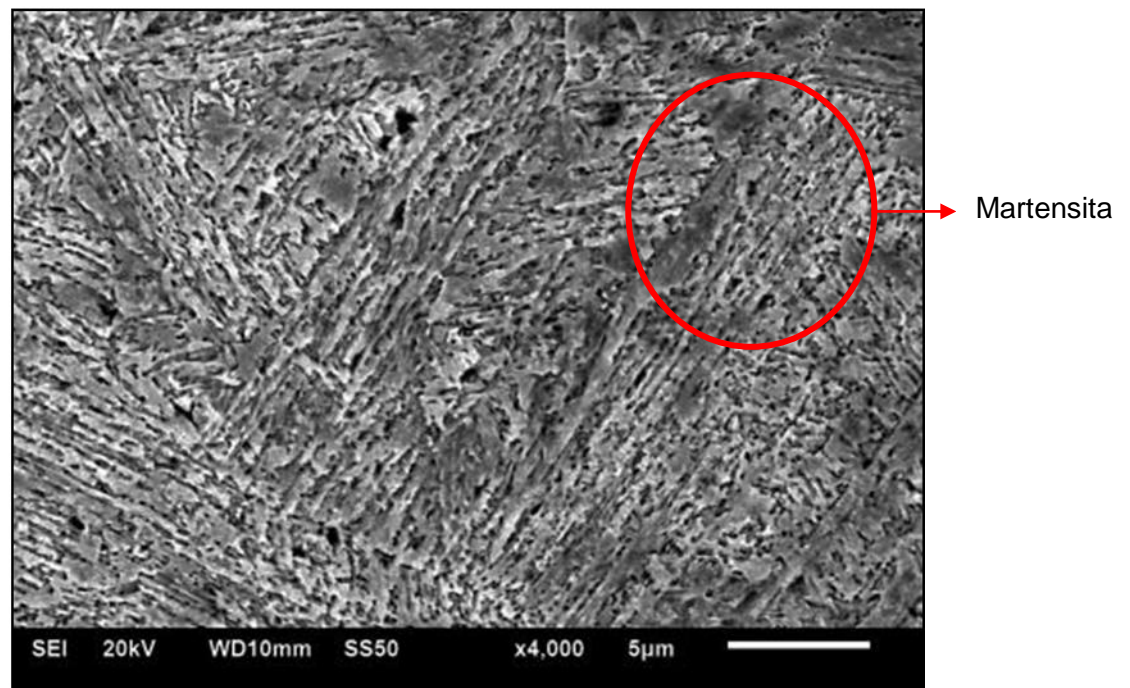


Figura 5.18 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia eletrônica de Varredura.

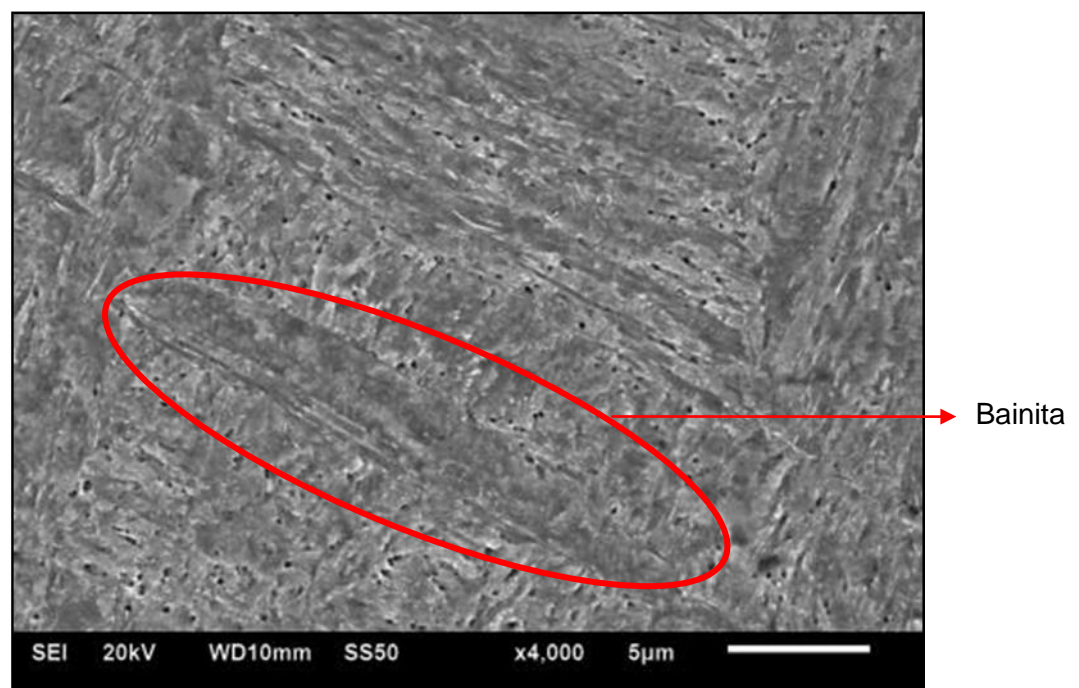


Figura 5.19 – Microestrutura atacada quimicamente da amostra retirada da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior”. Microscopia eletrônica de varredura.

Através do ensaio de microdureza foi verificado que a martensita, caracterizada pela coloração clara, conforme mostrada na Figura 5.16, apresentou dureza superior à bainita. Os resultados obtidos são apresentados de forma gráfica na Figura 5.20.

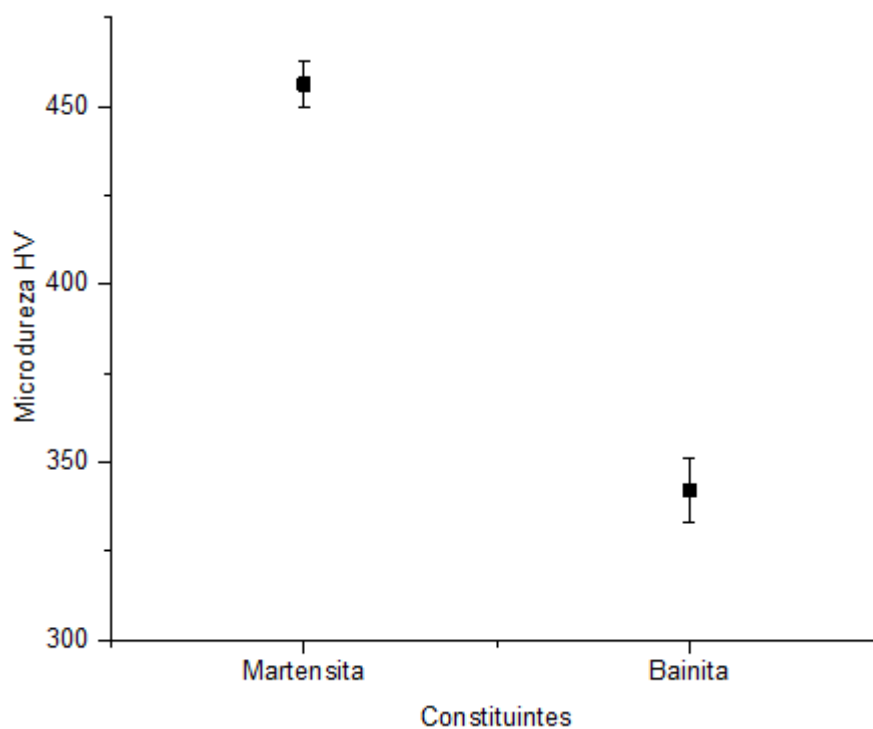


Figura 5.20 – Microdureza dos constituintes.

Observa-se no gráfico ilustrado pela Figura 5.20 que a martensita apresentou microdureza de $456 \text{ HV} \pm 6,2 \text{ HV}$ e a bainita $342 \pm 8,9 \text{ HV}$.

Pela análise de medição dos grãos realizada pelo método de intercepto linear de Heyn, foi verificado tamanho médio dos grãos de $19,6 \mu\text{m} \pm 5,0 \mu\text{m}$. A Figura 5.21 ilustra o aspecto dos grãos.

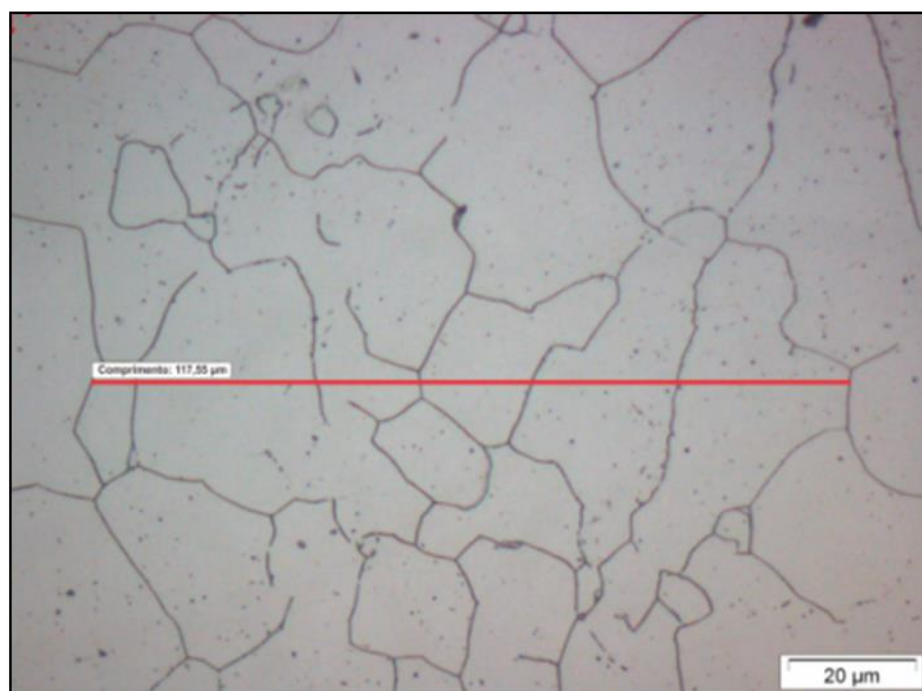


Figura 5.21 – Aspectos dos grãos “Cp3 LE superior”.

5.2.3 Análise por difração de raios-x

Apresenta-se na Figura 5.22 o difratograma referente à amostra do aço fundido na condição tratada termicamente por homogeneização e normalização. A Figura 5.23 ilustra o difratograma, também do referido aço, porém na condição homogeneizada, normalizada e recozida a 600° por 30 min. O tratamento de recozimento foi realizado apenas nessa amostra. Têm-se como objetivo comparar o resultado da fração volumétrica de austenita retida com a obtida no trabalho de Zhao *et al.* (2014). Como citado no item 5.1.3, com esse tratamento e ciclo térmico foi obtido pelo autor uma fração de 39% de austenita retida.

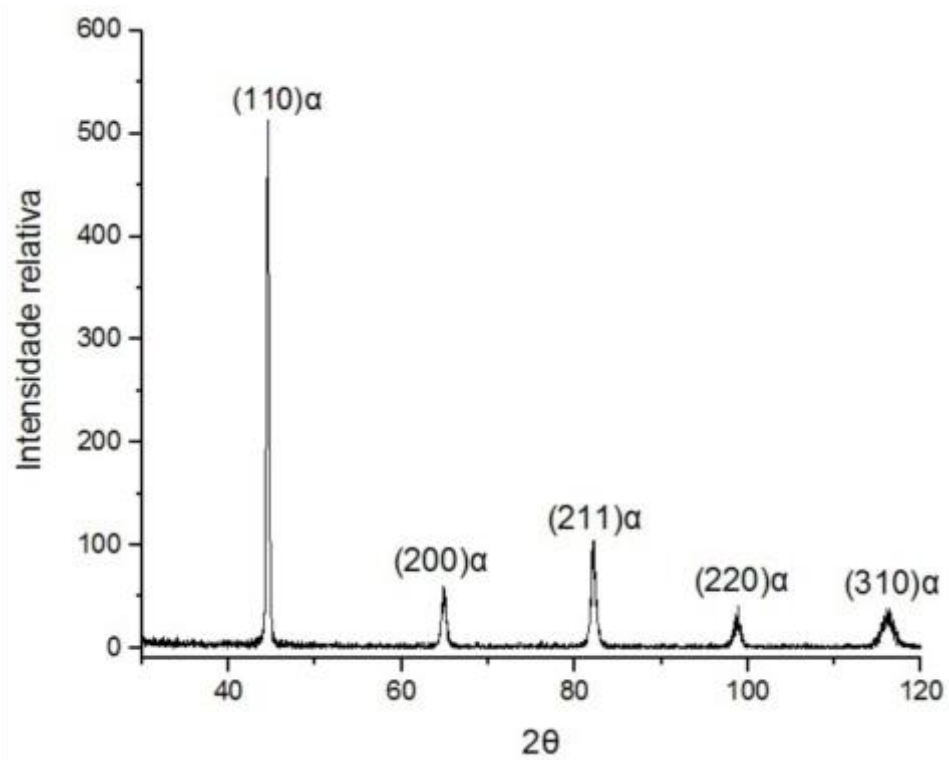


Figura 5.22 – Difratoograma do aço fundido homogeneizado e normalizado.

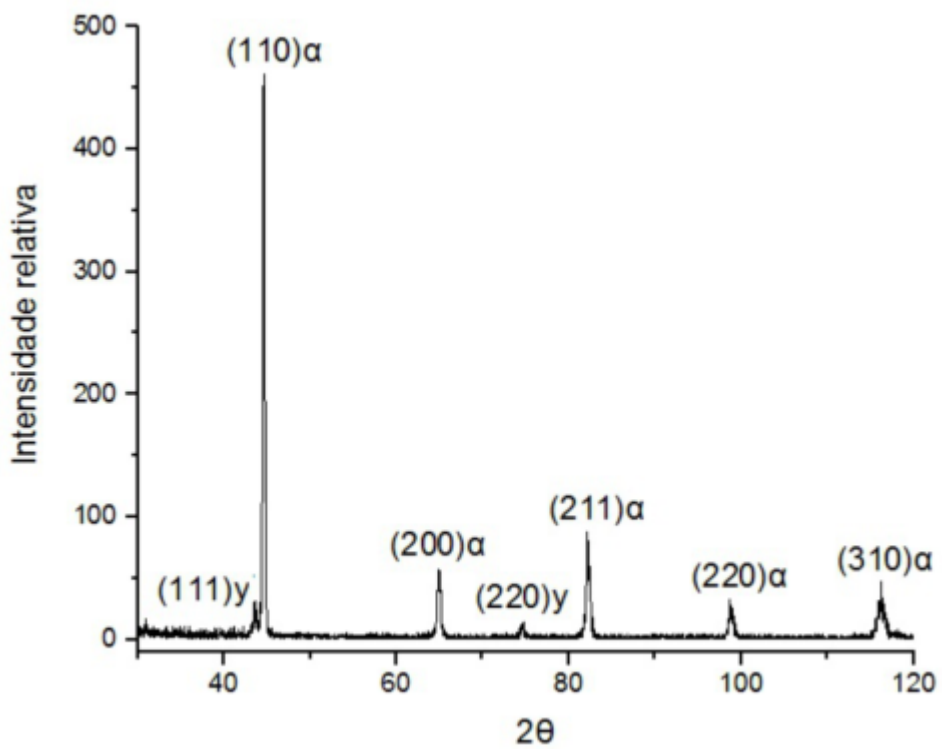


Figura 5.23 – Difratoograma do aço fundido homogeneizado, normalizado e recozido a 600°C por 30 min.

Com base nos picos foi quantificado a fração volumétrica das fases e o teor de carbono da austenita retida. Os resultados são apresentados na tabela 5.5.

Tabela 5.5 – Quantificação da austenita e do teor de carbono por difração de raios x

RESULTADOS DAS ANÁLISES POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X				
Condição		Fração volumétrica de ferrita %	Fração volumétrica de austenita retida %	Carbono na austenita %
Aço fundido	Homogeneizado	100	-	-
	Normalizado			
Aço fundido	Homogeneizado	91	9	0,87
	Normalizado			
	Recozido a 600°C por 30 min			

Nota-se na Tabela 5.5 que não foi identificado austenita retida na amostra fundida e tratada termicamente por homogeneização e normalização.

Na amostra homogeneizada, normalizada e recozida a 600°C por 30 minutos foi quantificado 9% de austenita retida caracterizadas nos planos (111) e (220), conforme difratograma ilustrado na Figura 5.23.

5.2.4 Avaliação da resistência mecânica

Da quantidade de corpos de prova previsto em cada bloco *Keel*, foram obtidos apenas 06 em condições e com características visuais ideais para a realização do ensaio. Os demais apresentaram defeitos macroestruturais e, ainda, romperam-se durante a etapa de usinagem. Os resultados são dispostos de forma gráfica na Figura 5.24. Nesta etapa da pesquisa foi avaliada apenas a resistência dos corpos de prova tratados termicamente.

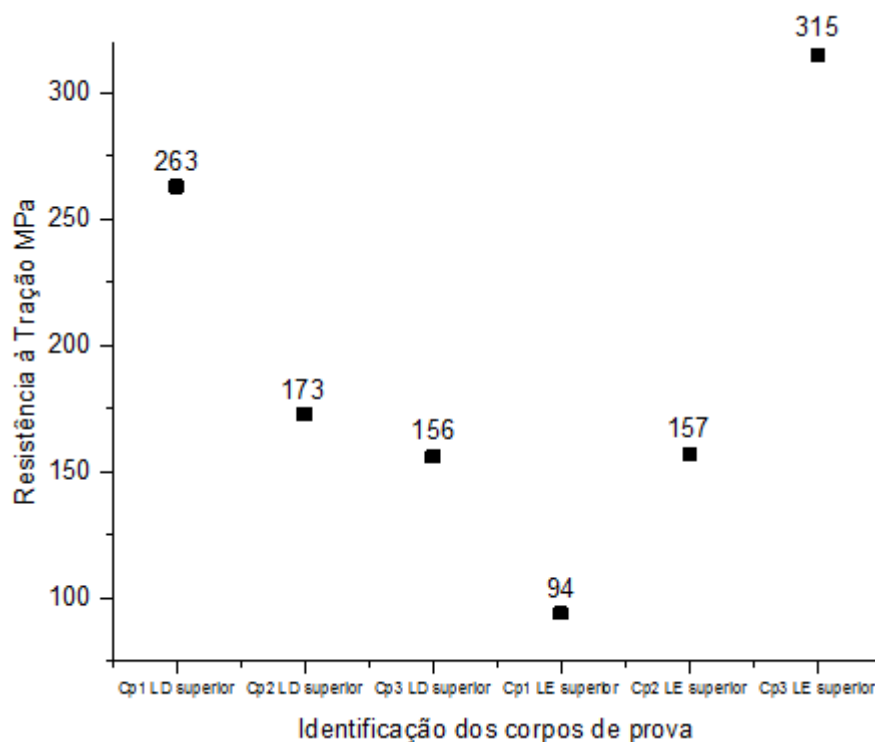


Figura 5.24 – Resistência à tração (MPa) dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.

Assim como nos resultados obtidos no aço fundido em forno com capacidade de 20 kg, os corpos de prova usinados do bloco *Keel*, não apresentaram tensão de escoamento (MPa) e alongamento (%). Pela análise macroscópica, ilustradas pelas Figuras 5.25 e 5.26, observa-se o aspecto frágil das fraturas do corpo de prova que obteve 315 MPa de resistência mecânica e de uma barra que se rompeu durante a usinagem.

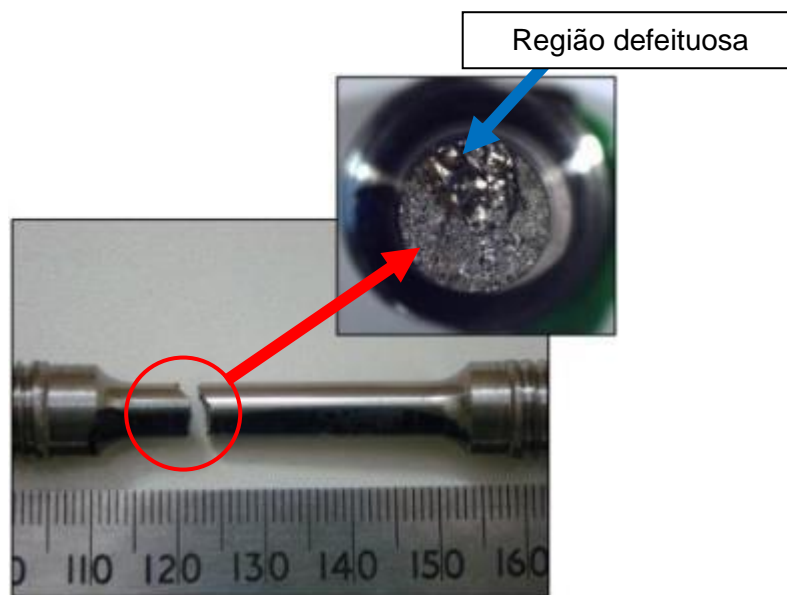


Figura 5.25 – Aspecto da fratura do corpo de prova de tração “Cp3 LE superior”.



Figura 5.26 – Aspecto da fratura da barra rompida durante a usinagem.

Nota-se que algumas áreas das fraturas, indicadas pelas setas nas Figuras 5.25 e 5.26, apresentam regiões defeituosas. Percebe-se também que o rompimento da fratura ocorreu perpendicular à força de tração aplicada e que, os aspectos revelaram superfícies relativamente planas com ausência de deformação plástica. Todas essas evidências são características de materiais fragilizados.

Segundo Godefroid *et al.* (2011), a fratura frágil ocorre sem deformação plástica macroscópica, sob tensões inferiores às correspondentes ao escoamento

generalizado e, com velocidade de propagação de trinca bem elevado. Em uma fratura de comportamento frágil, a trinca pode se propagar de forma intergranular ou transgranular. Isto pode ser compreendido através de uma análise da fractografia do material.

A partir de então, foi realizado um estudo investigativo, por meio das técnicas de análise de falha, para a determinação das prováveis causas que levaram o material a ter esse comportamento.

5.3 Estudo investigativo de análise de falha

Na sequência serão apresentados os resultados realizados no aço fundido em forno com capacidade de 110 kg que apresentaram comportamento frágil.

5.3.1 Avaliação microestrutural

Foram avaliados inicialmente os aspectos macroscópicos das fraturas de todos os corpos de prova rompidos no ensaio de tração, conforme ilustrado na Figura 5.27.

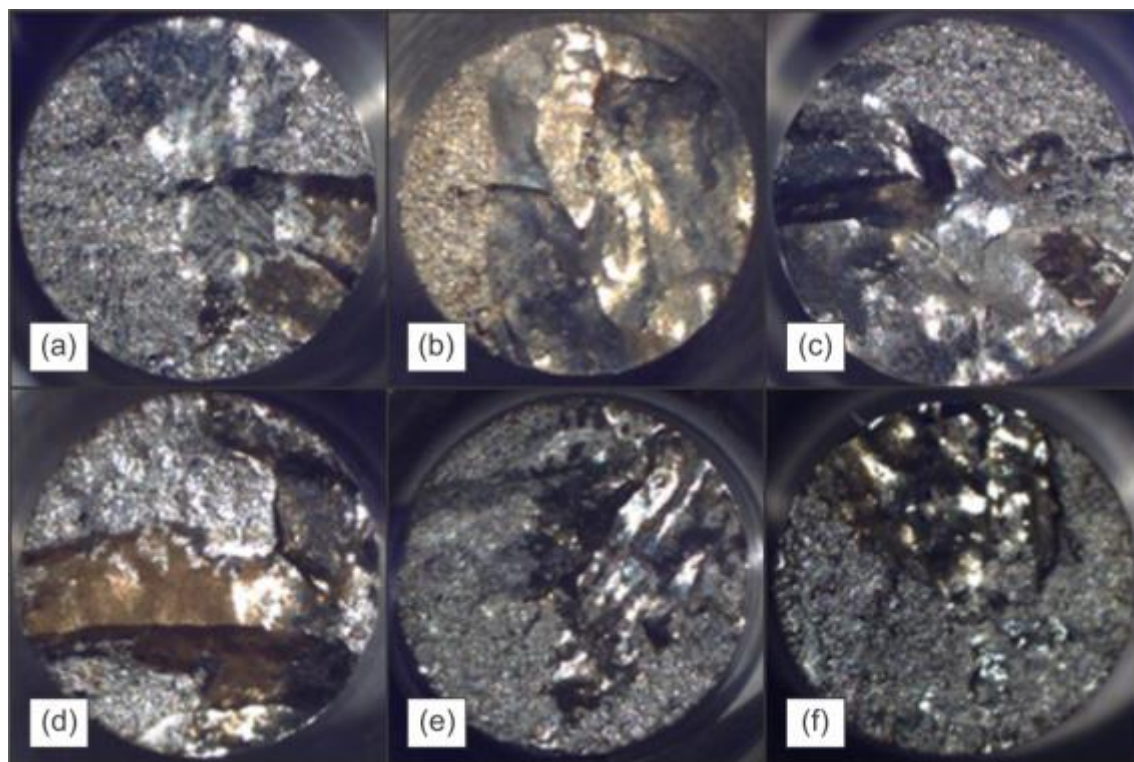


Figura 5.27 – Avaliação dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.

Observa-se na Figura 5.27 que todas as fraturas apresentam defeitos com características típicas de filmes de óxidos. Essas anomalias foram identificadas por apresentarem áreas totalmente lisas e de colorações brilhantes analisadas pela técnica macrográfica.

Utilizando-se os recursos do software, foi possível determinar a área sem defeito macroestrutural de cada corpo de prova. As regiões medidas são ilustradas na Figura 5.28 e os resultados obtidos são apresentados de forma gráfica na Figura 5.29.

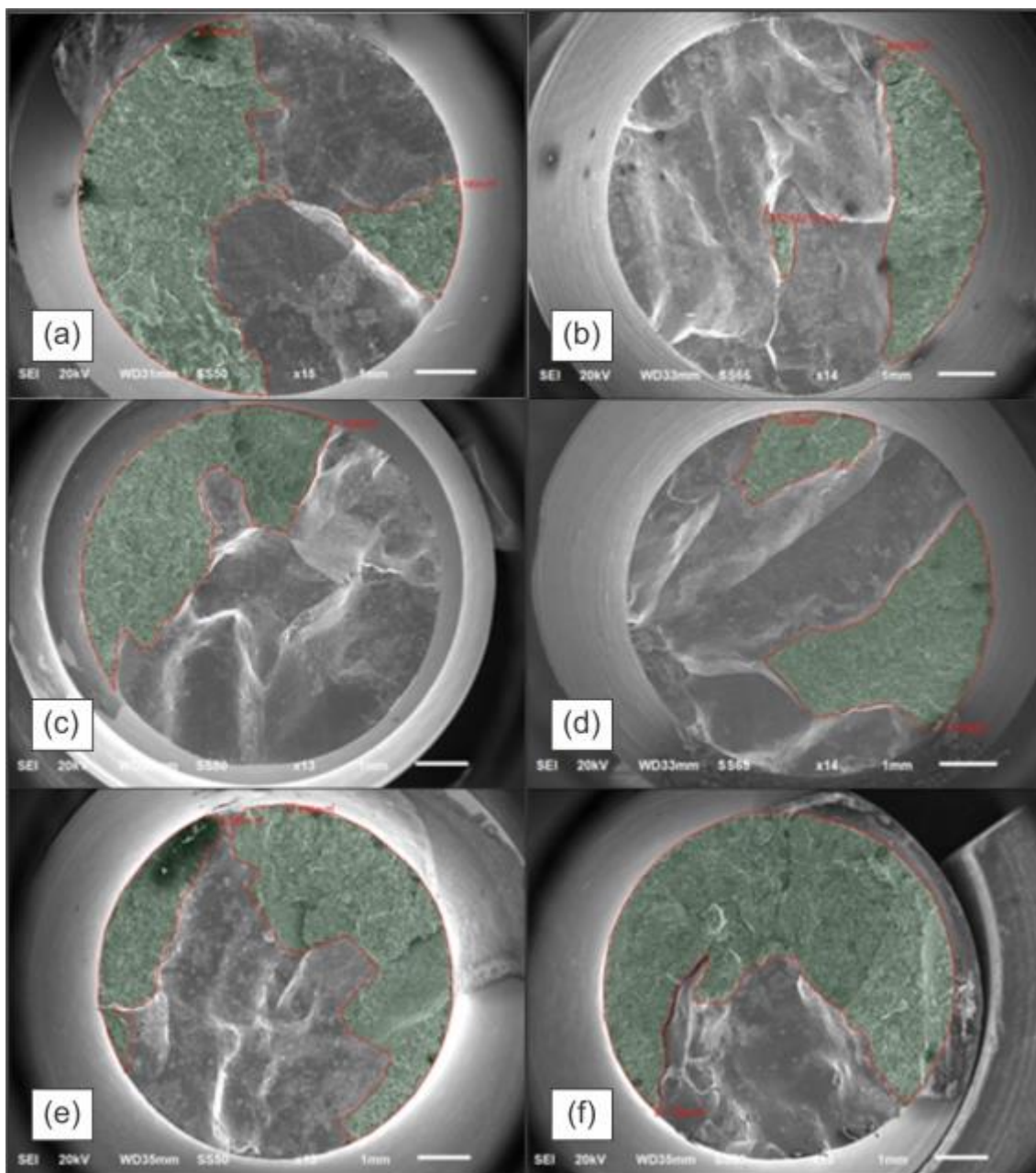


Figura 5.28 – Regiões sem defeito medidas nas fraturas dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.

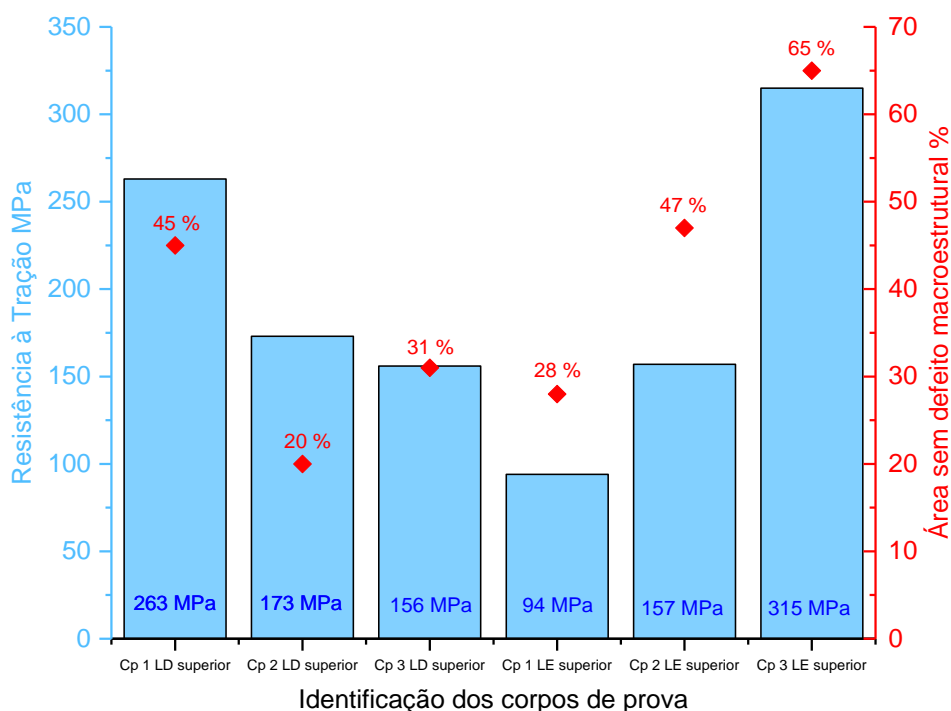


Figura 5.29 – Área sem defeito macroestrutural (%) e a resistência à tração (MPa): (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.

Analisando previamente os resultados apresentados no gráfico ilustrado pela Figura 5.29, percebe-se que nem todos os corpos de prova apresentaram uma relação direta entre a área sem defeito macroestrutural, ou seja, região na qual foi aplicada a força, com a resistência à tração. Esse comportamento, por exemplo, pode ser verificado entre os corpos de prova “Cp 01 lado direito superior” e o “Cp 02 lado esquerdo superior”. Nota-se que o “Cp 01 lado direito superior” obteve maior resistência à tração, porém, com área relativamente igual ao “Cp 02 lado esquerdo superior”. Devido esse comportamento, há possibilidade de que outras anomalias como, por exemplo, a presença de nitretos e inclusões, estejam também contribuindo para a fragilização do material.

Considerando apenas a região sem defeito macroestrutural, mesmo que outras anomalias, sobretudo em escala microestrutural, estejam fragilizando o aço, foi calculada a resistência à tração prevista para os corpos de prova. Os resultados obtidos são apresentados de forma gráfica na Figura 5.30.

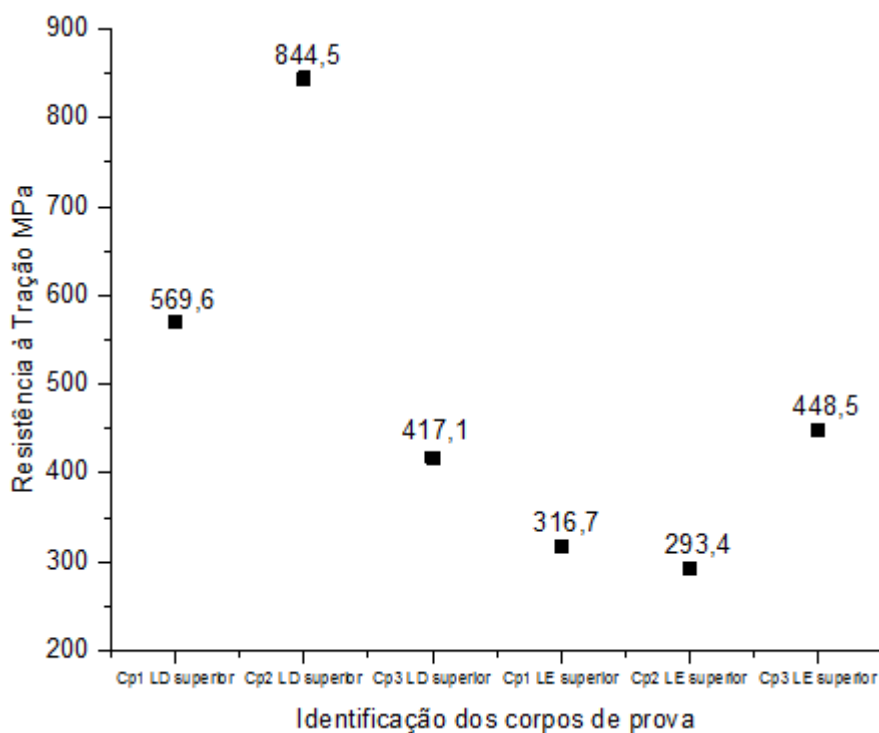


Figura 5.30 – Previsão de resistência à tração (MPa) dos corpos de prova: (a) corpo de prova 01 lado direito superior; (b) corpo de prova 02 lado direito superior; (c) corpo de prova 03 lado direito superior; (d) corpo de prova 01 lado esquerdo superior; (e) corpo de prova 02 lado esquerdo superior e f) corpo de prova 03 lado esquerdo superior.

Nota-se que os resultados previstos, desconsiderando os defeitos macroestruturais, variaram entre 293 a 845 MPa.

Na análise metalográfica foi observada a presença de muitos microrrechupes e inclusões nas regiões com características de contornos de grãos. As fotomicrografias ilustradas pela Figura 5.31 mostram as inclusões observadas após ataque químico.

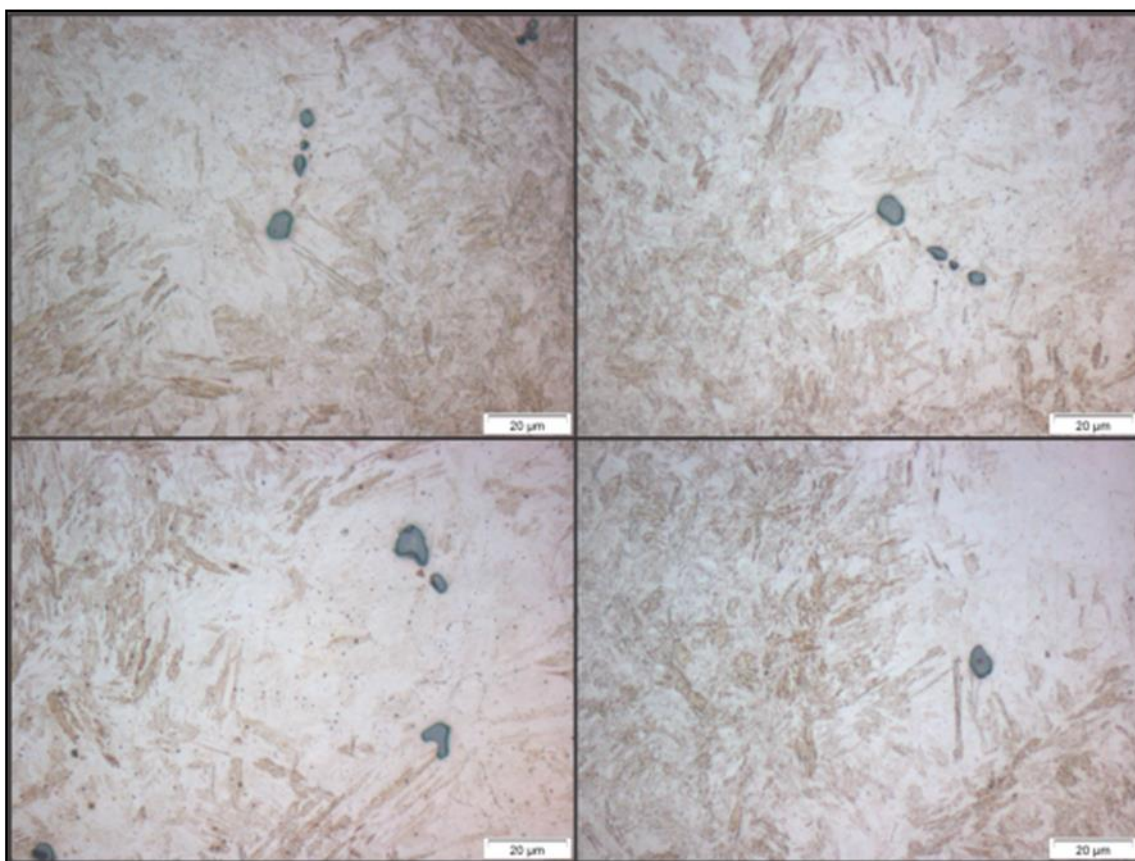


Figura 5.31 – Inclusões identificadas “Cp3 LE superior”.

De acordo com Finardi (1979) citado por Fuoco (2005), quando os teores residuais de alumínio decorrentes da desoxidação são baixos, geralmente inferiores a 0,02%, o oxigênio formará óxidos de baixa estabilidade com o ferro e com o manganês. Desta maneira há duas consequências na formação destes óxidos:

- I. Os óxidos de ferro e manganês têm morfologia de filmes, tendo um efeito pronunciado na redução da fluidez do aço. Nestas condições, as peças fundidas apresentam dobras superficiais e falhas de preenchimento.
- II. A baixa estabilidade destes óxidos pode resultar em redução pelo carbono do aço, com a geração de monóxido de carbono, ou seja, formação de porosidades superficiais.

Moore *et al.* (1985) e Finardi (1979) citado por Fuoco (2005), ainda destacam que os aços fundidos com níveis de alumínio residuais em torno de 0,02% favorecem a formação de inclusões de oxi-sulfetos do tipo II, precipitados em contornos de grãos. O principal efeito destes precipitados em contornos de grãos é a redução das propriedades mecânicas, particularmente as que envolvem ductilidade.

Como referenciado por Fuoco (2005), foram identificados em algumas regiões dos blocos *Keel*, inclusive próximas às áreas usinadas, defeitos superficiais como dobras superficiais e falhas de preenchimento. A Figura 5.32 ilustra os respectivos defeitos.



Figura 5.32 – Defeitos superficiais nos blocos *Keel*.

Correlacionando-os com o teor de alumínio obtido na liga (0,02% em peso), conforme mostrado na Tabela 5.4 e, também, de acordo com a literatura técnica, conclui-se que as inclusões identificadas na análise metalográfica e mostradas nas microestruturas da Figura 5.31, correspondem ao do tipo II. Portanto, consideram-se também fatores preponderantes que contribuíram para a fragilização do aço.

A Figura 5.33 mostra o aspecto das inclusões do tipo II, caracterizadas pela técnica de microscopia eletrônica de varredura nas fraturas dos corpos de prova. O resultado obtido da análise química semi-quantitativa realizada por espectrometria de dispersão de energia (EDS) é apresentada na Tabela 5.5. Os picos de energias de cada elemento detectado são mostrados no gráfico ilustrado pela Figura 5.34.

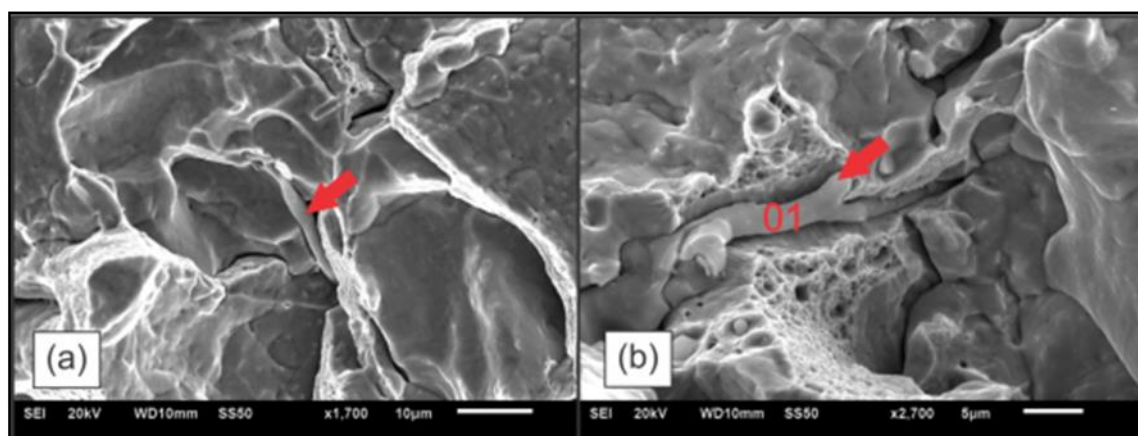


Figura 5.33 – Inclusões contínuas identificadas nos contornos de grãos da fratura do corpo de prova “Cp3 LE superior”. (a) sulfeto de manganês e (b) região analisada por EDS.

Tabela 5.6 – Determinação da composição pelo método semi-quantitativo da inclusão ilustrada na Figura 5.33b

COMPOSIÇÃO QUÍMICA – MEV			
Pontos	Enxofre (S)	Manganês (Mn)	Ferro (Fe)
01	22,07	56,90	21,03

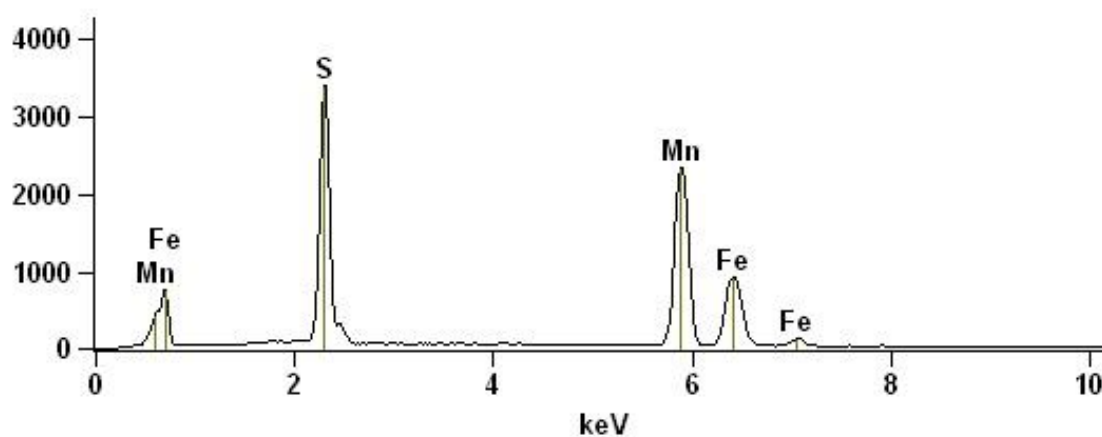


Figura 5.34 – Picos de energia de cada elemento detectado na inclusão ilustrada na Figura 5.33b.

Nota-se que as inclusões apresentam concentração elevada de enxofre e manganês, comprovando com que é referenciado na literatura. Essas inclusões contínuas são denominadas como sendo sulfetos de manganês.

Foi identificada também nas fraturas dos corpos de prova a presença de inclusões de alumina localizadas nas regiões de contornos de grãos, conforme ilustrado na Figura 5.35 e Tabela 5.7. Os picos de energias de cada elemento detectado são mostrados no gráfico ilustrado pela Figura 5.36.

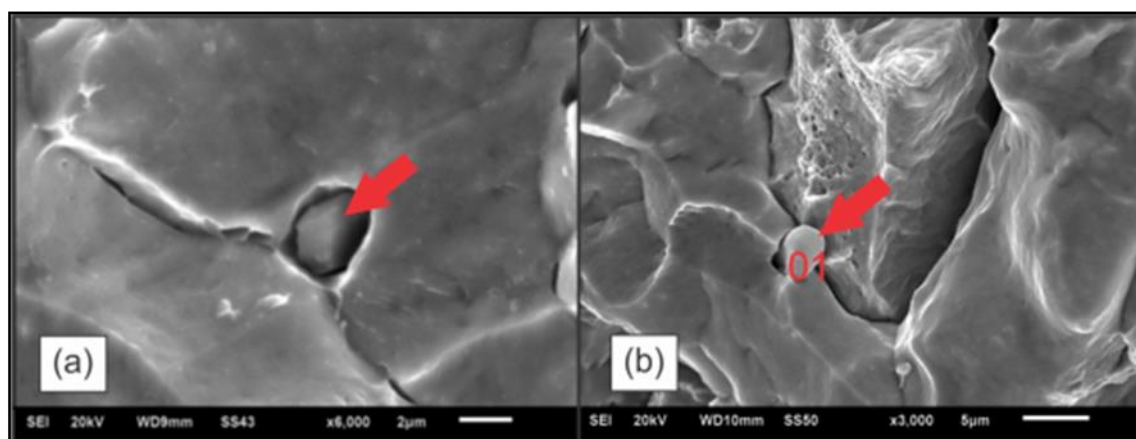


Figura 5.35 – Inclusões de alumina identificadas nos contornos de grãos das fraturas dos corpos de prova “Cp3 LE superior”. (a) óxido de alumínio e (b) região analisada por EDS.

Tabela 5.7 – Determinação da composição pelo método semi-quantitativo da inclusão ilustrada na Figura 5.35b

COMPOSIÇÃO QUÍMICA – MEV				
Pontos	Oxigênio (O)	Alumínio (Al)	Manganês (Mn)	Ferro (Fe)
01	48,40	43,76	0,79	7,05

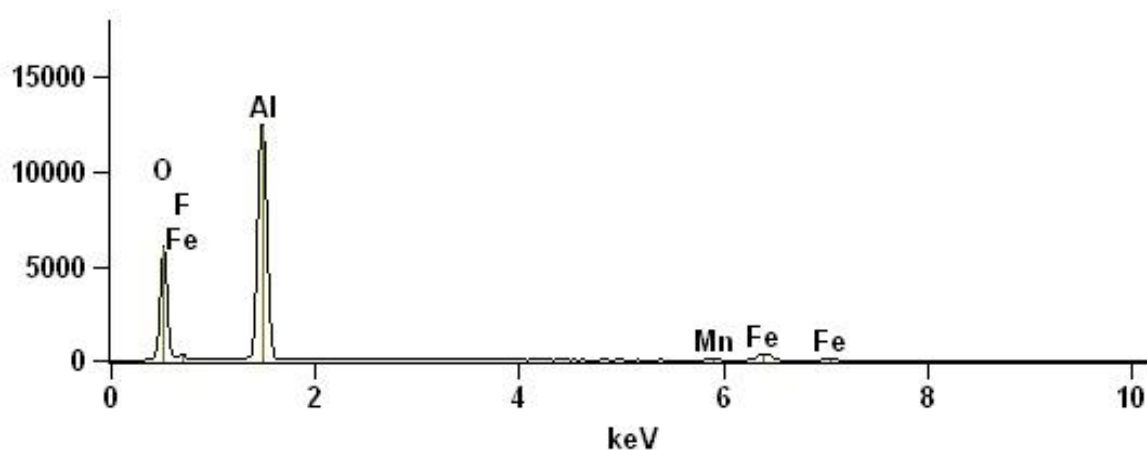


Figura 5.36 – Picos de energia de cada elemento detectado na inclusão ilustrada na Figura 5.35b.

Considera-se a hipótese mais provável que as inclusões de alumina foram provenientes da desoxidação do aço com alumínio. Porém, não se descarta a possibilidade de contaminação do aço líquido com partículas originadas dos refratários do forno e da panela.

As inclusões de alumina pura podem se identificadas nas seguintes morfologias: esferas, poliedros, placas, dendritas ou em conjunto de pequenas inclusões esféricas ou irregulares, denominadas de *clusters* (Dekkers, 2002 *apud* Faco, 2005).

Segundo Faraji *et al.* (2015), as propriedades mecânicas dos aços são influenciadas diretamente pelas inclusões. Os óxidos duros e quebradiços, a exemplo da alumina, são geralmente os mais prejudiciais.

5.3.2 Avaliação da presença de compostos nos contornos de grãos

Diversas literaturas consideram um fator crucial para a fragilização dos aços a presença de nitretos de alumínio.

Quando teores de alumínio residuais são elevados, geralmente entre 0,05 a 0,08%, durante a solidificação ocorre a segregação de parte deste alumínio para os contornos de grãos. Ao mesmo tempo, há redução da solubilidade de todos os gases dissolvidos no aço (hidrogênio, nitrogênio e oxigênio), favorecendo sua segregação também nos contornos de grãos (Fuoco, 2005).

A presença de alumínio e nitrogênio simultaneamente nos contornos facilita a precipitação de nitretos de alumínio, que por sua vez, contribuem para a fragilização destes contornos, podendo levar a peça fundida à fratura intergranular. Na literatura inglesa este tipo de fratura também é conhecido como *Rock Candy Fracture*. (Fuoco, 2005).

Para identificar a fragilização por nitretos de alumínio e/ou outros compostos precipitados nos contornos de grãos durante a solidificação, foi utilizada como referência a norma ASTM A703/2015. Por meio de uma análise comparativa entre o aspecto macroestrutural obtida na amostra e o quadro obedecendo a uma escala que vai desde a graduação 1 até a 10, conforme mostrada pela Figura 5.38, foi possível determinar o nível de severidade da corrosão intergranular.

Nesta análise foi utilizado o ataque químico com uma mistura de ácido clorídrico com água (1:1) durante 30 min. na temperatura de 80°C. O resultado após o ataque na seção útil do corpo de prova de tração é mostrado na Figura 5.37.

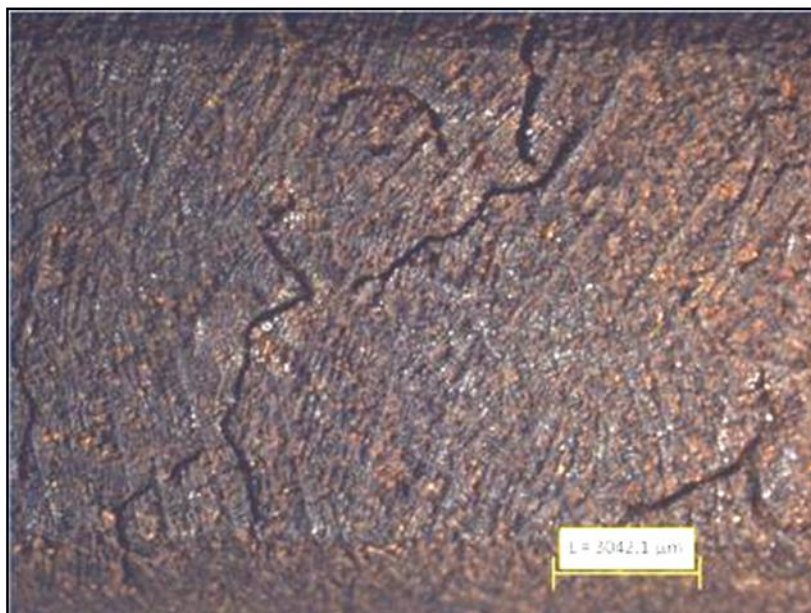


Figura 5.37 – Aspecto da seção útil do corpo de prova “Cp3 LE superior” após ataque químico com solução de ácido clorídrico.

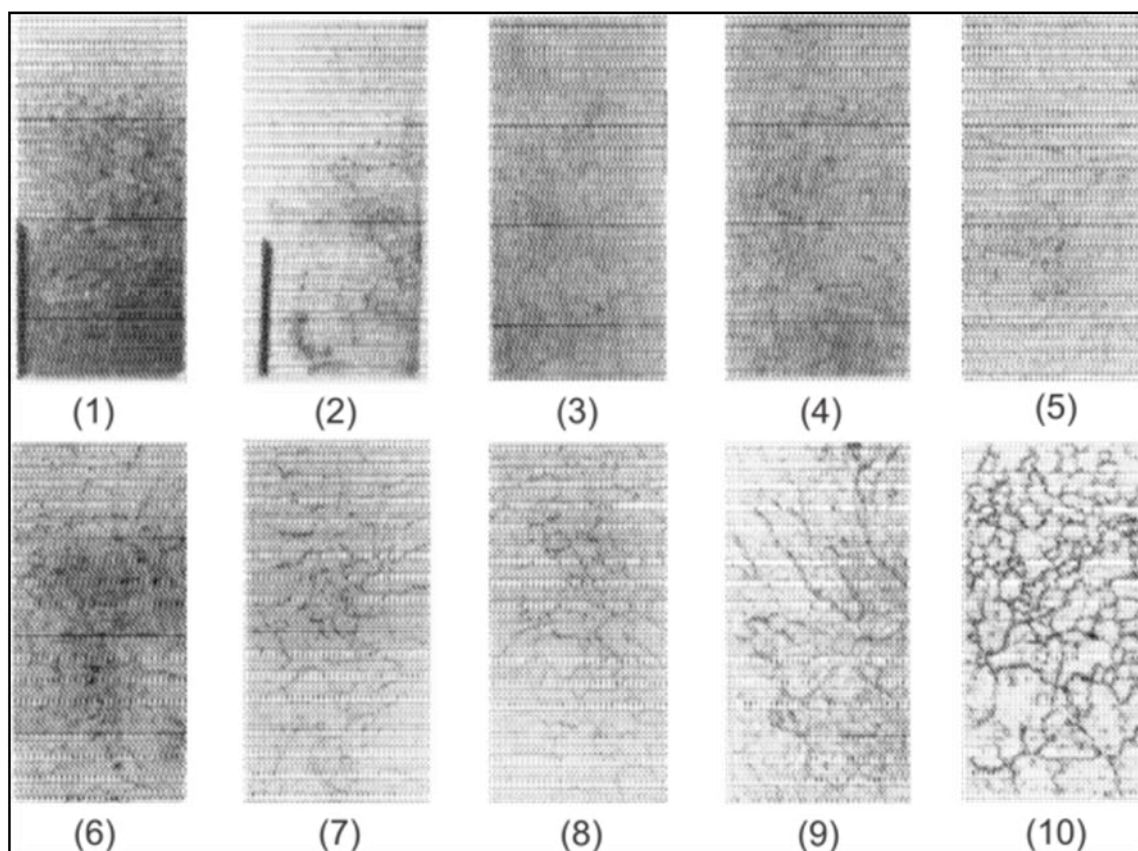


Figura 5.38 – Macroestrutura para determinação do nível de severidade da corrosão intergranular causada pela solução de ácido clorídrico devido à presença de nitretos de alumínio. Fonte: ASTM A703/2015.

De acordo com a norma ASTM A703/2015, os corpos de prova que apresentam nível de severidade acima do nível 4 devem ser reprovados. Pela análise comparativa entre o aspecto macroscópico obtido na seção do corpo de prova, Figura 5.37, em relação ao quadro da norma ASTM A703/2015, Figura 5.38, foi evidenciado uma intensidade de severidade acima do limite indicado pela referência normativa.

Para Fuoco (2005) o teor residual de alumínio para peças com espessura superior a 100 mm geralmente estão entre 0,025 a 0,05% e nitrogênio inferior a 0,010%. Correlacionando os teores (% em peso) de alumínio e nitrogênio obtidos na amostra, conforme Tabela 5.4, com os valores recomendados por Fuoco (2005), observa-se que o alumínio encontra-se com teor menor e o nitrogênio duas vezes a mais em relação à referência. No entanto, pela análise química pelo método semi-quantitativo realizada por EDS, não foi verificado a presença de nitretos de alumínio nas regiões intergranulares da seção da barra. Como mostrada na Figura 5.35 e na tabela 5.7, foi identificado apenas óxidos de alumina nas fraturas dos corpos de prova.

5.3.3 Avaliação das fraturas dos corpos de prova ensaiados

A fratura do corpo de prova também foi analisada pela técnica de microscopia eletrônica de varredura. Foi caracterizada em toda a seção, Figura 5.39, a presença de aspecto intergranular, sendo essa característica de material com comportamento mecânico do tipo frágil.

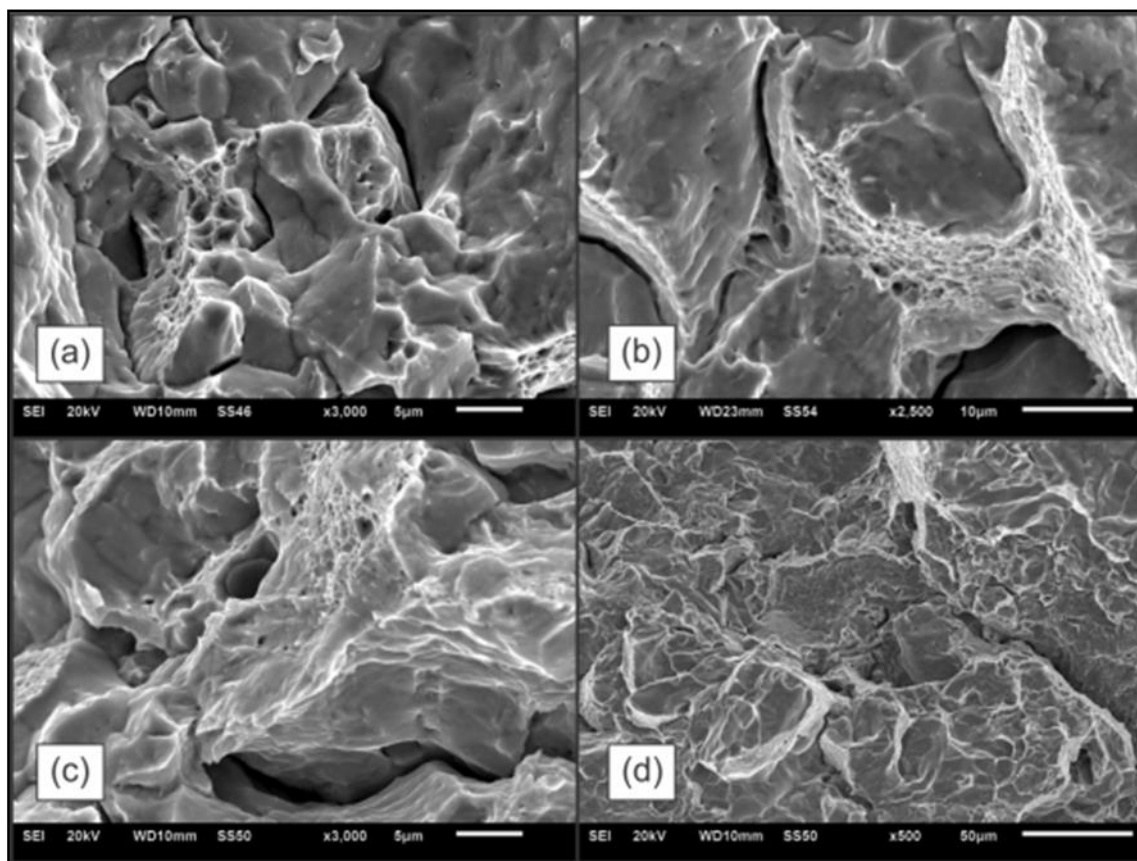


Figura 5.39 – Aspecto intergranular caracterizado na fratura do corpo de prova “Cp3 LE superior”.

Com ampliações acima de 1.000x foi possível identificar pequenas áreas isoladas nas fraturas com aspectos de *Dimples*. Porém, entende-se que a área observada com essa característica é irrisória em relação a total da fratura.

Na região com aspecto de defeitos macroestruturais, como ilustrado na Figura 5.27, foi observado à presença filmes de óxidos ricos em ferro e manganês. A Figura 5.40 mostra o aspecto das anomalias. O resultado obtido da análise química semi-quantitativa realizada por espectrometria de dispersão de energia (EDS) são apresentados na Tabela 5.8. Os picos de energias de cada elemento detectado são mostrados no gráfico ilustrado pela Figura 5.41.

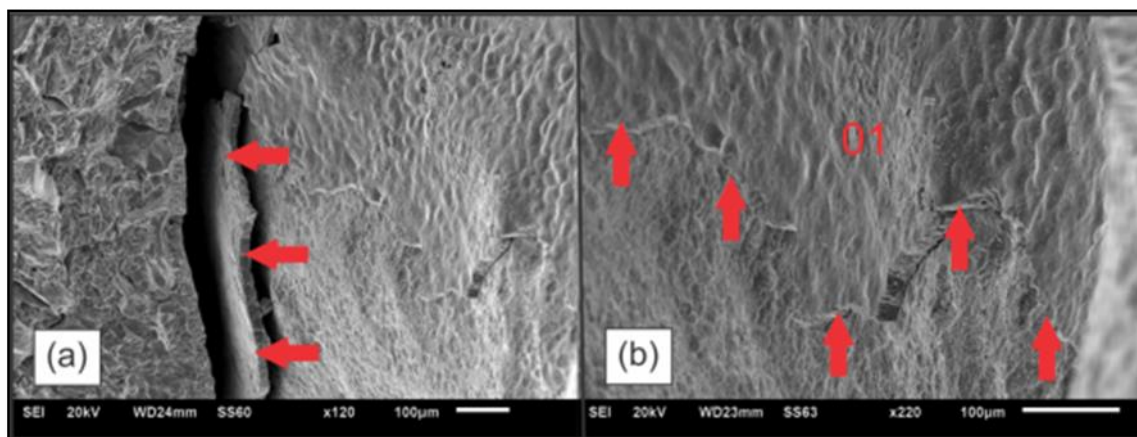


Figura 5.40 – Filmes de óxidos na fratura do corpo de prova “Cp3 LE superior”.

Tabela 5.8 – Determinação da composição pelo método semi-quantitativo da inclusão ilustrada na Figura 5.40b

COMPOSIÇÃO QUÍMICA – MEV				
Pontos	Oxigênio (O)	Silício (Si)	Manganês (Mn)	Ferro (Fe)
01	29,44	0,23	7,57	62,77

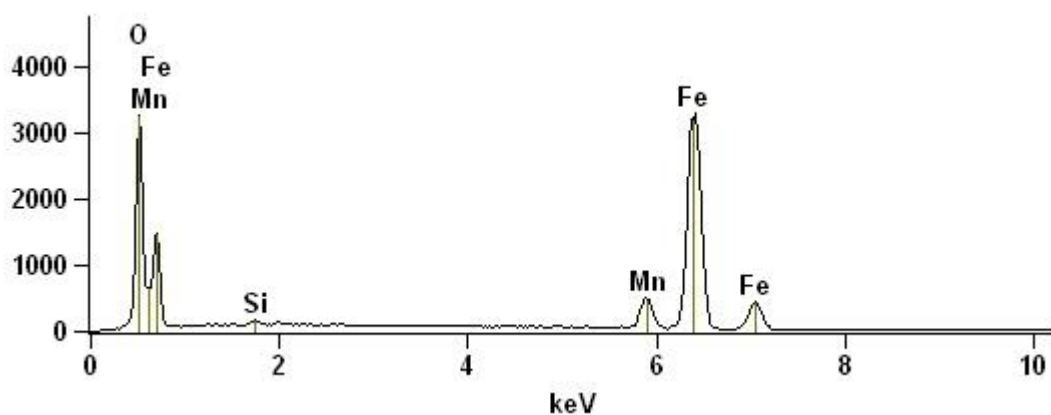


Figura 5.41 – Picos de energia de cada elemento detectado no filme de óxido ilustrado na Figura 5.40b.

Como referenciado por Fuoco (2005), teor de alumínio inferior a 0,02% em peso, o oxigênio formará filmes de óxidos de baixa estabilidade com o ferro e com o manganês, provocando o surgimento de defeitos macroestruturais.

6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos permitem as seguintes conclusões em relação aos processos de produção do aço fundido em forno a indução com composição química de 0,07% em peso de carbono e 8% em peso de manganês:

- A estrutura caracterizada constituiu-se de bainita e martensita com durezas de $342 \pm 8,9$ HV e $456 \pm 6,2$ HV, respectivamente. Foram observadas diferenças de tamanhos dos microrrechupes formados nas amostras obtidas do bloco *Keel* e dos bloquinhos. Nas amostras do bloco *Keel* essas anomalias apresentaram dimensões e quantidades maiores em relação aos obtidos nos blocos bloquinhos. Os tamanhos de grãos diminuíram significativamente após a realização do tratamento térmico de normalização nas duas condições de amostragem. Na amostra bruta de fundição retirada do bloco *Keel* o tamanho médio foi de 314 ± 164 μm e na normalizada o tamanho diminuiu para $24 \pm 6,2$ μm . Na amostra obtida no aço fundido no forno com capacidade de 110 kg e normalizada o tamanho médio de grão foi de $19,6 \pm 5,0$ μm . Nas amostras analisadas dos bloquinhos os resultados foram: bruta de fusão $128,5 \pm 38,1$ μm e normalizada $12,7 \pm 3,8$ μm . Na análise por difração de raios-x não foi identificada a presença de austenita retida na amostra fundida e tratada termicamente. Na amostra homogeneizada, normalizada e recozida a 600°C por 30 min. foi quantificado 9% de austenita retida caracterizadas nos planos (111) e (220). O teor de carbono estimado na austenita pelo método da extrapolação do parâmetro de rede foi de 0,87%.
- A resistência mecânica à tração dos corpos de prova fundidos em forno à indução com capacidade de 20 kg e retirados do bloco *Keel* foi de 218 MPa na condição bruta de fusão e 606 MPa na condição tratada termicamente. Ambos não apresentaram alongamento. Nos bloquinhos os resultados foram de 591 MPa e 1393 MPa nas condições bruta de fusão e normalizada, respectivamente. O corpo de prova “bloquinho tratado” apresentou alongamento de 3,5% e estricção de 4%. A resistência à tração dos corpos de prova fundidos no forno com capacidade de 110 kg, retirados do bloco *Keel* e tratados termicamente, foram inferiores aos obtidos na fusão de 20 kg. Pela análise por microscopia eletrônica de varredura foi possível verificar fraturas

intergranulares e a presença de óxidos de alumínio e sulfetos de manganês. Pela macrografia foi identificada a presença de filmes de óxidos.

- Durante a fusão preliminar realizada em forno com capacidade de 20 kg foi possível observar: (1) com adição de argônio na superfície do banho líquido não houve formação significativa de escórias durante a fusão; (2) a dissolução e a incorporação dos briquetes de manganês eletrolítico adicionado após a fusão das primeiras cargas ocorreu eficientemente; (3) o metal líquido após a desoxidação, o tratamento de refino dos grãos e durante o vazamento apresentou visualmente boas características de fluidez.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir são listadas algumas sugestões de trabalhos futuros para esse aço na condição fundida:

- Avaliar a influência da velocidade de resfriamento em corpos de prova escalonados sobre as características microestruturais e mecânicas do aço.
- Determinar por microscopia eletrônica de varredura o espaçamento interdendrítico médio do aço vazado nos blocos *Keel* na condição bruta e tratada termicamente e correlacioná-los com a resistência à tração.
- Realizar tratamento de desoxidação com FeZr e CaSi e avaliar a resistência à tração e tenacidade do aço.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: **A781 / A781M**: *Standard Specifications for Castings, Steel and Alloy Common Requirements, for General Industrial Use*, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: **A27 / A27M** – *Steel Castings, Carbon, for General Application*, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: **A370 / A370**: *Test Method and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: **E112**: Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: **A703**: Standard Practice for Electromagnetic (Eddy Current) Sorting of Nonferrous Metals. West Conshohocken, 2014.

ASM International. Metals Handbook: **Casting**. Metals Pack. 1998. v. 15.

BALDAM, Roquemar de Lima; VIEIRA, Estéfano Aparecido. **Fundição**: Processos e Tecnologias Correlatas. São Paulo. 1º Edição. Editora Érica Ltda. 2013.

CALLISTER, William D. Jr. Discordâncias e Mecanismos de Aumento da Resistência. **Ciência e Engenharia de Materiais Uma Introdução**. LTC, 2008. 7ª edição. Cap. 7, p. 139-140.

CARMO, Denílson José do. **Metalurgia do Aço Fundido**. Itaúna: SENAI / CETEF, 2011.

CARMO, Denílson José do. SANTOS, Dagoberto Brandão. ARAÚJO, Jean Chaves. **Refino Microestrutural em Aço Fundido Bainítico de Elevada Resistência Mecânica**. 14º Congresso Nacional de Fundição ABIFA – CONAF. São Paulo. 2009.

CESTILE, M. **Materiais Elétricos**: Compêndio de trabalhos. V.4, 2008. Disponível em <http://www.foz.unioeste.br/~lamat/downcompendio/compendiov4.pdf>

CHEN, X; LI, Y; **Fracture toughness improvement of austempered high silicon steel by titanium, vanadium and rare earth elements modification**. Materials Science and Engineering, China, n° A 444, p. 298- 305, 2007.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais ABM. São Paulo. 7º Edição. 2005.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. ABM. São Paulo. 2003.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Ed. Edgard. Blucher. 2008.

COOMAN, Bruno. C. **Structure-Properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-Free Bainite**. Elsevier Ltd. Belgium. 285-303. October. 2004.

CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Mass., Chap. 12.p. 347-361., 2001.

DAFÉ; Sara Silva Ferreira de; SICUPIRA; Felipe Lucas; MATOS, Flávia Cristina Silva; CRUZ, Naiara Silva; MOREIRA, Débora Rezende; SANTOS, Dagoberto Brandão. **Effect of Cooling Rate on (ϵ , α') Martensite Formation in Twinning/Transformation-induced Plasticity Fe-17Mn-0,06C Steel**. Material Research. 1229 – 1236 p. 2013

DUMAY, A; CHATEAU, J.P; ALLAIN, S; MIGOT, S; BOUAZIZ, O. **Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel**. Materials Science & Engineering. 184 – 187 p. 2008.

Effect of Cooling Rate on (ϵ , α') Martensite Formation in Twinning/Transformation-Induced Plasticity Fe-17Mn-0,06C Steel. Materials Research. 2013.

EMI, T. **On the origin and removal of large non metallic inclusions in steel**. Scandinavian Journal of Metallurgy, v A, p.1-8, 1975.

FACO; Rubens José. **Levantamento das inclusões nos principais grupos de aços produzidos em aciaria do tipo LD**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2005. 125p. (Mestrado em Engenharia Metalúrgica). Disponível em: www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-14122006.../RubensJoseFaco.pdf. Acesso em 15 de Março de 2016.

FARAJI, Masoumeh; WILCOX, David P; THACKRAY, Richard; HOWE, Andrew A; RODD, Iain; TSAKIROPOULOS. **Quantitative characterization of inclusions in continuously cast high-carbon steel**. Metallurgical and Materials Transactions. 2015.

FACHINI, Flávio Luis. **Estudo da Desoxidação de Aços Inoxidáveis CF8M (AISI 316) em Forno de Indução Convencional com Adições Variáveis de CaSi e CaSiMn**. Instituto Superior Tupy, 2009. 53p. (Mestrado em Engenharia Mecânica). Disponível em: <http://www.sociesc.org.br/download/?tipo=anx&count=1&id=4252>. Acesso em 28 de Agosto de 2015.

FERNANDES NETO, M. **Análise de Inclusões Não-Metálicas em Aço de Baixo Carbono Desoxidado ao Alumínio Produzido por Lingotamento Contínuo**. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2001. 216p. (Doutorado em Engenharia Mecânica). Disponível em: <http://www.bibliotecadigital.unicamp.br/document/?code=vtls000226580>, acesso em 28 de Agosto de 2015.

FINARD, Jorge. **Refino e Desoxidação de Aço Destinado a Peças Fundidas**. Congresso Nacional de Fundição CONAF. Associação Brasileira de Fundição. ABIFA. São Paulo. 1993.

FONSECA, Tânia Nogueira. **Aços Fundidos**. SENAI-DR.MG. Itaúna. 2001.

FUKUGAUCHI, Cristina Sayuri. **Metodologia para a Caracterização Metalográfica de um Aço TRIP por Microscopia Óptica**. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, 2010. 123p. (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais). Disponível em: http://acervodigital.unesp.br/handle/unesp/171187?locale=pt_BR, acesso em 25 de Março de 2016.

FUOCO, Ricardo. **Fatiga Intergranular em Peças Fundidas de Aço Devido à Precipitação de Nitretos de Alumínio ("Rock Candy")**. Tecnologia em Metalurgia e Materiais. São Paulo. p 35-39. 2005.

GODEFROID, Leonardo Barbosa; Cândido, Luiz Cláudio; MORAIS, Willy Ank. **Análise de Falha**. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. 2011.

HAHN, G. T.; KANNINEN, M. F.; ROSENFELD, A. R. Fracture toughness of materials. **Annual Review of Materials Science**. Palo Alto, v. 2, p. 381-404, aug. 1972.

HILTY, D.C. **Inclusions in Steel**. Electric Furnace Steelmaking. ISI.237-251p.1985.

JUVONEN, Pekko. **Effects of non-metallic inclusions on fatigue properties of calcium treated steel**. 2005. 103p. Dissertação (Doutorado em Ciência Tecnológica), Helsinki University of Technology, Espoo, 2005.

KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. ASM International. 2005.

LEE, Y. K.; HAN. J. **Current opinion in medium manganese steel**. Materials Science and Technology. 2015.

LEE, Sangwon; DE COOMAN, Bruno C. **Influence of intra-granular ferrite on the tensile behavior of intercritically annealed 12 pct Mn TWIP+TRIP Steel**. Metallurgical and Materials Transactions. 2015. V. 46, p. 1012 -1018.

MARCON, Leomar. **Estudo da Evolução das Inclusões do Aço SAE8620 com o Tratamento de Inclusões com Cálcio em Escala Laboratorial**. Porto Alegre: Escola de engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2007. 93p. (Dissertação de mestrado em Engenharia Metalúrgica). Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/>. Acesso em 20 de Agosto de 2015.

MATOS, M. et al., **Tecnologia de Fabricação do Aço Líquido**, v. 4, p. 233-294,1980.

MELO, Guilherme Henrique Teixeira de; SOUZA, Tânia Nogueira Fonseca. **Panela com válvula para vazamento de aço em pequenas quantidades**. In: SEMINÁRIO DO PROJETO SENAI/CETEF-JICA, 4, 2000. Itaipava: SENAI/CETEF, 2000. p.79-82.

MONDAL, D.K., DEY, R.M. **Effect of grain size on the microstructure and mechanical properties of C-Mn-V dual-phase steel**. Material Science and Engineering, A, nº149, p.173-181, 1992.

MOOR, E.D.; Matlock, D.K.; Speer, J.G.; Merwin, M.J. **Austenite stabilization through manganese enrichment**. Scr. Mater. 2011, 64, 185-188.

MOORE, J.J.; BODOR, G.A.K. **Steel deoxidation practice: special emphasis on heavy section steel castings**. Transactions of the AFS, v.93, p. 99-114, 1985.

MORAES L. A. B. **Caracterização de Macro e Micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo**. São Paulo: Escola Politécnica

da Universidade de São Paulo, 2009. 162p. (Dissertação de mestrado em Engenharia Metalúrgica).

RAMOS, Daniele S. **Aço Fundido e Ferro Fundido Branco**. Centro Universitário Tupy. Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica. Unisociesc. 2015. p.53.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Editora Guanabara II, Rio de Janeiro, 1982.

SILVA, Ana Paula. **Fundamentação teórica sobre aço manganês austenítico**. Itaúna: SENAI/CETEF, 2001. 39p

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010. 646p.

Shen, Y. F.; Liu, Y.D.; Sun, X.; Wang, Y.D.; Misra, R.D.K. **Improved ductility of a transformation-induced-plasticity steel by nanoscale austenite lamellae**. Mater. Sci. Eng. A 2013, 583, 1-10.

SOHACIU, et al. Influence of MnS inclusions in steels parts on fatigue resistance. **Digest Journal of Nanomaterials and Biostructures**, Bucharest, v. 8, n. 1, p.367-376, jan. 2013.

Steel Casting Handbook. Steel Founders: Society of America. ASM International. 6° edition. 1995.

TRIPATHI, N. NZOTTA, M.; SANDBERG, A; SICHEN, D. **Effect of Ladle Age on Formation Of Nonmetallic inclusions in Ladle Treatment**. Iron making and Steelmaking. Vol. 31. 2004. P. 235-240.

WANG, Y. et al. **Reoxidation of low-carbon, aluminum-killed steel**. AIST Transactions, Iron&Steel Technology. 2006. P. 87-96.

World Auto Steel. Future Steel Vehicle, Final Report. 2011.

WU, Ling-Mei; WANG, Wen-Hsiung; HSU, Yung-Fu; TRONG, Shan. **Effects of Homogenization treatment on Recrystallization Behavior and Dispersoid Distribution in an Al-Zn-Mg-Sc-Zralloy**. Journal of Alloys and Compounds.163-169p. 2007.

XIAOBING, Z. **Deoxidation Modelling of Steelmaking Process**. International Conference on Process Development. p.6-9, 2004.

ZHANG, L.; Thomas, B. G. **State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting**. Metallurgical and Materials Transactions B, v.37B, n.10, p.733-761, 2006.

ZHANG, Lifeng. **Nucleation, Growth, Transport, and Entrapment of Inclusions During Steel Casting**. University of Science and Technology Beijing.P.1139-144, 2013.

ZHANG, R; CAO, W. Q; PENG, Z.J; DONG, H. HUANG, C.X. **Intercritical Rolling induced ultrafine microstructure and excellent mechanical properties of the medium-Mnsteel**. Material Science andEngineering.p.84-88, 2013.

ZHAO, Xianming; SHEN, Yongfeng; QIU, Lina; SUN, Xin; ZUO, Liang. **Effects of Intercritical Annealing Temperature on Mechanical Properties of Fe-7.9Mn-0.14Si-0.05Al-0.07C Steel**. *Materials*. 7891-7906.July. 2014.

ANEXOS

Anexo A – Certificado de Análise da Resina.

Anexo B – Certificado de Análise do Refratário.

ANEXO A – CERTIFICADO DE ANÁLISE DA RESINA



Telefone: (19) 3781-1339 - Expedição

Telefone: (19) 3781-1365 - CQ

Fax : (19) 3281-1334

ASK Chemicals do Brasil

Certificado de Análise

Produto: **CHEM REZ 275/U**

Lote: **71145**

Fabricação: **31/03/2015**

Validade: **30/03/2016**

Quantidade: **210,00 KG**

Embalagem: **Tambor**

Cliente: **SENAI-MG**

Nota Fiscal: **000090580**

Aprovador: **Alexsandro Aparecido de**

Método	Características	Unidade	Especificação	Resultados
Técnicas				
MA 022	Viscosidade Copo Ford nro 4	s	10 - 15	15
MA 076	Formol Livre	% massa	Máx. 1,0	0,5
MA 109	Nitrogênio	% Massa	Máx. 4	3,6
RT 005	Vida de Banca	min	Min. 10	10
RT 005	Tempo de Cura	min	50 - 80	80
RT 005	Resistência Tração Após 2 horas	psi	Min. 100	105
RT 005	Resistência Tração Após 4 horas	psi	Min. 150	189
RT 005	Resistência Tração Após 6 horas	psi	Min. 190	240

ANEXO B – CERTIFICADO DE ANÁLISE DO REFRAATÁRIO



NON-CONTROLLED COPY

FOLHA DE DADOS TÉCNICOS

VA 109

VA 109 é um produto refratário a base de óxido de alumínio eletrofundido de alta pureza, recomendado para uso em fornos de indução tipo cadinho, operando com ligas de aços.

Se utiliza de um mecanismo de formação de espinélio de alumina-magnésia, que o torna especialmente indicado para aplicações mais básicas, como aços de médio e alto carbono, alta liga, inoxidáveis e aços manganês, podendo também trabalhar com ferros fundidos.

EMBALAGEM sacos de 25 kg

ESTOCAGEM 1 ano, se mantido em local seco e ventilado

APLICAÇÃO a seco, através de vibração ou socagem manual

Consulte nossa Eng^a de aplicação, para obter maiores informações sobre o produto.

PROPRIEDADES TÍPICAS:

PARAMETROS	PADRAO		TEMP. (°C)	TÍPICO
Al ₂ O ₃	NBR 11303	%		87,0
MgO				10,0
- Tamanho do grão	ASTM			6.F.
- Densidade Solta	ANSI B74.4	g/cm ³		2,98
- Temperatura máxima de uso			1820	
- Temperatura de início de rigidez			950	
- Temperatura de sinterização			1300	