

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ANÁLISE COMPARATIVA DOS SULFETOS FORMADOS VIA LINGOTAMENTO
CONVENCIONAL E VIA LINGOTAMENTO CONTÍNUO NO AÇO SAE 1050

Vinícius da Silva Madruga

Trabalho de Diplomação

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre

2016

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ANÁLISE COMPARATIVA DOS SULFETOS FORMADOS VIA LINGOTAMENTO
CONVENCIONAL E VIA LINGOTAMENTO CONTÍNUO NO AÇO SAE 1050

Trabalho apresentado ao Curso de Graduação em
Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal
do Rio Grande do Sul como requisito para
obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico

Vinícius da Silva Madruga

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt
Área de concentração: Siderurgia

Porto Alegre

2016

FOLHA DE APROVAÇÃO

ANÁLISE COMPARATIVA DOS SULFETOS FORMADOS VIA LINGOTAMENTO
CONVENCIONAL E VIA LINGOTAMENTO CONTÍNUO NO AÇO SAE 1050

Vinícius da Silva Madruga

Antonio Cezar Faria Vilela

Afonso Reguly

Porto Alegre

2016

III

*A vida é feita de obstáculos
Cabe a nós decidir o que fazer com tais adversidades
Ou desistimos
Ou enfrentamos
Ou superamos
Decidi desistir do medo
Enfrentar os perigos
E superar os desafios*

Que este trabalho sirva de motivação a todos que venham a lê-lo

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer aos meus pais pela base dada a mim para ter uma formação de qualidade em uma universidade federal. Também, sou grato pelo apoio incondicional e pela compreensão em meus momentos de ausência durante esse longo período para que eu pudesse buscar êxito em meus estudos.

Agradeço aos meus familiares e aos meus amigos pela força dada nos momentos de dificuldade, pelas conversas tranquilizadoras e pelas dicas para haver maior sucesso em minhas escolhas.

Ao meu orientador Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt, agradeço pela excelente orientação para que eu pudesse realizar um trabalho de diplomação de qualidade e por acreditar no meu potencial para a finalização dos meus estudos na graduação.

É fundamental agradecer à Gerdau Aços Especiais por fornecer as amostras e por permitir o uso dos equipamentos para que ocorresse a execução deste trabalho, além de todo recurso necessário e requisitado. Agradeço, em especial, ao Alexandre Ferreira Iankoski pela retirada e envio das amostras forjadas; à equipe do Laboratório Metalúrgico pela preparação das amostras forjadas e laminadas; ao Alex Sandro da Silva Moreira pela preparação e pelo acompanhamento na análise de inclusões no microscópio óptico de todas as amostras; ao Jeferson da Silva Gomes pela preparação das amostras, pelo acompanhamento da análise das mesmas no microscópio eletrônico de varredura e por todo suporte dado na parte experimental; e à Ayumi Yoshioka por todo auxílio dado na parte teórica e prática deste trabalho.

Agradeço a Deus por me guiar e por iluminar o meu caminho quando tudo ficou escuro.

RESUMO

O processo de solidificação do aço em uma usina siderúrgica pode ser feito por duas rotas: lingotamento contínuo e lingotamento convencional. O primeiro é majoritariamente utilizado devido a sua maior produtividade e ao maior controle de qualidade. O segundo é mais reservado para peças de grandes seções e qualidades de aço que não apresentam boa lingotabilidade. Uma das diferenças entre os processos está na solidificação, em que há maior taxa de resfriamento e controle no resfriamento via lingotamento contínuo em relação ao lingotamento convencional. Isso resulta na formação de diferentes microestruturas e fases. Este trabalho visa avaliar as diferenças existentes na formação de sulfetos, uma das inclusões mais presentes nos aços e que influenciam no processo de conformação, a partir dos dois processos de solidificação. As características analisadas nos sulfetos são: composição química, morfologia, distribuição e quantidade. As análises foram feitas no espectrômetro de absorção atômica, no microscópio ótico e no microscópio eletrônico de varredura. A partir dos resultados obtidos, percebe-se que a formação de sulfetos é influenciada pela taxa de resfriamento, que é diferente nos dois processos, e pelo tamanho do produto final, que também é diferente nos dois processos. Nos lingotes do lingotamento convencional, há variações de distribuição, de morfologia, de composição química e de quantidade de sulfetos ao longo do seu corpo, enquanto que nos tarugos de lingotamento contínuo essas variações não ocorrem.

Palavras-chave: lingotamento contínuo, lingotamento convencional, sulfetos, caracterização.

ABSTRACT

The steel solidification process in a mini-mill can be made by two routes: continuous casting and conventional casting. The first is mostly used because of your greater productivity and greater quality control. The second is more applied to large section parts and to steel qualities that does not have good castability. One of the differences between these processes is on the solidification: continuous casting presents higher cooling rate and cooling control comparing to conventional casting. It results on formation of different microstructures and phases. This research aims to evaluate the differences that exist on formation of sulfides, one of the most common inclusions in steels and that impact in forming process, by the two solidification processes. The features analyzed in sulfides are: chemical composition, morphology, distribution and quantity. The analysis were made on atomic absorption spectrometry, optical microscope and scanning electronic microscope. By the results, the formation of sulfides is lead by cooling rate, which is different in both processes; and by final product section, also different in both processes. On ingots made by conventional casting, there are variations in distribution, morphology, chemical composition and quantity through the ingot axle, whereas in billets made by continuous casting these variations don't occur.

Key words: continuous casting, conventional casting, sulfides, features description.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	XI
LISTA DE TABELAS	XVI
LISTA DE ABREVIATURAS E DE SÍMBOLOS	XVII
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO DA LITERATURA	4
3.1 TERMODINÂMICA	4
3.1.1 Algumas definições	4
3.1.2 Princípio Zero da Termodinâmica	5
3.1.3 Primeira Lei da Termodinâmica	5
3.1.4 Segunda Lei da Termodinâmica	5
3.1.5 Terceira Lei da Termodinâmica	6
3.2 METALURGIA FÍSICA	7
3.3 ESTRUTURAS CRISTALINAS	8
3.4 DIFUSÃO	10
3.5 INTERFACES ENTRE FASES SÓLIDAS	12
3.5.1 Precipitados totalmente coerentes	12
3.5.2 Precipitados parcialmente coerentes	12
3.5.3 Precipitados incoerentes	12
3.5.4 Precipitados nos contornos de grão	13
3.6 SOLIDIFICAÇÃO	13
3.6.1 Nucleação homogênea	14
3.6.2 Nucleação heterogênea	14
3.6.3 Fluxo de calor	15
3.6.4 Solidificação de ligas de única fase	15

3.6.5 Solidificação eutética.....	19
3.6.6 Ligas fora do ponto eutético	19
3.6.7 Solidificação peritética.....	21
3.6.8 Solidificação eutetoide	22
3.6.9 Solidificação de lingotes e fundidos	22
3.6.10 Segregação em lingotes e em fundidos	26
3.7 INCLUSÕES.....	28
3.7.1 Considerações iniciais.....	28
3.7.2 Inclusões de sulfetos.....	31
3.7.3 Tipos de sulfetos segundo a morfologia.....	33
3.7.4 Tipos de inclusões de sulfeto segundo a composição	35
3.7.5 Sistema ferro-enxofre.....	37
3.7.6 Sistema manganês-enxofre	37
3.7.7 Modificação de inclusão pelo tratamento do aço líquido com cálcio	38
3.8 PROCESSOS.....	41
3.8.1 Aciaria	42
3.8.2 Conformação Mecânica	60
4 MATERIAIS E MÉTODOS	66
4.1 EQUIPAMENTOS.....	66
4.2 MATERIAIS E MÉTODOS APLICADOS	75
4.2.1 ASTM E45: Métodos de Teste-Padrão para Determinação do Teor de Inclusões no Aço (2013)	80
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	85
5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS CORRIDAS DE AÇO.....	85
5.2 ANÁLISE FÍSICA DAS INCLUSÕES.....	86
5.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS INCLUSÕES.....	94

5.4 DISTRIBUIÇÃO DOS TIPOS DE SULFETOS.....	101
6 CONCLUSÕES.....	108
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	110
8 REFERÊNCIAS.....	111
APÊNDICE A.....	114
APÊNDICE B.....	134

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Variação esquemática da energia livre de Gibbs com o arranjo dos átomos (PORTER et al., 2009).	8
Figura 2: Agregado de átomos, mostrando a representação de célula unitária (CALLISTER, 2006).	9
Figura 3: Representação esquemática da (a) difusão substitucional e da (b) difusão intersticial (CALLISTER, 2006).....	11
Figura 4: Nucleação heterogênea de uma calota esférica numa parede plana do molde (PORTER et al., 2009).....	14
Figura 5: Diagrama de fase hipotético, com coeficiente de partição constante (PORTER et al., 2009).	16
Figura 6: Lingote industrial de aço, mostrando num corte transversal a segregação radial dos principais elementos de liga (MÜLLER, 2002).....	17
Figura 7: Distribuição de soluto em função da posição no corte transversal de um lingote (MÜLLER, 2002).....	18
Figura 8: Solidificação de uma liga fora do ponto eutético no gradiente de temperatura, (b) Frente de solidificação esquemática, (c) Variação da temperatura através da frente de solidificação (PORTER et al., 2009).	20
Figura 9: Seção transversal da dendrita (PORTER et al., 2009).....	21
Figura 10: Solidificação peritética no gradiente de temperatura (PORTER et al., 2009).	21
Figura 11: Estrutura esquemática dos grãos do tarugo (PORTER et al., 2009).....	23
Figura 12: Crescimento competitivo após vazamento. Dendritas com braços primários normais à parede do molde crescem menos do que os vizinhos orientados (PORTER et al., 2009).	24
Figura 13: Dendritas orientadas favoravelmente se desenvolvem em grãos colunares. Cada grão colunar se origina do mesmo sítio de nucleação heterogênea, mas pode conter muitos braços dendríticos primários (PORTER et al., 2009).	25
Figura 14: Padrão de segregação em um lingote de aço acalmado. Segregação positiva (+) e negativa (-) (PORTER et al., 2009).....	27

Figura 15: Curva de distribuição dos tamanhos médios das inclusões MnS em diferentes posições de um lingote de aço resulfurado (KIESSLING; LANGE, 1978).	29
Figura 16: Distribuição típica de inclusões MnS em lingotes de aço (KIESSLING; LANGE, 1978).	30
Figura 17: a) Tipo I; b) Tipo II; c) Tipo III e d) Tipo X (ITO et al., 1981).	34
Figura 18: Representação gráfica da fração de sulfetos formada em função da taxa de resfriamento (ITO et al., 1981).	34
Figura 19: Modificação da inclusão pelo tratamento com cálcio (KOR; GLAWS, 1998).	38
Figura 20: Precipitação no equilíbrio de inclusões durante a solidificação do aço com Ca = 2 ppm (REN et al., 2014).	40
Figura 21: Precipitação no equilíbrio de inclusões durante a solidificação do aço com Ca = 50 ppm (REN et al., 2014).	40
Figura 22: Fluxograma parcial de produção típico de usinas siderúrgicas semi-integradas de aços especiais (ADAPTADO USINA SIDERÚRGICA DE AÇOS ESPECIAIS, 2016).	41
Figura 23: Representação esquemática de uma aciaria equipada com convertedores a oxigênio (RIZZO, 2005).	45
Figura 24: Diagrama esquemático do processo EOF (FRUEHAN; NASSARALLA, 1998).	46
Figura 25: Representação esquemática do forno elétrico a arco e detalhes da etapa de vazamento com furo submerso (RIZZO, 2005).	48
Figura 26: Representação esquemática do processo de refino secundário do tipo forno-panela (RIZZO, 2005).	52
Figura 27: Representação esquemática da estação de refino secundário do tipo processo VD (Vacuum Degassing) (RIZZO, 2005).	53
Figura 28: Representação esquemática da estação de refino secundário do tipo processo VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) (RIZZO, 2005).	54
Figura 29: Representação esquemática das formas de vazamento nos processos de lingotamento convencional dos aços (RIZZO, 2005).	55
Figura 30: Ilustração esquemática de um processo de lingotamento contínuo (PORTER et al., 2009).	56

Figura 31: Representação esquemática dos tipos de máquinas de lingotamento contínuo (RIZZO, 2005).	58
Figura 32: Exemplo de um par de cilindros de laminação para laminadores de produtos longos (RIZZO, 2010).	61
Figura 33: Representação esquemática de um processo de matriz aberta (BODNAR ET AL., 1993).	64
Figura 34: Fluxograma do processo na aciaria (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	66
Figura 35: Fluxograma do processo na laminação (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	67
Figura 36: Fluxograma do processo na forjaria (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	67
Figura 37: Características físicas e dimensionais do lingote tipo 7 (CHA-IO-700-009, 2015).	68
Figura 38: Espectrômetro de emissão ótica ARL4460 (PRÓPRIO AUTOR, 2016). ..	70
Figura 39: Microscópio ótico Olympus BX60 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	71
Figura 40: Microscópio ótico Olympus BX60M (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	71
Figura 41: Microscópio eletrônico de varredura Aspex (PRÓPRIO AUTOR, 2016). .	72
Figura 42: Serra fita Thomas (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	73
Figura 43: Embutidora Simplimet 2000 Buehler (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	74
Figura 44: Lixadeira Struers AbraPlan-10 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	74
Figura 45: Lixadeira Struers AbraPol-20 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	75
Figura 46: Algumas amostras retiradas dos eixos forjados (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	76
Figura 47: Seleção de amostras de aço laminado (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	77
Figura 48: Seleção de amostras de aço forjado (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	77
Figura 49: Amostras para análise no MEV Aspex AFA (PRÓPRIO AUTOR, 2016). .	78
Figura 50: Retirada de amostra de uma peça de seção redonda (ASTM E45, 2013).	81
Figura 51: Retirada de amostra de uma peça de seção grande (ASTM E45, 2013). .	82
Figura 52: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra F1-M (retirada do eixo formado pelo meio do lingote) em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	88
Figura 53: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra F1-C (retirada do eixo formado pela cabeça do lingote) em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	89

Figura 54: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra F1-P (retirada do eixo formado pelo pé do lingote) em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	89
Figura 55: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra L1 em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	92
Figura 56: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra L9 em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	93
Figura 57: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F1-M (meio do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	94
Figura 58: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F1-M (meio do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	95
Figura 59: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F1-C (cabeça do lingote) para análise de EDS e marcação com círculo do precipitado de titânio em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	95
Figura 60: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F1-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	95
Figura 61: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F1-P (pé do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	96
Figura 62: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F1-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	96
Figura 63: Marcação em amarelo da inclusão dupla da amostra F1-P (pé do lingote) para análise de EDS em um aumento de 2500x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	97
Figura 64: Resultado da composição química da inclusão dupla da amostra F1-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	98
Figura 65: Marcação em azul da inclusão de sulfeto da amostra L9 para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	99
Figura 66: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra L9 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	99
Figura 67: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra L1 para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	100
Figura 68: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra L1 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	100

Figura 69: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-M (meio do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	101
Figura 70: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).....	102
Figura 71: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	103
Figura 72: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	104
Figura 73: Quantidade total de sulfetos e de inclusões distribuída nas amostras F1-P, F1-C, F1-M e L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	104
Figura 74: Área ocupada pelos sulfetos e pelas inclusões em relação à área de amostragem (62,7 mm ²) nas amostras F1-P, F1-M, F1-C e L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Produção de Aço Bruto por Processo de Solidificação – 2016	1
Tabela 2 – Classificação e status dos processos na aciaria – Adaptado 1998	43
Tabela 3 – Relação das técnicas mais difundidas para a realização do refino secundário e seus respectivos objetivos básicos – 2005	51
Tabela 4 – Classificação do processo de lingotamento contínuo dos aços – 2005...	57
Tabela 5 – Divisão das amostras por equipamento – 2016	79
Tabela 6 – Valores mínimos para números dos níveis de severidade (Método A) – Adaptado 2013	82
Tabela 7 – Parâmetros das inclusões: diâmetro e profundidade (Métodos A e D) – Adaptado 2013	83
Tabela 8 – Classificação das inclusões por tipo e por severidade conforme ASTM E45 (2013) – Adaptado 2016	84
Tabela 9 - Composição química (% em massa) das corridas de aço SAE1050 – 2016	85
Tabela 10 - Resultados da análise inclusionária nas amostras forjadas – 2016	87
Tabela 11 – Resultados da análise inclusionária nas amostras laminadas – 2016...	91

LISTA DE ABREVIATURAS E DE SÍMBOLOS

AF: Sulfeto fino;
AFA: Análise de características automatizada;
AG: Sulfeto grosso;
Al: Alumínio;
Al₂O₃: Alumina;
ASTM: American Society for Testing and Materials;
B: Boro;
Ba: Bário;
BG: Alumina grossa;
BOF: Basic oxygen furnace;
C: Carbono;
Ca: Cálcio;
CaO: Óxido de cálcio;
CaS: Sulfeto de cálcio;
CCC: Cúbico de corpo centrado;
Cd: Cádmio;
C_e: Concentração no equilíbrio;
CFC: Cúbico de face centrada;
Co: Cobalto;
Cr: Cromo;
C_s: Concentração no sólido;
Cu: Cobre;
DF: Óxido fino;
DG: Óxido grosso;
EAF: Electric arc furnace;
EBT: Eccentric bottom tapping;
EDS: Energia dispersiva de raio-X;
EOF: Energy optimizing furnace;
Fe: Ferro;
FeS: Sulfeto de ferro;
FEA: Forno elétrico a arco;

FEMS: Agitador eletromagnético final;
FP: Forno-panela;
Fx-C: Amostra de aço forjado retirada da cabeça do lingote;
Fx-M: Amostra de aço forjado retirada do meio do lingote;
Fx-P: Amostra de aço forjado retirada do pé do lingote;
G: Energia livre de Gibbs;
Ga: Gálio;
H: Entalpia;
H: Hidrogênio;
H₂: Gás hidrogênio;
Hf: Háfnio;
Hg: Mercúrio;
JK: Jernkontoret;
k: Coeficiente de partição;
K: Potássio;
K₂O: Óxido de potássio;
L: Líquido;
LC: Lingotamento contínuo;
LCV: Lingotamento convencional;
LD: Lins-Donawitz;
Lx: Amostra de aço laminado;
Me: Metal;
MEMS: Agitador eletromagnético do molde;
MEV: Microscópio eletrônico de varredura;
Mg: Magnésio;
ML: Molde-Líquido;
Mn: Manganês;
MnS: Sulfeto de manganês;
Mo: Molibdênio;
N: Nitrogênio;
Nº: Número;
Na: Sódio;
Na₂O: Óxido de sódio;

Nb: Nióbio;
Ni: Níquel;
O₂: Gás oxigênio;
P: Fósforo;
P: Pressão;
q_p: Calor absorvido à pressão constante;
r: Raio;
r*: Raio crítico;
S: Entropia;
S: Enxofre;
SAE: Society of Automotive Engineers;
Si: Silício;
SiO₂: Sílica;
SL: Sólido-Líquido;
SM: Sólido-Molde;
Sr: Estrôncio;
T: Temperatura;
T_E: Temperatura do eutético;
Ti: Titânio;
TiS: Sulfeto de titânio;
T_P: Temperatura do peritético;
U: Energia interna;
V: Vanádio;
V: Volume;
VD: Desgaseificação a vácuo;
VOD: Descarburação a vácuo com oxigênio;
W: Tungstênio;
X_L: Fração molar líquida;
X_S: Fração molar sólida;
Zn: Zinco;
Zr: Zircônio;
ZrS: Sulfeto de zircônio;
Δ: Variação;

γ : Energia interfacial;

1 INTRODUÇÃO

O aço é uma das matérias-primas mais utilizadas no mundo devido a sua grande versatilidade e aplicabilidade. Com isso, a fabricação de aço se mostra como um forte indicador de desempenho econômico de um país. O Brasil, por exemplo, se destaca na América do Sul por ser o maior produtor e por ter o maior parque industrial, ocupando o sexto lugar como exportador de aço líquido e o nono lugar como produtor de aço no mundo. No ano de 2015, foram 33,3 milhões de toneladas produzidas de aço bruto, com 31,8 milhões de toneladas de produtos siderúrgicos (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2016).

Segundo o Instituto Aço Brasil (2016), o aço está presente no nosso dia-a-dia em diversos produtos. Os principais setores consumidores de aço são: construção civil; automotivo; bens de capital; máquinas e equipamentos; e utilidades domésticas e comerciais. Dependendo do tamanho e da seção do produto a ser produzido, a rota de produção de aço na aciaria pode ser via lingotamento contínuo ou via lingotamento convencional. No entanto, a produção pela segunda rota está cada vez mais restrita, conforme mostrado nos dados da tabela 1.

Tabela 1 – Produção de Aço Bruto por Processo de Solidificação – 2016

PRODUTOS	JAN/SET		16/15 (%)	JUL 2016	AGO 2016	SETEMBRO		16/15 (%)	ÚLTIMOS 12 MESES
	2016(*)	2015				2016(*)	2015		
	<i>Unid.: 10³t</i>								
- LINGOTAMENTO									
CONVENCIONAL	258,6	251,5	2,8	26,3	36,5	38,6	27,6	39,9	324,4
CONTÍNUO	22.637,8	24.990,4	(9,4)	2.675,9	2.728,9	2.537,2	2.470,9	2,7	30.557,3
- AÇO PIFUNDIÇÃO	21,0	22,0	(4,5)	2,6	2,2	2,2	2,3	(4,3)	27,9
TOTAL	22.917,4	25.263,9	(9,3)	2.704,8	2.767,6	2.578,0	2.500,8	3,1	30.909,6

Fonte: Aço Brasil

Isso demonstra que a fabricação de aços via lingotamento convencional exige cada vez mais controle de processo para haver qualidade satisfatória e condizente com a realidade do mercado que pede aços com melhores propriedades mecânicas. Enquanto que a produção de aço via lingotamento contínuo fornece blocos, tarugos e placas, o processo via lingotamento convencional fornece lingotes (RIZZO, 2005). A primeira rota é mais utilizada pela produção em grande escala e por estar ligada

diretamente ao processo de laminação, resultando em uma produção em série. Para a conformação de lingotes, geralmente o processo subsequente é o forjamento, sendo possível também ser laminado em laminadores adequados ao lingote (laminação primária). Mesmo assim, o processo como um todo é mais lento, produzindo um número menor de produtos finais, geralmente de grandes seções e tamanhos.

Para o processo de lingotamento convencional se manter vivo, é fundamental que a qualidade do aço obtida seja similar ao aço obtido via lingotamento contínuo, tanto na questão de propriedades mecânicas, quanto no grau de homogeneidade do aço. Um dos principais problemas encontrados nos aços são as inclusões não-metálicas, compostos formados pela segregação de soluto durante a solidificação. Por serem processos diferentes, com taxas de solidificação diferentes, a formação de inclusões também é diferente, sendo que nos lingotes há grande variação de composição química ao longo do seu corpo, característica não presente no produto oriundo do lingotamento contínuo (PORTER et al., 2009). Logo, as inclusões causam grande impacto na etapa de conformação mecânica, podendo ocasionar trincas e outros defeitos devido a sua presença.

Uma das principais inclusões comumente encontradas nos aços são os sulfetos de manganês, conhecidos por sua boa deformabilidade sob conformação a quente. Seu estudo é de extrema importância para a prevenção de problemas durante e ao final do processo de fabricação da peça. As diferenças existentes no processo de solidificação motivam a busca e o conhecimento do seu impacto na formação dos sulfetos. Neste trabalho, procura-se verificar a influência das diferentes rotas de solidificação do aço na formação dos sulfetos, utilizando o aço SAE 1050 como base de estudo.

2 OBJETIVOS

Com este trabalho, pretende-se atingir os seguintes objetivos:

Principal:

- Caracterizar as diferenças morfológicas e distributivas entre os sulfetos formados via lingotamento contínuo e via lingotamento convencional.

Específicos:

- Confirmar a influência do processo de solidificação na formação dos sulfetos;
- Atribuir a característica morfológica dos sulfetos formados à rota de lingotamento escolhida;
- Correlacionar a distribuição dos sulfetos no aço ao tamanho da seção transversal do aço sólido;
- Verificar as diferenças dos sulfetos formados ao longo do lingote e comparar com os sulfetos formados nas barras originárias do lingotamento contínuo.

3 REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo, será abordada a formação de inclusões, com foco em sulfetos. Para isso, serão repassados brevemente os princípios da termodinâmica, que são importantes para compreensão da metalurgia física. Estruturas cristalinas, difusão e interfaces entre fases sólidas são tópicos que serão discutidos para embasar os fenômenos que ocorrem durante a solidificação e a formação de sulfetos. Por fim, o último tópico a ser abordado trata dos processos utilizados para fabricação do aço e do produto final, com ênfase nos processos da aciaria, laminação e forjaria.

3.1 TERMODINÂMICA

3.1.1 Algumas definições

A Termodinâmica é um ramo da Físico-Química de grande importância para a metalurgia. Através dela, é possível definir o balanço energético do processo estudado e a condição de equilíbrio (LÚCIO, 1981). Segundo Poliakov (2005), a Termodinâmica é um dos três métodos básicos da Físico-Química, sendo que os outros dois são: Mecânica Estatística e Teoria sobre Estrutura dos Átomos e Moléculas.

O estudo se inicia através da análise de um sistema, que é uma região particular do universo desejado, sendo delimitado por fronteiras. Segundo Lúcio (1981), isso se difere do estado termodinâmico, que é a condição em que se encontra o sistema, sendo definida por funções termodinâmicas ou de estado, como pressão, volume e densidade, por exemplo. Sistema, por Poliakov (2005), é uma totalidade dos corpos que pode ser isolada das vizinhanças pela fronteira, a qual o separa do resto do universo.

A Termodinâmica se fundamenta no equilíbrio. Tal equilíbrio é atingido após a evolução de solicitações externas constantes resultar em estado final e bem definido, mais conhecido como estado de equilíbrio. O mesmo só é modificado caso haja mudança nas solicitações externas. Logo, a Termodinâmica estabelece as condições de equilíbrio entre sistema e meio externo (LÚCIO, 1981).

3.1.2 Princípio Zero da Termodinâmica

Haverá equilíbrio térmico se, quando dois sistemas estiverem em contato, os estados termodinâmicos não se alteram (LÚCIO, 1981).

3.1.3 Primeira Lei da Termodinâmica

Segundo Lúcio (1981) a Lei diz: “qualquer porção ou quantidade de energia pode mudar de forma, porém, nunca aumenta ou diminui”.

Poliakov (2005) cita que a energia interna é formada pela energia cinética das moléculas móveis e sua energia potencial, definida pela atração e repulsão mútuas que depende da distância entre as moléculas. Além disso, há a contribuição da energia dos elétrons de seus átomos, a energia dos núcleos atômicos e a energia da radiação.

Lúcio (1981) salienta que, caso o processo seja sob pressão constante e o sistema execute trabalho de expansão, como são os casos trabalhados neste trabalho, obtém-se $U + PV$, que é denominada entalpia (H). Logo, $\Delta H = (H_2 - H_1) = q_p$, que é o calor absorvido ou liberado pelo sistema durante o processo.

A maioria dos processos metalúrgicos ocorre à pressão constante (pressão atmosférica), tornando a função entalpia extremamente importante, permitindo a obtenção do calor envolvido nos processos, sendo necessário apenas conhecer os estados inicial e final do sistema (LÚCIO, 1981).

3.1.4 Segunda Lei da Termodinâmica

A Segunda Lei veio corrigir a informação sobre direção e probabilidade de processos através da função entropia (LÚCIO, 1981).

Poliakov (2005) menciona que há vários modos para a formulação da Segunda Lei. A primeira foi feita pelo físico Clausius, que diz que é impossível o processo da transferência espontânea de uma quantidade de calor de uma fonte à temperatura mais baixa para uma fonte à temperatura mais alta. O mais admitido é que há impossibilidade da criação de uma máquina de moto-perpétuo, em que há conversão do calor do ambiente em trabalho.

Por Lúcio (1981), todo o sistema tende a atingir o estado de equilíbrio, não havendo retorno espontâneo à situação inicial ou intermediária, exceto se houver ação de agentes externos. Esse caminho do estado de não equilíbrio para o de equilíbrio é conhecido por processo natural ou espontâneo. Caso haja reversão por agentes externos, o processo é irreversível. Processos espontâneos (irreversíveis) sofrem influência do calor e da temperatura e são importantes para definição de uma escala quantitativa de irreversibilidade, que pode ser traduzida pela razão q/T . Tal razão representa o acréscimo de entropia no sistema.

Caso o grau de irreversibilidade de um processo seja variável, poderá haver grau nulo, em que não há degradação. Isso caracteriza o processo reversível, em que o conceito de espontaneidade não se aplica mais. Nesse tipo de processo, o sistema nunca está fora do equilíbrio.

Lúcio (1981) acrescenta que a determinação do estado de equilíbrio permite conhecer a direção que ocorrerão espontaneamente as reações a partir de qualquer estado inicial. Logo, é possível definir a formação de fases e constituintes em um sistema de dois ou mais elementos.

Do ponto de vista da mecânica estatística, a entropia é vista através do “grau de desordem”, sendo que maior o grau de desordem das partículas de um sistema, maior o valor da entropia. Vendo o caso comparativo entre sólido e líquido, percebe-se que as partículas do líquido apresentam maior liberdade do que as que constam um sólido, resultando em uma maior entropia (LÚCIO, 1981).

3.1.5 Terceira Lei da Termodinâmica

Poliakov (2005) cita que o desenvolvimento das indústrias química e metalúrgica provocou o estudo e a descoberta da Terceira Lei da Termodinâmica. Isso porque nas indústrias estavam envolvidos muitos dados para cálculos de equilíbrio, sendo necessária uma simplificação.

Lúcio (1981) diz que, no caso hipotético de entropia no zero absoluto de temperatura, é possível determinar a entropia em qualquer temperatura a partir dos dados relativos ao calor específico molar. Devido a isso surgiu a Terceira Lei da Termodinâmica.

Poliakov (2005) explica que há um momento em que as propriedades deixam de depender da temperatura, ou seja, degeneração. O início da degeneração difere de corpo para corpo, podendo ocorrer mais próximo ou mais distante do zero absoluto. Em um corpo em degeneração, todas as partículas estão no menor nível energético. Tal fenômeno é resultado dos princípios quânticos.

Como mencionado por Lúcio (1981), o enunciado definido para esta Lei é: “A entropia S_0 (a 0K) de uma substância cristalina na qual os átomos estejam arranjados regularmente no reticulado é zero”.

3.2 METALURGIA FÍSICA

O conhecimento da Termodinâmica é fundamental para entender o quê e como ocorre a formação de fases e componentes em um sistema. Também é necessário ter o domínio sobre alguns termos que são comumente apresentados neste trabalho. Segundo Porter et al. (2009), a fase é uma parte de um sistema cujas propriedades e composição são homogêneas e apresentam diferenças físicas de outras partes do sistema. Já os componentes de um sistema são diferentes elementos ou compostos químicos que definem o sistema, sendo que a composição da fase é determinada pela quantidade relativa de cada componente.

A transformação de fase é a formação de uma nova fase a partir de uma fase ou mistura de fases. Isso ocorre porque o estado inicial é instável em relação ao final. A medição da estabilidade da fase é determinada pela energia livre de Gibbs (G) (PORTER et al., 2009). Tal energia é definida por $G = H - TS$, sendo $H = U + PV$.

Segundo Poliakov (2005), em processos reversíveis, G não varia, enquanto que nos irreversíveis só há decréscimo. Além disso, as diferenças de temperatura e de pressão são muito importantes, sendo a primeira definidora da direção de transferência de calor de um corpo para o outro, enquanto que a segunda define a direção de transferência de massa.

Conforme Porter et al. (2009), o aumento da energia se dá com o aumento das energias cinética e potencial dos átomos do sistema (em reação ou transformação há mudança da energia). Nos estados trabalhados aqui, ou seja,

sólido e líquido, a parcela PV é pequena perto de U. Já a entropia, que também já foi vista, é a medida da aleatoriedade do sistema.

Porter et al. (2009) citam ainda que o sistema é dito em equilíbrio quando o estado mais estável não muda espontaneamente. Ademais, a temperatura se mostra importante para a definição da fase mais estável. No estado sólido, por exemplo, as ligações são fortes, havendo baixa entalpia. A figura 1 apresenta diferentes energias de equilíbrio para diferentes configurações atômicas. Nota-se que na configuração “A” a energia é menor que na “B”, caracterizando essa última como equilíbrio metaestável, como ocorre em alguns aços, por exemplo. Variações na temperatura ou pressão irão modificar o arranjo atômico até encontrar um novo estado de equilíbrio.

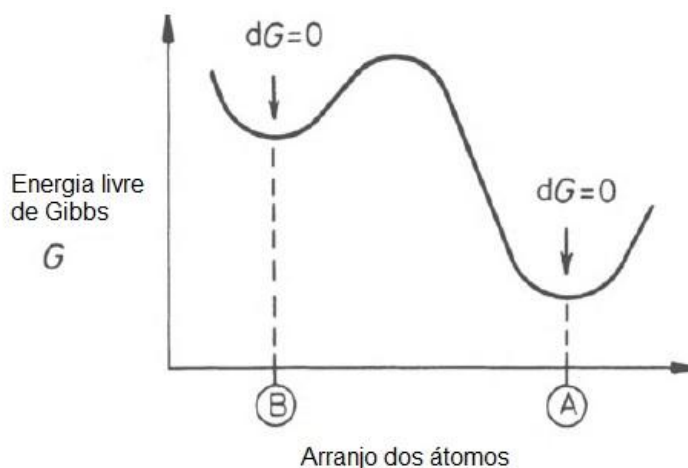


Figura 1: Variação esquemática da energia livre de Gibbs com o arranjo dos átomos (PORTER et al., 2009).

Por Poliakov (2005), a transformação de fase está associada à variação de condições externas, como temperatura e pressão, por exemplo. Além disso, para haver transformação de fase é necessário que a energia livre de Gibbs final seja menor que a inicial, ou seja, $\Delta G = G_2 - G_1 < 0$.

3.3 ESTRUTURAS CRISTALINAS

Conforme Baker (1992), um cristal é um sólido composto por átomos ou moléculas arranjadas em um padrão que é repetitivo em três dimensões. Segundo

Callister (2006), material cristalino é aquele em que os átomos estão situados de acordo com uma matriz periódica por longas distâncias atômicas. Quando não há tal cristalinidade, o material é dito não-cristalino ou amorfo. A estrutura cristalina, que é o modo como os átomos, íons ou moléculas estão arranjados no espaço, define algumas propriedades do material. De modo prático, átomos são considerados esferas sólidas (modelo da esfera rígida atômica), havendo contato entre as esferas.

A célula unitária, por Baker (1992), de um cristal é o menor padrão do arranjo que pode estar contido em um paralelepípedo, conforme mostrado na figura 2 (CALLISTER, 2006). Ou seja, a célula unitária é uma unidade estrutural básica que define a estrutura cristalina no ponto de vista da geometria e das posições dos átomos em seu interior.

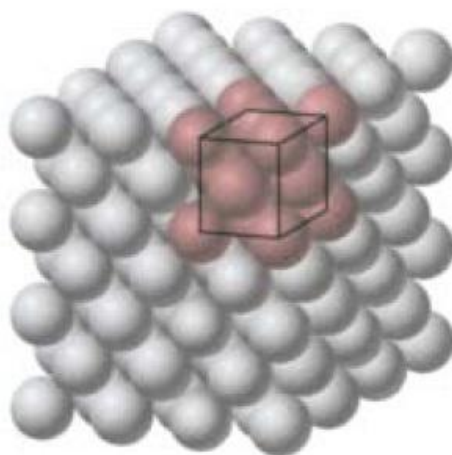


Figura 2: Agregado de átomos, mostrando a representação de célula unitária (CALLISTER, 2006).

Baker (1992) cita que há sete sistemas cristalinos diferentes reconhecidos na cristalografia. A diferença entre cada um está nos eixos, no comprimento das bordas e nos ângulos interaxiais. São eles: triclinico, monoclinico, ortorrômbico, tetragonal, hexagonal, romboédrico e cúbico. O comprimento das bordas e os ângulos interaxiais são únicos para cada substância cristalina, sendo essa característica conhecida como parâmetro de rede. Além disso, há os pontos de rede, que são as interseções das linhas que representam posições no espaço para o mesmo tipo de átomo ou grupo de átomos de composição, arranjo e orientação idêntica. Há cinco arranjos básicos para pontos de rede em uma célula unitária, que são: primitivo

(simples), face da base centrada, face centrada, corpo centrado e primitivo romboédrico. Combinando os pontos de rede com os sistemas cristalinos se obtêm 14 combinações de estruturas cristalinas.

Callister (2006) explica que outras características importantes em relação às estruturas cristalinas são o número de coordenação e o fator de empacotamento atômico. O primeiro consiste no número de vizinhos mais próximos em contato, enquanto que o segundo consiste na fração do volume de uma célula unitária em relação ao volume total das esferas, adotando o modelo das esferas atômicas rígidas.

3.4 DIFUSÃO

A difusão, por Callister (2006), é o fenômeno de transporte de matéria através do movimento atômico.

Segundo Porter et al. (2009), o estudo da difusão se torna importante no entendimento das transformações de fase e seu comportamento se dá em favorecimento da redução da energia livre de Gibbs. O final da difusão ocorre quando os potenciais químicos dos átomos envolvidos são iguais e o sistema está em equilíbrio. No entanto, é mais comum fazer tal relação com a diferença de concentração, pois é mais fácil de mensurar.

Porter et al. (2009) dizem que os átomos no sólido podem difundir de dois modos principais que dependem do tipo de sítio ocupado na rede: substitucional ou intersticial. Átomos substitucionais difundem pelo mecanismo de vacâncias, enquanto que átomos intersticiais difundem pelo uso de sua própria força entre os átomos maiores, ou, em outras palavras, intersticialmente. Callister (2006) cita outros dois casos: interdifusão e autodifusão. A interdifusão consiste na difusão de átomos de um metal para o interior de outro metal. Já a autodifusão ocorre em metais puros, em que os átomos são todos do mesmo tipo. A figura 3 exemplifica os fenômenos de difusão substitucional e difusão intersticial.

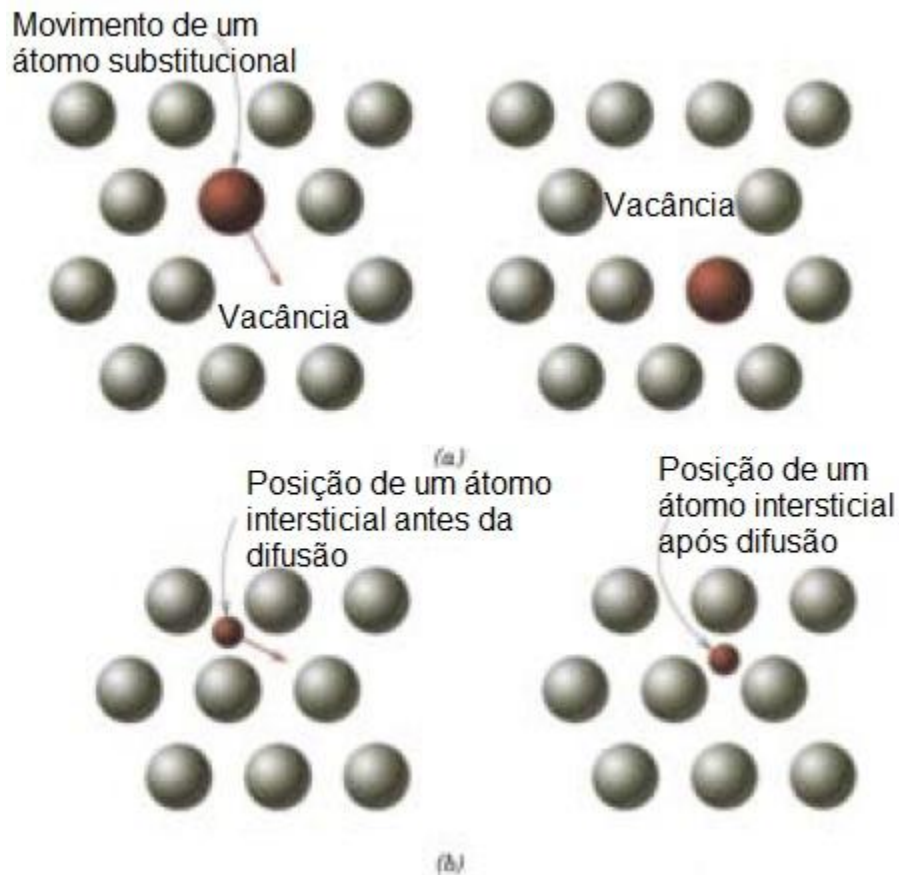


Figura 3: Representação esquemática da (a) difusão substitucional e da (b) difusão intersticial (CALLISTER, 2006).

Segundo Porter et al. (2009), no caso do átomo intersticial, seu diâmetro deve ser menor do que os outros átomos da rede cristalina. Geralmente esses átomos ocupam os sítios octaédricos nas estruturas CCC (cúbica de corpo centrado) e CFC (cúbica de face centrada). Sua concentração geralmente é tão pequena que uma pequena fração de sítios possíveis é ocupada. Entende-se que os átomos intersticiais são cercados por vacâncias e podem pular para outras posições se houver energia térmica suficiente para superar a barreira de energia para migração. Callister (2006) cita que os átomos que comumente difundem intersticialmente são hidrogênio, carbono, nitrogênio e oxigênio, por serem pequenos o suficiente para se encaixar no interior das posições intersticiais. Geralmente é mais rápida e mais provável de ocorrer do que a difusão substitucional, por haver maior mobilidade e por haver mais interstícios do que vacâncias.

Na teoria, é possível se atingir o equilíbrio. Na prática, no entanto, não é possível, pois sempre haverá defeitos no material, como contornos de grão,

contornos de fases e discordâncias. Nesses locais, os átomos diminuem sua energia, tendo maior concentração na vizinhança dos defeitos do que na matriz (PORTER et al., 2009).

3.5 INTERFACES ENTRE FASES SÓLIDAS

Segundo Porter et al. (2009), em microestruturas bifásicas, geralmente uma das fases está dispersa dentro da outra. Por exemplo, uma matriz α com precipitados β . O sistema formado por α e β apresentará uma mínima energia livre quando o formato do precipitado e sua orientação em relação à matriz forem alcançados com a menor energia livre interfacial possível. Ao passo que isso ocorre, diferentes tipos de precipitados podem ser obtidos.

3.5.1 Precipitados totalmente coerentes

Ocorre quando o precipitado tem a mesma estrutura cristalina e parâmetro de rede similar à matriz. Com isso, as duas fases podem formar interfaces coerentes de baixa energia em todos os lados.

3.5.2 Precipitados parcialmente coerentes

Porter et al. (2009) dizem que quando o precipitado e a matriz possuem estruturas cristalinas diferentes é difícil encontrar um plano de rede comum entre as duas fases. Não obstante, pode haver uma combinação de fases em que haja um plano mais ou menos idêntico em cada cristal. Atribuindo a correta relação de orientação, é possível ser formada uma interface semicoerente ou coerente de baixa energia. O formato esperado para este tipo de precipitado é de disco, mas é mais comum encontrar precipitados com forma de placas, agulhas ou ripas.

3.5.3 Precipitados incoerentes

Ocorre quando duas fases apresentam estruturas cristalinas totalmente diferentes, ou quando as duas redes estão com orientação aleatória. A energia

interfacial é alta em todos os planos interfaciais, resultando em formatos esféricos grosseiros. No entanto, é possível haver formatos poliédricos. Neste caso de precipitados facetados, é indispensável a presença de interfaces coerentes ou semicoerentes (PORTER et al., 2009).

3.5.4 Precipitados nos contornos de grão

Há três possibilidades quando precipitados se formam nos contornos de grão:

- O precipitado apresentar interfaces incoerentes com ambos os grãos;
- Uma interface coerente ou semicoerente com um grão e uma interface incoerente com o outro;
- Haver interface coerente ou semicoerente com ambos os grãos.

Segundo Porter et al. (2009), os dois primeiros casos são mais comuns, enquanto que o terceiro é incomum, pois as condições cristalográficas restritas impostas pela coerência com um grão são incomuns em render uma relação de orientação favorável com o outro grão.

A minimização da energia interfacial conduz a interfaces semicoerentes planares para coerentes e interfaces incoerentes suavemente curvadas, com a presença de tensões interfaciais e torques entre precipitado e contorno.

3.6 SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação, por Müller (2002), é a descrição científico-tecnológica da transformação de um material da fase líquida para a fase sólida. Segundo Porter et al. (2009), solidificação e fusão são transformações entre estados cristalográficos e não cristalográficos de um metal ou liga. Essas transformações são básicas em aplicações como fundição, lingotamento contínuo e lingotamento convencional, entre outros processos. Entender a solidificação necessita conhecer a influência da temperatura, taxa de resfriamento e liga.

3.6.1 Nucleação homogênea

Segundo Müller (2002), a nucleação homogênea se caracteriza pelo líquido que nucleia sem molhar o substrato. No caso, o líquido se desprende do substrato e cria condições para nucleação sem a intervenção do mesmo.

Porter et al. (2009) explicam que existe um raio crítico para a formação do núcleo. Se raio for menor que raio crítico ($r < r^*$), o sistema reduz sua energia por dissolução do sólido, enquanto que com $r > r^*$, a energia reduz com o crescimento do grão. Partículas sólidas instáveis com $r < r^*$ são conhecidas como embriões ou aglomerados, enquanto que partículas sólidas estáveis com $r > r^*$ são conhecidas como núcleos. Para formar um núcleo estável, é preciso que o aglomerado vença a barreira de energia ΔG^* .

3.6.2 Nucleação heterogênea

Já a nucleação heterogênea pode ocorrer em frestas nas paredes do molde ou em partículas de impurezas suspensas no líquido (PORTER et al., 2009). A figura 4 mostra a formação de um embrião em contato com uma parede plana do molde.

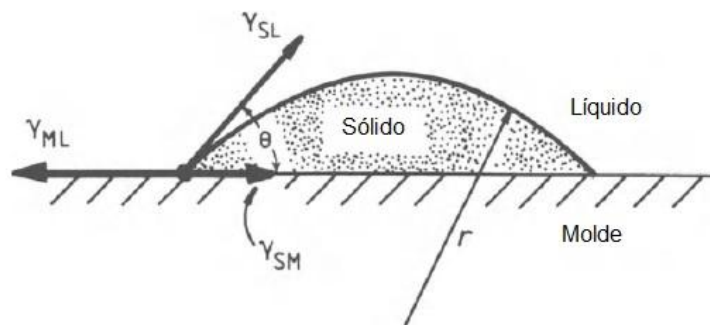


Figura 4: Nucleação heterogênea de uma calota esférica numa parede plana do molde (PORTER et al., 2009).

Sabendo que γ é a energia interfacial e 'M' é molde, 'S' é sólido e 'L' é líquido, percebe-se que a energia interfacial total é minimizada se o formato do embrião for uma capa esférica com determinado ângulo de molhamento resultante do balanço das tensões interfaciais na parede do molde. Segundo Porter et al. (2009), a energia livre associada é a mesma que ocorre na nucleação

homogênea, exceto pela contribuição do formato do núcleo definido pelo ângulo de molhamento. Ou seja, como diz Müller (2002), o valor do raio aparente do embrião aumenta, podendo ser infinito no caso extremo de molhabilidade perfeita (formação de película). No entanto, Porter et al. (2009) dizem que a barreira energética para formação de um núcleo heterogêneo é menor do que para um núcleo homogêneo, enquanto que o raio crítico não sofre alteração pela presença da parede do molde. Sobre superresfriamento, a nucleação heterogênea ocorre em superresfriamentos menores do que a nucleação homogênea.

3.6.3 Fluxo de calor

Porter et al. (2009) mencionam que a condução de calor no sólido é maior quando a solidificação se dá nas paredes do molde, pois as mesmas estão mais frias que o fundido. Fluxo de calor no líquido, no entanto, só pode crescer se o líquido estiver superresfriado abaixo da temperatura de fusão. Essa situação é favorecida no começo da solidificação se a nucleação for heterogênea. Com o superresfriamento, as primeiras partículas sólidas crescem no líquido superresfriado e o calor latente de solidificação é conduzido para fora no líquido. Com isso, partículas sólidas esféricas se formam e desenvolvem braços em muitas direções, chamadas de dendritas.

3.6.4 Solidificação de ligas de única fase

Partindo de uma liga de composição X_0 , saindo do estado líquido e resultando no estado sólido, a liga passa pelo campo bifásico, como mostrado na figura 5.

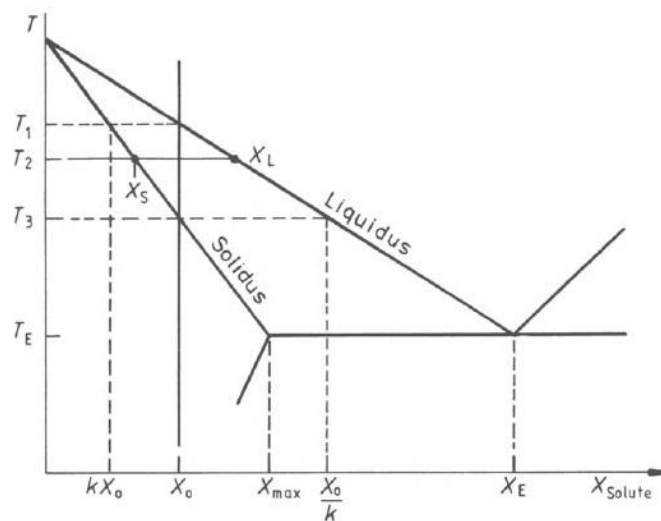


Figura 5: Diagrama de fase hipotético, com coeficiente de partição constante (PORTER et al., 2009).

Deste campo se obtém o conhecimento do coeficiente de partição, que pode ser definido em diversas temperaturas. O coeficiente de partição (k) é a razão da fração molar sólida (X_S) sobre a fração molar líquida (X_L). Na prática, a solidificação depende dos gradientes de temperatura, taxas de resfriamento e taxas de crescimento. Segundo Müller (2002), o coeficiente de partição mede a tendência à segregação. Isso se torna importante na avaliação da variação de composição química dentro de uma estrutura metálica. No caso do aço, em relação ao ferro, os elementos que mais segregam (baixo k) são B, S, P, C e os gases O_2 e N_2 ; enquanto que W, Cr, Al e Co apresentam baixa tendência à segregação (alto k). A figura 6 mostra o exemplo de segregação em lingote.

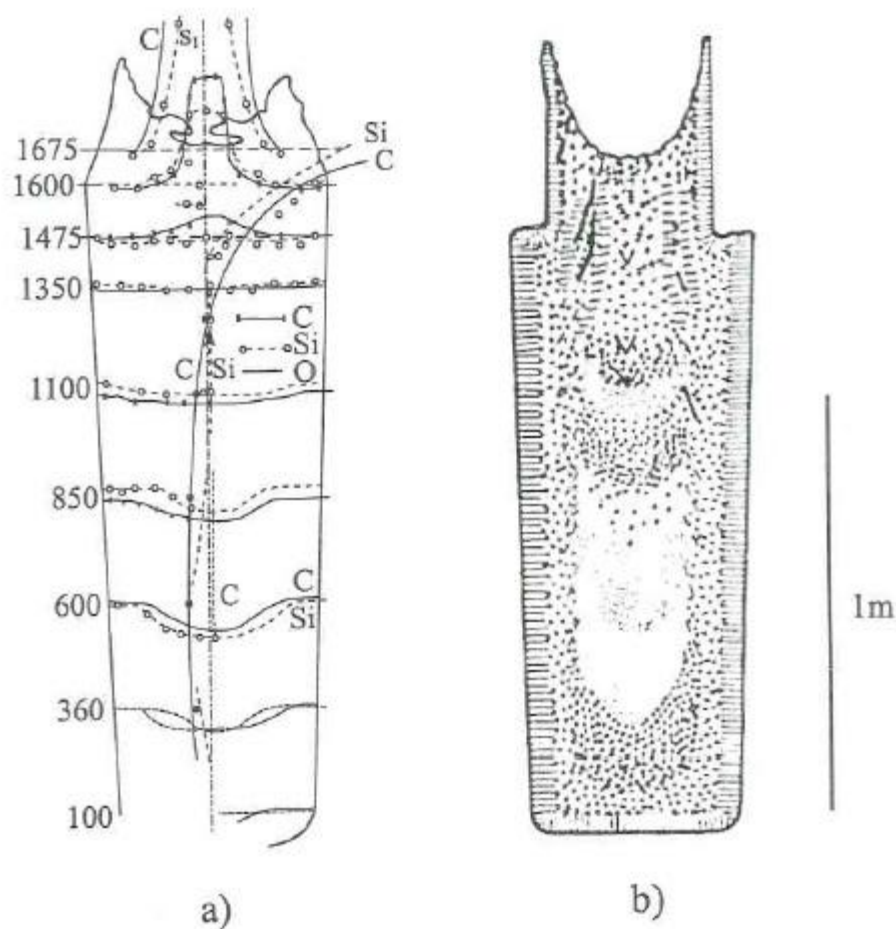


Figura 6: Lingote industrial de aço, mostrando num corte transversal a segregação radial dos principais elementos de liga (MÜLLER, 2002).

Nos tipos de solidificação citados anteriormente, haverá uma distribuição de soluto que resulta de três mecanismos de transferência de massa, que são: transiente inicial; regime estacionário; e transiente final. O primeiro ocorre na fase inicial da solidificação enquanto o líquido ainda é semi-infinito. No segundo mecanismo o fluxo de soluto que entra na interface é o mesmo que sai, havendo constância no teor do soluto no sólido. No último, há limites físicos para o soluto se difundir, havendo acúmulo entre a interface S/L e o final da peça solidificada. Isso pode ser visto na figura 7.

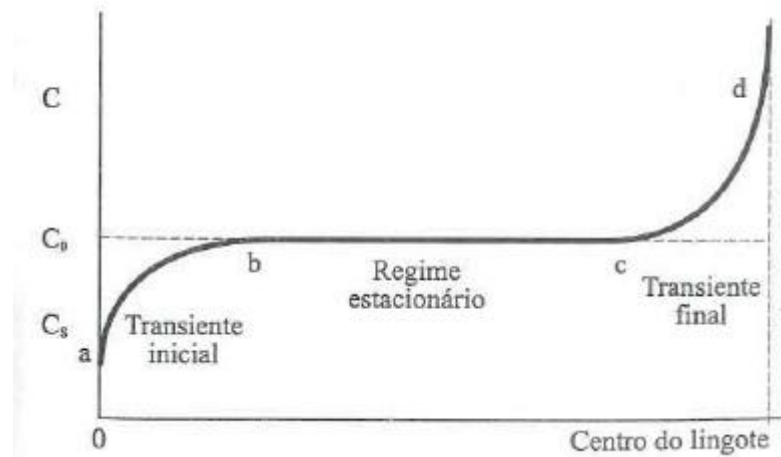


Figura 7: Distribuição de soluto em função da posição no corte transversal de um lingote (MÜLLER, 2002).

Logo, há maior concentração de impurezas segregadas na parte final dos grãos colunares, geralmente no centro da peça. Isso não ocorre para peças semi-infinitas, pois não existe acúmulo de soluto (MÜLLER, 2002).

3.6.4.1 Solidificação celular e dendrítica

A frente de solidificação planar geralmente forma dendritas. Segundo Porter et al. (2009), tal análise é complicada pela possível existência de gradientes de temperatura no líquido. A variação da concentração de soluto a frente da frente de solidificação modifica a temperatura de solidificação no equilíbrio.

Se o valor do gradiente de temperatura for menor do que o valor crítico, o líquido a frente da frente de solidificação estará superresfriado. Esse superresfriamento aumenta com o soluto, ou constituinte, sendo conhecido como superresfriamento constitucional (PORTER et al., 2009).

Resumindo por Müller (2002), esse superresfriamento consiste no acúmulo de soluto diante da interface S/L, gerando um perfil de temperatura de solidificação inferior ao gradiente térmico resultante da extração de calor.

A formação da estrutura celular ocorre quando o gradiente de temperatura a frente da interface planar é reduzido abaixo do valor crítico. O soluto é rejeitado do sólido formado para as laterais, modificando a temperatura de solidificação do equilíbrio. Segundo Porter et al. (2009), essa alteração propicia a formação de novas

protuberâncias, que podem se desenvolver e formar longos braços ou células paralelas à direção do fluxo de calor. O soluto rejeitado se concentra nas paredes das células que solidificarão em temperaturas menores. No entanto, as pontas se solidificam na mais alta temperatura.

Em baixas temperaturas, as células não são estáveis, formando dendritas. Quanto maior a faixa de solidificação, maior a tendência de formação de dendritas. Porém, quanto maior a taxa de resfriamento, menos tempo haverá para difusão lateral do soluto rejeitado e menor será o espaço entre células ou entre os braços das dendritas para evitar o superresfriamento constitucional (PORTER et al., 2009).

3.6.5 Solidificação eutética

Segundo Porter et al. (2009), esse tipo de solidificação ocorre quando um líquido dá origem a dois sólidos. Baker (1992) ressalta que a reação eutética ocorre na temperatura eutética, em que há o encontro de duas curvas liquidus distintas. Com isso, as fases formadas devem se depositar nos núcleos de grãos até todo o líquido se solidificar. Porter et al. (2009) dizem que tal solidificação pode ser classificada como normal e anômala. A normal se caracteriza pela formação lamelar alternada das fases ou em hastes com a menor fase circundada pela outra fase. Durante a solidificação as fases crescem simultaneamente atrás de uma interface sólido/líquido planar. Também, as duas fases tem baixas entropias de fusão. A estrutura anômala, por sua vez, ocorre em sistemas quando uma das fases sólidas é propícia a ser facetada, ou seja, tem alta entropia de fusão. Baker (1992) informa que as microestruturas eutéticas podem ser também esferoidais, nodulares, globulares, aciculares, placas, escrita chinesa, dendrítica, além das outras formas já citadas.

3.6.6 Ligas fora do ponto eutético

Baker (1992) menciona que uma liga que solidifica com composição diferente da composição do eutético irá solidificar antes de atingir a temperatura eutética. Caso a composição seja menor que a do eutético, a liga será hipoeutética. Caso contrário, será hipereutética. Porter et al. (2009) explicam o fenômeno através do

seguinte exemplo. Fora do eutético, a solidificação começa no primeiro sólido formado na temperatura T_1 . Com o aumento de tamanho da dendrita, soluto é rejeitado para o líquido até a composição alcançar a composição do eutético, solidificando com tal composição. Sob condições de estado estacionário unidirecionais de solidificação e com gradiente de temperatura raso, a frente de solidificação é tipicamente dendrítica, conforme a figura 8b.

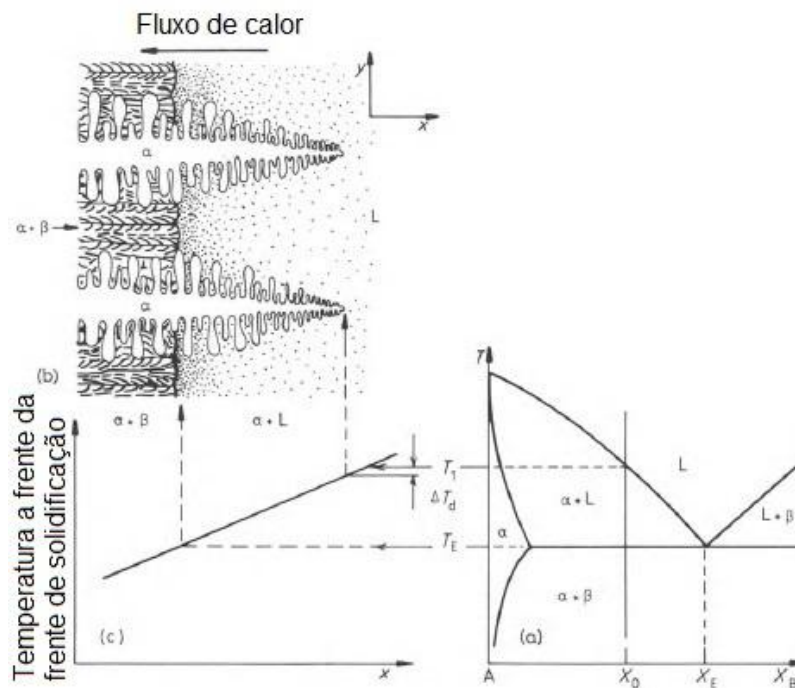


Figura 8: Solidificação de uma liga fora do ponto eutético no gradiente de temperatura, (b) Frente de solidificação esquemática, (c) Variação da temperatura através da frente de solidificação (PORTER et al., 2009).

Porter et al. (2009) afirmam que na falta de difusão no estado sólido no centro das dendritas, que solidificam na mais alta temperatura, haverá menos soluto do que nas camadas externas que solidificam em temperaturas menores. Tal estrutura pode ser chamada de eutético divorciado (*coring*), em que a menor fase forma ilhas isoladas e a outra fase se forma pelo alargamento das dendritas. Isso pode ser visto na figura 9.

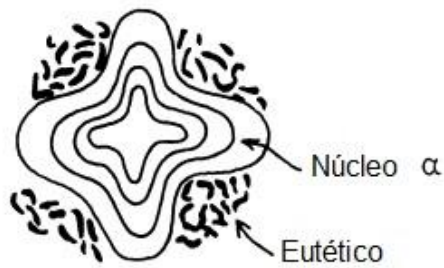


Figura 9: Seção transversal da dendrita (PORTER et al., 2009).

Baker (1992) comenta que *coring* geralmente ocorre quando o resfriamento é muito rápido em relação ao equilíbrio, gerando as faixas de composição local entre o centro e a superfície do cristal. Tal estrutura também é conhecida como segregação dendrítica, pois o processo de solidificação fora do equilíbrio é similar ao de formação das dendritas (composição média não segue a linha solidus).

3.6.7 Solidificação peritética

Segundo Porter et al. (2009), a reação peritética se dá pela formação de um sólido a partir de uma fase líquida e outra sólida distinta da resultante.

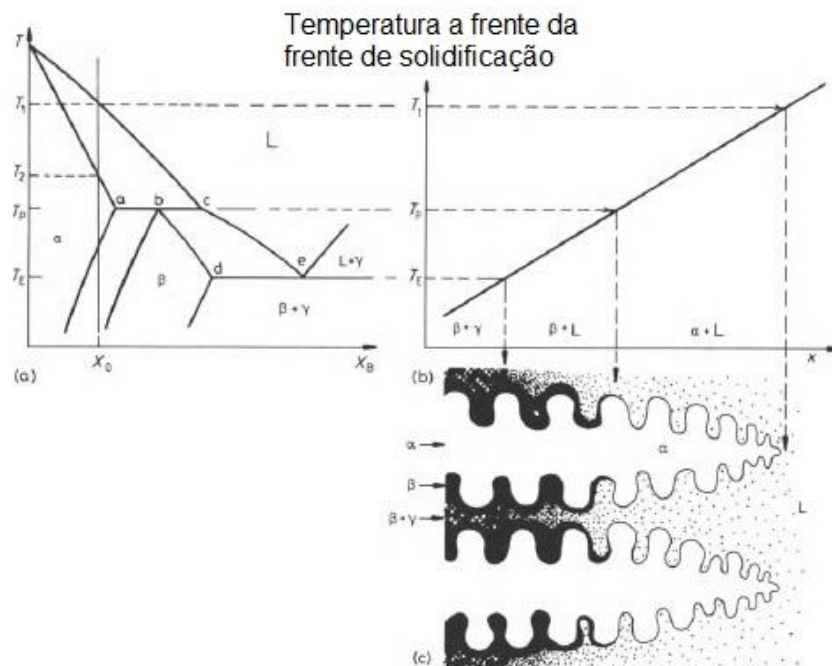


Figura 10: Solidificação peritética no gradiente de temperatura (PORTER et al., 2009).

O sólido cresce de forma dendrítica, com camadas externas formadas em temperaturas mais baixas e diferentes composições. Caso a difusão seja lenta, o líquido alcançará a composição do ponto “c” (figura 10), produzindo camadas de β após reagir com α . Porém, as dendritas formadas geralmente são isoladas de posteriores reações, ficando retidas em baixas temperaturas. A fase β continua precipitando a partir do líquido em composições que seguem a linha “bd” (figura 10). Se não houver difusão no sólido, o líquido alcançará o ponto “e” (figura 10), formando estrutura eutética. A microestrutura final terá dendritas cercadas por camadas de β e ilhas eutéticas de $\beta + \gamma$, ou eutético divorciado. Frente de solidificação planar também pode ser obtida, caso haja um gradiente de temperatura ou razão de velocidade suficientemente alto. Entre “a” e “b” há a formação do composto $\alpha + \beta$, enquanto que entre “b” e “d” há a formação de β . A partir de “d”, composto $\beta + \gamma$ é formado.

3.6.8 Solidificação eutetoide

Baker (1992) cita que com resfriamento lento através da temperatura eutetoide, pode haver a transformação da microestrutura de fase única para uma estrutura lamelar com lamelas alternadas das duas fases formando colônias. Tal estrutura é similar à formada na reação eutética.

Assim como no eutético, também há hipereutetoide e hipoeutetoide. No entanto, em vez de ser comparado ao ponto eutético, é comparado ao ponto eutetoide. Os microconstituintes formados antes da temperatura eutetoide são conhecidos como constituintes proeutetoides (BAKER, 1992).

3.6.9 Solidificação de lingotes e fundidos

Porter et al. (2009) dizem que fundidos e lingotes são obtidos através de ligas fundidas vazadas em moldes. No caso dos fundidos, as peças já estão com seu formato definido ou sofrerão processo de acabamento por usinagem. Já os lingotes serão conformados por laminação, extrusão ou forjamento. Enquanto que os moldes usados nos fundidos são, geralmente, de areia, um material que pode ser remoldado ou descartado; nos lingotes o material do molde é permanente, como ferro fundido.

Sobre a estrutura, Müller (2002) comenta que podem ser brutas de fusão, geralmente em metais puros; e complexas, que engloba a maioria das ligas a partir de transformações de fase no estado sólido.

Müller (2002) comenta que a estrutura bruta de fusão é formada por monocristais (grãos), resultando em um material policristalino. Isso ocorre devido aos parâmetros que influenciam na solidificação, modificando geometria, tamanho e direção cristalográfica de crescimento.

Segundo Porter et al. (2009), há três zonas diferentes nos materiais lingotados, como pode ser visto na figura 11: zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial.

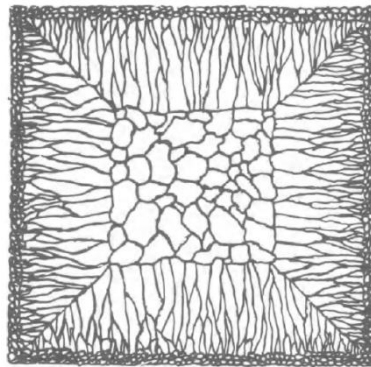


Figura 11: Estrutura esquemática dos grãos do tarugo (PORTER et al., 2009).

3.6.9.1 Zona coquilhada

Porter et al. (2009) dizem que essa zona se forma quando o líquido fundido é vazado e entra em contato com a parede do molde frio, sendo resfriado rapidamente abaixo da temperatura liquidus. Com isso, há formação de núcleos sólidos na parede do molde e ocorre seu crescimento na direção do líquido, como mostrado na figura 12. Müller (2002) acrescenta que os grãos são pequenos e equiaxiais e que tal nucleação se deve ao choque térmico elevado durante os instantes iniciais da solidificação.

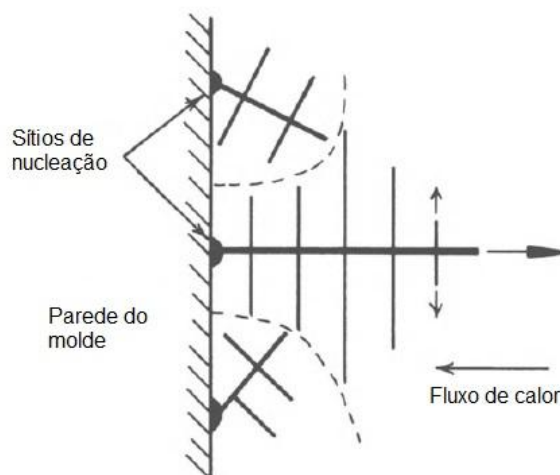


Figura 12: Crescimento competitivo após vazamento. Dendritas com braços primários normais à parede do molde crescem menos do que os vizinhos orientados (PORTER et al., 2009).

Com o aquecimento da parede do molde pode ocorrer a quebra dos cristais sólidos da parede devido à turbulência do metal líquido. Caso a temperatura do líquido seja baixa, o mesmo resfriará rapidamente abaixo da temperatura liquidus e os cristais no líquido poderão crescer, nucleação conhecida como “big-bang”. Com isso, a estrutura do lingote será totalmente equiaxial. Caso a temperatura do líquido seja alta, a porção no centro do lingote ficará acima da temperatura liquidus por mais tempo, havendo refusão dos cristais que se separaram da parede do molde. A zona coquilhada será formada apenas pelos grãos que ficarem perto da parede, ocorrendo seu crescimento.

3.6.9.2 Zona colunar

Após vazamento, o gradiente de temperatura nas paredes do molde diminui, fazendo com que os cristais da zona coquilhada cresçam dendriticamente em algumas direções cristalográficas definidas, como $\langle 100 \rangle$. Cristais nessa direção, que é na mesma direção do fluxo de calor e perpendicular às paredes do molde, crescem mais rápido e são capazes de formar vizinhos orientados menos favoráveis, conforme figura 13. O resultado disso, segundo Porter et al. (2009), é a formação de grãos colunares. Müller (2002) comenta que os grãos são alongados e finos e seu crescimento é competitivo. Porter et al. (2009) acrescentam que tais grãos contêm

braços primários, podendo aparecer braços adicionais, conforme o diâmetro do grão. Quanto maior a distância entre as pontas das dendritas, maior a fração volumétrica de metal solidificado. Uma particularidade dessa estrutura é a formação da zona pastosa, região entre as pontas das dendritas e o ponto onde a última gota líquida solidificou. O comprimento da zona depende do gradiente de temperatura e da faixa de resfriamento fora do equilíbrio.

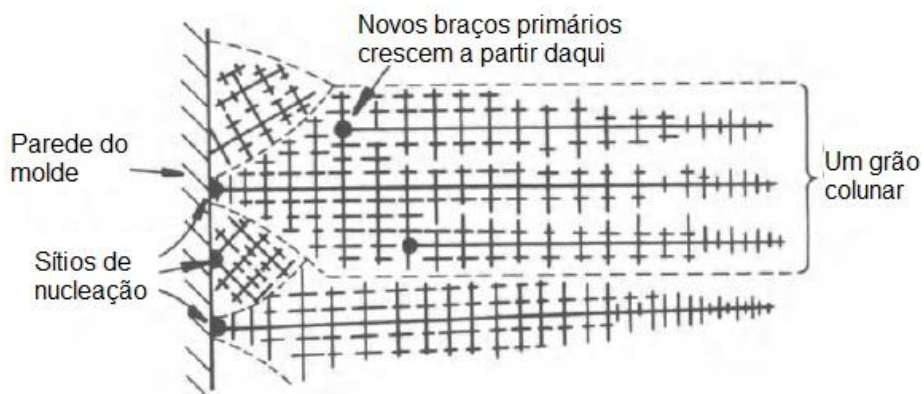


Figura 13: Dendritas orientadas favoravelmente se desenvolvem em grãos colunares. Cada grão colunar se origina do mesmo sítio de nucleação heterogênea, mas pode conter muitos braços dendríticos primários (PORTER et al., 2009).

3.6.9.3 Zona equiaxial

Segundo Porter et al. (2009), essa zona é formada por grãos equiaxiais orientados aleatoriamente no centro do lingote, tendo origem nos braços das dendritas refundidos devido à temperatura elevada em torno delas. Com a queda da temperatura antes do desaparecimento completo do braço, tal grão servirá como embrião para nova dendrita. Essa variação de temperatura pode ser conseguida através das correntes de convecção turbulentas no líquido. Com essas correntes também há o deslocamento dos braços refundidos para o centro do lingote, desenvolvendo dendritas equiaxiais. Com a redução da convecção, poucos embriões são criados, aumentando o tamanho de grão e a probabilidade de formação de grãos colunares. A convecção também auxilia na formação da zona coquilhada, em que ocorre refusão dos cristais fora das paredes do molde, similar ao que ocorre na zona equiaxial, sendo que sem convecção não há zona coquilhada.

Müller (2002) cita também a definição de Patterson e Engler (1961) que denominam os grãos equiaxiais como endógenos, partindo da informação de que o processo ocorre sem o suporte da interface metal-molde. Já os grãos colunares são definidos como exógenos, pois sua origem se dá na interface metal-molde.

3.6.10 Segregação em lingotes e em fundidos

Segundo Porter et al. (2009), há dois tipos de segregação nessas estruturas solidificadas: macrossegregação e microssegregação. Na macrossegregação, a composição muda em distâncias comparáveis ao tamanho da peça. Na microssegregação, tal mudança ocorre na escala do espaçamento entre os braços dendríticos secundários. Essas mudanças na composição ocorrem devido ao *coring* e pela formação de fases fora do equilíbrio na solidificação das últimas gotas de líquido. A taxa de resfriamento não altera significativamente a amplitude dos perfis de concentração de soluto, diferente do que ocorre no espaçamento entre dendritas. Também, a morfologia da dendrita não muda e a difusão no sólido é negligenciável.

A macrossegregação pode ser determinada por quatro fatores: contração devido à solidificação; diferença de densidade no líquido interdendrítico; diferença de densidade entre o sólido e o líquido; e correntes de convecção conduzidas pelas diferenças de densidade pela temperatura induzida no líquido. Porter et al. (2009) dizem que esses fatores podem resultar em macrossegregação pelo fluxo de massa por longas distâncias durante a solidificação.

Porter et al. (2009) explicam que devido à contração, pode ocorrer segregação inversa. Como as dendritas colunares ficam maiores devido ao líquido rico em soluto, é preciso haver um fluxo de retorno entre as dendritas para compensar a contração, o que aumenta a quantidade de soluto nas partes externas do lingote em relação ao centro. Ou seja, conforme Müller (2002), o metal na periferia é mais rico em soluto do que o material no centro do lingote, revertendo o perfil de concentração habitual.

Porter et al. (2009) comentam que os efeitos de gravidade podem causar segregação negativa no pé do lingote. Isso ocorre porque o sólido é mais denso do que o líquido, afundando e carregando menos soluto do que a composição nominal. Müller (2002) acrescenta que além da diferença de densidade entre duas fases que

solidificam e que impulsionam tal segregação, também pode ocorrer entre o metal e as impurezas contidas no banho. A agitação e o resfriamento rápido podem colaborar para a não formação de tal segregação. Porém, o tamanho das peças fica limitado.

Müller (2002) também apresenta a segregação de partículas de escória em um banho metálico, ocorrendo de baixo para cima também devido à densidade.

Combinando todos esses tipos de segregação se chega a um padrão mostrado na figura 14 em relação ao lingote (PORTER et al., 2009).

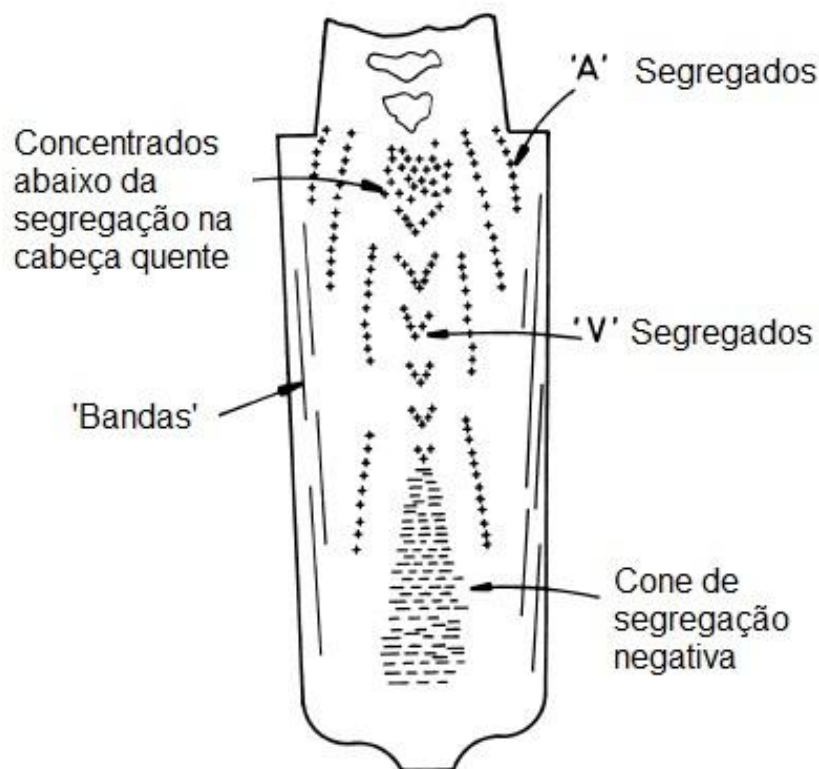


Figura 14: Padrão de segregação em um lingote de aço acalmado. Segregação positiva (+) e negativa (-) (PORTER et al., 2009).

Por fim, Porter et al. (2009) dizem que a segregação é indesejável por causar efeitos deletérios nas propriedades mecânicas. Os efeitos da microsegregação podem ser desfeitos com tratamento térmico de homogeneização. Isso não é efetivo na macrosegregação, pois a difusão no sólido é muito lenta. Para evitá-la, é preciso haver controle do processo de solidificação.

3.7 INCLUSÕES

3.7.1 Considerações iniciais

Segundo Kiessling e Lange (1978), as inclusões não-metálicas se dividem em dois grupos: origem endógena e origem exógena. No primeiro grupo, há inclusões resultantes de reações que ocorrem no fundido ou no banho de aço em solidificação. No segundo, há inclusões resultantes da incorporação mecânica de escórias, refratários ou outros materiais em que o aço fundido entra em contato. Ou seja, inclusões endógenas se formam por precipitação como resultado de reações homogêneas no aço, composta por óxidos e sulfetos, podendo ser facilitada pela adição de elementos químicos ou por mudanças na solubilidade durante resfriamento e solidificação do aço. As inclusões exógenas ocorrem em grande variedade, sendo facilmente distinguidas das endógenas, pois são maiores, ocorrem esporadicamente, com posições preferenciais em lingotes e tarugos, formato irregular e estrutura complexa. Apresentam óxidos, resultado de composições de materiais com potencial exógeno como escórias e refratários. Trojan (1988) diz que alguns autores preferem classificar as inclusões como macro ou microinclusões.

Ghosh (2001) afirma que as inclusões que são sólidas durante formação mostram variações de formato. Inclusões que se formam como líquidas são globulares se elas crescem em estágios anteriores.

Estudos mais avançados mostram que um fenômeno comum é a precipitação endógena em núcleos exógenos durante todos os diferentes estágios do processo de fabricação do aço. Muitas inclusões não-metálicas mudam continuamente sua composição no aço líquido e no aço sólido, até o momento em que a taxa de difusão é irrelevante (KIESSLING; LANGE, 1978).

3.7.1.1 Quantidade e tamanho das inclusões

Kiessling e Lange (1978) dizem que o número de partículas de inclusões aumenta rapidamente com a diminuição do diâmetro das partículas. No centro do lingote, aproximadamente 98% das inclusões são menores do que 0,2 μm , representando apenas 1 – 2% do total de oxigênio no aço. Entende-se que todo

oxigênio em aço tratado com silício pode ser visto em inclusões óxidas visíveis. Ghosh (2001) acrescenta que o número de inclusões estimado é na faixa de 10^{10} a 10^{15} por tonelada de aço. Zhang et al. (2006) afirmam que o tamanho da distribuição das inclusões aumenta com a diminuição do seu tamanho, sendo mais encontradas no fundo. As inclusões maiores excedem 7 mm e são oriundas do pó de cobertura utilizado no topo do lingote.

Para a formação de inclusões de sulfetos a informação é menor, e o efeito dos elementos diferentes no seu tamanho e formato é menos claramente entendido do que os óxidos. A curva de distribuição dos tamanhos médios das inclusões MnS em diferentes posições em um lingote vazado direto de aços resulfurados de corte livre é mostrada na figura 15, dando uma ideia geral da faixa de tamanho de sulfetos. O diâmetro médio da inclusão na superfície do aço é em torno de 2,5 μm , no centro é aproximadamente 10 μm . Se todo enxofre do aço (0,30% S) estiver na forma de inclusões de MnS com um diâmetro médio de 5 μm , deveria haver, em média, uma inclusão em 10000 μm^3 , gerando uma distância média entre as inclusões de sulfetos de aproximadamente 30 μm , o mesmo encontrado para inclusões óxidas que, no entanto, são bem menores (KIESSLING; LANGE, 1978).

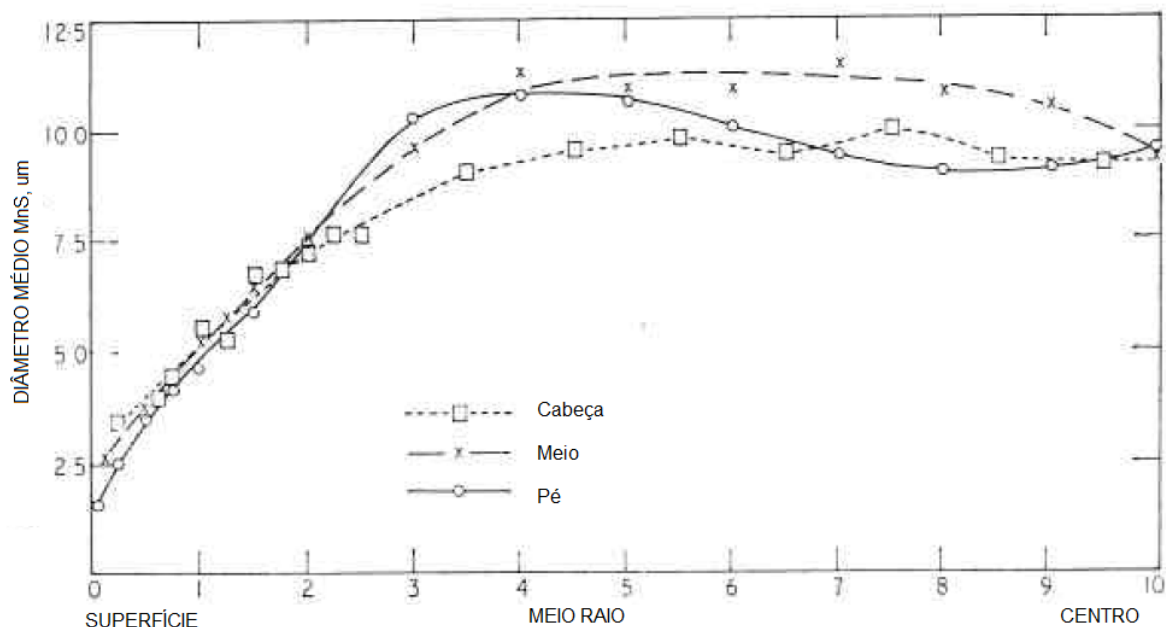


Figura 15: Curva de distribuição dos tamanhos médios das inclusões MnS em diferentes posições de um lingote de aço resulfurado (KIESSLING; LANGE, 1978).

3.7.1.2 Distribuição espacial das inclusões no aço

Conforme Kiessling e Lange (1978), a distribuição dos óxidos é fortemente dependente da posição do lingote. Segundo estudos, a parte principal de oxigênio está presente nas inclusões óxidas nas partes mais baixas do centro do lingote. As dendritas que são mais pesadas do que o líquido afundam para o fundo e captam as inclusões em contracorrente. Desta forma, há concentração de inclusões na parte mais baixa do lingote. Essa distribuição se mantém após laminação. Tal distribuição modifica com a prática de fabricação do aço. Pode haver maior concentração de óxidos em zonas externas do lingote, diminuindo na zona de porosidade e aumentando no centro do lingote. Logicamente, o tratamento a vácuo modifica esse padrão de comportamento. A tendência é sempre haver maior concentração de inclusões óxidas na parte baixa central do lingote, diminuindo a quantidade com o aumento do teor de Al adicionado na desoxidação. Com Al, a maioria das inclusões já está separada do aço na panela e as restantes precipitam no lingote.

Os sulfetos são geralmente localizados com maior concentração no centro dos lingotes em aços baixo carbono. Caso o aço seja desoxidado, os sulfetos se alojam nas regiões externas dos lingotes. Um padrão de distribuição típico de inclusões MnS em lingotes de aço de corte livre baixo carbono é mostrado na figura 16.

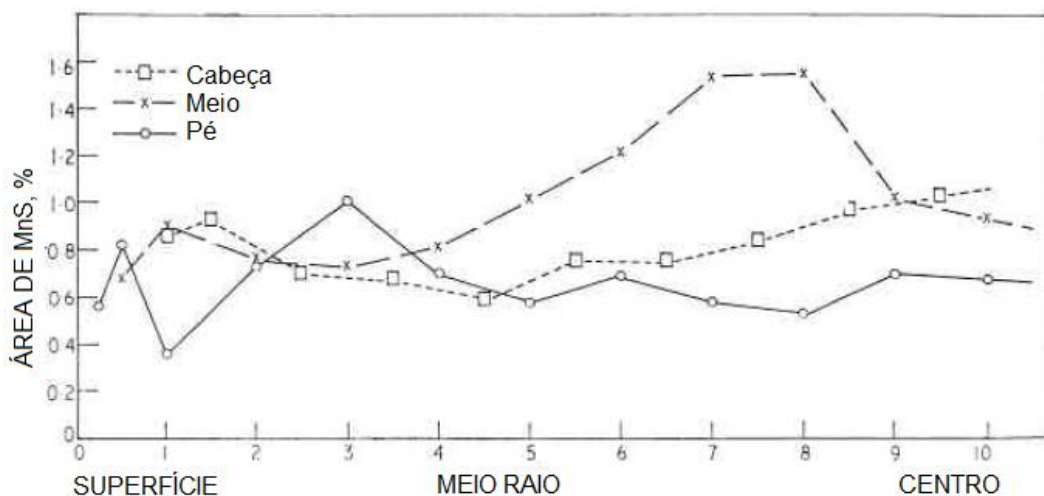


Figura 16: Distribuição típica de inclusões MnS em lingotes de aço (KIESSLING; LANGE, 1978).

Segundo Zhang et al. (2006), sulfetos e silicatos são mais abundantes na porção acima do centro devido ao mecanismo de segregação positiva, apresentando mais baixo ponto de fusão.

3.7.1.3 Formação de inclusões durante solidificação

Kiessling e Lange (1978) dizem que as inclusões se formam durante a solidificação através de reações químicas. Óxidos, sulfetos, e alguns oxissulfetos são produtos típicos. A força motriz é a supersaturação de solutos conduzindo à precipitação de produtos da reação. A causa da supersaturação na panela é pela adição de desoxidantes no banho.

No molde, a supersaturação cresce com a diminuição da temperatura do aço líquido no molde durante o resfriamento. Com isso, há mudança no equilíbrio das reações a favor da formação de óxidos e sulfetos. Isso se deve à segregação, que é a rejeição de soluto pelo material em solidificação para o fundido na interface sólido-líquido e conduz a composição química não uniforme no material lingotado; e pela reabsorção de oxigênio. Porém, o crescimento de inclusões ocorre sem a necessidade de supersaturação severa (KIESSLING; LANGE, 1978).

3.7.2 Inclusões de sulfetos

Kiessling e Lange (1978) afirmam que o enxofre é solúvel na fase líquida do aço, mas sua solubilidade é baixa. Precipita na forma de sulfetos metálicos durante a solidificação do aço e o padrão de precipitação é influenciado pela grande tendência à segregação. A sua estabilidade é definida pela energia livre de Gibbs.

Segundo Kiessling e Lange (1978), a tendência para formação de sulfeto de metal puro aumenta na seguinte sequência: Ni -> Fe, Cu -> Mn, Ti -> Al -> Mg, Na, K -> Ca. A estabilidade relativa dos sulfetos depende da temperatura e da pressão de vapor de enxofre. A atividade do enxofre é fortemente e positivamente influenciada pelo carbono, silício e fósforo.

A tendência para formação de FeS e MnS na aciaria é a mesma, mas MnS é mais estável em temperatura ambiente, podendo ser formado quando há Mn livre no aço. O poder dessulfurante da escória é dependente da estabilidade relativa dos

sulfetos metálicos em relação aos óxidos de certos elementos, como Ca e Mg (KIESSLING; LANGE, 1978).

Chiaverini (1996) diz que o sulfeto de ferro possui um ponto de fusão muito baixo em relação ao do aço (em torno de 1000°C), de modo que sua presença nos processos de conformação mecânica a quente, realizados normalmente acima de 1000°C, gera no aço “fragilidade a quente”. Por isso, faz-se necessária a adição de manganês, pois o enxofre tem maior afinidade por esse elemento do que pelo ferro e o sulfeto de manganês formado, cujo ponto de fusão é em torno de 1600°C, elimina a fragilidade a quente. Além disso, o MnS se forma em partículas diminutas, relativamente plásticas, deformando-se no sentido em que o material é trabalhado. Sugere-se que a relação %Mn/%S seja superior a 4 para garantir a formação de MnS.

Segundo a equação $2MeO + S_2 \rightarrow 2MeS + O_2$, é possível prever a tendência de diferentes elementos de formar sulfetos na presença de enxofre e oxigênio, valendo-se da energia de Gibbs. Kiessling e Lange (1978) dizem que a tendência aumenta na seguinte sequência: Si, Al, Ti, Mg, Mn, Fe, Ca, Ni, Cu, Na, K. Para formar sulfetos, é preciso que a pressão parcial de enxofre supere a do oxigênio na forma gasosa.

Reações metal-escória apresentam a principal função de remover enxofre do aço. Segundo Kiessling e Lange (1978), bases fortes (como CaO) são melhores dessulfurantes do que ácidos fortes (como SiO₂). Óxidos alcalinos são ainda mais eficientes (como Na₂O e K₂O), mas são altamente voláteis, além de ter efeitos deletérios no refratário.

Os precipitados de sulfetos ficam perto da frente de cristalização onde a fase do aço líquido é rica em enxofre. Tal precipitação é facilitada pela existência de núcleos, como inclusões óxidas. É comum haver inclusões óxidas com aro externo de sulfeto em partes do lingote ricas em enxofre. Esse modo de formação de sulfeto é diferente da precipitação de sulfetos dentro de inclusões óxidas (KIESSLING; LANGE, 1978).

A distribuição de inclusões de sulfetos nos lingotes de aço depende do processo utilizado na aciaria. Kiessling e Lange (1978) afirmam que a maioria dos sulfetos se encontra no centro dos lingotes. A precipitação também pode ocorrer em regiões externas em que o resfriamento é rápido.

3.7.3 Tipos de sulfetos segundo a morfologia

Kiessling e Lange (1978) dizem que os sulfetos foram classificados de acordo com o mecanismo de formação na fusão, identificando quatro morfologias diferentes, segundo a classificação de Sims:

- Tipo 1: Formato tipo partícula com distribuição aleatória em relação à estrutura do aço, frequentemente com outros metais em solução sólida. Fredriksson e Hillert, conforme Kiessling e Lange (1978), afirmam que tais sulfetos são possivelmente oriundos de reações monotéticas degenerativas, em que MnS se forma na fase líquida.

- Tipo 2: Formato tipo de haste com distribuição tipo cadeia ou pequenos precipitados nos contornos dos grãos primários do lingote de aço (osso de peixe). Possível origem por reação monotética cooperativa, em que MnS se forma como uma fase líquida junto com a fase sólida rica em Fe. Bigelow e Flemings contrariam e dizem que tal tipo é formado por solidificação eutética.

- Tipo 3: Equiaxias e facetados ao seu redor (angulares). Esse tipo de sulfeto é sempre monofásico, com distribuição aleatória no aço, podendo crescer com padrão interdendrítico. Fredriksson e Hillert dizem que MnS se forma como uma fase cristalina a partir da reação eutética degenerada.

- Tipo 4: Formato de fita com sulfetos tipo placa. É dito que MnS se forma como fase cristalina junto com a fase sólida rica em Fe a partir da reação eutética cooperativa.

MnS também pode se apresentar na forma de precipitados de Widmanstätten em aços via lingotamento contínuo (0,13%C, 0,039%S, 0,51%Mn). Outra opção é na forma α ou β , sendo a primeira forma mais comum nos aços e a segunda se apresenta em aços ferríticos resulfurados.

Já Ito et al. (1981) afirmam que os sulfetos de manganês em aços baixo carbono foram agrupados em tipos de colônia (II – tipo corrente) e em tipos de não colônia (I - globular, III – angular e X – formato irregular) segundo a classificação de Sims e mostrado na figura 17.

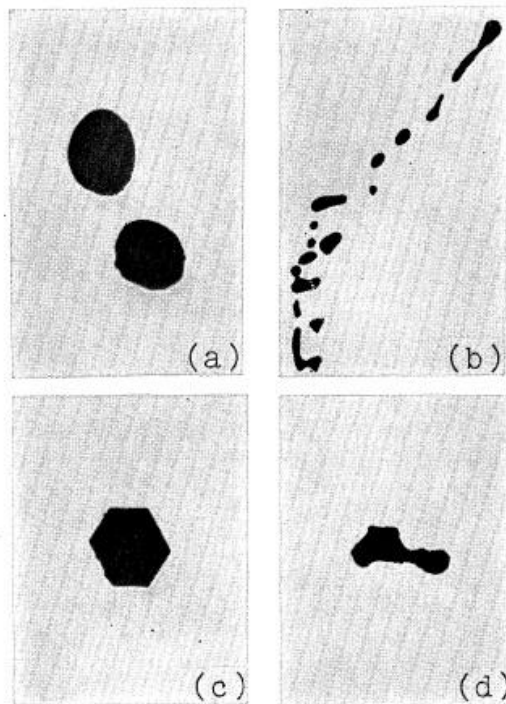


Figura 17: a) Tipo I; b) Tipo II; c) Tipo III e d) Tipo X (ITO et al., 1981).

Embora os sulfetos tipo colônia cresçam com aumento do teor de enxofre e taxa de resfriamento, o tipo não colônia é altamente afetado pelo teor de enxofre, diminuindo com o aumento da taxa de resfriamento, conforme figura 18. O primeiro tipo se forma nos espaços interdendríticos e o segundo ao redor das dendritas.

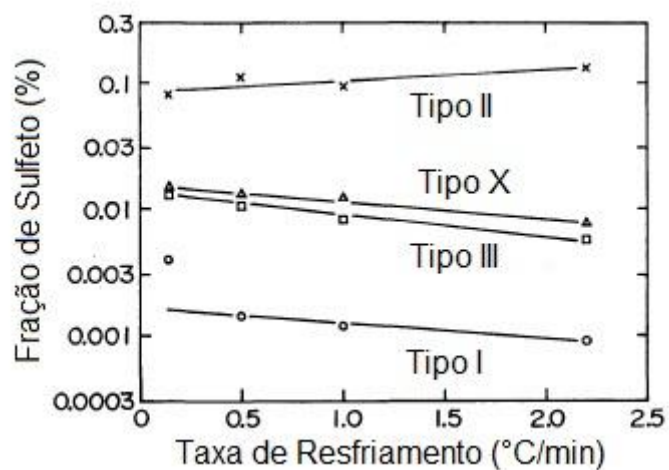


Figura 18: Representação gráfica da fração de sulfetos formada em função da taxa de resfriamento (ITO et al., 1981).

Oikawa et al. (1995) comentam que a classificação acima se aplica a aços com baixo enxofre. Para aços com alto enxofre, a fase de cristalização primária é MnS e, dependendo da natureza dos elementos de liga presentes no aço e da atmosfera, a morfologia dessas inclusões pode ser classificada como iv) esférica, v) dendrítica ou vi) angular.

A reação eutética estável se desenvolve mais facilmente em preferência à reação monotética metaestável. Segundo Oikawa et al. (1995), quando grandes quantidades de C e Si são adicionadas, o ponto eutético é movido para perto do lado do ferro no diagrama de fases. Além disso, pode ocorrer reação do eutético divorciado, podendo ser a razão para a formação de MnS eutético irregular em altas concentrações de C e Si.

3.7.4 Tipos de inclusões de sulfeto segundo a composição

Há diversos tipos de sulfetos. Neste trabalho, serão apresentados os mais comuns e com mais susceptibilidade de ocorrer nos aços.

3.7.4.1 Soluções sólidas do tipo (Mn,Me)S

Kiessling e Lange (1978) afirmam que FeS como uma fase inclusionária sempre tem a estrutura de troilita, a maior modificação estequiométrica de FeS; e nunca de pirrotita, que tem uma estrutura mais simples e um maior teor de enxofre.

O teor máximo de Fe no (Mn, Me)S encontrado nas inclusões é geralmente muito menor do que a solubilidade limite para FeS em MnS. Por isso, o teor de Fe nas inclusões de sulfetos é baixo, mesmo o limite de solubilidade sendo alto.

3.7.4.2 Inclusões de sulfetos com metais de não-transição do Grupo II (Mg, Zn, Cd, Hg, Ca, Ba, Sr)

Sistema CaS-MnS mostra completa solubilidade sólida acima de 1200°C, mas em temperaturas menores há uma faixa de miscibilidade. Em 1000°C há um equilíbrio entre sulfeto rico em Mn e sulfeto rico em Ca, sendo ambas isoestruturais. Segundo Kiessling e Lange (1978), as duas fases são parecidas, mas se diferem no

comportamento em relação à corrosão, sendo observado alto teor de cálcio no início do ataque corrosivo em volta das inclusões de escória nos aços.

Deste grupo, Kiessling e Lange (1978) dizem que se destacam MgS e CaS, sulfetos que apresentam baixa energia livre de formação. Mg e Ca são metais utilizados para dessulfurar o ferro gusa. Mesmo na presença de oxigênio, Ca tende a formar sulfetos. A faixa de solubilidade sólida mútua é ampla. A fase CaS é similar em cor ao MnS. Tal fase é muito comum nos aços, geralmente em conjunto com CaO. Pode conter Mn e Mg em solução sólida e não se deforma tão bem quanto MnS. Sua presença é comum quando o aço é tratado a vácuo. Mg se apresenta mais comumente no tipo (Ca, Mg)S.

3.7.4.3 Inclusões de sulfetos com metais de transição do Grupo IV (Ti, Zr, Hf)

Conforme Kiessling e Lange (1978), os metais desse grupo são fortes formadores de sulfeto, sendo que a energia livre para formar sulfeto de titânio é da mesma ordem de magnitude para formar MnS. A tendência para formar sulfetos de diferentes elementos de liga no aço, considerando as atividades deles no banho de aço fundido decresce na seguinte ordem: Zr, Ti, Mn, Nb, V, Al, Mo, W, Fe, Ni, Co e Si. O problema desse grupo é que a química cristalina é complicada, além de não haver muitos dados confiáveis a respeito, como composição química e dados metalográficos.

O sistema Ti-S apresenta dez fases intermediárias, sendo que as que contêm menos enxofre são as mais comuns de ocorrer nos aços, que são: Ti_6S , TiS_{1-z} , $Ti_{1-x}S$ e y . Porém, os sulfetos encontrados em aços geralmente são classificados como TiS. Microseções de sulfeto de titânio in situ mostraram que sua cor era marrom claro, sendo lamelar e alongado. Além disso, mostrou-se duro, não deformando plasticamente, podendo gerar pequenos fragmentos ao ser muito deformado.

O sistema Zr-S apresenta quatro fases intermediárias, sendo que as principais são ZrS e $Zr_{1-x}S$. Microseções de inclusões de sulfeto de zircônio in situ mostraram cores variando entre amarelo claro e azul acinzentado, dependendo do teor de Zr. Quando o teor é baixo, é difícil distinguir ZrS do MnS. Apresenta maior dureza do que MnS, não se deformando durante a conformação da matriz (KIESSLING; LANGE, 1978).

3.7.5 Sistema ferro-enxofre

Segundo Kiessling e Lange (1978), há duas formas principais: FeS e FeS₂. As modificações mais comuns de FeS são pirrotita e troilita. No caso do FeS₂ são pirita e marcasita. A troilita é o tipo mais importante de sulfeto desse grupo.

Como propriedades, apresenta ponto de fusão na temperatura de 1190°C, com cor amarela ocre e é mais duro do que MnS. Apresenta boa solubilidade para Cr, Ti e V, mas para C e O é baixa.

Enxofre é solúvel no ferro líquido, mas a solubilidade é muito baixa na fase sólida. Por isso, Kiessling e Lange (1978) dizem que, ao solidificar, há precipitação de FeS nas dendritas primárias de sulfeto ou no constituinte eutético com ferro. Enxofre segrega para as partes do lingote que se solidificam por último e os contornos de grão dessas partes são ricos em FeS.

Em aços modernos, a formação de FeS é evitada pela adição de manganês. MnS apresenta menor energia livre de formação do que FeS e substitui o sulfeto de ferro caso a razão Mn:S for maior do que 4. Seu ponto de fusão é mais alto (1610°C), evitando a formação de fases líquidas nos contornos de grão em conformação a quente em altas temperaturas.

É possível que precipite FeS mesmo com a presença de Mn. Uma possibilidade é quando há supersaturação de Fe em MnS, que pode ser formada em temperaturas de fusão do FEA e superresfriado até temperatura ambiente. FeS apresenta formato de Widmanstätten dentro da fase MnS, mas também pode precipitar em outros formatos (KIESSLING; LANGE, 1978).

3.7.6 Sistema manganês-enxofre

Segundo Kiessling e Lange (1978), há duas fases intermediárias principais: MnS e MnS₂, sendo a última de pouco interesse siderúrgico. Há três diferentes modificações do MnS conhecidas: α , β e β' .

Como propriedades, apresenta ponto de fusão na temperatura de 1610°C e com coloração cinza claro. Diederichs e Bleck (2006) completam dizendo que MnS apresenta estrutura cúbica de face centrada.

Kiessling e Lange (1978) citam que pode ser formado sulfeto duplo de espinelho na forma $MnS.B_2S_3$ e inclusões duplex com as fases $MnS +$ silicato ou $MnS + Al_2O_3$.

Geralmente as inclusões do tipo MnS são alongadas na direção de conformação do aço. Sua morfologia dependerá do processo de fabricação do aço.

Quando o aço é deformado, a fase MnS geralmente muda seu formato, podendo ser na forma de cordas ou placas, dependendo do modo de deformação da matriz. Se for uma inclusão duplex (sulfeto e silicato), o silicato se deforma mais rapidamente do que o sulfeto, localizada como pontas no alongamento do sulfeto parcialmente deformado. Caso seja alumina em vez de silicato, a alumina não se deforma por ser dura, estando presente como grãos duros no sulfeto deformado. Inclusões com sulfetos e aluminatos são deformadas de modo similar. Chumbo e terras raras podem ser adicionados também para modificar o formato das inclusões. Outro recurso é realizar tratamento térmico no aço, podendo esferoidizar os sulfetos após tratamento de 24 horas na temperatura de $1315^\circ C$ (KIESSLING; LANGE, 1978).

3.7.7 Modificação de inclusão pelo tratamento do aço líquido com cálcio

A figura 19 mostra a modificação das inclusões pelo uso de cálcio.

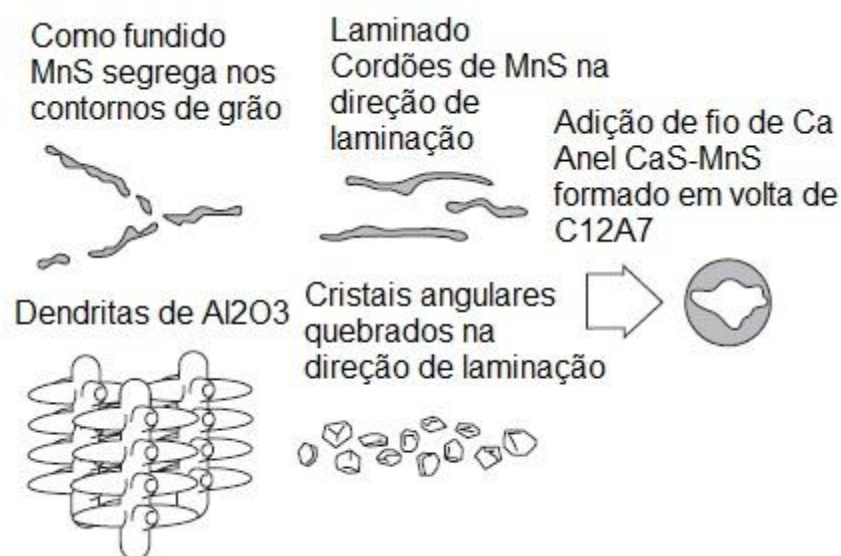


Figura 19: Modificação da inclusão pelo tratamento com cálcio (KOR; GLAWS, 1998).

Segundo Kiessling e Lange (1978), alguns artigos recentes mostram que a fase sulfeto consiste de uma solução de CaS e MnS. A reação do sulfeto pode ser representada como $(\text{MnS}) + \underline{\text{Ca}} = (\text{CaS}) + \underline{\text{Mn}}$.

A fase sulfeto começa a se separar quando a concentração de CaS é alta ou quando a fase CaS-MnS começa a se formar, ou sob resfriamento.

Segundo Kor e Glaws (1998), em aços não tratados com cálcio, enxofre precipita na forma de sulfeto de manganês finamente disperso no líquido interdendrítico que resfria por último. Em aços tratados com cálcio e baixo enxofre, a precipitação de MnS nos contornos de grão durante a solidificação é suprimida como resultado da precipitação de Ca(Mn)S nas inclusões de cálcio-aluminato, conforme a equação $(\text{CaO}) + 2[\text{S}] + [\text{Mn}] + 2/3[\text{Al}] \rightarrow (\text{CaS.MnS}) + 1/3(\text{Al}_2\text{O}_3)$.

Em aços com teor de oxigênio total de 10 ppm ou menos e altos teores de enxofre (> 100 ppm), Kor e Glaws (1998) dizem que o controle do formato do sulfeto por tratamento de cálcio não é factível. Para minimizar a ocorrência de cordões de sulfetos nos aços, a adição de telúrio ou selênio pode ser benéfica. Após laminação, os sulfetos são elipsoides, havendo pouco ou nenhum cordão de sulfeto encontrado devido ao Ca.

Kiessling e Lange (1978) dizem que, dependendo dos níveis de concentração dos elementos, os quatro tipos de inclusões obtidas pelo tratamento com cálcio são:

- Tipo-A: Oxissulfeto contendo Ca, Al, O e S distribuídos ao longo da inclusão;
- Tipo-B: CaO-Al₂O₃ tendo um anel de CaS em volta;
- Tipo-C: CaO-Al₂O₃;
- Tipo-D: CaS.

As figuras 20 e 21 mostram a precipitação no equilíbrio de inclusões durante a solidificação do aço. É possível observar o predomínio da formação de MnS em baixa temperatura e com baixo teor de Ca. Com aumento de Ca, aumenta a tendência a formar CaS.

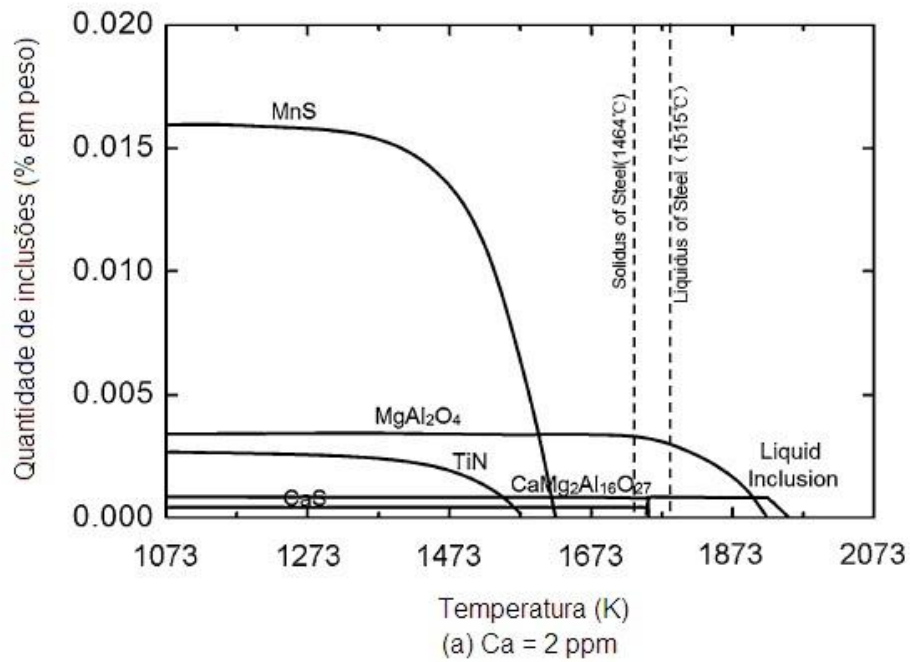


Figura 20: Precipitação no equilíbrio de inclusões durante a solidificação do aço com Ca = 2 ppm (REN et al., 2014).

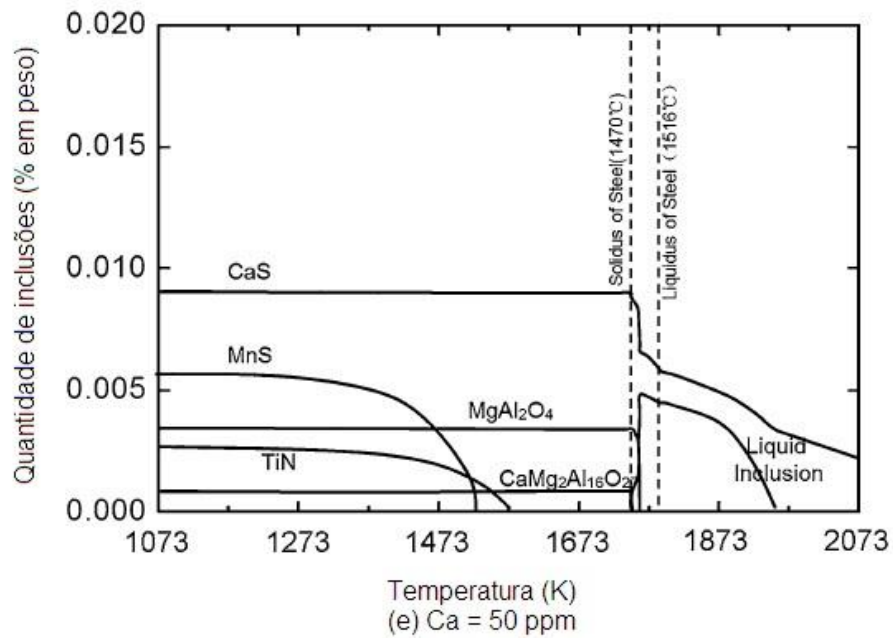


Figura 21: Precipitação no equilíbrio de inclusões durante a solidificação do aço com Ca = 50 ppm (REN et al., 2014).

3.8 PROCESSOS

Os processos a serem estudados neste trabalho se limitam à Aciaria, subdividida em Forno Elétrico a Arco (FEA), Forno-Panela (FP), Desgaseificador a Vácuo (VD), Descarburador a Vácuo (VOD), Lingotamento Convencional (LCV) e Lingotamento Contínuo (LC); e à Conformação Mecânica, subdividida em Forjaria e Laminação. A seguir, há uma breve explicação sobre cada processo cujo conhecimento é fundamental para compreensão do trabalho em questão. A figura 22 mostra um fluxograma dos processos.

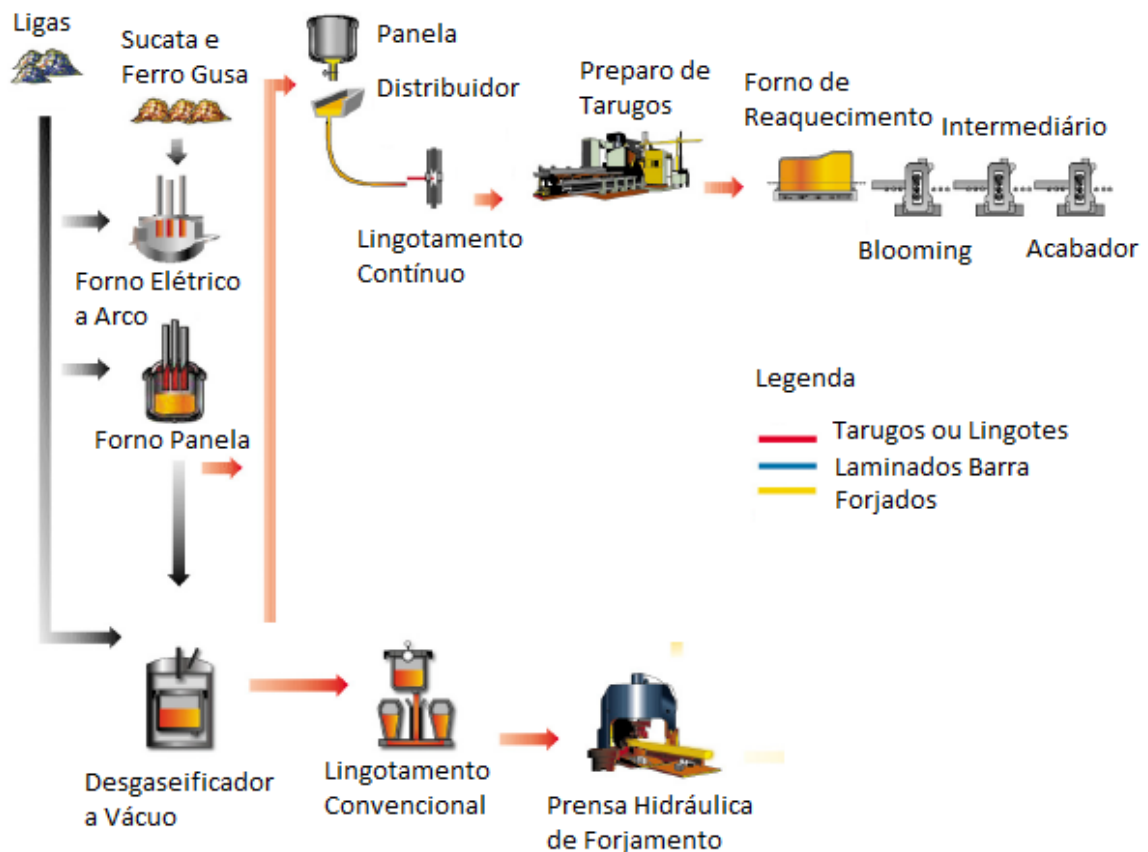


Figura 22: Fluxograma parcial de produção típico de usinas siderúrgicas semi-integradas de aços especiais (ADAPTADO USINA SIDERÚRGICA DE AÇOS ESPECIAIS, 2016).

3.8.1 Aciaria

Segundo Rizzo (2005), o aço é a liga metálica mais utilizada pelo homem. Isso ocorre devido à sua grande versatilidade e ao seu baixo custo, o que possibilita seu uso em diversas aplicações.

O processo siderúrgico pode ser dividido em três fases: redução do minério, refino do aço (aciaria) e conformação mecânica do aço (será abordado posteriormente). No estado do Rio Grande do Sul, não há o processo de redução de minério. Logo, o processo parte diretamente da aciaria.

Refino, por Rizzo (2005), é a etapa em que ocorre a redução do teor de carbono e de outros elementos (impurezas), seguido pela solidificação do aço. Também é possível adicionar elementos para adequar a composição química relacionada às propriedades mecânicas. A solidificação ocorre no lingotamento contínuo ou no lingotamento convencional, sendo o primeiro mais usado nos dias de hoje.

As usinas que comportam apenas as duas últimas etapas são conhecidas como usinas semi-integradas. A fabricação do aço se dá através de sucata ferrosa e com uso de energia elétrica para fusão (RIZZO, 2005).

Segundo Rizzo (2005), a fabricação do aço na aciaria se divide em refino primário e refino secundário. No primeiro, ocorre a transformação do ferro-gusa em aço através da redução do teor de carbono pela injeção de oxigênio; ou a transformação da sucata ferrosa, ferro-gusa e de ferro-esponja através da fusão. Essa transformação por fusão se dá em fornos elétricos a arco, que será o foco neste trabalho.

O refino secundário, conforme Rizzo (2005), veio para aumentar a produtividade da aciaria e atender aos requisitos mais exigentes de composição química e limpidez. Tal refino compreende aquecimento químico, aquecimento elétrico e, quando necessário, processo a vácuo.

O lingotamento convencional era muito comum antigamente. Ele se dá através de vazamento em moldes metálicos (lingoteiras), onde ocorre sua solidificação. Com a necessidade de aumento de produtividade e redução de custos, houve a mudança do processo de solidificação.

O processo de lingotamento contínuo inicia no vazamento do aço da panela para o distribuidor. O mesmo possui veios onde o aço inicia o processo de solidificação, resfriando ao longo do percurso. É um processo praticamente ininterrupto que dá origem a semi-produtos (placas, blocos e tarugos), pré-formas, placas finas e chapas (RIZZO, 2005).

A fabricação do aço no refino primário pode ser por aciaria a oxigênio (BOF), aciaria elétrica (EAF) ou aciaria de energia otimizada (EOF). A tabela abaixo mostra algumas informações sobre esses três processos.

Tabela 2 – Classificação e status dos processos na aciaria – Adaptado 1998

Processo	Tipo	Carga Típica	Status
BOF	Corrida	80% ferro-gusa 20% sucata	65% da produção mundial
EAF	Corrida	70-100% sucata 0-30% outros	35% da produção mundial
EOF	Corrida	50% ferro-gusa 50% sucata	Comercial

Fonte: Miller et al.

Aciaria a oxigênio (BOF – LD)

No primeiro caso são aplicados convertedores. Segundo Rizzo (2005), é um processo pneumático, com injeção de oxigênio, para a fabricação do aço. Também é conhecido por convertedor LD, nome dado em homenagem a duas cidades onde o processo teve início (Lins e Donawitz). Em inglês, é conhecido pelo termo BOF (Basic Oxygen Furnace), que nada mais é que forno básico com sopro com oxigênio. É conhecido por sua grande produtividade e grande versatilidade metalúrgica, além de não consumir combustível, ter consumo de refratário de 1/3 comparado ao Siemens-Martin e com menor mão-de-obra, justificando sua grande utilização no mundo todo. Miller et al. (1998) dizem que a energia para realizar as reações é fornecida pela oxidação dos elementos presentes na carga, sendo que os principais são Fe, Si, C, Mn e P. Tais elementos formam óxidos que são incorporados à escória (exceto CO), em conjunto com os fluxantes. CO é responsável por formar a escória espumante, importante para o processo de refino e proteção do refratário.

Os desafios desse processo estão na descarburização, dessulfuração e adição de ligas. Por ser um processo sob atmosfera oxidante, a dessulfuração não é viável no convertedor LD. Além disso, a adição de elementos de liga no estado sólido exige temperaturas elevadas, sendo uma desvantagem econômica. Os menores teores de C atingidos são próximos a 0,03% (RIZZO, 2005).

Rizzo (2005) diz que o convertedor apresenta formato de barril, com sistema de basculamento para carregamento e vazamento. Contém um furo de corrida que permite o vazamento do aço sem a retirada prévia da escória. Seu interior é revestido com material refratário do tipo básico. A injeção de oxigênio é feita por uma lança retrátil, constituída por 3 tubos de aço concêntricos, sendo o interior para oxigênio e os 2 externos para circulação da água de refrigeração. A injeção pode ser feita por cima (para fornos de pequena capacidade e pelas deficiências de homogeneização do banho), pelo fundo (para rápida formação de escória; baixo teor de ferro na escória; maior eficiência de desfosforação e dessulfuração; e obtenção de teores de C e O próximos ao equilíbrio) e combinada (usando injeção por cima e por baixo para aumentar a interação metal-escória, melhorando cinética das reações).

Ainda sobre a injeção, Miller et al. (1998), dizem que a injeção por cima é feita pela lança resfriada à água, com jatos supersônicos de gás que causam emulsão da escória necessária para formar e manter as reações entre metal-escória em uma cinética alta. Na injeção por baixo, o oxigênio é introduzido por ventaneiras instaladas no forno, que consistem de duas tubulações concêntricas com oxigênio passando através do cano central e hidrocarboneto (gás natural) resfriado passando pelos anéis entre os canos. Na injeção combinada, a configuração das ventaneiras é diferente, com menos entradas de oxigênio e com a possibilidade de injeção de gás nitrogênio ou gás argônio para rinsagem do banho. A figura 23 mostra como é uma aciaria a oxigênio.

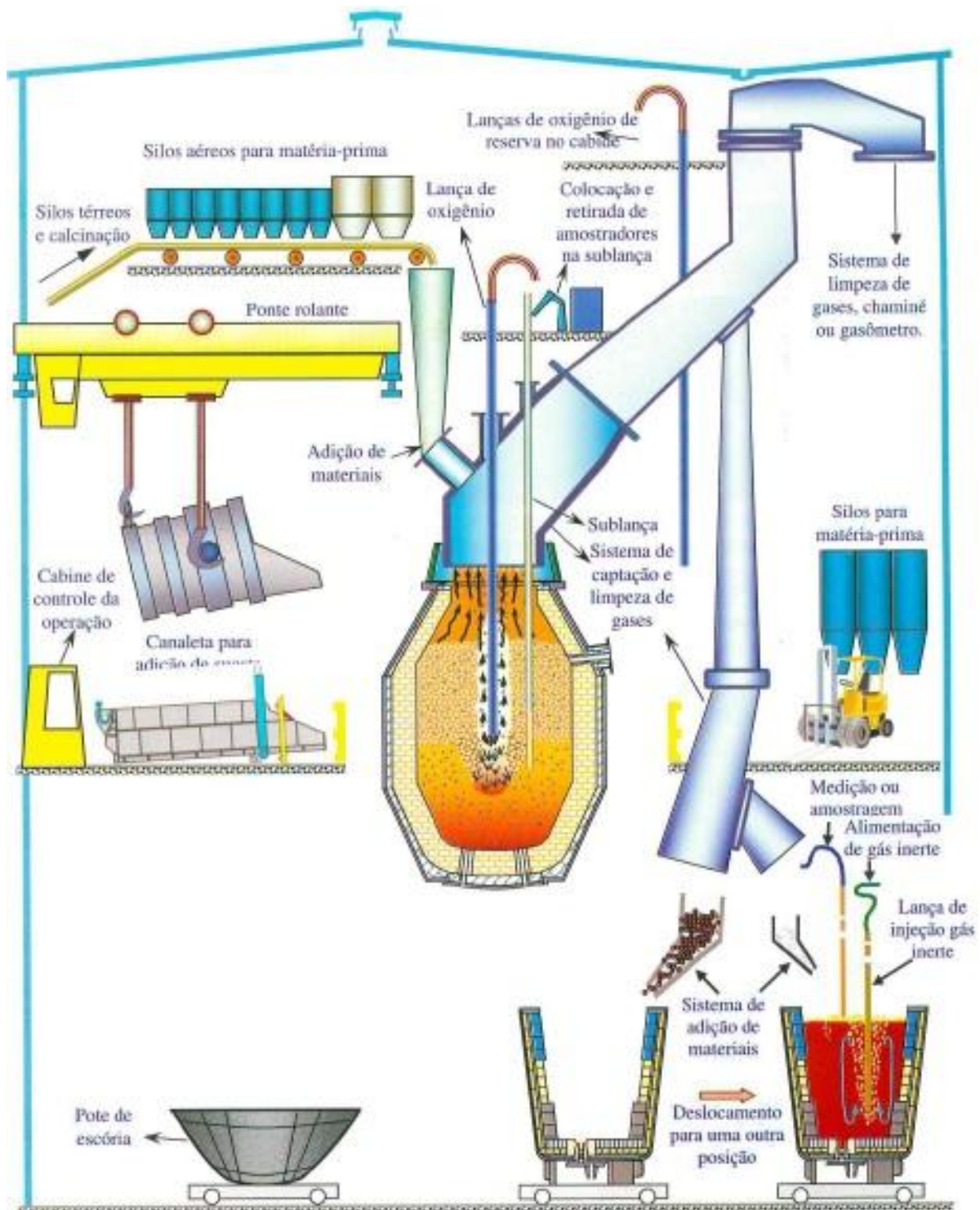


Figura 23: Representação esquemática de uma aciaria equipada com convertedores a oxigênio (RIZZO, 2005).

As etapas de processo executadas no convertedor LD são: forragem do convertedor; carregamento da carga metálica sólida; carregamento do ferro-gusa líquido; sopro de oxigênio; uso da sublança para medição e controle do processo;

vazamento do aço líquido, adição de ferro-ligas, desoxidantes, recarburantes; e vazamento da escória. Pode ser usado gás inerte para haver homogeneização do banho, da temperatura, além de acelerar a flotação das inclusões presentes no aço (RIZZO, 2005).

Aciaria elétrica (FEA - EAF)

Será abordada no capítulo 3.8.1.1.

Aciaria de energia otimizada (EOF)

Segundo Fruehan e Nassaralla (1998), o EOF é um processo a oxigênio com alta pós-combustão, com adição de carvão e pré-aquecimento de sucata, conforme a figura 24.

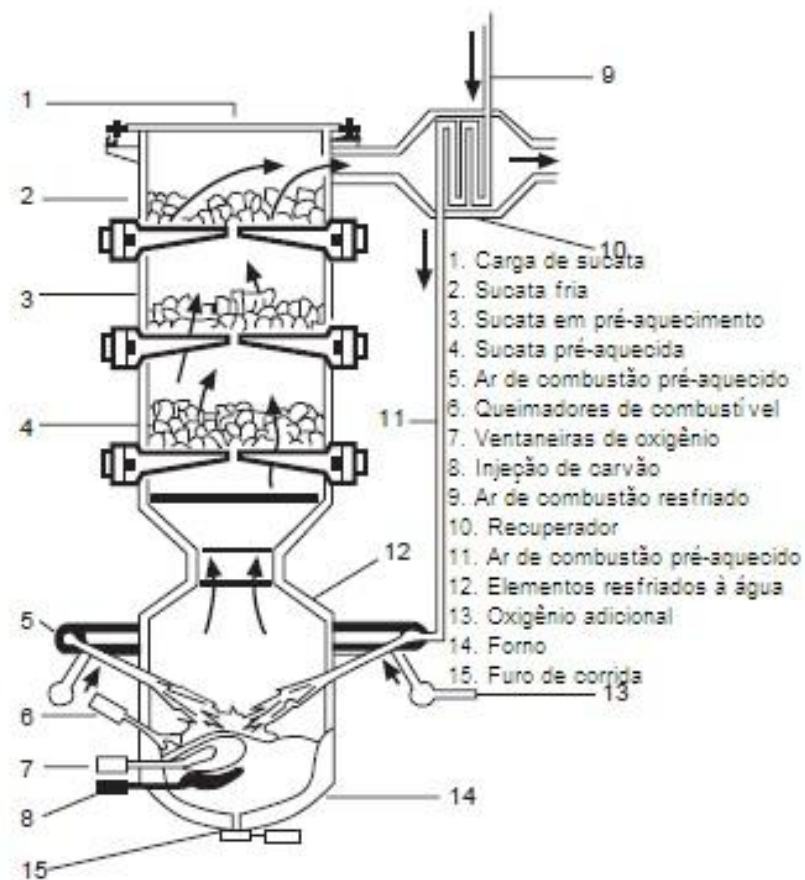


Figura 24: Diagrama esquemático do processo EOF (FRUEHAN; NASSARALLA, 1998).

Pode ser usado 100% de sucata, mas geralmente são utilizados 40-60% dela. Ferro-gusa é carregado no forno, seguido por carga de sucata pré-aquecida entre 800 e 1200°C. Oxigênio é utilizado tanto no banho quanto para pós-combustão. O gás gerado por essa pós-combustão é utilizado para pré-aquecer a sucata. Para obtenção de baixo teor de enxofre, o ferro-gusa precisa ser dessulfurado antes de ser carregado no forno (FRUEHAN; NASSARALLA, 1998).

A vantagem desse forno, segundo Fruehan e Nassaralla (1998) é que é possível utilizar mais sucata do que o BOF, além de apresentar flexibilidade em relação à mistura da carga.

3.8.1.1 Forno Elétrico a Arco

Segundo Rizzo (2005), é um processo que utiliza eletricidade como principal fonte de energia para fundir e refinar o aço. Com isso, há a vantagem de ser possível utilizar grande quantidade de sucata, podendo chegar a 100%. Isso reduz a quantidade de minério de ferro, carvão mineral ou vegetal utilizada, diminuindo também investimentos necessários para extração. Seu uso é cada vez maior devido à característica de “reciclador de sucata”. Segundo Jones et al. (1998), o FEA se tornou útil devido à alta quantidade de sucata disponível no mercado a baixo custo. Isso fez com que o equipamento fosse visto como uma oportunidade econômica de uso, o que foi corroborado por Guthrie e Jonas (1990).

Rizzo (2005) diz que a carga metálica utilizada em aciarias elétricas geralmente consiste de sucata ferrosa e ferro-gusa. Os principais elementos aparentes na carga são: Fe, C, Mn, Si, S e Cu. Por isso, deve-se ter um controle para evitar contaminação por elementos indesejáveis. Guthrie e Jonas (1990) dizem que a presença desses residuais é uma dificuldade do uso do FEA, mas que pode ser reduzido com uso de minério pré-reduzido com baixa ganga ou níveis de impureza. Rizzo (2005) prossegue relatando que a carga é disposta em um cestão; estratificado em sucata leve, sucata pesada e sucata de ferro-gusa; para evitar danos aos equipamentos e facilitar a fusão. Na carga também estão presentes os fundentes para controle de impurezas e da basicidade da escória, além de controlar o ponto de fusão e a viscosidade da escória.

O nome do processo se dá pelo arco elétrico formado pela passagem de corrente elétrica através do ar ionizado (plasma) que separa os dois pontos nos quais o arco é formado, sendo um ponto o eletrodo e o outro a carga metálica dentro do forno. A corrente utilizada pode ser contínua ou alternada. Com corrente contínua, é preciso que seja instalado um eletrodo na soleira do forno para fechamento do circuito, além de um eletrodo que conduz corrente. No caso de corrente alternada, a polaridade do eletrodo se inverte a cada meio ciclo, sendo utilizados, geralmente, três eletrodos (RIZZO, 2005).

O forno, de forma elíptica ou circular, possui carcaça de aço com revestimento refratário interno, como mostrado na figura 25.

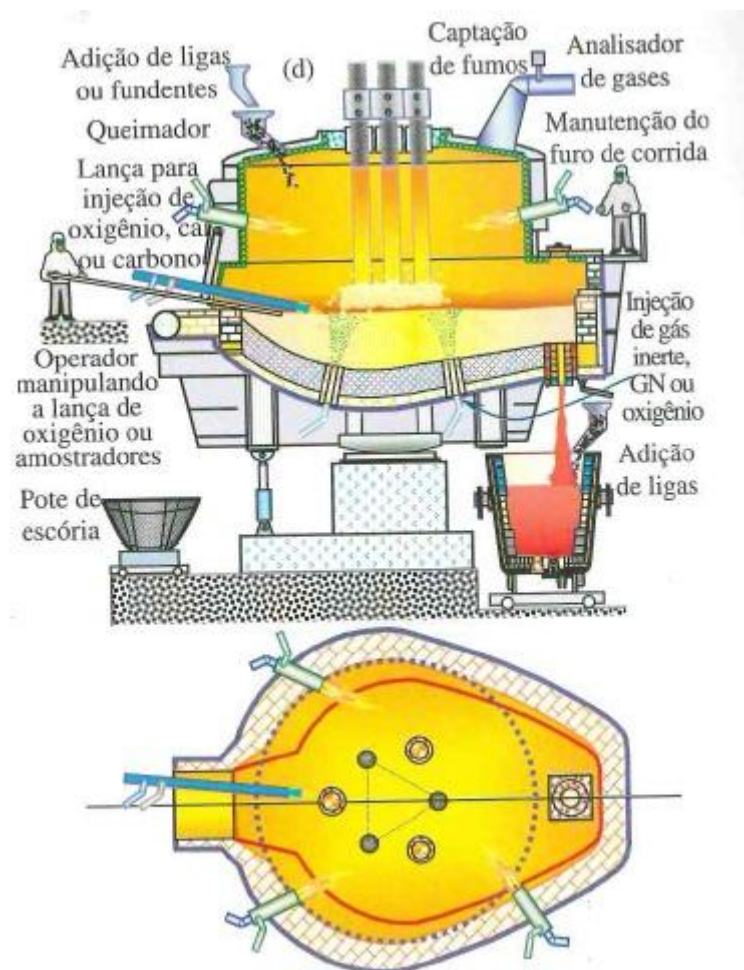


Figura 25: Representação esquemática do forno elétrico a arco e detalhes da etapa de vazamento com furo submerso (RIZZO, 2005).

Na abóbada, pode haver painéis refrigerados para resfriamento. A base do forno é conhecida como soleira, com curvatura achatada, cuja forma acelera o aquecimento da carga pela radiação. Também é revestida internamente com material refratário. Além disso, apresenta duas aberturas laterais, sendo uma para que a escória seja removida, inspeção do interior do forno, adição de materiais e injeção de oxigênio por lança; e outra para a retirada do aço por vazamento (bica de corrida). Nos fornos mais recentes, há o furo de corrida localizado na soleira do forno em uma posição excêntrica, conhecido em inglês como EBT (Eccentric Bottom Tapping). Com isso, só há uma porta lateral (RIZZO, 2005).

Segundo Rizzo (2005), nas aciarias elétricas também há a instalação de equipamentos para absorção de pós e gases. Para isso, é feito um quarto furo (ou segundo furo no caso de fornos de corrente contínua) na abóbada para aspiração dos pós e gases provenientes das reações que ocorrem no forno. É possível a instalação de coifas para captação durante o carregamento e o vazamento do forno. Jones et al. (1998) dizem que os elementos coletados pelo sistema de despoeiramento são: particulados (CaO), metais volatilizados (Zn, Pb, Cd, Na, Mn e Fe), bolhas de CO e outros gases. Injeção de gases inertes e dispositivos eletromagnéticos são outros recursos que podem ser utilizados no forno para promover homogeneização do banho.

A energia elétrica não é a única responsável pelo aquecimento da carga metálica. Rizzo (2005), diz que a energia química é fornecida através de reações que ocorrem pela injeção de oxigênio por lanças, podendo também funcionar como queimadores. Jones et al. (1998) dizem as lanças servem para descarburização ou para cortar a sucata que está na porta de escória, enquanto que os queimadores ajudam na fusão dos pontos frios do forno, tornando o processo mais homogêneo e reduzindo o tempo de fusão necessário para conclusão do processo. Além disso, há redução de custos, pois a eletricidade e os eletrodos são caros. Podem ser localizados na porta de escória, nas paredes laterais ou na abóbada. Rizzo (2005) comenta que através do uso dos queimadores, há aproveitamento dos gases gerados durante o processo no interior do próprio forno, resultando em um fornecimento de energia extra. Tal energia tem origem da combustão dos constituintes do gás devido às reações de refino do aço; da oxidação de alguns componentes da carga; e da combustão dos combustíveis adicionados no forno.

Conforme Rizzo (2005), as etapas de elaboração do aço no FEA são: carregamento da carga metálica e dos fundentes; fusão; refino; retirada da escória e amostragem; e vazamento. Jones et al. (1998) completam informando que o FEA opera com produção de corridas, com o ciclo de operação conhecido como “tap-to-tap”, compreendendo as etapas citadas anteriormente.

3.8.1.2 Forno Panela e Desgaseificação a Vácuo e Descarburização a Vácuo

Ghosh (2001) diz que, antigamente, não existia Forno-Panela. A metalurgia secundária era feita na panela, onde ocorria a desoxidação e ajuste do teor de carbono. Com o tempo, a demanda por aços de melhor qualidade modificou seu escopo. Além disso, o crescimento da metalurgia secundária está associado ao Lingotamento Contínuo (LC), pois neste processo a tolerância do nível de impurezas e inclusões é menor do que no Lingotamento Convencional (LCV).

Segundo Rizzo (2005), a metalurgia secundária objetiva a redução do tempo de elaboração do aço; o aumento da produtividade; a redução de custos da aciaria; o controle da temperatura do aço líquido; o ajuste da composição química do aço (redução de carbono, redução de enxofre, mistura completa das adições, adição precisa de elementos de liga, adição de escória sintética, remoção dos gases); o aumento do grau de limpidez do aço (por agitação; e por alteração da composição e forma das inclusões); e o controle da microestrutura e/ou macroestrutura das peças solidificadas. Os equipamentos utilizados para alcançar tais objetivos são classificados em: forno-panela, aquecimento químico, desgaseificação a vácuo e refusão de peças solidificadas. Guthrie e Jonas (1990) acrescentam que através desses processos é possível produzir produtos de maior qualidade, com especificações físico-químicas precisas. A tabela 3 apresenta práticas realizadas no refino secundário.

Tabela 3 – Relação das técnicas mais difundidas para a realização do refino secundário e seus respectivos objetivos básicos – 2005

Método	Objetivos
Injeção de gases inertes	- Homogeneização - Flutuação de inclusões - Dissolução das adições realizadas
Agitadores eletromagnéticos	- Homogeneização - Flutuação de inclusões - Dissolução das adições realizadas
Prática com escória sintética	- Captação/incorporação de inclusões - Dessulfuração - Desfosforação - Proteção do banho metálico evitando a absorção de gases da atmosfera e reduzindo a perda de calor
Adição de elementos de liga	- Acerto de composição química - Desoxidação
Injeção pneumática de compostos pulverizados de Ca (CaO, CaSi, CaC ₂ , etc.)	- Modificação da morfologia das inclusões - Dessulfuração
Injeção de arames recheados com compostos de Ca	- Modificação da morfologia das inclusões
Tratamento sob vácuo	- Remoção de H, N e C
Arco elétrico	- Aquecimento da corrida
Aquecimento químico com adição de Al ou Si	- Aquecimento da corrida
Refusão progressiva de peças solidificadas	- Remoção de inclusões - Alteração de micro e macroestrutura das peças solidificadas

Fonte: Rizzo.

Rizzo (2005) comenta que o forno-panela existe devido à necessidade de sincronismo entre o refino primário e o lingotamento, além da necessidade de aquecimento do aço, que é feito pelo uso de energia elétrica. A escolha entre aquecimento químico e aquecimento através de energia elétrica depende de alguns fatores, como custo da energia elétrica e dos desoxidantes (alumínio ou silício); tipo de instalação de refino primário existente, disponibilidade e confiabilidade do fornecimento de energia elétrica, taxa de aquecimento do aço, entre outros. O uso de forno-panela se dá quando as corridas precisam ser mais elaboradas. A figura 26 mostra um exemplo de como é o processo no forno-panela.

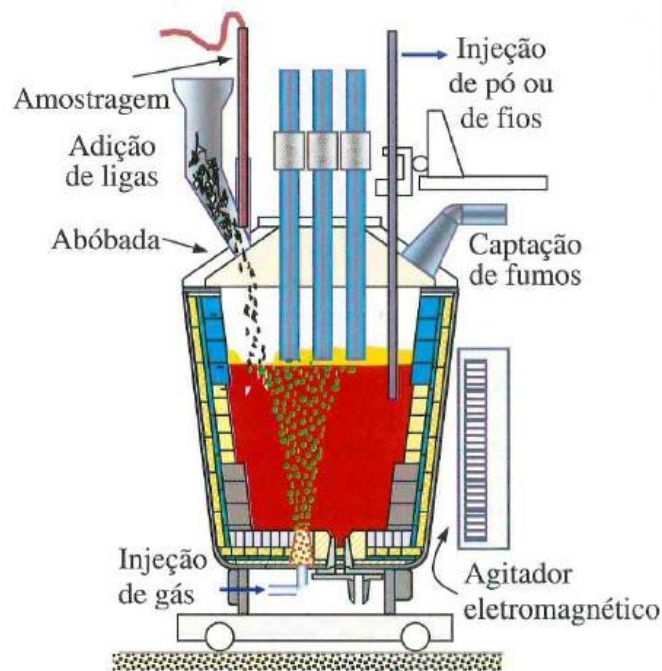


Figura 26: Representação esquemática do processo de refino secundário do tipo forno-panela (RIZZO, 2005).

Rizzo (2005) cita que a limpeza inclusionária é feita com borbulhamento de gases inertes, pois as inclusões tendem a flutuar até a superfície do banho de forma lenta, sendo que com o borbulhamento sua subida é mais rápida. Tal injeção realiza no banho de aço líquido convecção forçada, auxiliando na homogeneidade de temperatura e de composição química. Porém, com isso também há maior perda de temperatura, precisando, assim, um maior superaquecimento do aço. Ghosh (2001) diz que a ideia surgiu a partir da necessidade de reduzir o teor de hidrogênio do aço líquido para prevenir trincas nos lingotes. Com o passar do tempo, houve a necessidade de reduzir os teores de nitrogênio e oxigênio.

Os processos de desgaseificação a vácuo permitem que o ciclo operacional de descarburização no refino primário seja reduzido, minimizando os custos naquela etapa. Além disso, a metalurgia de vácuo se faz necessária para produção de aços desgaseificados, pois gases como H, N e O, em muitos casos, prejudicam as propriedades mecânicas do aço. Os processos dessa metalurgia podem ser divididos em duas classes: com circulação do metal e injeção de gás inerte; e sem a recirculação do aço, ocorrendo o processo na panela de aço, conhecido como desgaseificação em tanque (RIZZO, 2005).

Rizzo (2005) afirma que o que difere uma classe da outra é que nos processos tipo tanque a escória participa do processo de forma intensa, estando em contato com o aço durante todo o período de tratamento sob vácuo. Porém, a cinética das reações é mais lenta do que na outra classe, mas o investimento é menor em termos de equipamentos.

O processo VD (Vaccum Degassing), vide figura 27, é realizado em um recipiente fechado em que a panela é posta e fica em um ambiente a vácuo, ocorrendo o processo de desgaseificação.

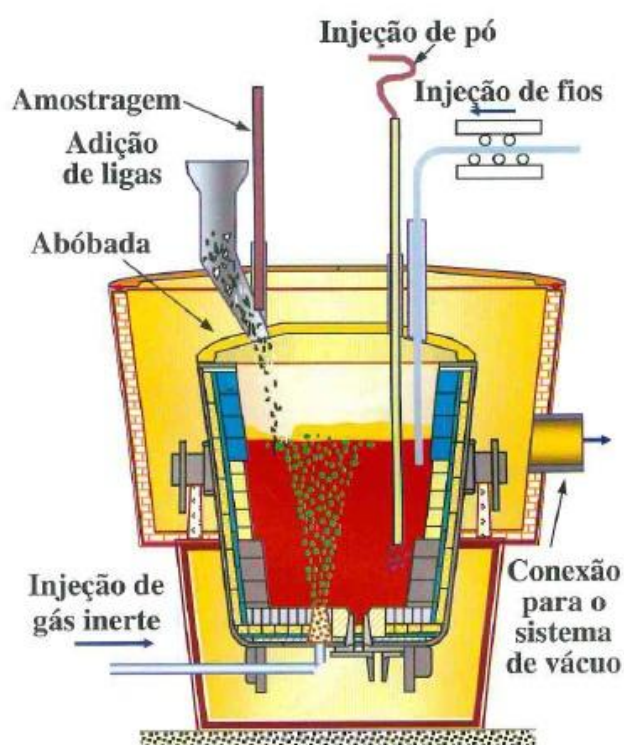


Figura 27: Representação esquemática da estação de refino secundário do tipo processo VD (Vaccum Degassing) (RIZZO, 2005).

O processo VOD (Vaccum Oxygen Decarburization), conforme a figura 28, existe para que sejam produzidos aços inoxidáveis. Tal processo não precisa de uma unidade de aquecimento com eletrodos, pois o aquecimento é feito pela injeção de oxigênio para descarburização do aço. Devido às reações que ocorrem, há aquecimento químico (RIZZO, 2005).

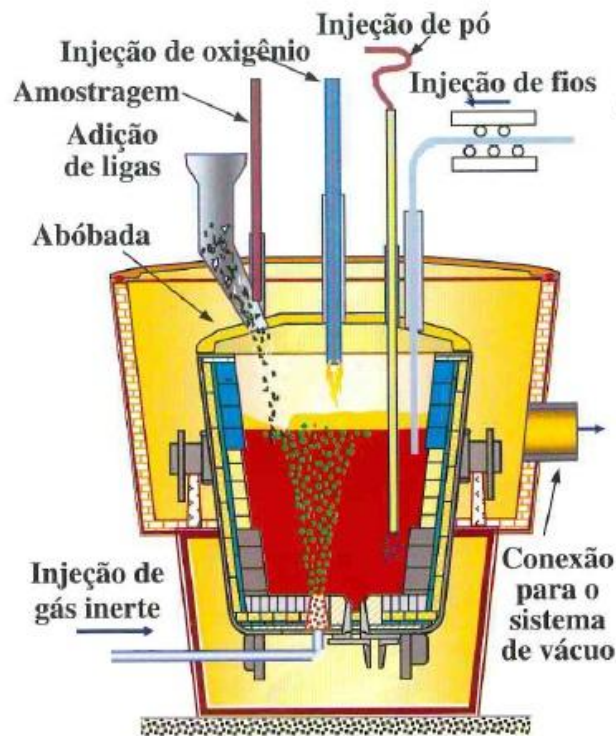


Figura 28: Representação esquemática da estação de refino secundário do tipo processo VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) (RIZZO, 2005).

Rizzo (2005) diz que no FP é possível realizar homogeneização do banho, ajuste de composição, desoxidação, dessulfuração, desfosforação, captação de inclusões e aquecimento. Ghosh (2001) lembra que também é possível ajustar a composição, homogeneizar o banho e modificar as inclusões. No VD/VOD, Rizzo (2005) diz que é possível realizar homogeneização, ajuste de composição, desoxidação, dessulfuração, captação de inclusões, aquecimento (VOD), remoção de H e N, decarbonetação e vácuo. Ghosh (2001) complementa que também é possível ajustar a composição e homogeneizar o banho.

3.8.1.3 Lingotamento Convencional e Contínuo

Segundo Rizzo (2005), há 3 rotas básicas para realização da solidificação dos aços elaborados no processo de refino primário e secundário das aciarias: solidificação em moldes para fabricação de peças (peças fundidas); lingotamento convencional (lingote); e lingotamento contínuo (placas, blocos, tarugos ou pré-formas). Caso a combinação de processos lingotamento convencional + laminação

for escolhida, há um rendimento em peso de 80 a 88%. No caso da rota lingotamento contínuo + laminação, o rendimento é bem maior, ficando entre 96 e 98%. Esses dados são indicativos, pois não contemplam a influência do tipo de aço, grau de atualização tecnológica, dimensional do produto e exigências de qualidade de superfície.

No lingotamento convencional, há dois modos de vazamento: lingotamento direto (alimentação do aço feita diretamente pelo topo de cada lingoteira) e lingotamento indireto (alimentação do aço feita em um canal vertical central que alimenta dois ou mais lingoteiras através de canais horizontais), mostrados na figura 29.

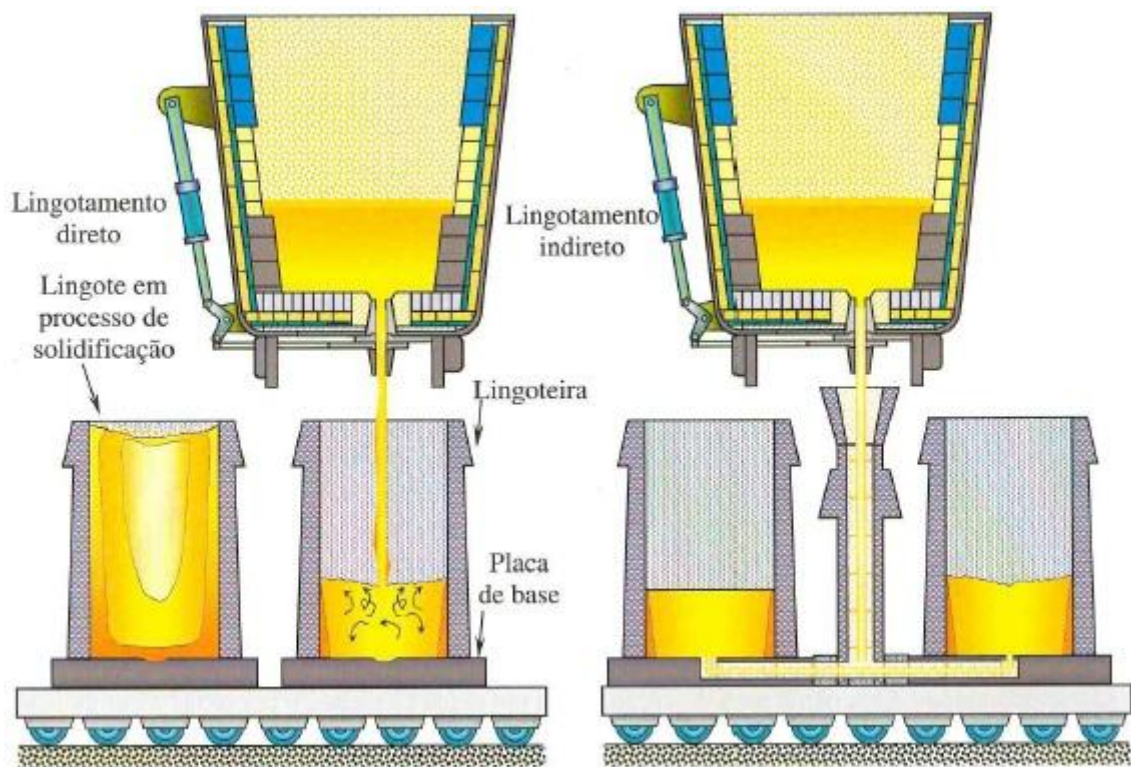


Figura 29: Representação esquemática das formas de vazamento nos processos de lingotamento convencional dos aços (RIZZO, 2005).

A lingoteira possui formato de tronco de pirâmide de base quadrada de forma a facilitar o estripamento do lingote devido ao ângulo de saída. A contração do aço ao longo da solidificação também facilita a retirada do lingote. As lingoteiras podem ser diretas (base maior para baixo, com topo aberto ou em forma de garrafa) ou

invertidas (base maior para cima, com fundo aberto, fechado ou com tampão) (RIZZO, 2005).

Subdivide-se o setor de lingotamento convencional em área de vazamento, área de preparação de lingoteiras e área de estripamento de lingotes.

Rizzo (2005) afirma que as vantagens do lingotamento convencional em relação ao lingotamento contínuo são: possibilidade de lingotar aços efervescentes, menor custo de instalação e alto grau de redução (fabricação de produtos de maior seção). Com isso, é possível obter placas finas para fabricação de engrenagens, âncoras, ganchos, eixos e cilindros a partir de laminação, tratamento térmico e usinagem dos lingotes, garantindo maior resistência à fadiga ao material.

Porter et al. (2009) definem lingotamento contínuo como o processo no qual o metal fundido é vazado continuamente no molde resfriado a água, local em que ocorre a solidificação, havendo em seguida a extração da peça solidificada. A figura 30 exemplifica o processo.

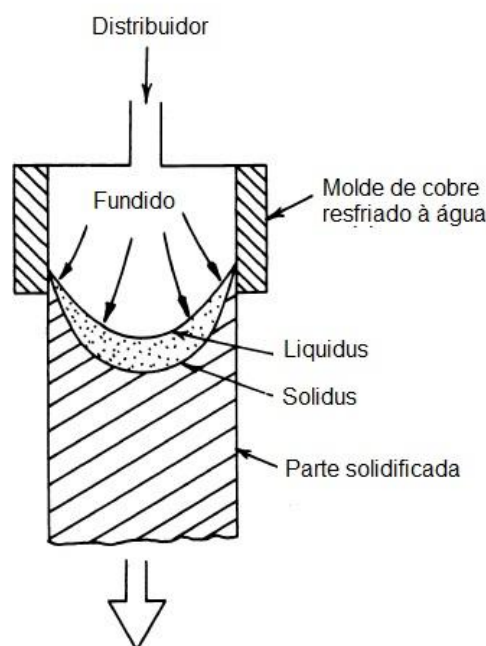


Figura 30: Ilustração esquemática de um processo de lingotamento contínuo (PORTER et al., 2009).

Em aspectos dinâmicos, Porter et al. (2009) dizem que a velocidade de retirada deve ser tal que mantenha o formato adquirido no molde. De maneira ideal, o comportamento do fluxo do líquido deveria ser para baixo na vertical, havendo

uniformidade na composição do lingote. No entanto, na prática há o efeito hidrodinâmico que não permite tal fluxo, havendo tendência de linhas espalhadas de fluxo, conforme mostra a figura 23 pelas setas na região fundida. Essa configuração gera segregação negativa perto do centro.

Segundo Rizzo (2005), o lingotamento contínuo pode ser classificado conforme o tipo de produto final a ser obtido a partir dos semi-produtos feitos no processo (produto plano ou produto longo), como mostrado na tabela 4.

Tabela 4 – Classificação do processo de lingotamento contínuo dos aços – 2005

Produto Laminado	Matéria-Prima Lingotada
Produto plano	Placa (slab)
	Placa fina (thin slab)
	Tira ou chapa fina (strip)
Produto longo	Bloco (bloom)
	Tarugo (billet)
	Pré-forma (blank)

Fonte: Rizzo.

A diferença de uma matéria-prima para outra está no dimensional: bloco possui seção quadrada com área acima de 22.500 mm², com relação altura-base igual ou menor a 2 e arestas arredondadas; tarugo apresenta seção mínima de 75 x 75 mm; e as placas se caracterizam por ter espessura entre 200 e 400 mm e largura entre 600 e 4000 mm.

Rizzo (2005) comenta que o lingotamento contínuo se caracteriza por seu controle de processo em relação aos defeitos superficiais devido à interação metal-molde e metal-pó fluxante, além das tensões térmicas e mecânicas que surgem durante a solidificação. A velocidade também deve ser controlada. Se alta, garante maior produtividade, mas dificulta a flotação de inclusões e a obtenção de produtos sem defeitos.

Em relação às máquinas, Rizzo (2005) diz que as do tipo horizontal e vertical são utilizadas para lingotamento contínuo de metais não-ferrosos e suas ligas. Esses materiais são altamente condutores de temperatura, precisando de menor tempo de solidificação, ocorrendo dentro do molde. Tais moldes geralmente são fixos, com extração intermitente do veio para reduzir o atrito, o que difere dos moldes de lingotamento contínuo de aços, que oscilam na direção vertical, além de

utilizar lubrificante para evitar agarramento da pele solidificada ao molde. A figura 31 apresenta os diversos tipos de máquina do LC nas usinas siderúrgicas, sendo as curvas as mais comuns.

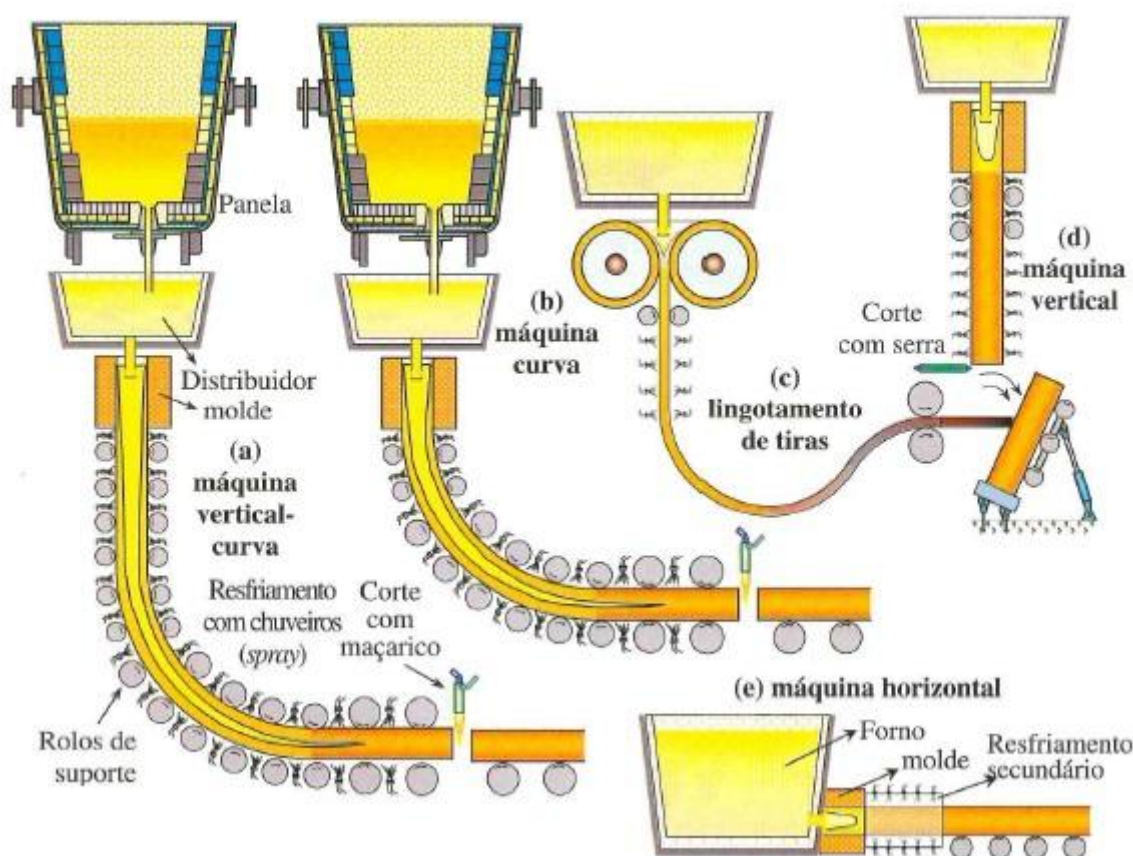


Figura 31: Representação esquemática dos tipos de máquinas de lingotamento contínuo (RIZZO, 2005).

Pelo aço ser uma liga de baixa condutividade térmica, a solidificação é mais lenta. Com isso, ao sair do molde, ainda há uma região líquida no núcleo da casca solidificada. Assim, há maior investimento em projetos e fabricação de máquinas de lingotamento contínuo. Devido à ductilidade do núcleo, as máquinas podem ser curvas, o que reduz o custo de construção e possibilita maiores velocidades de lingotamento (RIZZO, 2005).

Samarasekera e Chow (2003) dividem o sistema de lingotamento contínuo nos seguintes componentes: panela, distribuidor, molde e resfriamento secundário.

A panela deve conter escória sobre o aço líquido que previna a reoxidação do banho. O vazamento para o distribuidor se dá pela válvula gaveta existente no fundo

da panela. Pode haver homogeneização do banho e da temperatura por injeção de gás inerte, com o intuito de evitar problemas no lingotamento.

O distribuidor atua como o próprio nome diz, distribuindo o aço nos veios e controlando o fluxo de vazamento. Além disso, apresenta cobertura com escória para absorver inclusões e evitar reoxidação (SAMARASEKERA; CHOW, 2003). Rizzo (2005) completa dizendo que o distribuidor serve de “pulmão” de aço na troca da panela, evitando a interrupção do processo. Do distribuidor para o molde, o aço é vazado pela válvula submersa, tendo o fluxo controlado pela válvula-tampão instalada no distribuidor.

Samarasekera e Chow (2003) relatam que o molde é dito como o coração do lingotamento, pois age como primeiro extrator de calor, auxiliando no crescimento da casca sólida e a suportando no processo inicial de solidificação. Sua função é fundamental para a qualidade interna e superficial do material produzido. Rizzo (2005) afirma que o molde é feito de cobre e seu resfriamento é feito à água. Guthrie e Jonas (1990) acrescentam que o molde é a última oportunidade de retirada de inclusões. Além disso, mencionam que a estrutura preferível é equiaxial, com controle preciso para prevenção da quebra das pontas das dendritas com o resfriamento colunar progressivo, pois tais pontas são necessárias para atuarem como núcleos para crescimento de grão.

Por último, o resfriamento secundário consiste na ação de sprays de água para acelerar o processo de solidificação (SAMARASEKERA; CHOW, 2003). Rizzo (2005) completa dizendo que são usados, também, rolos extratores, de suporte e dobramento.

Por Rizzo (2005), as vantagens do lingotamento contínuo em relação ao lingotamento convencional são: aumento no rendimento de metal na transformação do metal líquido em produtos semi-acabados (perdas em canais de enchimento de lingoteiras e cabeças quentes no LCV são maiores do que os despontes de cabeça e de cauda do LC); menor dimensão dos produtos semi-acabados (exige menor deformação); extinção de equipamentos (lingoteiras, estripadores, cabeças quentes, entre outros); melhor qualidade interna do aço; melhor qualidade superficial do produto semi-acabado; redução das emissões atmosféricas; e maior controle do processo devido a maior flexibilidade.

3.8.2 Conformação Mecânica

Conforme Semiatin (1993), conformação mecânica é um processo de deformação na qual um metal é formatado por ferramentas ou matrizes. O controle e o projeto do processo dependem das características do material de trabalho, das condições entre ferramenta e metal de trabalho, deformação plástica, equipamento e produto final.

Semiatin (1993) diz que os processos de conformação se dividem em: operações de conformação de blocos e tarugos; e operações de conformação de chapas. No entanto, em ambos os processos as superfícies do metal deformado e da ferramenta estão em contato. Cetlin e Helman (2005) dividem os produtos obtidos por conformação mecânica em acabados e semi-acabados. Também cita diversos processos para acabamento dos produtos, como trefilação, estampagem, laminação, forjamento, perfilação e extrusão.

Dois termos são apresentados por Semiatin (1993) para caracterizar a facilidade de trabalhar o metal: trabalhabilidade e conformabilidade. Ambos fornecem estimativas quantitativas de propriedades de resistência do metal e sua resistência à fratura.

3.8.2.1 Laminação

Segundo Rizzo (2005), a laminação é a terceira fase clássica do processo de fabricação do aço, transformando os produtos semi-acabados do LC em produtos acabados, como chapas grossas e finas, bobinas, vergalhões, arames, perfis, barras, entre outros. Também pode haver transformação de lingotes em laminadores desbastadores (laminação primária), mas não é tão comum (geralmente são transformados na forjaria). Já Lahoti e Semiatin (1993) dizem que a laminação é, talvez, o processo de conformação mecânica mais importante e os produtos obtidos representam uma fração significativa de economia de manufatura e pode ser encontrada em muitos setores.

A laminação é um processo de conformação mecânica em que determinado material passa entre dois cilindros girando em sentidos opostos, vide figura 32. Com a passagem pelos cilindros, a seção do material é reduzida devido à deformação

plástica, havendo aumento no comprimento. Cada passagem do material por um conjunto de cilindros é conhecida como passe. A forma do produto final pode ser conseguida pela modificação do perfil do cilindro, variação da abertura e até mesmo pela alteração dos canais de laminação (RIZZO, 2005). Guthrie e Jonas (1990) acrescentam que o processo ocorre com aço na fase austenita, caso seja laminação a quente. Logo, as propriedades plásticas e maleáveis auxiliam na conformação.

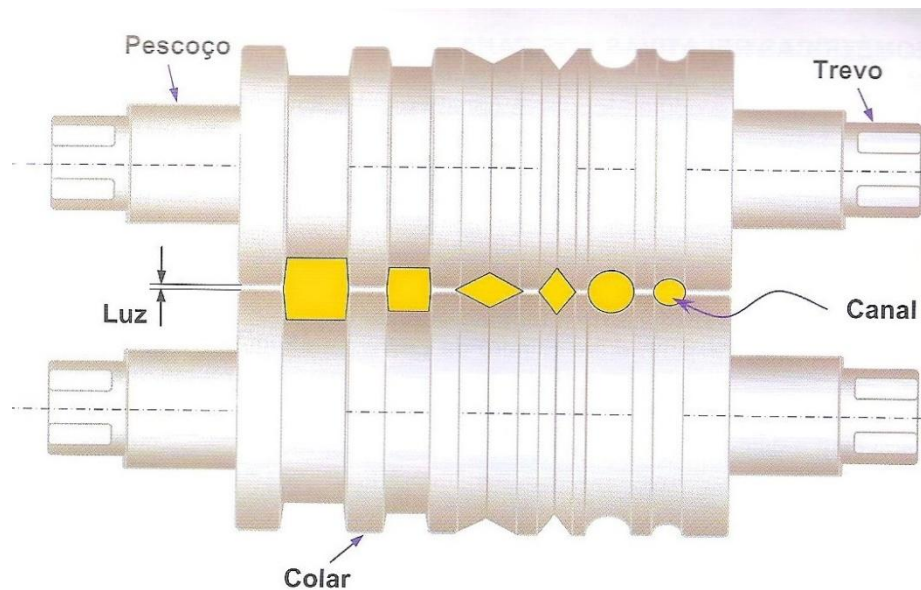


Figura 32: Exemplo de um par de cilindros de laminação para laminadores de produtos longos (RIZZO, 2010).

Rizzo (2005) comenta laminação pode ser feita a quente ou a frio. A frio se destina ao acabamento, enquanto que a quente se aplica a operações de desbaste. O processo de laminação é dividido nas seguintes etapas: preparação inicial do material, aquecimento do material, laminação e acabamento. Pode ocorrer também tratamento térmico e decapagem, se necessário. Já as variáveis de processo são: diâmetro dos cilindros, resistência à deformação do material, atrito e tração de avanço ou de retrocesso. Lahoti e Semiatin (1993) dizem que a laminação geralmente ocorre em temperaturas acima da temperatura de recristalização, pois, desta forma, grandes reduções em altura ou espessura são possíveis com pressões de conformação moderadas.

Em relação às propriedades mecânicas, Guthrie e Jonas (1990) dizem que as mesmas dependem das transformações ocorridas no material durante a

conformação e resfriamento. Lahoti e Semiatin (1993) complementam que o processo pode ocorrer a quente, a morno ou a frio, dependendo da aplicação do material envolvido.

Sobre a parte de equipamentos, Rizzo (2005) diz que o conjunto de cilindros é disposto em gaiolas ou cadeiras de laminação, sendo que o conjunto de gaiolas forma um trem de laminação. O cilindro é constituído de mesa ou corpo (que pode conter canais); pescoço (apoio nos mancais); e trevo ou garfo (para acoplamento dos cilindros à caixa de pinhões). Lahoti e Semiatin (1993) dizem que há uma divisão em termos de quantidades de cilindros. É comum as gaiolas comportarem dois, três ou quatro cilindros.

Segundo Rizzo (2005), um laminador ou trem de laminação é definido pelo programa de produção, tipo de produtos, tipo de cadeiras, disposição das diversas cadeiras e temperatura de trabalho.

Em termos de programa de produção, podem ser laminadores primários (semi-produtos) e laminadores de produtos acabados. Nos primários são obtidos placas, blocos e tarugos destinados aos trens acabadores. Podem ser desbastadores (blooming ou slabbing) que utilizam lingotes ou laminadores de tarugos. Já os laminadores de produtos acabados são utilizados para obtenção do produto final (RIZZO, 2005).

A principal função do laminador desbastador é alterar a forma do lingote, com a redução da seção, deformação da microestrutura na direção de laminação, fechamento dos vazios e melhora nas propriedades mecânicas.

Sobre os produtos, Rizzo (2005) diz que podem ser de perfis pequenos, perfis médios, perfis pesados, fio-máquina, tubos sem costura, chapas grossas, tiras a quente, tiras a frio, rodas e esferas. Tais produtos dependem do tipo de cadeiras, que podem ser duo, trio, quádruplo, universais, com cilindros agrupados, de tubos sem costura e especiais. A disposição dessas cadeiras depende do programa de laminação, do número de passes necessários para conformação do material, da capacidade de produção e do tipo de produto a ser produzido. Desta forma, os laminadores podem ser classificados como: trem simples; trem aberto ou em linha; trem em série; trem contínuo; trem semi-contínuo; e trem alternado.

Rizzo (2005) diz que os produtos laminados de aço podem ser obtidos através de dois caminhos: produção de produtos planos e produção de produtos

longos. Rizzo (2010) comenta que os produtos acabados longos são (segundo norma NBR 8643/1995 – Produtos siderúrgicos de aço): perfis, barras, fio-máquinas, tubos sem costura e material para via-permanente. No caso das barras, essas podem ser classificadas em leves, médias e pesadas. Também são classificadas quanto à forma, como redondas, sextavadas, octogonais, quadradas, triangulares, entre outros. Além disso, uma particularidade do processo de laminação de produtos longos é a necessidade de guias de entrada e de saída, o que não ocorre na laminação de produtos planos.

Em termos de estrutura, Rizzo (2010) comenta que barras pesadas passam por uma cadeira desbastadora do tipo duo em que ocorre passagem entre cilindros por diversas vezes e com reversões da peça. Os cilindros dessa cadeira possuem diversos canais, com formas diferentes de acordo com o produto objetivado. Se forem barras médias, há a inclusão de um trem desbastador e de um trem aberto (com cadeiras trio) ou de um trem contínuo. Para barras leves, a linha de laminação é dividida em três setores: trem desbastador (similar ao usado para barras pesadas), trem intermediário (contínuo com cadeiras horizontais e verticais ou somente horizontais) e trem acabador (também contínuo).

Rizzo (2010) ressalta que os passes desbastadores servem para refinar e compactar a estrutura metalúrgica da matéria-prima inicial pela redução da área da seção original. Já os passes intermediários são úteis na preparação progressiva da forma e dimensões do material laminado, com intuito de atingir as especificações do material acabado. Por último, os passes acabadores têm como função dar a forma, as dimensões e acabamentos superficiais ao produto laminado.

3.8.2.2 Forjamento

Segundo Rossow (1990), forjamento é o processo de trabalho (a quente, a morno ou a frio, dependendo da temperatura utilizada do processo comparada com a temperatura de recuperação e recristalização do metal a ser trabalhado) de um metal entre matrizes com prensagem contínua ou bateladas. Geralmente é escolhido por questões econômicas, métodos de produção, entre outros. As propriedades mecânicas são maximizadas na direção do maior fluxo de metal durante o trabalho a quente. Já o refinamento da microestrutura é função da temperatura, da direção e do

grau de redução do lingote para a peça forjada. Cetlin e Helman (2005) citam que, em termos de equipamentos, a composição geralmente é de martelo e prensa, sendo que o acionamento do primeiro, geralmente, é pneumático e do segundo mecânico ou hidráulico.

Uma das propriedades importantes para um material ser forjado é a forjabilidade. Segundo Rossow (1990), é a habilidade de um aço de fluir sob carga compressiva sem fraturar. Aços resulfurados e resfosforados não apresentam boa forjabilidade.

O forjamento pode ocorrer de duas formas principais: em matriz aberta ou matriz fechada. Neste trabalho, será utilizada matriz aberta. Segundo Bodnar et al. (1993), o processo em matriz aberta ocorre quando a peça forjada é muito grande para ser forjada em matriz fechada. Além disso, esse processo fornece propriedades mecânicas diferenciadas em relação a outros processos de deformação, além de ser uma produção em pequena escala e ser do tipo pronta-entrega, não havendo tempo para fabricação de matriz para processo fechado. Mecanicamente, as matrizes são paralelas e encaixadas em martelos ou bigornas que fazem o movimento de prensa, conforme a figura 33.

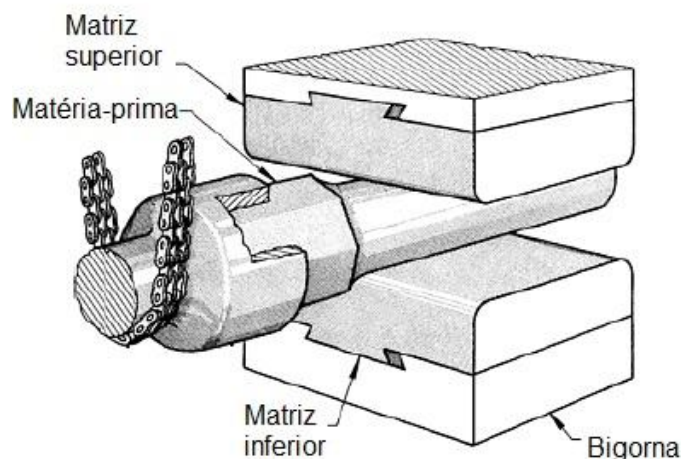


Figura 33: Representação esquemática de um processo de matriz aberta (BODNAR ET AL., 1993).

Cetlin e Helman (2005) comentam que o processo em matriz aberta não restringe o movimento lateral de forma significativa, além da geometria das matrizes serem simples. Em matriz fechada, há fortes restrições ao livre espalhamento do

material. Além disso, as matrizes são usinadas de acordo com a peça a ser obtida, sendo que seu uso se justifica se for uma produção em grande escala.

Em termos de produção, Bodnar et al. (1993) comentam que lingotes são forjados em grandes prensas de matriz aberta. Para remoção de defeitos, geralmente há uma tolerância maior no peso para futuro tratamento. O processo geralmente inicia pelo aquecimento do lingote para possibilitar o forjamento. Pré-aquecimento minimiza formação de trincas. Após isso, o material é conformado na prensa. O ciclo aquecimento-conformação se repete até o material chegar a sua forma final esperada.

Bodnar et al. (1993) afirmam que é fundamental eliminar a estrutura inicial do lingote ao final do processo de forjamento. Isso porque as taxas de resfriamento do lingote são lentas, o que causa macrossegregação, principalmente no centro do lingote. O forjamento deve ser capaz de redistribuir os elementos segregados e reduzir as porosidades internas. Como visto anteriormente, a segregação está associada com a estrutura dendrítica. Portanto, a quebra dessa estrutura com o uso de deformação a quente nos leva a uma microestrutura refinada. A homogeneização em altas temperaturas (1290°C) também é uma possibilidade. Porém, o tempo de tratamento seria longo demais para difundir elementos substitucionais, como manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio e vanádio.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão abordados os equipamentos utilizados para a realização deste trabalho, desde a parte de processos até a parte de análises; e os materiais escolhidos, com os métodos apropriados para a obtenção dos resultados desejados.

4.1 EQUIPAMENTOS

Em termos de processo, os equipamentos utilizados seguem os mesmos utilizados para a produção do aço e das barras (laminadas ou forjadas), conforme os fluxogramas mostrados nas figuras 34, 35 e 36.

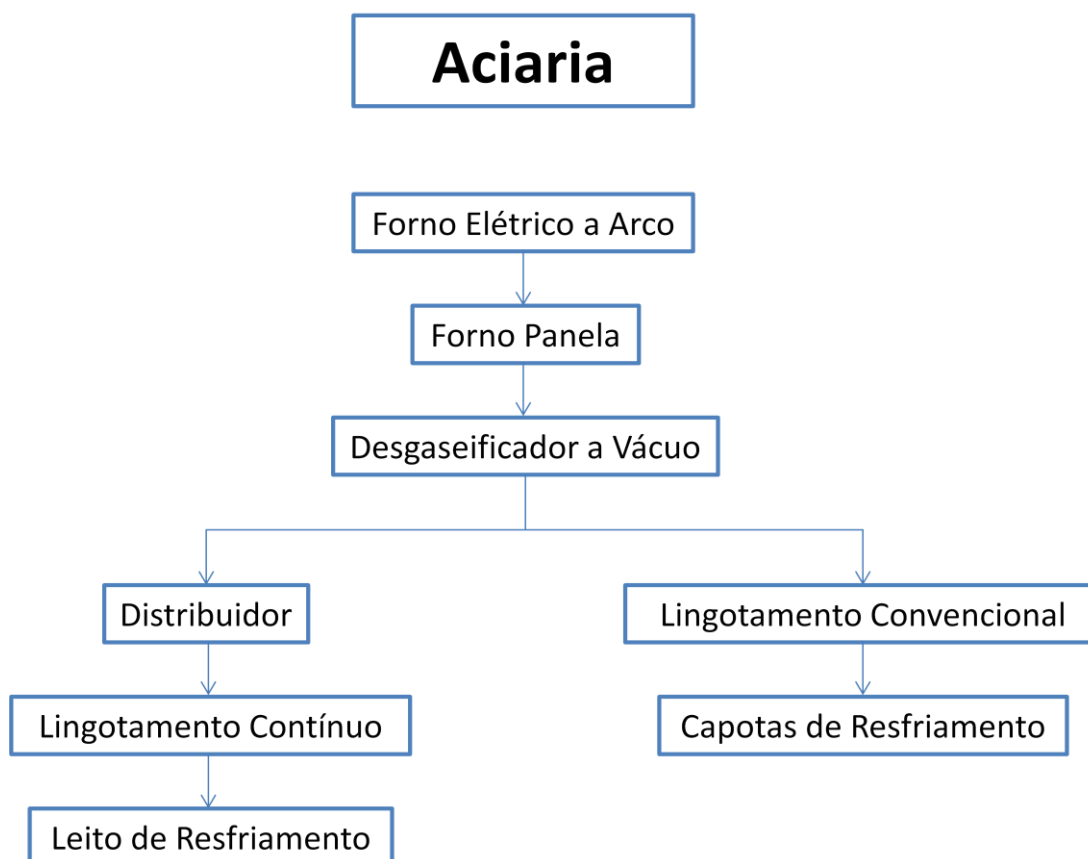


Figura 34: Fluxograma do processo na aciaria (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Laminação

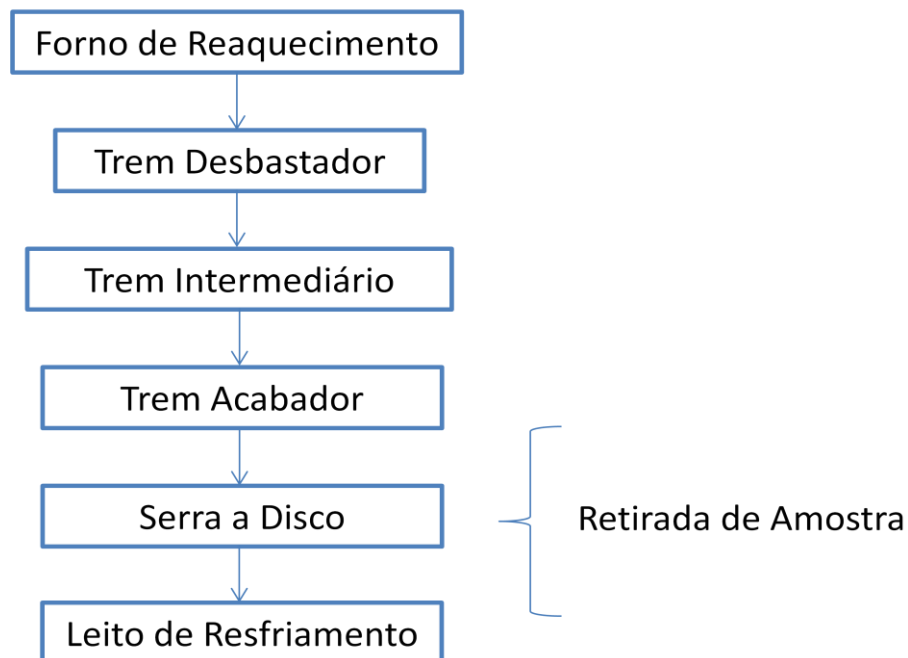


Figura 35: Fluxograma do processo na laminação (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Forjaria

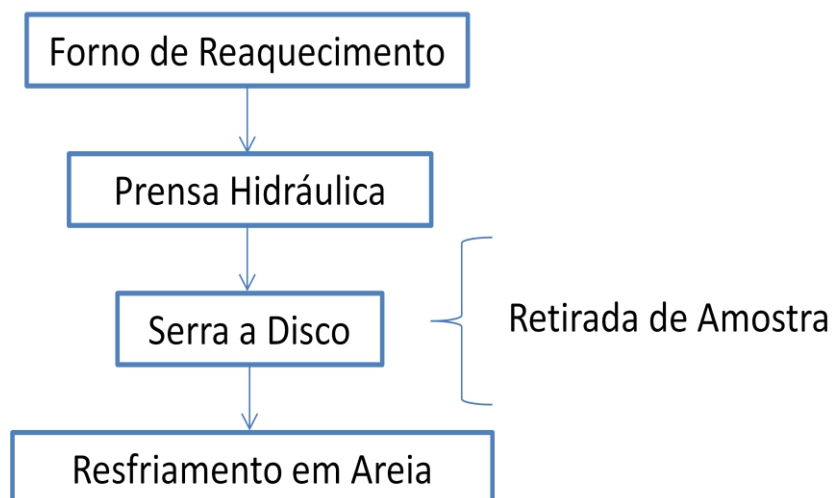


Figura 36: Fluxograma do processo na forjaria (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Em relação aos processos, os comentários gerais constam no capítulo 3.8. Como adendo, é importante definir algumas características do processo de lingotamento e de conformação que impactam drasticamente nos resultados obtidos no presente trabalho.

Lingotamento Convencional: Na Usina Siderúrgica em que foram obtidas as amostras de aço SAE 1050, as lingoteiras são divididas por tamanho. O tamanho da lingoteira utilizada para a fabricação dos lingotes que foram forjados a quente é 7. Tal lingoteira apresenta uma área de pé de 259660 mm² e uma área de topo de 369473 mm². Este tipo de lingoteira se aplica a bitolas forjadas entre 228,7 e 330,2 mm. A figura 37 traz mais detalhes a respeito do dimensional do lingote.

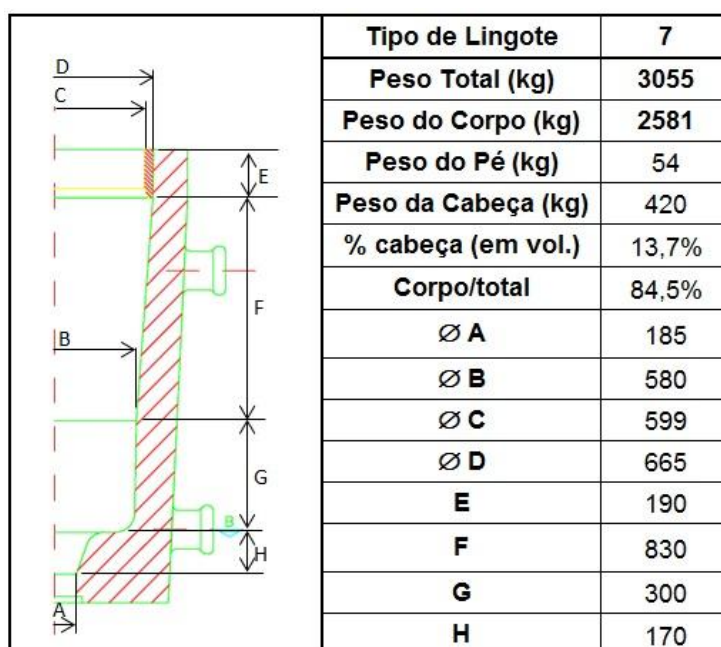


Figura 37: Características físicas e dimensionais do lingote tipo 7 (CHA-IO-700-009, 2015).

Tais lingoteiras são dispostas em conjuntos com 4 delas, sendo ligadas a um canal central em que é feito o vazamento da panela, havendo preenchimento das lingoteiras pelo princípio de vasos comunicantes. Após solidificação, os lingotes são estripados e colocados em capotas térmicas para evitar ou reduzir a chance de formação de trincas térmicas na peça.

Lingotamento Contínuo: O distribuidor é protegido por uma tampa para evitar a reoxidação do banho, reduzindo a formação de inclusões. A transferência de aço

líquido da panela para o distribuidor se dá pelo tubo longo, evitando reoxidação do aço pelo ar atmosférico. Já a transferência do aço líquido do distribuidor para o molde é feita pela válvula submersa. O LC da Usina Siderúrgica fornecedora das amostras tem um formato em curva. Os moldes são equipados com agitadores eletromagnéticos que auxiliam na homogeneização do aço líquido, reduzindo a segregação e quebrando a estrutura colunar formada no tarugo, aumentando sua resistência e reduzindo a formação de inclusões, formando grãos mais refinados. O nome dos agitadores são MEMS e FEMS. O MEMS é aplicado junto ao molde (mold electromagnetic stirring) e o FEMS ao final do processo de solidificação (final electromagnetic stirring).

Laminação: Tanto o trem desbastador (blooming) quanto o trem intermediário consistem de cilindros usinados com diversos canais em que o processo de laminação ocorre. Já o trem acabador apresenta cilindros com apenas um formato de canal. O que difere os dois primeiros trens do último é o número de passes: nos dois primeiros o número de passes depende do grau de redução e do formato da seção desejada; enquanto que no último trem cada gaiola sofre apenas um passe. O que pode mudar é o número de gaiolas no trem acabador, que também depende da seção do produto final de laminação.

Forjamento: A prensa utilizada na forjaria é de matriz aberta de formatos diferentes (arredondada, plana, entre outros), pois as peças forjadas são de grande porte e não há produção em série. Após o processo de forjamento, o eixo é resfriado em uma caixa de areia.

As amostras foram retiradas nas serras, tanto na laminação quanto na forjaria. O transporte das amostras foi feito por caminhão até o laboratório metalúrgico, local onde as análises metalográficas foram realizadas.

Em termos de análise, os equipamentos utilizados foram:

- Composição Química:

Espectrômetro de Emissão Ótica ARL4460: Equipamento, vide figura 38, capaz de medir e quantificar a porcentagem de elementos químicos em uma amostra (no caso presente, amostras de aço retiradas do FEA e do FP). Para análise, as amostras devem conter superfície plana, seca e sem imperfeições que

possam alterar o resultado da análise. A intensidade luminosa é convertida em concentração, gerando a porcentagem de cada elemento na amostra. Os dados são armazenados e tratados em um computador.



Figura 38: Espectrômetro de emissão ótica ARL4460 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

- Análise de Microinclusões:

Microscópio Ótico Olympus BX60: O funcionamento do microscópio ótico consiste na ampliação da imagem através de um conjunto de lentes e com uso de uma luz. A imagem aumenta devido à ação da lente objetiva e da ocular. A luz passa por um condensador, pelo objeto e chega ao canhão de lentes convergentes (ocular e objetiva), formando a imagem. A ocular pode aumentar a imagem em até 10x, enquanto que a lente objetiva pode aumentar a imagem em até 100x, resultando em um aumento total máximo de até 1000x. A figura 39 mostra como é o equipamento.



Figura 39: Microscópio ótico Olympus BX60 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Microscópio Ótico Olympus BX60M: O funcionamento é idêntico ao outro microscópio. O que há de diferente neste, vide figura 40, é a presença de uma câmera interligada ao computador, captando imagens e, desta forma, possibilitando a gravação das metalografias.

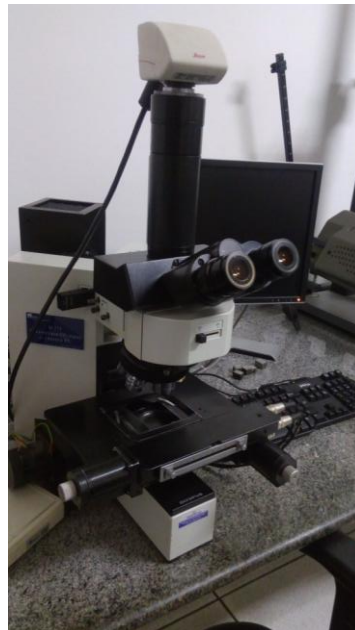


Figura 40: Microscópio ótico Olympus BX60M (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Microscópio Eletrônico de Varredura Aspex: Esse microscópio, mostrado na figura 41, é composto por um filamento de tungstênio, emitindo elétrons que atingem

a amostra e geram a imagem. Para isso, não há uso de sistema ótico, mas sim de um sistema eletromagnético. Além disso, no Aspex é possível verificar os raios-X característicos de determinado elemento químico, podendo assim, definir a composição química de determinada fase através da contagem da quantidade de raios-X característicos detectados (através do sistema EDS acoplado ao microscópio eletrônico de varredura). A característica especial do Aspex é a análise automatizada de partículas. Com isso, é possível monitorar o número e o tipo de inclusões. A partir da análise dos resultados, é possível realizar práticas corretivas na aciaria para melhoria do processo. No laboratório da Usina é praticado um aumento de 1000x, por mais que se possa atingir maiores aumentos. No entanto, haveria perda de resolução devido à trepidação pela atividade na aciaria e pela influência do campo eletromagnético gerado pelos equipamentos ao redor.



Figura 41: Microscópio eletrônico de varredura Aspex (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Nos dois primeiros microscópios foram feitas análises das inclusões em caráter dimensional e de distribuição ao longo da amostra, com certa limitação no aumento da lente, conforme já mencionado anteriormente. O mesmo foi feito no terceiro microscópio, só que com maior resolução. Neste último microscópio também foi realizado a análise da quantificação de inclusões em determinada área da amostra, além da análise química das inclusões, o que nos dois primeiros microscópios só é possível fazer comparativos com a norma utilizada para análise de microinclusões (ASTM E 45).

Para a preparação das amostras no laboratório metalúrgico, foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Preparação das amostras:

Serra Fita Thomas: Serra com operação automática e acionamento pneumático. Equipamento responsável por cortar a amostra retirada da área produtiva em uma amostra apropriada para práticas laboratoriais. A figura 42 mostra como é o equipamento.



Figura 42: Serra fita Thomas (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Embutidora Simplimet 2000 Buehler: É um equipamento, mostrado na figura 43, com sistema de pressão hidráulica para gerar força necessária para embutimento. O tempo utilizado para o processo total de embutimento foi de 12 minutos. Para embutir amostras para análise de quantificação de inclusões no Aspex, foi utilizado uma resina de ferro, numa proporção de 2 unidades de resina para 1 unidade de ferro.



Figura 43: Embutidora Simplimet 2000 Buehler (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Lixadeira Struers AbraPlan-10: Lixadeira automática utilizada para deixar as amostras planas para os processos subsequentes de lixamento e polimento, mostrada na figura 44. Neste equipamento, há a possibilidade de processamento de várias amostras simultaneamente, otimizando o tempo de preparação. No laboratório, a prática segue a retirada de 1 mm de material superficial em uma pedra retificada, com incrementos de 10 μm por passe.



Figura 44: Lixadeira Struers AbraPlan-10 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Lixadeira Struers AbraPol-20: Lixadeira automática utilizada para lixamento e polimento das amostras, mostrada na figura 45. Apresenta características similares ao equipamento anterior, exceto que, para os casos de lixamento e polimento, há um tempo pré-determinado para que o processo seja realizado (geralmente 5 minutos). São duas lixadeiras, sendo que uma utiliza um líquido contendo partículas de diamante de 9 μm e a outra utiliza também um líquido com partículas de diamante, só que de 3 μm .



Figura 45: Lixadeira Struers AbraPol-20 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Politriz: Polimento em feltro de 3 e 1 μm para acabamento do processo de preparação de amostra. Após isso, elas são lavadas com água, secadas e álcool é aplicado para acelerar o processo de secagem.

4.2 MATERIAIS E MÉTODOS APLICADOS

O material escolhido para a realização desse trabalho se deve ao fato de que é uma das poucas qualidades em que há produção por lingotamento contínuo e por lingotamento convencional com composição química similar. Além disso, a larga produção da qualidade SAE 1050 na Usina Siderúrgica fornecedora das amostras possibilita a obtenção de um número razoável de amostras para a obtenção de um resultado aceitável. Em termos de número de amostras, tem-se:

- 11 amostras de aço SAE 1050 oriundas de barras laminadas;
- 9 amostras de aço SAE 1050 oriundas de eixos forjados.

As amostras não foram retiradas de tarugos e de lingotes devido à impossibilidade de realizar tal ação. No entanto, as amostras escolhidas ajudam a ter uma noção sobre a formação de sulfetos. A figura 46 mostra como eram as amostras retiradas dos eixos forjados.



Figura 46: Algumas amostras retiradas dos eixos forjados (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

O aço SAE 1050 é um aço médio carbono, com vasta aplicação. Uma das aplicações mais tradicionais é a construção mecânica, com grande foco no setor automotivo. A partir desse aço, são feitos diversos produtos, como virabrequim, biela, engrenagem, rolamento, parafuso, eixo, manga, cubo de roda, viga, prato de mola, braço de direção, semi-eixo, anéis de junta homocinética, ferramentas manuais e comando de válvula. A composição química característica é: 0,50% C, 0,80% Mn, com máximo de 0,030% P e 0,050% S.

As 11 amostras de barras laminadas são de corridas distintas. As bitolas das barras são 55,56 e 60,33 mm. Já no caso das 9 amostras de eixos forjados de bitola 267,8 mm, são 3 corridas distintas. Isso porque foram retiradas 3 amostras por corrida devido à posição do eixo forjado em relação ao lingote: cabeça, meio e pé. Essa divisão se faz importante neste trabalho para saber se há realmente diferença na formação de sulfetos entre as 3 regiões devido à segregação que ocorre no processo de solidificação já explicado anteriormente nas seções 3.6 e 3.7. As figuras 47 e 48 ajudam a entender como foram selecionadas as amostras.



Figura 47: Seleção de amostras de aço laminado (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

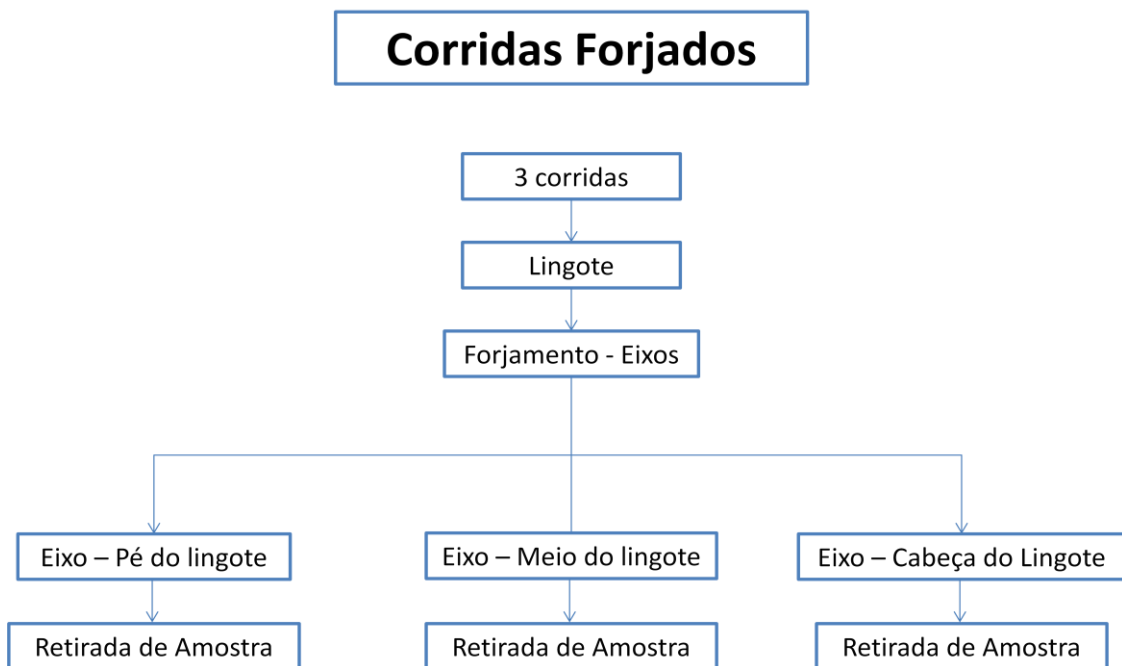


Figura 48: Seleção de amostras de aço forjado (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

As análises de microinclusões foram feitas na seção longitudinal das barras/dos eixos para verificar o efeito do processo de conformação nas inclusões. Isso segue também os critérios da norma internacional e possibilita a visualização do tamanho das inclusões, não fixando apenas no caráter pontual (caso fosse feita a

análise na radial). O tamanho das amostras segue o estipulado pela norma ASTM E45 (2013) que será abordada mais adiante.

No entanto, para a análise quantitativa no Aspex, a região analisada é a radial, pois, neste caso, importa a quantidade (pontos) e não o dimensional. A figura 49 mostra algumas amostras preparadas para análise de características automatizada no Aspex.

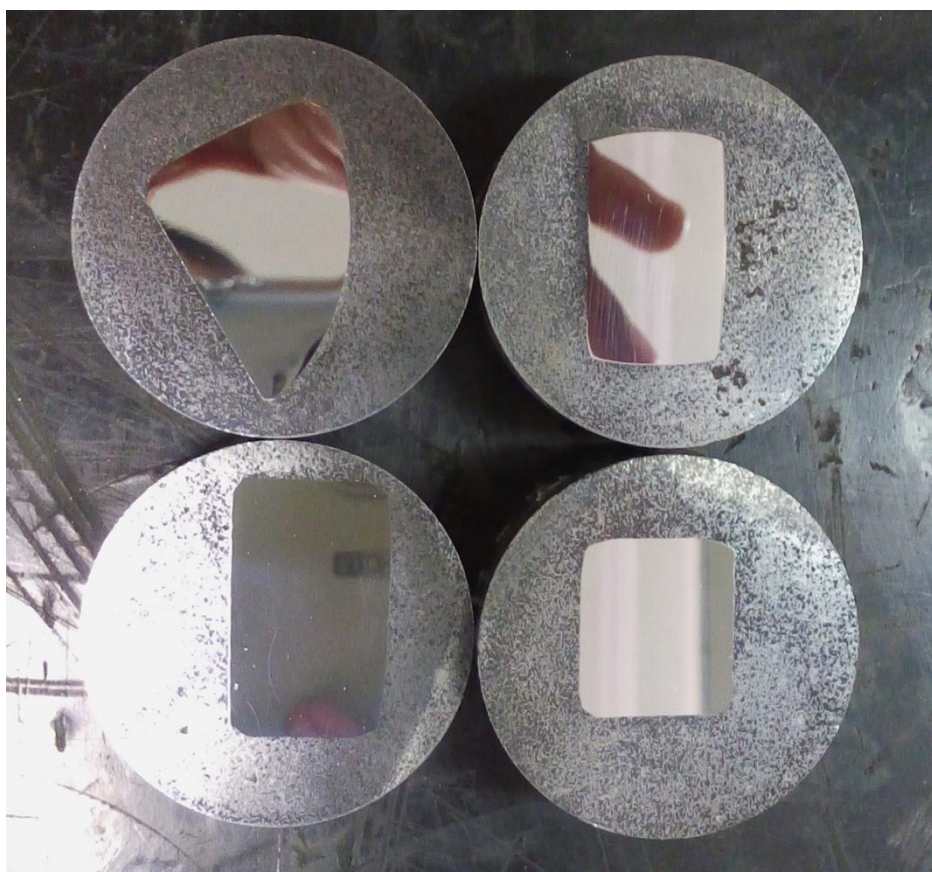


Figura 49: Amostras para análise no MEV Aspex AFA (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

As 20 amostras foram analisadas no microscópio ótico, obtendo, segundo a norma, o grau de cada inclusão. Por mais que o foco se resumisse na verificação de sulfetos, outras inclusões também foram assinaladas apenas em caráter demonstrativo. Devido às limitações de recursos, nem todas as amostras foram analisadas no microscópio ótico com câmera (foram 3 amostras de eixos forjados e 2 de barras laminadas). O mesmo ocorreu no Aspex, sendo analisadas 6 amostras de eixos forjados e 4 amostras de barras laminadas. No modo AFA, foram 3 amostras de eixos forjados e 1 de barra laminada analisadas. No entanto, como os

resultados da análise primária das inclusões (microscópio ótico) foram bem semelhantes entre as classes de amostras, tal limitação, a princípio, não será significativa para a conclusão final, podendo ser considerado um padrão estabelecido entre as amostras. A tabela 5 mostra em qual equipamento cada amostra foi analisada.

Tabela 5 – Divisão das amostras por equipamento – 2016

		Microscópio		
		Ótico	Ótico+Câmera	Aspex
Amostras Forjadas	F1-P	x	x	x
	F1-M	x	x	x
	F1-C	x	x	x
	F2-P	x		x
	F2-M	x		x
	F2-C	x		x
	F3-P	x		
	F3-M	x		
	F3-C	x		
Amostras Laminadas	L1	x	x	x
	L2	x		
	L3	x		x
	L4	x		
	L5	x		
	L6	x		
	L7	x		
	L8	x		
	L9	x	x	x
	L10	x		
	L11	x		x

Fonte: Próprio autor.

Além da análise de composição química das inclusões, o Aspex também foi utilizado para caracterizar os sulfetos e verificar sua distribuição ao longo das amostras. Tais análises foram feitas no modo manual e no modo de análise de características de forma automatizada (AFA). No primeiro modo, o método de análise é o mesmo utilizado no microscópio ótico, só que sem a classificação pela norma ASTM E45 (2013), baseando-se mais na composição química via EDS e na distribuição e na morfologia por análise visual. O segundo modo consiste na varredura automática em uma área de 62,7 mm² da amostra, sendo capturadas

imagens das inclusões detectadas com no mínimo 4 μm de espessura e não importando o comprimento, além da verificação da sua composição, morfologia, entre outros aspectos. No primeiro modo, as amostras analisadas constam na tabela 5 na coluna “Aspex”. No segundo modo, as amostras analisadas foram: F1-M (meio do lingote), F1-C (cabeça do lingote), F1-P (pé do lingote) e L11; sendo as três primeiras amostras de aço forjado e a última é de aço laminado. Os resultados obtidos pelo segundo modo serão apresentados da seguinte forma: um deles é a quantidade de determinado tipo de sulfeto na amostra; o outro é em relação à área ocupada pelos sulfetos em relação à área total de análise (62,7 mm^2). Tais verificações também foram feitas para o número total de inclusões. Para uma abrangência mais detalhada, foram considerados sulfetos de manganês as inclusões com, no mínimo, 40% de enxofre e 40% de manganês, sendo o restante qualquer outro elemento.

Para análise das inclusões nas amostras via microscópio ótico, a norma que embasa o ensaio é ASTM E45 (2013).

4.2.1 ASTM E45: Métodos de Teste-Padrão para Determinação do Teor de Inclusões no Aço (2013)

Os métodos de teste englobam procedimentos para analisar inclusões no grau tipo JK, que é um procedimento sueco para medir inclusões não-metálicas, sendo os métodos A e D os principais (piores campos e baixo teor de inclusões).

Taxa de inclusões nada mais é do que a conversão numérica do comprimento medido das inclusões em um valor que representa comprimento ou contagens, ou os dois. Dependendo da distância entre uma e outra inclusão, elas podem ser consideradas uma só.

Os tipos de inclusões abordados na norma são: sulfetos, aluminas, silicatos e óxidos, sendo caracterizadas pelo tamanho, formato, concentração e distribuição em vez da composição química.

Aço geralmente difere no teor de inclusões não somente de corrida para corrida, mas também de lingote para lingote na mesma corrida e até mesmo em diferentes partes do mesmo lingote. Além disso, o tamanho e o formato da peça conformada influenciam no tamanho e no formato da inclusão. Durante a

conformação, as inclusões são alongadas e se partem de acordo com o grau de redução do aço na seção transversal.

Para fazer comparações entre diferentes corridas, os resultados devem ser expressos de tal maneira que uma média para teor de inclusões de diferentes amostras na corrida possa ser obtida. Deve-se agregar o comprimento de todas as inclusões por área examinada. Pode ser expresso também pelo comprimento da maior inclusão encontrada e o número total de inclusões encontrado.

A área superficial mínima a ser polida para a determinação do teor de inclusões por área é de 160 mm². A área deve ser paralela ao eixo longitudinal do produto. Para amostras com seção circular, deve ser retirado 1/4 da amostra e a área analisada é paralela ao eixo da barra. Para amostras de larga seção, a amostra é retirada do meio raio, também sendo analisada a seção longitudinal. As áreas são polidas antes da análise metalográfica. O polimento deve ser efetivo a ponto de não haver defeitos do processo de preparação. As figuras 50 e 51 mostram os pontos de onde as amostras foram retiradas.

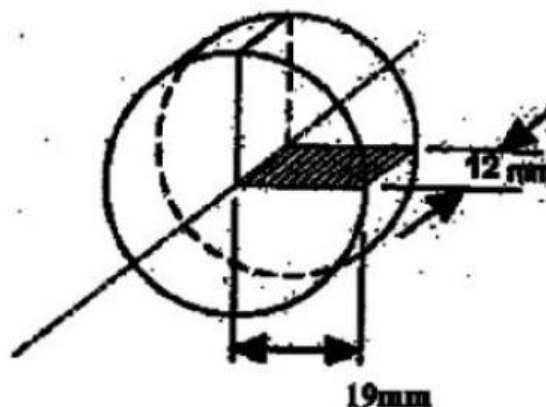


Figura 50: Retirada de amostra de uma peça de seção redonda (ASTM E45, 2013).

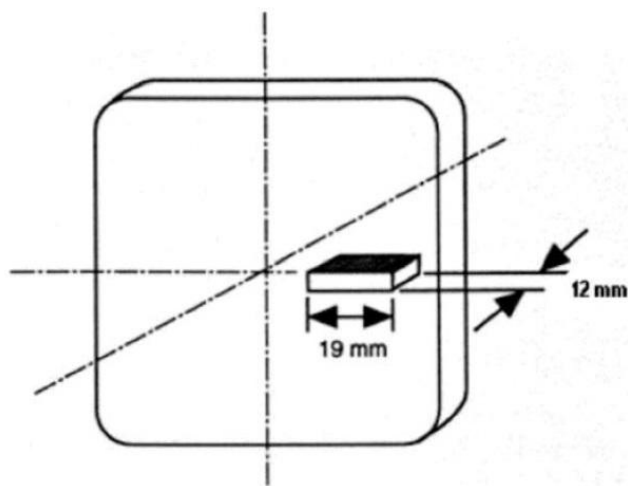


Figura 51: Retirada de amostra de uma peça de seção grande (ASTM E45, 2013).

As inclusões são classificadas da seguinte forma: A-Sulfeto, B-Alumina, C-Silicato e D-Óxido Globular, sendo essas divisões feitas em relação ao formato, enquanto que Fina ou Grossa é em relação à espessura. O nível de severidade da inclusão é avaliado em um campo de 0,50 mm², conforme tabela 6. No caso do tipo de inclusão, a separação é conforme a tabela 7.

Tabela 6 – Valores mínimos para números dos níveis de severidade (Método A) – Adaptado 2013

(mm em 100x ou contagem)				
Severidade	A	B	C	D
0,5	3,7	1,7	1,8	1
1,0	12,7	7,7	7,6	4
1,5	26,1	18,4	17,6	9
2,0	43,6	34,3	32	16
2,5	64,9	55,5	51	25
3,0	89,8	82,2	74,6	36
3,5	118,1	114,7	102,9	49
4,0	149,8	153	135,9	64
4,5	189,8	197,3	173,7	81
5,0	223,0	247,6	216,3	100

Fonte: ASTM E45.

Tabela 7 – Parâmetros das inclusões: diâmetro e profundidade (Métodos A e D) –
Adaptado 2013

Tipo de Inclusão	Série Fina		Série Grossa	
	Profundidade mínima, um	Profundidade máxima, um	Profundidade mínima, um	Profundidade máxima, um
A	2	4	>4	12
B	2	9	>9	15
C	2	5	>5	12
D	2	8	>8	13

Fonte: ASTM E45.

Sobre as diferenças, as inclusões tipo A e C são similares em tamanho e em formato, sendo diferentes na coloração: A é cinza claro e C é preto visto em iluminação em campo claro. Tipo B apresenta no mínimo três partículas óxidas redondas ou angulares. Tipo C consiste em um ou mais óxidos altamente alongados paralelos ao eixo de deformação.

Sobre os métodos, tem-se:

Método A (Piores Campos): Cada campo de 0,50 mm² é comparado ao padrão em busca do pior campo, ou seja, maior nível de severidade entre os tipos de séries de inclusões.

Método B (Comprimento): Varredura em uma área de 160 mm² da amostra com superfície polida em um aumento de 100x. Cada inclusão cujo comprimento for 0,127 mm ou maior será medida e avaliada. O maior comprimento define a severidade do tipo de inclusão.

Método C (Óxidos e Silicatos): Segue o mesmo princípio do método B, exceto pela parte do comprimento. As inclusões são comparadas com imagens-padrão, sendo feita assim a classificação. A imagem mais apropriada define a severidade da inclusão.

Método D (Baixo Teor de Inclusão): Varredura é feita em uma área de 160 mm² da amostra com área polida em um aumento de 100x, sendo analisado cada quadro de 0,50 mm², fazendo a avaliação da severidade do tipo de inclusão.

A análise das inclusões feitas no laboratório metalúrgico segue o método A como base para definição dos resultados. A tabela 8 mostra a divisão por tipo de inclusão e por severidade para determinação inclusionária das amostras.

Tabela 8 – Classificação das inclusões por tipo e por severidade conforme ASTM E45 (2013) – Adaptado 2016

NORMA ASTM E45 - Método A								
TIPO	Sulfeto		Alumina		Silicato		Óxido Globular	
	Largura (mm)		Largura (mm)		Largura (mm)		Diâmetro (mm)	
Fina	AF: 0,002 - 0,004		BF: 0,002 - 0,009		CF: 0,002 - 0,005		DF: 0,002 - 0,008	
Grossa	AG: 0,005 - 0,012		BG: 0,010 - 0,015		CG: 0,006 - 0,012		DG: 0,009 - 0,013	
NÍVEL	Comprimento Total (mm)						Quantidade	
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo
0,5	0,04	0,12	0,02	0,07	0,02	0,07	1	3
1,0	0,13	0,25	0,08	0,17	0,08	0,17	4	8
1,5	0,26	0,43	0,18	0,33	0,18	0,31	9	15
2,0	0,44	0,64	0,34	0,55	0,32	0,50	16	24
2,5	0,65	0,89	0,56	0,81	0,51	0,74	25	35
3,0	0,90	1,17	0,82	1,14	0,75	1,02	36	48
3,5	1,18	1,49	1,15	1,52	1,03	1,32	49	63
4,0	1,50	1,89	1,53	1,96	1,36	1,73	64	80
4,5	1,90	2,22	1,97	2,47	1,74	2,15	81	99
5,0	2,23	#	2,48	#	2,16	#	100	#

Fonte: Próprio autor.

A tabela 8 nada mais é do que a junção das tabelas 6 e 7, com adaptações para facilitar a classificação das inclusões. Tal análise foi realizada no microscópio ótico em campos de 0,50 mm². Caso houvesse uma inclusão dentro desse campo, a mesma seria medida e comparada com as faixas de valores apresentadas na tabela 8, com aumento de 100x pelo conjunto de lentes. Tal medição é possibilitada pela existência de uma escala no microscópio, permitindo tal ação. Não somente o comprimento foi medido, mas também a espessura para que houvesse a definição de inclusão fina ou grossa.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, serão tratados os resultados das análises metalográficas e discutidos os valores obtidos, mencionando e comparando com a revisão da literatura.

5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS CORRIDAS DE AÇO

A formação de inclusões de sulfetos depende do processo de solidificação e da composição química. Como mencionado anteriormente na revisão da literatura, é mais provável a formação de FeS, MnS e CaS, sendo esse último relativo ao processo de modificação de inclusões pela adição de Ca. Entre FeS e MnS, o último é mais estável e mais desejável. Para sua formação, é preciso que a relação %Mn/%S no aço seja de, no mínimo, 4 (CHIAVERINI, 1996).

Desta forma, a primeira ação a ser tomada foi de verificar a composição química das corridas de aço SAE 1050 para ver se atende a tal exigência, mostrado na tabela 9.

Tabela 9 - Composição química (% em massa) das corridas de aço SAE1050 – 2016

Corrida	Código	Bitola (mm)	Elemento										
			%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	%Cu	%Mn/%S
Corridas Laminados	L1	60,33	0,51	0,23	0,88	0,018	0,023	0,13	0,06	0,01	0,010	0,23	38,26
	L2	55,56	0,51	0,24	0,86	0,013	0,023	0,13	0,09	0,02	0,011	0,20	37,39
	L3	55,56	0,51	0,25	0,80	0,016	0,024	0,12	0,08	0,02	0,010	0,22	33,33
	L4	55,56	0,51	0,21	0,70	0,021	0,026	0,20	0,14	0,03	0,011	0,24	26,92
	L5	60,33	0,52	0,25	0,84	0,020	0,024	0,10	0,07	0,02	0,012	0,22	35,00
	L6	60,33	0,50	0,23	0,76	0,017	0,024	0,13	0,16	0,03	0,009	0,22	31,67
	L7	55,56	0,51	0,23	0,77	0,016	0,023	0,09	0,16	0,03	0,010	0,22	33,48
	L8	60,33	0,51	0,24	0,76	0,017	0,024	0,10	0,14	0,03	0,008	0,22	31,67
	L9	55,56	0,51	0,22	0,81	0,014	0,025	0,17	0,09	0,02	0,009	0,19	32,40
	L10	60,33	0,51	0,22	0,78	0,016	0,024	0,13	0,08	0,02	0,008	0,24	32,50
	L11	60,33	0,53	0,21	0,79	0,018	0,025	0,16	0,11	0,03	0,009	0,22	31,60
Corridas Forjados	F1	267,8	0,49	0,27	0,78	0,015	0,008	0,20	0,12	0,03	0,021	0,18	97,50
	F2	267,8	0,50	0,26	0,79	0,012	0,008	0,12	0,12	0,03	0,023	0,19	98,75
	F3	267,8	0,50	0,26	0,80	0,018	0,007	0,13	0,10	0,02	0,023	0,14	114,29

Fonte: Próprio autor.

Pela análise elementar da composição química, percebe-se que não há uma grande variação entre as corridas para os elementos C, Si, Mn, P, Cr, Ni e Cu. O alumínio apresenta um teor maior nas corridas de aços forjados, provavelmente pela necessidade de maior desoxidação devido ao processo de solidificação ser diferente das corridas de aços laminados (há maior exposição à atmosfera, facilitando a reoxidação durante a solidificação). O elemento que apresenta maior discrepância entre aços forjados e laminados é o enxofre. Pela menor quantidade de enxofre nas corridas de aço forjado, espera-se que a formação de sulfetos seja bem menor do que nas corridas de aço laminado. No entanto, todas as corridas apresentam relação $\%Mn/\%S$ no aço suficiente para formação de sulfetos de manganês.

A tabela 9 também mostra o código de cada amostra (laminada ou forjada) e a bitola do produto laminado/forjado. O tamanho da seção transversal se faz importante na distribuição das inclusões ao longo do produto, pois quanto maior a área, maior a distribuição, apesar de que, conforme mostrado nos capítulos 3.7 e 3.8, os sulfetos costumam se concentrar na região central superior do lingote. A questão da bitola reflete também na região analisada, pois, como mostrado na parte de métodos de análise de inclusões, em peças grandes a amostra é retirada a meio raio, enquanto que peças de seção redonda, a amostra é 1/4 da seção. Isso já demonstra que, conforme a segregação positiva apresentada por Porter et al. (2009) e Müller (2002) se dá nas regiões superiores e próximas ao molde, a maior concentração de sulfetos não será analisada se tratando das amostras de aço forjado (amostra supostamente retirada da região de segregação negativa). Para aço laminado, tal informação não foi encontrada.

5.2 ANÁLISE FÍSICA DAS INCLUSÕES

Os resultados dessa primeira análise estão exibidos nas tabelas 10 e 11, sendo feita a separação das amostras forjadas (tabela 10) das amostras laminadas (tabela 11).

Tabela 10 - Resultados da análise inclusionária nas amostras forjadas – 2016

TIPO	Sulfeto		Óxido Globular	
	Largura (mm)		Diâmetro (mm)	
Fina	AF: 0,002 - 0,004		DF: 0,002 - 0,008	
Grossa	AG: 0,005 - 0,012		DG: 0,009 - 0,013	
NÍVEL	Comprimento Total (mm)		Quantidade	
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo
0,5	0,04	0,12	1	3
1,0	0,13	0,25	4	8
1,5	0,26	0,43	9	15
	AF	AG	DF	DG
F1-P	1,0	0,5	1,0	0,0
F1-M	1,0	0,5	1,0	0,0
F1-C	1,0	1,0	1,0	0,5
F2-P	1,0	1,0	1,0	0,0
F2-M	1,0	1,0	1,0	0,5
F2-C	1,0	1,0	1,0	0,5
F3-P	1,0	1,5	1,0	0,5
F3-M	1,0	1,5	1,0	0,5
F3-C	1,0	1,5	1,0	0,5

Fonte: Próprio autor.

Verificando os resultados da análise de inclusões nas amostras forjadas (tabela 10), percebe-se que há uma constância em relação à severidade da inclusão de sulfeto tipo fina, com comprimento entre 0,13 e 0,25 mm e espessura entre 0,002 e 0,004 mm. Em relação à inclusão de sulfeto tipo grossa, percebe-se que não há um padrão entre as amostras retiradas do pé (Fx-P), do meio (Fx-M) e da cabeça (Fx-C). Exceto pela diferença entre a amostra da cabeça e as amostras do pé e do meio da amostra F1, o nível obtido foi o mesmo nas três posições do lingote possíveis. Abrindo mais a discussão nesse tipo de inclusão, percebe-se pela composição química que a amostra F1 apresenta a menor relação %Mn/%S das amostras forjadas (97,50), enquanto a amostra F3 apresenta a maior relação %Mn/%S (114,29). Considerando que o modo de solidificação foi o mesmo (por se tratar do mesmo produto feito), presume-se que maior relação %Mn/%S acarretou na aglomeração de sulfetos para formar inclusões mais compridas, enquanto que nos casos com menor relação %Mn/%S, a difusão não foi efetiva o suficiente para formar inclusões mais compridas. Com isso, das amostras forjadas foram

encontradas inclusões de sulfetos variando na espessura de 0,002 a 0,012 mm, com comprimento variando de 0,04 a 0,43 mm.

As figuras 52 a 54 são das amostras forjadas F1, com algumas medições corroborando com o resultado da análise inclusionária.

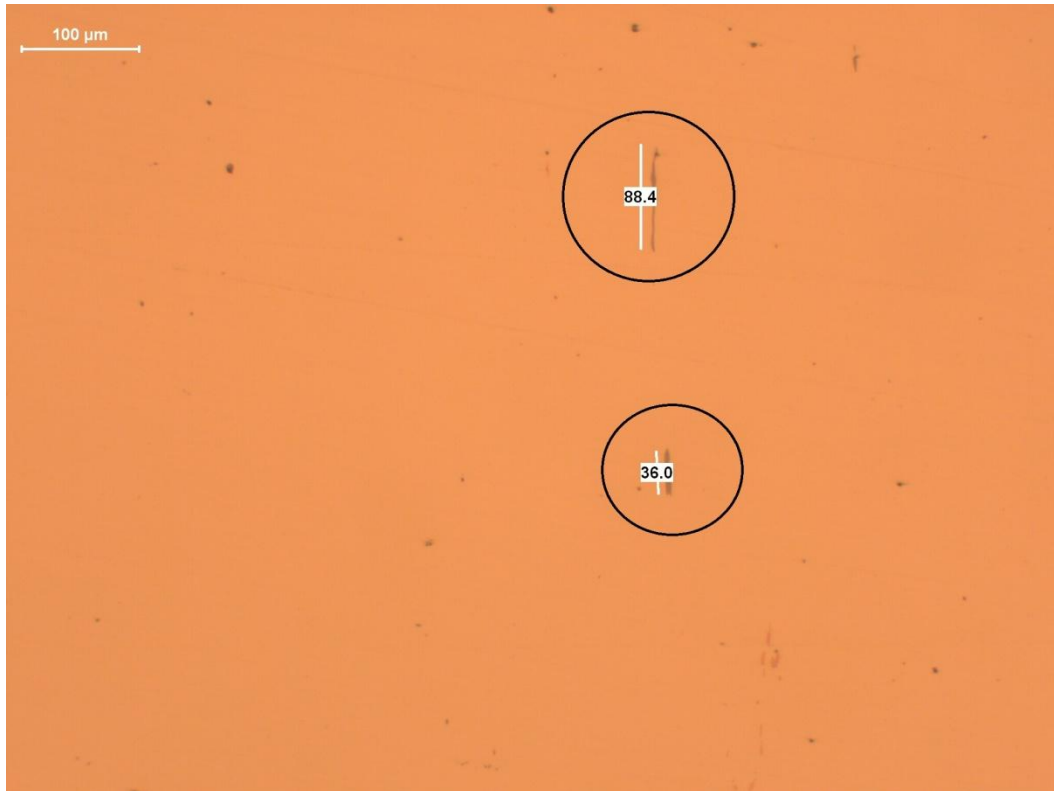


Figura 52: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra F1-M (retirada do eixo formado pelo meio do lingote) em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

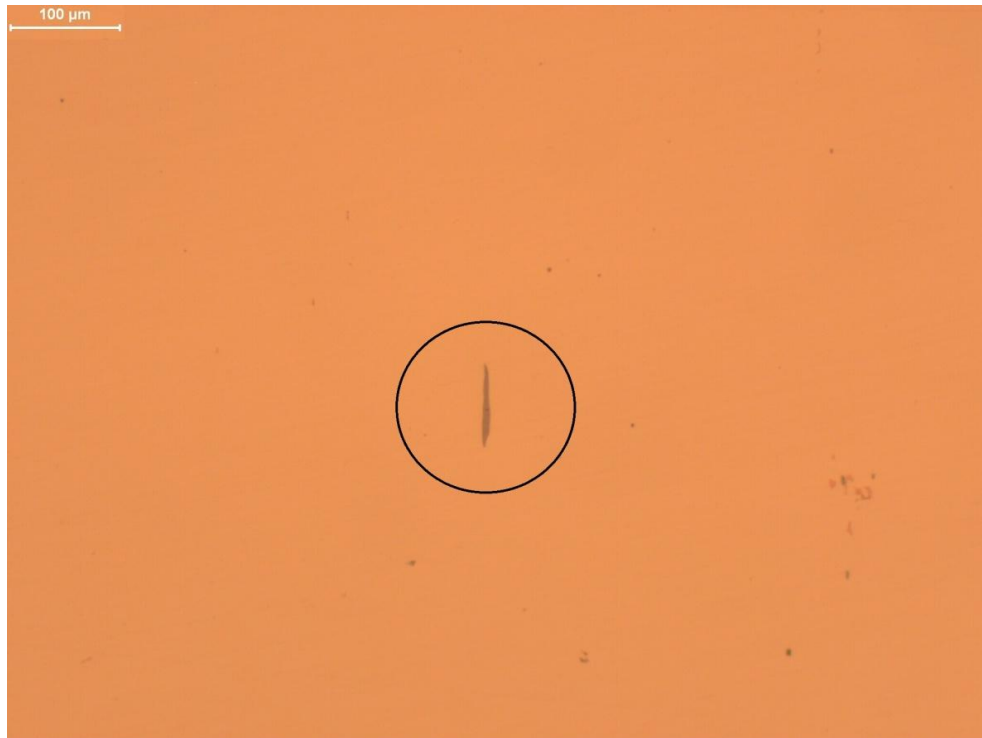


Figura 53: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra F1-C (retirada do eixo formado pela cabeça do lingote) em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

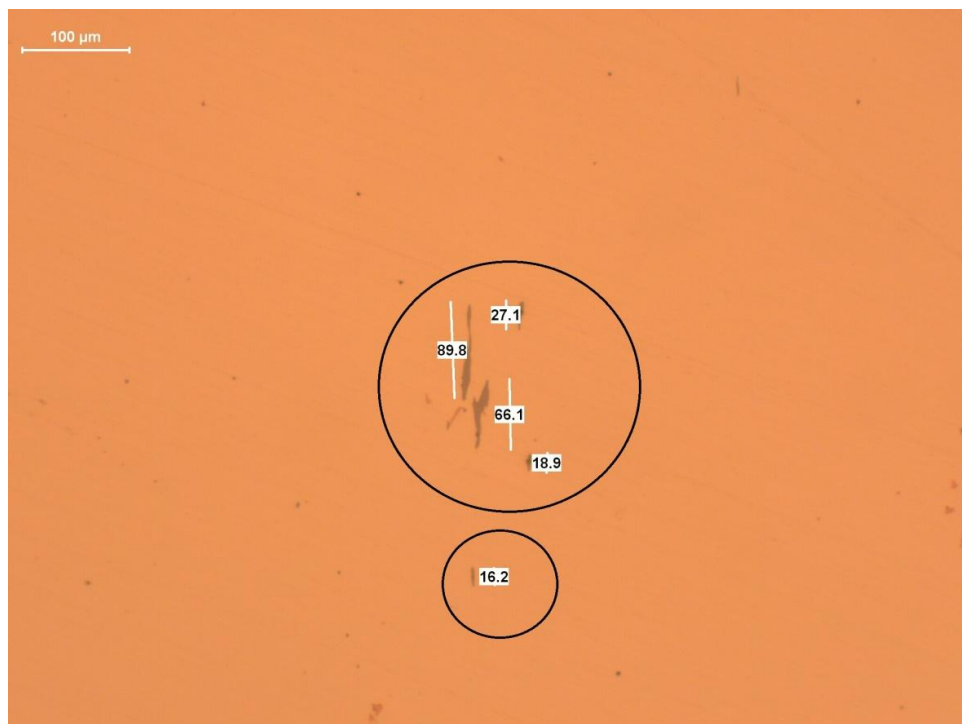


Figura 54: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra F1-P (retirada do eixo formado pelo pé do lingote) em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Percebe-se grande diferença das figuras em termos de distribuição inclusionária. A figura 54 mostra uma maior concentração de sulfetos no pé do lingote, mas com menor tamanho, caracterizando segregação de soluto ocorrida durante a solidificação do lingote. Outra característica importante vista nessa figura é a quantidade de sulfetos pequenos próximos um do outro, mostrando que não houve tempo suficiente para que se unissem para formar um sulfeto maior. Isso está de acordo com a maior taxa de resfriamento em relação à cabeça do lingote. A figura 52, que traz a análise inclusionária do meio do lingote, mostra menos sulfetos presentes, mas com tamanhos similares ao apresentado no pé do lingote. Na figura 53, que aborda a parte da cabeça do lingote, poucos sulfetos foram encontrados, mas com tamanhos similares aos maiores encontrados nas outras amostras.

Tais resultados comprovam que a difusão desempenhou um papel importante para a formação desses sulfetos, sendo que quanto mais alta a posição no lingote, mais tempo teve o enxofre e o manganês para difundir, formando sulfetos maiores em extensão e em menor quantidade. O que não está de acordo com o que foi apresentado por Porter et al. (2009), Müller (2002) e Kiessling e Lange (1978) é a formação preferencial dos sulfetos, pois se esperava que houvesse maior formação na região central superior do lingote, o que não foi comprovado. O que pode explicar tal discordância é o baixo teor de enxofre da corrida de aço dessas amostras (0,008% S), enquanto que a Kiessling e Lange (1978) dizem que tal comportamento se dá em aços com maior teor de enxofre (0,30%). Talvez o ponto mais importante seja em relação à posição da amostra retirada, pois a mesma foi retirada a 1/2 raio e não da região central, onde Müller (2002) e Porter et al. (2009) mostram que é a região de segregação negativa. Entende-se que as amostras abordam a região de segregação positiva formada próxima ao molde, ocasionando neste resultado.

Sobre o formato, não fica claro se são do tipo II ou do tipo X, ou seja, corrente ou irregular, conforme a classificação de Sims. Em todas as amostras é possível verificar a presença de óxidos, cujo resultado está expresso na tabela 10, provavelmente originados por reoxidação durante o vazamento para as lingoteiras ou durante a solidificação do aço. Como não é o foco do trabalho, não serão feitas observações adicionais.

A tabela 11 traz os resultados obtidos da análise inclusionária das amostras laminadas, ou seja, do aço oriundo do lingotamento contínuo.

Tabela 11 – Resultados da análise inclusionária nas amostras laminadas – 2016

TIPO	Sulfeto		Óxido Globular	
	Largura (mm)		Diâmetro (mm)	
Fina	AF: 0,002 - 0,004		DF: 0,002 - 0,008	
Grossa	AG: 0,005 - 0,012		DG: 0,009 - 0,013	
NÍVEL	Comprimento Total (mm)		Quantidade	
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo
0,5	0,04	0,12	1	3
1,0	0,13	0,25	4	8
1,5	0,26	0,43	9	15
	AF	AG	DF	DG
L1	1,5	0,5	1,0	0,5
L2	1,5	0,5	1,0	0,0
L3	1,5	1,0	1,0	0,0
L4	1,5	0,5	1,0	0,5
L5	1,5	0,5	1,0	0,0
L6	1,5	0,5	1,0	0,0
L7	1,5	0,5	1,0	0,0
L8	1,5	0,5	1,0	0,0
L9	1,5	0,5	1,0	0,0
L10	1,5	0,5	1,0	0,0
L11	1,5	0,5	1,0	0,0

Fonte: Próprio autor.

Nota: * = B3G; ** = B2,5G.

Pela análise da tabela 11, percebe-se que há uma estabilização em termos de resultado, o que remete a um processo estável e previsível. Em todas as 11 amostras foram encontrados sulfetos com tamanho entre 0,26 e 0,43 mm; e com espessura entre 0,002 e 0,004 mm. O mesmo vale para sulfetos tipo grosso, com comprimento entre 0,04 e 0,12 mm; e espessura entre 0,005 e 0,012 mm, exceto para a amostra L3 em que foi encontrado um sulfeto mais comprido. Percebe-se que há diferenças em termos de resultados considerando o processo de solidificação do aço e de conformação. Enquanto que nos forjados há uma grande variação do comprimento e da espessura dos sulfetos em determinadas regiões do lingote, o mesmo não ocorre para os laminados. Além disso, os sulfetos tipo grosso apresentam maior severidade nas amostras forjadas (entre 0,5 e 1,5), visto que o processo de solidificação é mais lento comparando lingotamento convencional com lingotamento contínuo. Isso significa que há maior tempo para difusão de enxofre e

manganês para formar sulfetos do tipo grosso mais compridos, enquanto que nos laminados os sulfetos mais compridos são finos. Outra possibilidade para haver sulfetos mais grossos nas amostras forjadas se dá pelo processo de conformação ser menos agressivo, ou seja, a laminação consegue deformar mais o sulfeto do que o forjamento, tendo maior resultado no afinamento dos sulfetos. O impacto do processo de solidificação é mais visível em termos de distribuição ao longo da amostra, que pode ser visto nas figuras 55 e 56.

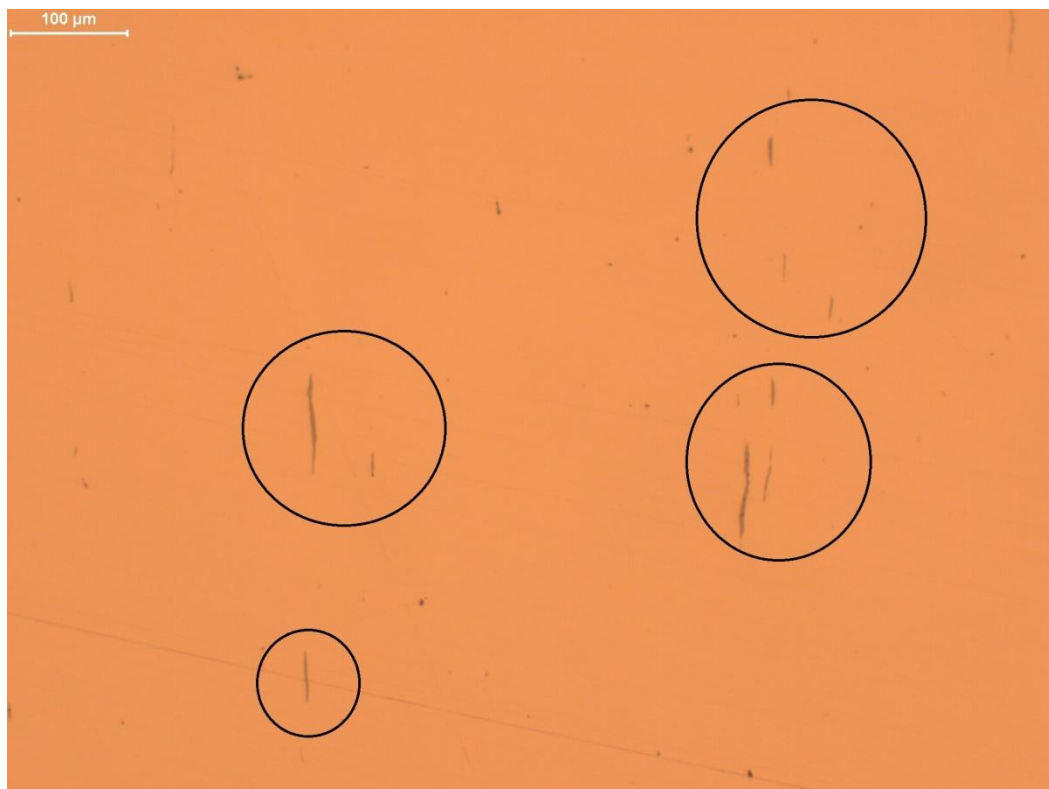


Figura 55: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra L1 em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

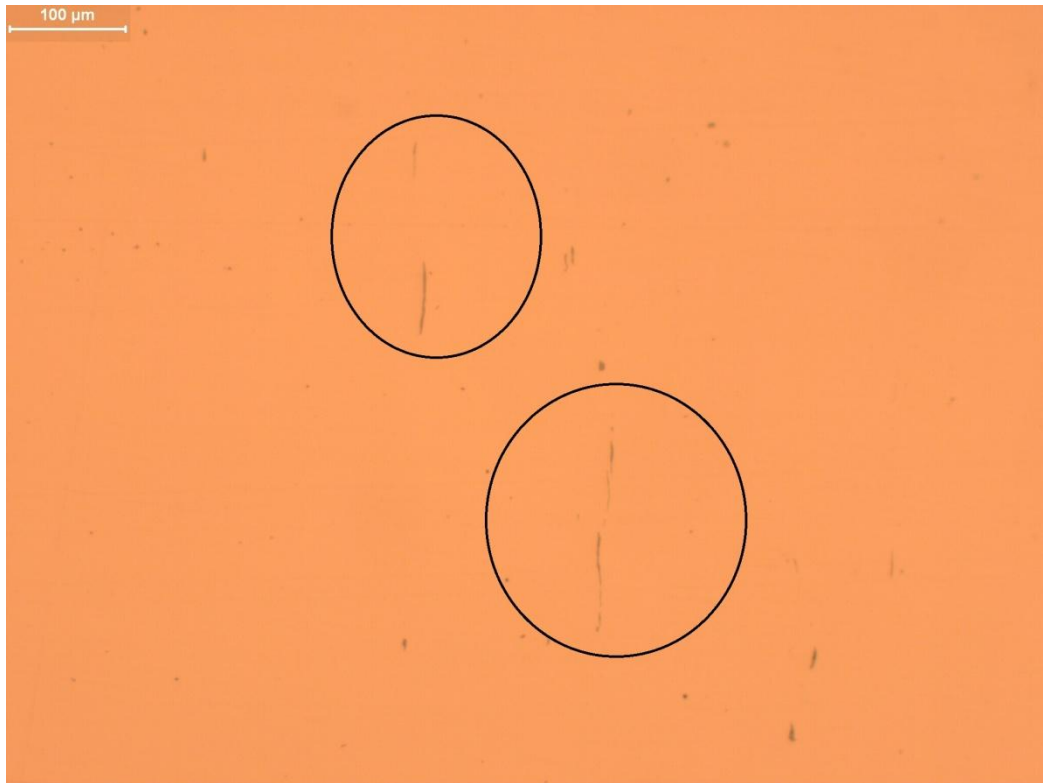


Figura 56: Inclusões do tipo sulfeto marcadas na amostra L9 em um aumento de 100x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Sobre a distribuição, em ambas as amostras é perceptível uma maior quantidade de sulfetos em relação às figuras das amostras de aços forjados. Isso está fortemente relacionado à maior quantidade de enxofre nas amostras de aço laminado, como mostrado na tabela 9. Além disso, os sulfetos são mais dispersos na região analisada, sendo que essa característica pode ser traduzida como uma maior taxa de resfriamento, havendo pontos diversos de segregação de soluto, formando sulfetos. Também há uma diversificação de tamanhos apresentados entre os sulfetos formados, o que não ocorreu nas amostras forjadas. Isso é uma clara evidência da influência do processo de solidificação, com menor tempo para difusão do soluto e mais regiões com segregação, principalmente nos espaços interdendríticos formados durante a formação da região colunar. Sobre o formato, percebe-se que são do tipo corrente, segundo a classificação de Sims. Como visto na tabela, os óxidos são, em sua maioria, finos, havendo maior dificuldade de encontrá-los na região amostral. Por isso, nas figuras 55 e 56 é mais difícil detectá-los. Também há uma informação na tabela a respeito da formação de alumina em

duas amostras: L8 e L11. A presença deste tipo de inclusão pode ser devido à desoxidação com Al e/ou a não incorporação da alumina pela escória.

5.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS INCLUSÕES

Como dito anteriormente, o microscópio ótico apenas fornece a imagem das inclusões e o tipo é determinado pelo conhecimento e pela norma. No caso da definição da composição química da inclusão, a experiência e a rotina de laboratório ajudam na caracterização. Já no microscópio eletrônico de varredura, a composição química da inclusão é possível ser obtida devido ao EDS, um sistema de energia dispersiva que faz contagens da energia recebida devido à emissão de elétrons na amostra. As figuras 57 a 62 apresentam o ponto da figura em que a análise de composição química foi feita junto com o resultado da análise. Como antes, o início se dá pelas amostras de aço via lingotamento convencional.



Figura 57: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F1-M (meio do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

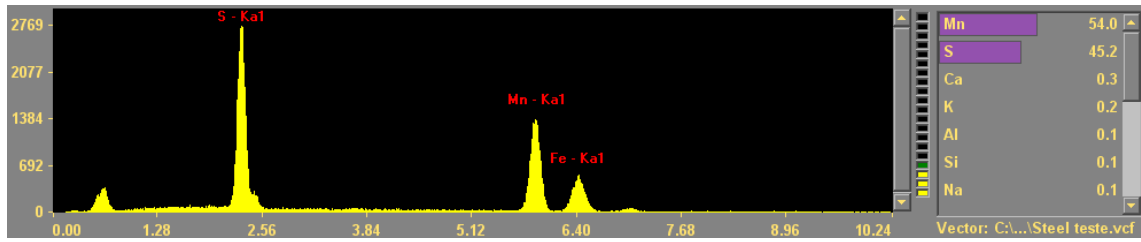


Figura 58: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F1-M (meio do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).



Figura 59: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F1-C (cabeça do lingote) para análise de EDS e marcação com círculo do precipitado de titânio em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

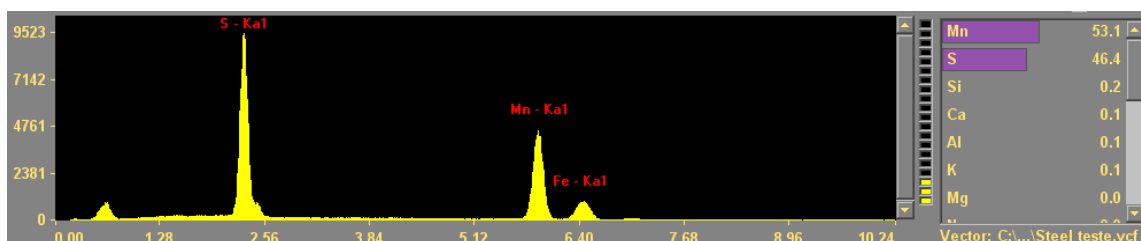


Figura 60: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F1-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).



Figura 61: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F1-P (pé do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

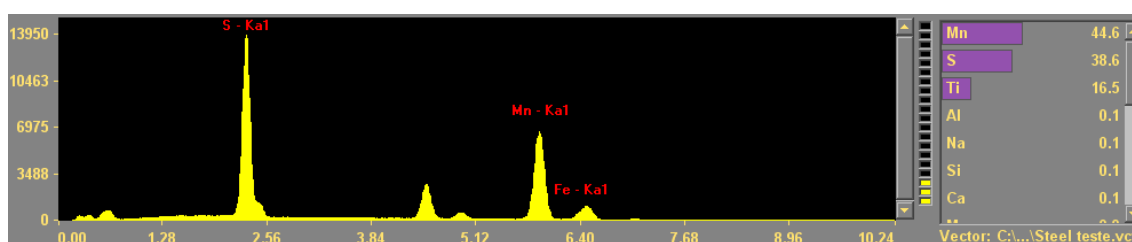


Figura 62: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F1-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Pelas figuras 58, 60 e 62, percebe-se que os sulfetos presentes nas amostras são de manganês, como era esperado, sendo que na amostra F1-P também há Ti. Titânio é utilizado para refinar o grão e sua presença era esperada nas amostras de aço forjado. A figura 59 apresenta um precipitado de Ti com morfologia angular facetada, algo esperado nessas amostras. Devido à similaridade da morfologia, acredita-se que as outras inclusões alongadas caracterizadas como sulfetos também

sejam de manganês. Os mesmos resultados foram encontrados nas inclusões de sulfetos analisadas na amostra F2, o que também era esperado. As figuras das análises da amostra F2 se encontram na parte “Apêndice A”.

A figura 63 apresenta uma inclusão dupla, com a presença principal de alumínio, o que pode ser comprovado na figura 64.

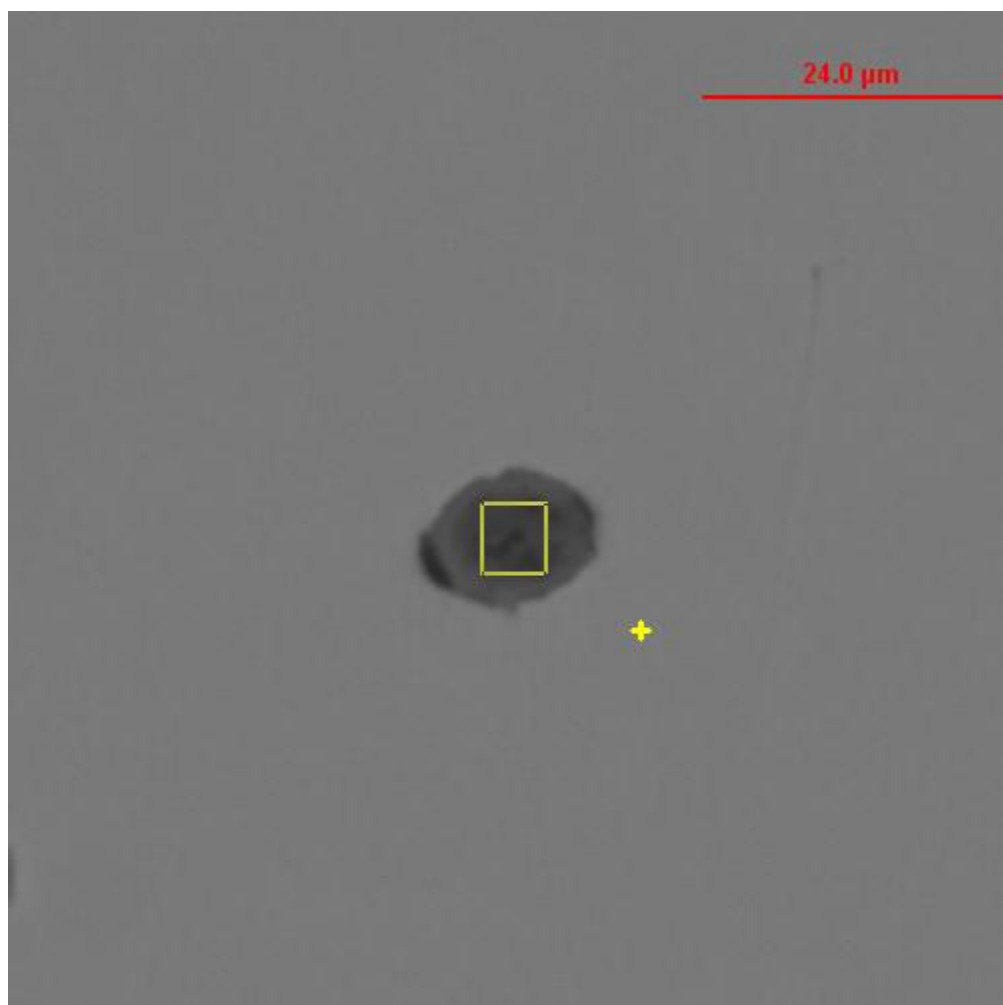


Figura 63: Marcação em amarelo da inclusão dupla da amostra F1-P (pé do lingote) para análise de EDS em um aumento de 2500x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

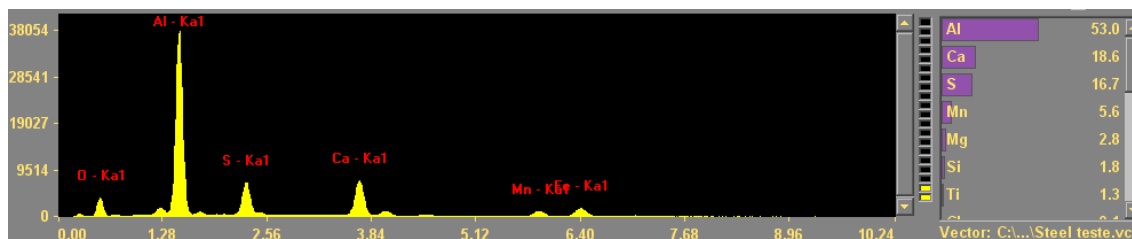


Figura 64: Resultado da composição química da inclusão dupla da amostra F1-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Pela composição química, percebe-se também que há cálcio, enxofre e oxigênio, podendo ser classificado como um cálcio-aluminato. A presença de enxofre, nesse caso, mostra que não há apenas uma inclusão nesse ponto. Assim, acredita-se que esse cálcio-aluminato está em conjunto com o sulfeto. Dessa visão, não se pode ter certeza em relação ao formato do sulfeto. Esse tipo de inclusão também foi encontrado na amostra F2-C. A diferença é que na amostra F1-P tal inclusão está no pé do lingote, enquanto que na amostra F2-C está na cabeça do lingote. A caracterização das amostras F2 pode ser vista na parte “Apêndice A”, que também apresenta figuras com medidas das inclusões e visão em menor aumento para verificar novamente a distribuição das inclusões no aço.

As figuras 65 e 67 mostram as inclusões de sulfeto analisadas, enquanto que as figuras 66 e 68 apresentam o resultado da composição química via EDS das amostras de aço laminado.



Figura 65: Marcação em azul da inclusão de sulfeto da amostra L9 para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

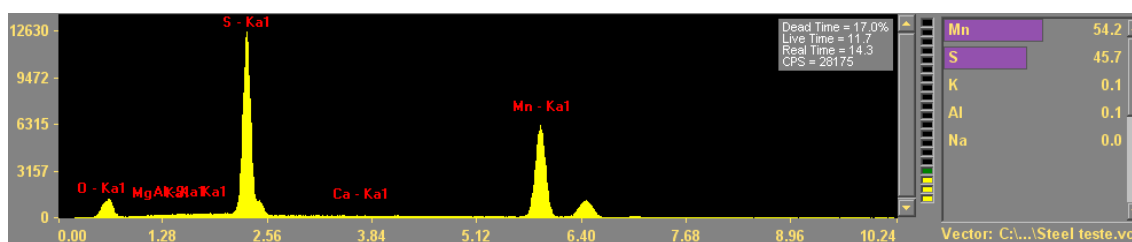


Figura 66: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra L9 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

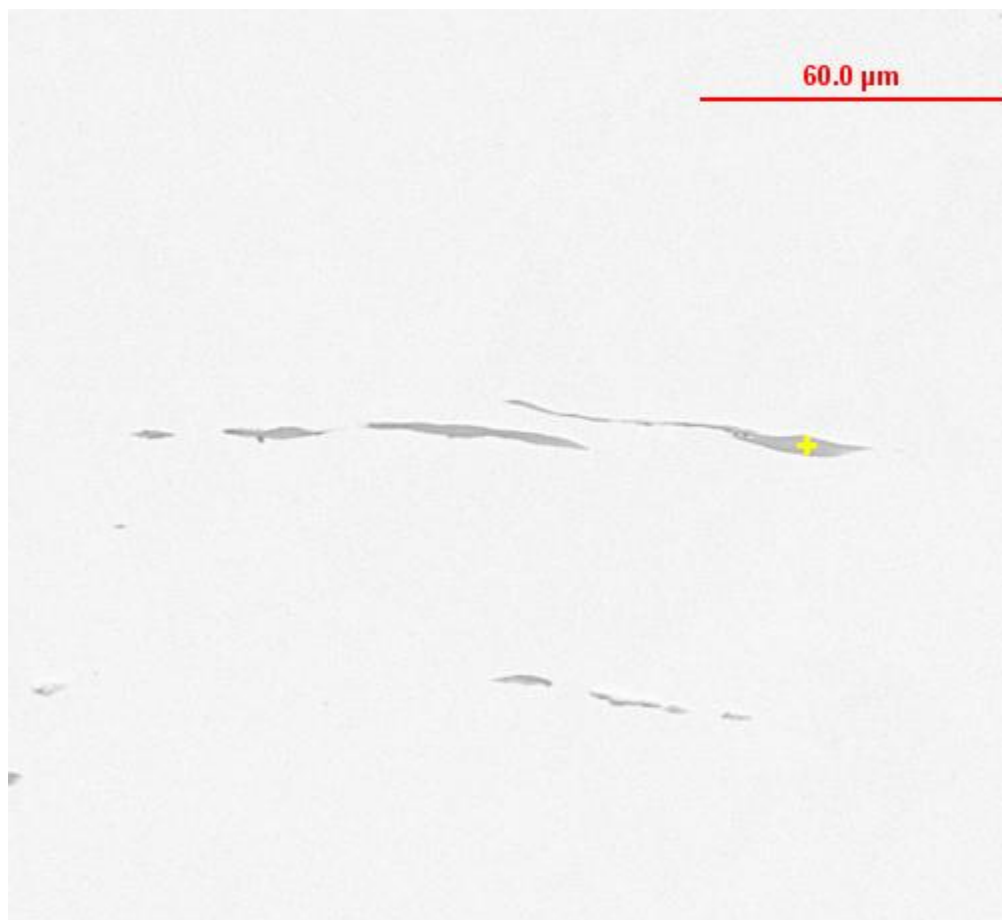


Figura 67: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra L1 para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

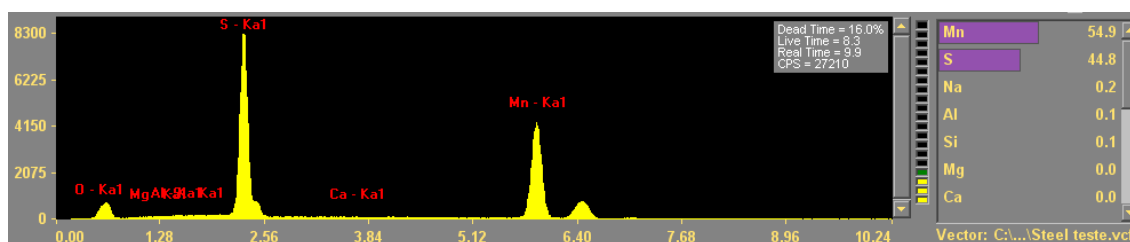


Figura 68: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra L1 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Nas amostras de aço laminado, o resultado da composição química em todos os casos foi o mesmo: MnS. Diferente do que ocorreu nas amostras de aço forjado, não houve formação de inclusão mista, nem precipitação de titânio. Isso é mais um demonstrativo da importância da solidificação na formação das inclusões e precipitados. Por ser mais lenta a solidificação no lingotamento convencional, a formação de inclusões mistas e pouco espalhadas é favorecida, por haver maior

tempo para difusão dos elementos segregados. Na parte “Apêndice A” podem ser vistas mais figuras das amostras laminadas, com visão em menor aumento para confirmar o maior número de sulfetos na amostra de aço laminado em relação ao aço forjado. Também há as medidas das inclusões analisadas e as figuras das análises das amostras L3 e L11, que apresentam resultados similares aos das amostras L9 e L1.

5.4 DISTRIBUIÇÃO DOS TIPOS DE SULFETOS

O último ensaio feito para a caracterização dos sulfetos também foi realizado no Aspex, só que no modo de análise de características de forma automatizada (AFA), mostrando a quantidade de determinado tipo de sulfeto na amostra e área ocupada pelos sulfetos em relação à área total de análise (62,7 mm²). A figura 69 mostra a quantidade de sulfetos distribuída por composição química na amostra F1-M.

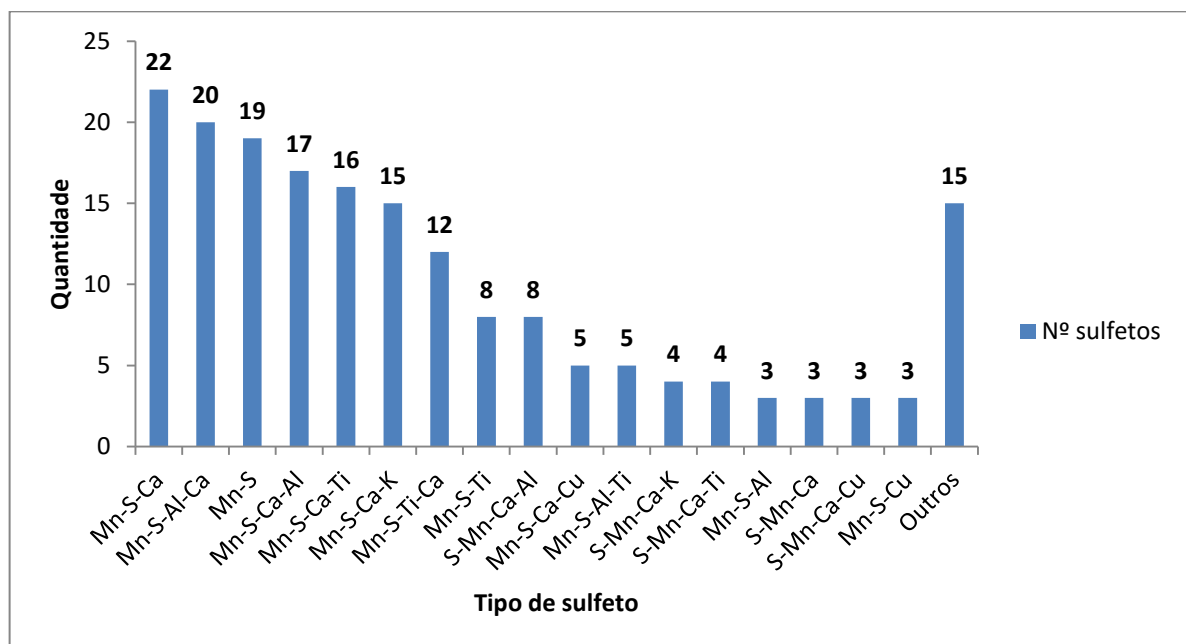


Figura 69: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-M (meio do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Pela análise da figura 69, percebe-se que os sulfetos apresentam quatro elementos principais: Mn, Ca, Al e Ti. O manganês é majoritário, enquanto que

cálcio, alumínio e titânio são secundários, com baixos teores. Ca apresenta característica de modificador de inclusões, Al é um forte desoxidante e Ti é um bom refinador de grão. Esses elementos eram esperados na composição química desse aço e, por segregação, eventualmente aparecem atrelados ao MnS. Isso pode ser percebido pelo grande número de tipos de inclusões com quantidades próximas.

A figura 70 apresenta a quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-C.

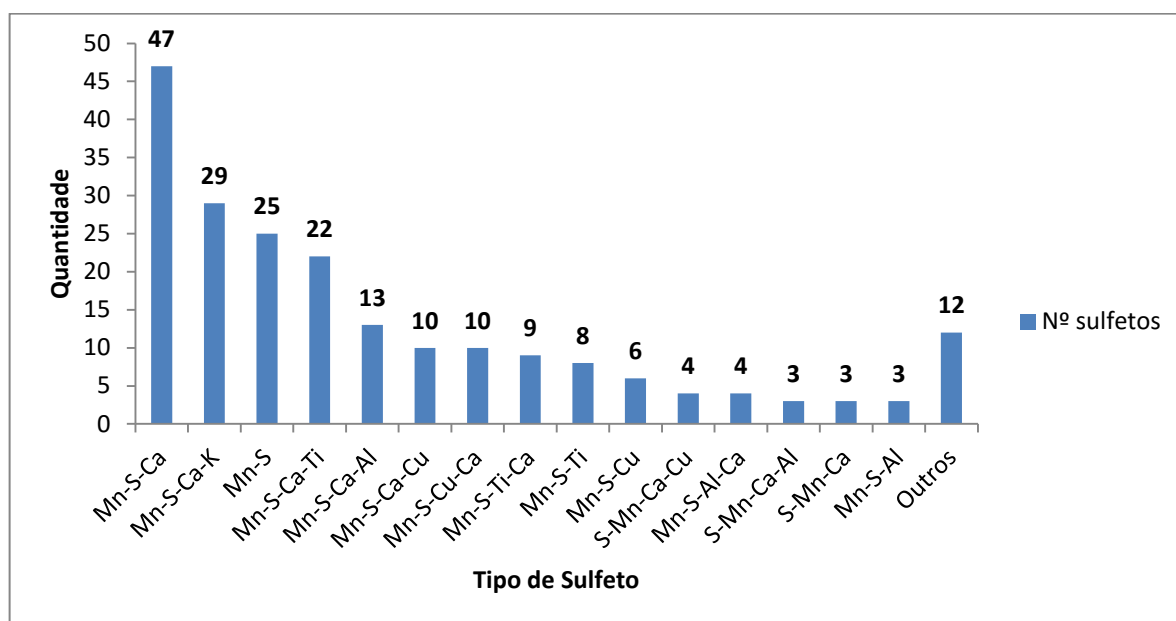


Figura 70: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

O resultado da amostra F1-C (figura 70) mostra que há predomínio do tipo de sulfeto Mn-S-Ca, com composição majoritariamente formada por Mn e S. O potássio, aparentemente, é um erro de leitura do sistema, o que pode ocorrer quando a energia característica do elemento é muito próxima a de outro elemento. Além do Ca, Al e Ti, elementos que já haviam sido comentados, o Cu é outro elemento que também está presente nos sulfetos. Por ser um elemento que não volatiliza nem se incorpora na escória, acaba ficando como residual, sendo que uma de suas ligações preferenciais é com o enxofre.

A figura 71 mostra a quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-P.

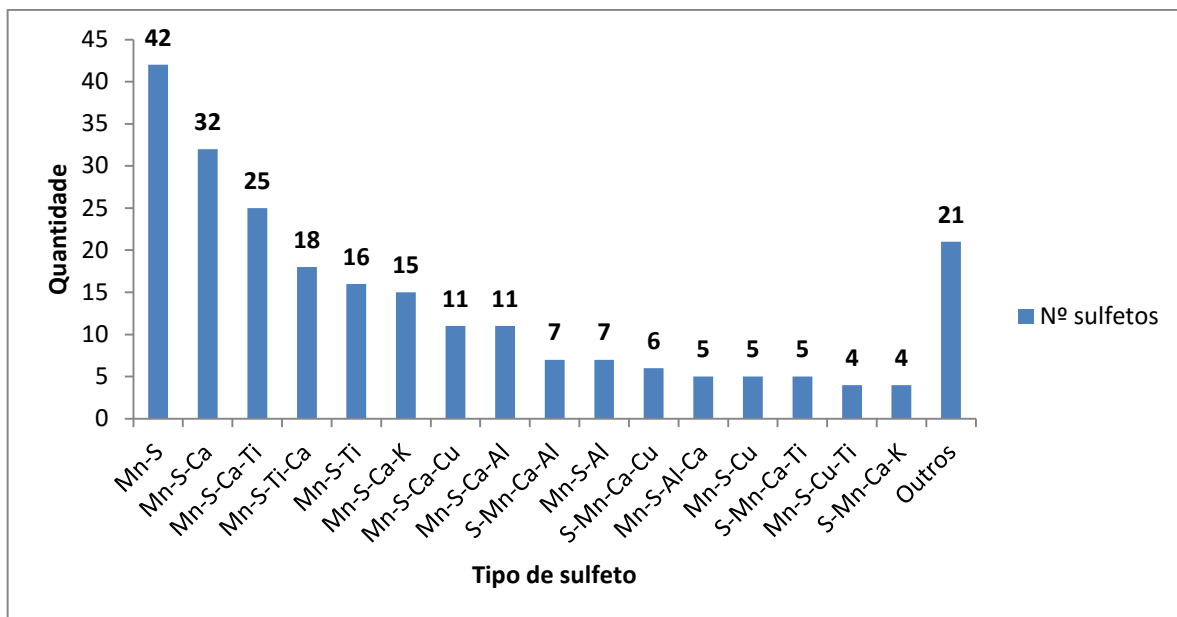


Figura 71: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra F1-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

A figura 71 apresenta o resultado da análise na amostra F1-P. Nesse caso, o tipo de sulfeto principal é Mn-S, sendo que os seguintes novamente apresentam os elementos já comentados, como Ca, Ti, Cu e Al. Vale destacar que a presença do Al é menos significativa do que na amostra F1-M, o que também ocorreu na amostra F1-C.

A figura 72 apresenta o resultado da análise da amostra L11.

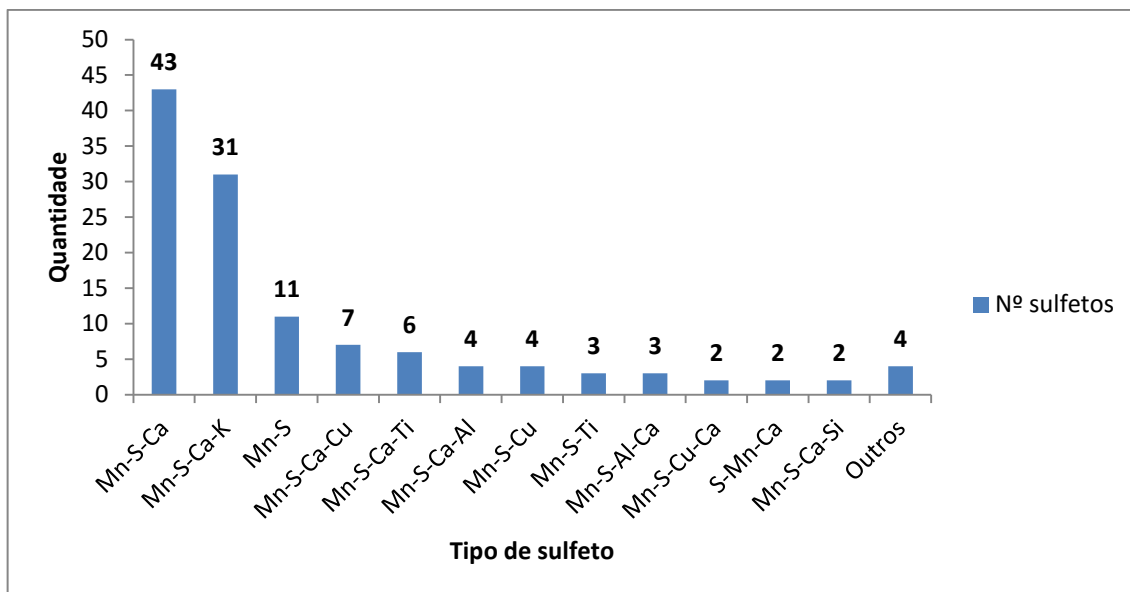


Figura 72: Quantidade de sulfetos distribuída por composição química da amostra L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

A amostra de aço laminado mostra uma quantidade de tipo de sulfeto bem menor do que as amostras de aço forjado. No entanto, os elementos principais são os mesmos, provando que esses são os principais formadores de sulfetos nesse tipo de aço (SAE 1050), independente do tipo de processo utilizado na fabricação do aço. Predominantemente, o sulfeto Mn-S-Ca é o mais característico.

O número de sulfetos e de inclusões é mostrado na figura 73.

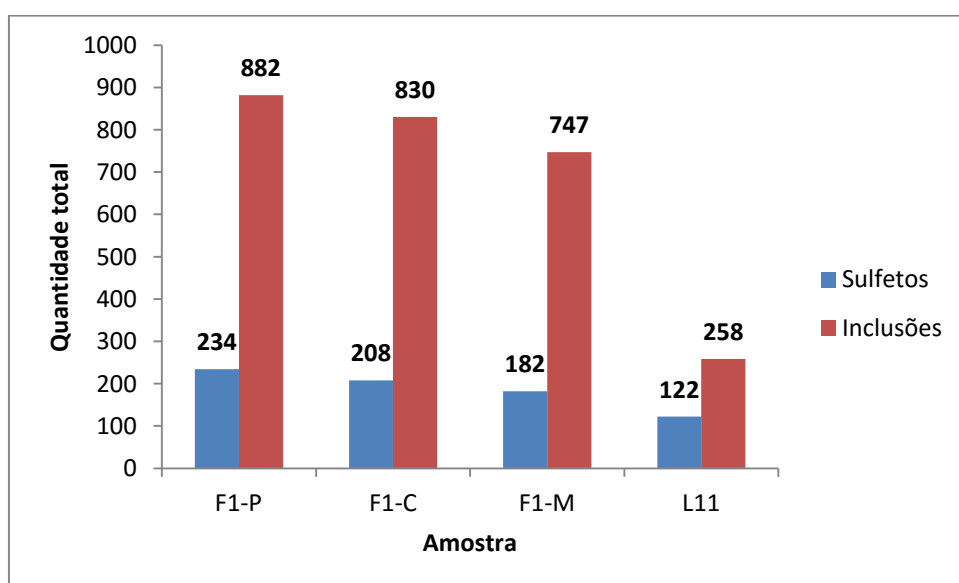


Figura 73: Quantidade total de sulfetos e de inclusões distribuída nas amostras F1-P, F1-C, F1-M e L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

A região que apresenta mais sulfetos é a do pé (234), seguida pela cabeça (208) e, por último, o meio (182), sendo que o número de inclusões decresce na mesma ordem. Isso está parcialmente de acordo com Porter et al. (2009), Müller (2002) e Kiessling e Lange (1978), que citam que a formação preferencial de sulfetos se dá na zona central superior e nas regiões próximas ao molde. Como comentado anteriormente, entende-se que tal comportamento se dê em casos de aços com maior teor de enxofre e/ou a retirada de amostra a 1/2 raio foi feita na região de segregação positiva, havendo mais sulfetos e mais inclusões no pé. O que também pode ser deduzido é que houve segregação preferencial para a parte inferior do lingote, com alta formação de sulfetos e de outras inclusões no pé do lingote, enquanto que a zona com menor taxa de solidificação (meio) apresenta menor formação de sulfetos e de inclusões. Isso permite tempo para união de sulfetos e inclusões menores formando maiores, que é a tendência segundo a lei de Gibbs. A cabeça ainda sofre com maior tendência à reoxidação, formando mais óxidos.

Em relação à amostra de aço laminado, o número é bem menor do que mostrado nas amostras de aço forjado. Isso contradiz o comentário inicial feito no momento das análises via microscópio ótico e de varredura no modo manual, em que o teor de enxofre era bem maior no aço laminado e era esperado que houvesse mais sulfetos nas amostras laminadas. O que justifica essa discordância é que o modo automático consegue detectar inclusões muito pequenas, o que passa despercebido ao olho humano que detecta com mais facilidade as inclusões mais compridas, algo comum no aço laminado. Isso mostra que o tamanho da seção influencia na quantidade de inclusões formadas, havendo mais espaços interdendríticos ricos em soluto, favorecendo tal formação. Outro ponto importante é que há maior reoxidação no lingotamento convencional, gerando mais inclusões, o que justifica essa grande diferença em termos numéricos. Em termos percentuais, aproximadamente 50% das inclusões da amostra de aço laminado são sulfetos, enquanto que para as amostras de aço forjado tal análise resulta em 25%.

Para finalizar, é preciso verificar a área ocupada pelos sulfetos em relação à área de análise (62,7 mm²) e também a relação desse número com a área total ocupada pelas inclusões nas amostras F1-P, F1-M, F1-C e L11. A figura 74 apresenta graficamente os resultados obtidos.

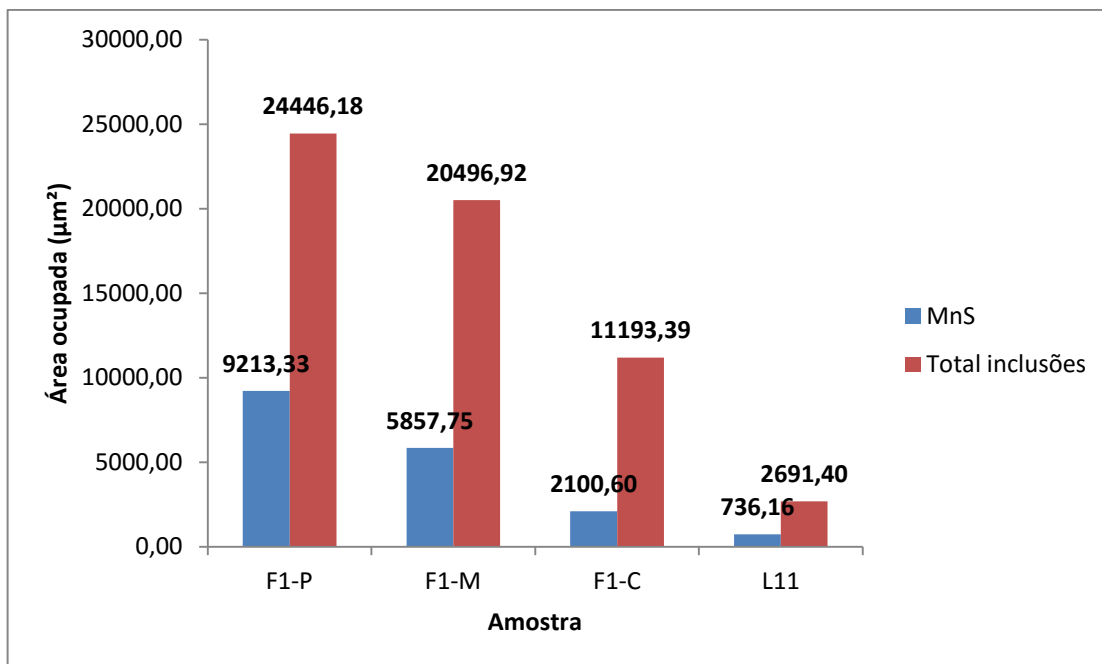


Figura 74: Área ocupada pelos sulfetos e pelas inclusões em relação à área de amostragem (62,7 mm²) nas amostras F1-P, F1-M, F1-C e L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

Pela figura 74, percebe-se que a maior área ocupada pelos sulfetos ocorreu no pé do lingote, reduzindo em direção à cabeça. O mesmo fluxo é atribuído à área ocupada pelas inclusões. Isso também pode ser correlacionado com a segregação de soluto para a parte inferior, havendo mais soluto no pé do lingote. Também pode ser devido à área analisada da retirada de amostra não contemplar a região de segregação negativa, mas sim positiva, havendo mais soluto e, assim, formando mais inclusões. Além disso, também há a contribuição da reoxidação existente no processo de lingotamento convencional, se comparado com o processo de lingotamento contínuo. Logo, essa grande diferença entre as áreas ocupadas pelas inclusões nas amostras forjadas e na amostra laminada se deve muito ao maior número de óxidos presentes nas amostras forjadas.

Relacionando esse resultado com os anteriores, conclui-se que os sulfetos formados na cabeça, apesar da maior quantidade, muitos são de pequena área, se comparado com o restante do lingote. Isso pode estar ligado à baixa formação de sulfetos na cabeça, devido à baixa taxa de solidificação e à baixa difusão de enxofre e demais elementos citados.

Sobre a amostra de aço laminado, a pequena área ocupada é compreensível, já que, nesse caso, os sulfetos são mais alongados, reduzindo sua seção transversal. Como a análise é na transversal, era esperado que a área ocupada fosse pequena. Além disso, o caráter do melhor controle de reoxidação no processo de lingotamento convencional garante um menor número de inclusões nessa amostra.

Em termos percentuais 37,7% da área inclusionária no pé do lingote é ocupada por sulfetos. No meio, são 28,6%; e na cabeça 18,8%. Isso está de acordo com o que foi discutido acima em relação ao maior número de sulfetos e ao tamanho dos mesmos em cada parte do lingote. Na amostra de aço laminado, 27,4% da área inclusionária é ocupada pelos sulfetos. Espera-se que, caso a análise fosse feita na longitudinal, a área ocupada pelos sulfetos em relação à área total ocupada pelas inclusões seria ainda mais significativa, já que a visão seria do seu corpo alongado e não na forma pontual.

Algumas imagens das inclusões, com suas composições definidas, obtidas via análise de característica automatizada podem ser vistas na parte “Apêndice B”. Um fato importante nessas figuras é que os sulfetos apresentam formatos diferentes, como globular, angular e irregular. Percebe-se que quando o sulfeto é pequeno, outras formas podem ser assumidas, não somente a tipo corrente que foi majoritariamente encontrada.

6 CONCLUSÕES

Através dos estudos realizados neste trabalho, foi visto que os sulfetos formados nos processos de lingotamento contínuo e de lingotamento convencional apresentam diferenças na morfologia, na distribuição e na composição, possibilitando a sua caracterização.

Através da análise da composição química das amostras de aço SAE 1050 utilizadas, foi visto que o parâmetro $\%Mn/\%S > 4$ comentado por Chiaverini (1996) para formação de sulfeto de manganês foi atingido, com média de 33,31 para as corridas laminadas e 103,51 para as corridas forjadas.

Analisando as amostras forjadas no microscópio ótico, foi visto que, independente da posição do lingote, houve um padrão na formação de sulfeto tipo fino (severidade 1), enquanto que na formação de sulfeto tipo grosso houve variação (severidade entre 0,5 e 1,5), sendo encontrados sulfetos mais compridos na cabeça do lingote (severidade entre 1,0 e 1,5). Em termos de distribuição e quantidade visual, são poucos sulfetos formados e pouco espalhados.

Em relação à amostra laminada, o processo de conformação foi mais efetivo, alongando mais o sulfeto e padronizando o resultado da análise inclusionária (A1,5F e A0,5G). Eles são mais finos, mais compridos e mais dispersos na região de análise da amostra.

Em termos de composição química dos sulfetos via varredura manual, obteve-se como resultado de forma majoritária a presença de manganês nos sulfetos. Já pela análise via varredura automática no microscópio eletrônico de varredura, percebe-se que outros elementos também estão presentes nos sulfetos de forma minoritária, que são: Ca, Al, Ti e Cu.

Separando o lingote por partes, no pé houve formação majoritária de MnS, enquanto que no meio há vários sulfetos com composição diferente e mesma quantidade; e na cabeça há predomínio de MnS com a presença de Ca. O mesmo tipo de sulfeto encontrado na cabeça do lingote também foi encontrado na amostra de aço laminado.

Em termos quantitativos, a amostra de aço laminado apresentou o menor número de sulfetos, 122. Das amostras forjadas, a maior quantidade foi encontrada no pé do lingote, com 234 sulfetos. Na cabeça, foram 208 sulfetos; e no meio, 182

sulfetos. Representando em relação ao número total de inclusões, obteve-se 26,5% de sulfetos no total de inclusões na amostra do pé do lingote (F1-P), 25,1% na amostra da cabeça do lingote (F1-C), 24,4% na amostra do meio do lingote (F1-M) e 47,3% na amostra laminada (L11).

Em termos de área ocupada pelos sulfetos em relação à área total das inclusões, o percentual é de 37,7% na amostra F1-P, 28,6% na amostra F1-M, 27,4% na amostra L11 e 18,8% na amostra F1-C.

Por último, em termos de morfologia, todas as possibilidades citadas por Sims (I – globular, II – corrente, III – angular e X – irregular) foram encontradas. O tipo corrente é mais comum em sulfetos de maior tamanho, enquanto que as outras morfologias foram encontradas em sulfetos menores. As diferentes rotas de lingotamento não mostraram grande diferença na morfologia (analisando os sulfetos pequenos vistos apenas no modo AFA), exceto no comprimento (perceptível no microscópio óptico e no MEV com varredura manual).

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros são feitas as seguintes propostas, por ordem de prioridade:

- Que as análises feitas para o aço SAE 1050 possam ser feitas para outras qualidades, como SAE 1141 e 1213, que são aços ligados para usinagem (ressulfurados); assim, seria possível verificar o comportamento dos sulfetos com maior teor de enxofre e qual seriam o posicionamento, a morfologia e a distribuição dos sulfetos nos lingotes e nos tarugos.
- Que as composições químicas das amostras de aços forjados e de aços laminados apresentem uma aproximação maior no teor de enxofre; de preferência, teores iguais em ambos os aços;
- Que sejam analisadas amostras retiradas do centro e da superfície dos eixos forjados de todas as posições do lingote, verificando a diferença citada por Porter et al. (2009), Müller (2002) e Kiessling e Lange (1978) em termos de segregação no lingote;
- Que sejam feitas análises no Aspex no modo de varredura automática verificando a seção longitudinal, podendo chegar a resultados que possam corroborar com as conclusões obtidas no presente trabalho;
- Que sejam aplicadas técnicas de impressão de sulfetos como possibilidade de avaliação da quantificação; e de dissolução da matriz, captando os sulfetos em um filme e analisando sua morfologia no microscópio eletrônico de varredura;
- Sejam retiradas amostras do lingote e do tarugo, aproximando ainda mais as respostas desejadas com os objetivos propostos, caso isso seja possível.

8 REFERÊNCIAS

- Aços Especiais Gerdau** – Encarte Técnico de Produtos.
- ASTM E45**: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. 2013 – Annual Book of ASTM Standards;
- Automated Feature Analysis**. Perception User Manual. Aspex LLC;
- BAKER, H. **Alloy Phase Diagrams**. ASM Handbook. Introduction to Alloy Phase Diagram. Vol. 3. ASM International. EUA, 1992;
- BODNAR, R. L. et al. **Forming and Forging**. ASM Handbook. Forging Processes. Open-Die Forging. Vol. 14. ASM Committee. Beth Forge-Bethlehem Steel Corporation and National Forge Company. ASM International. EUA, 1993;
- CALLISTER, JR., W. D.. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma Abordagem Integrada. 2ª ed. Capítulos 3, 6 e 10. LTC – Livros Técnicos e Científicos. Ed. Ltda. 2006;
- CETLIN, P. R.; HELMAN, H. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**. 2ª ed. Ed. Artliber. São Paulo, SP, 2005;
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7ª ed. 1996;
- CHA-IO-700-009** – Pesos e Rendimentos de Lingotes. Revisão C - 2 de dezembro de 2015;
- DIEDERICHS, R.; BLECK, W. **Modelling of Manganese Sulphide Formation during Solidification**, Part I: Description of MnS Formation Parameters. Process Metallurgy – Continuous Casting. Steel Research int. 77. No. 3. 2006;
- Estatística Preliminar Nº 019 Setembro 16**. Instituto Aço Brasil;
- FRUEHAN, R. J.; NASARALLA, C. L. **The Making, Shaping and Treating of Steel**: Steelmaking and Refining Volume. Chapter 13 – Alternative Oxygen Steelmaking Processes. 11th ed. The AISE Steel Foundation. Pittsburgh, PA, EUA, 1998;
- Fundamental Operations of the PSEM Explorer**: Principles and Implementations of Automated Analysis. ASPEX, The Power to Perceive. 2012;
- GHOSH, A. **Secondary Steelmaking**: Principles and Applications. CRC Press LLC, 2001;
- GUTHRIE, R. I. L.; JONAS, J. J. **Properties and Selection**: Irons, Steels and High Performance Alloys. ASM Handbook. Carbon and Low-Alloy Steels. Microstructures, Processing, and Properties of Steels. Vol. 1. McGill Metals Processing Center. McGill University. ASM International. EUA, 1990;
- GUTHRIE, R. I. L.; JONAS, J. J. **Properties and Selection**: Irons, Steels and High Performance Alloys. ASM Handbook. Carbon and Low-Alloy Steels. Steel Processing Technology. Vol. 1. McGill Metals Processing Center. McGill University. ASM International. EUA, 1990;
- ITO, Y. et al. **Formation of Manganese Sulfide in Steel**. Transactions ISIJ, Vol. 21, 1981;
- JONES, J. A. T. et al. **The Making, Shaping and Treating of Steel**: Steelmaking and Refining Volume. Chapter 10 – Electric Furnace Steelmaking. 11th ed. UCAR Carbon Co and SGL Carbon Corp. The AISE Steel Foundation. Pittsburgh, PA, EUA, 1998;
- KIESSLING, R.; LANGE, N. **Non-Metallic Inclusions in Steel**. 2nd ed. Part II and Part IV. The Metals Society. Reino Unido, 1978;
- KOR, G. J. W.; GLAWS, P. C. **The Making, Shaping and Treating of Steel**. Steelmaking and Refining Volume. Chapter 11: Ladle Refining and Vacuum Degassing. 11th ed. The AISE Steel Foundation. Pittsburgh, PA, EUA, 1998;

LAHOTI, G. D.; SEMIATIN, S. L. **Forming and Forging**. ASM Handbook. Other Bulk Forming Processes. Flat, Bar, and Shape Rolling. Vol. 14. The Timken Company and Battelle Columbus Division. ASM International. EUA, 1993;

LÚCIO, A. **Físico-Química Metalúrgica**. 1ª Parte. Capítulos 1, 2, 5 e 6. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 1981;

MÜLLER, A. **Solidificação e Análise Térmica dos Metais**. 1ª ed. Capítulos 1, 2, 3 e 4. Ed. UFRGS. Porto Alegre, 2002;

OIKAWA, K. et al. **The Control of the Morphology of MnS Inclusions in Steel during Solidification**. ISIJ International, Vol. 35. 1995;

POLIAKOV, V. P. **Introdução à Termodinâmica dos Materiais**. Série Didática, n.67. Capítulos 1, 2, 3, 4 e 5. Ed. UFPR. Curitiba, 2005;

PORTER, D. A. et al. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3rd ed. Chapters 1, 2, 3 and 4. CRC Press. Taylor & Francis Group. Boca Raton, FL, 2009;

REN, Y. et al. **Detection of Non-metallic Inclusions in Steel Continuous Casting Billets**. Metallurgical and Materials Transactions B. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2014;

RIZZO, E. M. D. S. **Introdução aos Processos Siderúrgicos**. Capítulos 1, 3 e 4. Série: Capacitação Técnica em Processos Siderúrgicos. Área: Conhecimentos Básicos. ABM: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, SP, 2005;

RIZZO, E. M. D. S. **Processos de Laminação de Produtos Longos de Aço**. Capítulos 1, 2, 3 e 6. Série: Capacitação Técnica em Processos Siderúrgicos. Área: Laminação. ABM: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. São Paulo, SP, 2010;

ROSSOW, J. A. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**. ASM Handbook. Carbon and Low-Alloy Steels. Closed Die Forgings. Vol. 1. McGill Metals Processing Center. McGill University. ASM International. EUA, 1990;

SAMARASEKERA, I. V.; CHOW, C. **The Making, Shaping and Treating of Steel: Casting Volume**. Chapter 17 – Continuous Casting of Steel Billets. 11th ed. The University of British Columbia. The AISE Steel Foundation. Pittsburgh, PA, EUA, 2003;

SEMIATIN, S. L. **Forming and Forging**. ASM Handbook. Introduction to Forming and Forging Processes. Vol. 14. Battelle Columbus Division. ASM International. EUA, 1993;

TROJAN, P. K. **Casting**. ASM Handbook. Inclusion-Forming Reaction. Vol. 15. University of Michigan, Dearborn. ASM International. EUA, 1988;

ZHANG, L. et al. **Large Inclusions in Plain-Carbon Steel Ingots Cast by Bottom Teeming**. ISIJ International, Vol. 46. 2006.

<https://www.thermofisher.com/order/catalog/product>. Acessado dia 26 de outubro de 2016.

<http://engineering.case.edu/groups/metlab/node/17>. Acessado dia 27 de outubro de 2016.

<https://www.fei.com/products/sem/aspex-product-group/>. Acessado dia 27 de outubro de 2016.

<http://new.abb.com/metals/abb-in-metals/offering/products/metallurgy-products/electromagnetic-stirrers-and-breaks-for-steel/electromagnetic-stirrers-billet-and-bloom-casters>. Acessado dia 27 de outubro de 2016.

<http://www.prolab.com.br/blog/entenda-como-funciona-um-microscopio-optico/>. Acessado dia 27 de outubro de 2016.

<http://www.struers.com/Products/Grinding-and-Polishing/Grinding-and-polishing-equipment>. Acessado dia 27 de outubro de 2016.

<http://www.acobrasil.org.br/site2015/index.asp>. Acessado dia 9 de novembro de 2016.

APÊNDICE A

Este apêndice apresenta figuras obtidas no Aspex no modo de varredura manual, servindo como resultados e corroborando para a discussão do capítulo 5.3 em termos de composição química, distribuição e morfologia das inclusões.

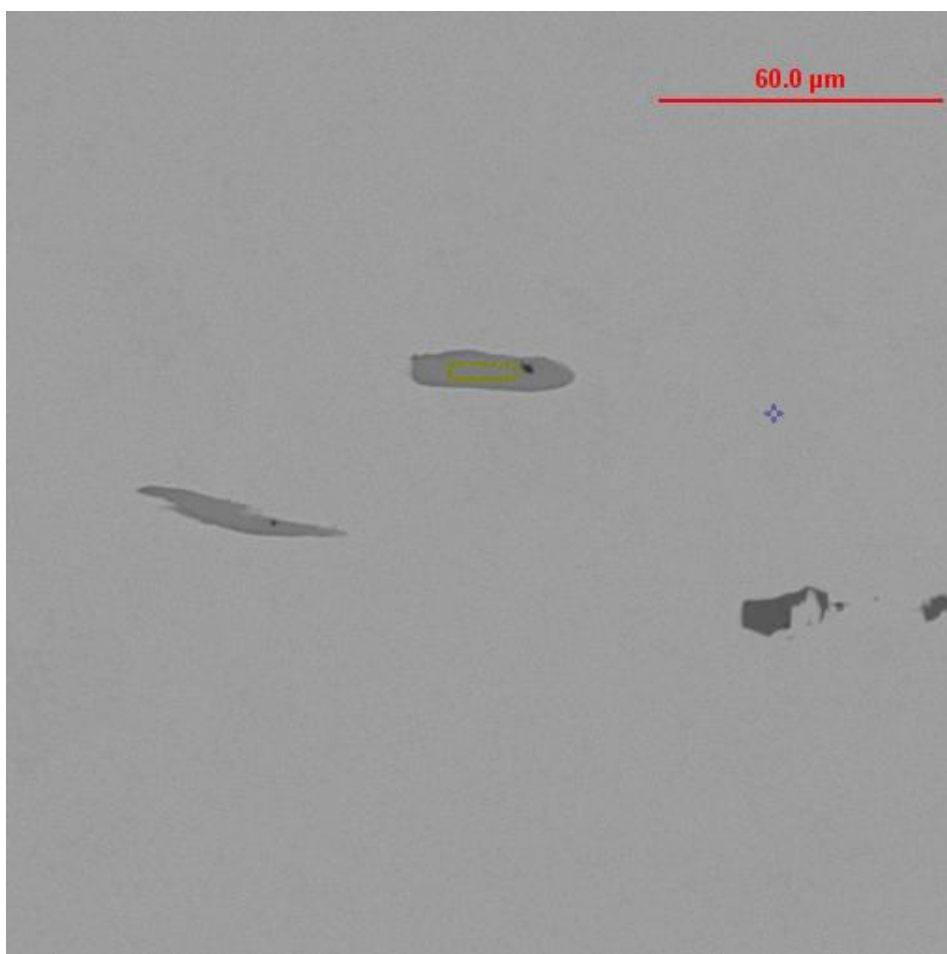


Figura 1: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F2-M (meio do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

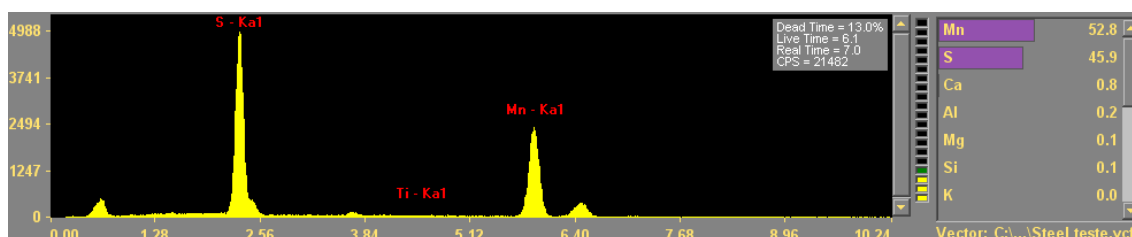


Figura 2: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F2-M (meio do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

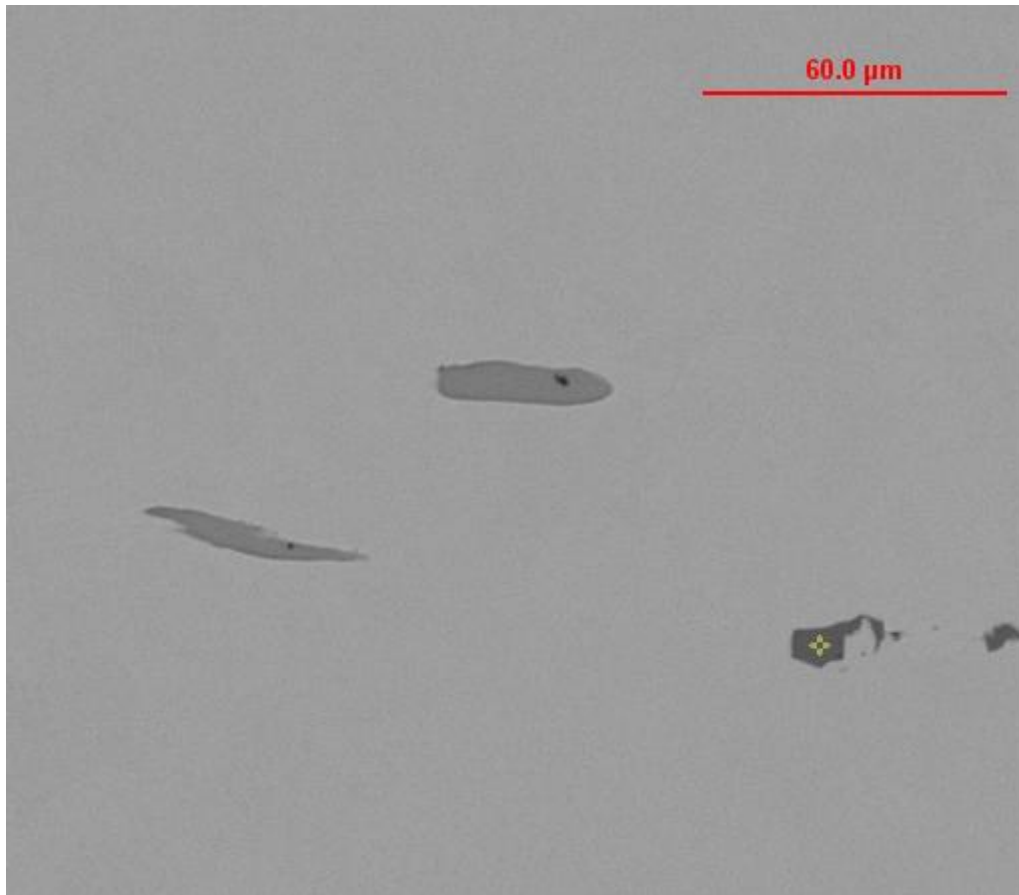


Figura 3: Marcação em amarelo do precipitado de titânio da amostra F2-M (meio do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

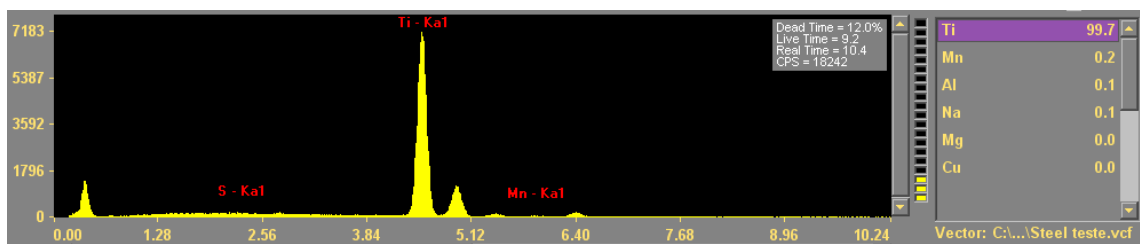


Figura 4: Resultado da composição química do precipitado de titânio da amostra F2-M (meio do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

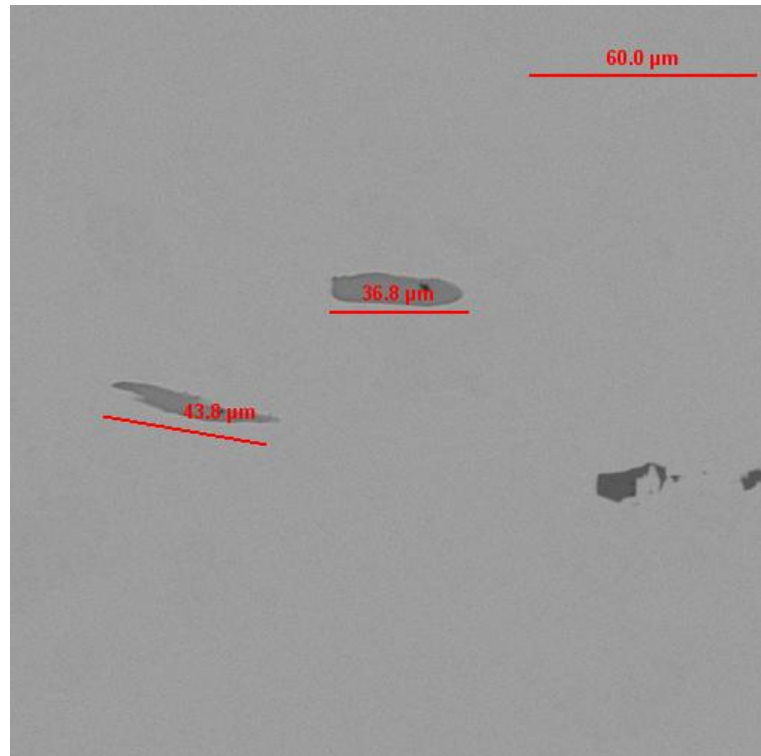


Figura 5: Tamanho das inclusões da amostra F2-M (meio do lingote) em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

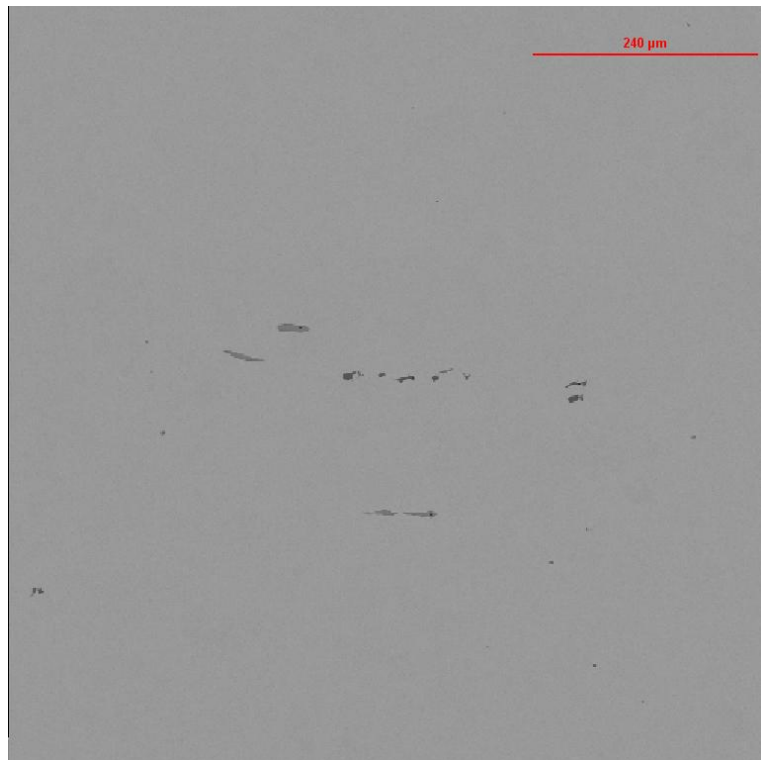


Figura 6: Distribuição das inclusões da amostra F2-M (meio do lingote) em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

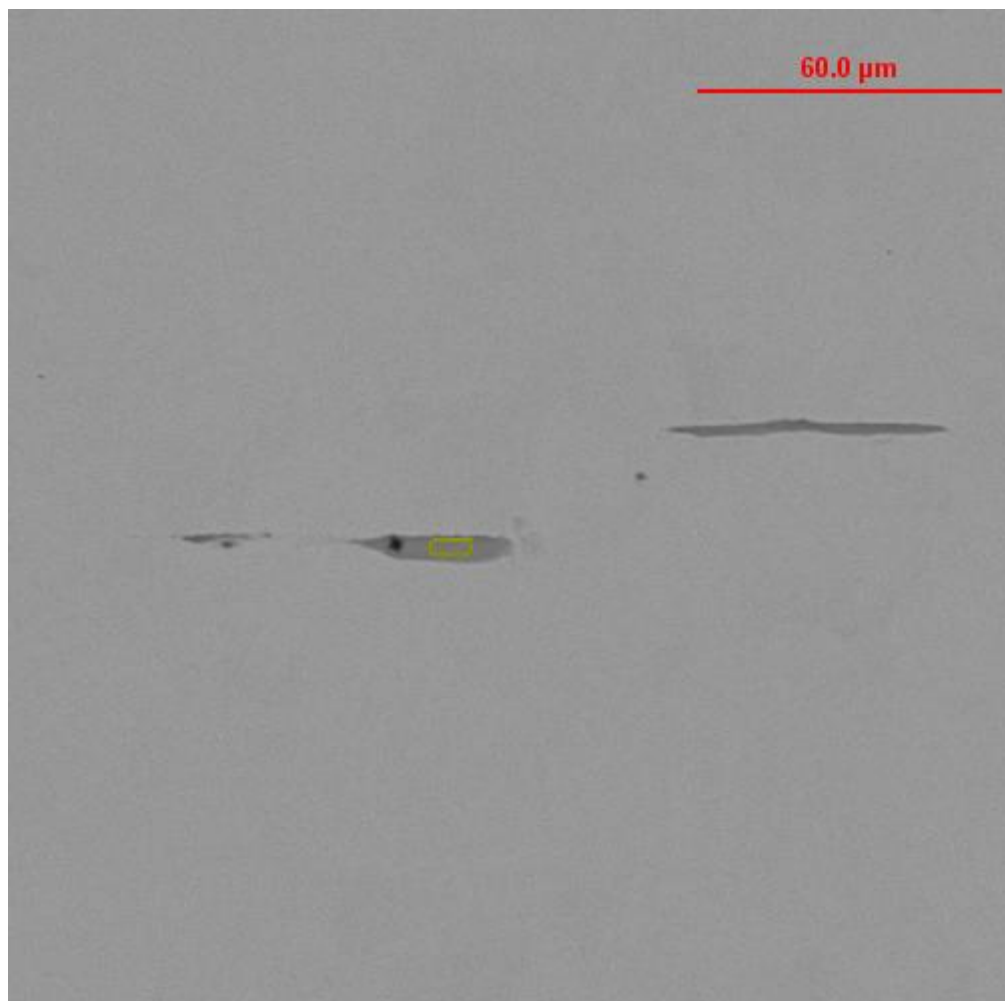


Figura 7: Marcação em amarelo da inclusão de sulfeto da amostra F2-C (cabeça do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

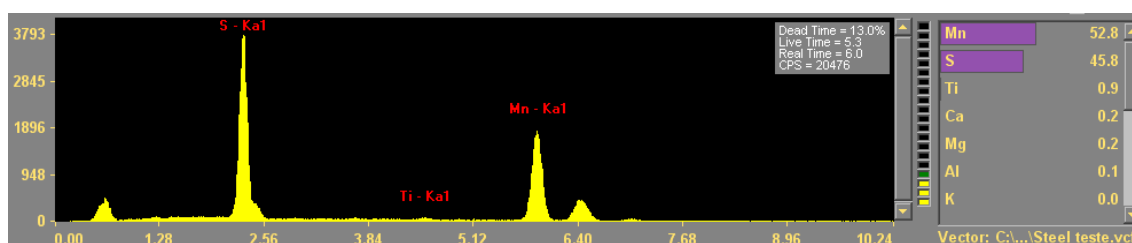


Figura 8: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F2-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

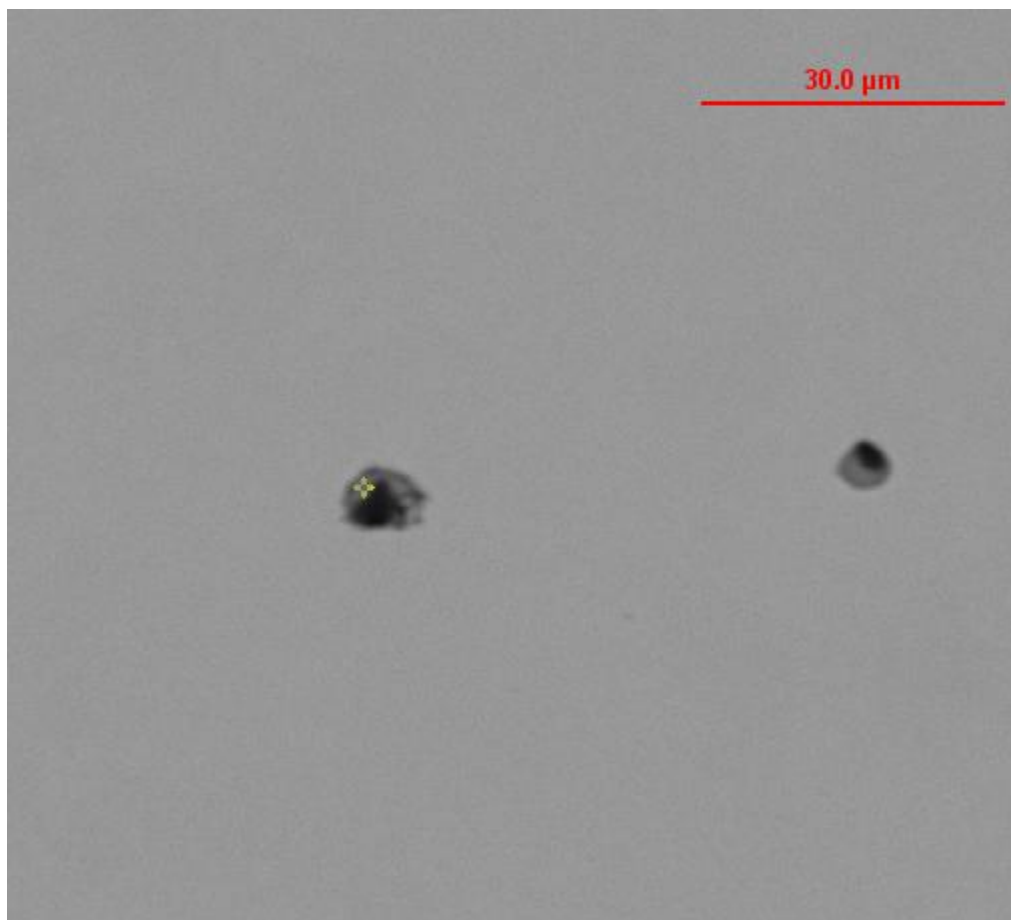


Figura 9: Marcação em amarelo da inclusão dupla da amostra F2-C (cabeça do lingote) para análise de EDS em um aumento de 2000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

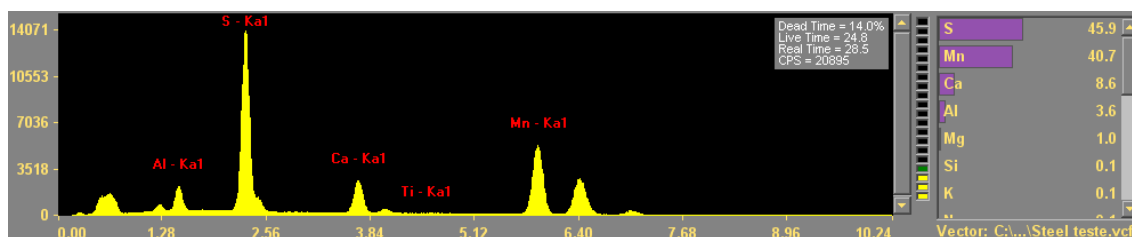


Figura 10: Resultado da composição química da inclusão dupla da amostra F2-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

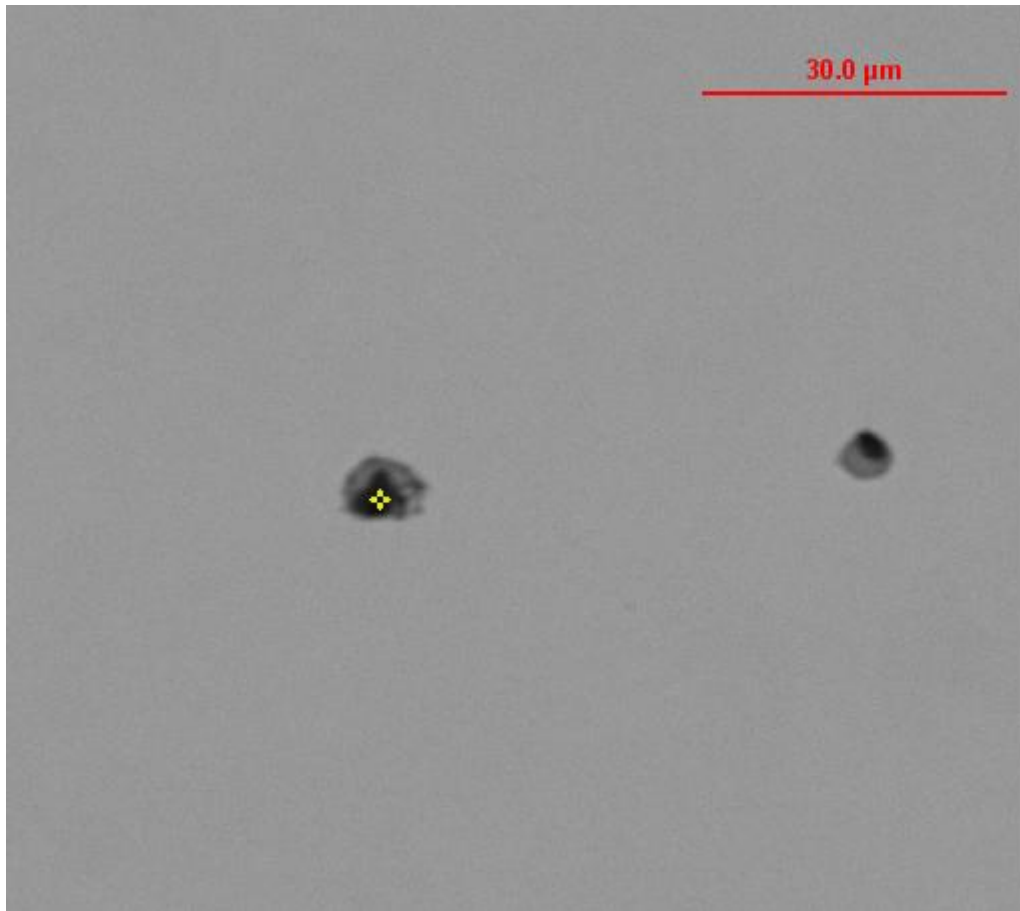


Figura 11: Marcação da inclusão dupla da amostra F2-C (cabeça do lingote) para análise de EDS em um aumento de 2000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

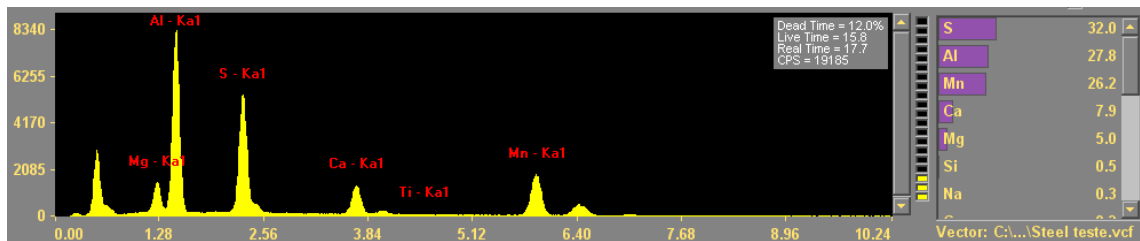


Figura 12: Resultado da composição química da inclusão dupla da amostra F2-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

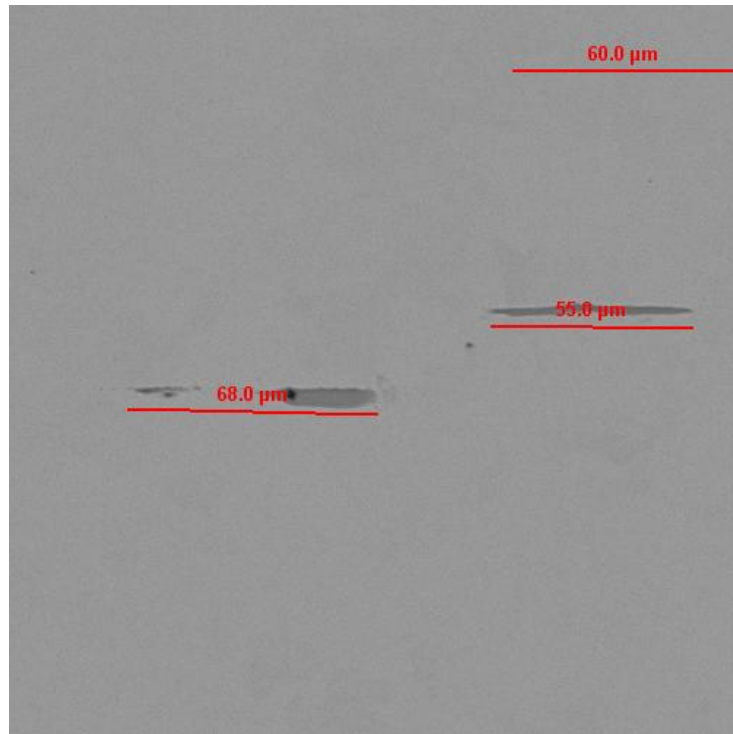


Figura 13: Tamanho das inclusões da amostra F2-C (cabeça do lingote) em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

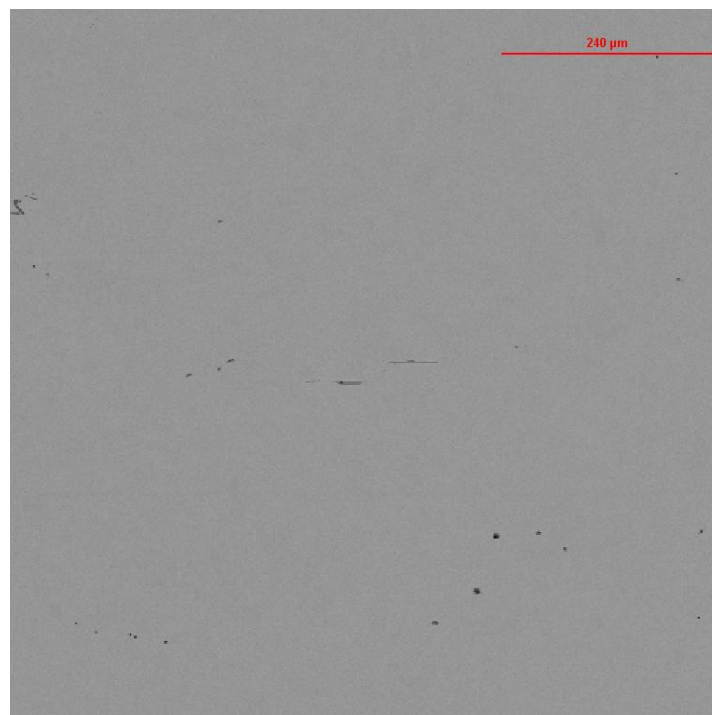


Figura 14: Distribuição das inclusões da amostra F2-C (cabeça do lingote) em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

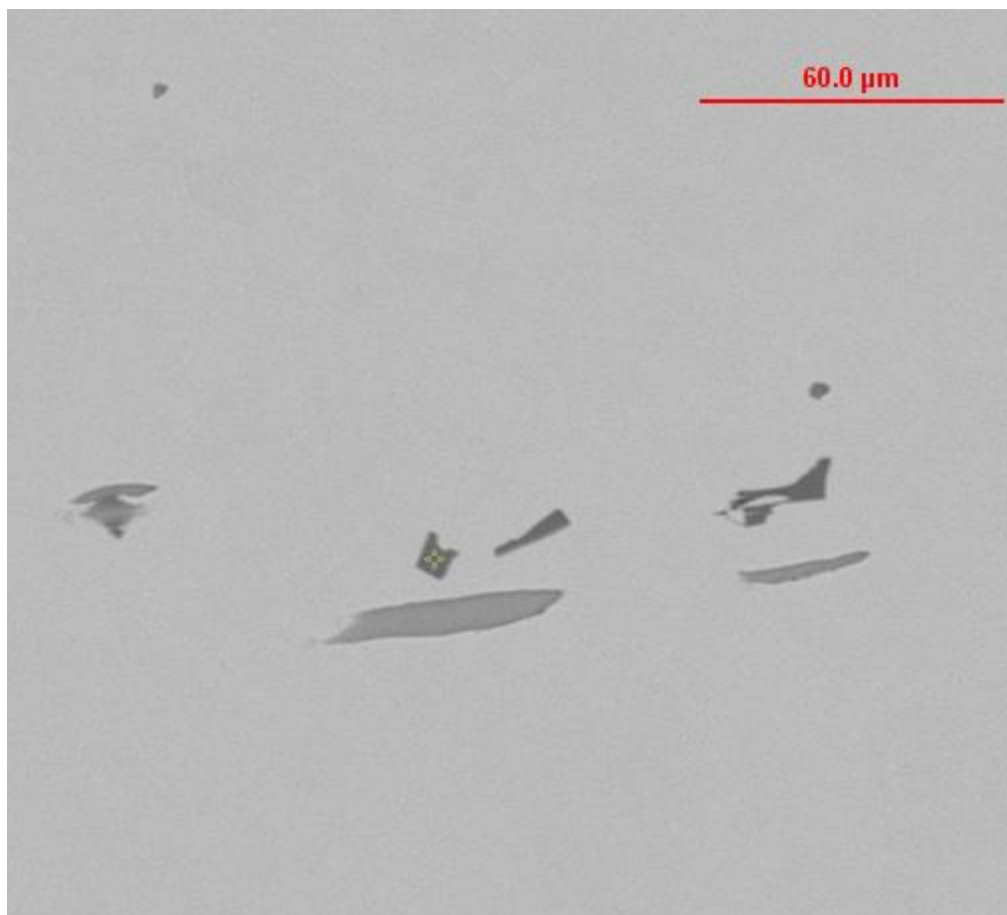


Figura 15: Marcação em amarelo do precipitado de titânio da amostra F2-P (pé do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

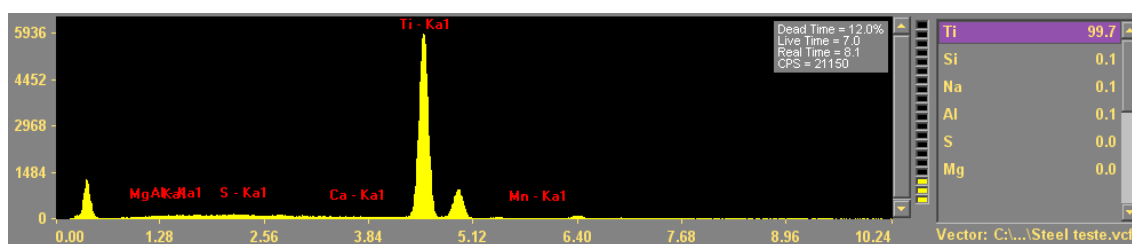


Figura 16: Resultado da composição química do precipitado de titânio da amostra F2-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

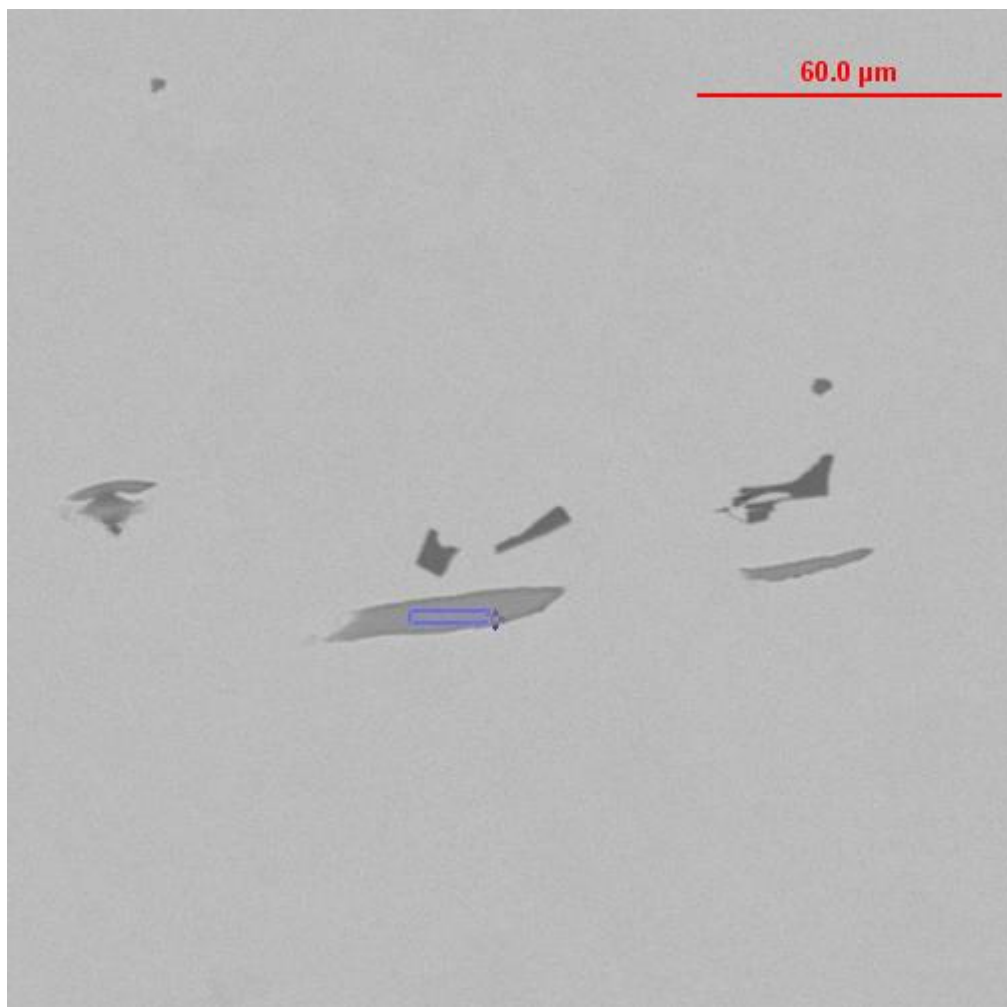


Figura 17: Marcação em azul da inclusão de sulfeto da amostra F2-P (pé do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

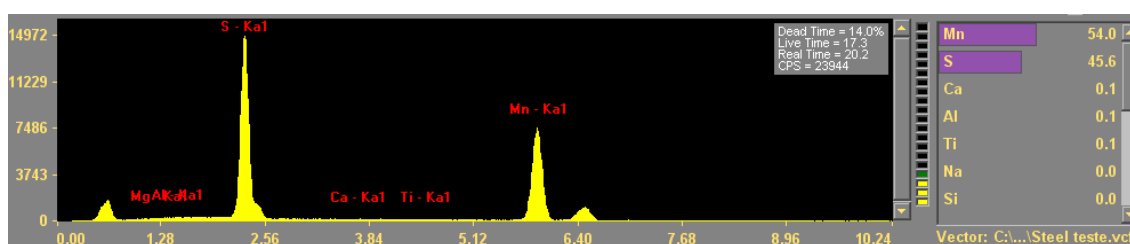


Figura 18: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra F2-P (pé do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

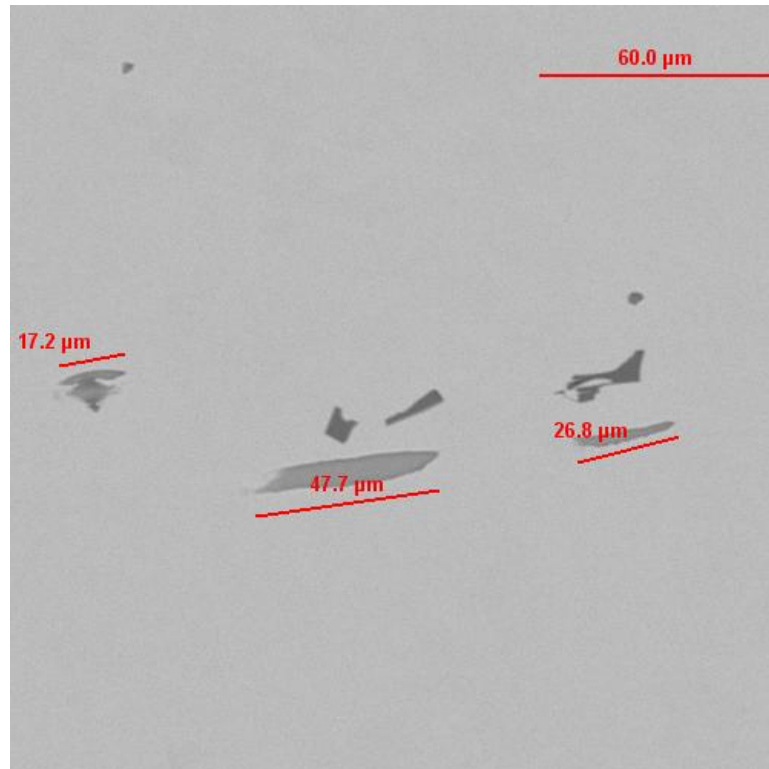


Figura 19: Tamanho das inclusões da amostra F2-P (pé do lingote) em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

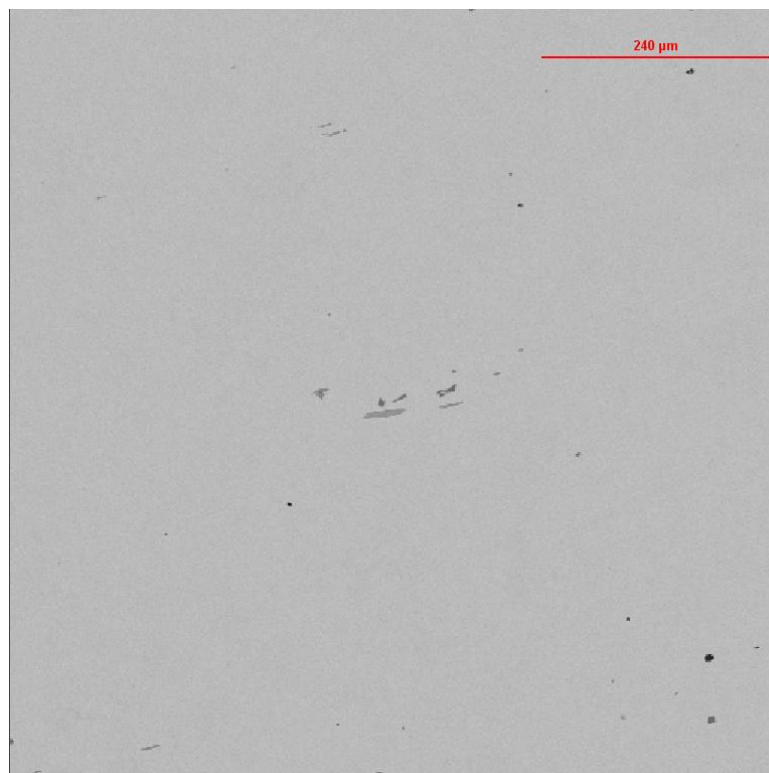


Figura 20: Distribuição das inclusões da amostra F2-P (pé do lingote) em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

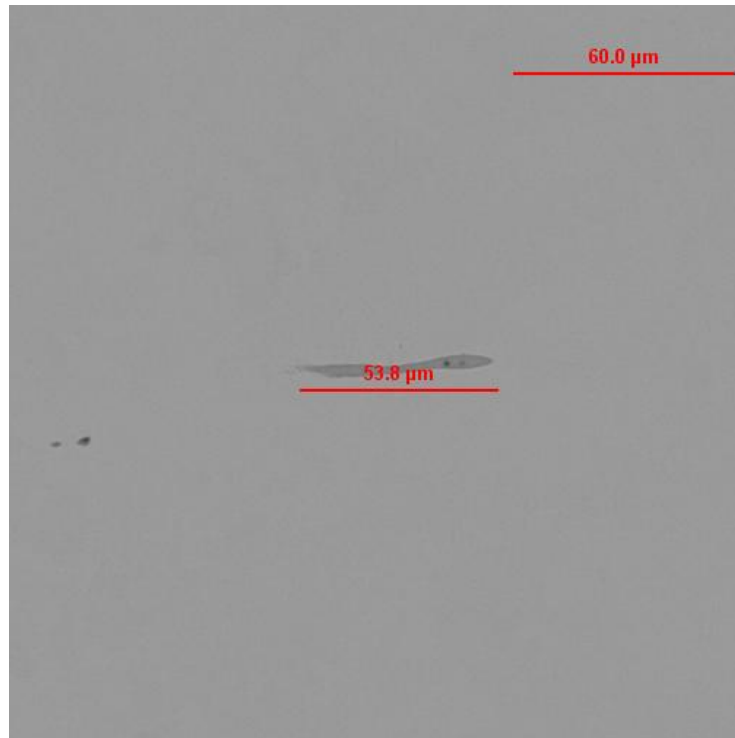


Figura 21: Tamanho da inclusão da amostra F1-M (meio do lingote) em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

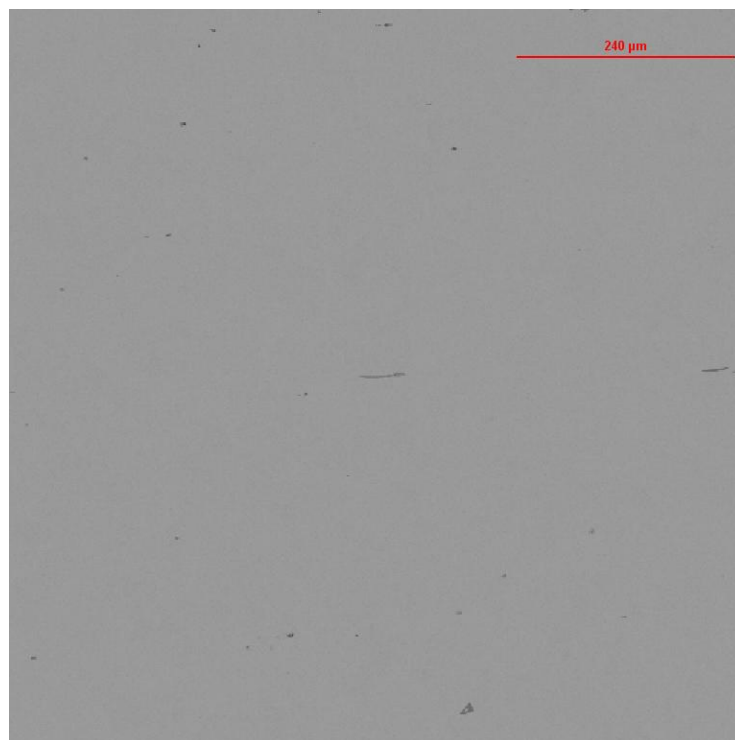


Figura 22: Distribuição das inclusões da amostra F1-M (meio do lingote) em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).



Figura 23: Marcação em amarelo do precipitado de titânio da amostra F1-C (cabeça do lingote) para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

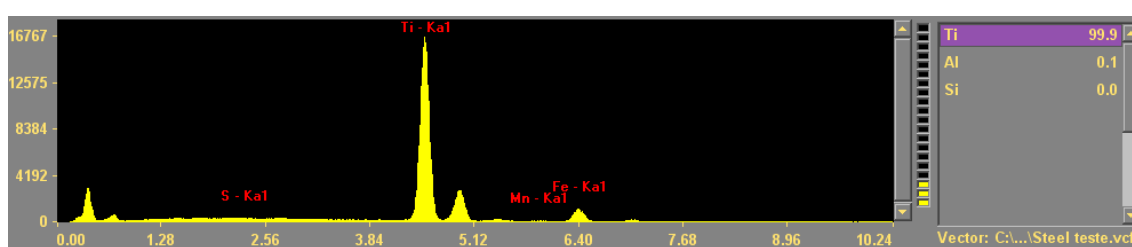


Figura 24: Resultado da composição química do precipitado de titânio da amostra F1-C (cabeça do lingote) (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

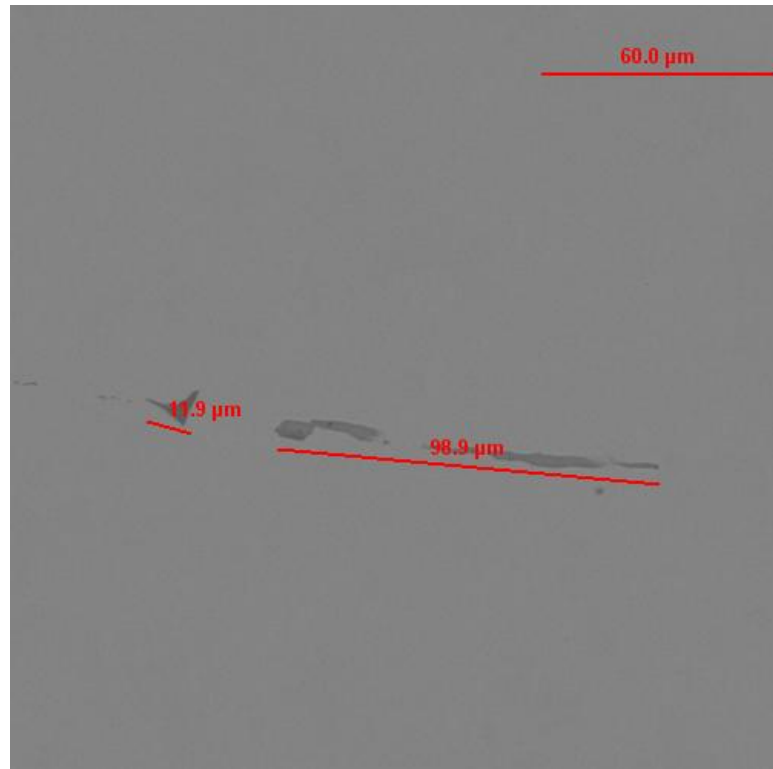


Figura 25: Tamanho das inclusões da amostra F1-C (cabeça do lingote) em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

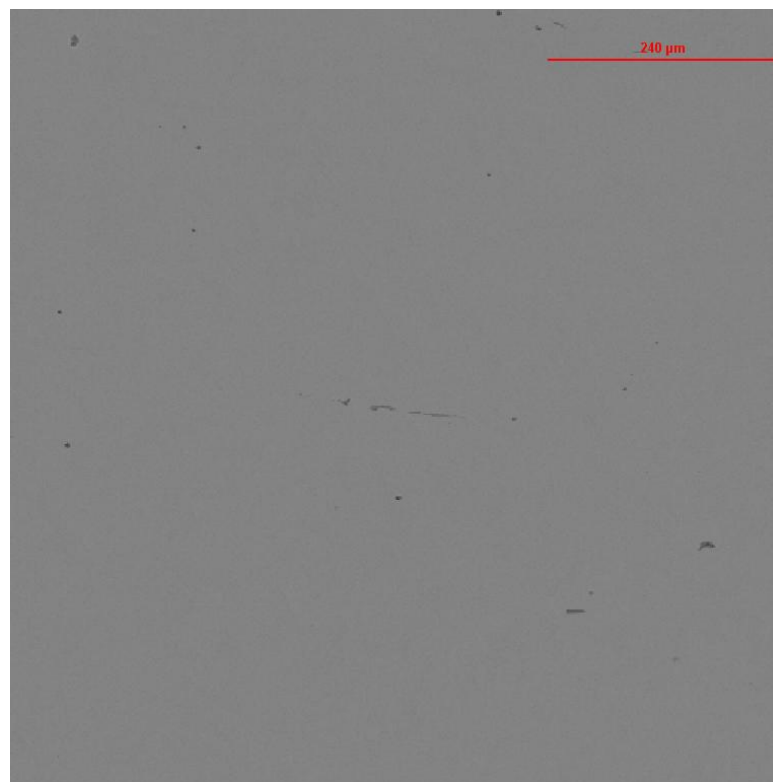


Figura 26: Distribuição das inclusões da amostra F1-C (cabeça do lingote) em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

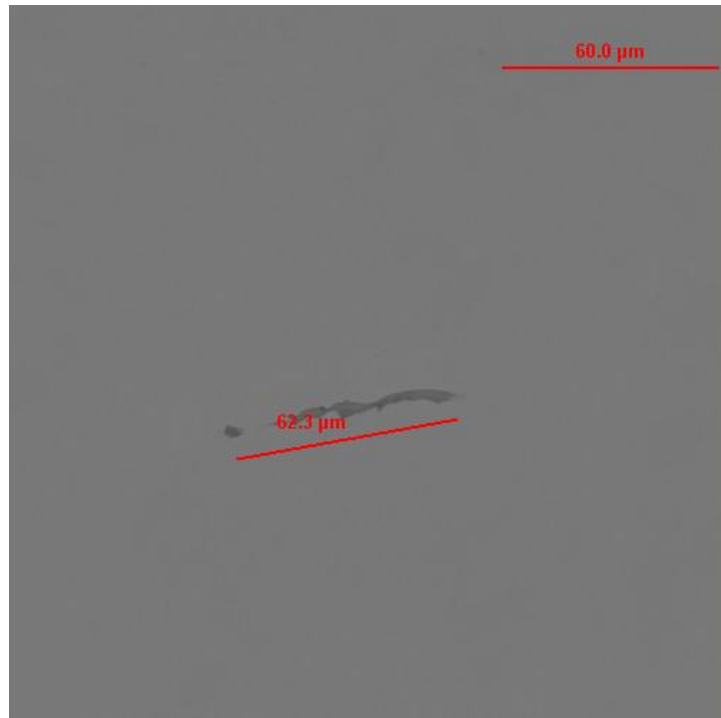


Figura 27: Tamanho da inclusão da amostra F1-P (pé do lingote) em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

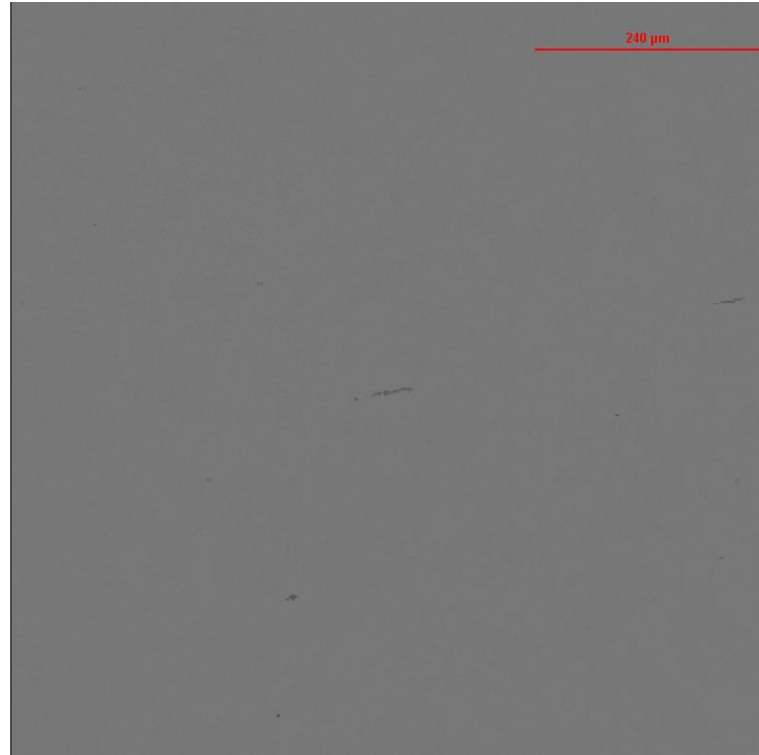


Figura 28: Distribuição das inclusões da amostra F1-P (pé do lingote) em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

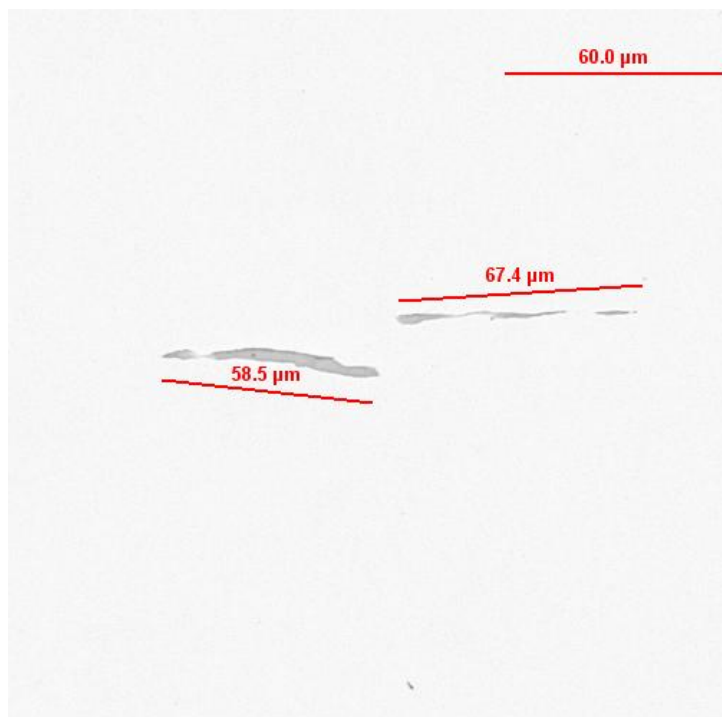


Figura 29: Tamanho das inclusões da amostra L9 em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

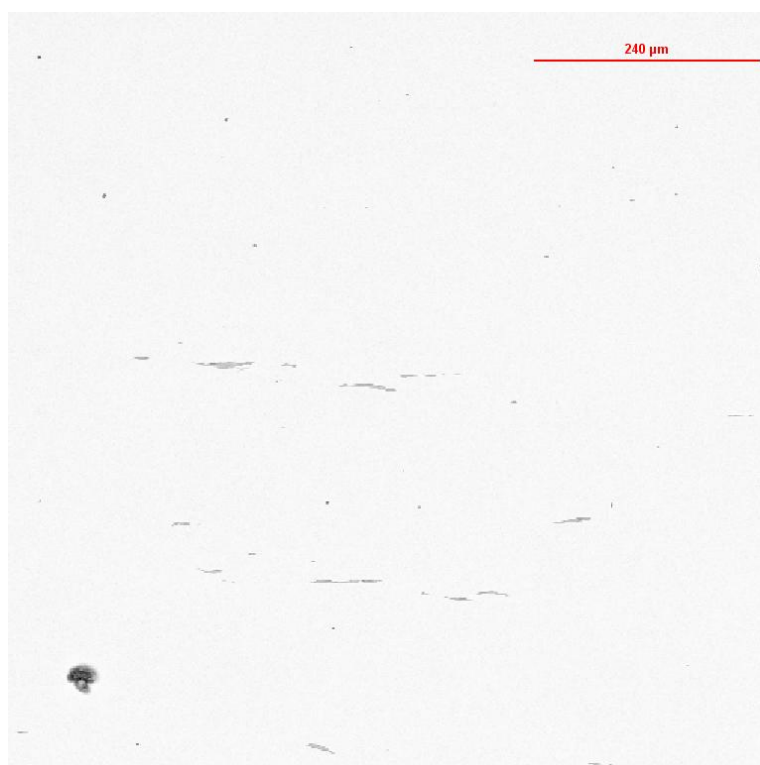


Figura 30: Distribuição das inclusões da amostra L9 em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

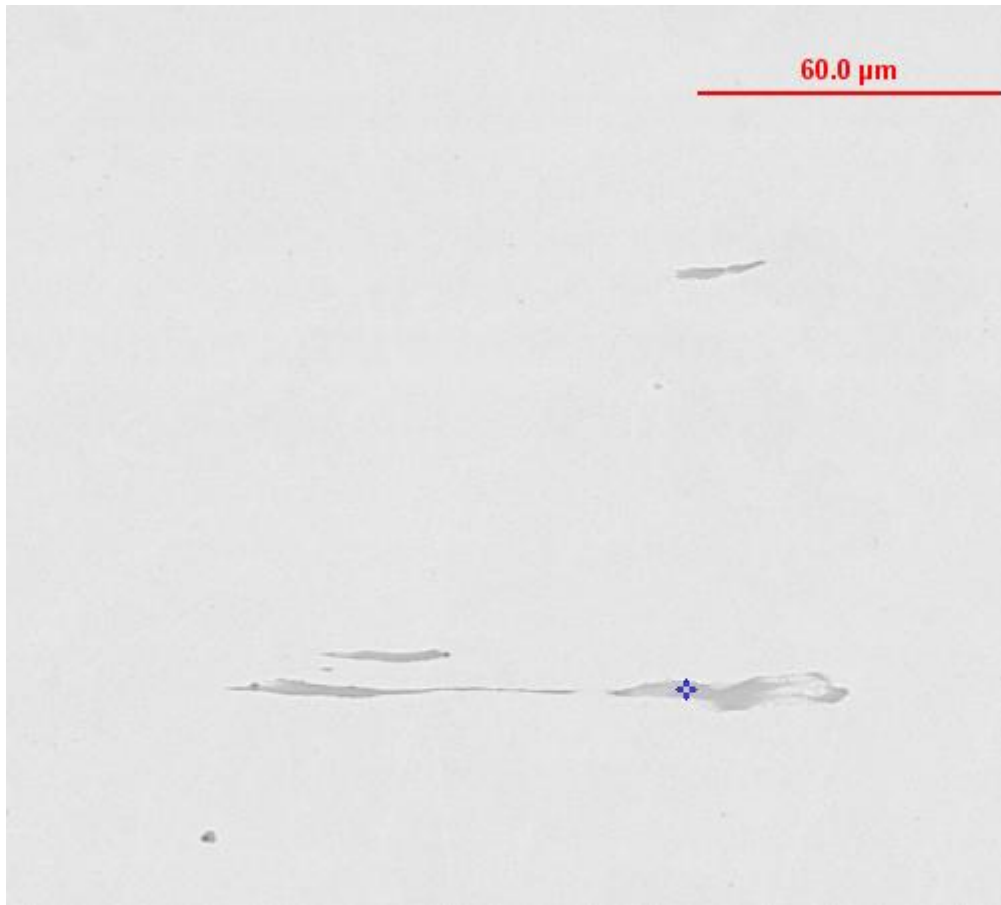


Figura 31: Marcação em azul da inclusão de sulfeto da amostra L3 para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

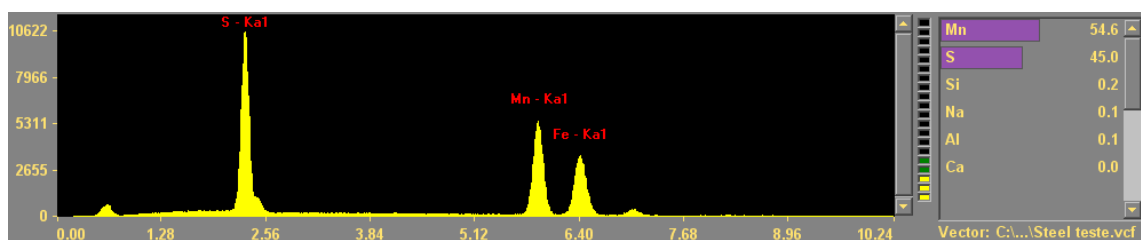


Figura 32: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra L3 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

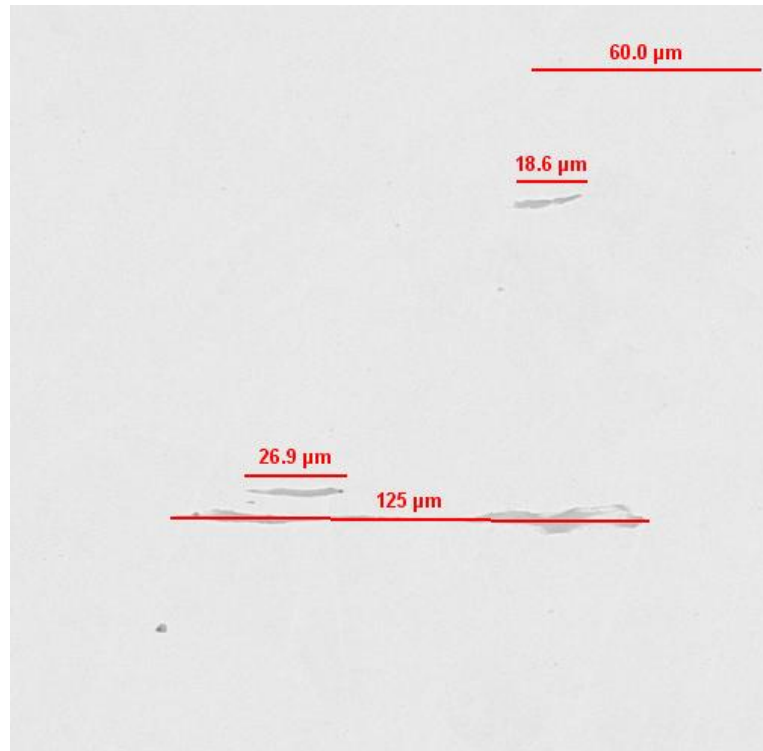


Figura 33: Tamanho das inclusões da amostra L3 em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

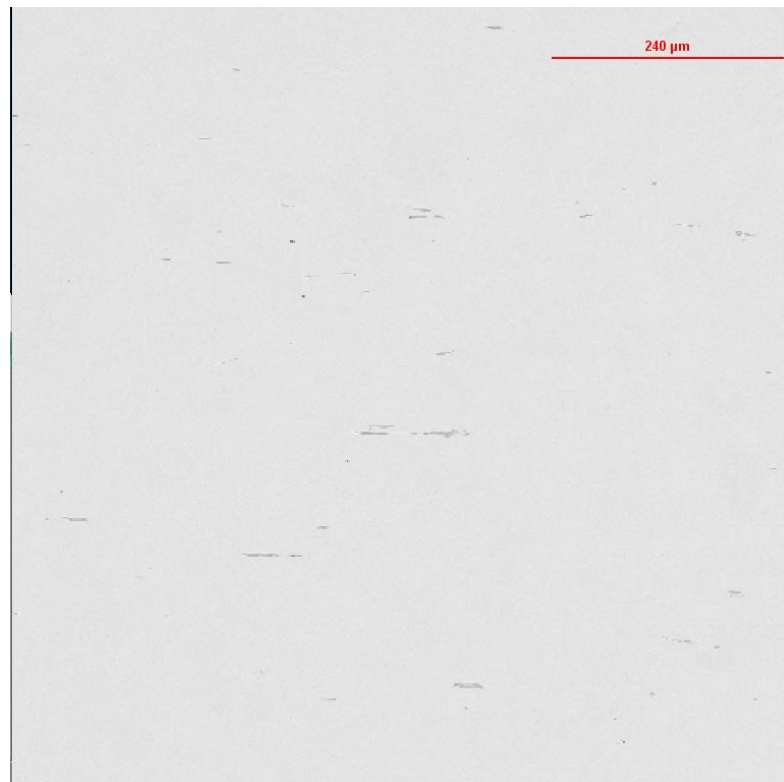


Figura 34: Distribuição das inclusões da amostra L3 em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

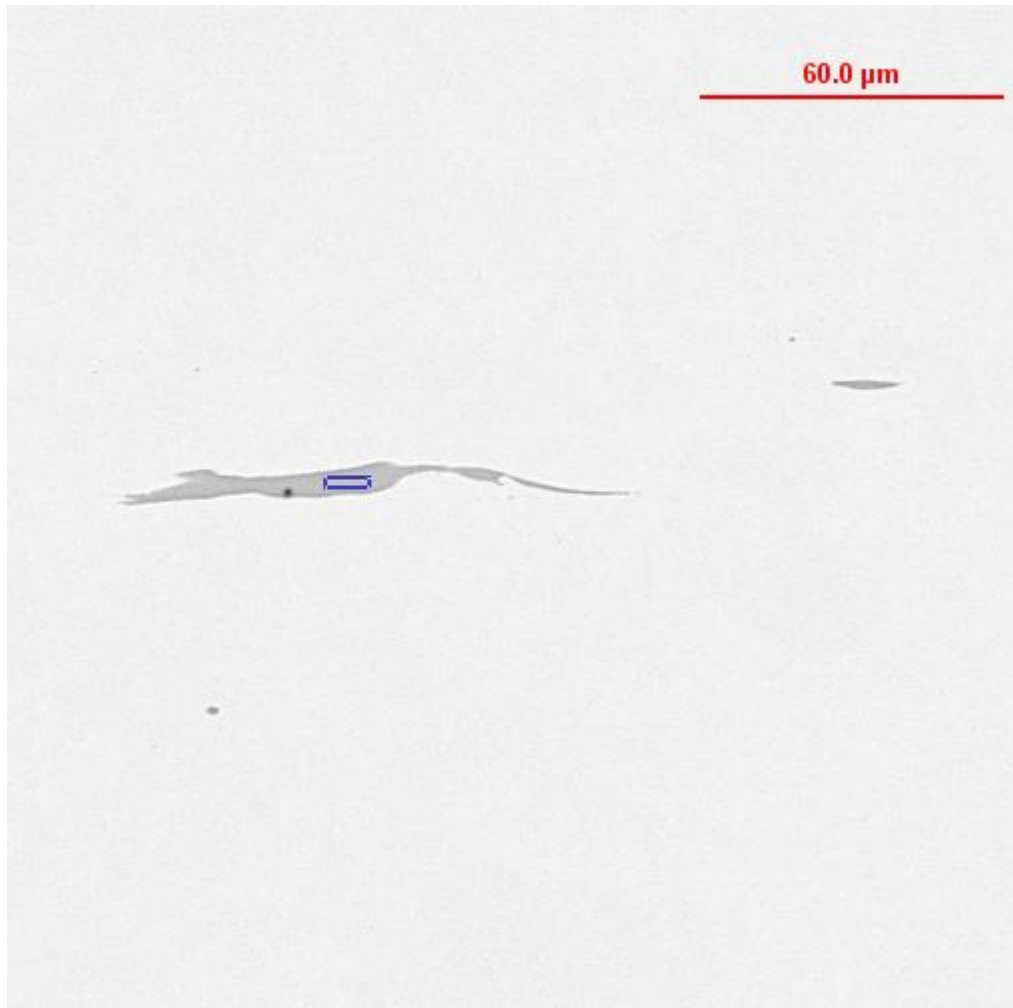


Figura 35: Marcação em azul da inclusão de sulfeto da amostra L11 para análise de EDS em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

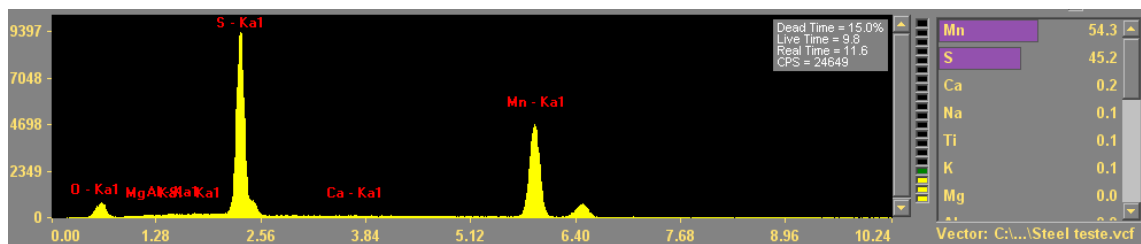


Figura 36: Resultado da composição química da inclusão de sulfeto da amostra L11 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

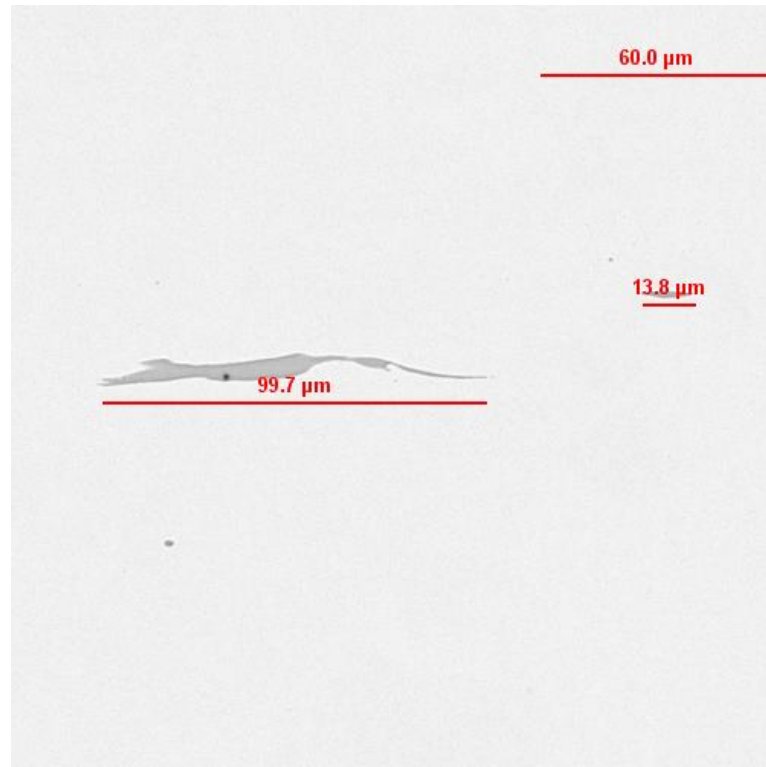


Figura 37: Tamanho das inclusões da amostra L11 em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).



Figura 38: Distribuição das inclusões da amostra L11 em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

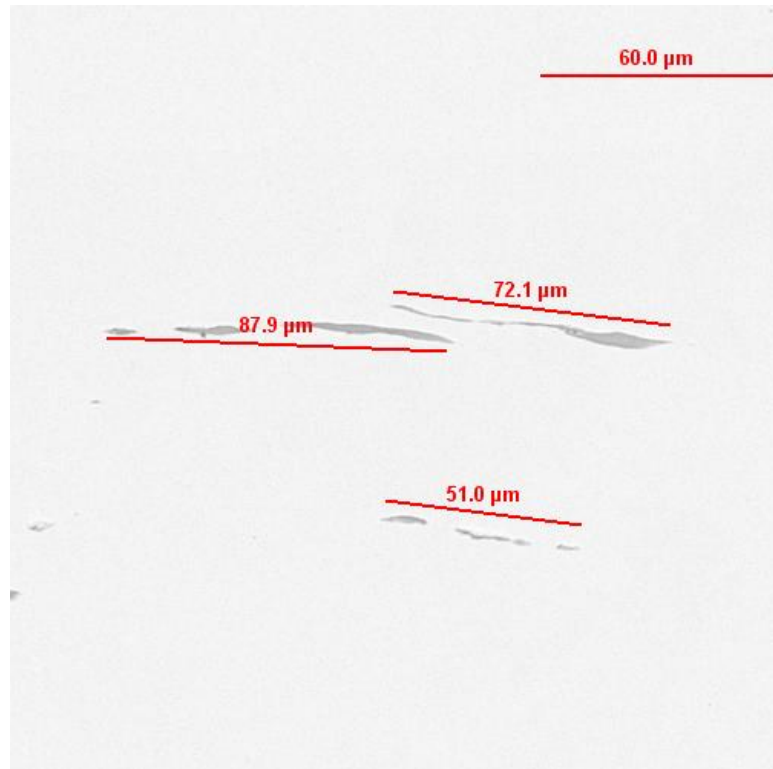


Figura 39: Tamanho das inclusões da amostra L1 em um aumento de 1000x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).



Figura 40: Distribuição das inclusões da amostra L1 em um aumento de 250x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

APÊNDICE B

Este apêndice apresenta figuras obtidas no Aspex no modo de varredura automática, servindo como resultados e corroborando para a discussão do capítulo 5.4 em termos de morfologia e composição química dos sulfetos.

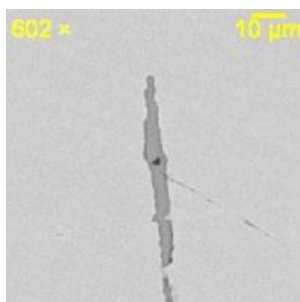


Figura 1: Inclusão de sulfeto do tipo corrente encontrada na amostra F1-M (meio do lingote) por varredura automática em um aumento de 602x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

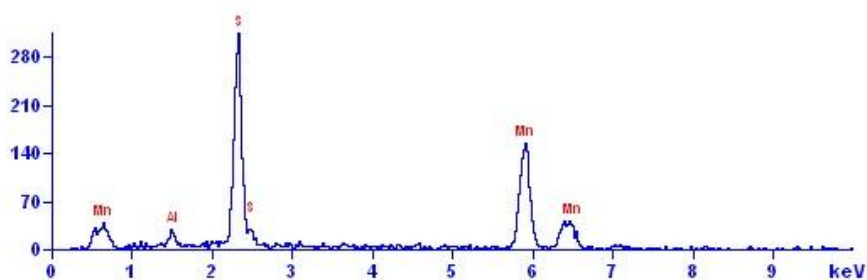


Figura 2: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 1 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

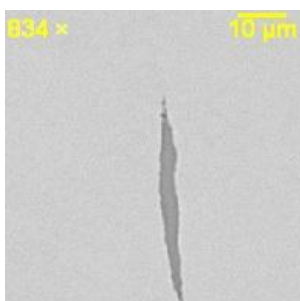


Figura 3: Inclusão de sulfeto do tipo corrente encontrada na amostra F1-M (meio do lingote) por varredura automática em um aumento de 834x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

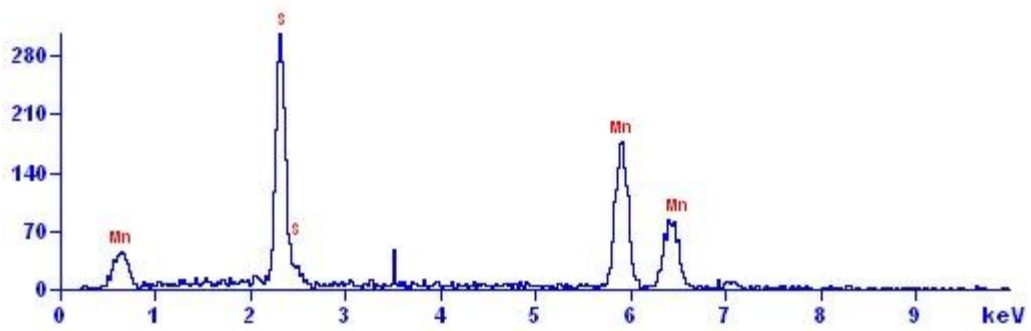


Figura 4: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 3 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

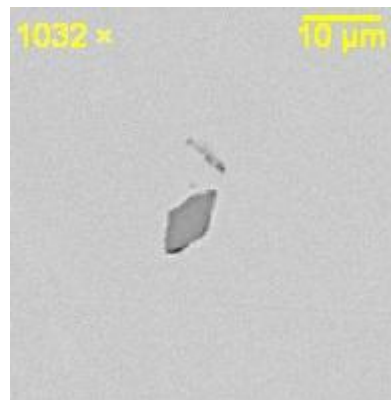


Figura 5: Inclusão de sulfeto do tipo angular encontrada na amostra F1-C (cabeça do lingote) por varredura automática em um aumento de 1032x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

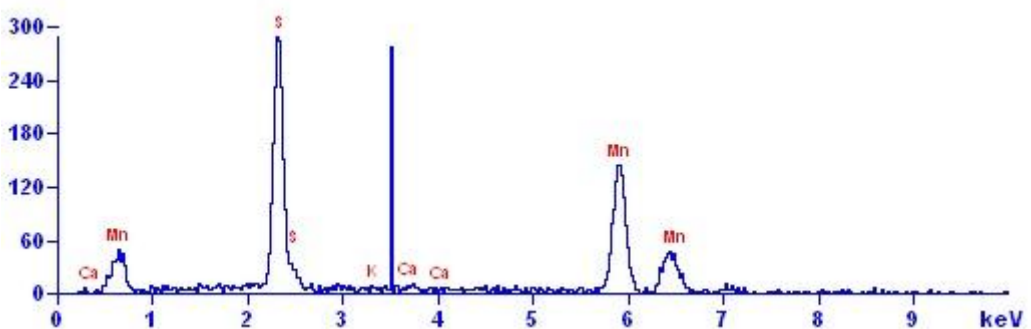


Figura 6: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 5 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

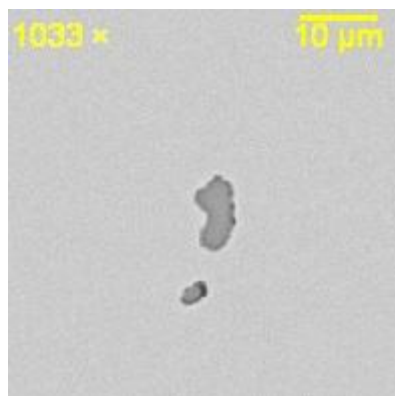


Figura 7: Inclusão de sulfeto do tipo irregular encontrada na amostra F1-C (cabeça do lingote) por varredura automática em um aumento de 1033x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

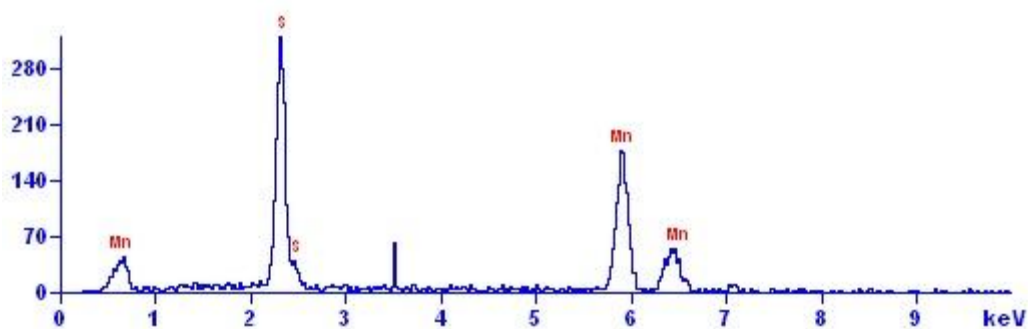


Figura 8: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 7 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

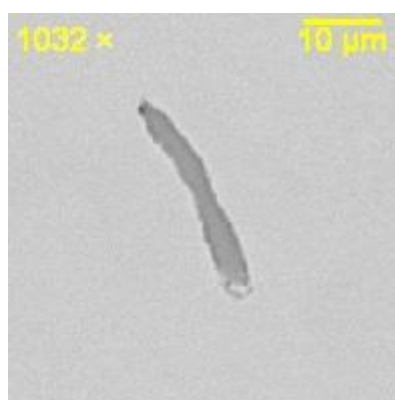


Figura 9: Inclusão de sulfeto do tipo corrente encontrada na amostra F1-P (pé do lingote) por varredura automática em um aumento de 1032x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

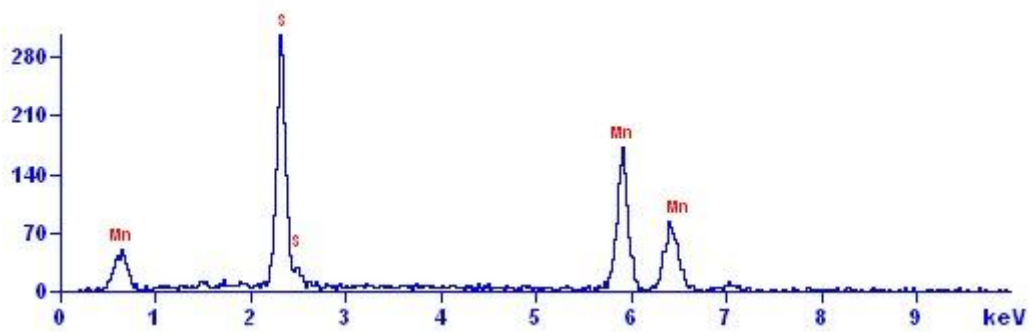


Figura 10: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 9 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

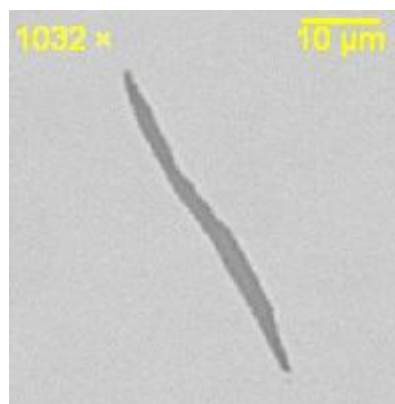


Figura 11: Inclusão de sulfeto do tipo corrente encontrada na amostra F1-P (pé do lingote) por varredura automática em um aumento de 1032x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

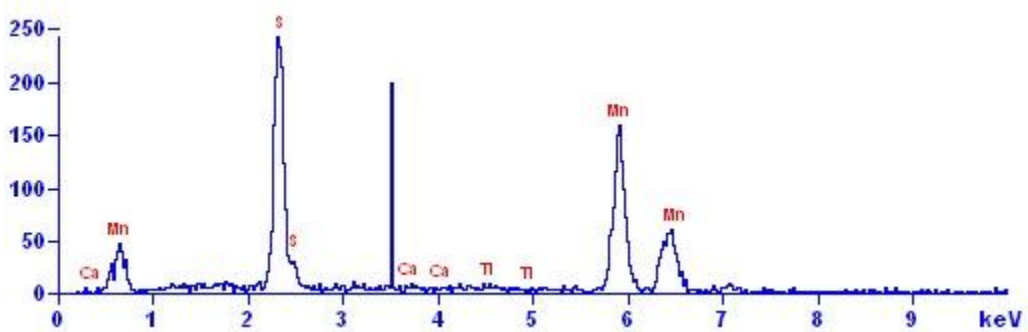


Figura 12: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 11 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

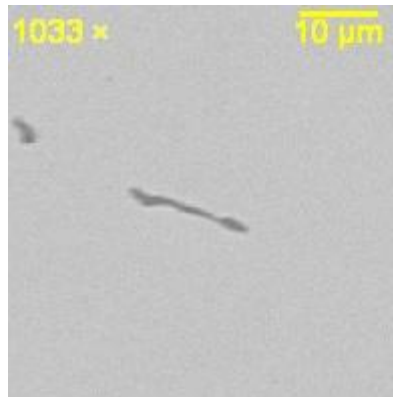


Figura 13: Inclusão de sulfeto do tipo corrente encontrada na amostra L11 por varredura automática em um aumento de 1033x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

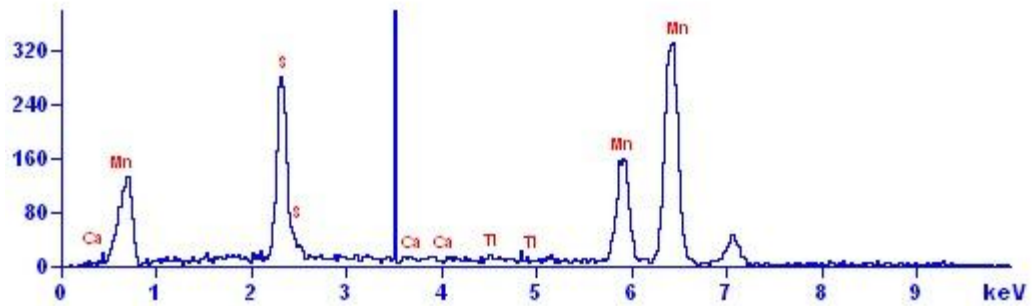


Figura 14: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 13 do apêndice B (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

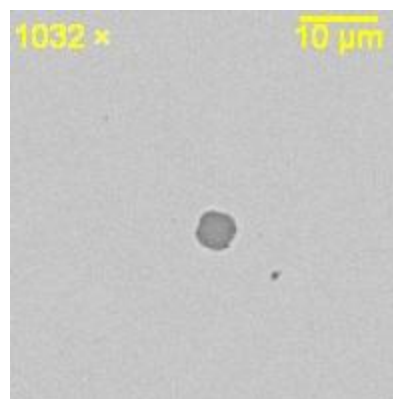


Figura 15: Inclusão de sulfeto do tipo globular encontrada na amostra L11 por varredura automática em um aumento de 1032x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

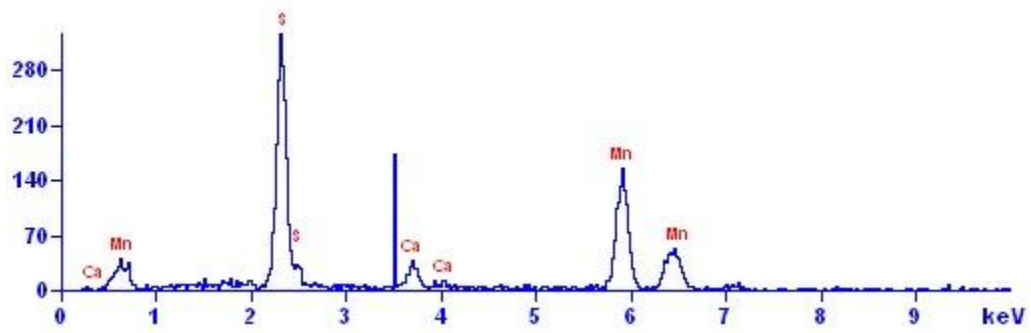


Figura 16: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 15 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

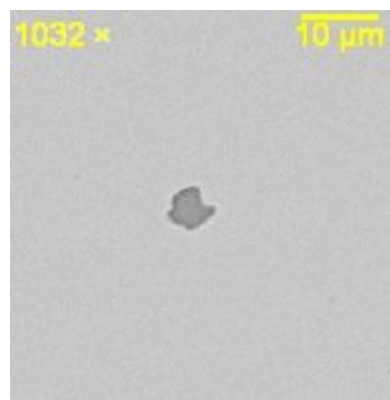


Figura 17: Inclusão de sulfeto do tipo irregular encontrada na amostra L11 por varredura automática em um aumento de 1032x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

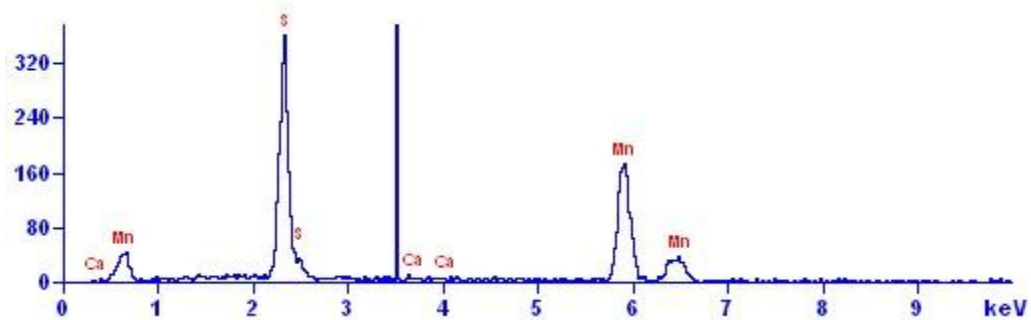


Figura 18: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 17 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

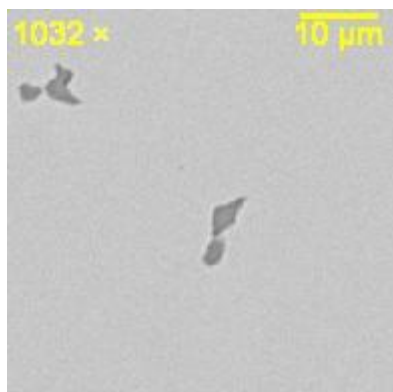


Figura 19: Inclusão de sulfeto do tipo angular encontrada na amostra L11 por varredura automática em um aumento de 1032x (PRÓPRIO AUTOR, 2016).

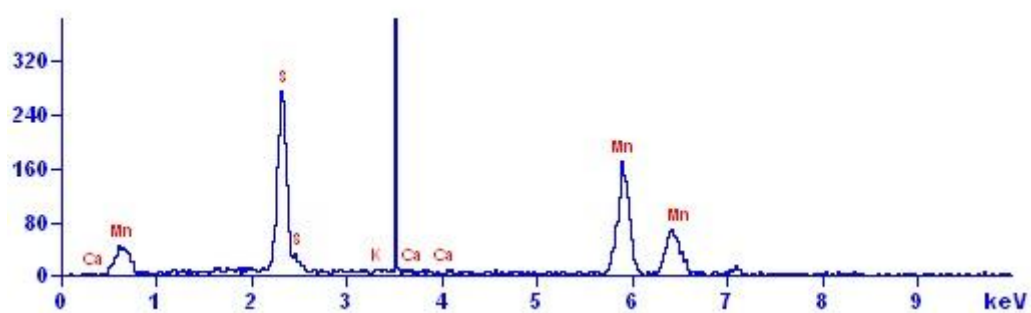


Figura 20: Composição química da inclusão de sulfeto mostrada na figura 19 (PRÓPRIO AUTOR, 2016).