



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**ANÁLISE E VERIFICAÇÃO DE VARIÁVEIS DO PROCESSO COMO CAUSAS  
PARA O SUCATEAMENTO POR MACROINCLUSÕES EM UMA ACIARIA DE  
AÇOS ESPECIAIS**

Felipe Buboltz Ferreira

00112438

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre  
Novembro de 2011

Felipe Buboltz Ferreira

**ANÁLISE E VERIFICAÇÃO DE VARIÁVEIS DO PROCESSO COMO CAUSAS  
PARA O SUCATEAMENTO POR MACROINCLUSÕES EM UMA ACIARIA DE  
AÇOS ESPECIAIS**

Trabalho realizado na Gerdau Charqueadas,  
em parceria com o Laboratório de Siderurgia  
do Centro de Tecnologia da Escola  
de Engenharia da UFRGS, como parte dos  
requisitos para aprovação na disciplina.

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre  
Novembro de 2011

Dedico este trabalho ao meu pai, José Olímpio Ferreira, minha mãe, Elisabeth Buboltz  
Ferreira e minha irmã, Cláudia Ferreira.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao professor Wagner Viana Bielefeldt, pela transmissão de conhecimentos e orientação.

Aos colegas engenheiros da Gerdau pelas discussões, sugestões e incentivo à criação deste trabalho.

Ao laboratório químico e metalúrgico da Gerdau Charqueadas pelas análises.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho.

À minha família, que sempre me apoiou e me apoiará

A Deus.

## SUMÁRIO

RESUMO .....	7
ABSTRACT .....	8
LISTA DE FIGURAS .....	9
LISTA DE TABELAS .....	11
1. INTRODUÇÃO .....	12
2. OBJETIVOS .....	13
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	14
3.1 Formação de inclusões não-metálicas .....	14
3.2 Emulsificação e aprisionamento de inclusões não-metálicas na escória relacionados à prática de limpeza do aço.....	19
3.2.1 Propriedades da escória.....	20
3.2.2 Mecanismos de emulsificação da escória no molde.....	22
3.3 Operações na panela.....	23
3.3.1 Forno-Panela .....	23
3.3.1.1 Refratário da panela .....	26
3.3.1.2 Controle da Temperatura durante o Refino Secundário .....	26
3.3.2 Tanque de vácuo.....	26
3.3.2.1 Tempo de vácuo .....	27
3.3.2.2 Tempo de flotação .....	27
3.4 Controle da reoxidação e utilização de gás argônio no Tubo Longo .....	27
3.4.1 Mecanismo de reoxidação devido à escória oxidada .....	28
3.4.2 Controle da reoxidação oriunda da atmosfera.....	28
3.4.3 Sistemas de proteção em Tubo Longo com utilização de gases.....	28
3.5 Metalurgia do distribuidor e formação de clogging .....	32
3.5.1 Distribuidor e suas propriedades .....	32
3.5.2 Inertização do distribuidor .....	33
3.5.3 Tampão e <i>clogging</i> .....	33
3.6 Controle do fluxo no molde .....	35
3.7 Efeitos das inclusões nas propriedades dos aços.....	37
3.7.1 Controle de morfologia de inclusões.....	39
3.7.2 Tratamento com cálcio .....	40
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	42
4.1 Planta Industrial .....	42
4.2 Produção de aços especiais na Aciaria elétrica .....	44
4.2.1 Pátio de Sucatas.....	44
4.2.2 Forno Elétrico a Arco (FEA).....	45
4.2.2.1 Ciclo de operação de um Forno Elétrico a Arco .....	45
4.2.3 Metalurgia Secundária.....	46
4.2.4 Lingotamento Contínuo e Lingotamento Convencional .....	47
4.3 Material Utilizado .....	48
4.4 Estudo do processo de elaboração dos aços DIN 20Mn5Cr Mod e SAE 1050.....	49
4.5 Equipamentos utilizados na amostragem .....	49
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	53
5.1 Resultados para a qualidade DIN 20Mn5Cr Mod .....	53

5.1.1 Teores de %FeO+%MnO nas escórias de panela.....	53
5.1.2 Tempo de Vácuo durante a desgaseificação.....	54
5.1.3 Tempo de Flotação.....	55
5.1.4 Abertura da válvula gaveta da panela para início do Lingotamento Contínuo .....	55
5.1.5 Variação do Tampão .....	55
5.1.6 Pressão do argônio no Tubo Longo entre panela e distribuidor no Lingotamento Contínuo.....	56
5.1.7 Composição final dos aços e caracterização química das inclusões .....	57
5.2 Resultados para a qualidade SAE 1050.....	59
5.2.1 Teores de %FeO+%MnO nas escórias de panela.....	59
5.2.2 Tempo de Vácuo durante a desgaseificação.....	60
5.2.3 Tempo de Flotação.....	61
5.2.4 Abertura da válvula gaveta da panela para início do Lingotamento Contínuo .....	61
5.2.5 Variação do Tampão .....	61
5.2.6 Pressão do argônio no Tubo Longo entre panela e distribuidor no Lingotamento Contínuo.....	62
5.2.7 Composição final dos aços e caracterização química das inclusões .....	62
5.3 Correlação entre os índices de sucata e as variáveis .....	65
6. CONCLUSÕES.....	66
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	67
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	68

## RESUMO

A tecnologia utilizada na fabricação de aços de construção mecânica teve um grande avanço nos últimos anos, resultando em notável redução nas impurezas no aço. Impurezas neste trabalho estão relacionadas à presença inclusões não-metálicas. O foco nesse trabalho serão as macroinclusões. Macroinclusões são impurezas que geram defeitos graves na estrutura dos aços, sendo o seu aparecimento altamente prejudicial. Muito material se perde na indústria siderúrgica, antes de ser enviado ao cliente, devido à presença de macroinclusões no produto final. Em uma aciaria, local onde o produto semiacabado é formado, existem variáveis que podem causar o aparecimento de macroinclusões no aço e que devem ser controladas. Portanto, por meio da análise da influência das variáveis consideradas no trabalho: óxidos de ferro e manganês na escória da panela ( $\text{FeO}+\text{MnO}$ ), tempo de vácuo durante a desgaseificação e tempo de flotação após a desgaseificação, abertura da válvula gaveta da panela para o início do lingotamento contínuo, variação do nível da válvula tampão no distribuidor e pressão de argônio no tubo longo entre panela e distribuidor no lingotamento contínuo; foi possível estabelecer uma relação entre sucata gerada e variáveis de processo, considerando o peso do material refugado e o comportamento dos parâmetros que mais fortemente causam sucateamento para determinada qualidade de aço. Como resultado deste trabalho foi possível estabelecer-se uma relação entre o índice de sucateamento e a abertura da válvula gaveta da panela para início do lingotamento contínuo para o aço DIN 20Mn5Cr Mod, além de também relacionar a geração de sucata ao alto teor de óxidos de ferro e óxidos de manganês na escória, no momento da chegada ao forno panela, para a qualidade SAE 1050.

## ABSTRACT

The technology used in mechanical construction steel manufacture have made great progress in recent years, resulting in noted reduction in impurities in the steel. Impurities in this study are related to the presence of non-metallic inclusions. The focus of this work will be macroinclusions. Macroinclusions are impurities that cause serious defects in steel's structure and its appearance is highly detrimental. Much material is lost in the steel industry, before being sent to the client, due to the presence of macroinclusions in the final product. In a melt shop, where the semi-finished product is formed, there are numerous variables that can cause the appearance of impurities in the steel and must be controlled. Therefore, by analyzing the influence of the variables considered in the study: iron and manganese oxides of the ladle slag (FeO+MnO), time during vacuum degassing and flotation time after degassing, opening of the ladle's slide gate for starting the continuous casting, stopper rod level variation and argon pressure in the shroud between ladle and tundish in continuous casting; it was possible to establish a relation between scrap generated and process variables, considering the weight of wasted material and parameters behavior that most strongly determined to cause scrap steel in a specific grade. As result of this work it was possible to establish that relation between the rate of scrapping and the opening of the ladle's slide gate for starting the continuous casting of the DIN 20MnCr5 Mod steel. And also relate scrapping to the high content of iron oxides and manganese oxides in the slag , at the time the ladle get in the ladle furnace, for the SAE 1050 steel.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de <i>Ellingham</i> .....	15
Figura 2. Frequência de distribuição de MI como função do diâmetro da inclusão.....	19
Figura 3. Corte isotérmico do diagrama de fases ternário CaO-SiO <sub>2</sub> -MgO .....	21
Figura 4. Corte isotérmico do diagrama de fases CaO-SiO <sub>2</sub> -MgO, com 20% de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	22
Figura 5. Esquema de um Forno-Panela .....	24
Figura 6. Tanque de vácuo e seus principais componentes.....	27
Figura 7. Esquema de reações que ocorrem no contato entre aços acalmados ao alumínio e uma escória oxidante .....	28
Figura 8. Tubo longo em destaque, além de sua localização na máquina de Lingotamento Contínuo	29
Figura 9. Estrutura da válvula gaveta (à esquerda) e seus componentes (à direita).....	30
Figura 10. Tipos de defeitos no TL e suas prováveis fontes.....	31
Figura 11. Fluxo de aço e fenômenos que influenciam sua limpeza no distribuidor .....	32
Figura 12. Evolução da limpeza das inclusões nos produtos semiacabados com distribuidor normal e pré-inertizado .....	33
Figura 13. Regiões de interesse do escoamento .....	34
Figura 14. Micrografia de um aglomerado de alumina em uma válvula submersa .....	35
Figura 15. Visão esquemática do lingotamento contínuo e suas regiões de solidificação .....	36
Figura 16. Morfologia de inclusões e comportamento antes e depois da laminação .....	40
Figura 17. de equilíbrio termodinâmico Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -CaO .....	41
Figura 18. Fluxo de produção da Gerdau Charqueadas .....	43
Figura 19. Prensa-tesoura do pátio da Gerdau Charqueadas.....	45
Figura 20. FEA da Gerdau Charqueadas.....	46
Figura 21. Tanques VD/VOD da Gerdau Charqueadas .....	47
Figura 22. Estrutura da máquina de Lingotamento Contínuo da Gerdau Charqueadas .....	48
Figura 23. Amostra retirada através do amostrador no Forno-Panela.....	50
Figura 24. Barra com marcação de defeito do tipo MI após ter sido inspecionada.....	50
Figura 25. Amostras cortadas e preparadas para análise em EDS .....	51
Figura 26. Microscópio Eletrônico de Varredura com EDS da Gerdau Charqueadas .....	51
Figura 27. Espectrômetro de raios X da Gerdau Charqueadas.....	52
Figura 28. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente nas amostras de escória.....	53
Figura 29. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente na amostra E-LC .....	54
Figura 30. Tempo de vácuo no VD .....	54
Figura 31. Tempo de flotação no VD.....	55
Figura 32. Curva de variação dos tampões para os três veios .....	56
Figura 33. Curva de variação da pressão de argônio no tubo longo em relação ao patamar de pressão máxima para a corrida B .....	56
Figura 34. Curva de variação da pressão de argônio no tubo longo em relação ao patamar de pressão máxima para a corrida C (acima do patamar) e D (abaixo do patamar).....	57
Figura 35. Resultado da análise química das inclusões formadas em amostra da corrida D .....	58
Figura 36. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente nas amostras de escória .....	59
Figura 37. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente na amostra E-LC.....	60

Figura 38. Tempo de vácuo no VD .....	60
Figura 39. Tempo de flotação no VD.....	61
Figura 40. Curva de variação dos tampões para os três veios .....	62
Figura 41. Resultado da análise química das inclusões formadas em amostra da corrida K .....	63
Figura 42. Imagem em MEV da macroinclusão contida em barra sucateada após inspeção .....	64
Figura 43. Relação entre o somatório de variáveis de processo e o índice de sucateamento para os aços estudados .....	65

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Efeitos dos elementos de ligas nas propriedades dos aços .....	25
Tabela 2. Características do tubo longo .....	30
Tabela 3. Custos relativos na operação de um forno elétrico a arco .....	45
Tabela 4. Faixa de composição química do aço DIN 20Mn5Cr Mod em % de massa .....	48
Tabela 5. Faixa de composição química do aço SAE 1050 em % de massa.....	48

## 1. INTRODUÇÃO

A fabricação de aços livres de impurezas tem se mostrado como um grande desafio na indústria siderúrgica. Isso exige conhecimento sobre os fenômenos metalúrgicos envolvidos na formação, crescimento e aglomeração de inclusões não-metálicas, que podem ser deletérias à qualidade do produto final. Estas impurezas podem afetar as propriedades mecânicas dos aços e, em consequência, sua vida útil. Embora geradas durante o processo da fabricação do aço ainda no estado líquido (sendo classificadas como endógenas ou exógenas), estas inclusões podem, no estado sólido, causar entupimento em válvulas de lingotamento contínuo, afetando também a produtividade da aciaria.

As macroinclusões (MI) são na maioria dos casos inclusões de grande tamanho, geralmente de origem exógena (arraste de escória, por exemplo), podendo ter um diâmetro médio maior ou igual a 50 micrometros na maioria das aplicações de aços. Geralmente causam defeitos ainda durante o processo de fabricação ou no início de aplicação. São responsáveis, devido ao seu grau de deformabilidade ser diferente do aço, pela formação de trincas, comprometendo a qualidade e aplicação do produto.

Em uma aciaria, são inúmeros os fatores que podem vir a resultar na presença de MI nos produtos acabados. Após uma avaliação cuidadosa, destacou-se as seguintes variáveis para um estudo aprofundado: óxidos de ferro e manganês na escória da panela ( $\text{FeO} + \text{MnO}$ ), tempo de vácuo durante a desgaseificação e de flotação após a mesma, abertura da válvula gaveta da panela para o início do lingotamento contínuo, variação do nível da válvula tampão e pressão de argônio no tubo longo no lingotamento contínuo.

As variáveis citadas têm sido estudadas por aciaristas no intuito de evitar ou ao menos minimizar o aparecimento de macroinclusões e, através do conhecimento sobre o perfil químico das MI, poder relacioná-las explicando seu surgimento, a fim de garantir um produto final livre de perturbações em sua estrutura.

## **2. OBJETIVOS**

O objetivo geral deste trabalho é estabelecer uma relação entre o sucateamento, devido à presença de MI nos tarugos dos aços DIN 20Mn5Cr Mod e SAE 1050, e as variáveis consideradas como algumas das principais causas para a formação destas impurezas no produto.

O segundo objetivo foi definir se nas qualidades estudadas as variáveis em questão são suficientes para justificar o peso sucateado de material, tornando-se possível estabelecer correlações entre o estudo teórico e o processo produtivo.

Também são caracterizadas quimicamente as MI formadas em barras com sucateamento considerável ao longo do processo na aciaria.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Formação de inclusões não-metálicas

A definição para limpeza em aços depende da aplicação final do produto. Inclusões se tornam importantes quando são responsáveis por produzir defeitos durante o processamento do aço ou na aplicação final. Quando quantidades significantes de grandes inclusões (por exemplo, 20  $\mu\text{m}$  – 150  $\mu\text{m}$  em diâmetro) estão presentes no produto, problemas relacionados a defeitos tendem a ocorrer. Às vezes apenas uma única grande inclusão pode causar um defeito catastrófico, por isso a necessidade de um controle sobre o surgimento destas partículas <sup>(1)</sup>.

As inclusões são geralmente formadas durante o processo de fabricação do aço no estado líquido. Nesse sentido podem ser classificadas como endógenas ou exógenas <sup>(2)</sup>.

Inclusões endógenas são resultantes do processo de desoxidação do aço ou são partículas com origem na precipitação durante o resfriamento ou solidificação do aço. A principal função da desoxidação é baixar o teor de oxigênio dissolvido para minimizar a formação de porosidades e formação de óxidos de ferro no produto. Ela é alcançada utilizando para isso desoxidantes como alumínio, FeSi, SiMn e FeMn. Na Figura 1 podemos avaliar a facilidade de redução dos óxidos, mostrando a dependência da temperatura em relação à estabilidade dos compostos <sup>(2)</sup> <sup>(3)</sup>. Quanto mais abaixo no gráfico, maior a estabilidade do óxido.

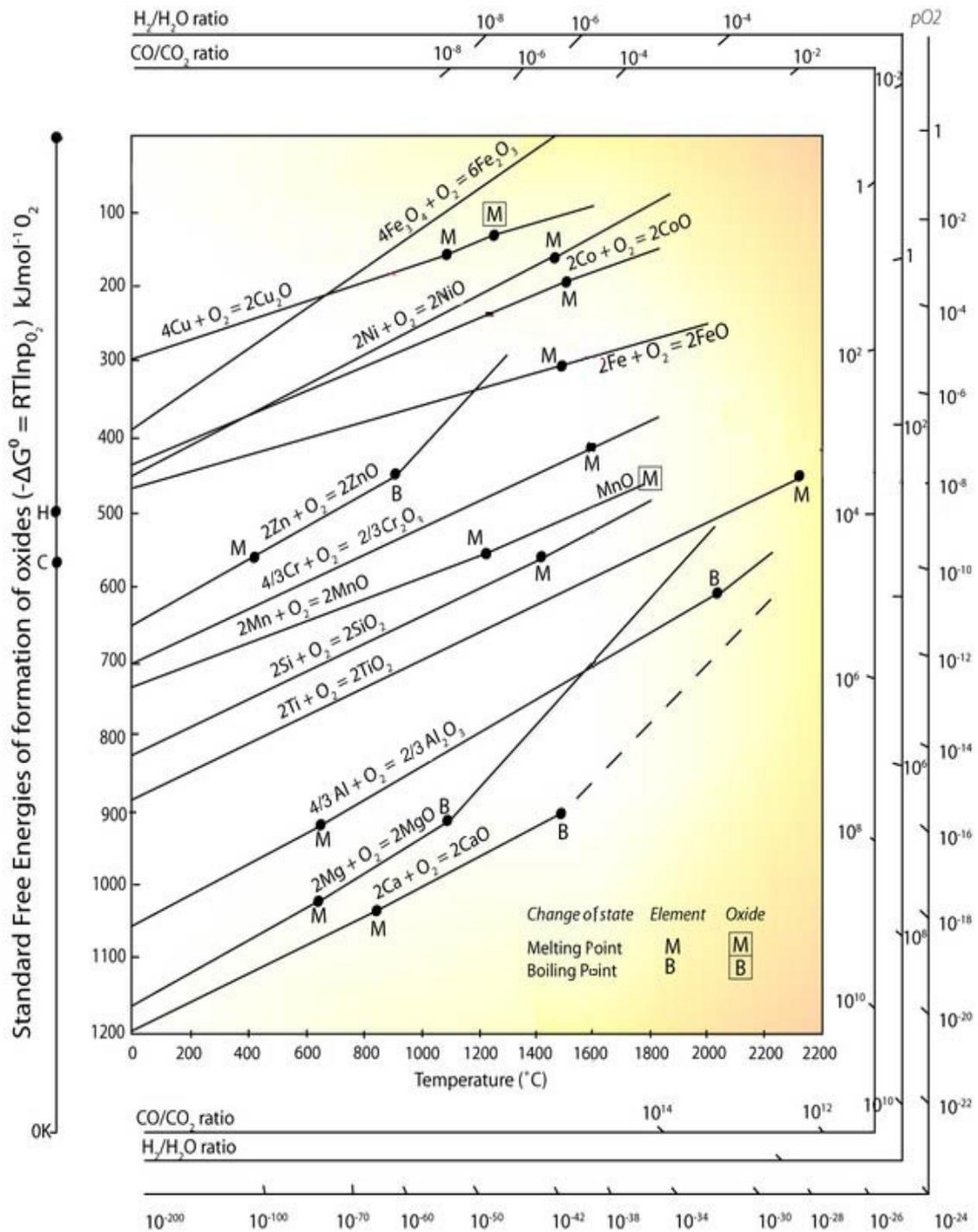
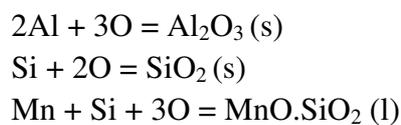


Figura 1. Diagrama de Ellingham<sup>(4)</sup>

Algumas das reações entre o oxigênio dissolvido no aço e os principais desoxidantes utilizados, citados anteriormente, estão mostradas nas equações a seguir:



O resultado desta prática é a produção de inclusões óxidas durante o processamento do aço. As inclusões de alumina são formadas nos aços acalmados ao alumínio enquanto inclusões de sílica em aços acalmados ao silício. As inclusões de alumina são dendríticas quando formadas em ambientes ricos em oxigênio, mas também podem surgir sob a forma de aglomerados de partículas agregadas. Já as inclusões de sílica em geral são esféricas devido ao fato de serem líquidas ou vítreas no aço líquido. As inclusões de sílica também podem surgir sob a forma de aglomerados de partículas agregadas <sup>(2)</sup>.

As inclusões podem se acumular na superfície do refratário de revestimento da panela onde se produz o aço líquido, gerando problemas mais sérios se estas impurezas acumuladas forem transferidas para o metal líquido e encapsuladas na casca do aço líquido que começa a se solidificar. Estas inclusões acumuladas na válvula submersa na saída do aço da panela para o molde afetam o padrão de fluidez no molde, gerando um fluxo desigual que pode ter um efeito nocivo na remoção das inclusões. É o chamado *clogging* - entupimento da válvula. Muitos tipos de inclusões podem induzir este entupimento, dependendo do tipo de aço que está sendo produzido. O entupimento pode ser classificado de acordo com sua fonte: tipo 1 corresponde a formação de óxidos no fundo do bocal, como consequência da aspiração de ar e da reação entre o refratário do bocal e o ar. O tipo 2 está associado aos óxidos presentes no aço e que são transportados para a parede da válvula, resultando normalmente da desoxidação, da reoxidação, de inclusões exógenas ou como produtos da modificação de inclusões; o tipo 3 surge como consequência do resfriamento e solidificação do aço na parede da válvula, devido ao baixo grau de superaquecimento ou à elevada taxa de perda de calor, associada ao aumento local da temperatura *liquidus* devido à segregação de soluto.

Inclusões de alumina podem ficar retidas na válvula submersa, podendo formar aglomerados facetados, em forma de plaquetas ou esferas. As inclusões de TiN (nitreto de titânio) constituem o principal motivo para este entupimento durante o lingotamento contínuo de aços inoxidáveis, incluindo entupimentos causados por ferrita delta solidificada com redes de TiN, fragmentos de molde flutuantes e aglomerados que reagiram com o fluxo do molde e foram encapsulados na superfície do aço solidificado no lingotamento contínuo. Outro motivo para entupimento da válvula é a formação de inclusões de CaO-TiO<sub>2</sub> em alguns aços inoxidáveis tratados com cálcio na panela.

Inclusões exógenas (causadas por fatores externos) surgem geralmente como consequência de reações químicas incidentais (reoxidação) e de interação mecânica do aço líquido com o que está a sua volta: aprisionamento da escória sobrenadante e erosão do revestimento refratário. As inclusões exógenas apresentam as seguintes características em comum:

- tamanho grande: inclusões resultantes da erosão do refratário em geral são maiores do que as que resultam do aprisionamento de escória;
- composição química variada/multifásica: causada pelos seguintes fenômenos: devido à reação entre o aço líquido e a sílica (SiO<sub>2</sub>), FeO+ MnO presentes na escória e o revestimento refratário, as inclusões de alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) geradas podem aparecer na superfície. Inclusões exógenas atuam como sítios para a nucleação heterogênea de novas inclusões que se precipitam durante o seu movimento no aço líquido. As inclusões provenientes da escória ou

da desoxidação podem reagir com o revestimento refratário da panela ou com outros materiais estranhos deslocados para dentro do aço líquido;

- formato irregular, caso não sejam esféricas, resultantes do aprisionamento da escória ou da sílica resultante da desoxidação. As inclusões exógenas esféricas são normalmente grandes (acima de 50  $\mu\text{m}$ ) e a maioria é multifásica, diferente das esféricas, que são pequenas e monofásicas;

- estão presentes em menor número, quando comparadas com as inclusões pequenas;

- distribuição esporádica no aço e não dispersas como as inclusões pequenas. Devido ao fato de que são geralmente captadas pelo aço líquido durante o vazamento para o molde e a solidificação, sua incidência é acidental ou esporádica. Por outro lado, facilmente flutuam, então se concentram em regiões do aço que se solidificam mais rapidamente ou em zonas em que de algum modo a remoção por flotação foi prejudicada. Por consequência são frequentemente encontradas na superfície;

- são mais nocivas às propriedades do aço devido ao seu maior tamanho.

Estas inclusões muito grandes não flutuam rapidamente durante o lingotamento por alguns motivos: são formadas em etapas tardias da elaboração do aço em seu estado líquido, transferência ou erosão nos fornos metalúrgicos, deixando tempo insuficiente para subir antes do lingotamento; a falta de superaquecimento suficiente; o escoamento do aço fluido durante a solidificação induzindo o aprisionamento da escória presente no molde, ou reaprisionamento das inclusões que já tinham flutuado antes de entrar completamente na escória. As inclusões exógenas estão sempre relacionadas com as práticas de fabricação do aço, sendo que seu tamanho e composição química, frequentemente, levam a identificação de suas fontes. Estas são principalmente a reoxidação, o aprisionamento de escória, a erosão do refratário e reações químicas com o ambiente em geral.

As inclusões da escória, com tamanho entre 10 e 300 micrometros, contêm grandes quantidades de CaO ou MgO e, geralmente são líquidas à temperatura do aço líquido, e assim apresentam formato esférico. A erosão de refratários, incluindo tijolos quebrados e partículas cerâmicas do revestimento do forno, são fontes comuns de grandes inclusões exógenas, que são tipicamente sólidas e relacionadas com os materiais das painéis principal e intermediária <sup>(2)</sup>.

No final do processo de refino primário ou oxidante (Forno Elétrico a Arco ou Conversor), o aço contém apreciável teor de oxigênio devido à solubilidade deste elemento no ferro líquido. Ao final da etapa de refino oxidante este teor deve ser ajustado para valores adequados ao refino na panela e lingotamento, obtendo-se assim uma estrutura adequada para o produto final.

A adição de elementos desoxidantes diminui a quantidade de oxigênio no metal e quatro fases podem ser distinguidas neste processo. A primeira é a dissolução do desoxidante no metal. Logo a seguir, devido às reações do oxigênio dissolvido no aço líquido com o desoxidante utilizado, que possuem maior afinidade pelo oxigênio do que o ferro haveria a nucleação da inclusão.

Em função do tipo de desoxidante ou da sequência de adições no caso de mais de um desoxidante as inclusões poderão se apresentar no estado físico líquido ou sólido.

Uma vez formada, ocorre o crescimento das inclusões, onde vários mecanismos podem ser propostos para descrever esta fase, por motivos cinéticos a colisão de partículas seria o mais expressivo. A colisão de inclusões ocorre segundo a lei de *Stokes*, onde as partículas de maior dimensão flutam com maior velocidade, capturando partículas menores durante a ascensão.

$$v = 2gr_i^2\Delta\rho/9\eta^{(5)}$$

onde:

v= velocidade de ascensão da partícula, cm/s

g= aceleração da gravidade, cm/s<sup>2</sup>

r<sub>i</sub>= raio da partícula (inclusão), cm

Δρ= diferença da densidade líquido/partícula, g/cm<sup>3</sup>

η = coeficiente de viscosidade do líquido, *poise*

O crescimento pode ser sensivelmente acelerado pela agitação do banho metálico seja por coalescência no caso de inclusões líquidas ou por aglomeração no caso de inclusões sólidas. A remoção da inclusão do metal líquido consiste em transportar as partículas até a interface da escória que deve capturá-las e estabilizá-las neste meio.

A etapa controladora para a remoção de inclusões é determinada pela velocidade de transporte, que é função do seu tamanho, que por sua vez, depende da colisão e aglomeração de outras partículas menores. Além do aumento da velocidade de flotação pelo crescimento, a ação de agitação do banho favorece a movimentação das inclusões para as laterais da panela ou para a superfície do aço líquido <sup>(5)</sup>.

Outra fonte para a nucleação de inclusões no aço líquido é a presença de bolhas formadas como consequência da influência de gases como argônio e nitrogênio. Estas bolhas podem encapsular muitas inclusões devido ao seu longo tempo de movimentação anterior à solidificação. A aglomeração de inclusões sólidas pode ocorrer em qualquer superfície, ajudada pelos efeitos da tensão superficial, incluindo a superfície das bolhas e os refratários. Estas bolhas associadas a inclusões gerarão defeitos de linha (bolhas alinhadas e lascas) na superfície das tiras de aço acabadas. Podem surgir dezenas, centenas ou mesmo milhares de inclusões em cada bolha que se forma no início da solidificação do aço.

Outra fonte ainda, para formar este tipo de impureza é a presença de fluxantes usados no molde, caso estes fluxantes não se fundam homogeneamente e apresentem a tendência de possuir várias fases com áreas de alto ponto de fusão e óxidos com baixa viscosidade. A presença destes fluxos, no início da solidificação que ocorre no lingotamento, dificulta o fornecimento de aço líquido, essencial para a lubrificação do molde. Estes materiais utilizados consistem de uma combinação de pó seco e fluxos fundidos ou semifundidos, que podem ser rapidamente aprisionados no primeiro semiacabado (tarugo ou placa). Os defeitos em forma de bolhas na barra laminada final são causados pela expansão térmica das bolhas de gás associadas com inclusões à medida que a tira passa pela linha de recozimento. Se existirem partículas duras entre as inclusões presentes nestes defeitos, como galaxita, cromo-galaxita ou espinélios, então o polimento da barra pode deslocar algumas destas causando marcas de arranhões ou riscos.

Em geral, as inclusões se originam das seguintes fontes: compostos que são dissolvidos por reações químicas no aço líquido e então resultam em mudança de solubilidade dos elementos de liga no aço; compostos que se originam dos processos de trabalho mecânico e tratamentos térmicos; impurezas remanescentes que não são removidas durante o processo de fusão, como matérias-primas não consumidas, material particulado e escória fundida <sup>(2)</sup> <sup>(3)</sup>.

Em relação as MI, podemos mencionar que sua ocorrência é menor para maiores diâmetros. A Figura 2 mostra a frequência de distribuição como função do diâmetro da inclusão. O número cresce abruptamente com a diminuição do tamanho. MI acima de 50  $\mu\text{m}$  são difíceis de detectar. Devido ao fato de a distribuição ser heterogênea, é necessário usar sistemas de inspeção para amostras com grande massa <sup>(1)</sup>.

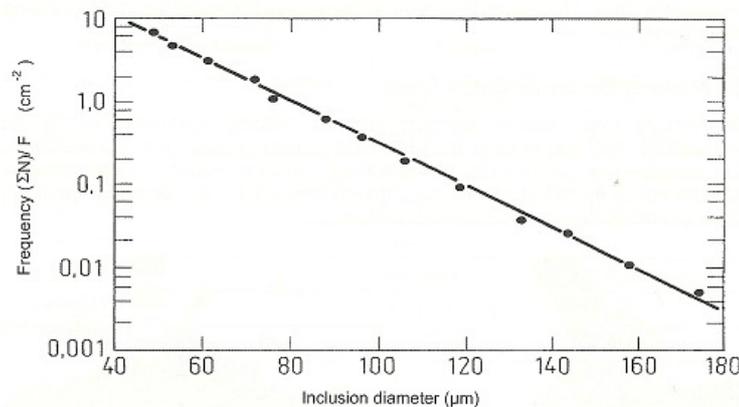


Figura 2. Frequência de distribuição de MI como função do diâmetro da inclusão <sup>(1)</sup>

### 3.2 Emulsificação e aprisionamento de inclusões não-metálicas na escória relacionados à prática de limpeza do aço

Gotículas de escória são frequentemente observadas próximas a defeitos tanto de superfície quanto internos, indicando que estão fortemente relacionados à formação destes defeitos. Tem sido demonstrado que o aprisionamento de escória encontrado em tarugos produzidos em siderúrgicas podem ser rastreados desde os diversos vasos metalúrgicos utilizados na produção do aço, como a panela, o distribuidor e o molde. Com o objetivo de reduzir estes defeitos é necessário entender o fenômeno de emulsificação da escória. Contramedidas para minimizar a formação de gotículas de escória emulsificadas e seu aprisionamento em tarugos de lingotamento contínuo precisam ser estabelecidas para se produzir aço limpo.

Em processos de lingotamento contínuo para a fabricação do aço, a emulsificação da escória pode ocorrer através de diversos mecanismos como o impacto do fluxo de vazamento na camada de escória, a agitação resultante do borbulhamento de gases na interface metal-escória, a drenagem do causada pelo efeito *vortex*, além das forças cisalhantes do metal sobre a interface com a escória, resultantes da velocidade e direção do fluxo de vazamento do distribuidor à panela. É muito comum que as gotículas de escória dispersas no aço líquido no molde contribuam para a formação de defeitos porque este é o último estágio antes da solidificação e a probabilidade de remoção é baixa. Para a produção de aços limpos, é

necessário determinar os mecanismos associados à formação de gotículas de escória no molde e otimizar as condições operacionais para que esta formação seja minimizada.

O aprisionamento de inclusões pela escória depende do fluxo líquido na interface com o metal e da energia interfacial envolvida. A influência da energia interfacial pode ser resumida por três fatores pelos quais a separação inclusionária na interface é aprimorada: (i) alta energia interfacial entre metal e inclusão, (ii) alta energia interfacial entre metal e escória e (iii) baixa energia interfacial entre escória e inclusão. Isso significa que fases sólidas não molháveis, como alumina são mais facilmente eliminadas na interface que inclusões óxidas líquidas. Além disso, quanto mais baixa a concentração de elementos ativos na superfície, como o oxigênio e enxofre contidos no aço, maior é a energia interfacial. Essa energia influencia na velocidade de ruptura do filme metálico que se mantém entre a inclusão e a escória. Portanto, no que diz respeito a aglomerados de alumina e acumulações de inclusões na interface, a taxa de eliminação pode ser controlada pela taxa de dissolução (*Sridhar e Cramb*). Sendo assim, se grandes aglomerados de clusters não são aprisionados, eles podem ser parcialmente arrastados pelo fluxo de metal líquido <sup>(1)</sup>.

De acordo com diversos estudos, uma melhora na limpeza do aço, em tarugos industriais, tem sido observada quando é utilizada uma escória líquida básica que não reoxida o aço e que consiga absorver inclusões óxidas, especialmente no distribuidor. A reoxidação é minimizada utilizando uma escória que contenha baixa concentração de FeO+MnO e que seja líquida em contato com o aço. Esta é uma das principais variáveis utilizadas neste estudo e servirá como fonte de investigação para relacionar a depreciação do aço e a influência do seu teor na composição. Considerando aços acalmados ao alumínio, as propriedades da escória que foram mencionadas a fim de melhorar a limpeza do produto são: (i) efeito do teor de alumina, (ii) o efeito da basicidade e (iii) o efeito da adição de CaF<sub>2</sub> na escória. Uma explicação proposta é que estas propriedades da escória afetam a taxa de dissolução das inclusões de alumina, importante para o desprendimento de *clogging* <sup>(6)</sup>.

### 3.2.1 Propriedades da escória

Considerando os óxidos, o FeO tem uma temperatura de fusão muito baixa (1370°C), sendo um bom fluidizante da escória. Quanto maior o seu teor, menor é a temperatura líquida da escória, independente de sua basicidade e maior serão as possibilidades de oxidação dos elementos contidos no aço líquido. O seu efeito é maior ainda em escórias com basicidades compreendidas entre 1,0 e 1,5.

O FeO compreende as seguintes características à escória: é um óxido básico, portanto aumenta a basicidade; tem baixa estabilidade, portanto é reduzido por todos os elementos químicos que estiverem abaixo dele no diagrama de *Ellingham*, formando óxidos; é um óxido que tem o mesmo efeito que a alumina e a fluorita, na escória, reduzindo a viscosidade, e que propicia a penetração da escória entre os refratários, atacando sobretudo o carbono existente neste tipo de material.

Alumina: no caso de se usar bauxita, é um material que contém 40% a 60% de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e o FeO na ordem de 15% a 30%, 5% de SiO<sub>2</sub> e 4% de TiO<sub>2</sub>, além de também apresentar valores altos de água contida. A bauxita é muito refratária, ou seja, tem alto ponto de fusão,

sendo muito difícil, por isso, formar soluções líquidas nas escórias quando adicionada pura. A alumina também pode ser usada como alumina calcinada, porém, nestes casos, o custo é mais alto. A alumina calcinada tem teor de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  acima de 90%, sendo utilizada como fluxante para baixar a temperatura de fusão da escória (6). Na Figura 3 temos o diagrama de fases para uma escória sem alumina, sólida a 1600 °C, não ocorrendo dessulfuração nem captação de inclusões.

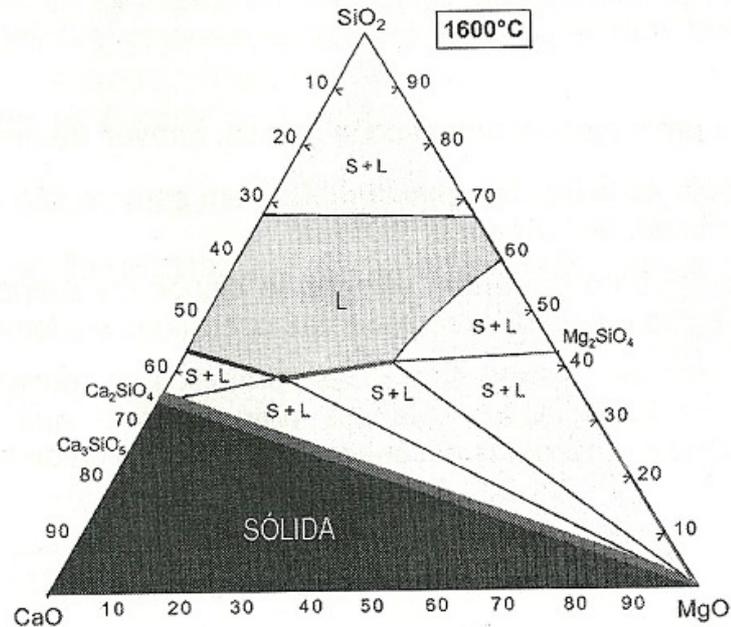


Figura 3. Corte isotérmico do diagrama de fases ternário CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO <sup>(7)</sup>

Já na Figura 4 observamos o aumento da área líquida, com 20% de alumina, em comparação com a escória anterior.

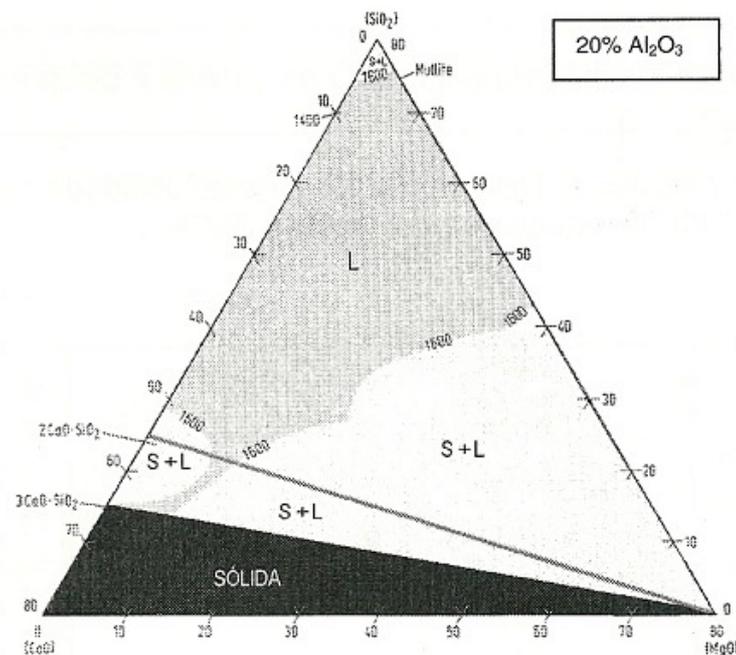
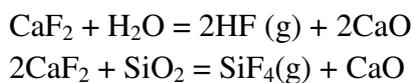


Figura 4. Corte isotérmico do diagrama de fases CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO, com 20% de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> <sup>(7)</sup>

**Basicidade:** Uma escória básica e com composição adequada assegura a compatibilidade com os refratários, possibilita a redução do teor de enxofre no aço líquido, além de reduzir a atividade da sílica (permitindo a formação de silicatos de cálcio ou alumina), limpando o aço.

**CaF<sub>2</sub>:** A fluorita pode conter SiO<sub>2</sub> (5%), CaCO<sub>3</sub> (10%) e S(0,2%). Esta é, na verdade uma composição de um dado fluoreto de cálcio, utilizado em aciaria, para controlar a temperatura de fusão da escória. Como a fluorita é um mineral, sua composição é muito variável, em função do local de extração. No processo de fabricação do aço ela tem sido reduzida, devido às emissões de gases tóxicos e redução das jazidas. Os gases referidos são provenientes das reações:



O fluoreto de cálcio, na maioria das vezes, contém água, que pode aumentar o hidrogênio no aço <sup>(7)</sup>.

### 3.2.2 Mecanismos de emulsificação da escória no molde

Muitos estudos relacionados à emulsificação de escória no molde utilizaram métodos de modelamento para simular o fenômeno. Baseados nestes resultados, foram propostas cinco fontes alternativas para explicar como isso ocorre:

- revertendo o fluxo de aço líquido ao sair da válvula no molde. Este mecanismo é conhecido como a fonte mais comum de emulsificação de escória. O fluxo atinge a interface metal-escória e o filme de escória no topo do molde é fragmentado em

gotículas que afundam no metal líquido devido às tensões cisalhantes desenvolvidas na interface;

- as altas tensões cisalhantes induzidas pela instabilidade do fluxo reverso;
- vórtice gerado pelo vazamento de aço oriundo da SEN (válvula submersa);
- grandes bolhas de argônio em elevação da porta de saída da SEN. O gás argônio, injetado através dos materiais refratários para redução dos problemas de *clogging*, forma uma coluna gasosa que causa distúrbio na interface metal-escória. Isto resulta de excessiva utilização do gás;
- fluxo de descarga desigual no orifício do bico da válvula <sup>(1)</sup>.

### 3.3 Operações na panela

Para cada um dos processos de refino secundário do aço, existem diversas instalações que podem ser utilizadas. A escolha do tipo de instalação depende das necessidades específicas de refino para cada tipo de aço, da produtividade desejada, do volume de aço a ser processado, e do valor do investimento que se pode fazer, e seu retorno <sup>(1)</sup>.

#### 3.3.1 Forno-Panela

O Forno-Panela é a mais popular instalação para refino secundário de aços. O reduzido investimento necessário fez com que o forno-panela se tornasse quase uma instalação obrigatória para a fabricação de aços. Além de permitir que grande parte dos processos fossem realizados com maior flexibilidade, liberou as instalações de fusão para se dedicarem apenas a fundir e elaborar o aço bruto com maior eficiência possível <sup>(8)</sup>.

Nesta etapa se inicia a remoção de inclusões, o que ocorre na interface metal/gás, metal/escória e metal/refratário. Entretanto, ao mesmo tempo, precauções devem ser tomadas para evitar reoxidação, aprisionamento de escória, e assimilação de inclusões de volta ao banho, ou a taxa em que são geradas sendo maior do que sua taxa de remoção.

A Figura 5 mostra um forno panela e seus principais componentes: o transformador, que gera a energia elétrica; os eletrodos de grafite, que auxiliam no aquecimento do banho; a calha de adição de ligas; o amostrador; o agitador eletro-magnético (embora seja mais utilizado hoje em dia agitação com gás via *plug* poroso); a panela e o carro-panela <sup>(1)</sup>.

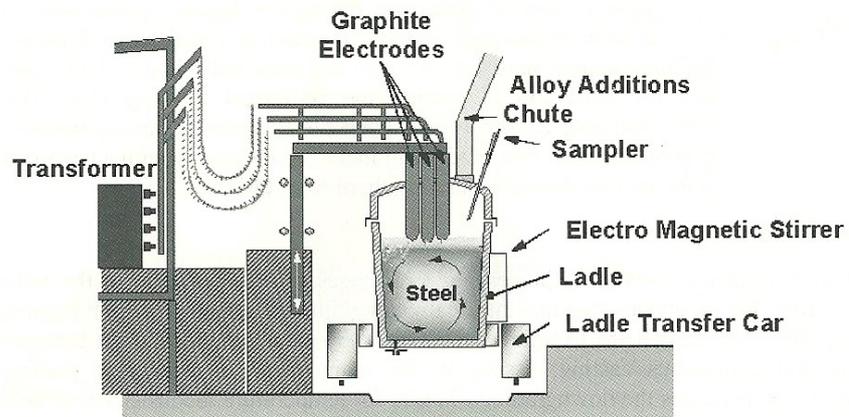


Figura 5. Esquema de um Forno-Panela <sup>(1)</sup>

É nesta etapa do processo em que são adicionados elementos químicos, chamados de ferros-ligas, para o ajuste da composição química do aço desejado. A Tabela I mostra algumas das influências dos elementos de ligas nos aços <sup>(8)</sup>.

Tabela 1. Efeitos dos elementos de ligas nas propriedades dos aços <sup>(9)</sup>

EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGAS NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS																			
Elementos de Liga	Propriedades Mecânicas														Propriedades Magnéticas				
	Dureza	Resist. à Tração	Limite de escoamento	Alongamento	Estricção	Resist. ao Impacto	Elasticidade	Resist. Mecânica a Quente	Temperabilidade	Soldabilidade	Formação de Carbonetos	Resistência ao Desgaste	Forjabilidade	Usinabilidade	Oxidação Superficial	Nitretabilidade	Resistência à Corrosão	Histerese	Permeabilidade
Silício	↑	↑	↑↑	↓	-	↓	↑↑↑	↑	↑	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	--	↓↓	↑↑
Manganês em aços Peritéticos	↑	↑	↑	-	-	-	↑	-	↑	-	↓	↑	↓	-	-	-	-		
Manganês em aços Austeníticos	↓↓↓	↑	↓	↑↑↑	-	--	--	↑↑	↑	--	--	↓	↓	↓	↓	--	--	Não Magnético	
Cromo	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	↑	↑↑↑	↓	↑↑	↓	↓	--	↓	↓	↑↑	↑↑↑		
Níquel em aços Peritéticos	↑	↑	↑	-	-	-	↑	↑↑	↓	-	↓	↓	↓	↓	-	-	-		
Níquel em aços Austeníticos	↓↓	↑	↓	↑↑↑	↑↑	↑↑↑	--	↑↑↑	↑↑	↓	--	↓	↓	↓	↓	--	↑↑	Não Magnético	
Alumínio	--	--	--	--	↓	↓	--	--	↓	--	--	↓	--	↓	↓	↑↑↑	--		
Tungstênio	↑	↑	↑	↓	↓	-	--	↑↑↑	↑↑	↓	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	↑	--		
Vanádio	↑	↑	↑	-	-	↑	↑	↑↑	↑↑	↓	↑↑↑↑	↑↑	↑	-	↓	↑	↑		
Cobalto	↑	↑	↑	↓	↓	↓	--	↑↑	↓	--	--	↑↑↑	↓	-	↓	-	--		↑↑
Molibdênio	↑	↑	↑	↓	↓	↑	--	↑↑	↑↑	↓	↑↑↑	↑↑	↓	↓	↑↑	↑↑	--		
Cobre	↑	↑	↑↑	-	-	-	--	↑	--	↓	--	↓	↓	-	-	--	↑		
Enxofre	--	--	--	↓	↓	↓	--	--	↓	--	--	↓	↓	↑↑↑	--	--	↓		
Fósforo	↑	↑	↑	↓	↓	↓	--	--	↓	--	--	↓	↑↑	--	--	--	--		
	Aumenta ↑		Diminui ↓		Constante -			Não Característico ou Desconhecido --											
	Diversas Flechas = Efeito + Pronunciado																		

#### 3.3.1.1 Refratário da panela

Usualmente o revestimento refratário da panela é composto de tijolos ou concreto de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), magnésia ( $\text{MgO}$ ), magnésia impregnada com carbono ( $\text{MgO-C}$ ) ou dolomita ( $\text{MgO+CaO}$ ); estes óxidos são chamados óxidos estáveis. O refratário para revestimento de panelas, nas quais serão realizadas as operações de refino secundário, deve apresentar um baixo teor de óxidos não estáveis, como a sílica ( $\text{SiO}_2$ ), o óxido de ferro ( $\text{FeO}$ ), o óxido de manganês ( $\text{MnO}$ ) e o óxido de cromo ( $\text{Cr}_3\text{O}_4$ ), que podem dificultar o refino pela contaminação do aço líquido com oxigênio.

#### 3.3.1.2 Controle da Temperatura durante o Refino Secundário

O processo de refino secundário depende de formação de escória, adições de elementos de ligas, da interação aço-refratário e agitação com gases (argônio, nitrogênio) ou por via eletromagnética. Todas estas operações trazem grandes perdas de temperatura, que devem ser compensadas para que o aço seja entregue à próxima fase de processamento dentro das faixas de temperatura desejadas. A maneira mais usual de incorporação de calor no aço líquido durante o refino secundário é a utilização de arco elétrico, por meio de eletrodos de grafite sobre o banho metálico.

#### 3.3.2 Tanque de vácuo

Nesta instalação, a panela é posicionada dentro de um tanque, que tem sua pressão reduzida, para permitir que um novo estado de equilíbrio aço líquido/atmosfera seja obtido. Os processos envolvidos nesta etapa são de desgaseificação (principalmente hidrogênio), desoxidação, dessulfuração, descarburização (em condições específicas) e acerto de composição química (8).

Em geral, cada planta possui operações únicas para realizar o processo de limpeza do aço nesta etapa, porém existem certas características em comum que podem ser associadas à fabricação do aço livre de impurezas. São estas: para melhorar a consistência operacional são organizadas sequências de corridas; a química do aço: seleção da composição baseada nas propriedades mecânicas e metalúrgicas <sup>(1)</sup>.

A Figura 6 mostra o esquema de um tanque de vácuo.

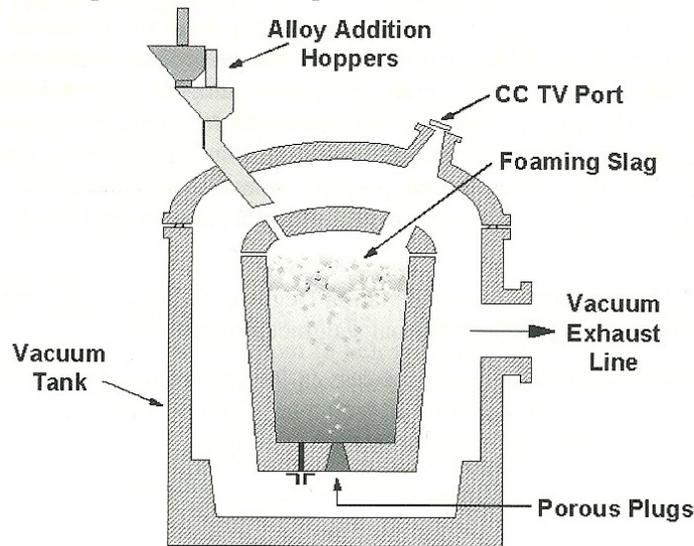


Figura 6. Tanque de vácuo e seus principais componentes <sup>(1)</sup>

#### 3.3.2.1 Tempo de vácuo

Durante esta etapa do processo, a densidade das inclusões decresce de maneira contínua, provavelmente devido à forte agitação sob atmosfera inerte, que auxilia na flotação das inclusões sem que haja reoxidação do banho. Uma adequada interação aço-escória é também alcançada, melhorando a separação em relação às inclusões <sup>(10)</sup>.

#### 3.3.2.2 Tempo de flotação

Deve ser o maior possível, compatível com as exigências da programação e relacionado à perda de temperatura. Reaquecimento pode ser necessário e, se o tempo for prolongado demais, crescem as chances de reoxidação do aço formando novas inclusões <sup>(1)</sup>.

### 3.4 Controle da reoxidação e utilização de gás argônio no Tubo Longo

Muitos estudos têm demonstrado que a proporção de macroinclusões encontradas nos produtos laminados resulta da reoxidação e não dos processos de refino conduzidos na panela. A reoxidação pode ser quantificada através do efeito na mudança no oxigênio total ou teor de nitrogênio, do consumo de elementos desoxidantes em diferentes estágios do processo e sua influência na formação de defeitos no produto.

Recentemente, técnicas têm sido desenvolvidas para medir diretamente o grau de oxidação da escória da panela, usando uma célula eletroquímica e um medidor de espessura de escória. Definir a origem das inclusões é, geralmente, difícil, principalmente quando os componentes químicos têm mais de uma fonte possível de surgimento no processo. Um método para identificar a origem seria empregar rastreadores, um para marcar a desoxidação das inclusões e outro para “dopar” materiais específicos, que sejam possíveis fontes de formação de impurezas <sup>(1)</sup>.

### 3.4.1 Mecanismo de reoxidação devido à escória oxidada

Quando uma escória oxidada entra em contato com o banho desoxidado, ocorrem importantes gradientes concentradores de desoxidação e oxigênio, como é demonstrado qualitativamente na Figura 7. Há uma zona de reação na vizinhança da interface metal/escória no lado do aço, onde a atividade do oxigênio dissolvido e do elemento desoxidante é tanta que as inclusões precipitam. A cinética desta reação aumenta quando a velocidade na interface do aço cresce (por exemplo, por agitação). Também, a população de inclusões óxidas aumenta com a maior oxidação da escória.

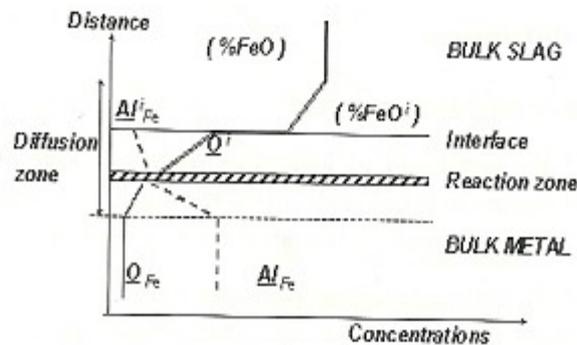


Figura 7. Esquema de reações que ocorrem no contato entre aços acalmados ao alumínio e uma escória oxidante (1)

*Sumitomo* tem relacionado o efeito da agitação e oxidação da escória com as perdas no teor de alumínio durante a reoxidação em escalas de 10 kg e 250 toneladas. O consumo de alumínio aumenta de 1 para 3 ppm/min, quando o teor de FeO na escória aumenta de 5% para 10%. Um valor de velocidade alto na interface metal/escória devido à agitação do banho também acelera as perdas no teor de Al e, como esta perturbação na interface acontece também ao final do esvaziamento da panela, isto resulta em mais consumo do elemento.

### 3.4.2 Controle da reoxidação oriunda da atmosfera

Contaminações podem ocorrer durante os tratamentos metalúrgicos na panela, quando a intensidade da rinsagem é alta e quando a cobertura pela escória não é completa. Por exemplo, experimentos industriais na siderúrgica *POSCO*, utilizando a rota forno elétrico a arco-VOD, têm mostrado que a reoxidação devido ao ar atmosférico ocorre na panela quando a agitação devido a rinsagem de gases é muito intensa, sendo acompanhada de aprisionamento de pequenas gotículas de escória pelo aço pelo aço líquido.

### 3.4.3 Sistemas de proteção em Tubo Longo com utilização de gases

Durante o lingotamento, a reoxidação do aço pode acontecer no enchimento do distribuidor, pela superfície exposta do líquido ao ser transferido da panela ao distribuidor (DT), ou mesmo do distribuidor ao curso do molde.

Quando o metal é transferido da panela ao distribuidor, o jato líquido contrai e expande, gerando pressão no tubo longo (TL), representado na Figura 8, que é a peça responsável pela transferência entre estes dois vasos em aciarias de aços especiais (1).

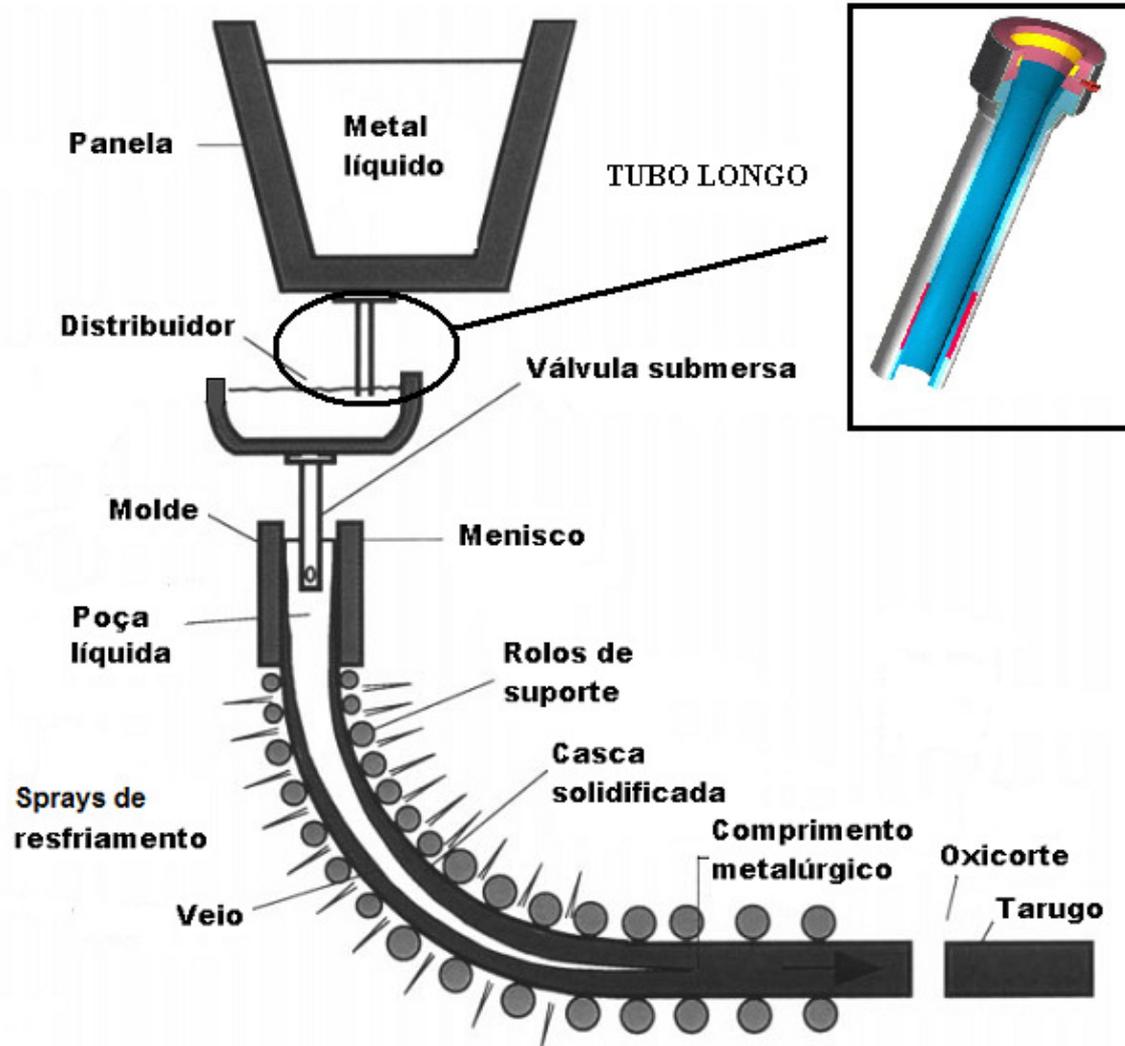


Figura 8. Tubo longo em destaque, além de sua localização na máquina de Lingotamento Contínuo <sup>(11)</sup>

Sob estas condições de intensidade de transferência do jato líquido da panela, se o sistema de vedação não é perfeitamente funcional, ar atmosférico pode ingressar no tubo e gerar reoxidação <sup>(1)</sup>. A sucção de ar pode ocorrer entre a válvula gaveta (Figura 9), que é responsável por “abrir” o fundo da panela e o encaixe com o tubo longo, enquanto que a quantidade de ar absorvido pelo anel poroso (onde é injetado o argônio) depende do nível de pressão de gás inerte que, se for muito alto pode aspirar oxigênio para dentro do refratário e, se for muito baixo, permitir o contato do aço líquido com a atmosfera.

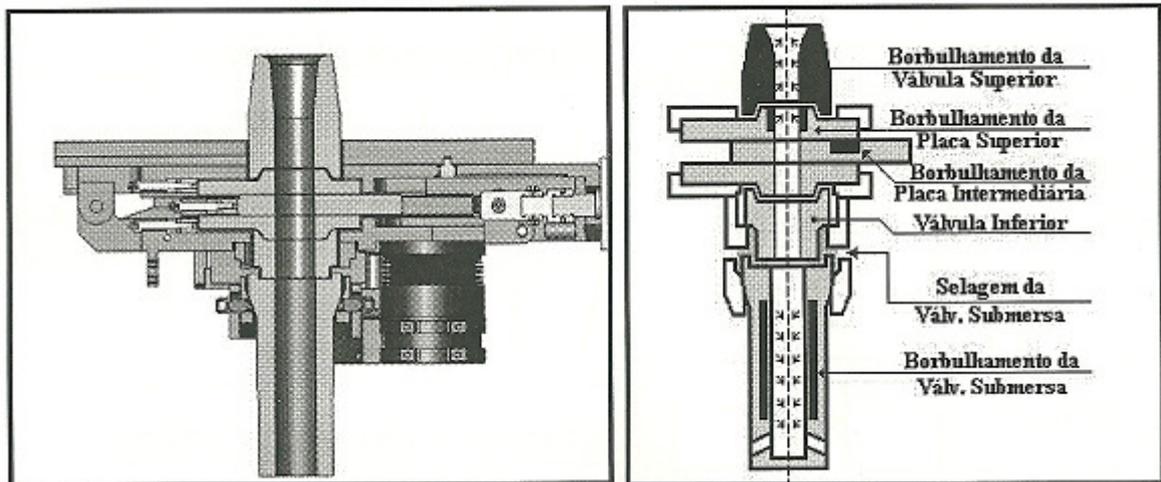


Figura 9. Estrutura da válvula gaveta (à esquerda) e seus componentes (à direita) <sup>(12)</sup>

Dentre as características que o TL deve apresentar se encontram a resistência ao choque térmico, resistência a erosão/corrosão por aço e escória, além de elevada resistência mecânica. Em relação às propriedades da válvula longa, o material da mesma deve ter um balanço entre uma boa resistência ao *spalling*, à erosão e à resistência mecânica. Atualmente são mais empregados os tubos longos de alumina-grafita, considerando-se como principal limitação de sua vida útil, o desgaste de sua extremidade que fica submersa no aço; tanto, que está sendo recomendado o emprego de TL reforçado nesta região com material de melhor qualidade como, por exemplo, zircônia-carbono ou alumina-carbono <sup>(13)</sup>. Na tabela II são mostradas características típicas de tubos longos usados em lingotamento contínuo.

Tabela 2. Características do tubo longo <sup>(13)</sup>

Material	Corpo		Linha de Escória	
	(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -SiO-G)		ZrO <sub>2</sub> -G	Al2O3
	Sem Pré-aquecimento	Com pré-aquecimento	Com pré-aquecimento	Com pré-aquecimento
Composição química (%)				
F,C+SiC	32	30	27	29
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	33	49		49
SiO <sub>2</sub>	23	16		
ZrO <sub>2</sub>	3	3	68	
DA (g/cm <sup>3</sup> )	2,18	2,25	3,13	2,47
PA (%)	17,2	16,3	17,6	17,5
RCF (Kg/cm <sup>2</sup> )	303	292	235	294
MRF (Kg/cm <sup>2</sup> )	90	78	70	98
Expansão térmica	0,25	0,28	0,33	0,35

Significado das siglas da tabela:

DA = Densidade Aparente; PA = Porosidade Aparente; RCF = Resistência em Compressão à Frio; MRF = Módulo de Ruptura à Frio.

O sistema de injeção de argônio pode não ocorrer quando o TL é reutilizado, devido ao agarramento de cascão de aço no anel poroso e, a limpeza com oxigênio quase sempre vem a danificar o anel. Deve-se, ainda, dar atenção especial ao contato da válvula inferior com o tubo longo, de modo que este último não fique inclinado em relação ao primeiro. A válvula longa é sempre pré-aquecida juntamente com o distribuidor quando do uso de DT aquecidos, no caso a frio há necessidade de secagem do TL para evitar absorção de umidade do ar, o que pode levar a problemas durante a operação. Por isso a prática recomendada é ter-se sempre um tubo sendo pré-aquecido com um bico de gás, para ser utilizado na eventualidade de um problema com o tubo longo em operação.

A resistência ao choque térmico é especialmente importante para tubos longos. A sílica ( $\text{SiO}_2$ ) confere ao material do equipamento uma resistência térmica boa por causa de sua baixa expansão térmica, mas tem um efeito negativo na resistência ao desgaste porque a mesma se combina facilmente com manganês e óxidos de ferro (como demonstrado na Figura 10, que apresenta as fontes e tipos de ocorrências de defeitos em tubos longos) para formar eutéticos de baixo ponto de fusão e também evapora em reação com o carbono a uma temperatura elevada. Durante a fase inicial do lingotamento pode haver o aparecimento de trincas ao longo do corpo do tubo devido à insuficiente resistência ao choque térmico ou presença de umidade <sup>(13)</sup>.

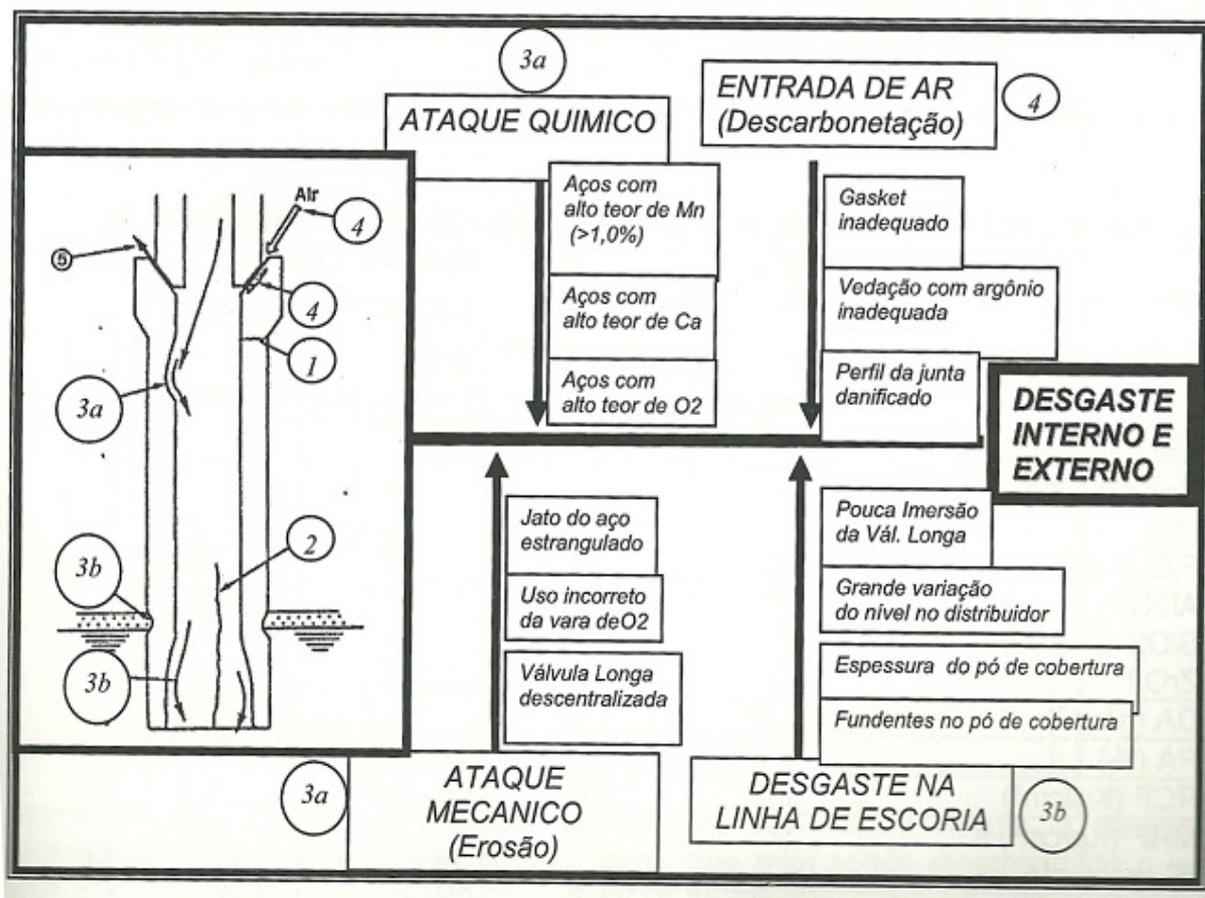


Figura 10. Tipos de defeitos no TL e suas prováveis fontes <sup>(13)</sup>

### 3.5 Metalurgia do distribuidor e formação de *clogging*

A função do distribuidor tem mudado progressivamente ao longo dos anos, desempenhando desde o papel de distribuir o aço líquido oriundo da panela para os veios do lingotamento até importantes implicações na qualidade do aço <sup>(1)</sup>.

#### 3.5.1 Distribuidor e suas propriedades

De um modo geral, antes da consolidação quase que total do processo de lingotamento contínuo, poucos parâmetros eram considerados necessários para caracterizar a composição química. Entretanto, recentes inovações na prática pós-forno, tais como o refino secundário na panela (dessulfuração, flutuação e eliminação de inclusões não-metálicas, agitação com gás) e particularmente, técnicas no lingotamento contínuo, requereram um terceiro parâmetro que juntamente com os dois anteriores, passaram a caracterizar completamente o aço em qualquer posição da sequência do processamento. Este terceiro parâmetro é o escoamento.

O distribuidor de uma máquina de lingotamento contínuo tem as seguintes funções: atuar como um reservatório de aço durante o tempo de troca de panela, receber o aço líquido da panela (reduzindo e mantendo a pressão metalostática) adequada ao controle de fluxo para o molde, subdividir o aço líquido em vários veios de alimentação dos moldes, além de promover a separação aço/escória.

Além dessas funções, atualmente tem-se utilizado o DT para realizar tratamentos metalúrgicos, como ajuste de grau de desoxidação, adição de elementos de ligas, dar condição para flutuação e remoção das inclusões não-metálicas e evitar a queda de temperatura do aço. Nos últimos anos vários estudos têm sido desenvolvidos relacionando temperatura, composição química e fluxo de aço no distribuidor (Figura 11). A condição de fluxo no distribuidor exerce influência na capacidade de remover MI do metal para a escória, além da reoxidação e correção dos elementos de liga <sup>(14)</sup>.

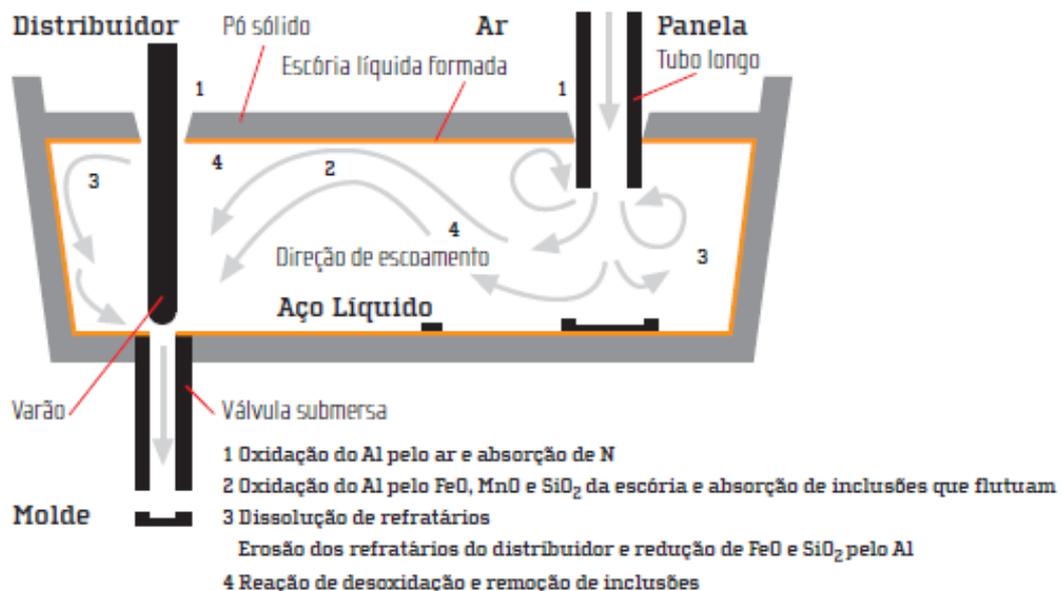


Figura 11. Fluxo de aço e fenômenos que influenciam sua limpeza no distribuidor <sup>(15)</sup>

### 3.5.2 Inertização do distribuidor

Apesar dos custos envolvidos na fabricação e manutenção de coberturas (tampas) para distribuidores e devido à falta de visão da superfície do banho pelos operadores, o uso da cobertura tem diversas vantagens: possibilidade de pré-inertização através da injeção de argônio líquido ou em gás, para prevenir reoxidação do aço pelo ar atmosférico; possibilidade de pré-aquecimento do DT, visando uma diminuição do teor de água nos refratários, já que a umidade pode causar reações com o banho no início da sequência, produzir captura de hidrogênio ou formação de inclusões através do contato com agentes desoxidantes; possibilidade de limitação de perda de calor pela superfície, oferecendo a opção de se utilizar pós não re-oxidantes no distribuidor, ao invés de casca de arroz; segurança dos operadores ao redor do DT.

Na siderúrgica *POSCO*, foram realizados experimentos na redução do oxigênio do aço e do teor de nitrogênio através da pré-inertização do distribuidor selado. Em *Pohang*, o processo de início de sequência é o seguinte: pré-aquecimento do distribuidor de 60 toneladas, início da injeção de argônio após o pré-aquecimento, ajuste do DT na posição de lingotamento, abertura da panela, preenchimento do equipamento, finalização da descarga de argônio (no qual menos de 1% de oxigênio ainda existe na atmosfera do DT neste momento) e por fim, partida do lingotamento. Uma redução significativa é observada no oxigênio total e teor de nitrogênio no aço, além da limpeza inclusionária dos produtos, como mostra a Figura 12<sup>(1)</sup>.

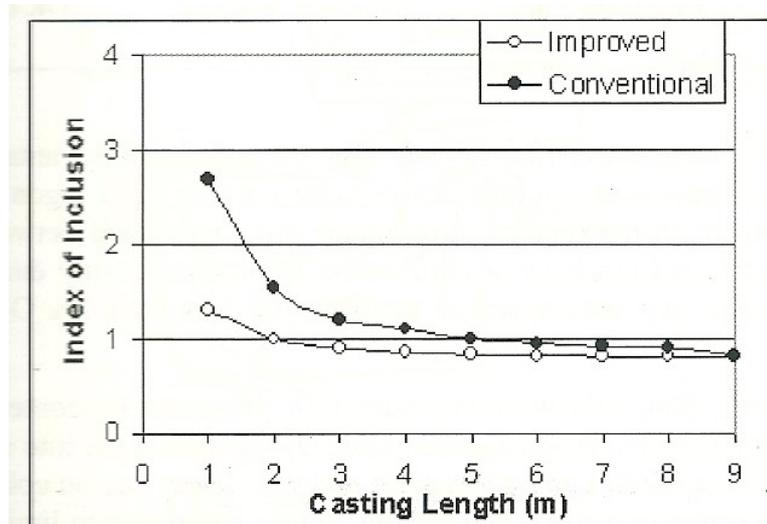


Figura 12. Evolução da limpeza das inclusões nos produtos semiacabados com distribuidor normal e pré-inertizado<sup>(1)</sup>

### 3.5.3 Tampão e *clogging*

Na etapa de lingotamento contínuo, o controle de fluxo de aço do distribuidor para o molde pode ser feito por dois tipos de controladores: válvula gaveta e válvula tampão. Em ambos, é frequente o acúmulo de inclusões nas regiões de estrangulamento do escoamento, causando a interrupção do vazamento ou dificuldades em manter a velocidade de lingotamento. Este fenômeno é conhecido como *clogging*, e pode ser considerado um dos mais danosos na operação do lingotamento contínuo<sup>(16)(17)</sup>.

Vários autores buscaram entender quais são os mecanismos responsáveis por esse fenômeno. *Singh* realizou estudos em uma planta piloto, utilizando aço com uma elevada quantidade de inclusões para amplificar a ocorrência de *clogging*. Ele observou que as inclusões localizadas na região próxima à camada limite possuem baixa velocidade e com isso têm tendência a ficarem aderidas nas paredes da válvula <sup>(18)</sup>.

*Wilson et al.*, realizaram testes em planta piloto e por meio de modelagem numérica computacional para caracterizar o escoamento na região da válvula. Foi concluído que para inclusões com diâmetro acima de 36  $\mu\text{m}$  o principal mecanismo que faz com que as inclusões migrem até a parede da válvula é a força centrípeta que age sobre elas na região onde ocorre o estrangulamento do escoamento. Para inclusões com diâmetro abaixo de 36  $\mu\text{m}$  a causa primária da deposição seria a turbulência que ocorre devido ao estrangulamento do escoamento, que pode ser visto na Figura 13, na entrada do canal <sup>(19)</sup>.

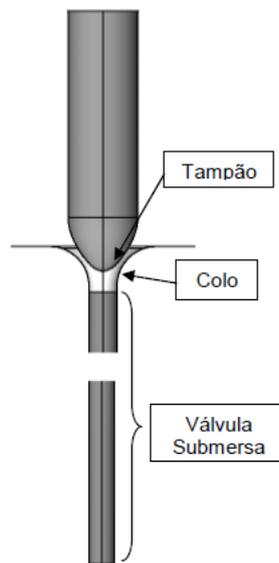


Figura 13. Regiões de interesse do escoamento <sup>(19)</sup>

Estudos recentes mostram que o mecanismo de obstrução de válvulas gaveta e submersa é bem mais complexo, pois envolve o equilíbrio simultâneo de enxofre, magnésio, oxigênio, manganês e cálcio. A ocorrência de obstrução não está unicamente ligada à presença de inclusões sólidas de alumina, mas à combinação de inclusões líquidas e sólidas. As fases líquidas, inclusões de baixo ponto de fusão, apresentam também baixa tensão superficial e por isso, aderem à superfície do refratário e colam às inclusões sólidas e, assim, provocam a obstrução, Figura 14. As regiões circuladas ilustram o mecanismo de colagem de inclusões <sup>(20)</sup>.

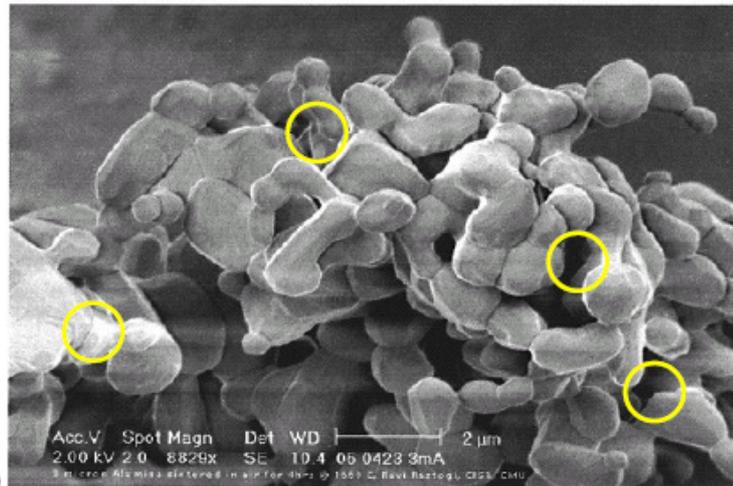


Figura 14. Micrografia de um aglomerado de alumina em uma válvula submersa <sup>(20)</sup>

A escolha do tampão a ser usado depende das condições operacionais e do fator econômico. No caso da conveniência de se utilizar o tampão tradicional, os materiais mais comumente empregados são refratários de alumina, grafite e zircônia (para a cabeça) e refratários silicoaluminosos para as luvas. Aços mais agressivos, como aqueles tratados com CaSi, muitas vezes exigem a utilização de um tampão com cabeça feita com material de alta zircônia (70 a 75%  $ZrO_2$ ). O cálcio dissolvido no aço reage com a alumina dos materiais de alumina-grafita, resultando em um produto complexo envolvendo CaO,  $Al_2O_3$  e  $SiO_2$ , de baixo ponto de fusão (<1400 °C). Este composto é, portanto, líquido ou semilíquido nas temperaturas de fabricação do aço. Entretanto o efeito deste fenômeno não é sempre óbvio, exceto na cabeça do tampão, onde a violenta ação erosiva do aço remove rapidamente os produtos da corrosão <sup>(21)</sup>.

### 3.6 Controle do fluxo no molde

O molde é a última etapa do processo de lingotamento contínuo. Ele é responsável por dar a forma final ao aço que nele se solidifica. Variáveis relacionadas à transferência de calor e escoamento do aço líquido dentro do molde são muito importantes e estão ligadas a maneira com que o aço irá se solidificar.

A solidificação ocorre quando o aço líquido entra em contato com a parede do molde, geralmente construído em cobre e refrigerado por água. O aço, quando entra em contato com o molde, se solidifica rapidamente e passa a ser extraído por um conjunto de rolos extratores.

O molde tem um movimento oscilatório na direção do lingotamento, para evitar o agarramento do aço e favorecer a lubrificação. A lubrificação é feita pelo uso do pó fluxante, que é uma escória de baixo ponto de fusão e viscosidade, adicionada no topo do molde. Além de lubrificar, o pó fluxante tem ainda a capacidade de absorver inclusões não-metálicas; controlar a transferência de calor entre o aço e o molde; proteger a superfície do aço líquido contra a reoxidação e isolar termicamente a superfície líquida. A Figura 15 mostra esquematicamente o molde, o distribuidor e suas zonas de importância.

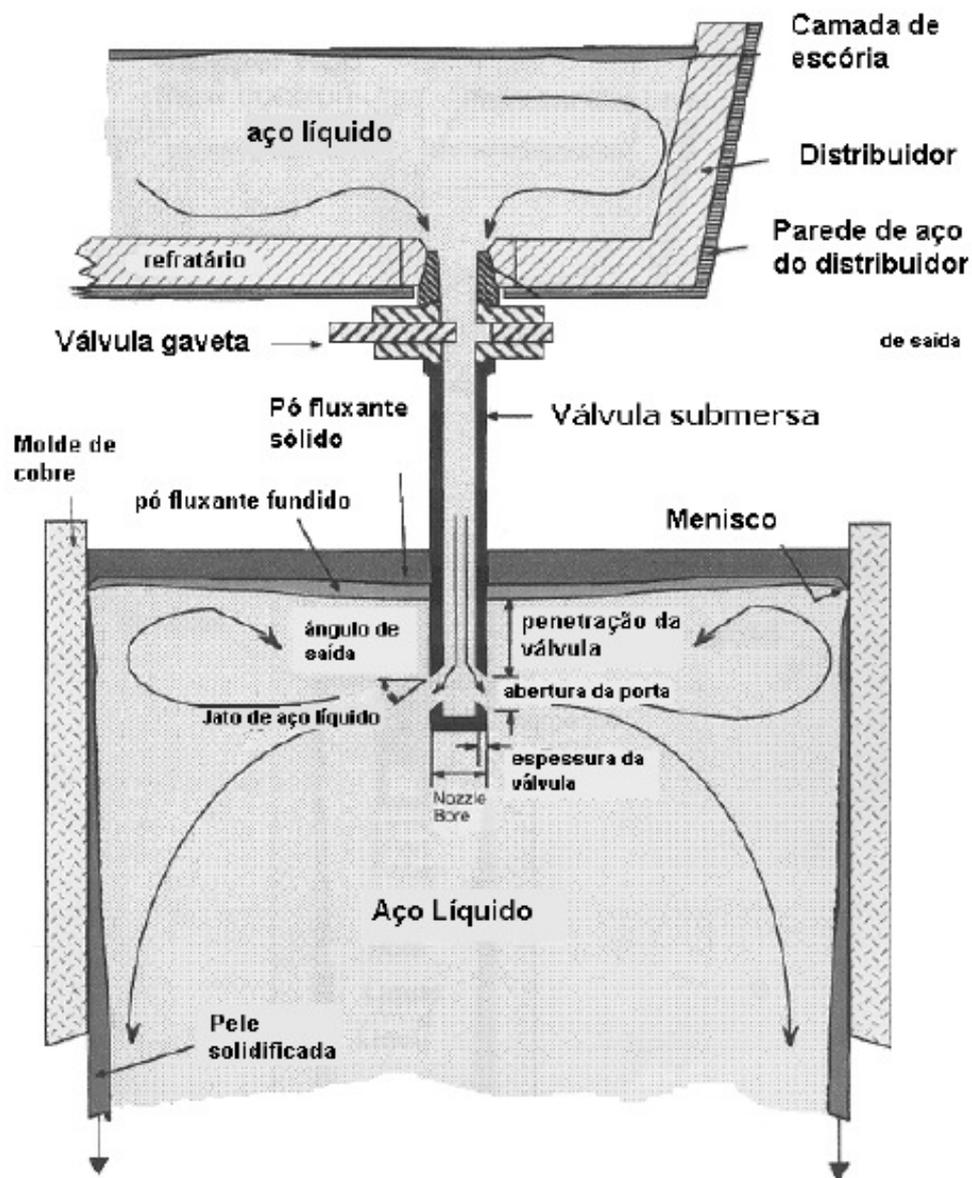


Figura 15. Visão esquemática do lingotamento contínuo e suas regiões de solidificação <sup>(22)</sup>

Quando a pele solidificada é formada devido ao fluxo térmico imposto pelas paredes do molde, ocorre a contração do material solidificado, gerando o chamado “*gap*”, provocando uma perda na capacidade de extração de calor do molde.

As estruturas formadas no produto semiacabado são basicamente a zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial. Logo, quando o metal entra em contato com o molde, ocorre a formação da zona coquilhada, que consiste de cristais pequenos não solidificados. Logo após a zona coquilhada, há a formação da zona colunar, que cresce na direção paralela à direção de extração de calor. Uma zona colunar muito espessa é indesejável, pois promove a segregação central das inclusões <sup>(22)</sup>.

### 3.7 Efeitos das inclusões nas propriedades dos aços

#### a) Resistência à fadiga:

De um modo geral as inclusões não metálicas reduzem a resistência à fadiga dos aços. As inclusões duras e frágeis de óxidos são as mais nocivas neste aspecto, sendo as inclusões de sulfeto de manganês (MnS) as menos prejudiciais. As MI compostas de óxidos e sulfetos são menos deletérias que as inclusões monofásicas de alumina, ou aluminatos de cálcio, já que a presença de inclusões mais deformáveis como as de MnS alteram as propriedades dos óxidos duros. A concentração e localização de tensões na interface entre a inclusão e a matriz dão origem à iniciação da fratura por fadiga. Isto decorre da contração térmica diferenciada das inclusões em relação à matriz durante o resfriamento e da concentração de tensões aplicadas remotas devido à diferença entre as constantes elásticas das inclusões e da matriz. Como resultado destas tensões iniciam-se trincas na interface entre a impureza e a matriz ainda durante a deformação a quente, como por exemplo, na laminação. O efeito das MI na origem das trincas por fadiga depende da composição química, do tamanho, da densidade, da localização em relação à superfície e da morfologia destas impurezas. As inclusões frágeis de óxidos são mais nocivas à resistência a fadiga dos aços do que as inclusões deformáveis dos sulfetos. Já as inclusões de silicato apresentam comportamento intermediário. Outra fonte de ataque a este tipo de resistência dos materiais é a inclusão exógena grande, proveniente da escória ou refratário, devido ao seu tamanho e formato irregular.

Se as inclusões apresentarem baixo coeficiente de expansão térmica, as tensões residuais trativas geradas durante o resfriamento podem se aproximar do limite de escoamento da matriz. O campo de tensões circunferencial aumenta com o tamanho da inclusão. Assim, grandes inclusões acarretarão em maiores tensões trativas sob carregamento cíclico, favorecendo uma nucleação mais precoce de trincas por fadiga.

As propriedades de resistência à fadiga são muito afetadas pelo tamanho das inclusões, sendo geralmente aceito que quanto maior o tamanho delas, menor a resistência à fadiga. Entretanto, há um tamanho crítico mínimo deste tipo de impureza acima do qual ocorre a iniciação de trincas. Inclusões na superfície, ou próximas à superfície, são mais deletérias do que as que estão no interior do material, já que a superfície altera a distribuição de tensões principais. Inclusões de óxidos esféricas, com tamanho acima de 20 micrometros e situado na superfície ou muito próximo a ela, são sítios potenciais de nucleação de defeitos. A forma da MI também exerce grande influência, a variação da forma esférica para elíptica, por exemplo, pode representar um aumento de até 100% nas tensões atuantes no contorno das inclusões.

Podem ainda contribuir para a propagação de trincas as pequenas inclusões, embora não seja muito comum. Em geral a fratura é iniciada em grandes partículas, seguida pela formação de vazios que crescem em torno das pequenas. Assim, foi proposto um mecanismo misto de ruptura pela formação de microcavidades ou *dimples*, e ruptura por clivagem para ocorrência de propagação da trinca de fadiga, observando-se que as microcavidades estão sempre associadas às inclusões com diâmetro inferior a 0,5 micrometros. A influência das MI na taxa de crescimento da trinca por fadiga é uma função da faixa de fator de intensidade de tensões à qual a trinca se propaga. Para baixos valores deste fator a taxa de crescimento da trinca no aço com alto teor de inclusões é menor do que a no aço com baixo teor

inclusionário. Quando aumenta o fator de intensidade de tensões, ocorre a inversão deste fenômeno. A taxa de propagação diminui com o aumento na limpeza do aço, mas é independente do teor de inclusões. As inclusões são mais nocivas em baixas temperaturas de revenimento que a altas temperaturas, isto porque em baixas temperaturas a matriz apresenta maior resistência mecânica. Para melhorar as propriedades de resistência à fadiga dos aços deve ser reduzido o número de grandes inclusões (MI). Sendo difícil o controle das inclusões individuais, o método mais prático para obter este resultado é a redução do teor de oxigênio.

Entretanto, como é impossível produzir aços sem inclusões, o controle do tamanho destas impurezas torna-se cada vez mais importante, já que determina a probabilidade da presença de MI localizadas em regiões críticas.

b) Resistência à fratura:

A fratura dúctil em aços é causada pela nucleação, pelo crescimento e coalescimento de vazios que são nucleados em partículas duras como inclusões, nódulos de perlita e carbeto. Em geral as inclusões são mais duras que a matriz adjacente à temperatura ambiente, o que leva a concentração de tensões durante a deformação da matriz, podendo produzir vazios, que são nucleados mais facilmente quando a partícula de inclusão é rígida, apresenta baixa coesão com a matriz ou possui baixa resistência à fratura. Para as MI duras e frágeis, como os óxidos, a formação de vazios ocorre pelo fenômeno oposto à coesão na interface inclusão-matriz, mesmo para tensões muito baixas. Para os sulfetos alongados, os vazios são nucleados pela fratura das partículas em segmentos.

Os sulfetos apresentam grande influência nas propriedades de resistência à fratura dos aços. Durante o processo de fratura os vazios são formados inicialmente nas inclusões de MnS, que geralmente são as maiores, então depois nas inclusões de óxidos e finalmente nas pequenas partículas de carbeto. Para determinada matriz e inclusão há um tamanho mínimo de partícula abaixo do qual não se formam vazios. A redução da fração volumétrica de impurezas deste tipo, melhora as propriedades mecânicas dos aços relacionados com altos níveis de deformação, como a redução da área, patamar de energia dúctil no ensaio *Charpy* e tenacidade à fratura. Os parâmetros de sulfetos como a fração volumétrica e a razão de aspecto aumentam linearmente com o aumento no teor de enxofre, ao passo que o comprimento projetado varia não linearmente. A ductilidade através da espessura em placas melhora com a redução do teor de enxofre e com o controle da forma que leva à predominância de inclusões globulares em relação às inclusões alongadas, aumentando assim a resistência ao rasgamento lamelar. A tenacidade à fratura de aços de ultra-alta resistência mecânica é sensível ao espaçamento e à fração volumétrica das inclusões. A redução do teor de inclusões aumenta a resistência de nucleação de vazios, melhorando as propriedades mecânicas dos aços. A redução do teor de enxofre, e conseqüentemente da presença de sulfetos de manganês, pode melhorar a tenacidade à fratura dos aços.

O patamar de energia e a temperatura de transição no ensaio de impacto *Charpy* são afetados pela morfologia das inclusões: a modificação do formato de MI alinhadas e alongadas para pequenas partículas isoladas melhora as propriedades de resistência ao impacto e tenacidade à fratura. No trabalho a quente, de aços ferramenta na influencia das inclusões na tenacidade está relacionada com sua distribuição e o nível de dureza do aço. Um

arranjo uniforme de impurezas pode ser considerado inofensivo para a resistência do material. Num elevado nível de dureza, as inclusões, por causa de sua ação com uma zona plástica muito pequena, podem ser consideradas como obstáculos naturais à propagação de trincas. Num nível de dureza mais baixo, a função das inclusões no processo de formação das trincas é limitada pela precipitação de carbeto da martensita.

Em suma, em situações de carregamento em fadiga a fratura se origina com mais frequência a partir das grandes partículas de óxidos em comparação com sulfetos, que são mais importantes no comportamento anisotrópico dos aços, como, por exemplo, no caso da tenacidade à fratura. No caso da maioria dos aços de alta resistência mecânica, como os aços para mancais, a principal causa das falhas está relacionada à presença de partículas de óxidos, e não com sulfetos <sup>(23)</sup>.

c) Resistência à corrosão:

É de conhecimento que a presença de inclusões não-metálicas em aços os torna mais susceptíveis à ação corrosiva de qualquer meio, até mesmo ao ar. As inclusões, com composição química totalmente distintas da matriz do aço, possuem características físico-químicas completamente diferentes, proporcionando a possibilidade de ataque corrosivo localizado (causado por pites e frestas, por exemplo), principalmente na interface inclusão-matriz, que é uma região de alta energia, onde os átomos estão mais desordenados e as ligações químicas não são tão fortes. Por esse motivo, para determinadas aplicações nas quais se exige elevada resistência à corrosão, como no caso do aço inoxidável AISI 316L, usado em implantes cirúrgicos ortopédicos, o nível de inclusões não-metálicas deve ser controlado em valores muito baixos <sup>(24)</sup>.

### 3.7.1 Controle de morfologia de inclusões

Nem todas as inclusões formadas dentro do aço podem ser absorvidas pela escória, algumas podem mesmo ser formadas próximo ao momento da solidificação do aço, quando qualquer movimento amplo de massa já está bem restrito.

Para que as inclusões remanescentes no aço sólido sejam neutralizadas, é necessário um processo de neutralização de morfologia de inclusões. Uma das mais comuns alterações de morfologia visa tornar inclusões duras e angulosas de alumina em inclusões de cantos arredondados de aluminatos de cálcio ( $12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$ ), que apresenta comportamento muito melhor durante a conformação mecânica posterior do aço. Tal alteração é obtida pela adição de Ca no aço líquido já desoxidado.

A formação de aluminato de cálcio, também, é importante para neutralizar o efeito negativo das inclusões de sulfeto de manganês MnS, que tem como característica o alongamento durante a laminação, criando linhas de fragilidade no aço. O tratamento do aço desoxidado por Ca forma o aluminato de cálcio, que atua como base para a precipitação de MnS e CaS (sulfeto de cálcio), eliminando as linhas de fragilidade após laminação (Figura 16).

A adição de Ca no aço líquido para formação de aluminato de cálcio, também, é útil no caso do processo de lingotamento contínuo, em que são comuns os problemas de entupimento das válvulas de controle de fluxo do aço, por precipitação de alumina. O

aluminato de cálcio formado é líquido na temperatura de solidificação do aço, impedindo seu depósito nas válvulas e consequente entupimento <sup>(25)</sup>.

Inclusão bruta de fusão	Inclusão após laminação	Formato	Comportamento da inclusão durante a laminação	Inclusões típicas representativas
		A	Indeformável	Aluminato de Ca e sílica
		B	Passível de se separar em dois líquidos	Silicato de Mn com alto teor de sílica
		C	Inteiraente cristalina, sendo fragmentada na laminação	Silicato de Ca e manganosita
		D	Colônias de inclusões distribuídas na laminação	Alumina
		E	Inclusão complexa de fase indeformável em matriz muito deformável	Rondonita rodeada por espessartita, galaxita
		F	Inclusão altamente deformável	Sulfeto de Mn, anortita, guelenita

Figura 16. Morfologia de inclusões e comportamento antes e depois da laminação <sup>(26)</sup>

### 3.7.2 Tratamento com cálcio

Em aços desoxidados ao alumínio, a lingotabilidade melhora significativamente com adições de cálcio, geralmente mediante injeção de arames de CaSi. Este tratamento tem como objetivo a transformação das inclusões de  $Al_2O_3$  de alto ponto de fusão ( $>2000\text{ }^\circ\text{C}$ ), em cálcio-aluminatos de menor temperatura de fusão, ou seja, líquidos nas temperaturas de lingotamento.

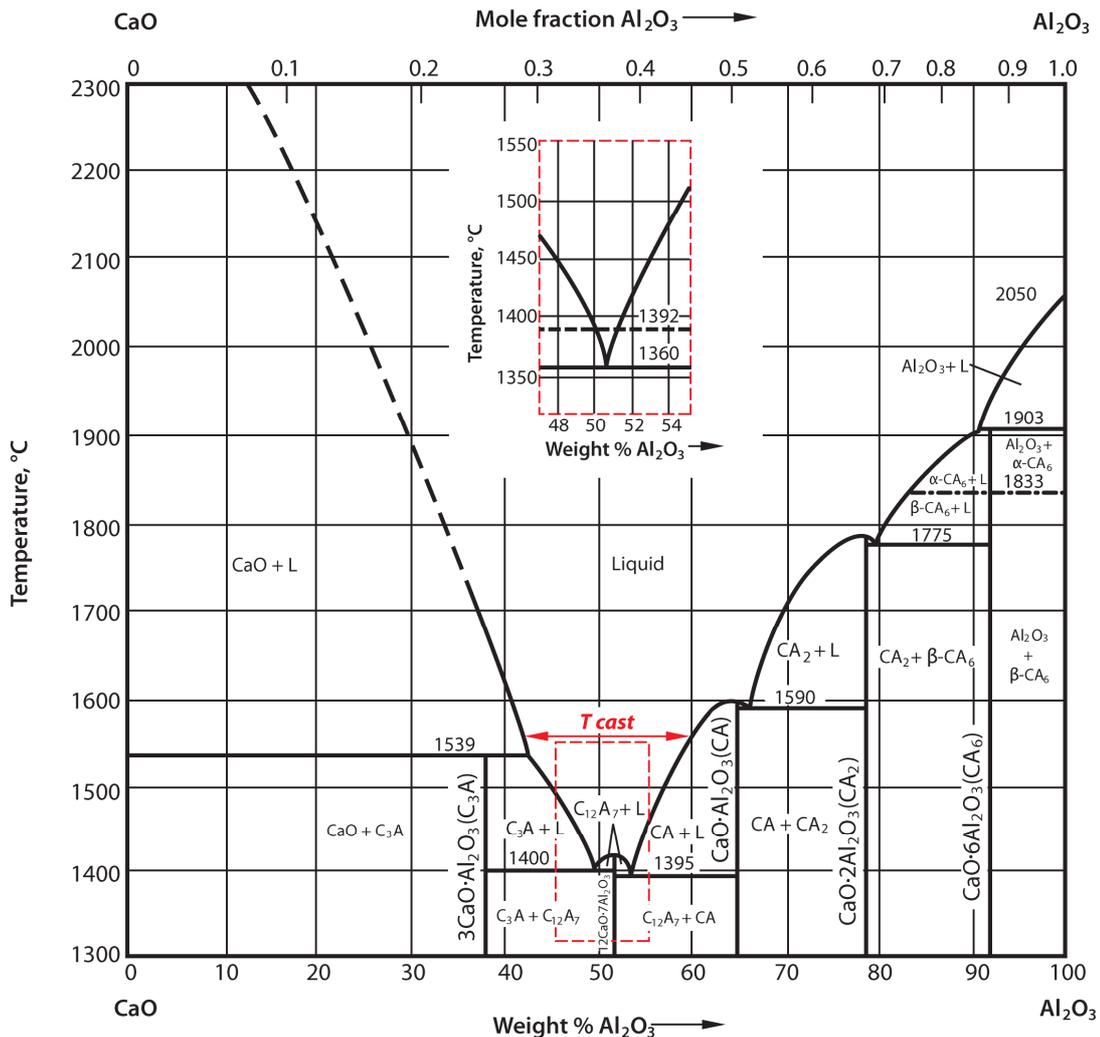
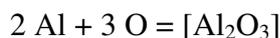


Figura 17. de equilíbrio termodinâmico Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO <sup>(27)</sup>

A alumina é resultado da reação de desoxidação do aço pelo alumínio:



Adições inadequadas de cálcio levam à formação de inclusões de aluminato de cálcio do tipo CaO.2Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ou CaO.6Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Apesar do uso de cálcio para formação de inclusão de baixo ponto de fusão, problemas de lingotabilidade aparecem à medida que se incrementa o teor de enxofre nos aços. Estas dificuldades se devem à formação de CaS (ponto de fusão >2500 °C).

Para um determinado teor de alumínio, existe um nível mínimo de enxofre, acima do qual a formação de CaS se dá, preferencialmente, em relação à formação do aluminato de cálcio desejado. Desta forma, formam-se inclusões de composição básica de Al e Ca ou mesmo mais complexa com a presença de S e/ou Mg. Enfim, quanto maior o teor de enxofre objetivado em aços desoxidados ao Al, maior o desafio de lingotar continuamente o aço <sup>(27)</sup>.

## **4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

### **4.1 Planta Industrial**

A Gerdau Charqueadas, antigamente chamada de Aços Finos Piratini, foi fundada em 1961 com o objetivo de promover a recuperação da atividade carbonífera e estimular a indústria metal-mecânica no Estado do Rio Grande do Sul.

O início das atividades e a inauguração oficial da unidade ocorreram somente em 27 de Junho de 1973. Em março de 1975, passou para o controle da Siderbrás e, em fevereiro de 1992, foi adquirida pela Gerdau, por meio do Programa de Privatização do Governo Federal. A Gerdau Charqueadas propiciou à empresa a oportunidade de expandir seus negócios e entrar em um novo segmento de mercado: o de aços longos especiais. Com a nova linha de produtos, a companhia pôde atender a outros segmentos da economia. Como a indústria automotiva.

Com o investimento de U\$ 107 milhões na aquisição da unidade e nos três anos seguintes, a Gerdau liquidou débitos, atualizou equipamentos e tecnologias, treinou operadores e ajustou as estruturas gerenciais e comerciais. Em 1995, esses investimentos deram resultado: a lucratividade, em consequência da redução de custos e da elevação da produtividade. Essa expansão produtiva fez a Gerdau passar de 141 mil toneladas anuais de aço bruto e 100 mil toneladas anuais de laminados em 1992 para 345 mil e 383 mil toneladas anuais em 2004, respectivamente. Em setembro de 2005, foi inaugurada a nova etapa de expansão da unidade. Isso aumentou sua capacidade anual para 500 mil toneladas de produtos acabados.

Agora, a antiga Gerdau Aços Especiais Piratini se chama Gerdau Charqueadas. Na Figura 18, podemos observar o fluxo de produção da empresa, com destaque para a aciaria:

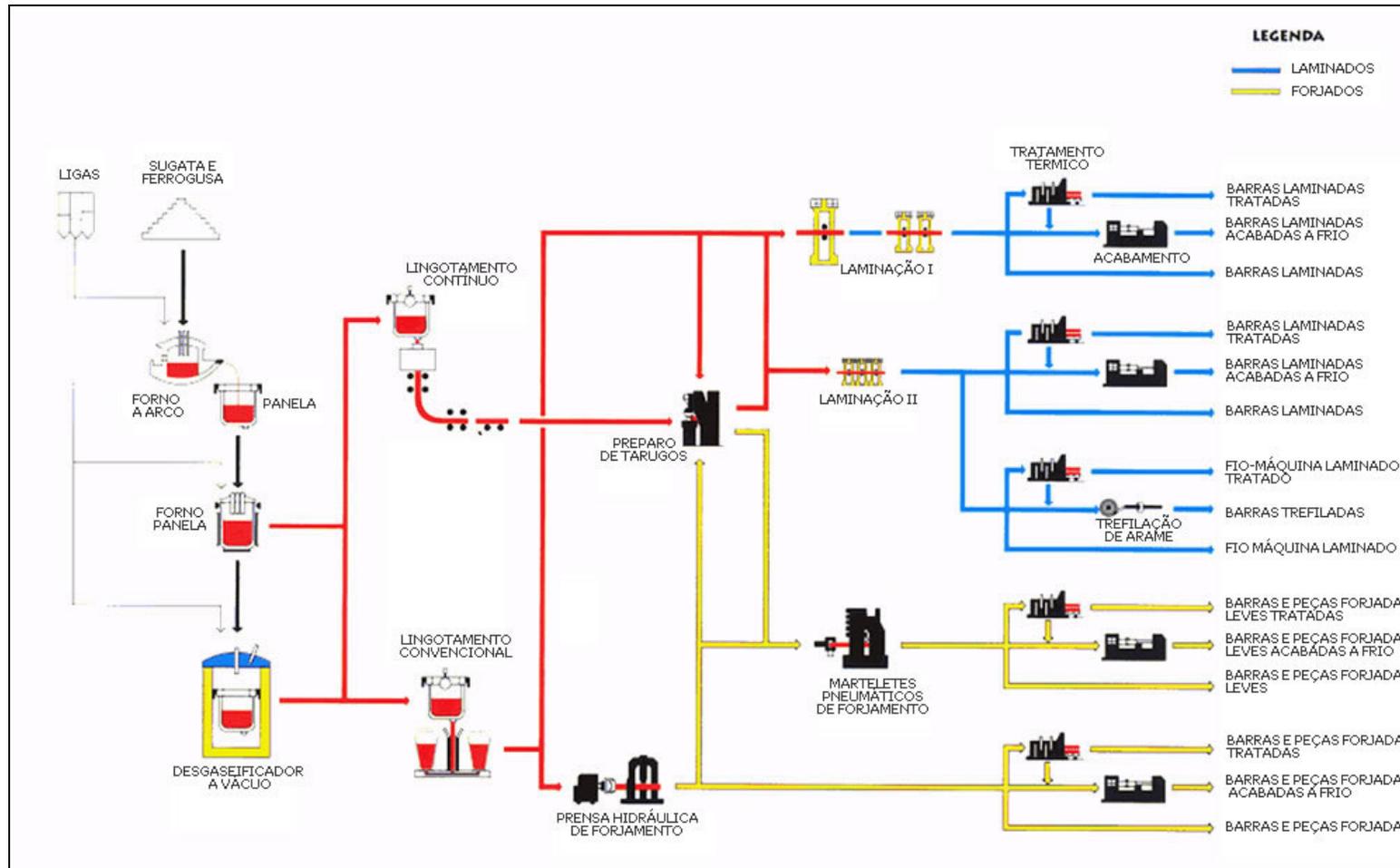


Figura 18. Fluxo de produção da Gerdau Charqueadas

## 4.2 Produção de aços especiais na Aciaria elétrica

A produção de aço via Aciaria Elétrica iniciou-se nos anos 40 e tornou-se cada vez mais popular. Inicialmente, a rota forno elétrico a arco (FEA) era principalmente empregada para produção de produtos longos, devido ao maior teor de resíduos na sucata carregada e a outras características, tais como, longo *tap to tap* (tempo de corrida), menor porte de corrida, etc. O desenvolvimento tecnológico fez com que o FEA, em um período relativamente curto, se tornasse uma unidade de fusão e refino em larga escala, rápida e econômica para o qual o advento da tecnologia de lingotamento contínuo abriu mercado.

A fabricação de aços especiais em aciarias elétricas é geralmente composta por:

- Pátio de sucatas
- Forno Elétrico a Arco
- Metalurgia Secundária
- Lingotamento Contínuo

### 4.2.1 Pátio de Sucatas

O pátio de sucatas é a célula responsável pelo recebimento, classificação e processamento de sucata e ferro-gusa. A sucata corresponde por mais de 60% do custo de produção do aço, sendo de suma importância sua correta classificação, processamento, limpeza, movimentação e armazenamento, visando minimizar ao máximo a ocorrência de misturas, contaminações, roubos e retrabalhos (que aumentam o custo).

A classificação da sucata é realizada de maneira visual, sendo assim muito importante a experiência do classificador. Este visualiza o material recebido no caminhão sob um pórtico para garantir que o material comprado está de acordo com o especificado na nota. Em caso de dúvida, o classificador solicita análise de composição química e também dá abatimento no peso total da carga, de acordo com o grau de impurezas encontrado (areia, borrachas, plásticos, etc.).

Devido ao seu elevado valor em relação às demais sucatas, as sucatas de aços inoxidáveis (INOX 300 e INOX 400) são sempre analisadas quanto a sua composição química junto ao laboratório químico, para garantir que o material comprado está adequado quanto ao tipo e composição química. Os principais equipamentos para o processamento de sucata do pátio são: a prensa tesoura (que pode ser vista na Figura 19), a tesoura móvel e o oxicorte. A prensa tesoura é responsável por ampla maioria do processamento de sucata da planta e é um equipamento capaz de remover um elevado grau de impurezas, cortar no tamanho adequado para utilização no forno elétrico e também responsável pelo aumento da densidade da carga.

A movimentação de sucata é realizada através dos seguintes equipamentos: garra, eletroímã e caminhões internos e externos. Estes são responsáveis por alocar as sucatas nas respectivas pilhas de armazenamento do pátio e nas baias de sucata da aciaria, local onde a sucata fica armazenada antes de abastecer o FEA.

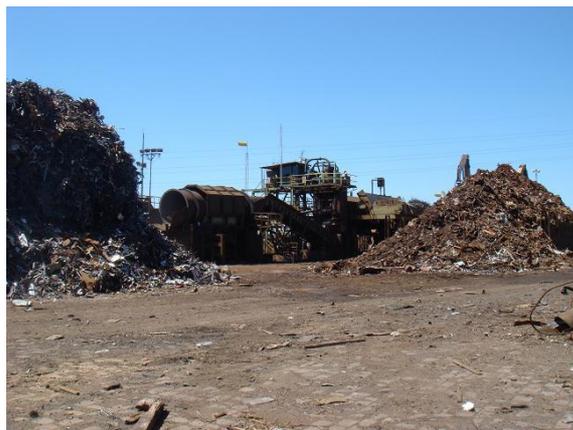


Figura 19. Prensa-tesoura do pátio da Gerdau Charqueadas  
Fonte: Cortesia da Gerdau Charqueadas (2011)

#### 4.2.2 Forno Elétrico a Arco (FEA)

O forno elétrico a arco é o equipamento responsável pela fusão da matéria-prima (sucata, ferro-gusa e escorificantes) e pela etapa de refino oxidante do aço, onde é realizada a descarbonização e desfosforação. O FEA é basicamente composto por carcaça, abóboda e eletrodos.

A Tabela III mostra os custos relativos da fabricação de aço em fornos elétricos a arco, mostrando a importância da conservação de energia elétrica, para viabilizar e dar continuidade ao desenvolvimento deste processo de fabricação de aço.

Tabela 3. Custos relativos na operação de um forno elétrico a arco <sup>(25)</sup>

<b>Parâmetros</b>	<b>Custo (%)</b>	<b>Faixa (%)</b>
Carga do forno	71	60-80
Eletricidade	14,2	09-19
Eletrodos	11,3	07-16
Mão-de-obra	2,1	-
Refratários	1,4	-

##### 4.2.2.1 Ciclo de operação de um Forno Elétrico a Arco

Primeiro carregamento: é realizado com a abóboda totalmente aberta para permitir que o primeiro cestão de sucata seja posicionado exatamente sobre o forno. O forno é então ligado, iniciando a perfuração da carga. Abre-se o arco entre os eletrodos e a carga metálica, furando a carga até o fundo, formando então a primeira poça de aço líquido. Continuamente, essa poça de aço é aumentada até que a maior parte da carga metálica seja fundida.

Segundo carregamento: ainda com alguma sucata dentro do forno, faz-se o segundo carregamento e dá-se prosseguimento ao término da fusão. Quando a sucata estiver toda fundida, com temperatura do aço líquido por volta de 1570 °C, se inicia o período de refino. No refino, se objetiva o ajuste da composição do aço, com destaque para fósforo e carbono. Esse período é acompanhado pela elevação da temperatura no forno e formação de escórias que participam do refino do aço. Na Figura 20 podemos observar a parte frontal do FEA da usina, elaborado pelo fabricante SIEMENS-VAI, com capacidade para 70 toneladas.



Figura 20. FEA da Gerdau Charqueadas  
Fonte: Cortesia da Gerdau Charqueadas (2011)

#### 4.2.3 Metalurgia Secundária

A célula da metalurgia secundária é dividida em dois reatores: o Forno Panela (FP) e o Desgaseificador a Vácuo (VD/VOD).

Forno-Panela: produzido pela ASEA/SKF, é um reator composto por uma abóboda e três eletrodos de grafita, ambos em escalas bem menores do que as do FEA. Após o vazamento do aço líquido do FEA para a panela, esta é conduzida para a estação de forno-panela, onde será realizado o refino secundário.

Desgaseificador a Vácuo: do fabricante MANNESMANN DEMAG, o reator VD/VOD da Gerdau Charqueadas é um grande tanque, dotado de uma tampa e uma bomba de vácuo. Após a etapa de FP, a panela é conduzida para dentro do tanque VD/VOD, onde é vedada, pela tampa e submetida a pressões de até 1mbar. Os objetivos desta etapa do processo produtivo são: promover a desgaseificação do banho (principalmente hidrogênio) e realizar o ajuste fino de composição química com pequenas adições de ligas.

Para diferentes tipos de aços, são realizados diferentes tipos de desgaseificação. No caso de aços para construção mecânica, o processo é realizado via VD (*Vaccum Degassing*), com agitação por argônio. No caso de aços inoxidáveis e ferramenta, o processo é realizado via VOD (*Vaccum Oxygen Descarburization*), utilizando a injeção de oxigênio verticalmente por cima do banho de aço líquido. O processo VOD é realizado com o intuito de descarburar o banho em baixas pressões. Se estes aços fossem descarburados no FEA, haveria uma grande oxidação de elementos de liga importantes, principalmente o cromo. Na Figura 21 são apresentados os dois tanques do processo de VD/VOD.



Figura 21. Tanques VD/VOD da Gerdau Charqueadas  
Fonte: Cortesia da Gerdau Charqueadas (2011)

#### 4.2.4 Lingotamento Contínuo e Lingotamento Convencional

A máquina de lingotamento contínuo, fabricada pela CONCAST, é constituída das seguintes partes: torre, distribuidor, moldes, zonas de resfriamento, rolos endireitados e oxicorte. Esta etapa do processo tem como objetivo escoar e solidificar o aço líquido para obtenção do produto final da aciaria: o tarugo. Na Figura 22 a máquina é vista da base até o topo.

Quando o processo é realizado via lingotamento contínuo (cerca de 95% da produção da planta), a panela contendo aço líquido é levada até a torre de lingotamento, onde o aço é vazado via tubo longo (para evitar a reoxidação por contato com a atmosfera) para o distribuidor. O distribuidor é um reator intermediário, que escoar o aço líquido por três moldes. A partir do contato do aço líquido com os moldes, este começa a solidificar, formando uma fina camada sólida, que vai aumentando conforme o tarugo avança pelas zonas de resfriamento na máquina de lingotamento. Após passar por estas zonas, os tarugos são endireitados para a posição horizontal e cortados pelo oxicorte nos comprimentos desejados. Na Gerdau Charqueadas, são lingotados tarugos de seção quadrada de 155 mm e 240 mm.

O processo de solidificação via lingotamento convencional consiste em vazar o mesmo da panela para lingoteiras de dimensões especiais, todas elas maiores que os 240 mm do lingotamento contínuo. O lingotamento convencional também tem por objetivo promover a solidificação do aço líquido. Nesse caso qualidades que apresentam problemas graves de segregação de soluto quando lingotadas via LC, ou que necessitam ser lingotadas em seções maiores que 240 mm, por necessidade do cliente.



Figura 22. Estrutura da máquina de Lingotamento Contínuo da Gerdau Charqueadas  
 Fonte: Cortesia da Gerdau Charqueadas (2011)

### 4.3 Material Utilizado

São estudados dois aços neste trabalho, escolhidos devido ao seu processo na aciaria e conformação serem críticos.

O primeiro aço em estudo é o DIN 20MnCr5 Mod: aço baixo carbono para aplicações em que se deseja endurecimento superficial por cementação. Possui boa temperabilidade e usinabilidade, além de ótima forjabilidade e soldabilidade. A Tabela IV apresenta a faixa de composição química aceitável deste material:

Tabela 4. Faixa de composição química do aço DIN 20Mn5Cr Mod em % de massa

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	Sn	Cu	Pb	Nb	Ca	B
Mínimo	0,16	0,15	1,1	0	0,005	1,17	0,2	0	0,02	0	0,02	0	0	0	0	0	0,0015
Máximo	0,18	0,3	1,25	0,025	0,015	1,27	0,25	0,06	0,03	0,005	0,035	0,025	0,25	0,01	0,01	0,003	0,003

O outro aço é o SAE 1050: aço médio carbono de larga aplicação na fabricação de eixos de quaisquer tamanhos. A tabela V apresenta a faixa de composição química aceitável deste material:

Tabela 5. Faixa de composição química do aço SAE 1050 em % de massa

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	Sn	Cu	Pb	N
Mínimo	0,5	0,15	0,65		0,01					0,015				
Máximo	0,55	0,3	0,8	0,025	0,025	0,2	0,25	0,06	0,01	0,04	0,03	0,25	0,01	0,011

#### 4.4 Estudo do processo de elaboração dos aços DIN 20Mn5Cr Mod e SAE 1050

Em conjunto com engenheiros da planta, foram acompanhadas 12 corridas para cada qualidade, durante os meses de Setembro e Outubro de 2011, sendo retiradas 3 amostras de aço e de escória ao longo do processo, para obtenção dos resultados:

- Início do refino no forno-panela: E-FPi e P-FPi.
- Final do refino no forno-panela: E-FPf e P-FPf.
- Final da desgaseificação a vácuo: E-LC e P-LC.

As corridas foram nomeadas como: A, B, C, D, E, F, G, H, I, J, K e L (para cada qualidade, sendo que não necessariamente em sequência). Dentre as corridas acompanhadas para o aço DIN 20Mn5Cr Mod, as que apresentaram refugo nas linhas de inspeção da usina por MI foram as corridas C, D, G e J. Já para o aço SAE 1050 as corridas que apresentaram sucateamento foram a B, E, I e K.

As seguintes variáveis foram consideradas:

- Óxidos de ferro e manganês na escória da panela (%FeO+%MnO);
- Tempo de vácuo durante a desgaseificação;
- Tempo de flotação de inclusões na panela após a desgaseificação;
- Abertura da válvula gaveta da panela para o início do lingotamento contínuo;
- Variação do nível da válvula tampão no distribuidor de LC;
- Pressão de argônio no tubo longo entre panela e distribuidor no lingotamento contínuo.

Outras informações de interesse para o trabalho:

- A seção de tarugo analisada foi a de 240 mm para a qualidade DIN 20Mn5Cr Mod e 155 mm para o aço SAE 1050.
- Os revestimentos refratários das panelas são de MgO-C e dos distribuidores de MgO.
- Válvula Tampão com ponta à base de MgO.
- A base da válvula submersa é feita à base de alumina, enquanto a região de contato com a escória do molde é feita de zircônia.

#### 4.5 Equipamentos utilizados na amostragem

Além do forno elétrico a arco, reatores da metalurgia secundária e máquina de lingotamento de características descritas anteriormente, foram utilizados amostradores (do tipo “*lollipop*” - Figura 23) para a coleta das amostras de aço do fabricante Heraeus electro-Nite.

O amostrador utilizado para retirar amostras do distribuidor contém um tubo de quartzo e sua extremidade é posicionada a 45° da superfície do banho, enquanto o amostrador utilizado na panela coleta uma boa amostra com uma combinação de três variáveis principais: penetração, profundidade de imersão e tempo de imersão. Todas estas variáveis são controladas pelo operador. O amostrador deve ser imerso rapidamente abaixo de uma camada de escória, para evitar qualquer contaminação da escória. Uma profundidade de imersão de 300 a 400 mm em geral é suficiente. O tempo de imersão gira em torno de 3 a 7 segundos. Os

amostradores de imersão podem ter alguns comprimentos do tubo de papelão que são padrões: 900, 1200 ou 1600 mm.



Figura 23. Amostra retirada através do amostrador no Forno-Panela

Para avaliação dos defeitos devido à presença de macroinclusões nos tarugos foi utilizado o equipamento de ultrassom existente nas linhas de inspeção de barras das Gerdau Charqueadas. Este equipamento inspeciona 100% das barras que passam pelas linhas e possui 6 cabeçotes de 50 MHz, com limite de detecção de defeitos à partir de 50 mm das pontas das barras.

Baseadas nas propriedades acústicas entre o material e o defeito, a técnica de ultrassom, apesar de não ser nova, tem sofrido um grande avanço. É uma ferramenta muito utilizada para detecção de MI, por possibilitar a análise de uma área relativa grande e demonstrativa do produto, além de poder demonstrar a distribuição das inclusões. Além disso, em caso de automatização do sistema, pode ser uma técnica de inspeção relativamente rápida. Por outro lado, a maior limitação da técnica é não possibilitar a determinação do tipo de inclusão detectada.

A Figura 24 mostra na região em destaque onde foi detectada a presença de um defeito do tipo MI através da inspeção no ultrassom. Nesta região foi feita uma marcação na barra para indicar onde deve ser feito o corte da seção que foi analisada.



Figura 24. Barra com marcação de defeito do tipo MI após ter sido inspecionada

No passo seguinte é feito o corte da seção a ser analisada no microscópio. O preparo das amostras foi realizado seguindo-se a etapa de corte das mesmas, com disco adiamantado, onde a superfície plana foi posteriormente lixada. Após o lixamento, as amostras foram submetidas ao polimento com pasta de diamante, sendo que antes desta etapa as mesmas foram limpas num banho ultrassônico por 5 minutos. A cada mudança de estágio da granulometria de lixamento, as amostras foram lavadas e secas para que não houvesse contaminação no pano de polimento.

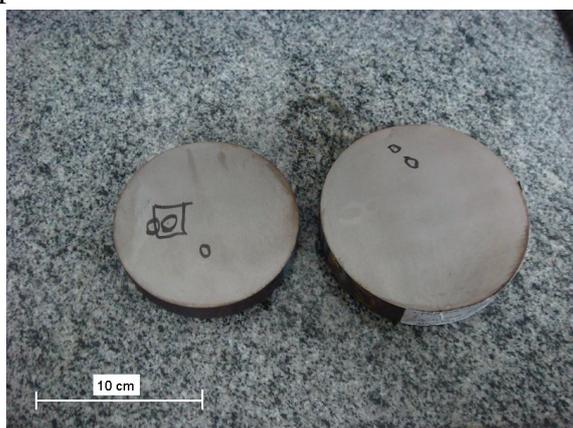


Figura 25. Amostras cortadas e preparadas para análise em EDS

As análises químicas das MI foram efetuadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (Figura 26) da fabricante ZEISS, modelo LEO 440, sonda EDS (20KV-foco 20 mm), com utilização do software INCA e detecção por elétrons secundários e retroespalhados.



Figura 26. Microscópio Eletrônico de Varredura com EDS da Gerdau Charqueadas

A Figura 27 mostra o equipamento (espectrômetro de raios X) utilizado para análise química das amostras de aço e escória. O modelo é PW2600, da marca Philips.



Figura 27. Espectrômetro de raios X da Gerdau Charqueadas

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este tópico está organizado de acordo com as variáveis de processo consideradas:

- Óxidos de ferro e manganês na escória da panela (%FeO+%MnO);
- Tempo de vácuo durante a desgaseificação;
- Tempo de flotação de inclusões na panela após a desgaseificação;
- Abertura da válvula gaveta da panela para o início do lingotamento contínuo;
- Variação do nível da válvula tampão no distribuidor de LC;
- Pressão de argônio no tubo longo entre panela e distribuidor no lingotamento contínuo.

O item 5.1 trata dos resultados obtidos para o aço DIN 20Mn5Cr Mod. O item 5.2 trata do aço SAE 1050.

### 5.1 Resultados para a qualidade DIN 20Mn5Cr Mod

#### 5.1.1 Teores de %FeO+%MnO nas escórias de panela

A Figura 27 mostra a evolução percentual dos óxidos de Ferro e Manganês obtida nas amostras de escórias retiradas ao longo do processo.

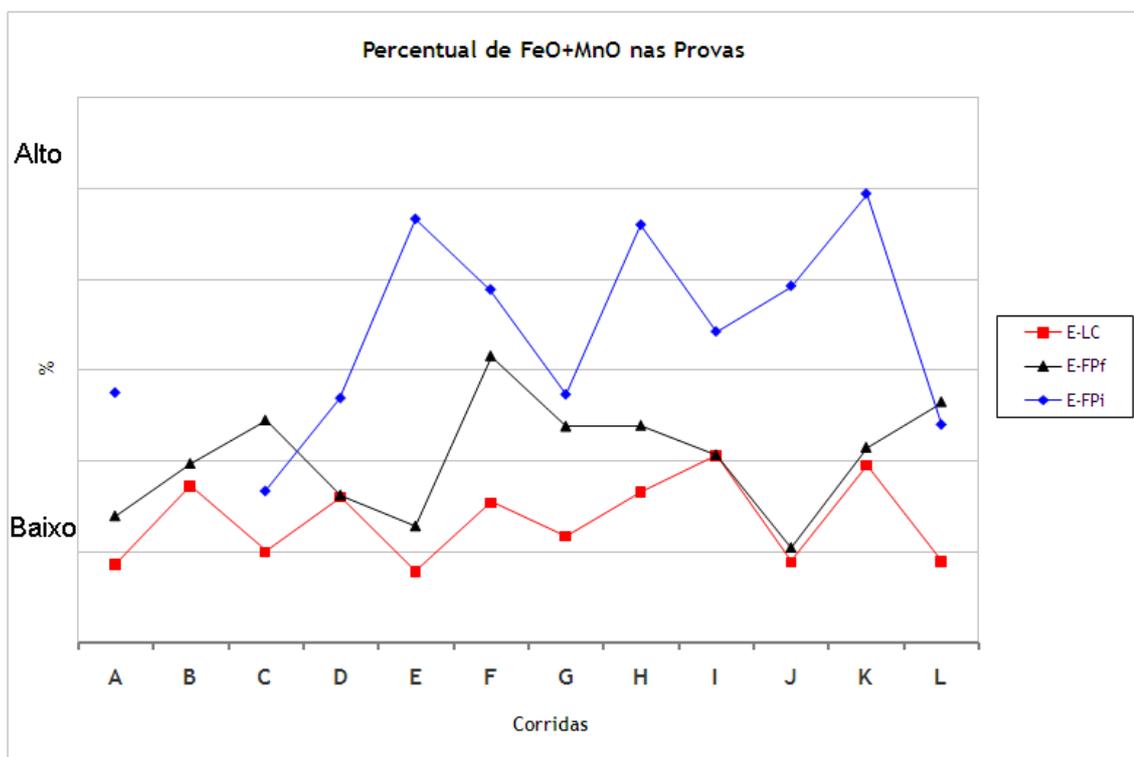


Figura 28. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente nas amostras de escória

Pelos dados obtidos nas análises, apenas algumas corridas na E-LC, quando levada em consideração esta variável, apresentam percentuais considerados fora do aceitável pelos

engenheiros da planta, em teores destes óxidos nas escórias. A Figura 28 mostra os resultados específicos para a E-LC.

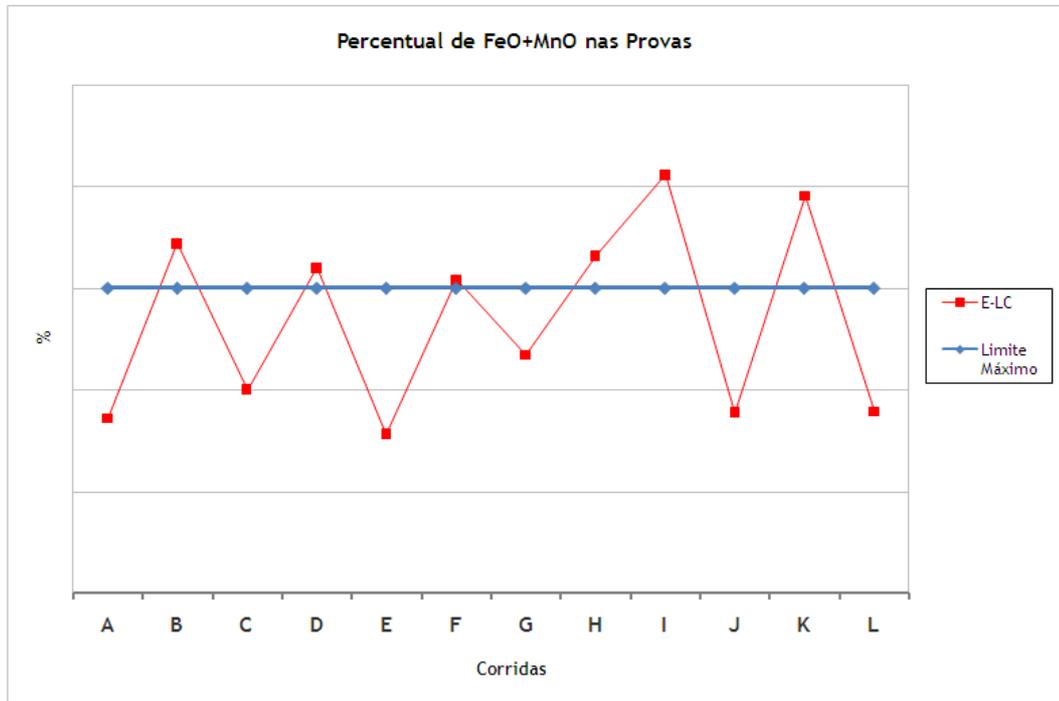


Figura 29. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente na amostra E-LC

### 5.1.2 Tempo de Vácuo durante a degaseificação

A Figura 29 apresenta o tempo de vácuo previsto (em vermelho) e realizado (em azul) na etapa do VD.

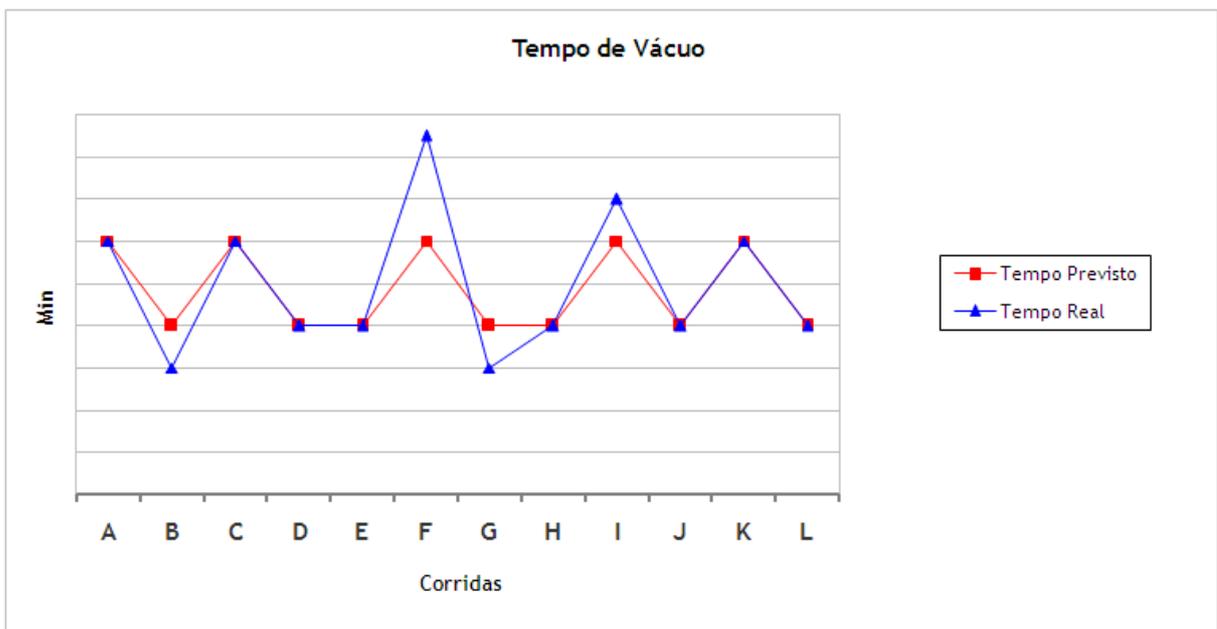


Figura 30. Tempo de vácuo no VD

Quando analisado este parâmetro do processo, verifica-se que as corridas B e G não atendem ao tempo mínimo estimado de vácuo para o aço DIN 20Mn5Cr Mod.

### 5.1.3 Tempo de Flotação

A Figura 30 mostra a comparação entre o tempo de flotação realizado (em azul) e o sugerido (em vermelho).

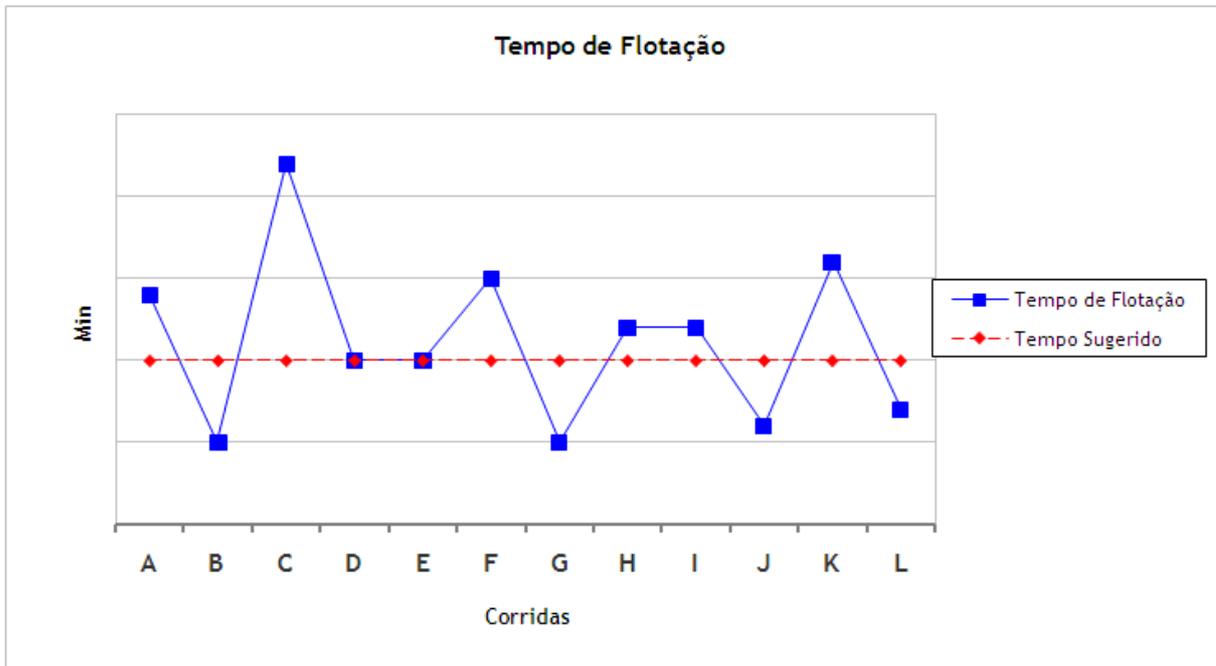


Figura 31. Tempo de flotação no VD

As corridas B, G, J e L tiveram tempos de flotação menores do que o sugerido para o processo.

### 5.1.4 Abertura da válvula gaveta da panela para início do Lingotamento Contínuo

Das corridas acompanhadas, em uma delas não foi possível a abertura normal da válvula gaveta. Nesses casos, é necessário o uso de maçarico para a desobstrução da válvula, e permitir o vazamento do aço da panela para o distribuidor. A desvantagem é o contato do aço líquido com o oxigênio do maçarico e com o ar atmosférico. A corrida em que não houve abertura normal foi a corrida D.

### 5.1.5 Variação do Tampão

A Figura 31 mostra o gráfico de controle observado em um software utilizado na usina indicando uma variação normal do processo nas curvas relativas ao comportamento do tampão. As demais curvas mostram o peso real de aço na torre de lingotamento e a pressão de argônio no tubo longo. Ou seja, não houve nenhuma influência de variação da posição dos tampões nos três veios (indicados em azul, vermelho e verde) nas corridas estudadas.

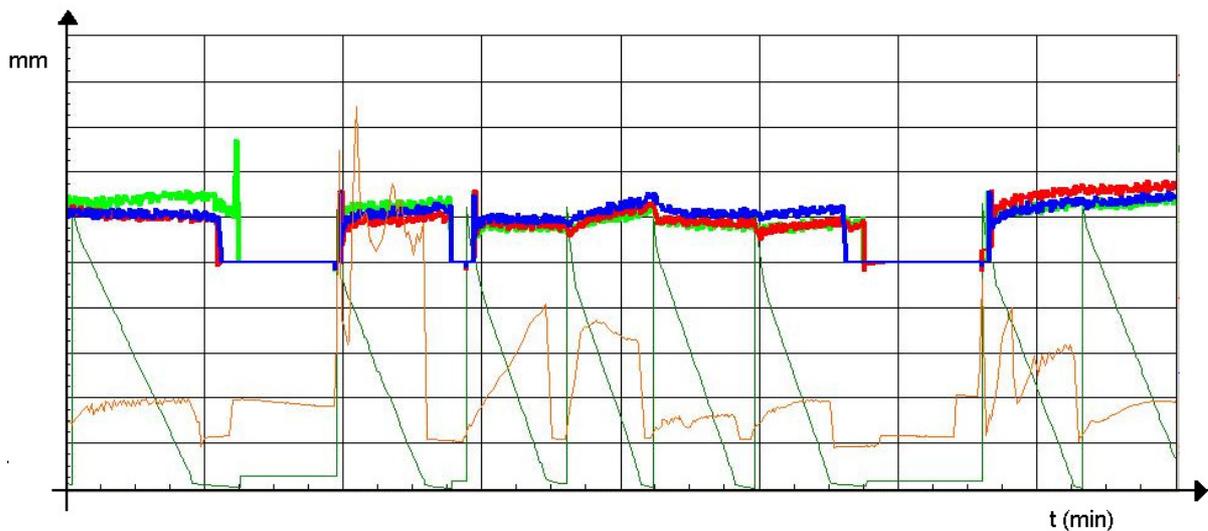


Figura 32. Curva de variação dos tampões para os três veios

#### 5.1.6 Pressão do argônio no Tubo Longo entre panela e distribuidor no Lingotamento Contínuo

A área em destaque da Figura 32 indica a variação de pressão de argônio no tubo longo da corrida B, que juntamente com a corrida C (Figura 33), apresentaram valores médios acima do considerado adequado para o processo de evitar a reoxidação do aço líquido. Se a pressão for muito alta pode haver arraste de ar atmosférico, deletério à qualidade e provável fonte de formação de MI.

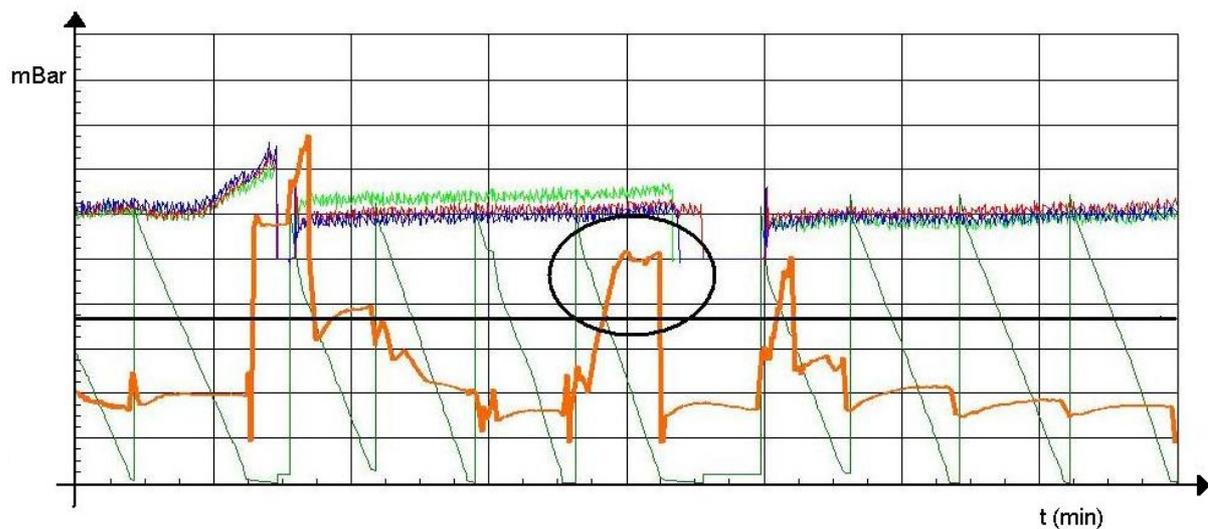


Figura 33. Curva de variação da pressão de argônio no tubo longo em relação ao patamar de pressão máxima para a corrida B

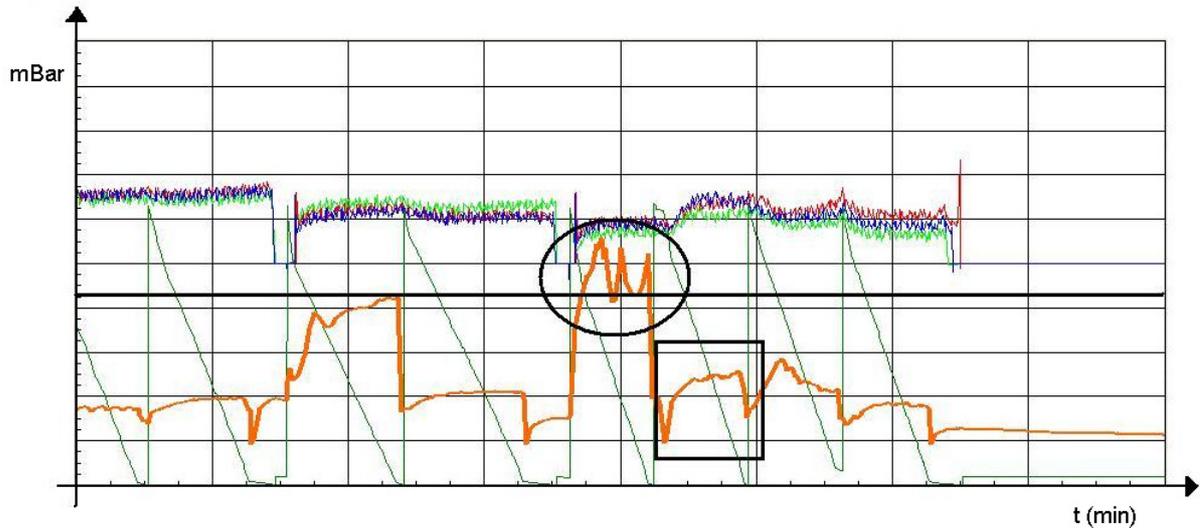


Figura 34. Curva de variação da pressão de argônio no tubo longo em relação ao patamar de pressão máxima para a corrida C (acima do patamar) e D (abaixo do patamar)

### 5.1.7 Composição final dos aços e caracterização química das inclusões

A corrida D apresentou a seguinte composição química final (em percentual de massa):

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	Sn	Cu	Nb	Ca
0,17	0,25	1,14	0,015	0,013	1,21	0,23	0,01	0,022	0,003	0,027	0,012	0,14	0,002	0,0006

## Quantitative results

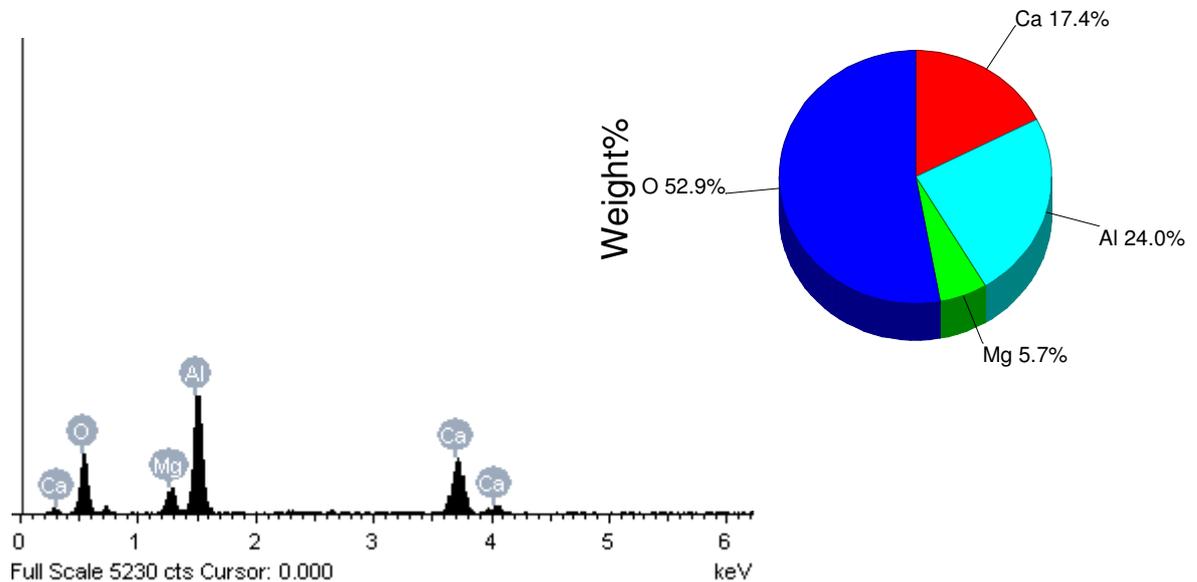


Figura 35. Resultado da análise química das inclusões formadas em amostra da corrida D

O tamanho da inclusão encontrada na barra analisada no MEV foi de 0,5 mm, com profundidade de 24,50 mm da superfície ao centro da barra.

A corrida D foi a única caracterizada quimicamente, pois foi a que apresentou maior percentual de sucateamento. Abaixo seguem os valores percentuais de sucata para aquelas que apresentaram refugo:

- Corrida C: 6% de sucata
- Corrida D: 41% de sucata
- Corrida G: 4% de sucata
- Corrida J: 1% de sucata

Para se calcular este percentual é levado em consideração o peso de material refugado sobre a quantidade de aço lingotado.

As corridas a seguir apresentaram as seguintes variáveis como fora dos padrões de valores para o processo da aciaria:

- Corrida C: Pressão do Argônio no Tubo Longo entre panela e distribuidor no LC
- Corrida D: Teor de %FeO+%MnO na E-LC e Abertura da válvula gaveta da Panela para início do LC
- Corrida G: Tempo de Vácuo durante a degaseificação e Tempo de Flotação
- Corrida J: Tempo de Flotação

## 5.2 Resultados para a qualidade SAE 1050

### 5.2.1 Teores de %FeO+%MnO nas escórias de panela

A Figura 35 mostra a evolução percentual dos óxidos de Ferro e Manganês obtida nas amostras de escórias retiradas ao longo do processo.

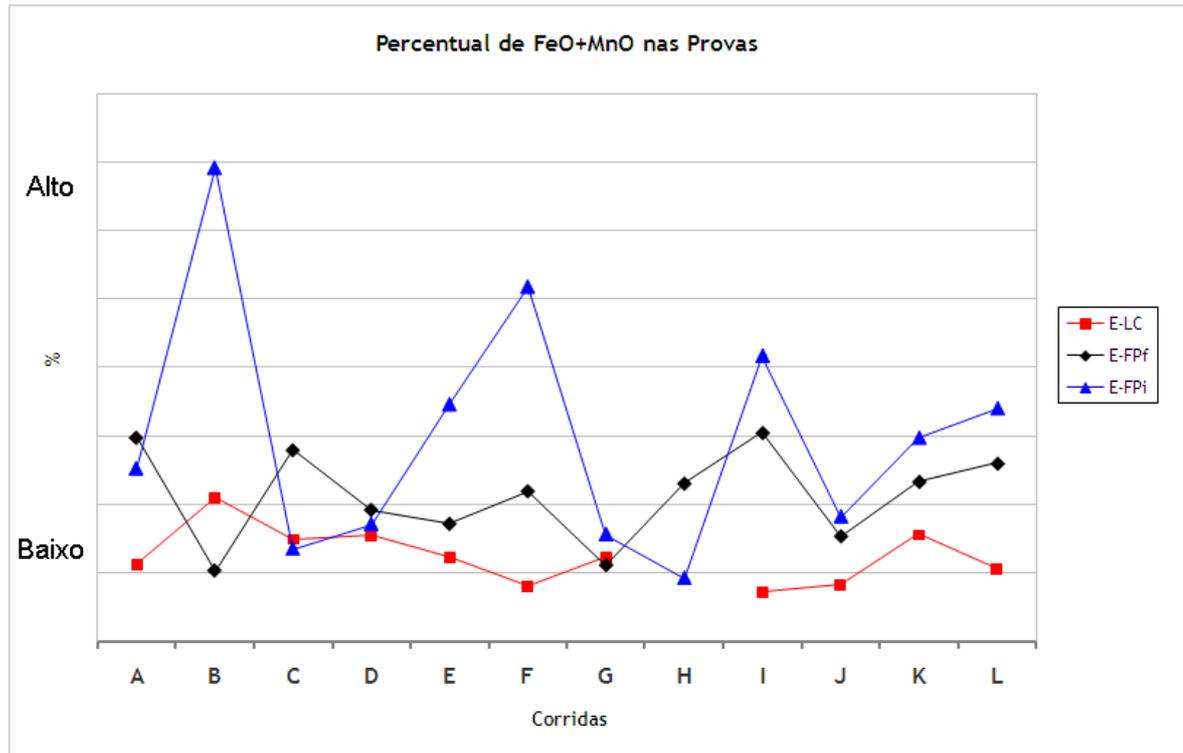


Figura 36. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente nas amostras de escória

Pelos dados obtidos nas análises, a corrida B apresenta um percentual considerado fora do aceitável, além de algumas corridas na E-LC, quando levada em consideração esta variável. A Figura 36 mostra os resultados específicos para a E-LC.

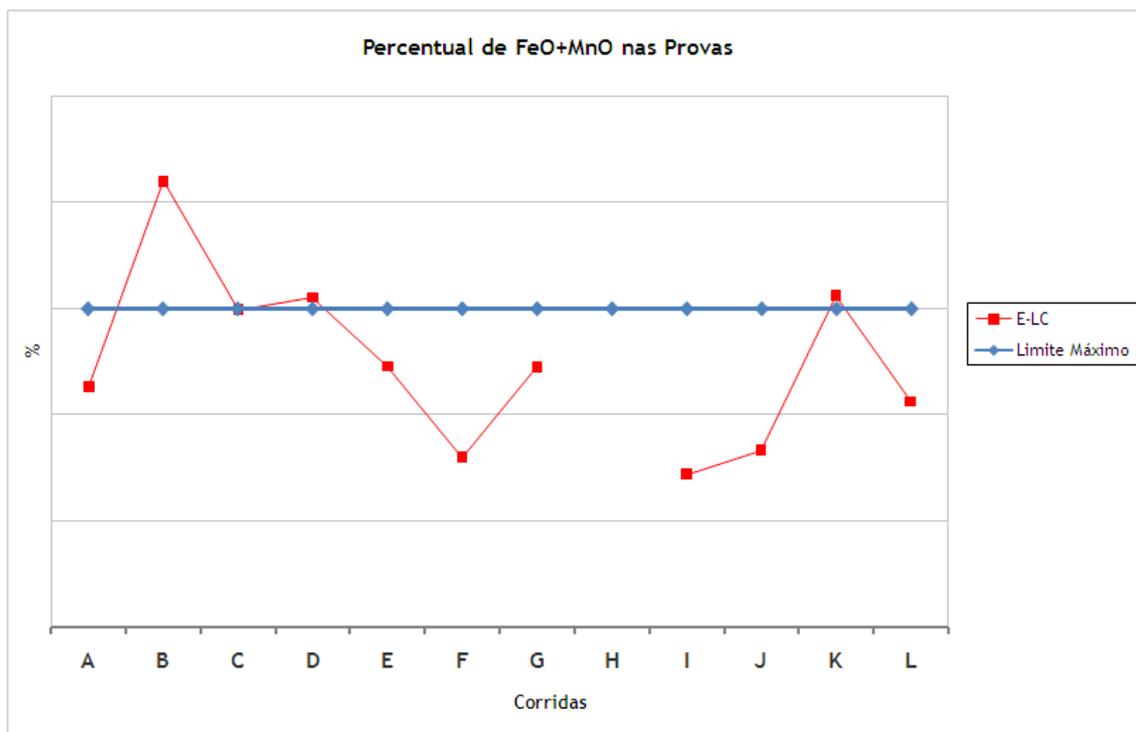


Figura 37. Resultados da análise de %FeO+%MnO presente na amostra E-LC

### 5.2.2 Tempo de Vácuo durante a desgaseificação

A Figura 37 apresenta o tempo de vácuo previsto (em vermelho) e realizado (em azul) na etapa do VD.

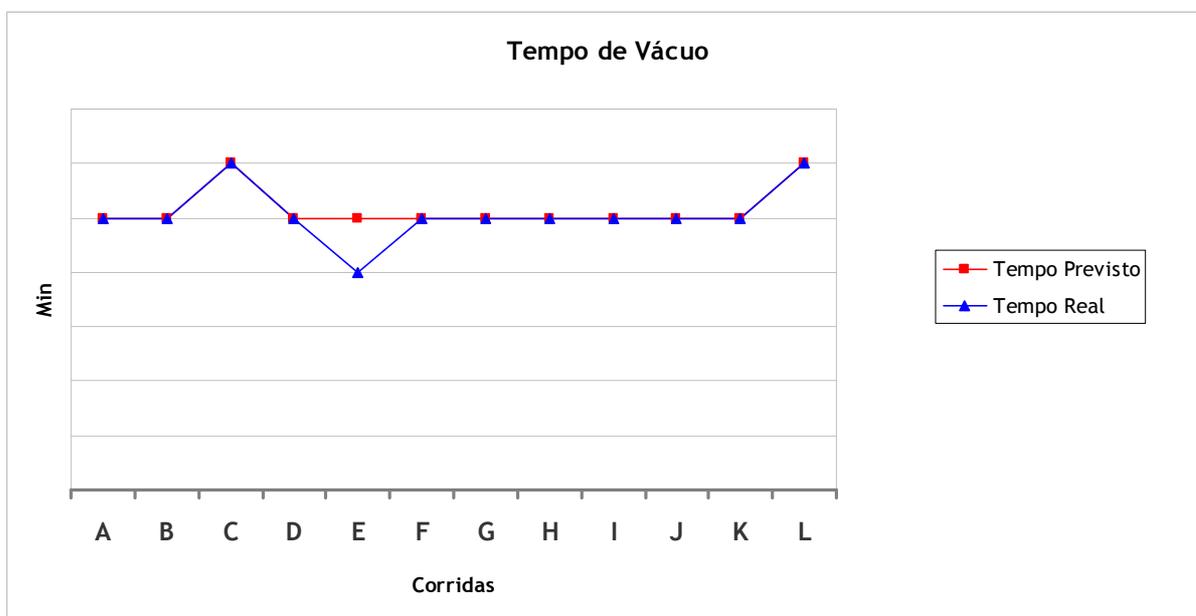


Figura 38. Tempo de vácuo no VD

Quando analisado este parâmetro do processo, verifica-se que a corrida E não atende ao tempo mínimo estimado de vácuo para o aço SAE 1050.

### 5.2.3 Tempo de Flotação

A Figura 38 mostra a comparação entre o tempo de flotação realizado (em azul) e o sugerido (em vermelho).

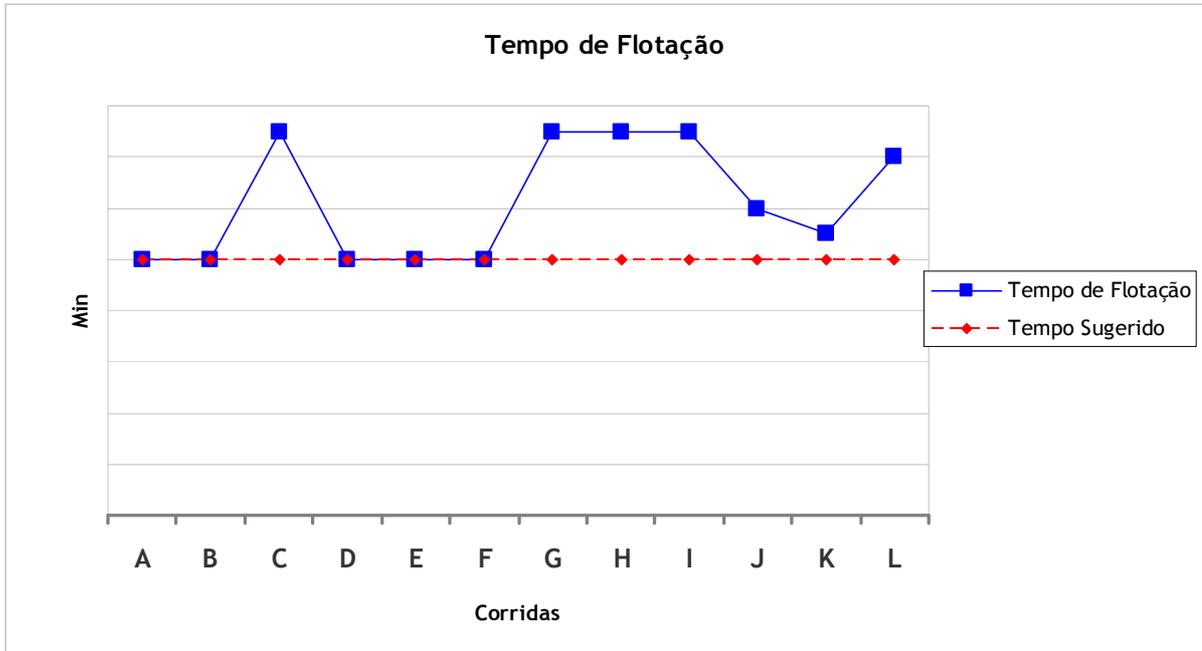


Figura 39. Tempo de flotação no VD

Nenhuma corrida apresentou tempos de flotação menores do que o sugerido para o processo.

### 5.2.4 Abertura da válvula gaveta da panela para início do Lingotamento Contínuo

Das corridas acompanhadas, em todas elas foi possível a abertura normal da válvula gaveta.

### 5.2.5 Variação do Tampão

A Figura 39 mostra o gráfico de controle do nível do tampão ao longo das corridas anteriores e posteriores à corrida K. Nesta corrida verifica-se uma pequena variação ao final do lingotamento do aço (indicado pelo peso de aço na torre - curva de cor verde no gráfico). Esta variação não é o bastante para que haja entupimento das válvulas, porém indica que o aço não está completamente limpo, confirmando a presença de MI nesta corrida, demonstrado no item 5.3.7.

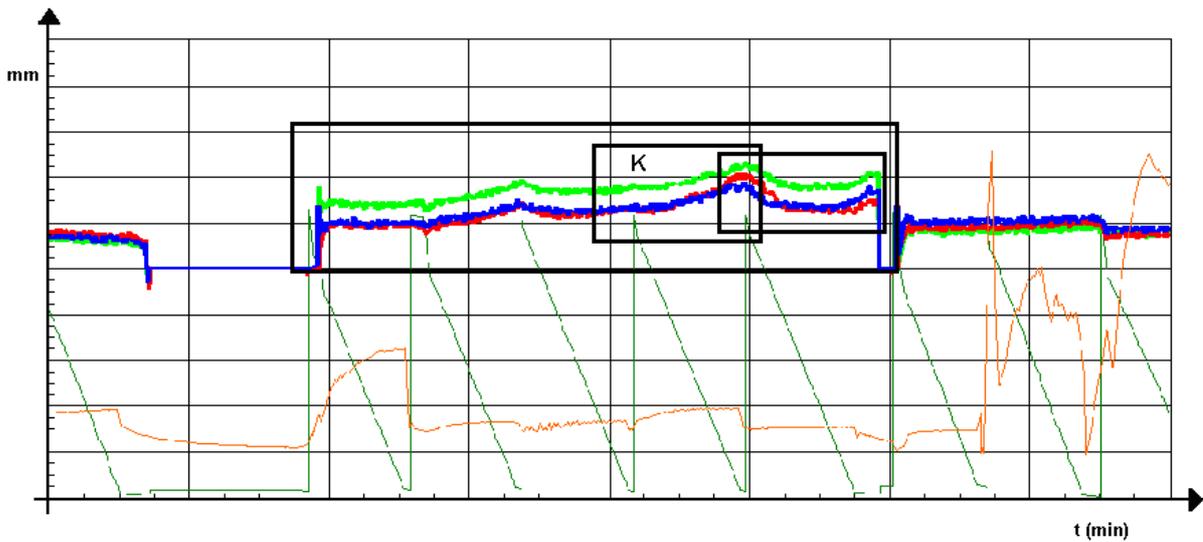


Figura 40. Curva de variação dos tampões para os três veios

### 5.2.6 Pressão do argônio no Tubo Longo entre panela e distribuidor no Lingotamento Contínuo

Todas as corridas acompanhadas para a qualidade SAE 1050 apresentaram valores dentro de faixa quando considerada esta variável.

### 5.2.7 Composição final dos aços e caracterização química das inclusões

A corrida K apresentou a seguinte composição química final (em percentual de massa):

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	Sn	Cu	Pb	N
0,53	0,29	0,77	0,014	0,019	0,17	0,04	0,04	0,003	0,02	0,011	0,11	0,001	0,0086

## Quantitative results

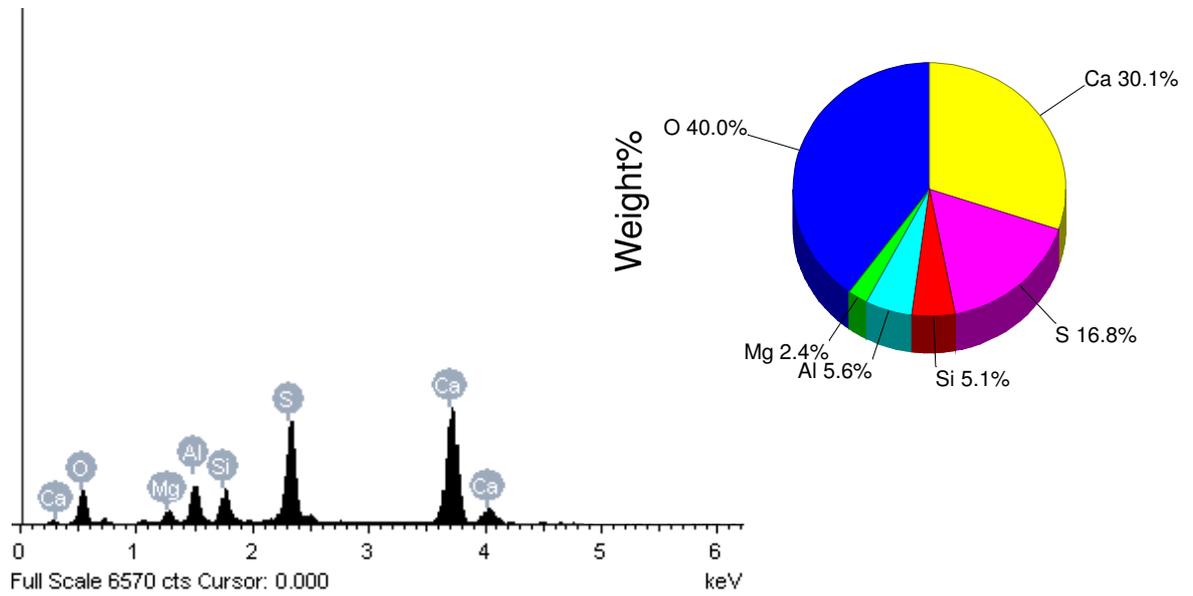


Figura 41. Resultado da análise química das inclusões formadas em amostra da corrida K

O tamanho da inclusão encontrada na barra analisada no MEV foi de 1,2 mm, aflorando na superfície, conforme Figura 41.

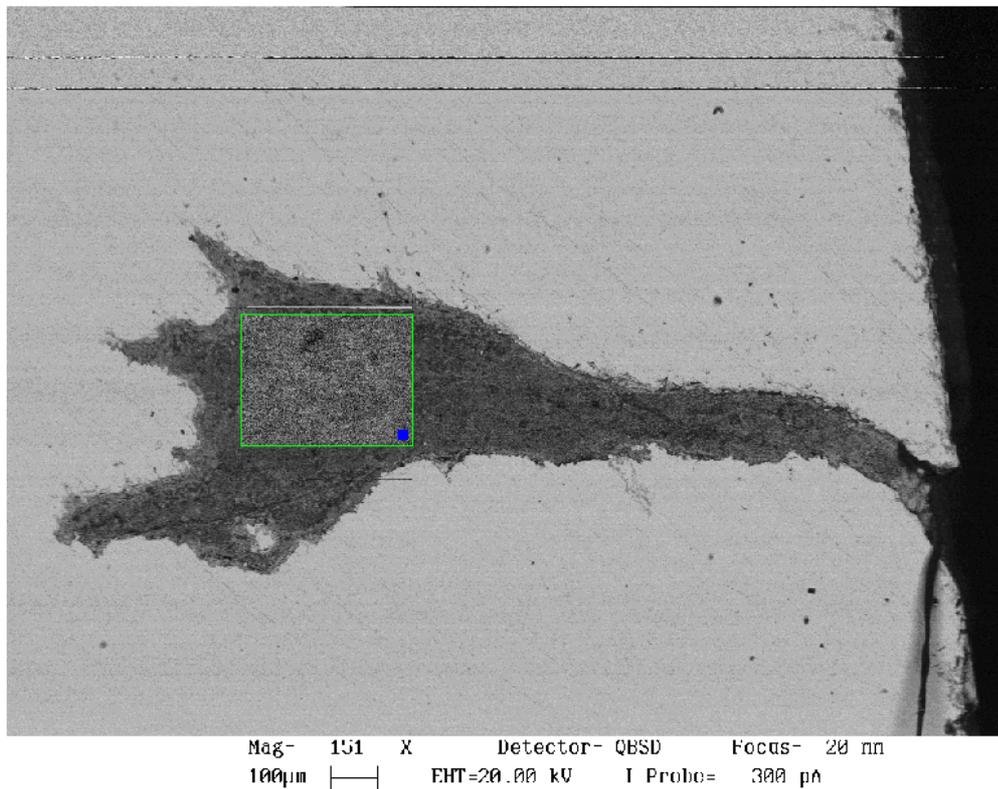


Figura 42. Imagem em MEV da macroinclusão contida em barra sucateada após inspeção

A corrida K foi a única caracterizada quimicamente, pois apresentou um índice de sucateamento considerável e foi a única que apresentou variação do nível do tampão. Abaixo seguem os valores percentuais de sucata para aquelas que apresentaram refugo:

- Corrida B: 96% de sucata
- Corrida E: 1% de sucata
- Corrida I: 4% de sucata
- Corrida K: 6% de sucata

Para se calcular este percentual é levado em consideração o peso de material refugado sobre a quantidade de aço lingotado.

As corridas a seguir apresentaram as seguintes variáveis como fora dos padrões de valores para o processo da aciaria:

- Corrida B: Teor de %FeO+%MnO na E-FPi e na E-FPf
- Corrida K: Teor de %FeO+%MnO na E-LC

### 5.3 Correlação entre os índices de sucata e as variáveis

As tabelas e gráficos abaixo mostram a relação entre a quantidade de variáveis classificadas como não aceitáveis no processo e o percentual de peso sucateado para as corridas acompanhadas para cada qualidade de aço.

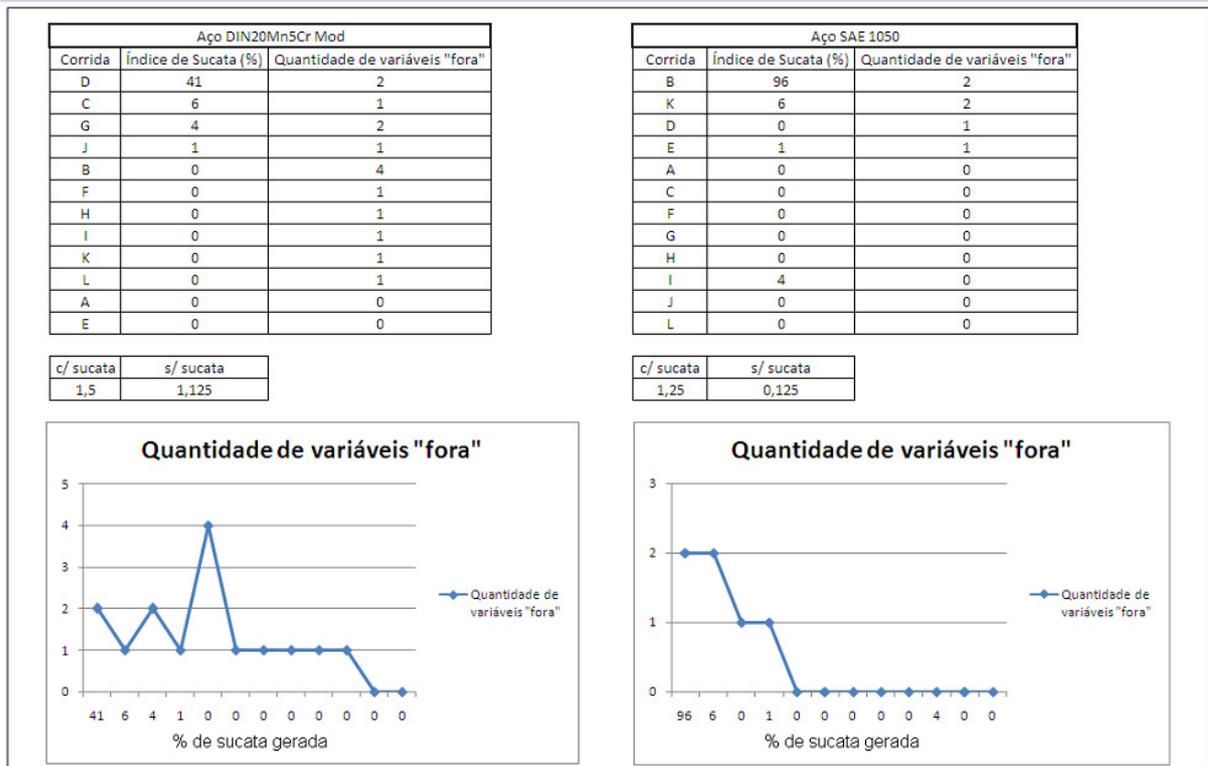


Figura 43. Relação entre o somatório de variáveis de processo e o índice de sucateamento para os aços estudados

As informações acima dos gráficos indicam a razão entre o número de variáveis “fora” e o número total de corridas onde foram analisadas estas variáveis. Quanto maior for o número maior a relação da variável com o índice.

## 6. CONCLUSÕES

Após a análise dos resultados experimentais e conferência com as informações contidas na literatura, foi possível estabelecer as seguintes conclusões:

Conseguiu-se construir uma metodologia válida para estabelecer uma relação entre o sucateamento e as variáveis analisadas no trabalho. A correlação entre as variáveis e as corridas que apresentaram sucateamento foi maior do que a razão entre variáveis e as corridas sem sucateamento, conforme indicado na Figura 43, comprovando a eficácia do método. Além disso foi possível definir-se ao menos uma variável de grande influência na sucata em pelo menos cada uma das qualidades estudadas.

Para a qualidade DIN 20Mn5Cr Mod:

- A única corrida que não apresentou abertura normal da válvula gaveta da panela foi a corrida que teve maior índice de sucateamento, a corrida D. Esta também apresentou teor de %FeO+%MnO na amostra de escória E-LC acima do limite máximo, porém como outras cinco corridas também tiveram esta variável acima, acredita-se não ser muito influente no índice de sucata.

- A segunda corrida com maior percentual de sucateamento foi a corrida C. Nesta corrida a pressão de argônio no tubo longo foi a variável que apresentou picos de pressão fora do aconselhável, juntamente com a corrida B (que não teve sucata).

- Nas outras corridas com sucateamento, a corrida G e a corrida J, o tempo de flotação foi baixo. Também o tempo de vácuo na corrida G não foi adequado. Porém, observando a corrida B, que não apresentou refugo de material, nota-se que além de tempo de vácuo e de flotação não adequados, a pressão de argônio no tubo longo também fica fora do especificado. Portanto fica mais difícil estabelecer uma relação direta destas variáveis com o índice de sucateamento.

Para a qualidade SAE 1050:

- As corridas B, D e K apresentaram teores de %FeO+%MnO na E-LC acima do limite máximo, sendo que dentre estas as que tiveram sucateamento foram as corridas B e K.

- A corrida B também teve teor acima do limite para %FeO+%MnO para a amostra E-FPi, indicando, como esta variável só esteve fora nesta corrida, uma forte correlação com o sucateamento para a qualidade SAE 1050, já que nesta corrida o índice de sucata foi muito elevado.

- A corrida K apresentou pequena variação no nível do tampão ao final do processo do LC, não caracterizando *clogging*, porém indicando a não limpeza completa do aço. Também, através da caracterização química identifica-se formação de inclusões do tipo CaS (ponto de fusão > 2500 °C), prejudiciais à lingotabilidade à medida que se incrementa o teor de enxofre na liga.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir da realização deste trabalho apresentam-se as seguintes sugestões:

- Realizar um estudo de caracterização das inclusões presentes nas barras rejeitadas pela inspeção;
- Caracterização mais profunda das provas finais em relação à composição química do aço e escória, cruzando com as MI analisadas, a fim de descobrir sua origem;
- Fazer a análise e verificação para outras qualidades de aços;
- Analisar outras variáveis importantes no processo do surgimento de macroinclusões em aciaria, como o volume de gás injetado na panela, condição do *plug* da mesma, quantidade de ligas adicionadas após desgaseificação, velocidades e temperaturas de lingotamento, tempo de flotação na torre, a eficiência da inertização dos distribuidores, centragem dos veios, ordem da corrida na sequência, entre outras.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. IISI Study on Clean Steel. **Prof. Dr.-Ing Klaus Wunnenberg, Dr. Stuart Millman, Michele Nadif, Christian Marique, Morihiro Sumida, Dr.-Ing Hans-Jorn Weddige.** International Iron and Steel Institute, 2004
2. **Zhang Li-Feng.** Inclusion and bubble in steel - A review. Journal of iron and Steel Research International, v.13, 2006
3. **Shi, G., Zhou, S., Ding, P.** Investigation of non-metallic inclusions in high-speed steels. Materials Characterization, v. 38, 1997
4. **Prof. Bill Clyne.** Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science. University of Cambridge, 2000
5. **Antônio Augusto de Rezende Martins, Carlos Roberto Guinâncio Carvalho, Celso Rodrigues de Freitas, Eduardo Cortês de Castro.** Desenvolvimento de processo para fabricação de aços de elevada limpeza interna na Companhia Siderúrgica Nacional, 2001
6. **P. Rocabois, J. Lehmann, C. Gatellier, J.P. Teres.** Non-metallic inclusion entrapment by slags: laboratory investigation. Ironmaking and Steelmaking, v. 3, 2003
7. **Alex McLean, Kean Coley.** Curso sobre escórias, Instituto Argentino de Siderurgia (IAS), 2000
8. **Sampaio, R. S., Ribeiro, D. B.** Refino secundário dos aços. ABM, Belo Horizonte, 2005
9. **Prof. Carlos A. dos Santos.** Classificação dos aços e elementos de liga. Núcleo de Engenharia de materiais metálicos, 2005
10. **C. Cicutti, C. Espinosa, F. Fuhr, P. Galbiati, E. Guzmán, L. Ferro.** Evolution of non-metallic inclusions and ladle slag composition along the process in Tenaris-Tamsa. IAS Steelmaking Conference, San Nicolas, 2003
11. **Brigitte Farah.** The metallurgy and materials society Of CIM, 2000
12. **Gallo, M.** Relatório técnico na Krosaki no Japão nas fábricas de refratários de válvula gaveta e de alumina grafite, Japão, 1998
13. **Holler, W., Luhrsen, E., Wiesel, M.** Refractory components for control and shrouding of steel flow. CN-Refractories v.6, 1999
14. **Parry, A.V., Courtenay, J.** A review of continuous casting tundish lining. Steelmaking Conference Proceeding, 1993
15. **Kubota, J., K. Okimoto, A. Shirayama, H. Murakami.** Meniscus flow control in the mold by traveling magnetic field for high speed slab caster, in Mold Operation for Quality and Productivity. Iron and Steel Society, Warreldale, 1991
16. **Rackers, K. and B.G. Thomas.** Clogging in continuous casting nozzles. 78<sup>th</sup> Steelmaking Conference Proceedings, Nashville, April, 1995
17. **Bai, H. and B.G. Thomas.** Effects of clogging, argon injection and casting conditions on flow rate and air aspiration in submerged entry nozzles. 83<sup>rd</sup> Steelmaking Conference Proceedings, Pittsburg, March, 2000

18. **Singh, S.N.** Mechanism of alumina buildup in tundish nozzles during continuous casting of aluminum-killed steels. *Metallurgical Transactions*, v.5, 1974
19. **Wilson, F.G., Heemson, M.J., Nicholson, A., Hills, A.W.D.** Effect of fluid flow characteristics on nozzles blockage in aluminum-killed steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v.14, 1987
20. **Sérgio Luiz de Souza Costa, Eugênio Pacelli de Araújo, Adilson Yukishigue Suda.** Mecanismos de obstrução de válvula submersa no lingotamento de aços peritéticos. 2007
21. **Elstner, I.** et al. New techniques in continuous casting and slide gates using MgO-stabilized zirconia refractories. *The First International Conference on Refractories*, Tokyo, 1983
22. **Leonardo José Silva de Oliveira.** Análise do efeito do uso de inibidores de turbulência e da configuração da válvula submersa no escoamento do aço em máquinas de lingotamento contínuo de placas. Universidade Federal de Minas Gerais, 2003
23. **Maropoulos, S.; Ridley, N.** Inclusions and fracture characteristics of HSLA steel forgings, *Materials Science and Engineering A*, v. 884, 2004
24. ASM Handbook, Volume 13A, Corrosion: Fundamentals, testing and protection, ASM International, Materials Park, Ohio, USA
25. **Marcelo Breda Mourão, Akira Yokoji, Antonio Mallynowskyj, César Alves da Silva Leandro, Cyro Takano, Eduardo Emery Cunha Quites, Erberto Francisco Gentile, Guilherme F. B. Lenz e Silva, José Roberto Bolota, Marcelo Gonçalves, Rubens José Faco.** Introdução à Siderurgia. ABM, 2007
26. **Bernard, G., Ribound, P., Urbain, G.** Étude de la plasticité d'inclusions d'oxydes. *La revue de Metallurgé*, v. 78, 1981
27. **José Roberto Bolota, Giovanni Angelo Tancredo, Ivan Luiz Mattos Scipnic.** Redução dos níveis de macro inclusão no lingotamento contínuo da usina Anhanguera. XXXI Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais, Vitória, 2000