

# ESTUDO DO MECANISMO DE FORMAÇÃO DE INCLUSÕES NÃO METÁLICAS EM UM PROCESSO DE FUNDIÇÃO – RESULTADOS PRELIMINARES <sup>1</sup>

*Christian Egidio da Silva* <sup>2</sup>  
*Marcelo Rodrigues* <sup>3</sup>  
*José Américo de Camargo* <sup>4</sup>  
*Amir Rivarolli Júnior* <sup>5</sup>  
*Luiz Carlos Silidônio Júnior* <sup>6</sup>  
*Diego Luiz Oliveira* <sup>7</sup>

## Resumo

Inclusões são descontinuidades originadas em função da retenção ou aprisionamento de corpos estranhos durante a solidificação do metal. Normalmente ocasionam o refugo da peça, e podem estar associados à presença de resíduos de escória, refratários, fluxos exotérmicos, areias e tintas no metal. Tendo em vista a escassez de bibliografias acerca do mecanismo envolvido na formação destas inclusões em processos de fundição, desenvolve-se o presente trabalho. Objetiva-se compreender o mecanismo envolvido no aprisionamento das inclusões e sua influência nas características microestruturais ao seu redor. Para tal, foram simulados defeitos (inclusões), utilizando-se de materiais e quantidades distintas de refratário, escória e fluxo. As amostras obtidas foram caracterizadas microestruturalmente. Este trabalho mostra os resultados preliminares obtidos para algumas caracterizações. No entanto, pode-se visualizar algumas características interessantes, como a morfologia das inclusões e alteração da microestrutura.

**Palavras-chave:** Inclusão; Fundição; Fluxo; Escória.

## NONMETALLIC INCLUSIONS IN A CASTING PROCESS – FIRST RESULTS ABOUT THE MECHANISM INVOLVED ON ITS FORMATION

### Abstract

Inclusions are discontinuities generated by the retention of slag, refractories, exothermic flux, sand or paint inside the metal during its solidification process. They normally cause scrap of the piece. Due to the limitation of bibliography references focusing on the mechanism of casting inclusion it was developed this work. The objective of this article is to understand the mechanism involved in the packing of inclusions and its influence on neighborhood microstructural characteristics. It was simulated many defects (inclusions) using flux and slag. The samples were analyzed by optical microscopy. This article shows the first results obtained. However it was possible to note that there are some interesting microstructural characteristics, as the inclusion morphology and the neighborhood microstructural modification.

**Key-words:** Inclusion, Casting, Flux, Slag.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

<sup>2</sup> *Doutorando, Engenheiro de Produto e Desenvolvimento – Aços Villares / PPG-EAM ITA.*

<sup>3</sup> *Engenheiro de Materiais, Laboratório Metalográfico – Aços Villares*

<sup>4</sup> *Técnico de Laboratório Metalográfico – Aços Villares*

<sup>5</sup> *Engenheiro de Produto e Desenvolvimento - Aços Villares*

<sup>6</sup> *Técnico de Produto – Aços Villares*

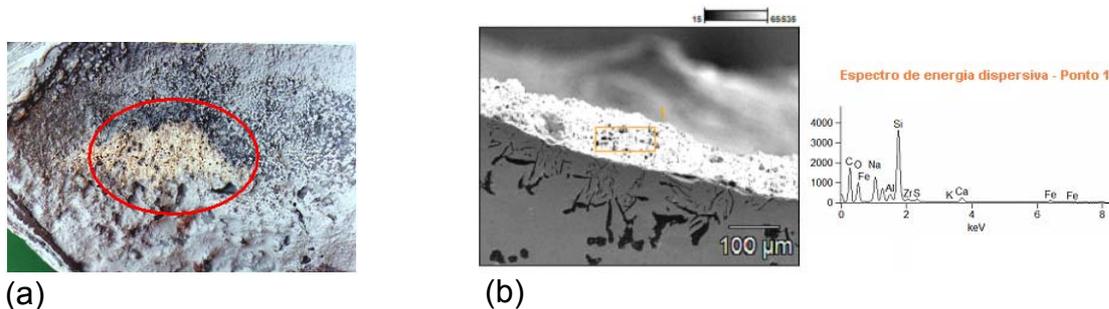
<sup>7</sup> *Técnico de Processos – Aços Villares*

# 1 INTRODUÇÃO

De acordo com Okida <sup>(1)</sup> e Rubio, Panzera e Nogueira, <sup>(2)</sup> fundição vem a ser a conformação de um metal no estado líquido. Este processo consiste em aquecer o metal até que se funda e se transforme em um líquido homogêneo, onde então será vertido em moldes adequados, adquirindo a forma desejada. Estes moldes podem ser construídos de vários materiais, sendo o mais utilizado a areia de sílica.

Depois de solidificado e devidamente resfriado, procede-se com a desmoldagem. Esta operação nada mais é do que a retirada da peça de dentro do molde. Dependendo da aplicação, é natural realizar-se logo após a operação de desmoldagem algum tipo de inspeção não-destrutiva (ultra-som ou raios-X, por exemplo), no intuito de verificar se existem descontinuidades na peça que possam comprometer seu desempenho em operação, tais como a presença de inclusões não-metálicas.

Inclusões são descontinuidades originadas em função da retenção ou aprisionamento de corpos estranhos durante a solidificação do metal. Podem ser originadas naturalmente, devido à formação de óxidos ou sulfetos após reações metalúrgicas de elementos do próprio metal líquido durante sua elaboração. No entanto, muitas vezes, são devidas ao aprisionamento de corpos externos ao metal líquido, dentre os quais podem ser citados: escória do próprio banho, pedaços de argamassa e refratário das panelas, areia ou tinta do próprio molde e aglomerações de fluxo exotérmico isolados ou conjugados com alguns dos itens citados anteriormente. A Figura 1 apresenta alguns exemplos de inclusões não-metálicas encontradas em peças fundidas.



**Figura 1** (a) Aspecto macroscópico de uma inclusão não-metálica (típica de presença de pedaço de refratário) visualizada em uma peça de aço fundido (olho nu). (b) Aspecto microscópico (MEV) de uma inclusão com características de “fluxo exotérmico retido” visualizada em uma peça de ferro fundido – incluiu-se o espectro de energia dispersiva para caracterizar-se adequadamente a origem da inclusão.

Algumas vezes as inclusões apresentam elementos químicos característicos dos fluxos exotérmicos empregados durante a fundição. Outras vezes, as inclusões estão nitidamente associadas à presença de pedaços de argamassa ou de tintas, que caem durante a fundição. Pode-se encontrar, também, escória, que usualmente acaba aparecendo aglomerada a algum outro elemento (escória + fluxo, escória + tinta etc).

Fluxo exotérmico é uma mistura íntima de óxidos, que são adicionados na forma de pó na superfície do metal líquido em intervalos pré-determinados. Com o tempo, ocorre sua fusão, formando uma fina camada de fluxo, porém agora no estado líquido, que sobrenada o banho (metal líquido). As taxas de reação e de fusão dependem da composição química, porosidade e propriedades térmicas do fluxo. Este material é adicionado para auxiliar, em algumas aplicações, com a

reação química. No entanto, usualmente é adicionado para auxiliar na remoção de inclusões e proteger de absorções do ar o banho metálico, sendo uma peça fundamental para garantir o isolamento térmico.<sup>(3)</sup>

De acordo com Paula e F. Neto<sup>(4)</sup> e Pires e F. Neto,<sup>(5)</sup> as inclusões não-metálicas criam um campo de concentração de tensões ao seu redor, resultando no início de fraturas sempre a partir dessas regiões. Afetam as propriedades mecânicas dos produtos e, em consequência, a sua vida útil. A remoção das inclusões deve ocorrer ainda no estado líquido. Iniciada a solidificação, as chances de aprisionamento da inclusão são enormes, e caso ocorra, pode levar ao refugo ou sucateamento da peça.

O presente trabalho foca o estudo das inclusões não-metálicas devido à presença de escória, refratários, fluxos exotérmicos e areia, que eventualmente tenham se soltado ou caído no decorrer da fundição, e que por razões não tão claras, não conseguem flotar e acabam originando descontinuidades. A ocorrência de inclusões não-metálicas em um processo de fundição é um grande problema, visto que na grande maioria das vezes, tais inclusões ficam retidas em regiões que obrigam o sucateamento de peças.

Tendo em vista a escassez de bibliografias acerca do mecanismo envolvido na formação destas inclusões em processos de fundição, desenvolve-se o presente trabalho no intuito de melhor entender os mecanismos envolvidos no aprisionamento das inclusões bem como sua influência nas características microestruturais ao seu redor. Para tal, foram simulados defeitos (inclusões), utilizando-se materiais e quantidades distintas de refratário, escória e fluxo exotérmico, que foram adicionados no fundo de cadinhos especiais e sobre este material foi adicionado um metal líquido típico de uma fundição. As amostras obtidas nos cadinhos foram seccionadas e submetidas à caracterização microestrutural. Espera-se, através de um melhor entendimento do mecanismo envolvido neste aprisionamento de inclusões, que seja possível adotar medidas no próprio processo de fundição para que tais ocorrências sejam minimizadas, o que invariavelmente refletirá positivamente para a redução do refugo e sucateamento de peças fundidas.

## **2 MATERIAIS E MÉTODOS**

Para a preparação das amostras foi utilizado o mesmo metal líquido que é empregado para a fundição em uma situação normal. O metal em questão apresenta composição química típica do ASTM A532 Classe II.

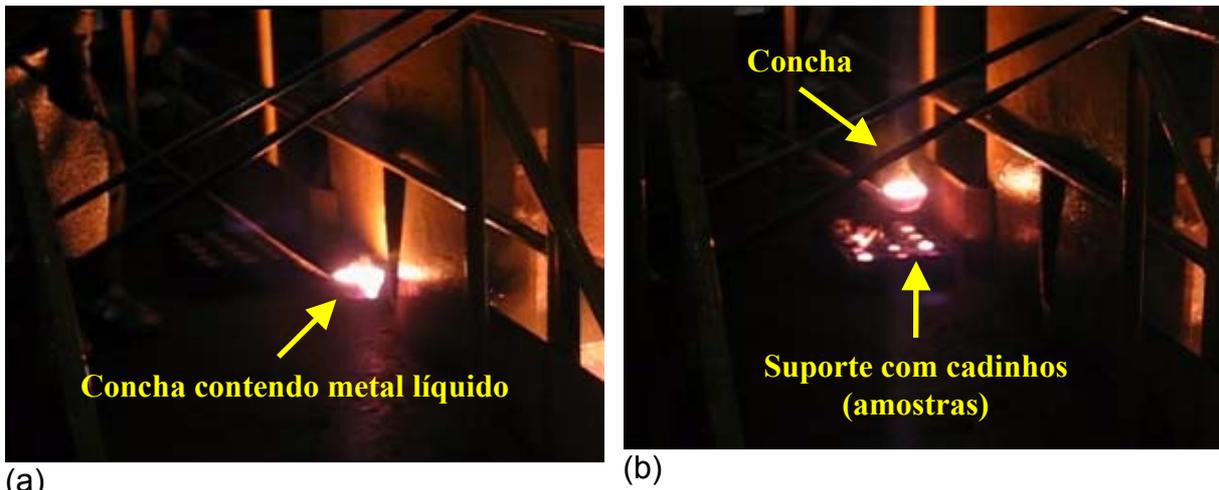
Foi elaborada uma bandeja (suporte) sobre a qual fixaram-se vários cadinhos, confeccionados com material refratário. Dentro destes cadinhos foram adicionados, previamente, o “agente causador da inclusão” (escória, fluxo exotérmico, massa refratária) e sobre ele o “metal líquido”. Na Figura 2 pode-se visualizar o suporte utilizado para a fixação dos cadinhos.

Cada cadinho apresentava uma quantidade pré-definida de um destes materiais, e as quantidades foram variadas para que pudesse ser verificada sua influência na microestrutura ao redor da inclusão.



**Figura 2** Suporte utilizado para fixação dos cadinhos para coleta das amostras.

O metal líquido foi submetido ao seu ciclo de elaboração típico. Instantes antes de ocorrer o vazamento propriamente dito, com a composição química já devidamente ajustada e estando a temperatura de vazamento de acordo com o especificado, foram coletadas amostras do metal líquido, diretamente do forno, e transferidas para os cadinhos, conforme ilustra a Figura 3.



(a)

(b)

**Figura 3** Coleta do metal líquido da panela de fundição (através de concha) e enchimento dos cadinhos.

Após solidificação e resfriamento, os cadinhos foram quebrados e as amostras retiradas, seccionadas transversalmente, embutidas e preparadas para caracterização microestrutural.

## 2.1 Caracterização Microestrutural das Amostras

As amostras, após serem seccionadas transversalmente, foram embutidas a frio, utilizando-se resina epóxi, e submetidas a lixamento (#120, #150, #180, #220, #320, #400 e #600) seguido de polimento (6  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  e  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$ ). Para o ataque químico foi empregada solução de Nital, 2% em volume. Na Figura 4, pode-se ver uma foto típica de uma amostra no estado bruto de fusão e após ter sido seccionada e embutida para caracterização microestrutural.

A caracterização microestrutural foi realizada empregando-se um microscópio ótico, modelo *Leica DMLM*. O objetivo desta caracterização foi entender o mecanismo envolvido no aprisionamento das inclusões bem como compreender as

alterações microestruturais existentes nos arredores das inclusões e eventuais interações, o que invariavelmente pode subsidiar alterações de processo para que a ocorrência deste aprisionamento minimize, contribuindo, com isso, para a redução do índice de refugo ou sucateamento.

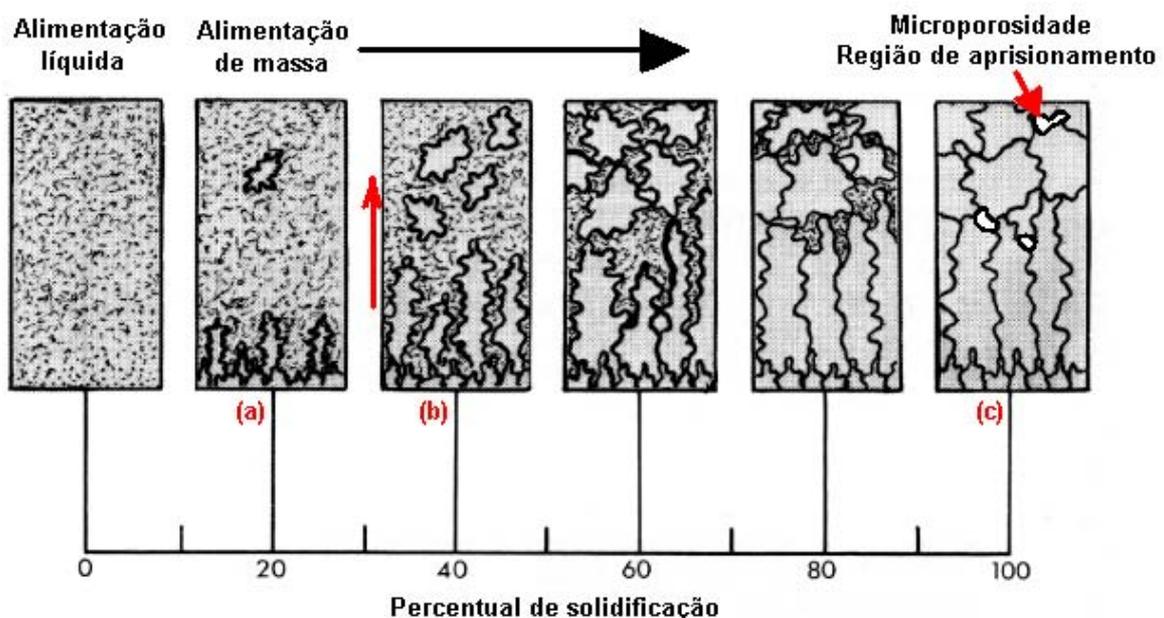


**Figura 4** (a) Amostra típica no estado bruto de fusão após desmolde do cadinho. (b) Amostra seccionada transversalmente e preparada para caracterização microestrutural – os detalhes (retângulos na cor vermelha) mostram as regiões típicas de aprisionamento das inclusões e de onde foram feitas as análises metalográficas comparativas.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

#### 3.1 Escolha da Região de Análise

As amostras foram fundidas estaticamente. É esperado que o mecanismo de resfriamento da Figura 5 ocorra, partindo de cada uma das laterais do cadinho, do fundo e também da superfície, sempre em direção ao “centro” da amostra, que será sempre a região “mais quente”.



**Figura 5.** (a) Início de solidificação. (b) Avanço da frente de solidificação – crescimento dendrítico. (c) Estágio avançado de solidificação: etapa final com possível formação de microporosidades, que seriam regiões “quentes” de aprisionamento das inclusões. Adaptado de Piwonka.<sup>(6)</sup>

Tendo em vista o mecanismo de resfriamento da Figura 5, já era de se esperar que as regiões mais próximas das paredes do cadinho (além, é claro do fundo e da superfície), que simulam de forma bastante simplificada as paredes dos moldes empregados em uma fundição, resfriassem antes, logo, iniciassem sua solidificação antes das demais regiões. Devido a maior taxa de extração de calor nestas regiões, estas localidades serão aquelas em que ocorrerá o aprisionamento das inclusões com maior intensidade. No entanto, se a geometria da peça não favorecer a completa flotação das inclusões para a superfície, as frentes de solidificação acabam encontrando-se no centro da peça, e em função disso, inclusões também são retidas nesta região. Para o presente estudo, evidenciou-se o aprisionamento de inclusões nas regiões em destaque da Figura 4b, confirmando o que foi explanado anteriormente. Estas regiões (quadriculadas na cor vermelha) são regiões preferenciais para a retenção de inclusões.

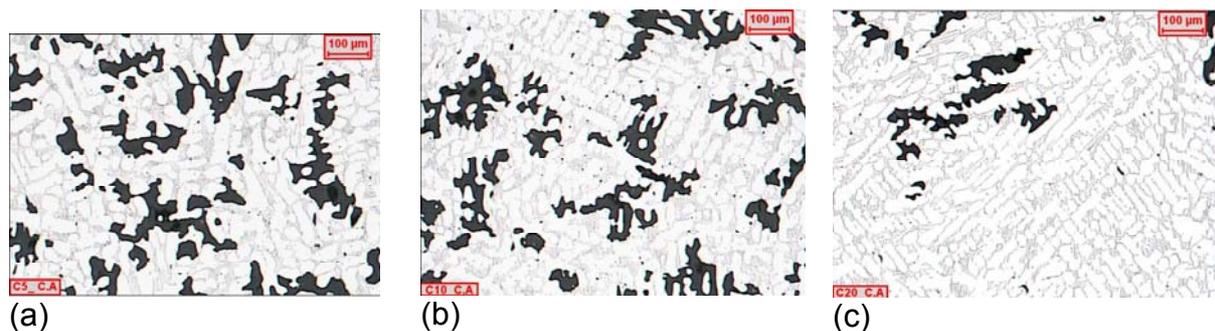
### 3.2 Caracterização Microestrutural

No presente trabalho, estará sendo focada a caracterização microestrutural de alguns tipos de materiais em específico: fluxo exotérmico puro (um único tipo) e fluxo exotérmico misturado com escória.

No entanto, vale mencionar que os autores estão desenvolvendo um estudo pormenorizado, no qual são utilizados outros tipos de fluxo exotérmico, fragmentos de argamassa refratária (concreto) e escória de fundição pura, para simular a ocorrência de defeitos de fundição do tipo inclusão não metálica.

#### 3.2.1 Simulação de defeito com “fluxo exotérmico”

As fotomicrografias da Figura 6 sugerem que à medida que aumenta a quantidade de fluxo adicionado ao metal ( $C20 > C10 > C5$ ), parece ocorrer um ligeiro decréscimo no afastamento interdendrítico. Adicionalmente, vale comentar que parece existir um aumento da extensão das dendritas, com consecutiva redução de sua espessura, à medida que é ampliada a quantidade de fluxo adicionado.



**Figura 6.** (a) Amostra elaborada com 5g de fluxo exotérmico – C5; (b) amostra elaborada com 10g de fluxo exotérmico – C10; (c) amostra elaborada com 20g de fluxo exotérmico – C20. Aumento: 100X. Ataque: Nital 2%. Região de coloração preta evidencia o fluxo; região de coloração acinzentada evidencia carbonetos.

Visando avaliar esta hipótese, elegeu-se uma dendrita “primária” que fosse representativa em termos de geometria para a amostra em análise, e efetuaram-se algumas medições do tamanho médio das dendritas “secundárias” para 3 regiões diferentes das amostras C5 e C20, cada uma apresentando 5 medições. Estas medições encontram-se na Tabela 1.

**Tabela 1** Tamanho médio das dendritas secundárias para as amostras C5 e C20.

<b>Amostra</b>	<b>Médias individuais das 3 regiões analisadas por amostra (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Média das médias (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
C5	66,41 ( $\pm$ 8,12) 61,47 ( $\pm$ 6,16) 64,52 ( $\pm$ 11,94)	64,13
C20	53,65 ( $\pm$ 2,75) 51,49 ( $\pm$ 7,25) 50,16 ( $\pm$ 7,63)	51,77

Através desta avaliação, pode-se verificar que de fato ocorreu uma redução significativa (~20%) no tamanho médio das dendritas secundárias. Ou seja, pode-se inferir que ocorreu, de fato, uma redução do afastamento interdendrítico para a amostra com maior quantidade de fluxo.

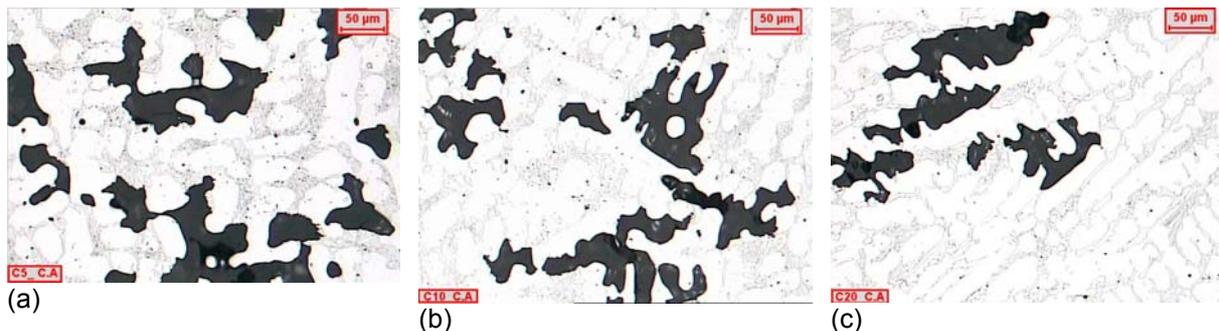
Ainda utilizando os recursos disponíveis no microscópio, tentou-se estimar a fração volumétrica das fases presentes, o que poderia confirmar a hipótese de que de fato existe uma fração volumétrica de carbonetos “maior” para a amostra C20, uma vez que “visualmente”, parece existir um maior percentual. Os dados obtidos através da contagem de fases encontra-se na Tabela 2. Para tanto, as amostras C5 e C20, após serem polidas, foram atacadas com o reagente *Villela*, e utilizando-se uma ampliação de 100X, foi feita uma varredura em algumas áreas da amostra (10 campos). O reagente atacou preferencialmente as áreas mais claras, que no presente caso, tratava-se de austenita. Realizou-se este procedimento, pois o analisador de imagens acoplado ao microscópio ótico realiza a contagem volumétrica de uma determinada fase por diferença de tonalidade. Uma vez determinada a fração de austenita, pode-se “estimar” a fração volumétrica aproximada dos carbonetos pelo complemento. Vale comentar que para que fosse feita esta estimativa, foi escolhido um campo em que não estavam presentes quaisquer tipos de defeitos, justamente para minimizar a influência na análise das imagens, porém tomou-se o cuidado de manter a região de análise o mais próximo possível das inclusões, para que fosse avaliada a real influência das inclusões na microestrutura.

**Tabela 2** Fração volumétrica de carbonetos para as amostras C5 e C20.

<b>Amostra</b>	<b>Fração de austenita (%)</b> (Determinado no microscópio ótico)	<b>Fração de carbonetos (%)</b> (Estimado como complemento da fração de austenita)
C5	63,76 ( $\pm$ 1,427)	36,24
C20	58,49 ( $\pm$ 2,168)	41,51

Considerando os resultados da aproximação feita (Tabela 2), que aponta para uma maior fração volumétrica de carbonetos para aquela amostra com maior quantidade de fluxo (C20), a hipótese apresentada em função da avaliação visual pode ser confirmada. Ou seja, de fato para a situação em que ocorreu maior adição de fluxo (C20), a fração volumétrica de carbonetos foi maior.

Analisando-se as fotomicrografias da Figura 7 (aumento 200X), é mais fácil visualizar a aparente alteração de morfologia das dendritas para a amostra preparada com 20g de fluxo (C20), em relação às outras.



**Figura 7** (a) Amostra elaborada com 5g de fluxo exotérmico – C5; (b) amostra elaborada com 10g de fluxo exotérmico – C10; (c) amostra elaborada com 20g de fluxo exotérmico – C20. Aumento: 200X. Ataque: Nital 2%. Região de coloração preta evidencia o fluxo; região de coloração acinzentada evidencia carbonetos.

Observa-se, adicionalmente, que os carbonetos apresentam uma continuidade maior para a amostra C20, quando comparado com a amostra C5. Ao serem avaliadas as frações de carbonetos estimadas para as amostras C5 e C20 (Tabela 2), esta hipótese pode ser sustentada, visto que para a amostra que apresentou maior quantidade de fluxo (C20), a fração volumétrica de carboneto apresentou-se maior.

Na Figura 8 podem se visualizadas as fotomicrografias com aumento de 500X.



**Figura 8** (a) Amostra elaborada com 5g de fluxo exotérmico – C5; (b) amostra elaborada com 10g de fluxo exotérmico – C10; (c) amostra elaborada com 20g de fluxo exotérmico – C20. Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%. Região de coloração preta evidencia o fluxo; região de coloração acinzentada evidencia carbonetos.

Comparando-se as amostras C5 e C20, parece existir uma diferença significativa na morfologia e distribuição dos carbonetos, especialmente ao redor do fluxo. Para a amostra C5, embora não tenha sido quantificada, parece existir uma maior quantidade de carbonetos em forma de “ilhas” (veja detalhe no retângulo desenhado na Figura 8a) do que para a situação C20, o qual aparentemente parece apresentar em bem menor quantidade este tipo de morfologia. Para a amostra C20, os carbonetos apresentam-se mais alongados (veja detalhe no retângulo desenhado na Figura 8c).

Outro fato que pode ser observado, independente do aumento utilizado, é que o fluxo parece “substituir” regiões nas quais deveriam existir carbonetos, interrompendo a continuidade dos mesmos. Essa característica é mais fácil de ser visualizada para aumentos com 200X (Figura 7) e 500X (Figura 8). Isso sugere que o aprisionamento do fluxo ocorre simultaneamente e com o avanço da frente de solidificação (formação das dendritas). Devido ao gradiente térmico existente, que é função do resfriamento do metal, ocorre a nucleação dos carbonetos, que com o tempo, acabam crescendo. Como desenvolvem-se várias dendritas simultânea e paralelamente umas às outras, é esperado que os carbonetos acabem ficando

aprisionados entre as dendritas secundárias e/ou terciárias. Neste momento é que, por alguma restrição geométrica, as próprias dendritas paralelas acabam “cercando” o fluxo, que ainda encontra-se na forma líquida devido á diferença de temperaturas de fusão. Devido a este “aprisionamento”, o fluxo, que é bem menos denso do que o metal, acaba sendo “extrudado” para dentro dos espaços entre as dendritas secundárias e/ou terciárias. Daí advém o formato do fluxo para as amostras: geralmente aparecem circundando as dendritas.

A presença do fluxo parece estar ajudando na mudança da geometria dos carbonetos. Não seria correto afirmar que o fluxo estaria degenerando os carbonetos circunvizinhos, uma vez que para este material é possível que sejam obtidos carbonetos com ambas as morfologias encontradas nas Figuras 8a e 8c.

As “ilhas” de carbonetos aparecem predominantemente nas vizinhanças das aglomerações de fluxo. Pode-se visualizar isso ao serem analisadas as ampliações com 100X (Figura 6) e 200X (Figura 7), comparando-se as regiões vizinhas ao fluxo com regiões isentas de fluxo.

### 3.2.2 Simulação de defeito com “mistura de fluxo e escória da própria fundição”

As fotomicrografias da Figura 9 mostram defeitos obtidos para a amostra contendo quantidades equivalentes de fluxo (mesmo fluxo utilizado para a simulação dos defeitos do item 3.2.1) e de escória, que foi gerada do próprio processo de fundição. A massa total adicionada dentro do cadinho foi de 10g, sendo 5g de fluxo e 5g de escória.

Analisando-se a amostra obtida com a mistura “fluxo + escória” da Figura 9a, percebe-se que a distribuição/crescimento dendrítico apresenta-se bastante regular, assemelhando-se apenas à situação C20 (20g de fluxo exotérmico, Figura 6c) em termos de geometria da distribuição das dendritas. Vale ressaltar que para esta amostra (fluxo + escória), a regularidade da distribuição das dendritas ainda é melhor do que aquela observada para a condição em que foi utilizado apenas fluxo.

A continuidade da rede de carbonetos para a amostra contendo “fluxo + escória” é muito mais expressiva do que para a amostra C20. Comparando a Figura 9a com as Figuras 6c e 7c, pode-se visualizar esse comportamento.

A morfologia do defeito gerado para esta condição assemelha-se àquela observada para as amostras contendo apenas fluxo, ou seja, o defeito tende a acompanhar a geometria das dendritas, também ocupando o local aonde deveria existir carbonetos.

Na Tabela 3 pode-se encontrar os resultados do tamanho médio das dendritas secundárias e a fração volumétrica de carbonetos para a amostra em que foram misturadas quantidades equivalentes de fluxo exotérmico e escória.



**Figura 9** Amostra elaborada com uma mistura de 5g de fluxo exotérmico e 5g de escória com: (a) 100X de aumento; (b) 200X de aumento; (c) 500X de aumento. Ataque: Nital 2%. Região de

coloração preta evidencia o defeito aprisionado (fluxo + escória); região de coloração acinzentada evidencia carbonetos.

A fração volumétrica de carbonetos apresenta-se relativamente próxima (intermediária) às observadas para as situações contendo apenas fluxo (C5, com 36,24%; C20, com 41,51%), não evidenciando uma fração muito diferente do observado para as outras amostras. Esta amostra apresentou um tamanho médio das dendritas também intermediário aos observados para as amostras C5 e C20.

**Tabela 3** Tamanho médio das dendritas secundárias e fração volumétrica de carbonetos para a amostra contendo mistura equivalente de fluxo e escória.

<b>Tamanho médio das dendritas secundárias (<math>\mu\text{m}</math>)</b> (3 regiões analisadas para a amostra)	<b>Fração de carbonetos (%)</b> (Estimado como complemento da fração de austenita avaliada para 10 campos)
57,17	38,86

Pode-se visualizar, ainda, que a direcionalidade de crescimento das dendritas e sua regularidade (distribuição) não são alterados significativamente devido à presença do defeito. Parece que para esta situação (fluxo + escória) o efeito foi até em menor proporção do que para aquelas situações em que foram empregadas apenas fluxo. Embora a inclusão acompanhe a forma da dendrita, e muitas vezes até substituindo-a, pode-se perceber que existe um empobrecimento expressivo dos carbonetos nas vizinhanças imediatas às inclusões (defeitos), inclusive com alteração de sua morfologia.

Como comentado anteriormente, parece não existir redirecionamento das dendritas nos arredores da inclusão, mas vale reforçar a maior aleatoriedade na distribuição dos carbonetos nas vizinhanças. Isto sugere que o *driving force* do deslocamento da frente de solidificação não é influenciado significativamente pela presença das inclusões.

Assim como observado para algumas amostras contendo apenas o fluxo exotérmico (Figura 8a), para este caso também foi observado o aparecimento de “ilhas” de carbonetos. Na Figura 9c é possível ver de forma mais detalhada a distribuição dos carbonetos ao redor da inclusão: bastante fragmentado. Este fato pode ser consequência direta da ocorrência de múltiplas nucleações de carboneto, que devido à presença de uma inclusão próxima, acabou acarretando um resfriamento mais acelerado, e em função disso, tornou possível a formação de vários carbonetos de tamanho reduzido distribuídos um ao lado do outro (“ilhas” de carbonetos).

Uma análise que ainda estava em andamento, e que não pode ser inserida neste trabalho, mas que é fundamental para o entendimento da dispersão da “escória” quando associada ao fluxo exotérmico, é a varredura por energia dispersiva (EDS). Através desta análise, espera-se compreender como é a interação entre a escória e o fluxo, o que possibilitará descobrir quem atua como “inoculante” nesta conjunção. Como para esta amostra ainda não foi concluída a caracterização por EDS, não se pode inferir adequadamente acerca do comportamento visualizado nas amostras: não se sabe se a escória exerce algum papel no mecanismo evidenciado através da simulação de defeito deste item.

## 4 CONCLUSÃO

Inclusões não metálicas formadas devido à presença de resíduos de fluxos exotérmicos, argamassa, refratários e escória, ocasionam refugos em linhas de produção de fundição.

Um entendimento adequado do mecanismo envolvido para o aprisionamento destes materiais pode proporcionar nada menos do que a redução dos refugos.

O presente trabalho consiste em uma parte de um projeto mais extenso que ainda encontra-se em desenvolvimento. No entanto, pode-se visualizar algumas características interessantes, como a morfologia das inclusões e alteração da microestrutura nas vizinhanças das inclusões. No entanto, torna-se necessário maior aprofundamento e caracterizações adicionais para que o mecanismo envolvido seja bem compreendido.

## REFERÊNCIAS

- 1 OKIDA, J. R. **Estudo para minimização e reaproveitamento de resíduos sólidos de fundição**. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Produção, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2006, Ponta Grossa, PR.
- 2 RUBIO, J.C.C.; PANZERA, T.H.; NOGUEIRA, W.A. Qualidade superficial de peças de alumínio fundidas em molde de areia. **Revista Matéria**, v.11, n.2, p125-137, 2006.
- 3 ZHAO, B.; VANKA, S.P.; THOMAS, B.G. Numerical study of flow and heat transfer in a molten flux layer. **International Journal of Heat and Fluid Flow**, 26 (2005), p105-118.
- 4 PAULA, G.M.; NETO, M.F. Estudo da cinética de flutuação das inclusões não metálicas durante o processo de tratamento do aço em forno panela. In: 61<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, 2006, Rio de Janeiro, RJ. p1362-1370.
- 5 PIRES, J.C.S.; NETO, M.F. Avaliação do tamanho, da morfologia e da composição química de inclusões não-metálicas em aço baixo carbono desoxidado ao alumínio. **Revista Escola de Minas**, v.55, n.1. Ouro Preto, MG. Janeiro-Março, 2002.
- 6 PIWONKA, T.S. Shrinkage-related porosity in steel castings: a state-of-the-art review. **American Foundry Society Transactions**, 02-113, p1-15, 2002.