



# COMPORTAMENTO DE CRISTALIZAÇÃO DOS FILMES DE PÓS FLUXANTES NO MOLDE DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO<sup>1</sup>

Leonardo José Silva de Oliveira<sup>2</sup>  
André Afonso Nascimento<sup>3</sup>  
Marco Túlio Dias Lima<sup>4</sup>  
Roberto Parreiras Tavares<sup>5</sup>

## Resumo

A cristalização dos pós fluxantes é muito importante para o processo de solidificação do aço. Ele se solidifica na interface entre a placa e o molde e é responsável pela lubrificação e principalmente pela transferência de calor. Os filmes de pó fluxante podem ser vítreos, cristalinos ou uma mistura de ambos, sendo a fase cristalina predominante a cuspidina ( $\text{Ca}_4\text{SiO}_7\text{F}_2$ ). A formação de fases cristalinas é uma questão cinética envolvendo principalmente mecanismos de nucleação e crescimento de fases. Neste trabalho visou-se avaliar a quantidade de fase cristalina presente em um filme de pó fluxante solidificado em laboratório utilizando técnicas de Análise Térmica Diferencial (ATD). Estas técnicas foram comparadas com observações microestruturais e difração de raios-X.

**Palavras-chave:** Pó fluxante; Cristalização; Lingotamento contínuo

## CRYSTALLIZATION OF MOULD FLUXES FILMS IN THE CONTINUOUS CASTING MOULD

### Abstract

The mould fluxes crystallization is very important for the continuous casting process. The melt mould fluxes will solidify when they infiltrate into the gap, formed between the mould and the slab, and it must promote the lubrication and better heat transference. The mould fluxes films can be totally glassy, crystalline or both. The most common crystalline phase formed during solidification of mould powder with additions of fluorite is cuspidine ( $\text{Ca}_4\text{SiO}_7\text{F}_2$ ). The formation of crystalline phases is carried out to nucleation and growth kinetics mechanisms. The aim of this study was to evaluate the amount of crystalline phase in solidified mould fluxes films using laboratory apparatus. The differential thermo analysis (DTA) and X-ray diffraction (DRX) were used to determinate the presents phases in the solidified films. The results obtained with these two different techniques were compared with microscopic observations.

**Key words:** Mould fluxes; Crystallization; Continuous casting.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 41º Seminário de Aciaria – Internacional, 23 a 26 de maio de 2010, Resende, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Pesquisador do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

<sup>3</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Pesquisador do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

<sup>4</sup> Membro da ABM, Técnico em Metalurgia, Assistente Industrial do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

<sup>5</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, PhD; Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da UFMG; Belo Horizonte, MG.

## 1 INTRODUÇÃO

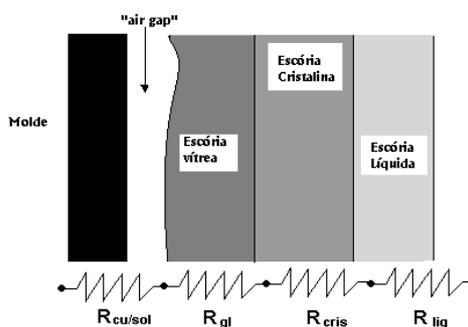
O pó fluxante é um importante insumo do lingotamento contínuo. Além de lubrificante e isolante térmico do menisco, é responsável por absorver inclusões que flutuam no molde e controlar a transferência de calor na interface placa/molde. As diferentes funções que os pós fluxantes devem exercer simultaneamente durante a operação de lingotamento justificam a complexidade deste insumo.

Para melhor entendimento do comportamento dos pós fluxantes, deve-se compreender o seu ciclo operacional que começa quando ele é adicionado na superfície do aço líquido no molde. Neste instante o pó fluxante recebe o calor proveniente do aço líquido e inicia o seu processo de fusão. A fusão dos pós fluxantes varia entre 900°C e 1.250°C dependendo, principalmente, da sua constituição mineralógica do pó e do tipo de carbono utilizado.

Depois de fundido, o pó fluxante forma a “poça de escória líquida”. Devido à contração de solidificação da placa e aos mecanismos de oscilação do veio, o pó fluxante líquido escoava para o vazio formado na interface placa/molde. O escoamento do pó fluxante e o preenchimento desta interface dependem da viscosidade do fluxante líquido.

Após fluir para a interface placa/molde e entrar em contato com a placa de cobre do molde, o pó fluxante líquido sofre um resfriamento brusco, pois a temperatura da face do molde é baixa (da ordem de 280°C). O resfriamento brusco faz com que a camada de pó fluxante se solidifique rapidamente, assumindo um aspecto vítreo. Com o passar do tempo, o aço fornece o calor necessário para a nucleação e o crescimento das fases cristalinas estáveis. As fases cristalinas iniciam sua nucleação na camada vítrea e crescem consumindo a camada líquida. Assim, o filme de pó fluxante na interface placa/molde estará estratificado em camadas, sólida vítrea, sólida cristalina e líquida.

A transferência de calor no molde, durante o lingotamento, se torna bastante complexa devido à estratificação do pó fluxante na interface placa/molde. Neste caso, pode-se simplificar a interpretação do mecanismo de transferência de calor no filme de pó fluxante abordando o fenômeno como uma resistência total ao fluxo térmico. Esta resistência total é representada pelas diversas resistências térmicas associadas em série, conforme Figura 1.



$$R_{total} = R_{cu/sol} + R_{gl} + R_{cris} + R_{liq}$$

$$R_{total} = R_{cu/sol} + (d/k)_{gl} + (d/k)_{cris} + (d/k)_{liq}$$

Figura 1 – Representação esquemática da região de interface placa/molde.<sup>(1)</sup>

Na equação apresentada na Figura 1, a resistência da interface entre o molde e a camada de fluxante é representada por  $R_{cu/sol}$ , as letras  $d$  e  $k$  são as espessura e a condutividade térmica das camadas vítrea ( $gl$ ), cristalina ( $cris$ ) e líquida ( $liq$ ).

De uma maneira geral, a formação da camada cristalina controla a transferência de calor no molde. Devido à opacidade da fase cristalina, ela inibe a



transferência de calor por radiação. Assim, um pó fluxante ao se cristalizar reduz sensivelmente o fluxo de calor da placa para o molde.

É de fundamental importância a compreensão dos mecanismos de transferência de calor no molde, e para isso é necessário entender o grau de cristalização dos pós fluxantes durante o processo. Para medir o grau de cristalização de um filme de pó fluxante solidificado, podem ser utilizados diferentes métodos, tais como: a medida da capacidade térmica, da entalpia de cristalização, do coeficiente de expansão térmico e/ou a observação direta da microestrutura utilizando microscopia ótica ou eletrônica.<sup>(2)</sup>

Neste contexto, o objetivo deste estudo é utilizar os resultados de Análise Térmica Diferencial (ATD) para avaliar o grau de cristalização de filmes de escórias de pó fluxante solidificados em comparação com resultados de difração de raios-X e microscopia ótica.

## 2 ASPECTOS TEÓRICOS

O modelo cinético desenvolvido por Kolmogorov, Jhonson, Mehl e Avrami<sup>(3)</sup> descreve como a extensão da transformação de um dado material ocorre em função do tempo e da temperatura. A cinética de cristalização pode ser interpretada a partir de modelos de nucleação e crescimento de fases utilizando o modelo proposto por estes pesquisadores. A equação 1 descreve a dependência da fração cristalizada  $f$  com o tempo.

$$f = \frac{V_c}{V} = 1 - \exp[-kt^n] \quad (1)$$

Na equação 1,  $t$  representa o tempo,  $n$  o coeficiente de Avrami e  $k$  é uma constante dependente da temperatura. Esta equação é válida quando se trata de uma nucleação homogênea (ou heterogênea distribuída de forma aleatória) na matriz, com taxa de nucleação e velocidade de crescimento constante em tratamento de cristalização isotérmico<sup>[3]</sup>.

No caso de filmes de pós fluxantes solidificados, pode-se considerar que há um tratamento isotérmico de cristalização, pois o filme vítreo irá receber calor da placa, para que o processo de transformação ocorra com o tempo. Sabendo-se que as amostras de pó fluxante não são 100% vítreas ou cristalinas é importante se conhecer a temperatura em que iniciará a transformação de fase e qual a relação entre as quantidades de fase cristalina em relação à fase vítrea. Logo, a condição real da amostra vai depender da fração transformada  $f$  em função do tempo.

Para avaliar a quantidade de fase cristalina pode se utilizar o pico exotérmico que ocorre durante o aquecimento de uma amostra na análise térmica diferencial (ATD). Segundo Ray e Day<sup>(4)</sup> o pico exotérmico que ocorre durante a ATD deve-se ao calor envolvido durante a nucleação e o crescimento de fases cristalinas na matriz vítrea e pode-se interpretar o pico máximo da ATD como sendo proporcional ao número total de núcleos presentes na fase vítrea, conforme equação 2.

$$(\delta T)_p = \theta(N_q + N_i + N_h)V_g \quad (2)$$

Na equação 2,  $N_q$  é a quantidade de núcleos remanescentes no resfriamento  $N_i$ , quantidade de núcleos formados durante um tratamento isotérmico prévio,  $N_h$



quantidade de núcleos formados durante o tratamento não isotérmico na ATD e  $\theta$  uma constante de proporcionalidade.

Pode-se representar o volume total da amostra  $V$  com sendo a soma dos volumes das fases vítreas  $V_g$  e das fases cristalinas  $V_c$ , conforme representado na equação 3.

$$V_g = V - V_c \quad (3)$$

Substituindo-se a equação 3 na equação 1 chega-se na expressão apresentada na equação 4.

$$V_g = V \exp[-kt^n] \quad (4)$$

Assim, pode-se utilizar a equação da cinética de transformação para avaliar a variação da fração de amostra vítrea em função do tempo  $t$ , assumindo um volume total unitário, uma quantidade de núcleos totais igual  $N_t$  ( $N_t = N_q + N_i + N_h$ ) pode-se utilizar as equações 2 e 4 para expressar a relação apresentada na equação 5.

$$V_g = \frac{(\delta T)_p}{\theta} = N_t \exp[-kt^n] \quad (5)$$

Assim, pode-se afirmar que o pico exotérmico da ATD apresenta uma dependência exponencial com relação ao tempo.

O coeficiente  $k$  inclui a taxa de nucleação  $I$  e a velocidade de crescimento  $U$ , ou o número de núcleos iniciais  $N_0$  e  $U$ . O coeficiente de Avrami  $n$  depende dos mecanismos de nucleação e crescimento e o seu conhecimento pode auxiliar no entendimento dos mecanismos de transformação de fases a uma dada temperatura.<sup>(3)</sup>

Considerando uma amostra totalmente vítrea, ou seja, o número de núcleos remanescentes do resfriamento igual a zero ( $N_q = N_i = 0$ ) tem-se que a equação tenderá a ser máxima quando se alcançar a temperatura de transformação, pois  $I$  será máximo nesta temperatura. No caso contrário, uma amostra totalmente cristalina, o pico da ATD tenderá a zero, pois as taxas de nucleação tenderão a zero.

Se a fração transformada é proporcional ao pico da análise térmica diferencial, pode-se tomar como referência uma amostra totalmente vítrea e a partir dela avaliar a quantidade de fases cristalinas presentes em outros filmes solidificados através da equação 6.

$$\%V_c = \frac{(\delta T)_p^g - (\delta T)_p^{teste}}{(\delta T)_p^g} \times 100 \quad (6)$$

Na equação 6 os termos  $(\delta T)_p^g$  e  $(\delta T)_p^{teste}$  são a intensidade do pico na ATD para uma amostra totalmente vítreas e a intensidade do pico para a amostra em estudo. Para o caso de estudos em vidros, já foi mostrado que o tratamento não

isotérmico a taxas de aquecimentos da ordem de 20 K/min é suficiente para inibir a formação de núcleos durante a ATD<sup>(5)</sup> ( $N_h$  aproximadamente igual a zero).

### 3 METODOLOGIA

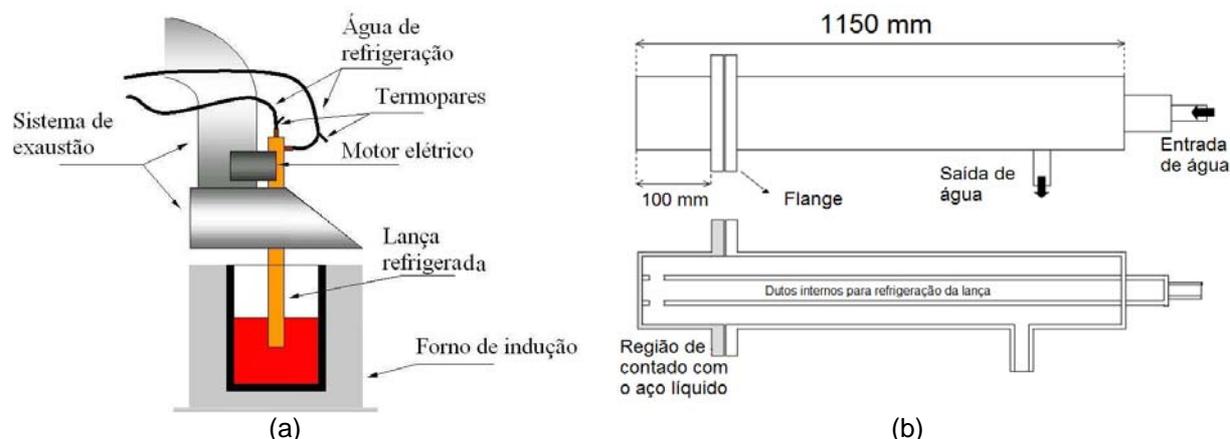
O estudo foi realizado em dois pós fluxantes comerciais destinados ao lingotamento dos aços ultrabaixo teor de carbono e médio teor de carbono (peritético). A composição química dos pós fluxantes é apresentada na tabela 1.

**Tabela 1** – Composição química dos pós fluxantes.

Pó fluxante	SiO <sub>2</sub>	CaO	F <sup>-</sup>	Na <sub>2</sub> O	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
UBC	36,5	37,0	8,0	4,0	-	4,5
MC	34,5	39,0	8,5	4,5	2,0	4,0

Os dois tipos de pó fluxante foram escolhidos, pois são indicados para aços com condição de processamento distinto. No caso de aços UBC é necessária uma alta taxa de extração de calor e aços peritéticos são lingotados com extração de calor moderadas.

Para obtenção dos filmes solidificados de pó fluxante, em condições semelhantes às obtidas industrialmente, utilizou-se um equipamento desenvolvido por Oliveira et al.<sup>(6,7)</sup> no qual se promove a fusão da carga de pó fluxante em um forno de indução e se solidifica o filme utilizando uma lança de cobre refrigerada a água. A figura 3 apresenta o desenho esquemático do equipamento desenvolvido.



**Figura 3** - Diagrama esquemático do equipamento desenvolvido por Oliveira et al.<sup>(6,7)</sup> (a) vista do forno de indução e do sistema de refrigeração; e (b) vista da lança de cobre refrigerada a água.

Os tempos de imersão da lança foram de 10 s, 20 s, 30 s, 40 s, 50 s e 60 segundos e a temperatura da carga líquida foi mantida em 1.400°C. Com os tempos propostos, tentou-se simular o tempo de residência do pó fluxante na interface placa molde. Assim, considerando um molde de 900 mm de comprimento e uma velocidade de 0,9 m/min, cada 10 segundos representam uma região de 150 mm no molde.

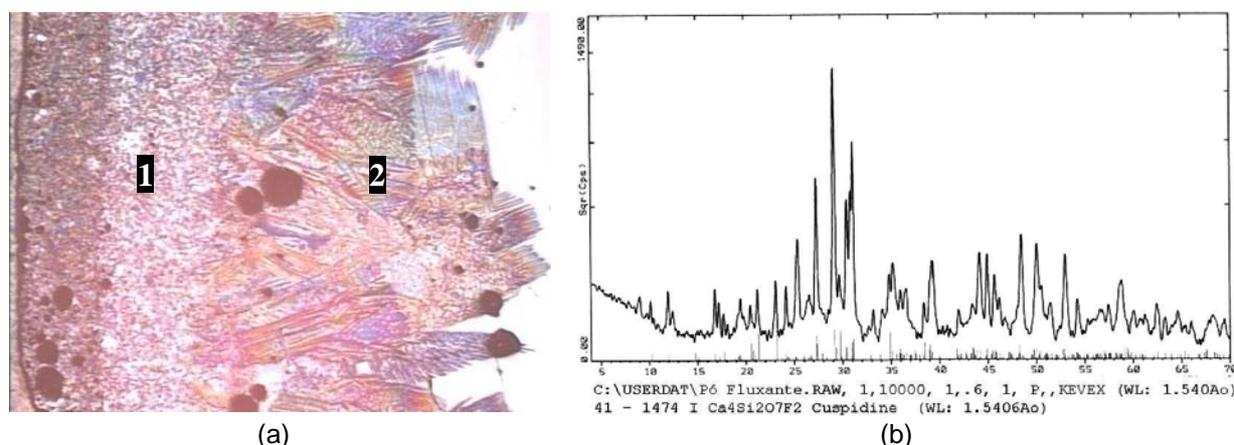
As amostras obtidas foram preparadas e observadas utilizando microscópios óticos, analisadas utilizando difração de raios-X (DRX) e via análise térmica diferencial (ATD). Na ATD a amostra foi aquecida até uma temperatura de 1.300°C com uma taxa de 20°C/min.

Para obtenção da amostra totalmente vítrea, as amostras de pó fluxante foram descarboxetadas, a uma temperatura de 700°C, durante aproximadamente

5 horas. As amostras descarbonetadas foram fundidas, em cadinhos de alumina zircônia, a uma temperatura de 1.300°C durante 15 minutos e resfriadas rapidamente entre duas placas de aço inox.

#### 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente avaliou-se um filme de escória amostrado na área operacional utilizando as técnicas de DRX e microscopia ótica, para verificar as fases cristalinas formadas durante o processo de solidificação industrial. O filme solidificado é de um pó fluxante utilizado no lingotamento contínuo de um aço peritético obtido após o final de lingotamento. A Figura 4 apresenta microestrutura e o espectro de DRX para a amostra industrial.

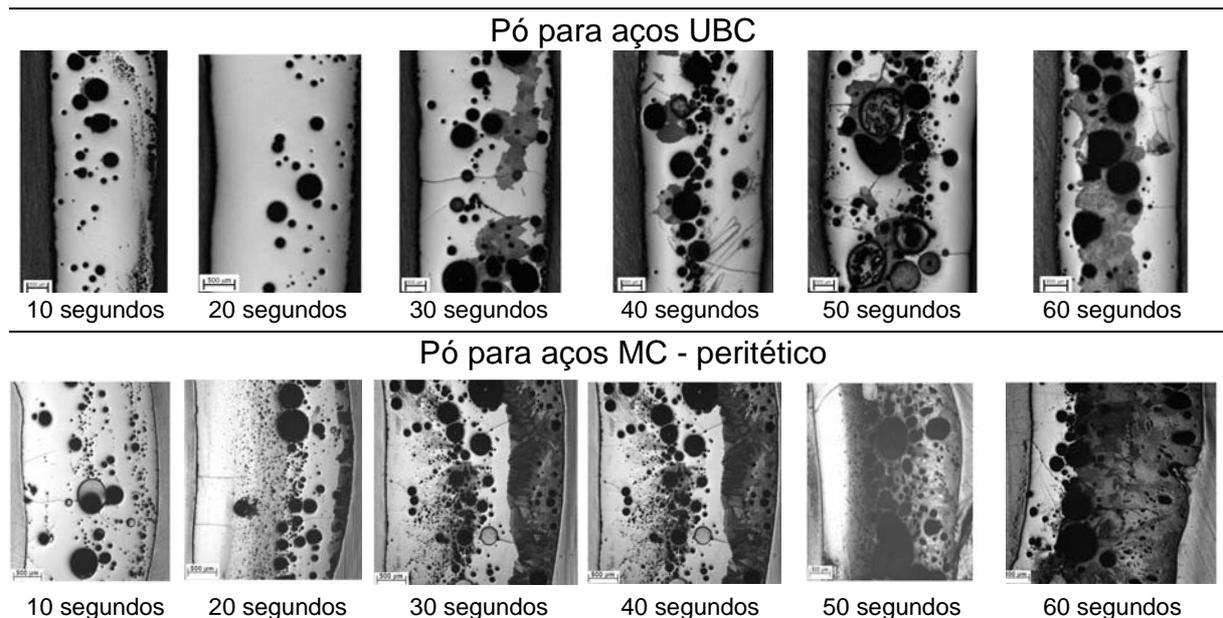


**Figura 4** – Micrografia (a) e espectro de difração de raios-X (b) para o filme de pó fluxante retirado diretamente na área operacional – pó para aço médio carbono peritético.

O espectro mostrado na Figura 4 (b) indica que a fase cristalina no filme de pó fluxante é a cuspidina ( $\text{Ca}_4\text{SiO}_7\text{F}_2$ ), conforme previsto na literatura. De acordo com a Figura 4 (a) a fase cristalina apresenta-se em camadas distintas ao longo do filme, sendo: uma região de cristais finos, indicada pelo número 1, e outra região predominantemente dendrítica, indicado pelo número 2. O aspecto microestrutural observado na Figura 4 (a) está de acordo com o mecanismo proposto por Li et al.<sup>(2)</sup> indicando a existência de uma nucleação inicial na superfície vítrea com um crescimento dendrítico, no sentido da extração de calor, a partir do líquido com uma posterior cristalização da matriz inicialmente vítrea.

Este mecanismo explica bem a morfologia observada em um filme de escória, mas nada pode ser inferido a respeito da região do molde em que a cristalização iniciou e nem como ocorre a evolução das fases cristalinas ao longo do processo.

Neste sentido, o uso do aparato laboratorial para amostrar os filmes de pós fluxantes pode auxiliar no entendimento do comportamento do pó fluxante nas diversas posições do molde, mostrando a evolução dos filmes em cada região. A figura 5 mostra a seqüência de filmes amostrados durante a imersão do amostrador de cobre nos tempos de 10 a 60 segundos para os pós UBC e MC peritético.

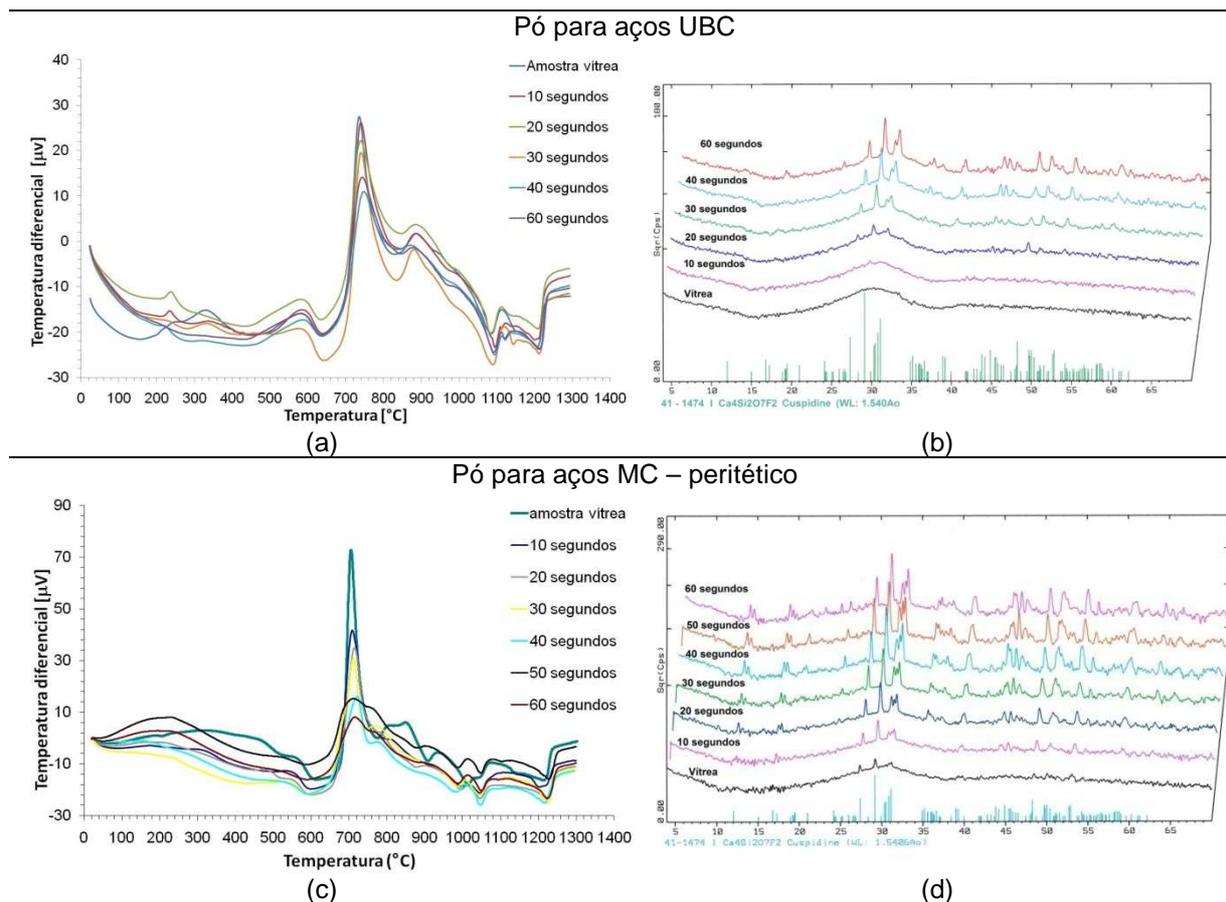


**Figura 5** – Amostras de filme de pó fluxante solidificados em laboratório.

Considerando as micrografias apresentadas na Figura 5, observam-se estruturas diferentes entre os dois tipos de pó fluxante. No caso do pó fluxante MC peritético as fases cristalinas podem ser observadas (regiões escuras) a partir dos 20 segundos de imersão do amostrador. O pó fluxante UBC apresenta regiões de fase cristalina a partir de 30 segundos e elas aparecem dispersas na matriz vítrea, não há a formação de camadas homogêneas de fases cristalizadas como nos filmes de pó MC peritético.

Para melhor entendimento das condições de formação dos filmes de pó fluxante solidificados, eles foram avaliados utilizando difração de raios-X e análise térmica diferencial. Com a difração de raios-X buscou-se verificar qual fase cristalina se formou durante o processo e a análise térmica diferencial fornecerá informações referentes às temperaturas em que as fases se formaram.

Os resultados dos testes de análise térmica diferencial e de difração de raios-X para os filmes amostrados são apresentados na Figura 6. A Figura 6 (a) apresenta os picos isotérmicos durante o aquecimento da amostra e a Figura 6 (b) a evolução dos picos nas raias de contagem da fase cuspidina.

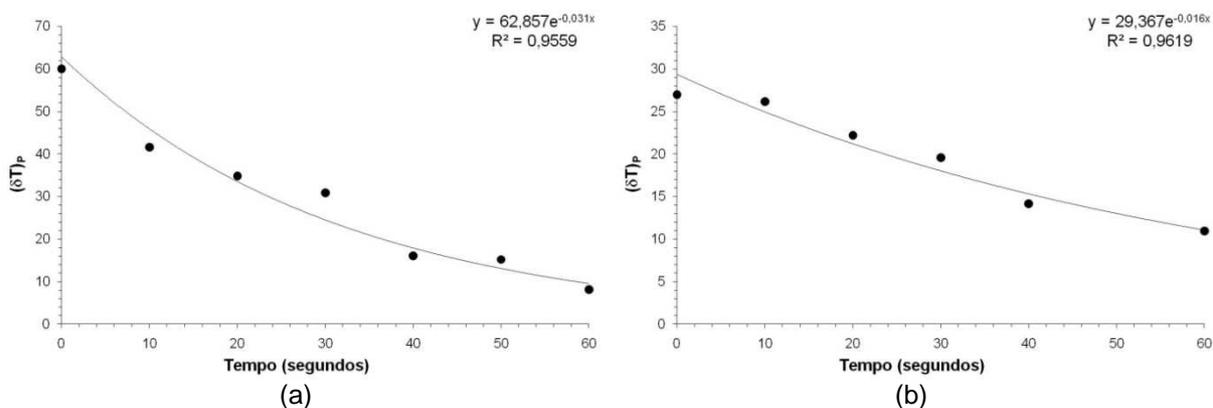


**Figura 6** – Resultados da análise térmica diferencial (a) e (c) e espectro de difração de raios-X (b) e (d) para os filmes de pó fluxante solidificados em laboratório.

Conforme Figura 6 (b e d), observa-se que com aumento do tempo de imersão os picos da difração de raios-X se tornam mais evidentes. Neste caso entende-se que à medida que o tempo evolui as fases cristalinas são formadas.

Com relação ao pico da análise térmica diferencial (Figura 6 a e c), o comportamento é inverso, a intensidade do pico da análise térmica diferencial diminui com a evolução da quantidade de fase cristalina presente na amostra. Este fato mostra que existe uma relação entre o pico da análise térmica com a quantidade de fases cristalinas presentes no filme solidificado.

A Figura 7 apresenta a relação entre o pico máximo da análise térmica diferencial,  $(\delta T)_p$ , com o tempo de teste para os dois tipos de pó fluxante em estudo.



**Figura 7** – Variação da intensidade máxima do pico da análise térmica com o tempo de amostragem: (a) pó para aços MC – peritético e (b) pó para aços UBC



Com base em proposições da literatura, expostas anteriormente, pode-se inferir que o pico máximo da análise térmica está relacionado diretamente com os fenômenos de nucleação e crescimento seguindo a relação apresentada na equação (5). Conforme Figura 7, a variação da intensidade do pico da análise térmica em função do tempo de amostragem segue uma relação exponencial, como previsto teoricamente.

De posse deste resultado, utilizou-se a equação (6), para avaliar a quantidade relativa de fases presentes no filme de pó fluxante solidificado. Os resultados são apresentados na Tabela 2.

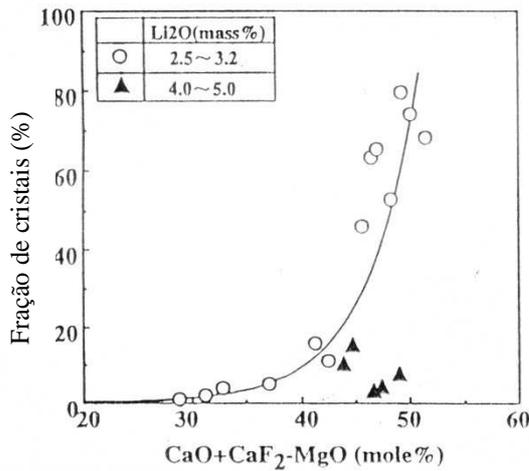
**Tabela 2** – Quantidades relativas de fase cristalina para os filmes de pó fluxante solidificados em laboratório

Tempo de solidificação	Fração de fases cristalinas (%)	
	MC – peritético	UBC
10s	31,78	3,11
20s	42,88	17,81
30s	49,41	27,52
40s	73,68	47,59
50s	75,08	-
60s	86,68	59,48

Conforme resultados apresentados na Tabela 2 o pó fluxante aplicado a aços peritéticos apresenta maior quantidade relativa de fases cristalinas no filme solidificado do que o pó fluxante utilizado para aplicação em aços UBC. Assim, entende-se que o pó fluxante aplicado no lingotamento de aços peritéticos tem uma maior tendência a se cristalizar e que esta cristalização ocorre nas regiões superiores do molde.

A tendência a formação de fases cristalinas nos pós fluxantes está associada principalmente as condições de resfriamento e a composição química. Neste estudo, as condições de resfriamento foram as mais próximas possíveis a que o filme de pó fluxante é exposto no molde de lingotamento contínuo. Como as condições de resfriamento foram mantidas constantes para os dois pós fluxantes entende-se que a composição química tenha efeito significativo nas diferenças de cristalização destes insumos.

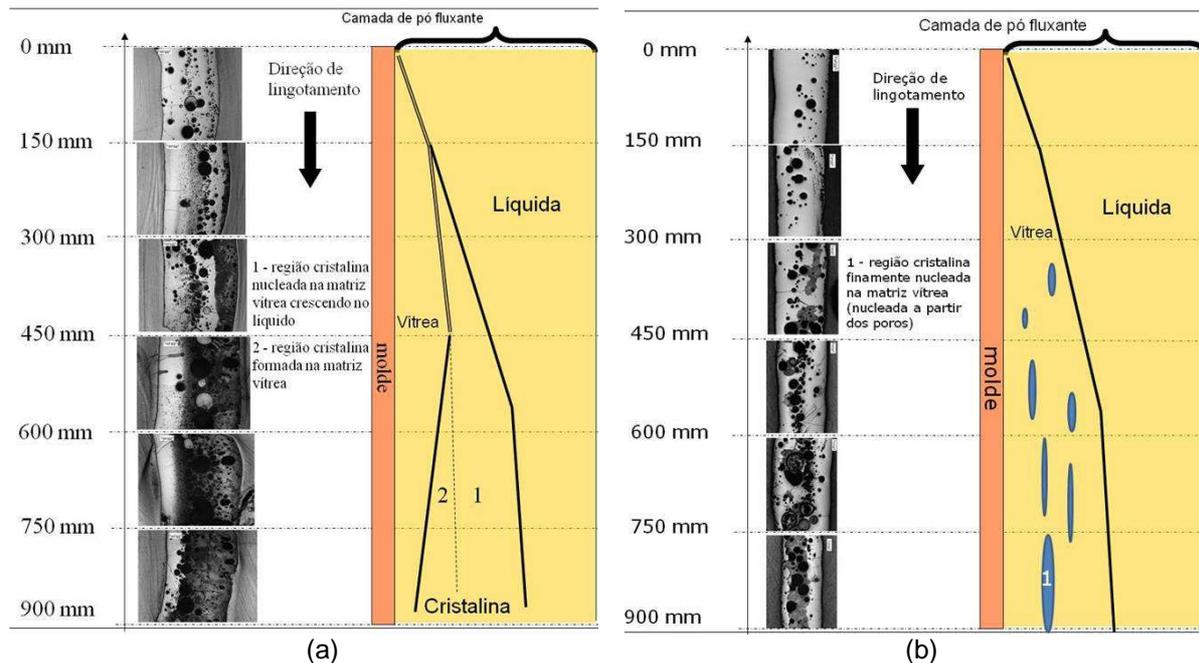
Os filmes de pó fluxante têm uma tendência a formar vidros, pois são ricos em sílica. A adição de CaO, MgO e CaF<sub>2</sub> tende a favorecer a nucleação e o crescimento de fases cristalinas reduzindo a tendência vítrea dos filmes de pó fluxante. Este fato é apresentado na Figura 8.



**Figura 8** – Aumento da fração cristalina de filmes de pó fluxante com o a adição de CaO, MgO e CaF<sub>2</sub>.<sup>(8)</sup>

Neste estudo, entende-se que a variação no comportamento de cristalização dos pós fluxantes se deve a diferença de composição entre eles. Conforme composição química apresentada na Tabela 1, o pó fluxante MC peritético apresenta maior teor de CaO e MgO em comparação a composição do pó UBC.

A partir das medições realizadas neste estudo pode-se esquematizar o perfil da evolução do filme solidificado de pó fluxante ao longo do molde de lingotamento contínuo conforme Figura 9.



**Figura 9** – Evolução das fases cristalinas de pó fluxante ao longo do molde de lingotamento contínuo para os pós fluxantes aplicados ao lingotamento de aços peritéticos (a) e ultra baixo carbono (b).

A Figura 9 representa um desenho esquemático do corte da interface formada entre a placa e o molde. Conforme Figura 9 (a) o pó fluxante utilizado para o lingotamento de aços peritéticos inicia a sua cristalização nas primeiras regiões do molde. A formação das fases cristalinas ocorre na interface entre a matriz vítrea e o líquido formando uma pequena camada. Esta formação de fases, mesmo que



bastante fina, inibi a extração de calor por radiação favorecendo uma remoção de calor mais suave.

A formação de fases cristalinas nas regiões superiores do molde garante que não haja uma variação brusca da extração de calor a medida que o processo de solidificação ocorre, reduzindo o risco do surgimento de tensões de origem térmica na pele em solidificação.

Ao contrário, as fases cristalinas irão se formar abaixo de 300 mm no molde para o pó fluxante utilizado no lingotamento de aços UBC, conforme Figura 9 (b). Uma região contínua de fases cristalinas só se forma abaixo de 600 mm. Neste caso, a extração de calor não tem o seu termo de radiação interrompido até regiões bastante inferiores no molde, propiciando uma extração de calor mais intensa.

Nos dois casos, os comportamentos estão de acordo com o objetivo a que são indicados os pós fluxantes. Para o lingotamento de aços UBC é importante que haja uma extração de calor intensa, pois, como estes aços possuem maior ductilidade, deve-se aumentar a espessura solidificada por meio de uma maior extração de calor. Por outro lado, os aços peritéticos são mais sensíveis a formação de defeitos superficiais, devendo ser evitadas variações bruscas na extração de calor e uma remoção mais suave do calor. Daí a necessidade do pó se cristalizar nas regiões superiores do molde.

## 5 CONCLUSÕES

A cristalização dos pós fluxantes na interface placa/molde é um fenômeno muito importante para a compreensão dos mecanismos de transferência de calor no molde de lingotamento contínuo. Entretanto, devido às características desta interface, é praticamente impossível se obter uma visualização deste comportamento em escala industrial.

Neste contexto, utilizando técnicas laboratoriais, aliadas a metodologias descritas na literatura, foi possível propor uma sistemática para se promover o conhecimento do comportamento de cristalização dos pós fluxantes de maneira a se representar diferentes regiões do molde de lingotamento.

Com base nos resultados de análise térmica diferencial, em comparação com resultados de microscopia ótica e de difração de raios-X, foi possível avaliar a evolução do percentual de fases cristalinas com o tempo. A quantidade de fases cristalinas em função do tempo pode ser utilizada em modelos de transferência de calor e solidificação, deixando-os mais representativos do processo.

## REFERÊNCIAS

- 1 MILLS, Kenneth C. Mold Powders for Continuous Casting. In: **The Making shape and treating of steel**. The AISE Steel Foundation, Pittsburgh, PA. 2003. Cap 8.
- 2 Li, Z.; MILLS, K.; BEZERRA, M. C. C.. Characteristics of mould flux films for casting MC and LC steels. In: **35 Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais**. ABM 2004.
- 3 FOKIN, V. M.; ZANOTTO, E. D.; YURITSYN, N. S.; SCHMELZER, J. W. P.. Homogeneous crystal nucleation in silicate glasses: a 40 years perspective. **Journal of Non-Crystalline Solids**, 352 (2006) 2681-2714p.
- 4 RAY, C. S.; DAY, D.. An analysis of nucleation-rate type of curves in glass as determined by differential thermal analysis. **Journal of American Ceramic Soc.** 80 v 12, 1997.



- 5 FERREIRA, E. B.. **Vidros e vitro-cerâmicas de escória de aciaria**. São Carlos, UFSCAR, 2000. (Tese de Doutorado apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos).
- 6 OLIVEIRA, L. J. S., et. al. **Comportamento dos aços peritéticos durante a solidificação no molde de lingotamento contínuo**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2008. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- 7 OLIVEIRA, L. J. S. de; TAVARES, R. P.. Simulação em laboratório da solidificação dos aços no molde de lingotamento contínuo. In: **40º Seminário de Aciaria – Internacional**. Brasil: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, São Paulo, SP, 2009.
- 8 SCHWEDTFEGER, K. **Course on continuous casting and solidification of steels**. Belo Horizonte: ISS Brasil, 2002.