



Tema: Diagramas de fases e transformações de fases

ESTUDO DA ESCÓRIA ESPUMANTE EM FORNO ELÉTRICO A ARCO*

Mateus Alves Segundo Paulino¹
 Jeferson Leandro Klug²
 Wagner Viana Bielefeldt³
 Antônio Cezar Faria Vilela⁴
 Nestor Cezar Heck⁵

Resumo

A espumação de escória pode ser definida como sendo o aumento na espessura da camada de escória que ocorre devido à evolução de bolhas de CO(g) durante a operação do forno elétrico a arco. Um dos maiores benefícios obtidos com a espumação da escória no forno elétrico a arco é a diminuição dos custos com eletricidade. O presente trabalho tem por objetivos estudar por meio da termodinâmica computacional alguns tópicos do sistema quaternário CaO-SiO₂-FeO-MgO (CSFM) importante na siderurgia pela conexão com o tema espumação de escória, que são: (i) composições de saturação das fases sólidas 'MgO' e 'CaO' e (ii) a viscosidade efetiva de um ponto particular deste sistema.

Palavras-chave: Escória espumante; FEA; Dupla saturação.

STUDY OF FOAMING SLAG IN ELECTRIC ARC FURNACE

Abstract

Foaming slag can be defined as the increase in thickness of the slag layer which occurs due to the evolution of CO(g) bubbles during operation of the electric arc furnace. One of the biggest benefits derived from slag foaming in the electric arc furnace is the reduction of electricity costs. The present work aims to study through computational thermodynamics some topics of the quaternary system CaO-SiO₂-FeO-MgO (CSFM) important in steelmaking in connection with the theme foaming slag, which are: (i) saturation compositions of the solid phases 'MgO' and 'CaO' and (ii) the effective viscosity of a particular point of this system.

Keywords: Foaming slag; EAF; Double saturation

¹ Eng. Met., Depart. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, PPGECM, UFC, Fortaleza, Brasil.

² Eng. Met., Dr., Depart. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, PPGECM, UFC, Fortaleza, Brasil.

³ Eng. Met., Dr., Depart. de Eng. Metalúrgica, LASID, PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.

⁴ Eng. Met., Dr., Depart. de Eng. Metalúrgica, LASID, PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.

⁵ Eng. Met., Dr., Depart. de Eng. Metalúrgica, NTCm, PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

1.1 O FEA e a Escória Espumante

A demanda pelo material aço não exige seus produtores de examinarem continuamente os processos produtivos, para que um volume adequado deste material seja colocado no mercado ao menor custo possível de produção.

Um grande número de produtores de aço se utiliza do forno elétrico a arco, FEA, para a produção deste material. Um FEA deve combinar alta capacidade com máxima disponibilidade, e o processamento de uma variedade de materiais de carga com a produção de uma boa gama de tipos de aço. Ao mesmo tempo, são fatores importantes tanto a redução dos custos operacionais quanto a limitação do impacto sobre o meio ambiente.

Considerando-se os custos de operação de um forno elétrico a arco, os seguintes tópicos e a correspondente fração do custo total podem ser considerados, Tabela 1; verifica-se pela Tabela, que o custo com eletricidade é o segundo parâmetro em ordem de importância [1].

Tabela 1. Custos relativos na operação de um forno elétrico a arco [1]

Parâmetro	Custo típico [%]
Carga do forno	71,0
Eletricidade	14,2
Eletrodos	11,3
Mão-de-obra	2,1
Refratários	1,4

No FEA, a eletricidade é usada na geração do calor necessário para a fusão da carga e a sua manutenção numa temperatura adequada. O calor é gerado por meio de arcos elétricos e a transferência da energia se dá principalmente por radiação; para se evitar a perda de calor por radiação para a abóbada e as paredes do forno, é interessante o uso da técnica de arco submerso na escória espumante.

A espumação de escória pode ser definida como sendo o aumento na espessura da camada de escória que ocorre devido à evolução de bolhas de CO_(g) durante a operação do forno elétrico a arco.

Efetivamente, um dos benefícios obtidos com a escória espumante no forno elétrico a arco é a diminuição dos custos com eletricidade, mas, há outras [1-4]:

- melhor transferência de energia para o banho (economia de quantidade considerável de energia);
- proteção dos refratários de desgaste excessivo;
- redução do ruído provocado pelo arco elétrico (algumas usinas se baseiam no som do arco elétrico e em parâmetros elétricos do FEA para avaliar a *qualidade* da espumação);
- diminuição de perda de calor para as paredes do forno;
- diminuição da incorporação de nitrogênio pelo banho;
- aumento do comprimento de arco elétrico (fato que reduzindo o consumo de eletrodos).

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



1.2 A ‘Escória Ótima’

Os mecanismos básicos para a obtenção de escória espumante na prática industrial podem ser resumidos da seguinte forma [2]: oxigênio gasoso é injetado no aço líquido, reagindo com o ferro e o carbono dissolvidos, formando FeO e CO(g); em seguida, carbono é injetado na escória e, reagindo com FeO, produz mais CO(g). A quantidade de FeO afeta significativamente a viscosidade da escória, assim, há um teor crítico de FeO, acima do qual a espumação cai consideravelmente e que não deve ser ultrapassado.

Certos parâmetros que caracterizam as escórias do FEA são reconhecidos como importantes para a obtenção de uma espuma *estável*, tais como: densidade, tensão superficial, e viscosidade. Contudo, há estudos atestando que a presença de partículas sólidas de uma *segunda fase* suspensas na escória é capaz de impactar mais fortemente a espumação da escória do que a viscosidade e a tensão superficial [2, 5-9]. As ‘partículas de segunda fase’ servem como sítios de nucleação de bolhas de gás, o que leva à formação de uma grande quantidade de pequenas bolhas – fato que muito favorece a formação de escória espumante.

Para considerar o impacto da presença de partículas suspensas de uma segunda fase na espumação usa-se relacionar a viscosidade efetiva da escória com um *índice de espumação* (Σ), Figura 1 [10,11]. O índice de espumação expressa o tempo de residência da bolha na escória. Quanto maior ele for, maior será a altura de escória obtida, e maior o comprimento do arco que pode ser utilizado no FEA. Já a *viscosidade efetiva* é calculada em função da fração volumétrica das fases sólidas precipitadas e da viscosidade da escória puramente líquida (ver adiante).

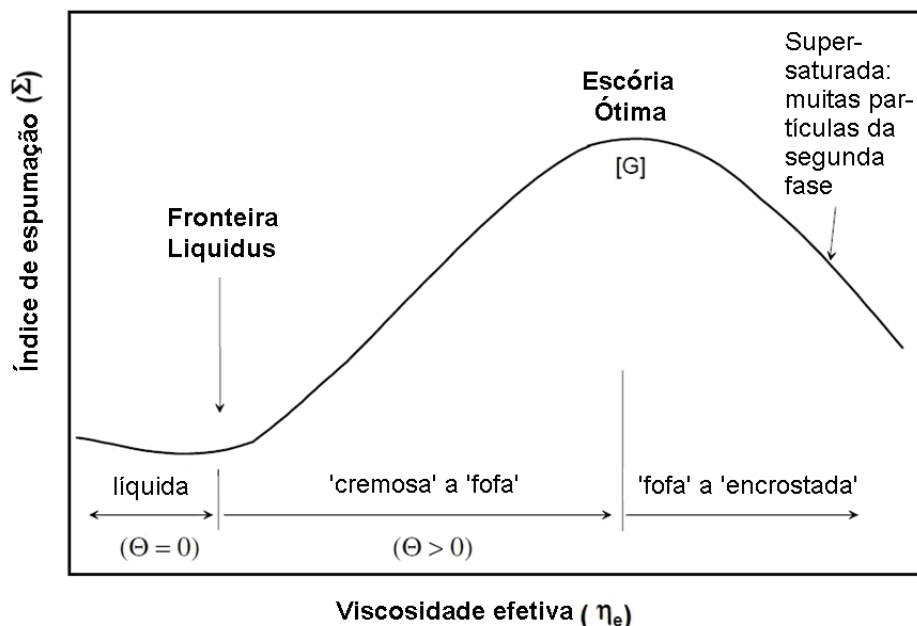


Figura 1. Relação entre viscosidade efetiva e *índice de espumação* [2].

De acordo com a Figura 1, à medida que a viscosidade efetiva da escória aumenta, o tempo de permanência das bolhas de gás na escória é prolongado, estendendo a estabilidade e conseqüentemente a ‘vida’ da espuma. Contudo, há uma quantidade máxima de partículas de segunda fase que é benéfica para a estabilidade da espuma – a chamada ‘escória ótima’. Uma vez que essa quantidade é excedida, a escória se torna supersaturada, apresentando uma consistência *encrostada* (*‘crusty’*, na língua

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

inglesa), e o índice de espumação começa a declinar. As escórias que atingem as melhores qualidades de espumação possuem uma viscosidade efetiva entre os tipos de consistência ditos *cremosa* ('creamy') e *fofa* ('fluffy'). No sistema CaO-MgO-SiO₂-FeO, quando estas escórias estão *duplamente* saturadas, as partículas pertencem às fases 2CaO.SiO₂ (C₂S, dicálcio silicato) e MgO.FeO (MW, magnésio wustita) – contudo, nenhuma destas fases é verdadeiramente um composto estequiométrico.

1.3 Dupla Saturação

O sistema CaO-MgO-SiO₂-FeO e os sistemas 'limites' CaO-MgO-SiO₂ e CaO-MgO-FeO foram usados para a determinação dos pontos duplamente saturados com respeito ao óxidos 'CaO' e 'MgO'.

As Figuras 2 e 3 mostram os diagramas ternários supramencionados destacando as superfícies limitrofes entre a fase escória líquida e as fases sólidas 'CaO' e 'MgO'.

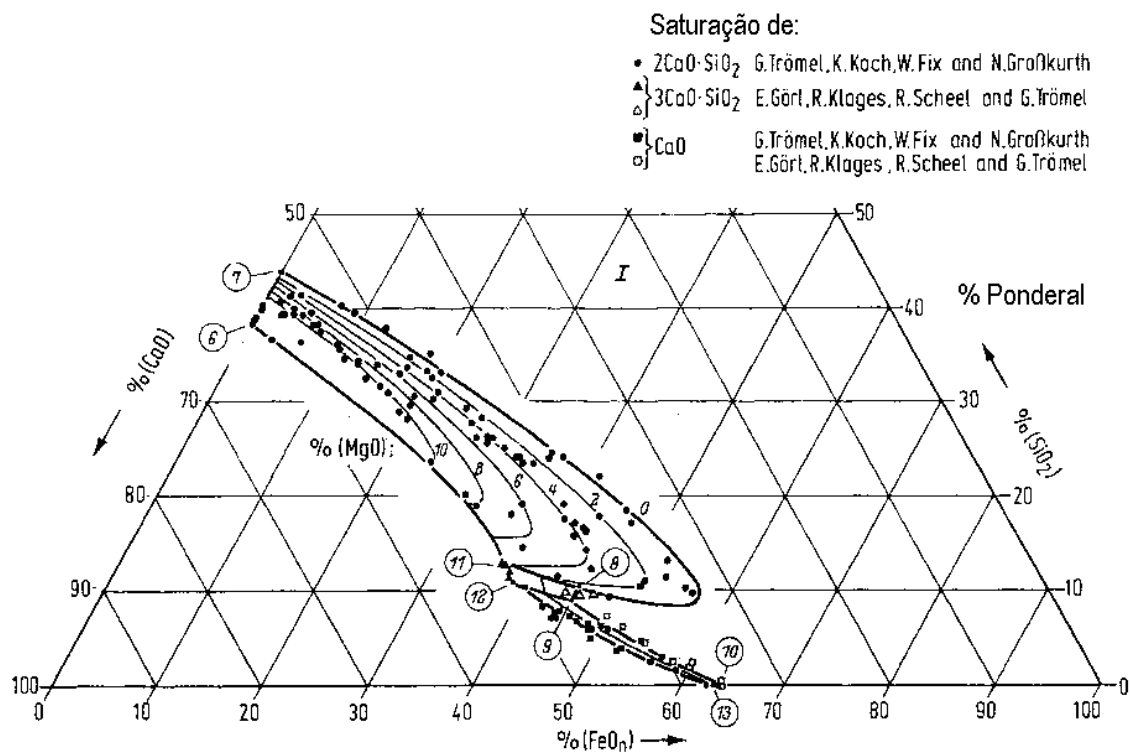


Figura 2. Projeção das superfícies 2CaO-SiO₂, 3CaO-SiO₂ e CaO no diagrama CaO-SiO₂-MgO; T = 1600°C [13].

Pode-se observar nas Figuras 2 e 3 que as superfícies de precipitação de 2CaO.SiO₂ e FeO.MgO têm uma curva em comum, dada pelos pontos 6-11-12.

As composições descritas por essa curva terão simultaneamente, saturação em 'CaO' e 'MgO', ou seja, a *dupla saturação*.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

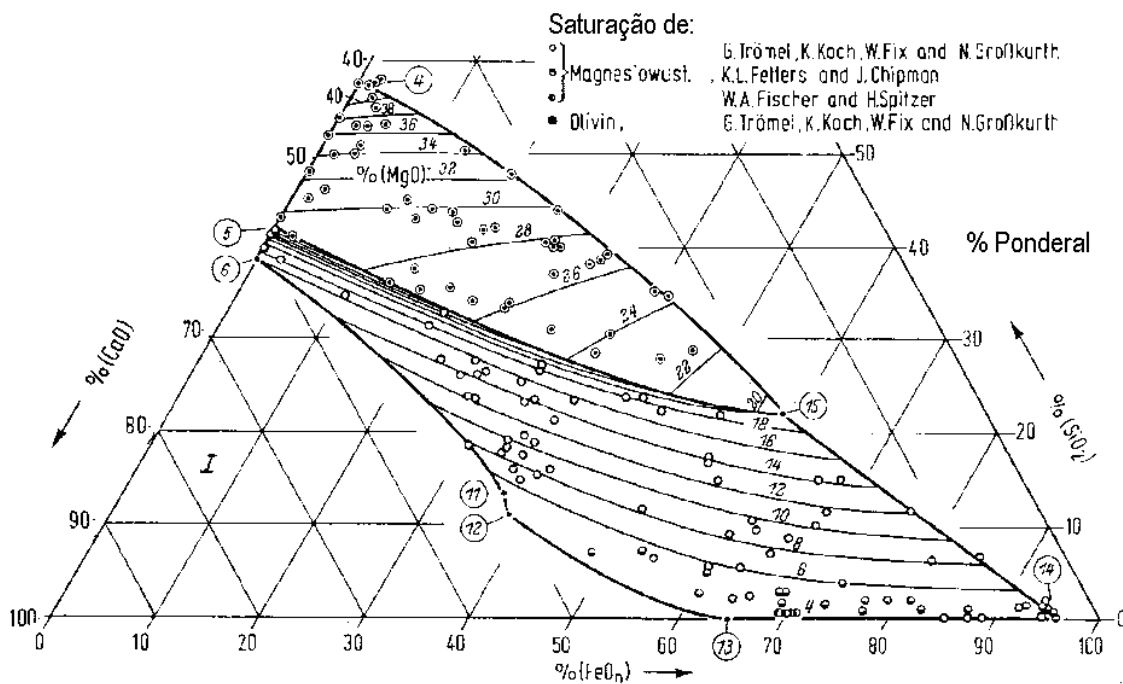


Figura 3. Projeção das superfícies MgO.FeO e MgO.SiO₂ no diagrama CaO-SiO₂-MgO; T = 1600°C [13].

Uma curva relacionando o teor de MgO necessário para a obtenção da dupla saturação em função da basicidade foi confeccionada por Pretorius e Carlisle [2] (ver adiante).

1.4 Diagramas Isotérmicos de Solubilidade – ISD

Dados de solubilidade do MgO em função da basicidade da escória podem ser muito úteis para a compatibilidade com os refratários, mas não oferecem uma visão clara na questão relacionada à espumação das escórias, pois o efeito do teor de FeO – embora possa ser calculado – não é mostrado. Tendo isto em mente, aqueles autores se debruçaram novamente sobre a questão, com o objetivo apresentar um esquema mais completo.

Como durante a fusão do aço no FEA tanto a basicidade da escória (determinada basicamente pelos níveis de Si e de Al na sucata metálica e pela quantidade de óxidos refratários MgO e CaO adicionados com a carga) quanto a temperatura permanecem praticamente fixas, as relações entre as fases nestas condições são aquelas que maior interesse suscitam.

Assim, para apresentar os efeitos entre MgO, FeO e as diferentes fases do sistema, sob basicidade e temperatura constantes, Pretorius e Carlisle [2] criaram os assim chamados *diagramas isotérmicos de solubilidade*, abreviados por ISD na literatura de língua inglesa – um exemplo dos quais se encontra na Figura 4.

Assim sendo, para cada ISD, as variáveis são: as concentrações de MgO e FeO. A primeira delas representa a interação entre a escória e os refratários básicos do forno, enquanto que a segunda reproduz o grau de oxidação do sistema.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

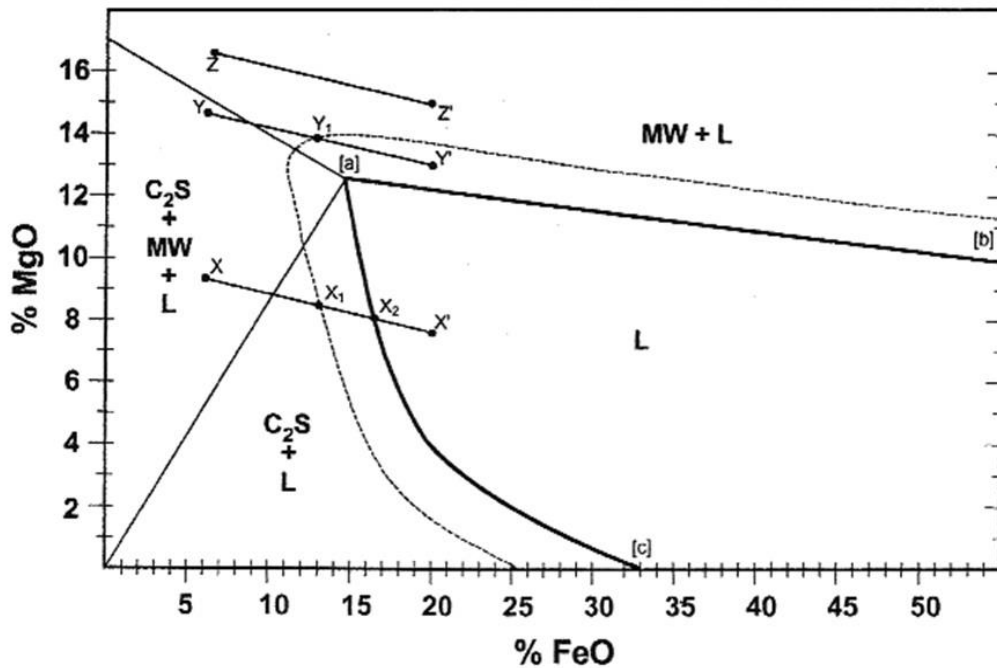


Figura 4. Diagrama Isotérmico de Solubilidade (ISD) para a basicidade ternária $B_3 =$ igual a 1,5 à temperatura de 1600 °C; (C = CaO, S = SiO₂, M = MgO, W = FeO, e L = escória líquida) [2].

Na Figura 4, três escórias de composições diferentes – representadas pelas letras X, Y e Z – serão usadas para auxiliar o entendimento da relação entre a composição (teores de FeO e de MgO) e o comportamento esperado para a escória, para temperatura e basicidade mantidas constantes.

Para a escória X, as fases secundárias consistem de C₂S, MW e, provavelmente ela é muito *encrostada* para espumar bem nesse estágio. À medida que o conteúdo de FeO na escória aumenta (devido à injeção de oxigênio), o conteúdo de MgO da escória é diluído e ela segue da composição inicial X para a final X'. À medida que a composição da escória vai de X para X₁, a viscosidade da escória muda de *encrostada* para *fofa*, e as suas características de espumação melhoram. Entretanto, enquanto a composição da escória continua se deslocando, do ponto X₁ para X₂, a viscosidade efetiva da escória diminui, na proporção em que a quantidade de líquido aumenta. Isto provoca um decréscimo na sua capacidade de espumação. No ponto X₂ a escória está totalmente líquida, e permanece assim enquanto a composição de FeO avança para o ponto X'. Em relação à proteção de refratários do FEA, pode-se dizer que, na composição inicial (ponto X), a escória está saturada com MgO, mas, à medida que a quantidade de FeO aumenta, a escória torna-se insaturada, tornando-se agressiva aos refratários.

Para a escória Y, a quantidade inicial de FeO é idêntica à da escória X, mostrando que ela é uma escória do tipo *encrostada*, com características ruins de espumação (as fases precipitadas são as mesmas encontradas na escória de composição X). De Y para Y₁ as características de espumação da escória melhoram. À medida que a composição da escória se desloca de Y₁ para Y', a boa qualidade de espumação se mantém, devido à presença de partículas de segunda fase MW. Isto contrasta com as escórias X₂ e X₁, que são totalmente líquidas a partir de certos níveis de FeO. Em relação à proteção do refratário do forno, ela é totalmente compatível com o refratário ao longo de todo o intervalo de composição (saturado em MgO). Assim, a escória Y não somente é compatível com o refratário, mas as suas características da

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



espumação são muito menos sensíveis à quantidade de FeO. A ‘janela’ de espumação para a escória Y é significativamente maior (8 a 20% de FeO) do que para a escória X (8 a 17% de FeO). Além disso, como a escória Y tem capacidade de espumar ao longo de uma maior faixa de composição, a injeção de carbono para a redução do FeO é mais efetiva nela do que na escória X.

Para a escória Z, da Figura 4, a quantidade inicial de MgO é muito alta, resultando numa escória com características inferiores de espumação, e que permanece relativamente *encrostada* mesmo se o conteúdo FeO aumentar consideravelmente.

1.5 Objetivos do Trabalho

O presente trabalho tem por objetivos estudar por meio da termodinâmica computacional alguns tópicos do sistema quaternário CaO-SiO₂-FeO-MgO (CSFM) importante na siderurgia pela conexão com o tema *espumação de escória*, que são: (i) composições de saturação das fases sólidas ‘MgO’ e ‘CaO’ e (ii) a viscosidade efetiva (levando em consideração o entorno de um ponto particular deste sistema).

2 METODOLOGIA

Os estados de equilíbrio termodinâmico (para cada sistema em estudo no presente trabalho) foram determinados utilizando-se o módulo *Equilib* do software FactSage (versão 6.4) –

As seguintes bases de dados foram empregadas:

- FToxid – FACT, banco de dados de soluções de óxidos e compostos;
- FactPS – FactSage, banco de dados de substâncias puras.

O software é descrito detalhadamente por Bale *et al.* [12].

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Diagramas Ternários do Sistema CaO-SiO₂-FeO-MgO (CSFM)

Dos diversos sistemas ternários que compõe o quaternário CSFM, escolheu-se como ponto de partida o sistema CaO-SiO₂-FeO. A Figura 5 mostra a projeção das superfícies liquidus calculada via FactSage, a partir do banco de dados FToxid. A Figura 6 mostra a mesma projeção provinda do Slag Atlas; Allibert M, *et al.* [13].

Comparando-se as Figuras 5 e 6 pode-se observar a presença de fases similares em todo o sistema CaO-SiO₂-FeO, o que demonstra a existência de uma boa concordância entre eles. Para temperaturas de 1300°C e acima, contudo, existem incertezas na apresentação do diagrama do *Slag Atlas* [13]. Esse é um dos fatores que mostra o avanço das pesquisas condensadas na termodinâmica computacional; o sistema CSFM tem sido avaliado intensamente ao longo do tempo por vários pesquisadores associados ao grupo FactSage [14-21].

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

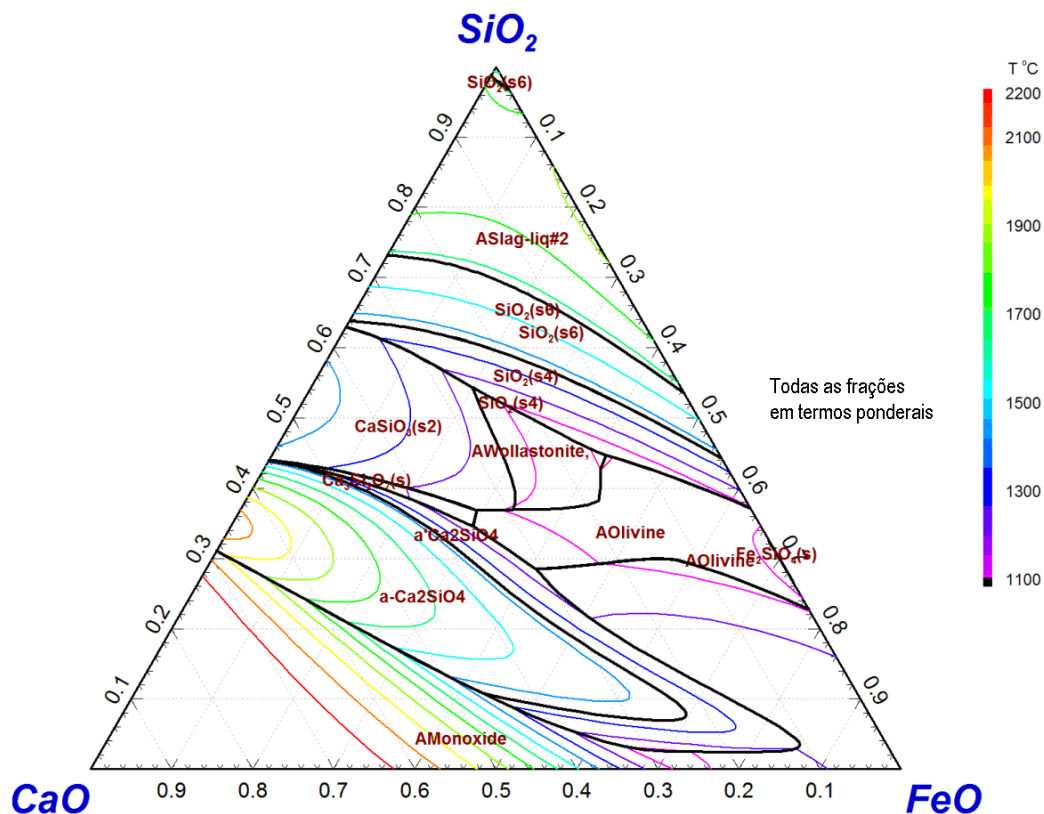


Figura 5. Projeção das superfícies liquidus do sistema CaO-SiO₂-FeO (calc. via FactSage)

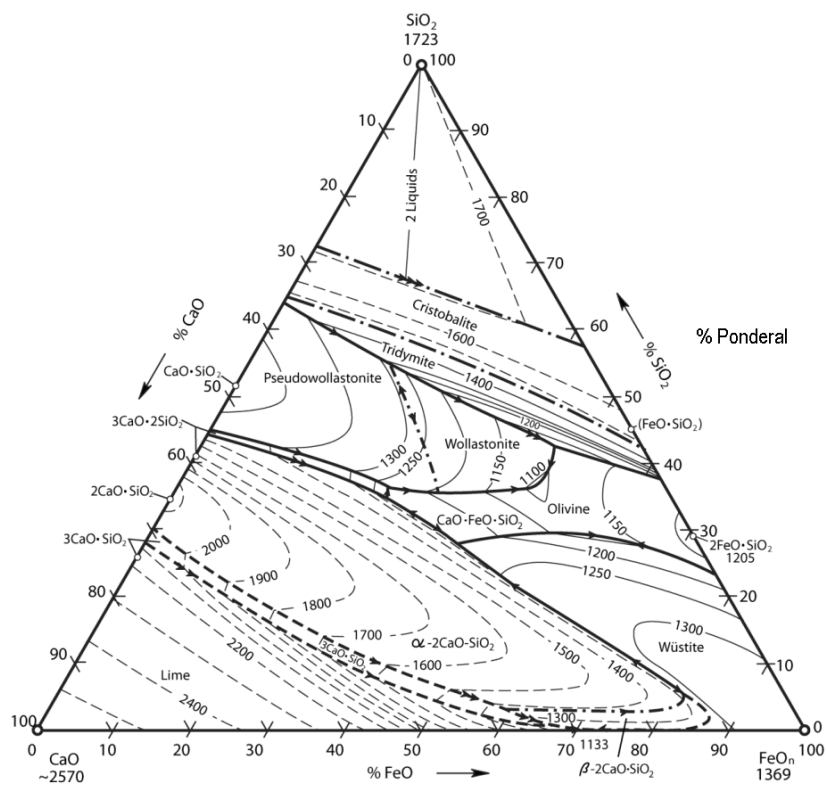


Figura 6. Projeção das superfícies liquidus do sistema CaO-SiO₂-FeO [13].

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

Considerando a importância do óxido MgO sobre o sistema CSF, a Figura 7 mostra o campo monofásico Líquido, no sistema CSFM, para 5% de MgO.

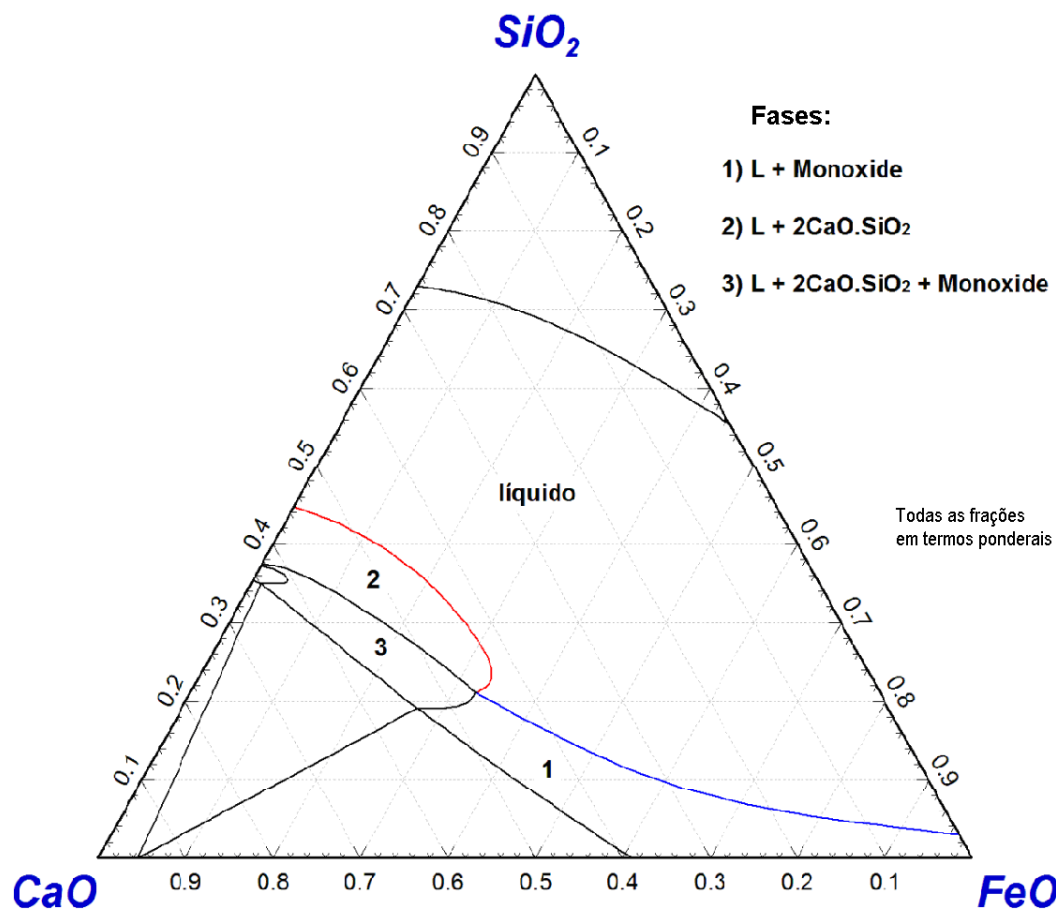


Figura 7. Corte isotérmico no diagrama CSFM para 5% de MgO; T = 1600 °C (calculado com o FactSage)

Nesta figura também são dados destaques para outros 3 campos:

1. Líquido + Monoxide (solução sólida magnésio-wustita);
2. Líquido + 2CaO.SiO₂;
3. Líquido + Monoxide + 2CaO.SiO₂.

O ponto de intersecção dos três campos citados acima pode ser chamado de ponto de dupla saturação – neste caso, saturação em ‘CaO’ (2CaO.SiO₂) e ‘MgO’ (Monoxide). A composição deste ponto no diagrama fornece a basicidade binária e o teor de FeO em equilíbrio, para o teor de 5% de MgO. É possível repetir o mesmo cálculo para outros teores de MgO (ver adiante).

O Slag Atlas fornece a projeção das diversas superfícies encontradas no sistema CSFM para a temperatura de 1600°C no diagrama ternário CaO-SiO₂-FeO (base da representação espacial do sistema já citado). Os resultados estão fundamentados nos trabalhos de Trömmel *et al.* [22] e Görl *et al.* [23]. As projeções também apresentam curvas de isoconcentração de MgO.

3.2 Teor de MgO para a Dupla Saturação

Conforme já foi visto, as superfícies de precipitação das fases sólidas ‘CaO’ (2CaO.SiO₂) e ‘MgO’ (MgO.FeO) têm uma curva em comum no sistema CSFM. As

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

composições descritas por essa curva terão, ao mesmo tempo, saturação em 'MgO' e 'CaO'. Este fato é de interesse prático, por causa da proteção aos refratários do forno e pela possibilidade de serem atingidos valores altos no *índice de espumação*. A Figura 8 mostra os teores de MgO necessários para a dupla saturação de uma escória do sistema CSFM, como função de sua basicidade binária (%CaO/%SiO₂), obtidos via simulação (Figura 3), em conjunto com os dados apresentados por Pretorius e Carlisle [2].

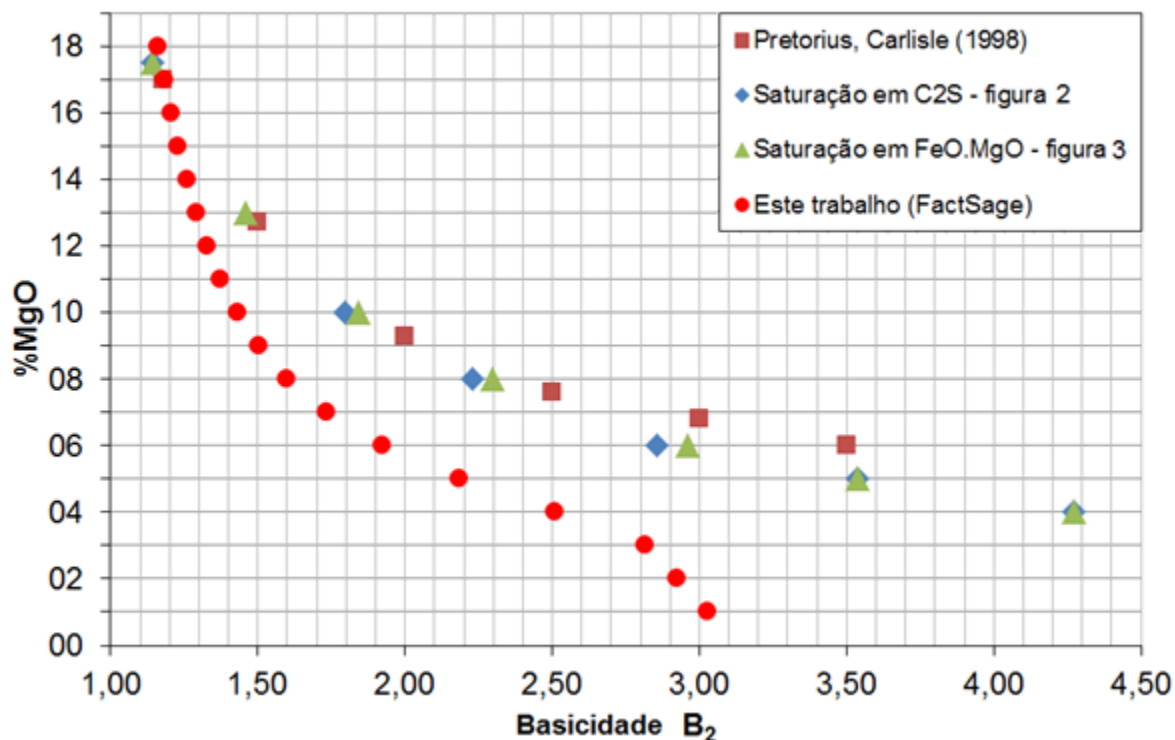


Figura 8. Teor de MgO necessário para a dupla saturação de escórias do sistema CSFM, como função da basicidade %CaO/%SiO₂; T = 1600 °C

Na Figura 8 é visível a diferença entre as curvas de Pretorius e Carlisle, as curvas provindas das Figuras 2 e 3, de Trömmel *et al.* [22] e Görl *et al.* [23], e os resultados deste trabalho. A diferença fica em torno de 3% de MgO entre basicidade 1,4 e 2,8; a partir de B₂ = 2,8 a curva calculada sofre forte queda. É provável que, para valores maiores do que 3,1, ela não intercepta mais os pontos de dupla saturação

As curvas de Pretorius e Carlisle e as provindas das Figuras 2 e 3 têm boa concordância entre si, pois as figuras citadas serviram de base para o trabalho de Pretorius e Carlisle. No presente trabalho não foi levado em consideração o efeito da pressão parcial de oxigênio na oxidação do ferro. Bennett e Kwong [24], contudo, realizaram um estudo empregando a termodinâmica computacional (FactSage) para avaliar o sistema CSFM e obtiveram resultados consistentes com os da literatura.

3.3 Viscosidade Efetiva

A Figura 9 reproduz o ISD para uma escória com basicidade B₃ = 2,0 à temperatura de 1600°C (o índice B₃ também considera o teor de Al₂O₃ na equação da basicidade).

* Contribuição técnica ao 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

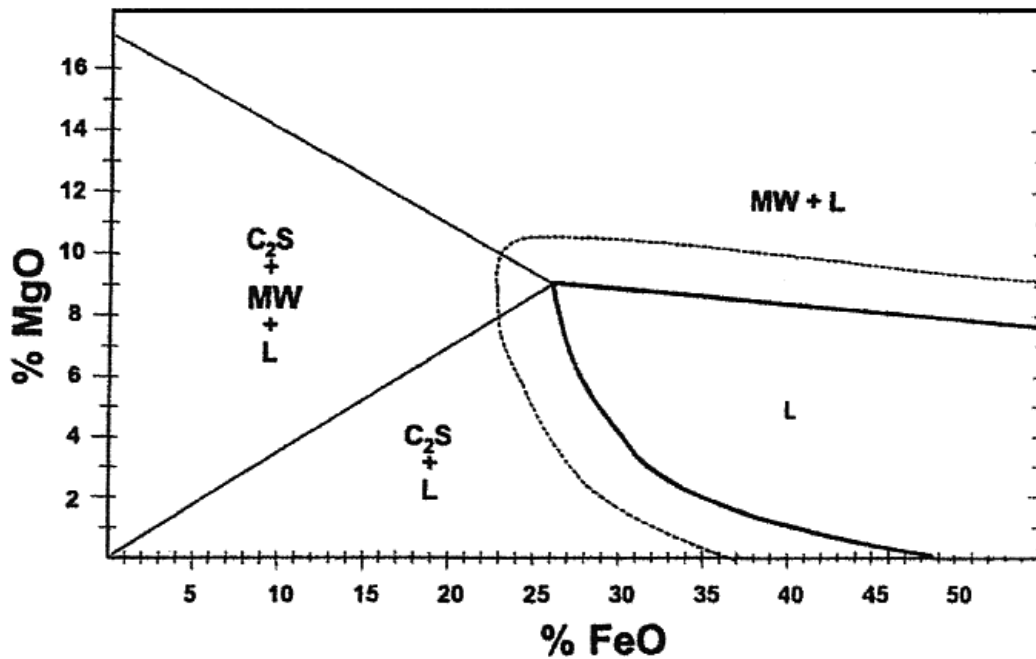


Figura 9. Diagrama Isotérmico de Solubilidade (ISD) para a basicidade $B_3 = 2,0$ ($C_2S = 2CaO.SiO_2$, MW = Magnésio-Wustita, e L = Líquido) [2].

A área considerada ideal para a espumação por Pretorius e Carlisle é aquela entre o campo totalmente líquido e o delimitado pela linha pontilhada, contendo as fases líquido mais magnésio-wustita (MW). Na Figura 9, entre aproximadamente entre 8 e 10% de MgO e 25 a 50% de FeO, tem-se uma escória líquida saturada em MgO (MW) com uma fração de sólidos apenas suficiente para a nucleação de bolhas de CO. Nela, mesmo com a variação no teor de FeO no decorrer do processo, seria possível manter as boas condições de espumação e a compatibilidade com os refratários à base de MgO.

Uma investigação sobre a variação da fração de fase líquida e das fases sólidas obtidas por meio do software FactSage foi feita partindo-se da composição 10% de MgO e um pequeno teor inicial de FeO, escolhido de modo que o sistema esteja dentro do campo ternário $C_2S + MW + L$. Outras condições são: $B_2 = 2,0$ e $T = 1600^\circ C$. O resultado dessa simulação pode ser visto na Figura 10.

A Figura 10 mostra que a fração de líquido aumenta com o aumento do teor de FeO – o que era esperado. Somente a partir de 20% de FeO é que a fração de líquido supera a fração de sólidos.

Para a descrição da viscosidade de líquidos contendo partículas de segunda fase, a equação de Roscoe-Einstein pode ser utilizada [14]:

$$\eta_e = \eta (1 - \rho\Theta)^{-5/2} \quad \text{(Equação 1)}$$

Onde:

- η_e viscosidade efetiva da escória;
- η viscosidade da escória líquida;
- Θ fração de fases sólidas (precipitados);
- ρ parâmetro de interação do sólido.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

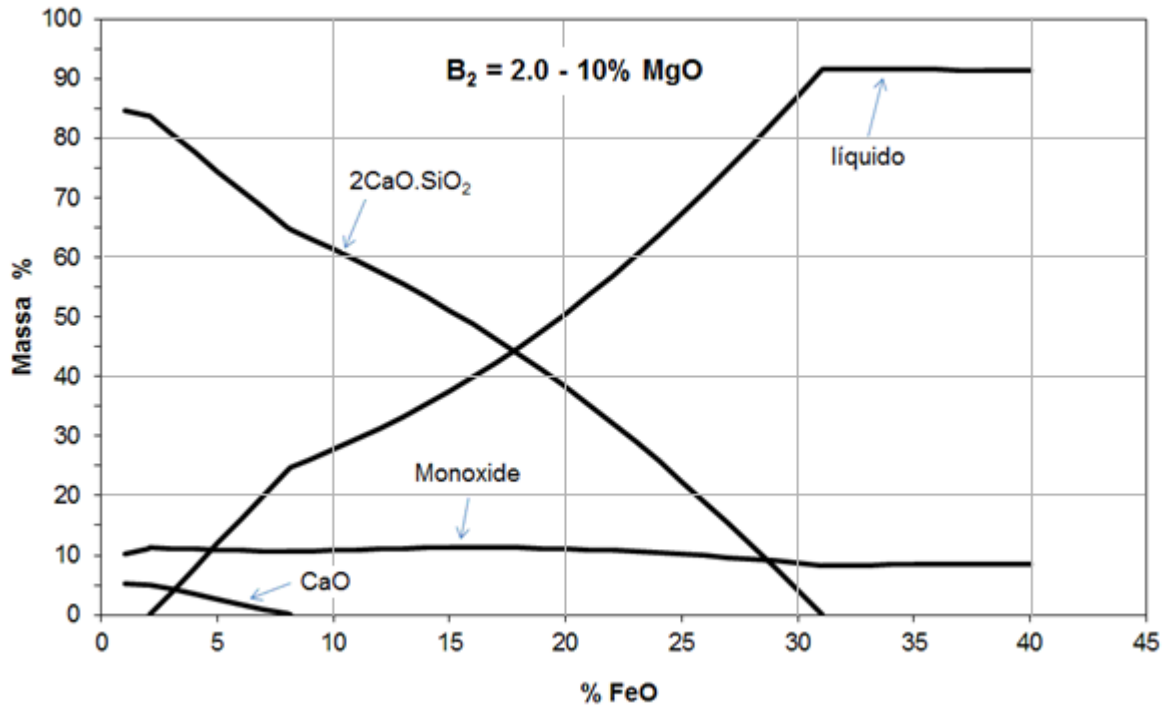


Figura 10. Massa das fases em equilíbrio em função do teor de FeO em escórias; $B_2 = 2,0$, $MgO = 10\%$ e $T = 1600\text{ °C}$ (Calculado com o FactSage)

Para uma suspensão diluída de esferas de diferentes tamanhos, o parâmetro de interação do sólido é igual à unidade – valor utilizado neste trabalho.

Tabela 2. Viscosidade da escória líquida e viscosidade efetiva; $B_2 = 2,0$, $MgO = 10\%$ e $T = 1600\text{ °C}$

%FeO na escória	Viscosidade da escória líquida [Pa.s]	Fração de fases sólidas	Viscosidade efetiva da escória [Pa.s] (Roscoe-Einstein)
25	0,0300	0,327	0,0807
26	0,0310	0,290	0,0729
27	0,0310	0,251	0,0639
28	0,0310	0,212	0,0562
29	0,0310	0,171	0,0495
30	0,0310	0,130	0,0438
31	0,0310	0,087	0,0389
32	0,0310	0,085	0,0387
33	0,0300	0,085	0,0374
34	0,0290	0,085	0,0362
35	0,0290	0,085	0,0362
36	0,0280	0,085	0,0350
37	0,0280	0,085	0,0350
38	0,0270	0,086	0,0338
39	0,0260	0,086	0,0326

A Tabela 2 apresenta os resultados obtidos por meio do software FactSage 6.4, para o cálculo da viscosidade da escória líquida e fração de sólidos, e os resultados para a

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



viscosidade efetiva via equação de Roscoe-Einstein. A composição da escória foi limitada, aqui, para o teor de FeO na faixa entre 25 a 39% (MgO = 10% e B₂ = 2,0, temperatura 1600°C).

Pode-se observar que a viscosidade da escória líquida varia pouco para o intervalo de composições estudado. Já a viscosidade efetiva é quase três vezes maior do que aquela da líquida para 25% FeO. A viscosidade efetiva cai continuamente entre 25 e 31% de FeO, pois a porcentagem da fase C₂S formada também cai. A partir de 31% de FeO entra-se no campo bifásico contendo as fases líquido mais MW, e o valor da viscosidade efetiva permanece praticamente constante ao longo dos teores crescentes de FeO.

4 CONCLUSÕES

O presente trabalho mostra que é possível estudar por meio da termodinâmica computacional alguns tópicos de grande importância para a produção de aço, nominalmente a espumação e a saturação em MgO de escória.

Por meio do sistema quaternário CaO-SiO₂-FeO-MgO (CSFM) foi possível reproduzir (i) composições de saturação das fases sólidas 'MgO' e 'CaO' e (ii) a viscosidade efetiva de um ponto particular deste sistema dado diagrama do tipo ISD.

Nem sempre, contudo, os dados experimentais e os resultados obtidos convergem – como foi o caso, por exemplo, da curva de saturação em MgO em função da basicidade binária.

REFERÊNCIAS

- 1 Mourão MB, et al., Introdução à Siderurgia. 2007, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração.
- 2 Pretorius EB, Carlisle RC. Foamy Slag Fundamentals and Their Practical Application to Electric Furnace Steelmaking. In Electric Furnace Conference Proceedings. 1998: Association for Iron & Steel Technology (AIST)
- 3 Morales RD, et al., The slag foaming practice in EAF and its influence on the steelmaking shop productivity. ISIJ International, 1995; 35(9): 1054-1062.
- 4 Matsuura H, Fruehan RJ. Slag foaming in an electric arc furnace. ISIJ International, 2000; 49(10): p. 1530-1535.
- 5 Kitamura S, Okohira K. Influence of slag composition and temperature on slag foaming. ISIJ International, 1992. 32(6): 741-746.
- 6 Hara S, Ogino K. Slag-foaming phenomenon in pyrometallurgical processes. ISIJ International, 1992. 32(1): p. 81-86.
- 7 Barella S, et al., Critical evaluation of role of viscosity and gas flowrate on slag foaming. Ironmaking and Steelmaking, 2012; 39(6): 463-469.
- 8 Wu LS, Albertsson GJ. Sichen, D. Modelling of slag foaming. Ironmaking and Steelmaking, 2010; 37(8): 612-619.
- 9 Kwong J, Bennett JP. Achieving MgO saturated foamy slags in the EAF, In 2001 Electric Furnace Conference Proceedings. 2001, Association for Iron & Steel Technology: Warrendale. p. 277.
- 10 Hong L, Hirasawa M, Sano M. Behavior of slag foaming with reduction of iron oxide in molten slags by graphite. ISIJ International, 1998; 38(12): 1339-1345.
- 11 Kim HS, Min DJ, Park JH. Foaming behavior of CaO-SiO₂-FeO-MgO sat.-X (X=Al₂O₃, MnO, P₂O₅, and CaF₂) slags at high temperatures. ISIJ International, 2001. 41(4): 317-324.
- 12 Bale CW, et al., FactSage thermochemical software and databases. Calphad, 2002. 26(2): 189-228.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



- 13 Allibert M, Gaye H, et al. Slag Atlas. 2. ed. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995.
- 14 Wu P, Eriksson G, Pelton AD. Critical Evaluation and Optimization of the Thermodynamic Properties and Phase Diagrams of the CaO-FeO, CaO-MgO, CaO-MnO, FeO-MgO, FeO-MnO and MgO-MnO Systems, J. Am. Ceram. Soc., 1993. 76: 2065-2075.
- 15 Eriksson G, Wu P, Blander M, Pelton AD. Critical Evaluation and Optimization of the Thermodynamic Properties and Phase Diagrams of the MnO-SiO₂ and CaO-SiO₂ Systems, Canad. Met. Quart., 1994.33: 13-22
- 16 Deckerov S, Jung I-H, Pelton,AD., Thermodynamic Modeling of the FeO-Fe₂O₃-MgO-SiO₂ System, J. Am. Ceramic Soc., 2002; 85: 2903-2910.
- 17 Deckerov S, Jung I-H, Jak E, Kang Y-B, Hayes P, Pelton AD. Thermodynamic Modeling of the Al₂O₃-CaO-CoO-CrO-Cr₂O₃-FeO-Fe₂O₃-MgO-MnO-NiO₂-SiO₂-S System and Applications in Ferrous Process Metallurgy, Proceed. VII Intern. Conference on Molten Slags, Fluxes and Salts, South African Inst. Mining & Metallurgy, Johannesburg, 2004: p. 839-849,.
- 18 Jung I-H, Deckerov S, Pelton AD. Thermodynamic Modeling of the Fe-Mg-O system, J. Phys. Chem. Solids, 2004; 65: 1683-1695.
- 19 Jung I-H, Deckerov, S., Pelton, A.D. Thermodynamic Modeling of the FeO-Fe₂O₃-MgO-SiO₂ System, Metall. and Mat. Trans. B., 2004. 35B: 877-889.
- 20 Jung I-H, Deckerov S, Pelton AD. Thermodynamic Modeling of the CaO-MgO-SiO₂ System, J. Eur. Ceram. Soc., 2005; 25: 313-333.
- 21 Jak E, Hayes P, Pelton A, Deckerov S. Thermodynamic optimisation of the FeO-Fe₂O₃, SiO₂ (Fe-O-Si) system with FactSage”, Intern. J. Mat. Res., 2007. 9: 847-54 ().
- 22 Trömmel G, Koch K, Fix W, Grobcurth N. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1969; 40(12): p. 969-978.
- 23 Görl E, Klages R, Scheel R, Trömmel G. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1969. 40(12): p. 959-967.
- 24 Bennett J, Kwong K-S. Ironmaking and Steelmaking. 2010;37(7):529-535.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.