

ESTUDO TERMODINÂMICO DE INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS NA PRODUÇÃO DE AÇOS *DUAL-PHASE* COM ALTO TEOR DE SILÍCIO*

Júlia Beltrami¹
Wagner Viana Bielefeldt²
Antônio Cezar Faria Vilela³

Resumo

O trabalho estudou a formação, a interação com a escória e a solidificação de inclusões geradas durante o processamento de aços *dual-phase* com alto teor de silício (>1%). A composição destes aços, se não bem controlada, pode gerar inclusões sólidas de sílica pura durante o lingotamento contínuo. Para o estudo, foram feitas simulações termodinâmicas com o software computacional FactSage 6.4. As simulações mostraram que os fatores mais importantes para a composição inicial das inclusões é a relação %Mn/%Si e o teor de alumínio dissolvido no aço. Ao interagir com a escória, a tendência é que as inclusões se aproximem da sua composição ao longo do tempo. Durante a solidificação, a maioria das inclusões apresentou fases deformáveis e de baixo ponto de fusão, com exceção das inclusões sem CaO e da inclusão com 25% de Al₂O₃ e teor intermediário de CaO, que apresentaram as fases tridimita, coríndon e gehlenita de alto ponto de fusão e não-deformáveis.

Palavras-chave: Inclusões; Termodinâmica computacional; Sistema SiO₂-MnO-Al₂O₃-CaO.

THERMODYNAMIC EVALUATION OF NON-METALLIC INCLUSIONS ON HIGH SILICON DUAL-PHASE STEELS PRODUCTION

Abstract

This work evaluates the formation, slag interaction and solidification of inclusions generated during the processing of dual-phase steels with high content of silicon (<1% wt). The composition of these steels, if not properly controlled, can produce solid silica inclusions during continuous casting. For the thermodynamic calculations, the commercial software FactSage 6.4 was used. The results show that for the initial composition of inclusion, the most important factors are the %Mn/%Si ratio and the aluminium content of steel. When interacting with the slag, the tendency of the inclusions composition is to equal the slag composition over time. During solidification most of the inclusions presented deformable and low fusion temperature phases, except for inclusions without CaO and with 25%Al₂O₃ and intermediate CaO content, which formed tridymite, corundum and gehlenite, all phases with high fusion temperature and non-deformable.

Keywords: Inclusion; Computational thermodynamics; SiO₂-MnO-Al₂O₃-CaO system.

¹ Mestranda, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil.

² Professor Dr., Departamento de Metalurgia e PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.

³ Professor Dr.-Ing., Departamento de Metalurgia e PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos (*dual-phase steels* - DP) são uma família de aços composta por duas fases: uma matriz ferrítica e uma segunda fase dispersa composta por martensita, austenita retida e/ou bainita [1]. Estes aços foram desenvolvidos na década de 70 pela indústria automotiva com o objetivo de obter um material que aliasse elevada resistência, boa soldabilidade, conformabilidade e ductilidade, permitindo a redução de peso dos veículos sem comprometer a segurança [1]. Devido a estas propriedades os aços DP também foram estudados para outras aplicações, tal como vergalhão para concreto armado [2-4] e tubulações para transporte de minérios [5,6].

A composição química destes aços varia consideravelmente de acordo com as propriedades desejadas, mas seus principais componentes são C (tipicamente < 0,2%), Mn e Si, podendo ser adicionadas pequenas quantidades de Cr, Mo, V, Nb ou B [1]. O silício tem a importante propriedade de inibir a formação de cementita, que é uma fase indesejada nos aços DP. Por isso, alguns aços têm adições de silício de até 2,5% [2,3]. Estes aços de mais alto silício impõem uma dificuldade de processamento na aciaria, pois se não forem bem controlados podem produzir inclusões de sílica sólida praticamente pura no molde de lingotamento contínuo.

De fato, Turkdogan [7] e Fruehan [8] mostram, a partir da termodinâmica do sistema binário $\text{SiO}_2\text{-MnO}$, que a 1550°C a inclusão de silicato de manganês é líquida até 46,5% em massa de SiO_2 (acima disso, forma-se sílica sólida). Para garantir a inclusão líquida é necessária uma relação de $\% \text{Mn}^2 / \% \text{Si} \geq 1,6$ no aço. Aços DP com mais de 1,5% de Si necessariamente estão fora desta relação ideal.

No entanto, além de SiO_2 e MnO , estão presentes no sistema de refino secundário outros óxidos importantes, notadamente Al_2O_3 e CaO . A alumina é proveniente de teores residuais de Al das ligas adicionadas e deve ser controlada para não formar inclusões sólidas prejudiciais. Já o CaO é proveniente da interação das inclusões com a escória da panela. Estes dois óxidos interagem com as inclusões do sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO}$, modificando-as.

Kang e Lee [9] realizaram um estudo termodinâmico abrangente de inclusões no sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ e da desoxidação com $\% \text{Mn} / \% \text{Si}$, incluindo sistemas ricos em SiO_2 . Porém, eles limitaram a simulação à composição química de $\% \text{Mn} + \% \text{Si} = 1\%$. Para os cálculos, foi utilizado o software FactSage. Segundo o estudo, as inclusões com $\% \text{MnO} / \% \text{SiO}_2 = 1$ formam compostos com baixo ponto de fusão (abaixo de 1200°C) com teores de 5 a 25% de Al_2O_3 . Já para inclusões com $\% \text{MnO} / \% \text{SiO}_2 = 0,5$, a faixa de baixo ponto de fusão é mais estreita e se concentra nas proximidades de 20% de Al_2O_3 . Eles também usaram dados de plantas industriais e experimentos em laboratório para validar a metodologia de simulação termodinâmica e encontraram boa correlação, mostrando que o modelo é válido.

Além do ponto de fusão das inclusões, importante na etapa de lingotamento contínuo, é necessário avaliar as diferentes fases sólidas e suas deformabilidades, para que sejam adequadas à laminação. No sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ as inclusões deformáveis encontram-se na região central do diagrama de fases, e compreendem as fases tridimita, rhodonita, mulita e espessartita [10]. Já no sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$, as fases preferenciais são wollastonita, pseudowollastonita e anorthita [9].

Não há muitos estudos disponíveis sobre a formação de inclusões em aços DP com alto teor de silício. Portanto, o objetivo deste trabalho foi, adaptando a metodologia desenvolvida por Kang e Lee [9], simular termodinamicamente as inclusões geradas

durante o processamento de um aço DP com alto teor de silício (e, portanto, com $\%Mn + \%Si > 1$). Foram feitas considerações quanto às etapas de refino secundário, lingotamento contínuo e laminação. Todos os cálculos foram feitos no software termodinâmico FactSage versão 6.4. No futuro, serão feitos testes experimentais em laboratório para a verificação dos resultados encontrados nas simulações computacionais.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho consistiu no estudo termodinâmico computacional do sistema SiO_2 - MnO - Al_2O_3 - CaO em aços DP de alto silício com teores de $\%Mn + \%Si > 1\%$ (porcentagem em massa). Para isso, utilizou-se o software comercial FactSage, versão 6.4. Os módulos utilizados para as simulações foram:

- *Equilib*: módulo de cálculo do equilíbrio termodinâmico pela minimização da energia livre de Gibbs;
- *Phase Diagram*: módulo de cálculo e plotagem de diagramas de fase.

Nas simulações realizadas neste estudo foram utilizados os bancos de dados:

- *FTmisc- FeLQ* – para a simulação do banho de ferro líquido.
- *FToxid - SLAGA* – para a simulação das inclusões líquidas.
- *FToxid - MeO_A*, *FToxid - OlivA*, *FToxid - Mull*, *FToxid - CORU*, *FactPS* – para a simulação dos óxidos sólidos.

Informações sobre os bancos de dados e os modelos utilizados pelo programa podem ser obtidas em [11-14].

2.1 Formação das Inclusões

Para investigar quais inclusões são formadas a partir da composição do banho líquido, sem a interferência da escória, neste primeiro momento estudou-se o sistema SiO_2 - MnO - Al_2O_3 . Foi fixada a composição de $\%Mn + \%Si = 2\%$ e modificou-se a relação $\%Mn/\%Si$. Foi realizada uma varredura de 20 a 70 ppm de oxigênio dissolvido e de 0 a 10 ppm de alumínio dissolvido para cada composição. O equilíbrio foi calculado a $1550^\circ C$ e os resultados foram plotados em um diagrama ternário.

2.2 Modificação das Inclusões pela Escória

Aqui introduziu-se o CaO ao sistema. Foram testadas três composições diferentes de aços e duas composições de escória, conforme a tabela 1. As composições dos aços foram escolhidas a partir de valores típicos para aços DP encontrados na literatura e que pudessem oferecer diferentes relações $\%Mn/\%Si$. As escórias são de composições que podem ser utilizadas em usinas siderúrgicas.

Tabela 1 – Composição química dos aços e escórias utilizados nas simulações (porcentagem em massa).

	C	Si	Mn	O (ppm)	Fe	%Mn/%Si
Aço 1	0,2	1,0	0,5	50	Balanço	0,50
Aço 2	0,2	1,5	1,0	50	Balanço	0,66
Aço 3	0,2	2,5	1,0	50	Balanço	0,40
	SiO₂	CaO	Al₂O₃	MnO	Basicidade*	
Escória 1	66,67	33,33	-	-	2	
Escória 2	40	40	5	5	1	

* Basicidade binária $\%CaO/\%SiO_2$

O aço e as respectivas inclusões em equilíbrio foram reagidos com quantidades crescentes de escória, de forma a simular o passar do tempo no refino secundário. A proporção de aço/escória foi de 0 a 0,1%. Objetivou-se que as inclusões tivessem teores fixos de 15% e 25% de Al_2O_3 , e o teor de alumínio dissolvido no aço foi calculado de forma a obter este valor. O equilíbrio foi calculado a 1550°C e os resultados foram plotados em diagramas pseudo-ternários $\text{CaO-MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$.

2.3 Solidificação do Aço

No lingotamento contínuo ocorre a solidificação do aço. Nesta etapa, verificou-se a evolução da quantidade e composição das inclusões com a diminuição da temperatura. O resfriamento simulado foi de 1600°C até 1000°C .

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Formação das Inclusões

Na figura 1 estão representadas pelas linhas vermelhas o campo 100% líquido e pelas pontilhadas os campos de sólido + líquido das composições das inclusões formadas em aços com diferentes relações $\% \text{Mn}/\% \text{Si}$, a 1550°C . Os aços com teor maior de silício ($\% \text{Mn}/\% \text{Si} < 1$) tem o intervalo líquido de composições mais estreito se comparado ao dos aços mais ricos em manganês ($\% \text{Mn}/\% \text{Si} > 1$). Pode-se ver também que, no sentido do crescimento da alumina, o intervalo líquido aumenta. No entanto, Al_2O_3 em excesso provoca o aparecimento de uma nova fase sólida: para aços com $\% \text{Mn}/\% \text{Si} < 1$ é a mulita, e para aços com $\% \text{Mn}/\% \text{Si} > 1$ é o coríndon. A região mais rica em silício, até $\% \text{Mn}/\% \text{Si} = 0,5$, teve valores praticamente iguais aos de [9] e [15], que estudaram $\% \text{Mn} + \% \text{Si} = 0,5, 1$ e $1,5$. Para as composições de $\% \text{Mn}/\% \text{Si} = 1$ e maiores, houve um pequeno deslocamento das composições na direção de aumento de MnO . Pode-se dizer que a relação $\% \text{Mn}/\% \text{Si}$ tem influência muito maior do que a massa total de Mn e Si presente no aço ($\% \text{Mn} + \% \text{Si}$), para os valores estudados.

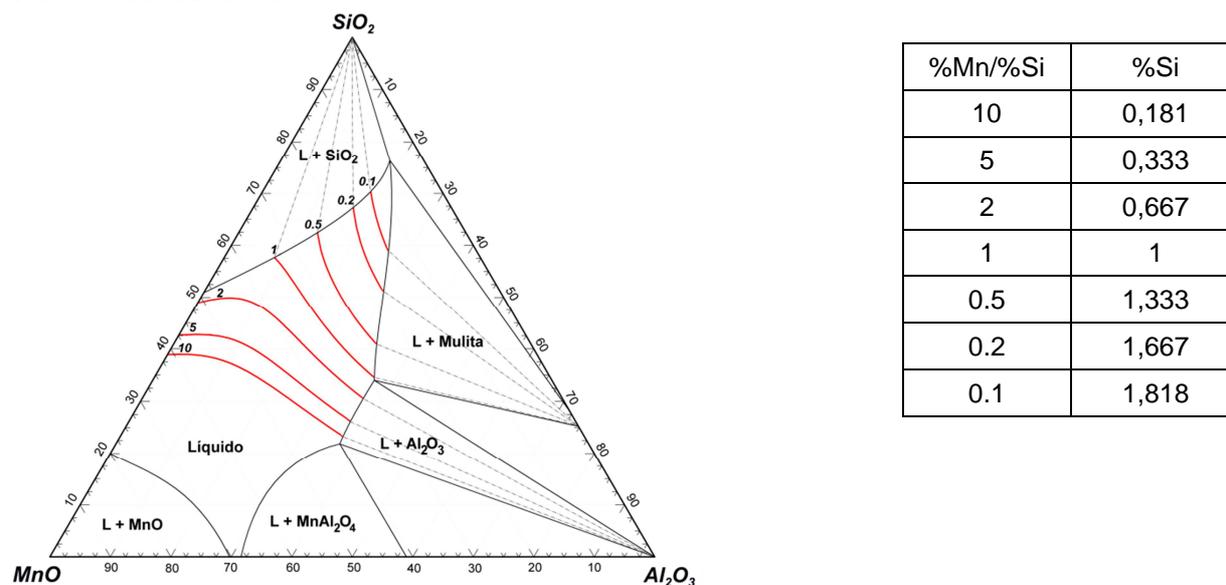


Figura 1 – Diagrama ternário, corte isotérmico a 1550°C , $\% \text{Mn} + \% \text{Si} = 2$. Diagrama ternário calculado via FactSage. As linhas vermelhas e tracejadas representam a relação $\% \text{Mn}/\% \text{Si}$ no aço.

A figura 2 mostra a composição das inclusões líquidas e o teor de oxigênio dissolvido no aço líquido com a variação do teor de alumínio. Estão mostrados os aços com relação $\%Mn/\%Si = 1$ e $0,5$. Sem a adição de alumínio as inclusões são formadas por sílica pura. Com pequenas quantidades de alumínio ($< 0,0001\%$ ou 1 ppm), parte da sílica é transformada em MnO , e este teor de MnO é mantido praticamente constante. Nota-se, comparando os dois gráficos, que o teor de oxigênio dissolvido é constante enquanto ainda existe a presença de cristobalita sólida (até 2,5 ppm de Al para o aço com $\%Mn/\%Si = 1$ e até 6 ppm de Al para o aço com $\%Mn/\%Si = 0,5$). Com o aumento do alumínio dissolvido, as inclusões tornam-se totalmente líquidas, baixando a atividade da sílica e favorecendo a desoxidação. A partir deste ponto, a sílica vai sendo parcialmente transformada em alumina.

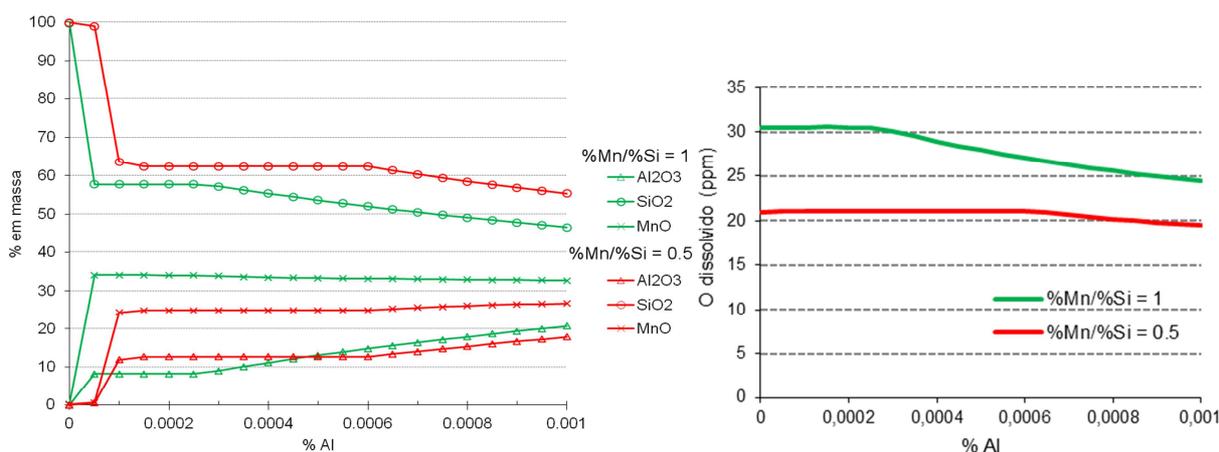


Figura 2 - % em massa das fases Al_2O_3 , SiO_2 , MnO nas inclusões líquidas x % alumínio no aço. T = $1550^\circ C$ e O = 50ppm.

3.2 Modificação das inclusões pela escória

3.2.1 Escória 1

A escória 1 é formada somente por CaO e SiO_2 e basicidade 2. A figura 3 mostra a evolução da composição da inclusão conforme ela reage com a escória sobrenadante. Primeiramente, pode-se perceber que o sistema com maior teor de alumina (3b) possui maior região líquida, o que está de acordo com o previsto em [9] para aços com maior teor de silício. A composição inicial das inclusões encontra-se sobre o eixo SiO_2 - MnO , já a composição da escória encontra-se sobre o eixo CaO - SiO_2 . Nota-se, portanto, que com o passar do tempo de refino, a tendência das inclusões é de se aproximar da composição da escória. Conforme são enriquecidas em CaO as inclusões permanecem líquidas até um limite onde começam novamente a se formar fases sólidas, desta vez, ricas em CaO . O teor de oxigênio dissolvido inicial, para as frações de alumina de 15% e 25%, foi maior para o aço 1 (27 e 23 ppm) e menor para o aço 3 (18 e 16 ppm). Já o teor final de oxigênio dissolvido, constante a partir do momento em que se formou a nova fase sólida, foi o mesmo para os três aços: 5,1 ppm para $Al_2O_3 = 15\%$ e 3,7 ppm para $Al_2O_3 = 25\%$. Em sistemas com 15% Al_2O_3 (3a), a primeira fase sólida a se formar é Ca_2SiO_4 , já para 25% (3b) de Al_2O_3 , a primeira fase sólida é $Ca_2Al_2SiO_7$. A inclusão final possui tanto fração sólida quanto líquida. Em termos de laminação, estas duas fases sólidas não são desejadas, pois são duras [9]. Nota-se também que entre as três composições de aço testadas, não há grandes diferenças na trajetória de modificação de inclusões.

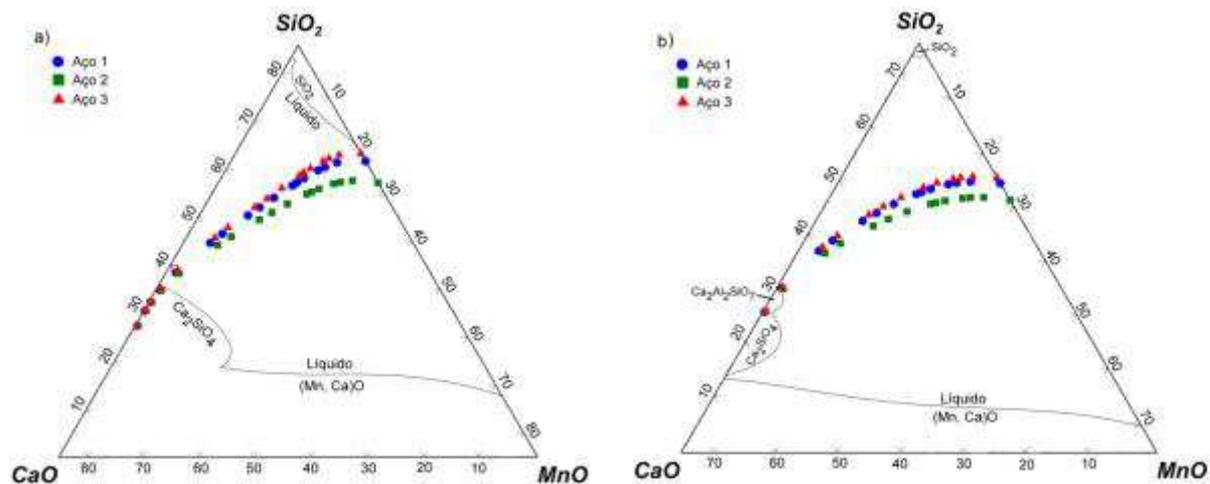


Figura 3 – Diagramas ternários, cortes isotérmicos a 1550°C, escória 1. Calculados via FactSage. Porcentagem em massa de alumina na inclusão é de a) 15% e b) 25%.

3.2.2 Escória 2

A figura 4 apresenta os resultados para escória 2, que possui basicidade binária igual a 1, e pequenas quantidades de Al_2O_3 e MnO em sua composição. De maneira análoga às simulações com a escória 1, a tendência das inclusões foi de reagir com a escória de forma a se aproximar da sua composição, enriquecendo-se em CaO , se for dado tempo suficiente. Neste caso, sendo a porcentagem de CaO menor na composição da escória, não chega a se formar uma nova fase sólida, rica em CaO . Os teores de oxigênio dissolvido iniciais foram os mesmos da escória 1 e os teores finais ficaram em 6,2 ppm para $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$ e 5,8 ppm para $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$.

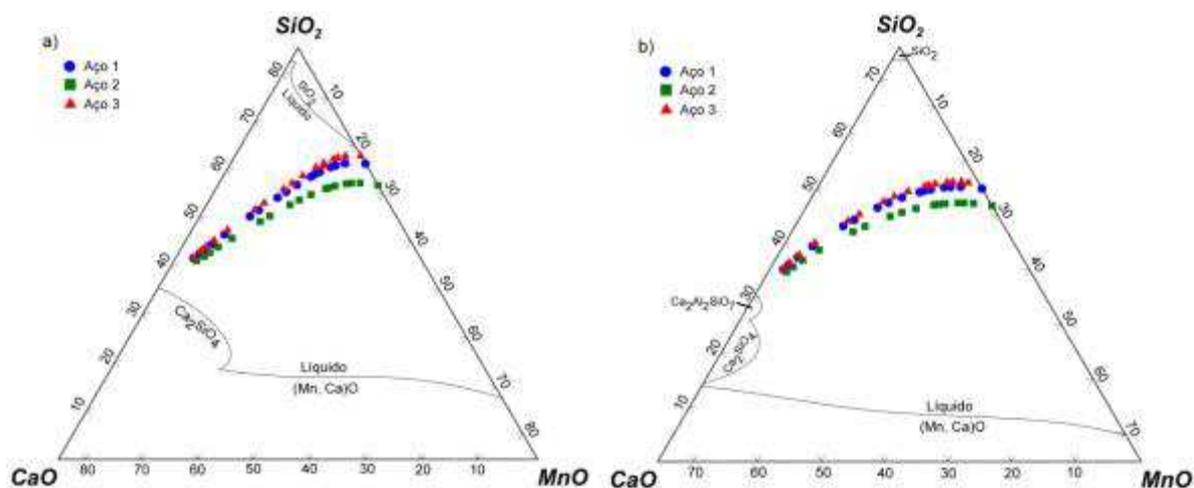


Figura 4 - Diagramas ternários, cortes isotérmicos a 1550°C, escória 2. Calculados via FactSage. Porcentagem de alumina na inclusão é a) 15% e b) 25%.

[9] e [16] obtiveram dados de composição de inclusões ao longo do tempo de refino secundário de diversas corridas industriais, para diferentes aços. Em sua análise observaram a mesma tendência de inclusões reagindo com a escória e se aproximando da sua composição nominal. [16] destaca que a incorporação de CaO pelas inclusões depende do teor de oxidação do banho. Quanto maior o teor de oxigênio total, menor o nível de CaO nas inclusões. Como as simulações apresentadas na figura 4 foram feitas com teor constante de 50 ppm de oxigênio,

não foi possível observar esta variável. No entanto, pode-se afirmar que, independente da composição do aço, e sabendo que as inclusões tendem a se aproximar da composição da escória, pode-se adaptar a composição da escória para obter as inclusões desejadas.

3.3 Solidificação do Aço

Para os cálculos simulando a solidificação do aço, foram escolhidas, a partir das inclusões calculadas na etapa 3.2, três inclusões com composições diferentes para cada sistema (CaO-MnO-SiO₂-15%Al₂O₃ e CaO-MnO-SiO₂-25%Al₂O₃). Elas foram chamadas de A, B, C, D, E e F e estão indicadas na figura 5 a) e b). Para o sistema com 15% de Al₂O₃, os resultados estão apresentados nas figuras 6, 7 e 8. A figura 6 apresenta o resfriamento do ponto A, onde não há presença de CaO. A partir de 1500°C começa a formação de inclusões sólidas de sílica. Esta é uma temperatura alta, na qual o aço está passando pela válvula do lingotamento contínuo, e as inclusões sólidas podem trazer problemas de entupimento destas. Com a redução da temperatura, a quantidade de inclusões líquidas diminui e a de sílica aumenta, e próximo da temperatura final de solidificação (~1200°C), é formada uma pequena quantidade de alumina. Esta temperatura apresenta o aço já solidificado, portanto não acarreta problemas para o lingotamento contínuo. O produto solidificado final possui inclusões de SiO₂ (86%) e de Al₂O₃ (14%). As inclusões de sílica não são deformáveis e podem provocar problemas durante a laminação [10].

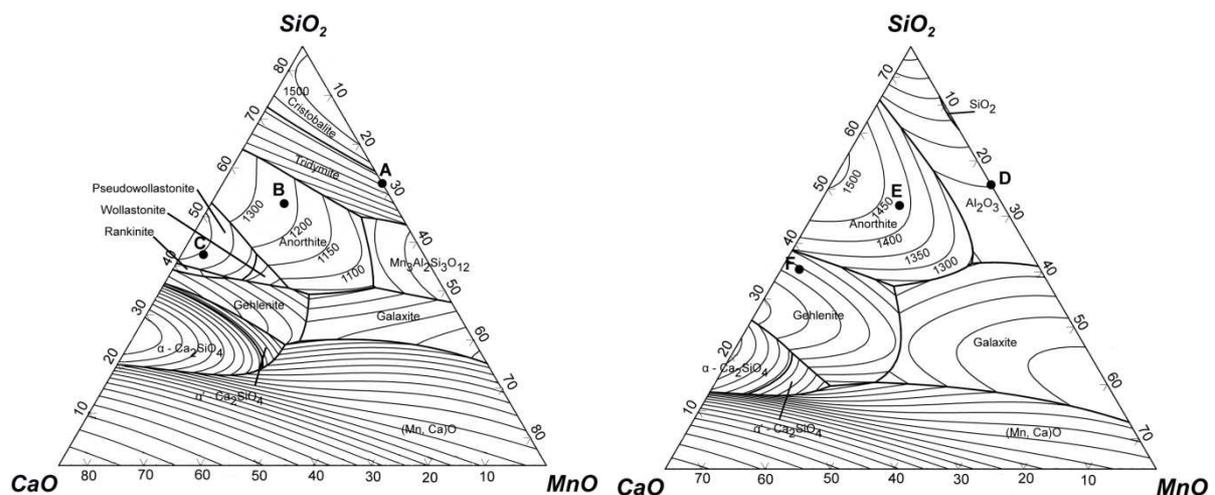


Figura 5 – Diagramas de fases CaO-SiO₂-MnO com a) 15% Al₂O₃ e b) 25%. Calculados via FactSage.

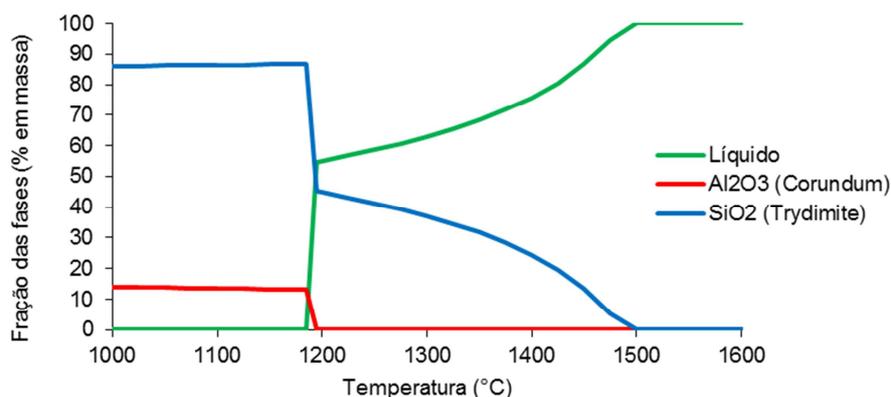


Figura 6 Fases formadas a partir da solidificação do ponto A (SiO₂ = 57%, MnO = 28%, Al₂O₃ = 15%).

A figura 7 apresenta o resfriamento a partir do ponto B. Até em torno de 1250°C, as inclusões ainda estão líquidas, o que é ideal para o lingotamento contínuo. Baixando-se mais a temperatura, ocorre a formação simultânea de wollastonita e anorthita. A 1100°C ocorre a solidificação do último líquido, com formação de tridimita. O produto final solidificado possui inclusões destas três fases, mas a sílica em menor quantidade. As fases wollastonita e anorthita são deformáveis e não apresentam problemas na laminação [10].

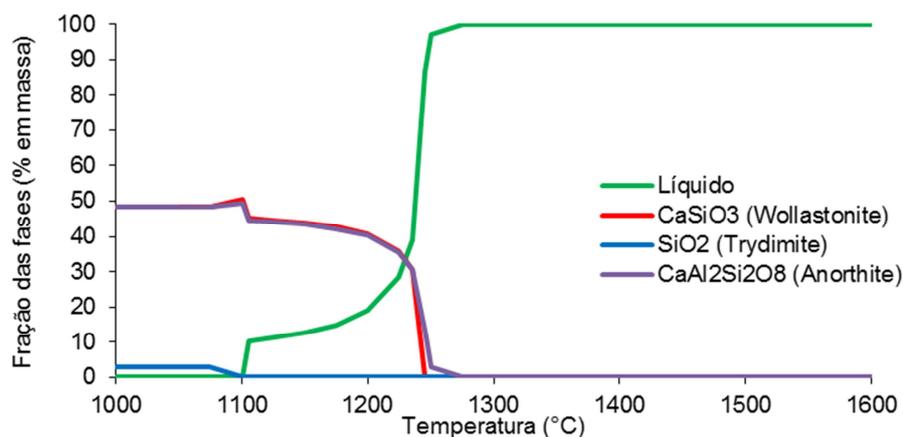


Figura 7 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto B ($\text{SiO}_2 = 52\%$, $\text{MnO} = 15\%$, $\text{CaO} = 18\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$).

A figura 8 apresenta o resfriamento a partir do ponto C. Neste caso, a solidificação completa dos óxidos ocorre somente abaixo de 1100°C. Isto indica a fração de fase líquida é alta durante a laminação. As fases presentes em maior quantidade são a tridimita e a anorthita. Também há a presença de wollastonita. Esta sílica de baixo ponto de fusão não é prejudicial à laminação.

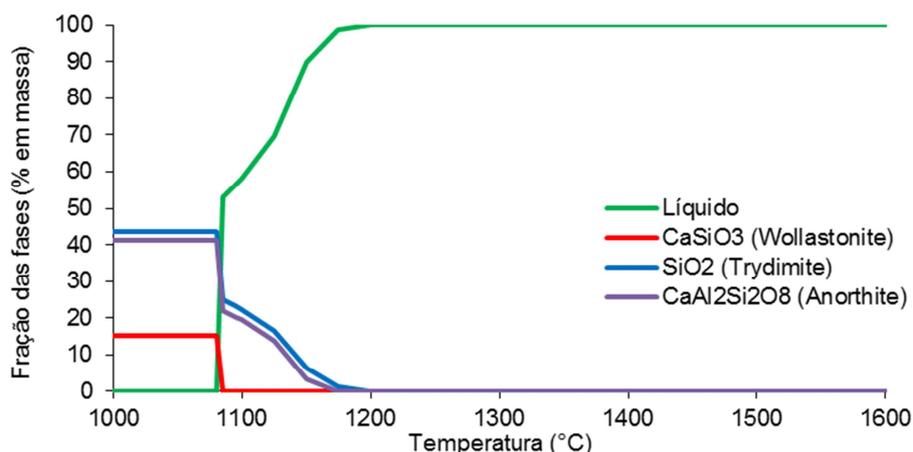


Figura 8 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto C ($\text{SiO}_2 = 42\%$, $\text{MnO} = 5\%$, $\text{CaO} = 38\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$).

Agora, serão apresentados os resfriamentos dos pontos D, E e F mostrados nas figuras 9, 10 e 11. O ponto D não tem a presença de CaO, assim como o ponto A. Ao comparar a figura 9 com a figura 6, é possível perceber que o aumento de 10% no teor de Al_2O_3 diminuiu a temperatura de solidificação das inclusões de tridimita para ~1260°C. Elas começam a se formar na mesma temperatura que o coríndon e seus teores não sofrem modificações com a progressão do resfriamento.

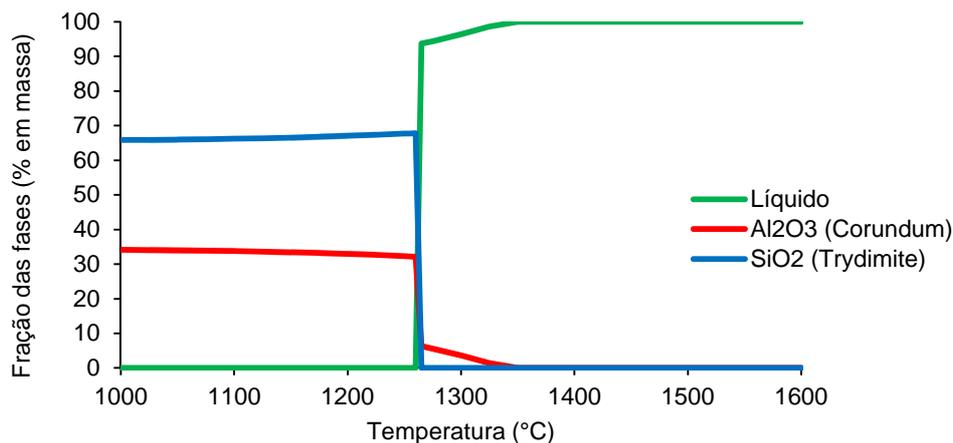


Figura 9 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto D ($\text{SiO}_2 = 50\%$, $\text{MnO} = 25\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$).

Ao analisar a solidificação do ponto E, tem-se o surgimento de uma fase que não estava presente em nenhum outro sistema, a gehlenita. Segundo [9] esta fase é dura e não deformável, e portanto indesejável na laminação. Gehlenita e anorthita começam a se formar por volta de 1360°C , e ao prosseguir o resfriamento parte da anorthita é transformada em gehlenita e coríndon.

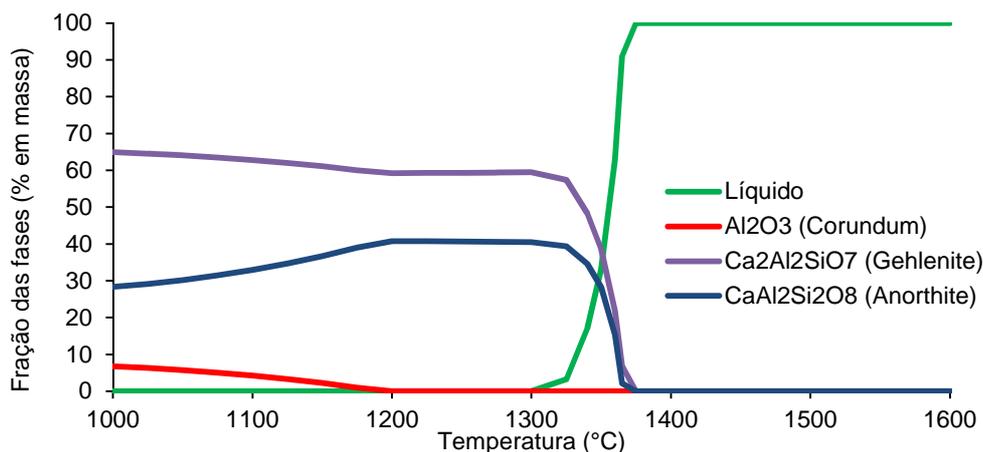


Figura 10 - Fases formadas a partir da solidificação do ponto E ($\text{SiO}_2 = 47\%$, $\text{MnO} = 11\%$, $\text{CaO} = 17\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$).

A figura 11 apresenta o resfriamento do ponto F. A primeira fase sólida, anorthita, aparece a partir de $\sim 1440^\circ\text{C}$. Nesta temperatura o aço está parcialmente solidificado. A solidificação das inclusões termina a 1200°C , quando são formadas pequenas quantidades de tridimita e coríndon.

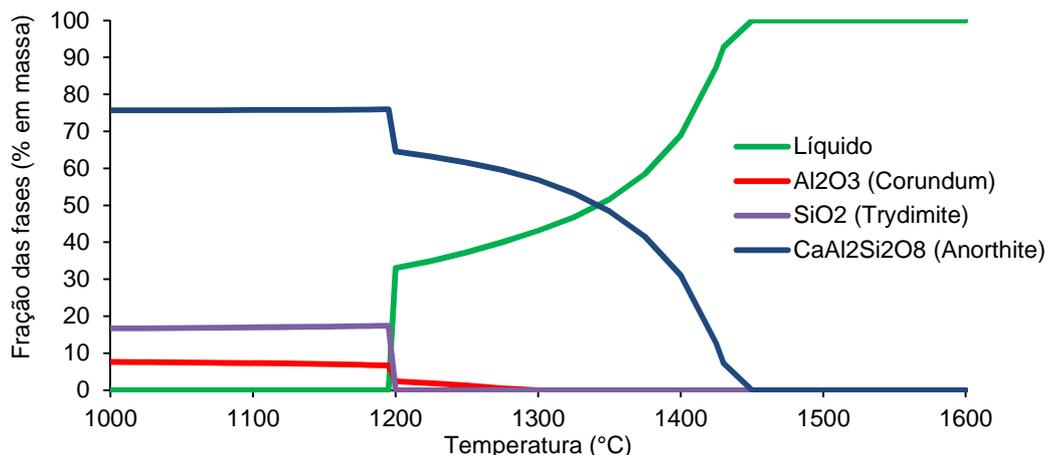


Figura 11 - Fases formadas a partir da solidificação do ponto F ($\text{SiO}_2 = 38\%$, $\text{MnO} = 3\%$, $\text{CaO} = 34\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$).

4 CONCLUSÕES

Este trabalho mostra que a simulação termodinâmica é uma ferramenta poderosa e que pode ser usada para a simulação de diferentes etapas do processo siderúrgico. Quanto aos aços DP com alto teor de silício estudados neste trabalho pode-se afirmar que:

Para a formação das inclusões, o fator mais importante é a relação $\% \text{Mn} / \% \text{Si}$. As diferentes quantidades das ligas ($\% \text{Mn} + \% \text{Si}$) não influenciaram significativamente a composição das inclusões formadas. Outro fator importante é o teor de alumínio dissolvido no aço.

Todos os aços simulados em contato com a escória produziram inclusões que, com o passar do tempo de refino secundário, se aproximaram da composição nominal de equilíbrio da escória. Dessa forma, pode-se adaptar a composição da escória para obter inclusões de baixo ponto de fusão e boa deformabilidade. A escória 1, de basicidade 2, produziu inclusões sólidas não deformáveis. A escória 2, de basicidade 1, produziu inclusões totalmente líquidas. Para trabalhos futuros, será investigada a influência do teor de oxigênio do banho na incorporação de CaO pelas inclusões.

A solidificação das inclusões sem CaO e com 15% de Al_2O_3 produziu como fase principal a sílica e menor quantidade de coríndon. As inclusões de sílica começam a se formar a 1500°C , temperatura em que o aço está passando pela válvula de lingotamento contínuo, o que pode prejudicar processo. Com o aumento para 25% de Al_2O_3 , a temperatura de solidificação caiu para aproximadamente 1260°C . A solidificação das outras inclusões testadas de maneira geral produziu fases deformáveis e de baixo ponto de fusão, com exceção da fase gehlenita, produzida pelo resfriamento do ponto E ($\text{SiO}_2 = 47\%$, $\text{MnO} = 11\%$, $\text{CaO} = 17\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$). Em trabalhos futuros, serão feitos testes experimentais em laboratório para a verificação dos resultados encontrados nas simulações computacionais e a comparação com valores de corridas industriais.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao engenheiro Anderson Kempka da Gerdau Riograndense pela colaboração na realização deste trabalho e ao CNPq pela concessão da bolsa de mestrado, referente ao processo 132761/2014-9.

REFERÊNCIAS

- 1 Rashid MS. Dual phase steels. Annual review of materials science. 1981; 11: 245 – 266.
- 2 Trejo D, Monteiro PJM, Thomas G. Development of steels for improved performance in reinforced concrete. Journal of materials in civil engineering. 1997; 9: 1 – 4.
- 3 Braz JLB. Desenvolvimento e caracterização de aços bifásicos para aplicações na construção civil [dissertação de mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul; 2002.
- 4 Lorusso H, Burgueño A, Egidi D, Svoboda H. Application of dual phase steels in wires for reinforcement of concrete structures. Procedia Materials Science. 2012; 1: 118 – 125.
- 5 Tyagi R, Nath SK, Ray S. Development of wear resistant medium carbon dual phase steels and their mechanical properties. Materials Science and Technology. 2004; 20: 645 – 652.
- 6 Ghosh A. Dry sliding wear behavior of dual phase steel. [dissertação de mestrado]. Kolkata: Jadavpur University; 2008.
- 7 Turkdogan ET. Fundamentals of steelmaking. London: The Institute of Materials; 1996.
- 8 Fruehan, RJ. The making, shaping and treating of steel. 11th edition. Pittsburgh: The AISE Steel Foundation; 1998.
- 9 Kang Y, Lee H. Inclusions chemistry for %Mn/%Si deoxidized steels: thermodynamic predictions and experimental confirmations. ISIJ International. 2004; 44(6): 1006 -1015.
- 10 Bernard G, Riboud PV, Urbain G. Étude de La plasticité d'inclusions d'oxydes. Revue de Métallurgie. 1981: 421 – 434.
- 11 Bale CW, Chartrand P, Deckerov SA, Eriksson G, Hack K, Mahfoud RB, et al. FactSage Thermochemical Software and Databases. Calphad. 2002; 26(2): 189-228.
- 12 Bale CW, Bélisle E, Chartrand P, Deckerov SA, Eriksson G, Hack K, et al. FactSage Thermochemical Software and Databases – Recent Developments. Calphad. 2009; 33(2): 295-311.
- 13 Jung I, Sergei A, Deckerov SA, Pelton AD. A Thermodynamic Model for Deoxidation Equilibria in Steel. Metallurgical and Materials Transactions B. 2004; 35(3): 493-507.
- 14 Eriksson G, Pelton AD. Critical Evaluation and Optimization of the Thermodynamic Properties and Phase Diagrams of the CaO-Al₂O₃, Al₂O₃-SiO₂ and CaO-Al₂O₃-SiO₂ Systems. Metallurgical and Materials Transactions B. 1993; 24(5): 807-816.
- 15 Jung I-H, Kang Y-B, Deckerov SA, Pelton AD. Thermodynamic evaluation and optimization of the MnO-Al₂O₃ and MnO-Al₂O₃-SiO₂ systems and applications to inclusion engineering. Metallurgical and materials transactions B. 2004; 35: 259 – 268.
- 16 Bartosiaki GB, Pereira JAM, Bielefeldt WV, Vilela ACF. Estudo de inclusões não-metálicas após desoxidação e durante tratamento em forno-panela. 45° Seminário de Aciaria. Porto Alegre: ABM; 2014.