

DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO A1 E A3 POR MEIO DE TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL E EQUAÇÕES EMPÍRICAS DE A1, A3 E TnR¹

*Flávia Tereza dos Santos Fernandes Tolomelli²
Andersan dos Santos Paula³
Ivaldo de Sousa Leão³
Fábio Moreira da Silva Dias⁴*

Resumo

Neste trabalho são apresentados diagramas de fase Fe-C construídos no Thermocalc, onde foi possível verificar a influência da adição de elementos de liga sobre as temperaturas de transformação A1 e A3, através da variação dos percentuais desses elementos de liga presentes nos aços, objetos desse estudo. Os diagramas obtidos retratam as condições de equilíbrio e pseudo-equilíbrio. Foi observado que a adição de elementos de liga altera a temperatura de transformação de fase, A3, em função da natureza do elemento de liga e seu percentual de adição. Foi também observado que a temperatura A1 aumenta, em particular, com adição do elemento B e reduz na condição de pseudo-equilíbrio. Também foram avaliadas neste estudo as temperaturas de não recristalização (TnR) e de solubilização das ligas. Foi observado que o nitreto de titânio (TiN) solubiliza-se em temperaturas acima de 1400°C ao passo que o carboneto de vanádio (V_4C_3) solubiliza-se em temperaturas mais baixas, da ordem de 245 a 398°C.

Palavras-chave: Thermocalc; Temperatura de transformação; Temperatura de não recristalização

DETERMINATION OF TRANSFORMATION TEMPERATURES A1 AND A3 BY COMPUTATIONAL THERMODYNAMICS AND EMPIRICAL EQUATIONS

Abstract

This paper presents phase diagrams Fe-C built in Thermocalc, where it was possible to verify the influence of the additional of alloying elements on the transformation temperatures A1 na A3, by varying the percentage of these alloying elements present in steels, such objects study. The diagrams depict the obtained equilibrium conditions and pseudo-equilibrium. It was observed that the addition of alloying elements changes the temperature of phase transformation, A3, increasing it or decreasing it depending on the nature of the alloying element and as its percentage of addition. It was also observed that the temperature A1 undergoes change (increase/swell with the addition of B and decrease/reduction when comparing the equilibrium condition for the condition of pseudo-equilibrium. Were also evaluated in this study the non recrystallization temperature (TnR) and solubilization of the alloys. It was observed that titanium nitride (TiN) solubilises at temperatures above 1400°C while the vanadium carbide (V_4C_3) is solubilized at lower temperatures in the range 245-398°C.

Key words: Thermocalc; Transformation temperature; Non recrystallization temperature.

¹ *Contribuição técnica ao 50° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.*

² *Engenheiro Metalúrgico. MSc, Especialista em Desenvolvimento de Produtos da Companhia Siderúrgica Nacional. Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.*

³ *Engenheira Metalúrgica. DSc Professor adjunto II da Universidade Federal Fluminense. Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.*

⁴ *Engenheiro Metalúrgico. MSc Engenheiro de Desenvolvimento Sênior da Companhia Siderúrgica Nacional. Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Os governantes de todo mundo têm se preocupado com as questões ambientais e de sustentabilidade. Dessa maneira, a utilização de aços microligados, sejam eles de alta resistência e baixa liga (HSS), sejam eles de alta resistência avançados (AHSS), têm contribuído fortemente não somente para o aumento da segurança veicular como também tem ajudado a reduzir de forma significativa os impactos ambientais decorrentes das emissões de CO₂ e outros poluentes para a atmosfera. A composição química dos aços microligados aliada às condições de processamento termomecânicos, têm garantido ao produto final uma microestrutura adequada à obtenção de alta resistência mecânica, alta tenacidade e boa soldabilidade. Como é sabido, o aumento de resistência mecânica dos aços microligados pode ser obtido por meio de solução sólida substitucional ou intersticial, por meio de precipitação de carbonetos, nitretos ou carbonitretos, por meio de refino de grão ou ainda por meio de uma combinação desses mecanismos. A laminação controlada, a qual consiste no controle da precipitação e outros fenômenos associados, visa garantir o refino da microestrutura austenítica ao final do processo. Essa microestrutura mais refinada da austenita garantirá, na ferrita oriunda de sua transformação, uma microestrutura também mais refinada o que implica em um aumento de resistência mecânica no produto final bem como num aumento de sua tenacidade. Já os aços de alta resistência avançados (AHSS) são praticamente uma evolução dos aços de alta resistência (HSS) nos quais se observa um maior percentual de elementos de liga como C, Mn, Nb, Cr, Si e Mo. Esses elementos têm como principal função aumentar a temperabilidade desses aços, permitindo a obtenção de microestruturas características (bainita, martensita e austenita retida, dentre outros) em temperaturas relativamente mais altas do que aquelas previstas pelos diagramas de fases. Esses aços são produzidos através do controle da taxa de resfriamento a partir do campo austenítico (para os aços laminados a quente) ou através do controle da taxa de resfriamento a partir do campo bifásico (austenita+ferrita) para o caso dos aços laminados a frio ou revestidos. O que diferencia os aços HSS dos aços AHSS é a sua microestrutura, ou seja: enquanto os aços HSS tem microestrutura essencialmente formada por ferrita, perlita e cementita no caso dos aços AHSS estes possuem microestrutura formada por ferrita, martensita, bainita, austenita e austenita retida, além perlita o que lhes confere propriedades mecânicas únicas. Como bem explorado por Gorni⁽¹⁾ os elementos de liga adicionados aos aços provocam alterações nas linhas de transformação do diagrama de fases Fe-C sendo que essa influência é tanto maior quanto maior for o percentual de adição desses elementos. A alteração das linhas de transformações de fases do diagrama Fe-C também provoca alteração na microestrutura do aço que, por sua vez, influencia diretamente as propriedades mecânicas a serem obtidas no do produto final. Dentre os elementos de liga presentes no aço, seja em função do seu processo de fabricação seja pelo processo de adição intencional ao aço para conferir-lhe alguma propriedade específica, destacam-se para efeito desse trabalho: carbono, manganês, nióbio e molibdênio.

Com relação ao diagrama de fases Fe-C, o aumento do percentual de carbono (C) diminui a temperatura A₃, estabilizando a austenita. O manganês (Mn) também reduz a temperatura de transformação A₃, durante o resfriamento, estabilizando a austenita (ou seja, aumentando a faixa de temperatura na qual a austenita é estável) e proporcionando refino do grão ferrítico, o que influencia diretamente as propriedades mecânicas, aumentando a resistência e a tenacidade após a

laminação. O nióbio, em termos do diagrama de fases, também reduz a temperatura de transformação ($\delta + \gamma$) o que contribui para a formação de grãos aciculares de ferrita ou bainita com alta densidade de discordâncias. Tais microestruturas resultam em aços de alta resistência e boa tenacidade ao entalhe. O molibdênio é um forte agente de endurecimento nos aços e por isso retarda o amolecimento em temperaturas elevadas pela formação de precipitados estáveis. Nos aços ARBL, além de produzir uma estrutura de ferrita acicular, também é a base para a produção de vários aços dual-phase na condição de laminados, usados em aplicações automotivas. Do ponto de vista do diagrama de fases Fe-C, o molibdênio eleva a temperatura A3 e melhora muito o endurecimento da bainita (útil nos aços ARBL utilizando ferrita acicular).⁽²⁻⁴⁾

Para que a laminação controlada de um aço microligado aconteça de maneira satisfatória faz-se necessário o conhecimento prévio de suas temperaturas de interesse. Entre elas podemos destacar a temperatura de não-recristalização (TnR) e as temperaturas de início e final de transformação da austenita em ferrita (A3 e A1). A temperatura de não recristalização (Tnr) é um importante parâmetro da laminação controlada de aços microligados. Ela delimita o intervalo de temperaturas no qual a austenita apresenta recristalização incompleta entre passes. Abaixo dessa temperatura a austenita não sofre nenhuma recristalização significativa entre os passes de laminação. No caso dos aços microligados se objetiva a laminação de acabamento abaixo da Tnr para que a austenita sofra encruamento e proporcione ao produto final um tamanho de grão mais refinado para o aumento de resistência mecânica sem comprometimento da tenacidade.⁽⁵⁾ Boratto et al.⁽⁵⁾ deduziram a equação de Tnr que foi utilizada nesse estudo para o cálculo dessa variável (Eq.1). Essa equação foi levantada a partir de dados de ensaios de torsão a quente sob condições experimentais fixas e leva em conta somente o efeito da composição química (elementos C, Nb, V, Ti, Al e Si). Há outras formas de determinação da Tnr (como por exemplo, o modelo proposto por Dutta e Sellars⁽⁶⁾), as quais não entraremos em detalhes, por não fazerem parte do escopo desse trabalho. Nas equações 1, 2 e 3 são apresentadas as fórmulas para os cálculos das temperaturas TnR, A3 e A1. Na equação 2, o valor de h corresponde à espessura a quente do material.

$$Tnr = 887 + 464C + (6445Nb - 644 \sqrt{Nb}) + (732V - 230 \sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (\text{Eq. 1})^{(5)}$$

$$A_3 (\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(h - 8) \quad (\text{Eq. 2})^{(7)}$$

$$A_1 (\text{°C}) = 723 - 10,7\%Mn - 16,9\%Ni + 29,1\%Si + 16,9\%Cr + 290\%As + 6,4\%W \quad (\text{Eq. 3})^{(8)}$$

No caso específico desse trabalho, foram avaliadas três composições químicas levando-se em consideração os teores de carbono e a adição dos elementos microligantes como manganês, fósforo, nióbio, titânio, molibdênio e alumínio. Todos os outros elementos foram considerados como residuais (percentuais menores que 0,06% em massa). Para a verificação da influência da adição de elementos de liga nas linhas de transformação do diagrama de fases Fe-C, foram traçados diagramas de fases em duas condições: equilíbrio e pseudo-equilíbrio utilizando o programa termocalc na versão 5 com banco de dados TCFE na versão 6.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As composições químicas utilizadas nesse trabalho são apresentadas na tabela 1. Foram escolhidas três composições para o estabelecimento das comparações apropriadas, representadas pelas ligas A, E e G as quais foram produzidas em escala industrial.

Tabela 1 – Composição química das ligas

Ligas	C	Mn	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	N	Ti	Nb	V
A	0,04	0,3	<0,015	<0,06	<0,06	<0,06	0,01	<0,080	<0,005	0,0025	<0,030	0,004
E	0,0825	1,05	<0,015	<0,06	<0,06	<0,06	0,11	<0,080	<0,005	0,0025	0,013	0,03
G	0,085	1,3	<0,015	<0,06	<0,06	<0,06	0,025	<0,080	<0,005	0,025	>0,030	0,015

% em massa

A Liga A corresponde a um aço baixo carbono comum com adição de Mn. A liga E corresponde a um aço microligados ao Nb com percentuais de C e Mn mais altos que a liga A mais adição de molibdênio . A liga G corresponde a um aço microligado ao Nb com percentual de Mn mais elevado que a liga E com percentual de Mo menor que a liga E. Para as ligas A e E os teores dos elementos P e Si foram de 0,030% máx. Para a liga G o percentual de Si foi maior do que 0,2% e o percentual de P foi de 0,030% máx.

2.2 Diagramas de Fases Fe-C

Conforme já mencionado, para a elaboração dos diagramas de fases dos vários sistemas estudados foi utilizado o programa Thermocalc para Windows na versão número 5. Para a determinação das fases, foi utilizado o banco de dados TCFE na versão número 6. Para a elaboração dos diagramas na condição de equilíbrio foram excluídas as fases gás, cementita e diamante. Para a elaboração dos diagramas na condição de pseudo-equilíbrio foram excluídas as fases: gás, grafite e diamante. Para a elaboração dos diagramas de fases completos (todos os elementos químicos da composição das ligas, exceto os elementos Cu, Ni e Cr (com percentuais menores do que 0,06% em massa) na condição de pseudo-equilíbrio, foram considerados as seguintes fases: líquido (LIQUID), ferritas delta e alfa (BCC_A2), austenita (FCC_A1), cementita (CEMENTITE), sulfeto de manganês (MnS), nitreto de alumínio (AlN), nitreto de boro (BN_HP4), carbonetos (M23C6, M7C3, M6C, M5C2, M3C2), carbonitreto (FCC_A1#2), carbosulfeto de titânio (Ti4C2S2) e nitreto de titânio (Ti2N).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Utilização da Termodinâmica Computacional na Elaboração do Diagrama Fe-C

Com o objetivo de entender a influência da adição de elementos de ligas nas linhas de transformação do diagrama Fe-C, foram construídos diagramas de fases da seguinte maneira: primeiro construiu-se o diagrama de fases Fe-C, depois construiu-se o diagrama de fases Fe-C e acrescentou-se um terceiro elemento de liga ao diagrama. Somente os diagramas resultantes das adições de C, Mn e Nb são mostrados, a título de exemplo, nas Figuras 1 a 4, embora tenha-se avaliado a

adição de vários elementos de liga como Mn, P, S, Si, Al, N, Cu, Ni, Cr, Mo, Ti, Nb, V e B ao diagrama Fe-C. Os diagramas de fases foram construídos tomando por base as condições de equilíbrio e pseudo-equilíbrio. Foram também elaborados os diagramas Fe-C com adição de todos os elementos da composição química das ligas utilizadas neste trabalho os quais são mostrados nas Figuras 5, 6 e 7. Esses diagramas foram elaborados somente na condição de pseudo-equilíbrio.

3.1.1 Diagramas de fases Fe-C com adição de elementos de ligas

• Sistema Fe-C

Os gráficos do sistema Fe-C na condição de equilíbrio (a) e na condição de pseudo-equilíbrio (b) são apresentados nas Figuras 1 e 2.

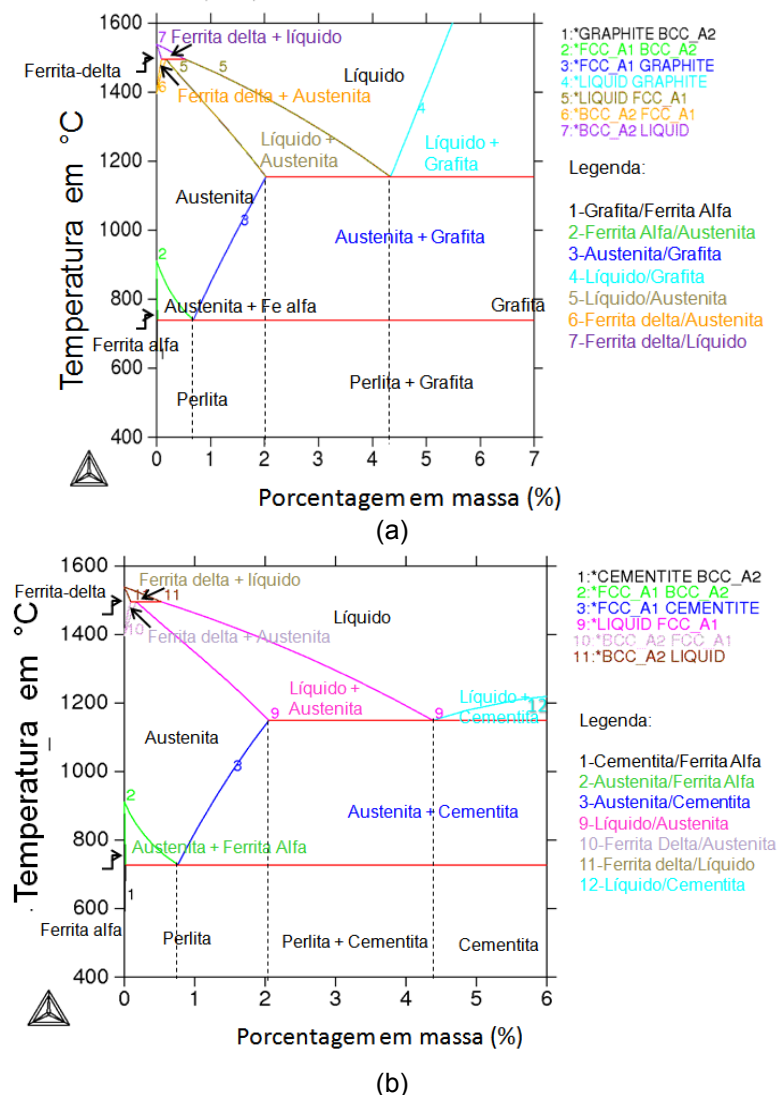
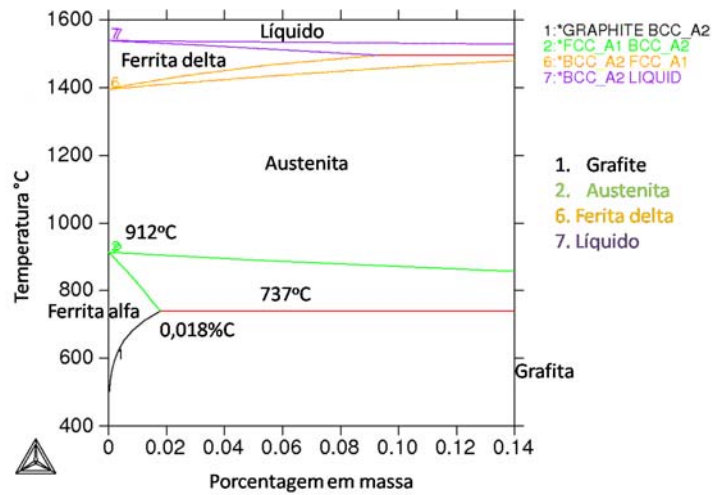


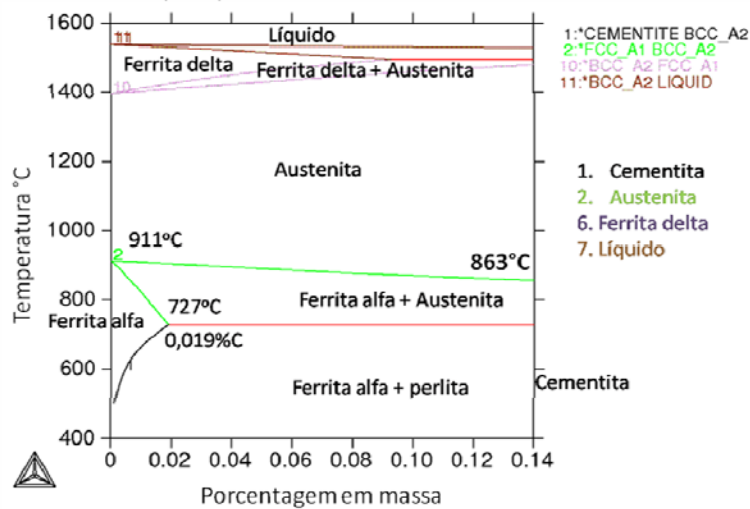
Figura 1 – Diagramas do sistema Fe-C em equilíbrio (a), pseudo-equilíbrio (b).

Comparando-se os gráficos a e b da Figura 1 é observado que abaixo da temperatura A1, para as ligas analisadas nesse estudo (aços hipoeutetóides com percentual máximo de carbono de 0,14%C), ter-se-á, tanto na condição de equilíbrio quanto na condição de pseudo-equilíbrio, a presença das fases ferrita e perlita, além dos demais constituintes previstos em função da composição química de cada liga. Para melhor visualizar as diferenças nas linhas de transformações A1 e A3 foi

feita uma ampliação na região de interesse do digrama (Figura 2) região essa que correspondente a um percentual de carbono de até 0,14%C.



(a)



(b)

Figura 2 – Detalhes do diagrama do sistema Fe-C em equilíbrio (a), pseudo-equilíbrio (b).

Comparando-se os gráficos a e b da Figura 2 é observado que:

- o limite de solubilidade do carbono na ferrita alfa aumentou de 0,018% a 737°C na condição de equilíbrio para 0,019%C a 727°C na condição de pseudo-equilíbrio;
- a temperatura A3 praticamente não sofreu alteração no ponto correspondente a 0%C (912/911°C), porém a temperatura A1 baixou em média 10°C da condição de equilíbrio para a condição de pseudo-equilíbrio (737°C para 727°C); e
- o aumento do percentual de carbono na condição de pseudo-equilíbrio, provocou uma diminuição na temperatura A3 de 911°C a 0%C para 863°C a 0,12%C.

Nota: Desse ponto em diante, para as próximas ligas, apresentaremos somente o detalhe do diagrama Fe-C com adição do 3º elemento de liga, isto é, a região do diagrama corresponde a um percentual máx de carbono de 0,14%C.

• Sistema Fe-C-Mn

Os gráficos do sistema Fe-C com adição de Mn na condição de equilíbrio (a) e na condição de pseudo equilíbrio (b), são apresentados na Figura 3.

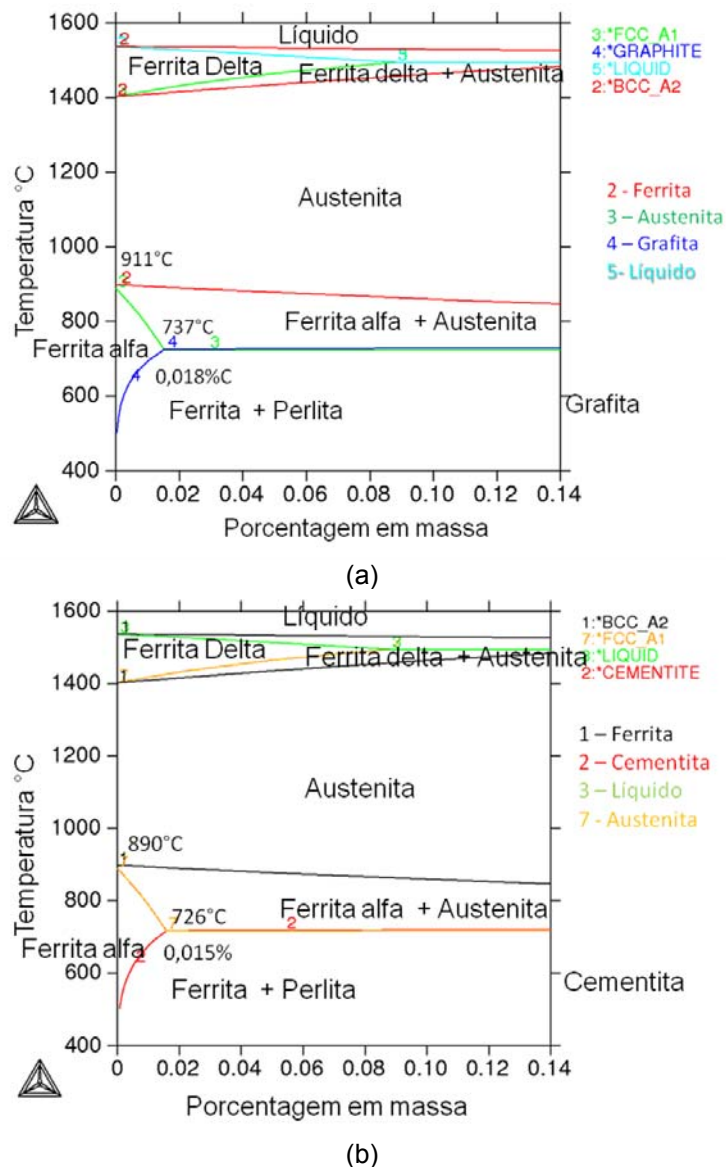


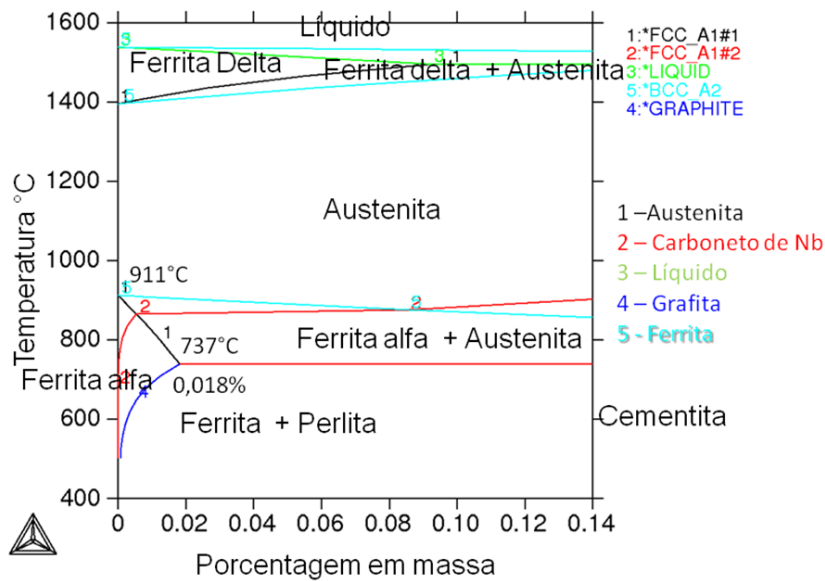
Figura 3 – Diagramas do sistema Fe-C-Mn em equilíbrio (a) e pseudo-equilíbrio (b).

Ao adicionar-se o elemento manganês ao diagrama de fases Fe-C, foi observado que:

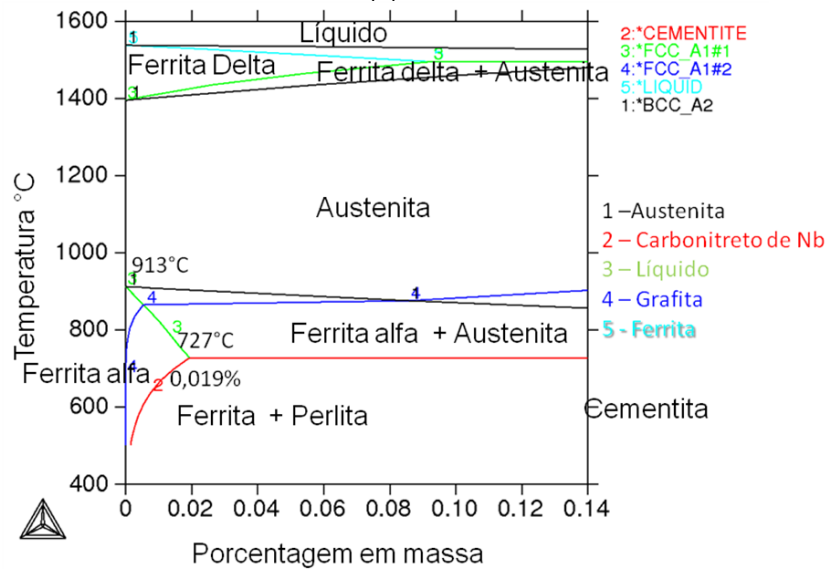
- o limite de solubilidade do carbono na ferrita alfa diminuiu de 0,018%C a 737°C, na condição de equilíbrio, para 0,015%C a 726°C na condição de pseudo equilíbrio;
- a temperatura A3 mudou de 911°C na condição de equilíbrio para 890°C, na condição de pseudo-equilíbrio, com adição de 0,5%Mn no ponto correspondente a 0%C; e
- a temperatura A1 baixou em média 10°C da condição de equilíbrio para a condição de pseudo-equilíbrio.

• Sistema Fe-C-Nb

Os gráficos do sistema Fe-C com adição de Nb na condição de equilíbrio (a) e na condição de pseudo equilíbrio (b) são apresentados na Figura 4.



(a)



(b)

Figura 4 – Diagramas do sistema Fe-C-Nb em equilíbrio (a) e pseudo-equilíbrio (b).

A adição de nióbio às ligas promoveu as seguintes alterações nos diagramas de fases:

- o limite de solubilidade do carbono na ferrita alfa aumentou de 0,018%C a 737°C na condição de equilíbrio para 0,019%C a 727°C na condição de pseudo-equilíbrio;
- a temperatura A3 aumentou de 911°C, na condição de equilíbrio, para 913°C, na condição de pseudo-equilíbrio, com adição de 0,04%Nb no ponto correspondente a 0%C;
- a temperatura A1 baixou em média 10°C da condição de equilíbrio para a condição de pseudo-equilíbrio;
- tanto na condição de equilíbrio quanto na condição de pseudo-equilíbrio foi observada a presença do carbonitreto de nióbio (FCC_A1#2) no diagrama de fases Fe-C com adição de Nb.;

- o aumento do percentual de nióbio, provocou um aumento na temperatura A3 de 911°C a 0%Nb para 983°C com adição de 1,0%Nb, aumentando o campo de estabilidade da fase ferrita.

3.2 Diagramas Fe-C das Ligas Utilizadas nesse Estudo na Condição de Pseudo-Equilíbrio

Foram elaborados os diagramas de fases Fe-C para as composições químicas das ligas utilizadas nesse trabalho. Para todos os casos não foram considerados os elementos residuais Cu, Ni e Cr e será apenas analisada a estabilidade das fases e compostos no domínio dos aços e para efeitos práticos serão traduzidas na legenda somente as fases e compostos relativos a esse domínio. No caso da liga A também não foi considerado o elemento molibdênio (Mo). Os diagramas podem ser vistos nas Figuras 5, 6 e 7.

3.2.1 – Diagramas Fe-C pseudo-equilíbrio – Ligas A

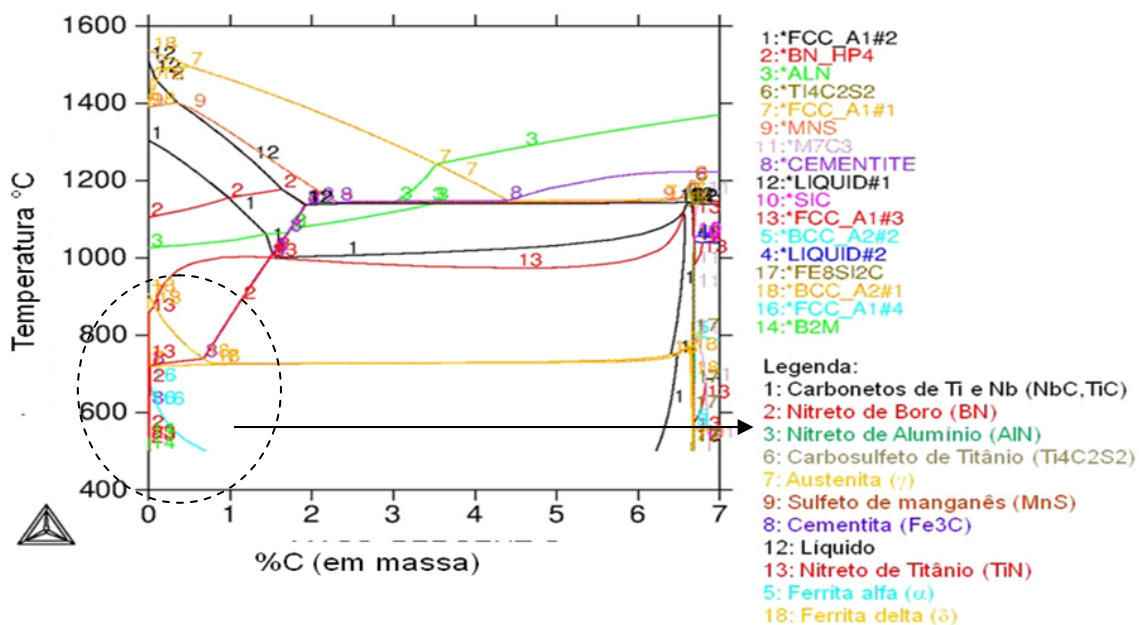


Figura 5 – Diagramas de fases pseudo equilíbrio - Liga A ,

As temperaturas de transformações obtidas, via thermocalc, para a liga A foram A1 724°C e A3 893°C. Além das fases líquido, ferrita delta, ferrita alfa e austenita, são também previstos termodinamicamente os seguintes compostos: sulfeto de manganês (MnS) 1352°C-1139°C, carbonetos de titânio e nióbio (TiC e NbC) 1320°C-1161°C, nitreto de boro (BN) 1112°C-828°C, nitreto de alumínio (AlN), 1101°C-761°C e cementita (Fe3C) 724°C-555°C.

3.2.2 Diagramas Fe-C pseudo-equilíbrio – Ligas E

As temperaturas de transformações da liga E foram: A1 690°C e A3 827°C. As fases líquido, ferrita delta, ferrita alfa e austenita também são previstos, termodinamicamente, juntamente com os compostos: sulfeto de manganês (MnS) 1462°C-1134°C, carboneto de nióbio (NbC), nitreto de boro (BN) 1093°C – 861°C, nitreto de alumínio (AlN) 1031°C-847°C, nitreto de titânio (Ti2N) 512°C-307°C, cementita com 4 composições diferentes (Fe3C 676°C–567°C, M7C3 622°C-546°C,

M6C 260°C-143°C, M23C6 205°C-137°C) e carboneto de cromo (Cr3C2) 143°C. A composição de um desses compostos é mostrada a título de exemplo na Tabela 2.

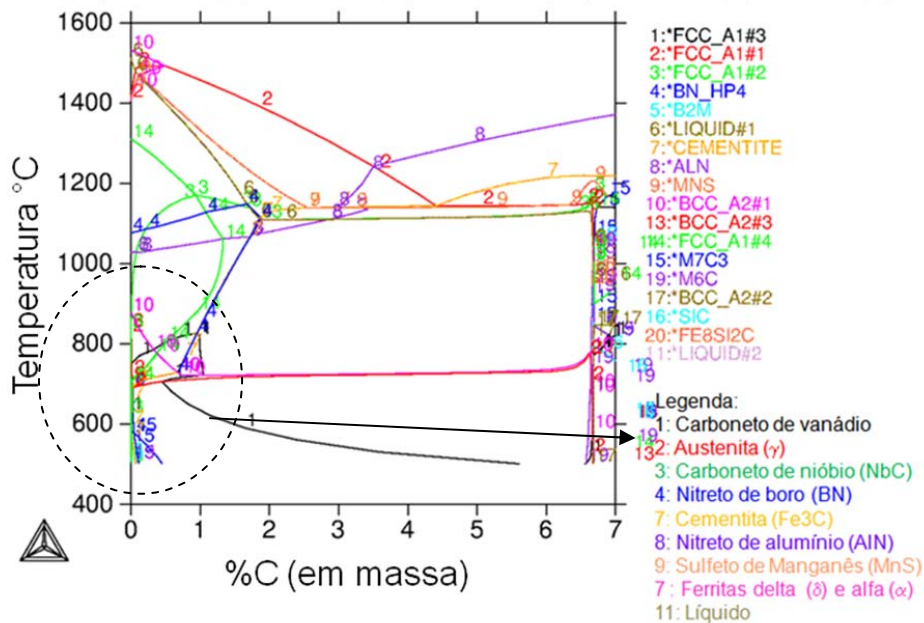


Figura 6 – Diagramas de fases Fe-C Pseudo Equilíbrio - Liga E.

Tabela 2 – Composição do composto M6C da liga E

M6C#1 STATUS ENTERED Driving force	
0,0000E+00,Number of moles 4,1819E-06, Mass 3,0017E-04	
Mass fractions:	
MO 7,42401E-01	CR 1,62687E-04
FE 2,22619E-01	NI 4,13705E-08
C 2,39054E-02	NB 4,08842E-14
V 1,09124E-02	

3.2.3 Diagramas de fases Fe-C pseudo-equilíbrio – Liga G

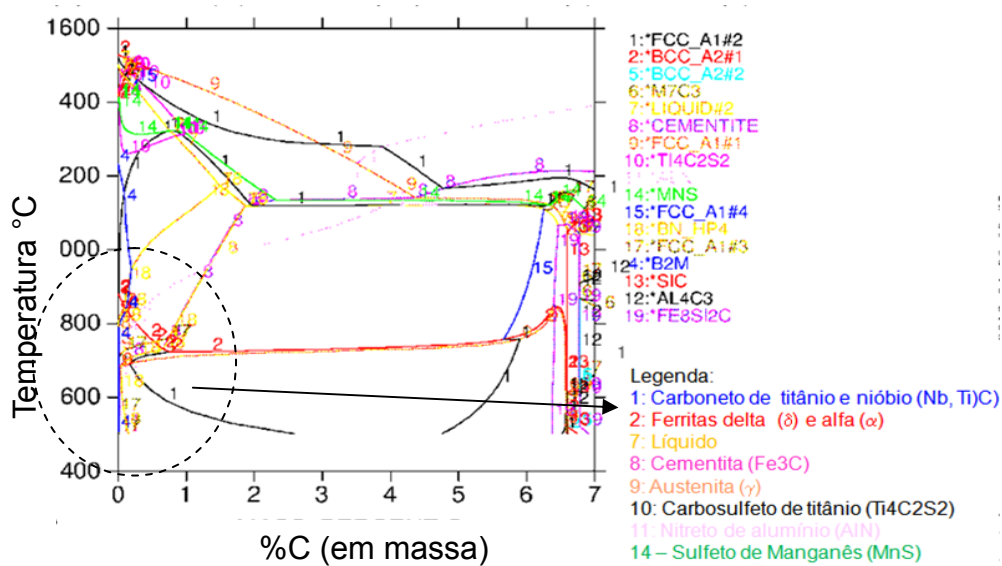


Figura 7 – Diagramas de fases Fe-C pseudo equilíbrio Liga G.

As temperaturas de transformações obtidas para a liga G foram: A1 716°C e A3 866°C. Além das fases líquido, ferrita delta, ferrita alfa e austenita, também são previstos termodinamicamente os seguintes compostos: sulfeto de manganês (MnS) 1372°C-1057°C, carbosulfeto de titânio (Ti₄C₂S₂), carbonetos de titânio e nióbio (Nb, Ti)C 1331°C-893°C, nitreto de alumínio (AlN) 1092°C-859°C, nitreto de boro (BN) 1085°C-866°C, cementita (Fe₃C) 716°C-552°C, cementita com uma segunda composição (Fe₇C₃) 333°C-231°C, carboneto de cromo (Cr₃C₂) 101°C-60°C.

3.3 Temperatura de Não Recristalização (TnR) e Temperaturas de Transformação de Fases (A1) e (A3)- Cálculos Teóricos

Foram também calculadas empiricamente, por meio das equações 19, 20 e 21 as temperaturas de não recristalização (TnR), as temperaturas de transformação de fase (A₃) e (A1) para as ligas A, E e G (Tabela 3).

Tabela 3 – Temperaturas TnR , A3 e A1 calculadas empiricamente

Liga	Tnr méd	A3 méd	A1
A	898	870	720
E	930	739	707
G	976	774	716

Foi observado que a liga A apresentou a menor TnR (898°C) ao passo que a liga G apresentou a maior TnR (976°C). Como o elemento carbono tem um peso muito alto na equação da TnR e a liga A possui o menor percentual de carbono, acredita-se que essa temperatura possa estar diretamente relacionada ao maior ou menor percentual desse elemento. Do ponto de vista de temperatura de transformação A3, a liga A apresentou a maior temperatura de transformação (870°C) e a liga E apresentou a menor temperatura de transformação (739°C). Se observarmos a composição química das ligas podemos constatar que a liga E, embora possua percentual de carbono e Mn menores que a liga G, ela apresenta ainda um percentual de molibdênio, que depois do carbono, possui um peso alto na fórmula, de A3, justificando assim a menor temperatura de transformação para a liga E. E como a liga A é menos carregada em carbono e manganês e só possui molibdênio em teores residuais, a temperatura A3 não sofre muito influência desses elementos permanecendo mais elevada. Ao compararmos os valores de A3 e A1 obtidos empiricamente comparativamente aos valores obtidos via thermocalc ficamos com os dados constantes na tabela 4.

Tabela 4 – Temperaturas A3 e A1 Thermocalc x Empírica

Temperatura	A3 (°C)		A1(°C)	
	Thermocalc	Cálculo Empírico	Thermocalc	Cálculo Empírico
Liga A	893	870	724	720
E	827	739	690	707
G	866	774	716	716

As temperaturas A3 das ligas A, E e G apresentaram valores menores no cálculo empírico comparativamente aos valores obtidos via thermocalc. Talvez isso possa estar associado ao fato de não terem sido considerados os elementos residuais nos cálculos via thermocalc. As temperaturas A1 não seguiram a mesma tendência.

3.4 Influência da Adição de Elementos de Ligas na Temperatura de Transformação de Fases Austenita-ferrita, A3, obtida Via Thermocalc

Como já comentado, foi utilizado o programa thermocalc para avaliar a influência da adição dos elementos de liga na temperatura de transformação A3 do diagrama de fases Fe-C. Os resultados são mostrados nas Figuras 8 a 11.

3.4.1 – Influência dos elementos (C, N e Mn) na temperatura de transformação A3

Na Figura 8 é mostrado que a adição do elemento carbono (Figura 8a), diminui a temperatura de transformação A3. É também mostrado que com o aumento do percentual do elemento nitrogênio (Figura 8B) essa temperatura também é reduzida.

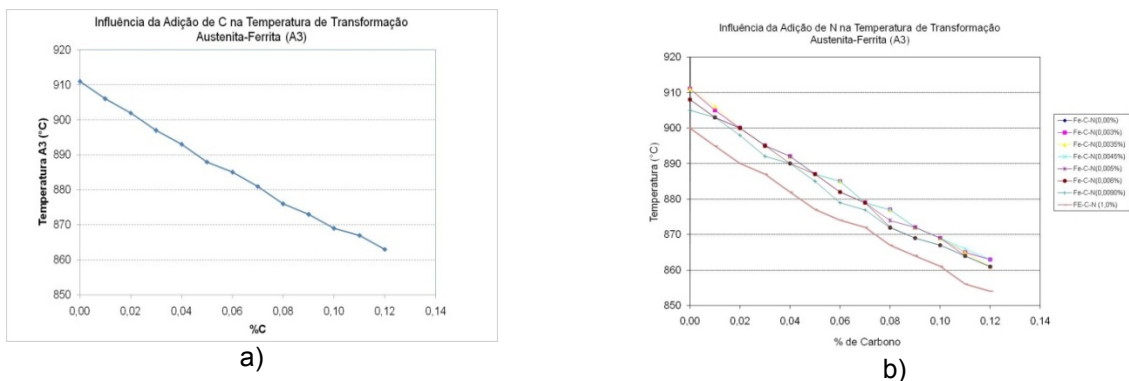


Figura 8 – Influência da adição de elementos de ligas na temperatura A3 do diagrama Fe-C. (a) Carbono e (b) nitrogênio.

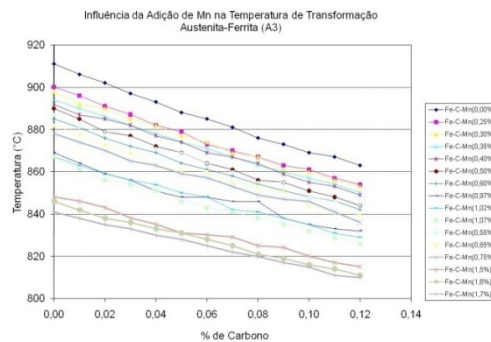


Figura 9 – Influência da adição de manganês na temperatura A3 do diagrama Fe-C.

Na Figura 9 a é visto que a adição do elemento manganês também diminui a temperatura de transformação A3.

3.4.2 – Influência dos elementos (Nb, Si e Mo) na temperatura de transformação A3.

Nióbio (Figura 10a) e silício (Figura 10b), ao contrário do elemento manganês, aumentam a temperatura de transformação A3.

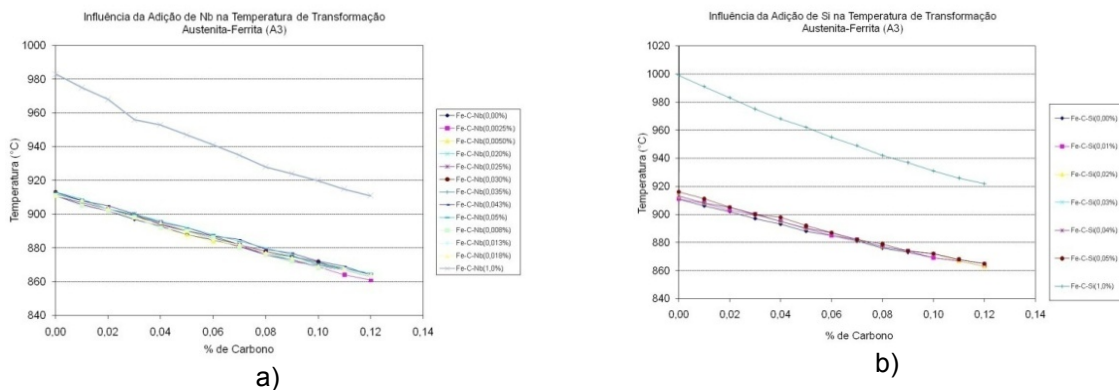


Figura 10 – Influência da adição de elementos de ligas na temperatura A3 do diagrama Fe-C. (a) nióbio e (b) silício.

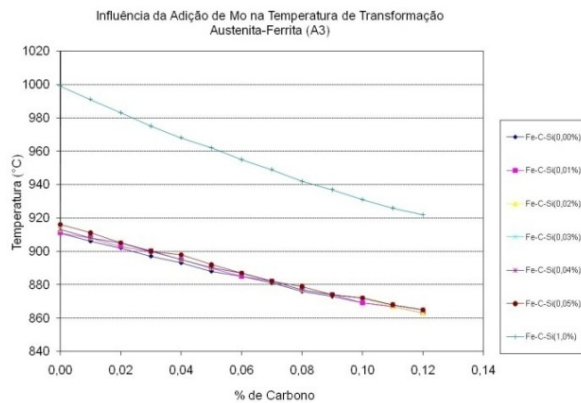


Figura 11- Influência da adição de elementos de ligas na temperatura A3 do diagrama Fe-C-Mo. a) Molibdênio.

A adição de molibdênio aos aços (Figura 11) também aumenta a temperatura de transformação A3 do diagrama de fases Fe-C.

4 CONCLUSÃO

Foi constatado com a utilização do programa thermocalc que os elementos Nb, Si, Al, P e Mo elevam a temperatura A3 ao passo que os elementos C, N, Cu, Ni e Mn reduzem essa temperatura. Nos cálculos empíricos da temperatura A3 comparativamente aos cálculos realizados com auxílio do programa thermocalc para os diagramas Fe-C completos (todos os elementos de liga menos Cu, Ni e Cr) das ligas A, E e G, observa-se que a temperatura de transformação A3 ficou ligeiramente acima das temperaturas das referidas ligas calculadas empiricamente. Essa diferença pode estar associada, dentre outros, ao fato de não terem sido considerados os elementos residuais (Cu, Ni e Cr) para a elaboração dos referidos diagramas. No caso da temperatura de transformação A1, não foi verificada a mesma tendência. Foram também realizados cálculos empíricos da temperatura de não recristalização (TnR) onde foi observado que a liga D possui a maior TnR (1090°C) ao passo que a liga A possui a menor TnR (898°C). Como o elemento carbono tem um peso muito alto na equação de TnR e a liga D possui o maior percentual de carbono e a liga A possui o menor percentual de carbono, acredita-se

que essa temperatura possa estar diretamente relacionada ao maior ou menor percentual desse elemento.

Foi ainda observado que há uma diferença de 10°C na temperatura A1 quando se compara os diagramas de fases Fe-C na condição de equilíbrio com os mesmos diagramas de fases na condição de pseudo equilíbrio e também que a alteração das linhas de transformação do diagrama de fases altera o limite de solubilidade do carbono no ferrita.

REFERÊNCIAS

- 1 Gorni, Antonio Augusto. Cinética da dissolução de precipitados durante o reaquecimento de Placas de Aço Microligado. *Tecnol. Metal. Mater.*, São Paulo, v.8,n.1,p.19-23, jan.-mar.2011.
- 2 William C. Leslie, *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw – Hill Book Company, Nw York, 1981, p. 189 - 201.
- 3 GORNI, A. A. e CAVALCANTI, C.G. apresentado no LI Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Porto Alegre, RS, Agosto 1996.
- 4 Romeiro, S.B.B, *Química na Siderurgia -- Porto Alegre: Área de Educação Química do Instituto de Química da UFRGS*, 1997. -- (série química e tecnologia)
- 5 Boratto, F. et al.. Effect of Chemical Composition on the Critical Temperaturas of Microalloyed Steels. In: *Thermec 88. Proceedings. Iron and Steel Institute of Japan*, tokyo, 1998, p. 383-390.
- 6 Dutta, B. & Sellars, C.M. Effect of Composition and Process Variables on Nb(C,N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite. *Materials Science and Technology*, march 1987, 197-206.
- 7 Gorni, Antônio Augusto e Cavalcante, Celso Gomes Modelamento matemático das temperaturas críticas da laminação controlada através de equações empíricas e redes de neurais. . Trabalho apresentado no 53° Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Belo Horizonte, 13 a 17 de Setembro de 1998.
- 8 ANDREWS, K.W.. Empirical Formulae for the Calculation of Same Transformation Temperatures. In: *Journal of the Iron and Steel Institute.* p 721-727.