



ESTUDO DA FORMAÇÃO DA AUSTENITA EM AÇOS MULTIFÁSICOS¹

Fábio Dian Murari²

André Luiz Vasconcelos da Costa e Silva³

Roberto Ribeiro de Aveliz⁴

Resumo

A formação da austenita em aços multifásicos de concepção C-Mn-Si com adições de Al e Mo, durante a etapa de aquecimento no recozimento contínuo, foi estudada por meio de termodinâmica computacional (Thermo-Calc), dilatométrica e metalografia quantitativa. O Software Thermo-Calc mostrou-se adequado para a avaliação da influência de elementos químicos na formação da austenita, podendo ser utilizado na etapa de elaboração de projetos de liga. Com relação à quantidade de austenita formada, os resultados determinados via Thermo-calc apresentaram-se superestimados em relação aos obtidos por dilatométrica e metalografia.

Palavras-chave: Aços multifásicos; Recozimento contínuo; Thermo-Calc; Dilatometria.

STUDY OF THE AUSTENITE FORMATION IN MULTIPHASE STEELS

Abstract

The formation of austenite in C-Mn-Si multiphase steels with additions of Al and Mo, during the heating step in the continuous annealing, was studied by means of computational thermodynamics (Thermo-Calc), dilatometry and quantitative metallography. The Thermo-Calc software was extremely interesting to evaluate the influence of chemical elements in the formation of austenite, making it possible to use it in the alloy design stage. With respect to the amount of austenite formed, the results achieved by means of the Thermo-Calc presented themselves overestimated compared to those obtained by dilatometry and metallography.

Key words: Multiphase steels; Continuous annealing; Thermo-Calc; Dilatometry.

¹ Contribuição Técnica ao 65º Congresso Anual da ABM – Rio de Janeiro, RJ, 26 a 30 de julho de 2010.

² Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Dr., Superintendência de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG, Brasil.

³ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, PhD, Diretor Técnico do Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear e Professor da EEIMVR-UFF, Rio de Janeiro, RJ.

⁴ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, PhD, Professor Associado, Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, RJ.

1 INTRODUÇÃO

A necessidade de se atender à crescente demanda por aços mais resistentes, que possibilitem a produção de veículos mais seguros, econômicos e menos poluentes, tem sido um desafio para as indústrias siderúrgicas, as quais têm procurado inovar nos seus produtos. Seguindo essa tendência, a Usiminas tem investido no desenvolvimento de novos tipos de aços que utilizam principalmente a transformação de fase para aumento de resistência mecânica, conhecidos, de maneira geral, como aços multifásicos ou multiconstituídos.

Esses novos produtos, que incluem os aços *Dual Phase* (DP), *Transformation Induced Plasticity* (TRIP) e *Complex Phase* (CP) geralmente apresentam características especiais, como ausência de patamar de escoamento (DP, CP), baixa razão elástica (DP), elevado expoente de encruamento (DP, TRIP), altos valores de *bake hardenability* (DP, TRIP, CP) e uma boa combinação entre resistência e ductilidade (DP, TRIP).^(1,2) A obtenção de tais características se deve a uma microestrutura complexa, constituída por matriz ferrítica com uma dispersão de segundo constituinte duro, martensita e/ou bainita e, no caso dos aços TRIP, austenita retida.

Os aços multifásicos são fabricados, na sua maior parte, como laminados a frio e recozidos continuamente. O ciclo de recozimento utilizado na Usiminas, cujos parâmetros são ajustados em função do tipo de microestrutura que se deseja obter, é mostrado na Figura 1. De forma geral, ao término da etapa de aquecimento atinge-se uma temperatura (denominada de temperatura de encharque – T_{ENC}) que permanece constante ao longo de um determinado tempo (tempo de encharque - t_{ENC}). Após o encharque, o material é resfriado lentamente até a temperatura de início de resfriamento rápido (T_Q). O objetivo desse resfriamento lento é diminuir a fração de austenita e enriquecê-la ao máximo em carbono. Após o resfriamento rápido, o material é mantido a uma temperatura intermediária ou de superenvelhecimento (T_{OA}) e a seguir resfriado até a temperatura ambiente, encerrando, dessa forma, o ciclo.

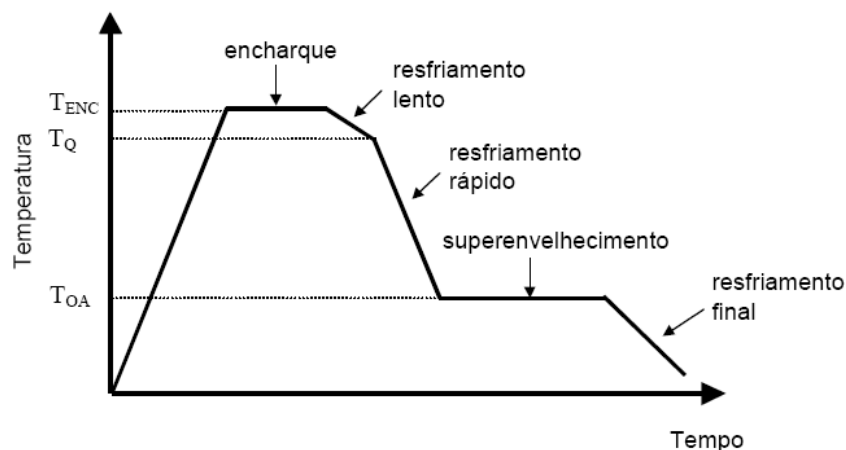


Figura 1. Exemplo esquemático de ciclo recozimento contínuo adotado para a produção de aços multifásicos laminados a frio.⁽³⁾

Dentre as diferentes etapas de processamento mostradas na Figura 1, destaca-se a de encharque, uma vez que exerce grande influência na quantidade de austenita formada e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas, pois é a partir dessa austenita que se forma o segundo constituinte (bainita e/ou martensita) dos aços multifásicos. Dessa forma, torna-se interessante o estudo da formação da austenita



nesses aços visando à adequação de composição química e de parâmetros de processamento.

Nesse contexto, a utilização da termodinâmica computacional, para a construção de diagramas de equilíbrio de fases, pode viabilizar a avaliação, de forma relativamente simples e direta, da quantidade de austenita formada até a temperatura de encharque. No caso dos aços multifásicos, essas avaliações podem ser decisivas para reduzir o tempo e os gastos no desenvolvimento de novas rotas de produção, além de contribuir para a melhoria do entendimento que se tem dos processos envolvidos na elaboração desses aços. Um dos softwares mais utilizados nessa área é o Thermo-Calc, que calcula a energia livre de Gibbs mínima para as fases mais estáveis, usando funções ajustadas de vários dados termodinâmicos experimentais.⁽⁴⁻⁶⁾

No presente estudo, a formação da austenita em aços multifásicos de concepção C-Mn-Si com adições de Al e Mo foi investigada via termodinâmica computacional (Thermo-Calc versão 4 e banco de dados TCFE5) e também por dilatométrica e metalografia, para efeito de comparação entre os resultados. O Thermo-Calc também foi utilizado para a avaliação das temperaturas de início e fim de transformação martensítica. Os resultados obtidos foram comparados com experimentos de dilatométrica.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo foi desenvolvido a partir de lingotes produzidos em escala piloto, em forno de fusão a vácuo, com composição química conforme Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos lingotes produzidos em escala piloto (% p/p)

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Mo	N
A	0,12	1,53	0,43	0,074	0,0087	0,05	---	0,0020
B	0,12	1,53	0,44	0,017	0,0093	0,83	---	0,0014
C	0,12	1,51	0,43	0,014	0,0084	0,91	0,14	0,0014

Os lingotes foram processados por laminação a quente até a espessura de 7,0 mm, com resfriamento em forno mufla, visando à simulação do bobinamento à temperatura de 600°C. As chapas obtidas foram usadas até a espessura de 4,0 mm, sendo então laminadas a frio até a espessura final de 1,2 mm.

2.1 Análise Dilatométrica

A partir de simulações realizadas com o Thermo-Calc para a determinação da fração de austenita formada durante o aquecimento, amostras dos aços A, B e C foram aquecidas a uma taxa de 5°C/s até as temperaturas de 950°C, 1.050°C e 1.100°C, respectivamente. As análises dilatométricas foram realizadas empregando-se um dilatômetro Bähr modelo DIL 805 A/D, sendo utilizadas amostras retiradas paralelamente à direção de laminação, com 10 mm de comprimento e 4 mm de largura. Durante os ensaios, foi registrada a dilatação do corpo-de-prova com a temperatura e, a partir da curva gerada, ver exemplo na Figura 2,⁽⁷⁾ foi possível determinar, por meio da regra da alavanca, a quantidade de austenita formada.

Deve-se ressaltar, no entanto, que a utilização da regra da alavanca é absolutamente correta quando a austenita se forma a partir da ferrita, sem que ocorra partição de soluto. Se a transformação ocorre com partição a partir apenas da ferrita a aplicação da regra da alavanca causa pequeno erro, de forma que ela ainda pode ser aplicada satisfatoriamente.⁽⁸⁾ Quando a transformação ocorre a partir da ferrita e da perlita, como é o caso dos aços investigados, a regra da alavanca torna-se menos precisa.⁽⁹⁾ Mais recentemente, surgiram novas metodologias de cálculo da fração dos constituintes formados a partir das curvas dilatométricas.^(9,10) Todas elas, entretanto, envolvem uma formulação matemática complexa, levando à necessidade de utilização de métodos numéricos associados a rotinas computacionais,⁽⁸⁾ o que foge ao escopo deste trabalho.

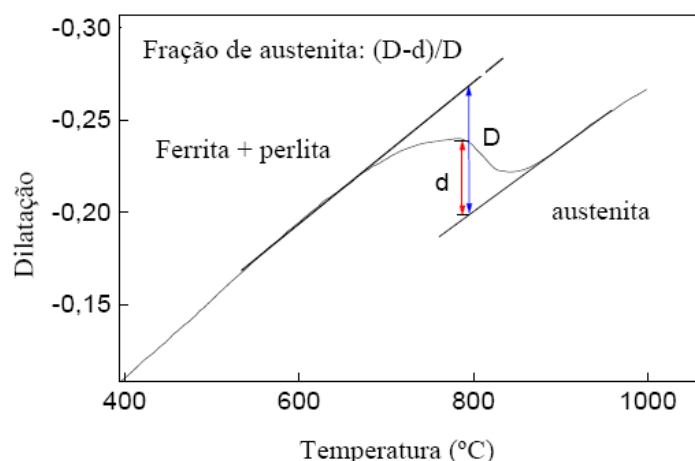


Figura 2. Curva dilatométrica obtida durante aquecimento de aço multifásico, ilustrando o método utilizado para cálculo da fração de austenita.⁽⁷⁾

Na Figura 3 são mostrados, de maneira esquemática, os experimentos realizados visando à obtenção das amostras para determinação da fração de segundo constituinte (martensita e/ou bainita), por meio de metalografia quantitativa, e das temperaturas de início (M_s) e fim (M_f) de formação da martensita, mediante análise das curvas dilatométricas. As amostras foram aquecidas no dilatômetro a uma taxa de 5°C/s até diferentes temperaturas e logo em seguida resfriadas até a temperatura ambiente, com taxas da ordem de 500°C/s . Esses experimentos também foram utilizados para a determinação da fração de ferrita recristalizada em função da temperatura, via metalografia.

Para a determinação da fração de segundo constituinte, utilizou-se o procedimento desenvolvido no Centro de Pesquisa da Usiminas. Em primeiro lugar, a fração de ferrita foi medida na amostra atacada com nital 4%, que deixa esse constituinte branco, em contraste com todo o restante da microestrutura. Em seguida, para as amostras que continham perlita oriunda da laminação a quente (perlita não dissolvida), o ataque com nital foi retirado e realizou-se um ataque com reativo de LePera, uma solução de metabissulfito de sódio e ácido pícrico em álcool. Nas amostras atacadas dessa forma foi possível medir a fração de martensita, proveniente da transformação da austenita, já que ela deixa branco apenas esse microconstituinte, tingindo o restante da microestrutura. Vale ressaltar que não foi observada a presença de bainita na microestrutura dessas amostras. Para as amostras que não apresentavam perlita na microestrutura, resfriadas a partir de 800°C , a quantidade de segundo constituinte foi determinada utilizando-se apenas o ataque com nital 4%. Nesse caso, o segundo constituinte foi calculado como o que

faltou, considerando o valor medido para a ferrita, para atingir 100%. Foram analisados 20 campos ao longo de toda a espessura.

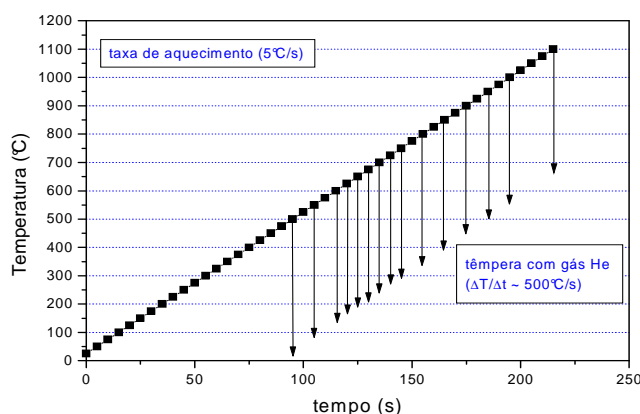


Figura 3 – Ilustração esquemática do procedimento utilizado para obtenção das frações recristalizada, de segundo constituinte formado e das temperaturas de formação da martensita.

Para efeito de comparação com os resultados obtidos via dilatometria, as temperaturas M_s e M_{90} , para a qual se tem 90% de austenita transformada em martensita, foram determinadas via Thermo-Calc utilizando-se as equações 1 e 2, inseridas na forma de função no campo *user symbols*, e a composição química da austenita fornecida pelo próprio Thermo-Calc para a faixa de temperaturas de interesse.

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 11(\%Si) - 7(\%Mo) \quad (1)^{(11)}$$

$$M_{90} (\text{°C}) = M_s (\text{°C}) - 103 \quad (2)^{(12)}$$

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Variação da Quantidade de Austenita com a Temperatura de Aquecimento

Na Figura 4 são mostradas as curvas de fração de austenita formada durante o aquecimento, obtidas via Thermo-Calc e dilatometria, segundo o procedimento apresentado no item 2.1. Conforme se observa, as quantidades de austenita obtidas via Thermo-Calc para uma determinada temperatura intercrítica são superiores àquelas determinadas por meio de dilatometria, o que se deve, principalmente, ao fato dos cálculos realizados com o Thermo-Calc considerarem a condição de equilíbrio. Dessa forma, pode-se afirmar que também existe um efeito cinético que retarda o crescimento da austenita. Com relação à influência da composição química, observa-se que as adições de Al e Al + Mo atrasaram a formação da austenita durante o aquecimento, o que se deve ao fato destes elementos favorecerem a estabilização da ferrita.⁽¹³⁾ Para a temperatura de 800°C, por exemplo, verifica-se na curva dilatométrica mostrada na figura 4 que o aço A apresentou uma fração de austenita de cerca de 33%, ao passo que os aços B e C apresentaram, respectivamente, frações de aproximadamente 13% e 7%. De acordo com os resultados obtidos via dilatometria, nota-se que seriam necessárias, respectivamente, temperaturas da ordem de 865°C e 890°C para que os aços B e C apresentassem uma fração de segundo constituinte da ordem de 33%.

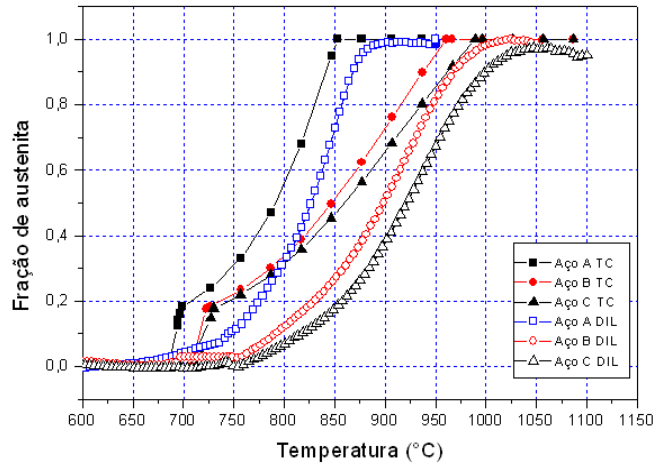


Figura 4 – Fração de austenita formada durante o aquecimento determinada utilizando-se o Thermo-Calc (TC) e o dilatômetro (DIL). Temperaturas de início do campo intercrítico (valores aproximados): 677°C (Aço A), 750°C (Aço C) e 760°C (Aço C).

Na Figura 5 são mostrados os resultados dos três métodos empregados para o estudo da formação da austenita durante o aquecimento. Para esse propósito, considerou-se, para fins de análise metalográfica, que toda a austenita formada transformou-se em martensita (segundo constituinte), ou seja, a quantidade de austenita transformada em ferrita foi desprezada, o que é bastante razoável em função das elevadas taxas de resfriamento utilizadas. Como se pode notar, os valores de segundo constituinte obtidos por análise metalográfica estão, de modo geral, de acordo com a curva dilatométrica, com exceção do valor determinado para a temperatura de 850°C para o aço C.

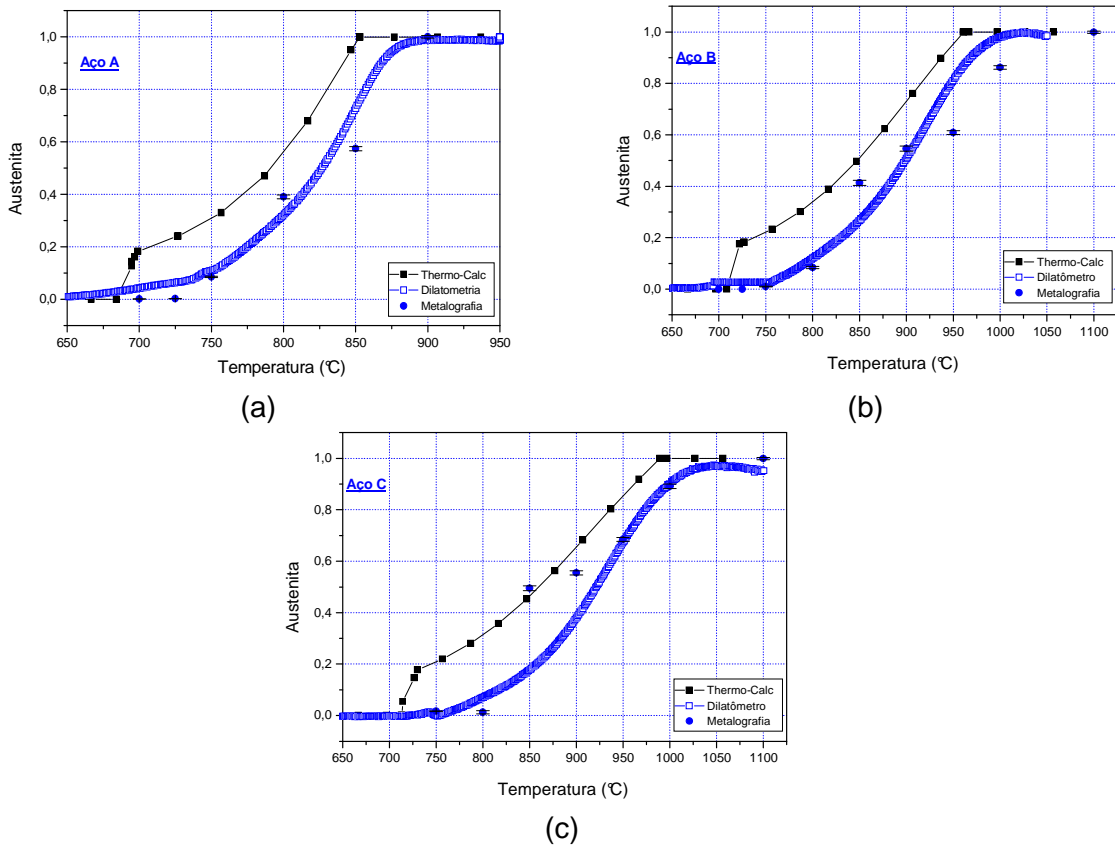


Figura 5 – Variação da quantidade de austenita com a temperatura, determinada por métodos distintos, para os três aços estudados.

Na Figura 6 são mostrados os aspectos das microestruturas obtidas após resfriamento de diferentes temperaturas, segundo o procedimento apresentado na Figura 3. Analisando-se essas figuras observa-se que a nucleação da austenita se iniciou praticamente após o término da recristalização e preferencialmente nas interfaces ferrita/cementita, por volta de 750°C. De acordo com trabalho realizado por Huang, Poole e Militzer,⁽¹⁴⁾ utilizando aços TRIP, a nucleação da austenita nesse tipo de sítio é favorecida por taxas de aquecimento mais lentas, da ordem de 5°C/s, como a que foi praticada neste estudo. Segundo os autores supracitados, a austenita também pode nuclear nos contornos de grão da ferrita competindo pelo C que está sendo liberado pelas partículas de cementita em dissolução. Nesse caso, o processo é favorecido por taxas de aquecimento mais elevadas. Com a elevação da temperatura, a dissolução das partículas de carbonetos foi favorecida, resultando numa matriz ferrítica mais “limpa”.

Na Figura 7 são mostradas as curvas de fração recristalizada em função da temperatura, para os três aços analisados. Como se observa, as adições de Al e Al + Mo provocaram atraso no processo de recristalização da matriz ferrítica, efeito que também pode ser visto na Figura 6 (T = 650°C). Conforme se verifica na figura 7, a temperatura de recristalização para o aço A foi de aproximadamente 685°C (considerou-se 50% de fração recristalizada para a determinação da temperatura de recristalização), ao passo que para os aços B e C essa temperatura foi da ordem de 712°C e 732°C, respectivamente. Esse comportamento foi creditado, principalmente, à maior quantidade de átomos de Al e Mo segregados nos contornos de grão da ferrita. A interação proposta é semelhante à existente entre deslocamentos e átomos de soluto. Quando um átomo estranho migra para um contorno de grão, tanto a sua energia elástica como a do contorno diminuem. A presença de átomos estranhos nas atmosferas associadas a esses contornos retarda muito a sua movimentação e assim diminui a velocidade de recristalização.⁽¹⁵⁾ Acredita-se que mecanismo similar tenha ocorrido durante a formação da austenita (Figura 4).

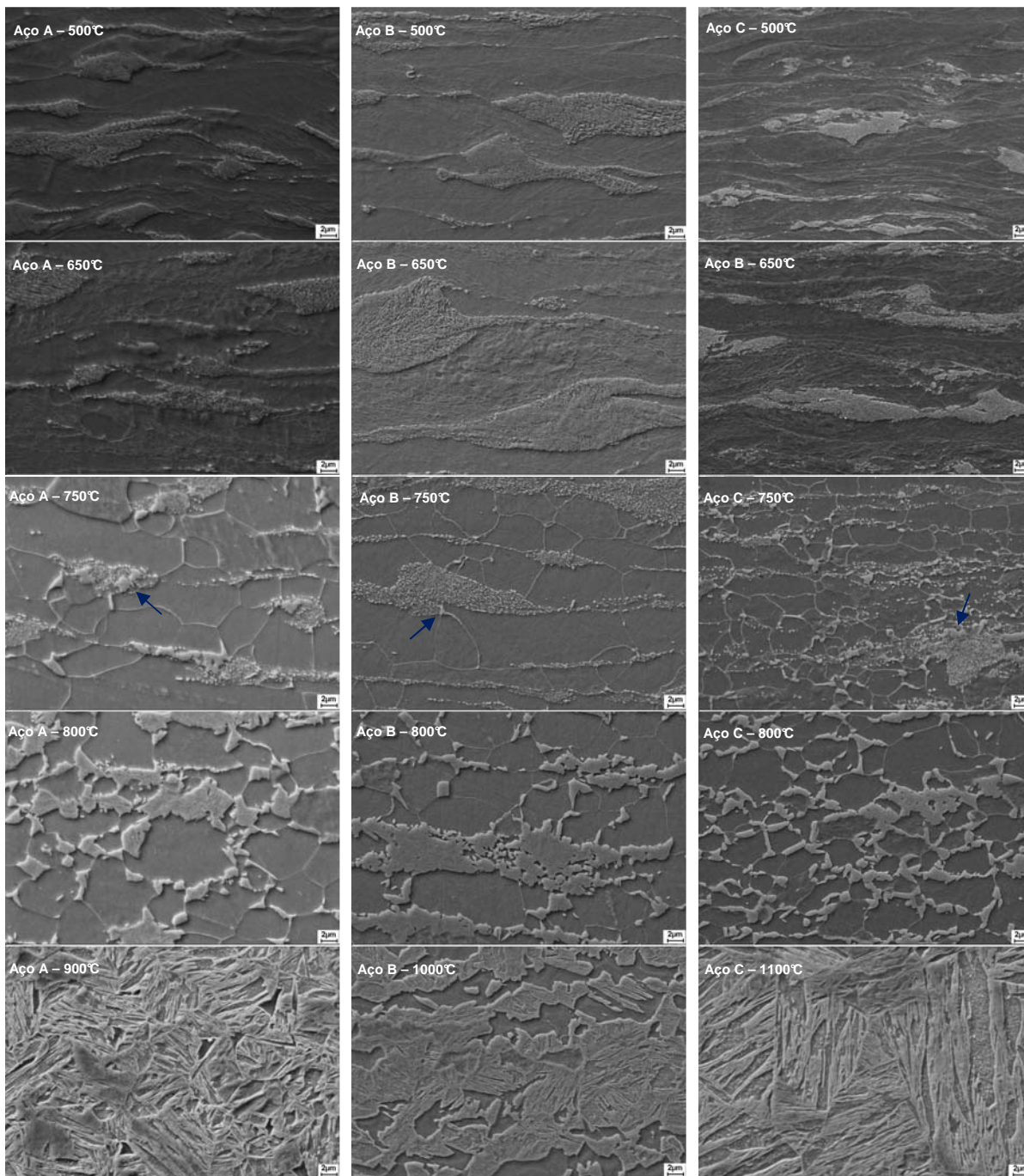


Figura 6 – Efeito da temperatura na microestrutura dos aços estudados.

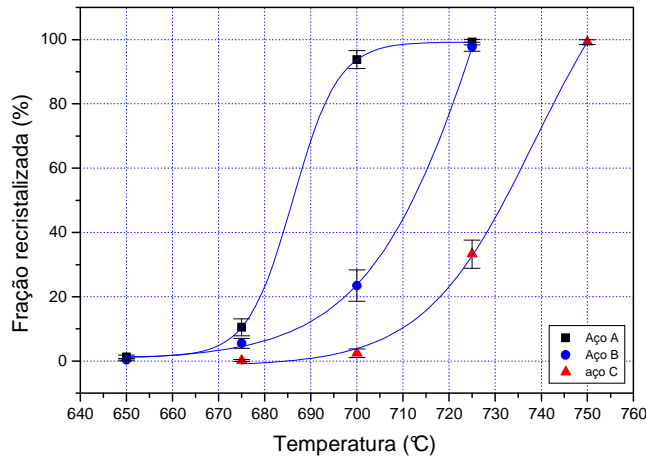


Figura 7 - Efeito da temperatura e da composição química na fração recristalizada dos aços estudados.

3.2 Determinação das Temperaturas de Formação da Martensita

Na Figura 8 são mostradas as temperaturas de formação da martensita em função da temperatura de tratamento, obtidas via Thermo-Calc e dilatomia, para os três aços investigados.

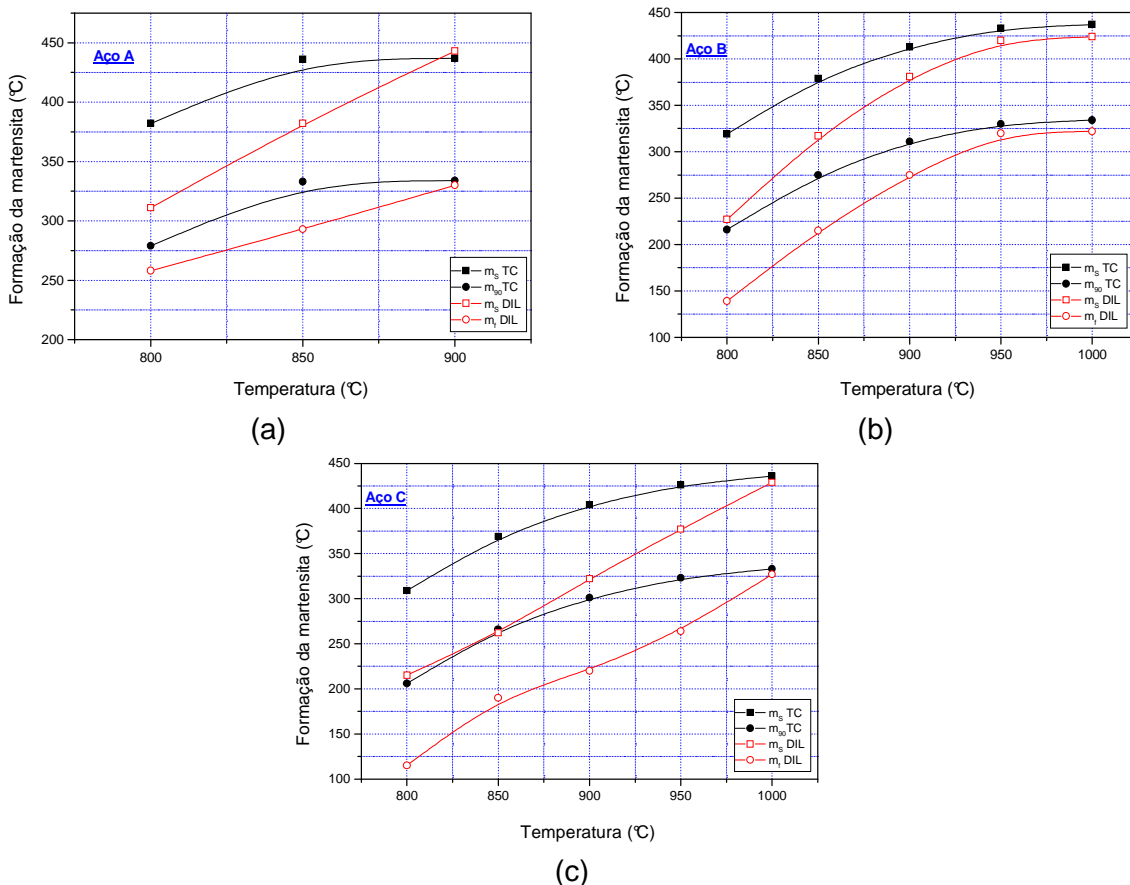


Figura 8 – Valores de M_s e M_f determinados via Thermo-Calc (TC) e dilatomia (DIL).

Conforme se observa, as temperaturas de formação da martensita diminuem à medida que a temperatura de início de resfriamento é reduzida, o que se deve à diminuição da fração de austenita formada e o seu respectivo enriquecimento

principalmente em C e Mn, ver figura 9. Para temperaturas de início de resfriamento inferiores a 800°C a transformação martensítica não foi observada, o que se deve à pequena quantidade de austenita formada durante o aquecimento até essa temperatura (Figura 5). Além disso, nota-se na Figura 8 que as adições de Al e Al + Mo reduziram a temperatura M_s , o que está de acordo com os resultados apresentados na Figura 4. Com relação aos métodos utilizados, verifica-se que os valores das temperaturas de formação da martensita obtidos com o Thermo-Calc estão, de forma geral, superestimados em relação aos determinados via dilatométrica, o que é razoável em função dos resultados de fração de austenita formada durante o aquecimento (Figura 4). Conforme foi comentado, as quantidades de austenita obtidas via Thermo-Calc para uma determinada temperatura intercrítica são superiores às determinadas por meio de dilatométrica. Em função disso, a composição química da austenita determinada via Thermo-Calc está mais pobre em elementos como C e Mn, o que resulta, conseqüentemente, em maiores temperaturas de formação (equação 1). Vale ressaltar, ainda, que a escolha das equações utilizadas no cálculo das temperaturas de formação da martensita, equações 1 e 2, também pode ter contribuído para o afastamento entre as temperaturas calculadas e obtidas via dilatométrica.

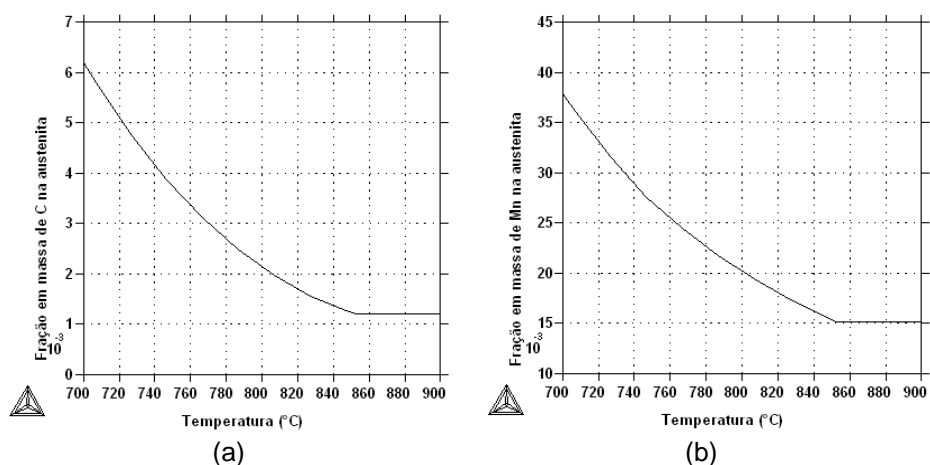


Figura 9 – Variação das frações em massa de C e Mn na austenita em função da temperatura para o aço A.

4 CONCLUSÕES

O software Thermo-Calc mostrou-se adequado para a avaliação da influência de elementos químicos na formação da austenita durante o aquecimento de aços multiconstituídos, podendo ser utilizado na etapa de elaboração de projetos de liga. Com relação à quantidade de austenita formada durante o aquecimento, os resultados determinados via Thermo-calc apresentaram-se superestimados em relação aos obtidos por dilatométrica e metalografia, devendo ser utilizados apenas como referência. Para uma aproximação mais realista o cálculo difusional do crescimento da austenita deve ser considerado.

As frações de austenita determinadas via dilatométrica, por meio da regra da alavanca, apresentaram-se, de modo geral, de bom acordo com os resultados obtidos por método metalográfico, podendo ser empregadas na avaliação de efeitos de variáveis de processamento e de composição química na fração de austenita formada durante a etapa de aquecimento no recozimento contínuo.

REFERÊNCIAS

- 1 ANDRADE, S. L.; TAISS, E. J. M.; ROSA, L. K. ULSAB – AVC: O Aço no Automóvel do Futuro. In: 57^o Congresso Anual da ABM; julho de 2002. São Paulo – SP, p. 721-731.
- 2 MESPLONT, C.; VANDEPUTTE, S.; DE COOMAN, B. C. Microstructure – Properties Relationships in Complex Phase Cold-Rolled High Strength Steels. In: 43rd MWSP CONF. PROC., ISS, VOL. XXXIX, p. 359-371, 2001.
- 3 MURARI, F. D.; MELO, T. M. F.; GONZALEZ, B. M. Cinética de envelhecimento de aço multifásico de baixa resistência mecânica laminado a frio. In: 64^o Congresso Anual da ABM, julho de 2009, Belo Horizonte – MG, 13p.
- 4 ANDERSON, J. O.; HELANDER, T.; HÖGLUND, L.; SHI, P.; SUNDMAN, B. Thermo-Calc & Dictra, computational tools for materials science. In: Calphad, Vol. 26, n. 2, p. 273 – 312, 2002.
- 5 SILVA, A. L. V. C.; AVILLES, R. R. Uma avaliação preliminar da região rica em Fe do sistema Fe-Nb-P e suas implicações sobre o processamento de aços IF. In: 59^o Congresso Anual da ABM, julho de 2004, São Paulo – SP, 10p.
- 6 SILVA, A. L. V. C.; ASSUNÇÃO, F. C. R. A study of the partition of elements between austenite and ferrite in conditions similar to the treatment of Trip steels. In: 60^o Congresso Anual da ABM, julho de 2005, Belo Horizonte – MG, 9p.
- 7 MURARI, F. D.; MELO, T. M. F.; COSTA, F. S. Influência da composição química e das variáveis de processamento nas propriedades mecânicas de aços multifásicos. In: 60^o Congresso Anual da ABM, julho de 2005, Belo Horizonte – MG, 9p.
- 8 SANTOS, A. A.; MARRA, K. M. Método de determinação da cinética de transformação de fases a partir de curvas dilatométricas. In: 61^o Congresso Anual da ABM, julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ, 10p.
- 9 KOP, T. A.; SIETSMA, J.; VAN DER ZWAAG, S. Dilatometric analysis of transformations in hypo-eutectoid steels. In: Journal of Materials Science, v. 36, p. 519 – 526, 2001.
- 10 ZHAO, J. Z.; MESPLONT, C.; DE COOMAN, B. C. Kinetics of phase transformation in steels: A new method for analysing dilatometric results. ISIJ Int. v.41, n. 5, p. 492 – 497, 2001.
- 11 ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel, Part 7, p. 721 – 727, July, 1965.
- 12 NAYLOR, D. J.; COOK, W. T. Constitution and Properties of Steels. Material Science and Technology, vol. 7, p. 433, 1991.
- 13 BLECK, W. Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels. Int. Conf. on TRIP – Aided High Strength Ferrous Alloys. Ghent, Belgium. p.13-23, June 19-21, 2002.
- 14 HUANG, J.; POOLE, W. J.; MILITZER, M. Austenite formation during intercritical annealing. Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 35A, November 2004, p. 3363-3375.
- 15 REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R. Physical Metallurgy Principles. 3rd ed. PWS-Kent Co., 1992, 926p.