

CINÉTICA DA FORMAÇÃO DE FERRITA PRÓ-EUTETÓIDE EM AÇOS TRIP CONTENDO TEORES VARIÁVEIS DE Mn.

Ederson de Souza, ederson@termotemperas.com.br¹

Ludieri Toldo Bonetti, ludiei@hotmail.com²

Modesto Hurtado Ferrer, modesto.ferrer@sociesc.org.br²

¹ Termotêpera Industrial Ltda, Rua Waldemiro José Borges, 2186, Itinga, Joinville-SC, 89233-635.

² Sociedade Educacional de Santa Catarina, Albano Schmidt, 3333, Boa Vista, Joinville-SC, 89227-700.

Resumo: Estudou-se, através de ensaios dilatométricos e de análises microestrutural, a cinética da formação de ferrita pró-eutetóide em aços de ultra-alta resistência e de baixa liga, assistidos pelo efeito TRIP- transformação induzida por plasticidade, contendo teores variáveis Mn. Para tanto, foram simulados ciclos de recozimento no campo intercrítico, em temperaturas e tempos variáveis, de modo a caracterizar os modelos atômicos da cinética de precipitação da ferrita pró-eutetóide, com o auxílio das técnicas de caracterização microestrutural e de microanálises química utilizando EDS e WDS. Durante o estudo da cinética da transformação intercrítica, constatou-se que o tempo necessário para que ocorra a precipitação alotriomórfica de ferrita pró-eutetóide é maior em temperaturas mais baixas, havendo maior atraso no início da transformação para a liga que contém maior teor de manganês. Através dos perfis de redistribuição de elementos substitucionais na interface α/γ foi constatada a partição de silício independente da variação do tempo e da temperatura de tratamento em que ocorre a transformação. Por outro lado, constatou-se que o manganês apresenta o mesmo comportamento que o silício, até 300s à temperatura de 750C. Entretanto, para tempos maiores a 300s à temperatura de 750C, verificou-se uma mudança nas condições cinéticas para o crescimento da ferrita alotriomórfica, passando a ser controlado pela difusão de manganês na frente da interface, o que caracteriza o modelo de partição substitucional. De acordo com os resultados experimentais utilizando WDS, o modelo de crescimento que melhor se ajusta é o equilíbrio com partição de carbono, independente da temperatura em que ocorra a transformação. Para tempos maiores, a elevadas temperaturas, os resultados com EDS indicaram que o crescimento de ferrita alotriomórfica passa a ser controlado pelos mecanismos atômicos que garantem a difusão do Mn e do C.

Palavras-chave: Ferrita pró-eutetóide; Aços TRIP; Partição de carbono

1. INTRODUÇÃO

O começo da transformação no campo intercrítico $\gamma \rightarrow \alpha$ ocorre pela formação de ferrita poligonal, com nucleação alotriomórfica nos contornos de grãos da austenita anterior, onde o crescimento da ferrita é dado rapidamente com rejeição do carbono para a austenita.

O crescimento da ferrita alotriomórfica é dado ao longo dos contornos dos grãos austeníticos, sendo que o seu engrossamento ocorre de maneira mais lenta, exceto em temperaturas perto das curvas A_3 e A_{Cm} . Isso pode ser explicado a partir da colisão dos alotriomórficos formados com os seus vizinhos em crescimento, contribuindo para a formação de uma rede de ferrita pró-eutetóide no antigo grão de austenita, (Porter, 1992).

A precipitação de ferrita pró-eutetóide tem sido estudada em aços multiconstituídos, procurando o controle da microestrutura após o processamento termomecânico, especificamente, no que se refere à sua fração volumétrica após o recozimento intercrítico, para o qual se varia à temperatura e o tempo de tratamento intercrítico de maneira conveniente (Ferrer, 2007).

Em relação aos aços TRIP, numerosas composições químicas foram desenvolvidas e vêm sendo avaliadas nos últimos anos, com a finalidade de ajustar sua microestrutura e obter as combinações de propriedades mecânicas desejadas. O carbono é o principal elemento de liga pelo qual todas as transformações de fase são afetadas e através do qual a microestrutura final e as propriedades mecânicas são controladas. A concentração de carbono é o mais importante dos fatores de que depende a estabilidade da austenita, o que torna possível a presença de austenita retida na temperatura ambiente. Por outro lado, na medida em que se aumenta o teor de carbono, melhoram as propriedades relativas à resistência mecânica, isto é limite de escoamento, limite de resistência à tração e a dureza, e pioram as propriedades relativas à ductilidade e à tenacidade, isto é o alongamento, a estrição e a resistência ao choque.

Além do carbono, outros elementos de liga como o manganês e o silício têm um papel importante no controle da cinética das transformações de fase e em particular na estabilidade da austenita (Sakuma et al., 1991), (Massari, 2008). Ambos os elementos aumentam a resistência do material através do endurecimento por solução sólida. O manganês é um elemento estabilizador de austenita que diminui a temperatura de início de transformação de fase de austenita para ferrita durante o resfriamento. Além disso, aumenta a solubilidade do carbono na austenita o que torna possível o enriquecimento em carbono desta fase. O Mn pode substituir o Fe na formação de precipitados do tipo $(Fe,Mn)_3C$, que podem dar origem a partículas de austenita ricas em Mn que requerem menor concentração de carbono para se estabilizar a temperatura ambiente. Também, deve ser levado em conta o efeito inibidor do Mn na formação da ferrita durante o resfriamento, uma vez que este minimiza um possível enriquecimento de carbono desta fase (Bleck, 2002).

Entretanto, o silício repele fortemente o C em solução sólida na austenita, aumentando a difusão deste elemento na ferrita. Desse modo, sendo o silício um elemento pouco solúvel na cementita, a precipitação de carbonetos é retardada ou inibida durante a formação da bainita, favorecendo a segregação de átomos de carbono da ferrita para a austenita remanescente. Entretanto, o Si pode ser oxidado durante o recozimento, conseqüentemente, o alumínio tem sido proposto como alternativa para a substituição parcial ou completa do silício.

Além do silício, o alumínio é utilizado na obtenção de aços TRIP pelo seu papel formador de ferrita e, apesar de não ser solúvel na cementita, apresenta um efeito mais fraco na supressão da formação de carbonetos, quando comparado com o Si (Giralt et al., 2001). Devido ao baixo potencial de endurecimento por solução sólida, o alumínio sempre é usado em combinação com conteúdos mais altos de carbono ou em combinação com fósforo. Como desvantagem do uso do alumínio, pode-se mencionar o aumento acentuado da temperatura M_s .

De acordo com (Porter 1992), o mecanismo atômico que está associado às transformações de fase em aços multicomponente, considera a ocorrência de equilíbrio local na interface α/γ , pré-supondo que os átomos de carbono na austenita (CFC) e na ferrita (CCC) possuem mobilidade atômica fora da interface, promovendo-se o fluxo de massa na direção do interior dos grãos se a transformação de fase ocorre sem tensão aplicada.

Em um sistema ternário Fe – C – X, onde X pode ser um elemento substitucional, por exemplo, o manganês, a ocorrência da transformação de fase exige de condições diferenciadas, por causa da necessidade de satisfazer simultaneamente às espécies de soluto (substitucionais e intersticiais) atuantes no reticulado cristalino do elemento solvente (neste caso o Fe), que possuem mobilidade atômica muito diferente entre si, pois a difusividade do elemento substitucional e a do intersticial (neste caso o carbono) diferem por seis ordens de magnitude.

Quando se tem baixa saturação de soluto substitucional ocorrerá o seu particionamento e o potencial de mobilidade do carbono na frente da interface α/γ é bastante restrita e sua difusividade a certa distância da interface α/γ é praticamente nula. Em altas supersaturações, o particionamento do soluto substitucional é insignificante na frente da interface α/γ , permitindo a mobilidade do carbono.

(Goldenstein 2002) apud (Hultgren 1947) propôs um modelo para avaliar o papel dos elementos de liga substitucionais nos aços. Em altas temperaturas, onde as taxas de difusão são razoavelmente elevadas, estes elementos podem se redistribuir durante a transformação de fase, próximo às condições em que se dá o equilíbrio.

Definiu-se, então, que a transformação ocorrerá sob condições de “orto-equilíbrio”. Isto contrasta com o para-equilíbrio no qual os elementos de liga substitucionais não são capazes de se particionar, embora o carbono, que é um elemento intersticial de difusão rápida, redistribui-se entre as fases até que seu potencial químico se torna uniforme em todas as regiões.

O conceito de para-equilíbrio normalmente está associado às dificuldades de redistribuição dos elementos de liga substitucionais durante transformação de fase, quando os átomos do carbono permanecem em equilíbrio local junto à interface α/γ .

Nesse caso, esta claro que os potenciais químicos do ferro e dos elementos substitucionais mudam repentinamente na interface α/γ . A falta de particionamento no volume dos elementos substitucionais é insuficiente para distinguir entre o modo de crescimento com equilíbrio local e particionamento desprezível e o modo de crescimento com para equilíbrio, (Bhadeshia, 1992).

Este trabalho tem como objetivo estudar, através de ensaios dilatométricos e de análises microestrutural, a cinética da formação de ferrita pró-eutetóide em aços TRIP contendo teores variáveis Mn.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Dois aços contendo teores variáveis de manganês foram estudados neste trabalho, cuja composição química aparece indicada na Tab. (1). Esses aços foram obtidos nos laboratórios do Centro de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) em um forno de indução a vácuo, na forma de lingote fundido de seção quadrada com aproximadamente 50 kg de peso. As temperaturas A_{R1} e A_{R3} , indicadas na Tab. (1), foram determinadas por dilatometria de têmpera, correspondendo-se com as temperaturas em que se inicia e conclui, respectivamente, a transformação de fase a $1^\circ C/s$, (Ferrer 2003).

Os ciclos de tratamento isotérmico foram realizados em corpos de prova com formato cilíndrico com 02 de diâmetro e 12 mm de comprimento, utilizando um Dilatômetro de Têmpera, modelo DT1000 Adamel Lhomargy. Para o estudo da cinética da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ no campo intercrítico de cada aço (TD e TE) adotou-se o procedimento de tratamento térmico que aparece representado na Fig. (1), consistindo em um aquecimento até a temperatura de $1000^\circ C$

por 180s, seguido de um resfriamento com taxa de 1°C/s , até a temperatura T_{In} – temperatura de tratamento intercrítico, onde cada amostra foi mantida por um tempo t_{In} – tempo do tratamento intercrítico.

Tabela 1. Composição química do aço estudado, %p, adaptado de (Ferrer 2003).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N	Ar3	Ar1
TD	0,22	1,01	1,48	0,020	0,006	0,029	0,032	0,0041	763,5	643,2
TE	0,23	1,49	1,49	0,020	0,006	0,029	0,035	0,0039	740,4	634,0

Conforme indicado no esquema da Fig. (1) após o tempo de tratamento intercrítico as amostras foram super-resfriadas a 80°C/s , com a finalidade de obter uma condição microestrutural que permitisse: a caracterização dos fenômenos metalúrgicos associados à transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ na temperatura T_{In} ; o estabelecimento da relação entre os parâmetros do tratamento intercrítico com a fração volumétrica das fases; bem como a caracterização do modelo atômico que melhor se ajusta a esta transformação, com o auxílio de microanálise química e do traçado dos perfis de redistribuição do elemento substitucional e intersticiais na interface $\alpha \rightarrow \gamma$.

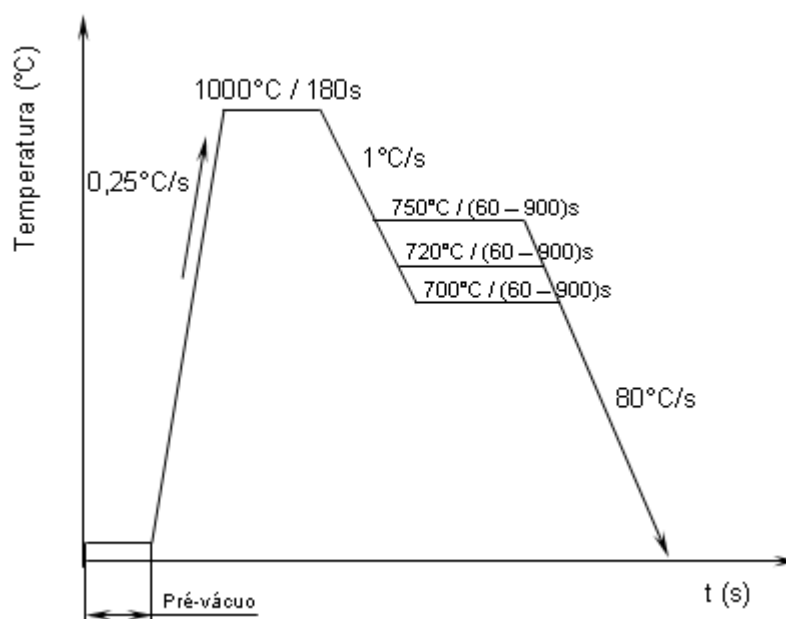


Figura 1. Representação esquemática representando os ciclos de tratamento isotérmico no campo intercrítico.

Para caracterizar a morfologia, tamanho e distribuição com relação aos constituintes microestruturais foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. As microanálises químicas de manganês, silício e carbono foram feitas na interface α/γ mediante Espectrometria de Raios X, usando EDS e WDS acopladas ao microscópio eletrônico de varredura.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Estudo da Cinética da Transformação de Fase $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{intercrítica}}$

A precipitação de ferrita pró-eutetóide foi estudada nas temperaturas de 700°C , 720°C e 750°C nos aços TD e TE visando otimizar a fração volumétrica de ferrita após recozimento intercrítico.

As curvas cinéticas da Fig. (2(a)) mostram a variação da fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide precipitada a 700°C e 750°C em função do tempo para os aços TD e TE, sendo que se adotou como referência a curva que representa a cinética da transformação a 750°C do aço TE, validada por (Ferrer 2003). A Fig. (12(b)) apresenta um comparativo entre os comportamentos cinéticos da precipitação de ferrita pró-eutetóide no aço TE nas temperaturas de 700°C , 720°C e 750°C .

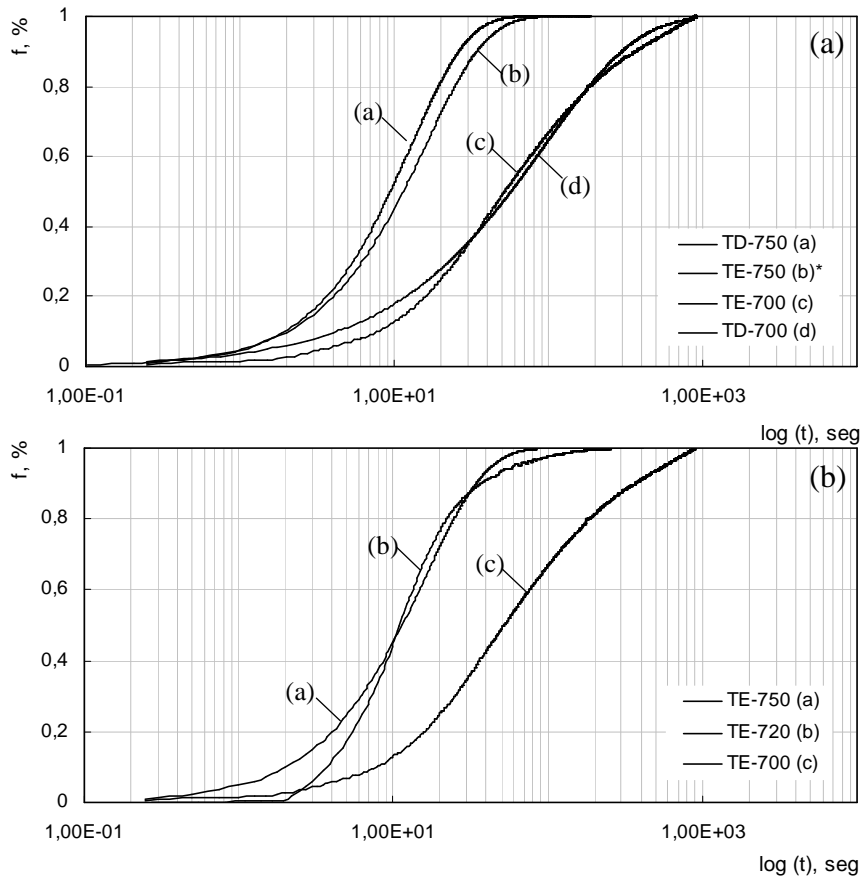


Figura 2. (a) Curvas que representam a fração transformada de austenita em ferrita pró-eutetóide durante a transformação intercrítica a 700°C e 750°C nos aços TD e TE por tempo de 900s. (b) Curvas cinéticas do aço TE tratado a 700°C, 720°C e 750°C. * Curva cinética obtida por (Ferrer 2003).

Os dados experimentais, representados através da Fig. (2) foram analisados e ajustados à Eq. (1) do tipo Avrami:

$$X = 1 - \exp \left[-b(t)^n \right] \tag{1}$$

Mostrando uma morfologia muito aproximada à proposta na literatura (Padilha 2007).

Baseado na análise e interpretação das curvas anteriores, a Tab. (2) mostra os coeficientes de ajuste b e n obtidos, apontando para um bom ajuste dos modelos obtidos em relação aos encontrados na literatura. Observa-se, também, que o tempo em que se dá a transformação da austenita em ferrita pró-eutetóide é maior às temperaturas mais baixas, independente da composição química do aço, como se constata também na Fig. (2(a)). Isso se deve à menor difusividade atômica, cujo efeito prepondera sobre o do aumento do potencial termodinâmico para que a transformação ocorra.

Tabela 2. Fração de austenita transformada em ferrita pró-eutetóide durante o tratamento intercrítico e coeficientes de ajuste (b e n) da equação de Avrami.

Aço	T _{IN} (°C)	Fração e tempos correspondentes (s)						n	ln(b)
		5%	10%	20%	30%	40%	50%		
TD	700	2,5	10,6	32,1	73,2	95,7	102,3	0,85	-5,2
	720	1,5	8,8	28,4	61,6	77,7	88,9	0,78	-5,2
	750	1,2	4,1	18,7	45,5	59,4	79,5	0,75	-5,4
TE	700	4,5	18,0	46,4	85,3	127,6	147,1	0,86	-5,1
	720	2,75	13,8	40,5	70,2	117,5	132,2	0,81	-5,2
	750	1,4	12,5	24,5	56,5	78,8	91,5	0,78	-5,3

Na Figura (2 (a)) constata-se, também, a diferença entre os aços TD e TE quanto ao posicionamento das curvas da transformação de fase. Nota-se claramente que as curvas cinéticas do aço TE, independente da temperatura de tratamento, apresentam certo deslocamento para a direita, em relação às curvas cinéticas do aço TD, isso pode estar associado ao efeito do Mn. Sabe-se que o manganês é um elemento estabilizador de austenita e, nesse sentido, retarda o início da transformação de fase, conforme indicado na Tab. (2).

O arranjo de parâmetros de tratamento que atenderia a fração de ferrita pró-eutetóide entre 40 % a 50 %, solicitada neste tipo de aço, poderia ser o tratamento intercrítico na temperatura de 720°C, por tempo de 70s a 120s.

3.2. Redistribuição de elementos substitucionais e intersticiais na interface α/γ .

Para o estudo da redistribuição de elementos substitucionais (Mn e Si) entre as fases durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, foram analisadas as medidas de manganês e silício em cada constituinte, as quais foram determinadas por meio de EDS no Microscópio Eletrônico de Varredura. As medidas foram feitas em pelo menos três pontos diferentes, distribuídos ao longo de uma linha imaginária em uma direção que atravessa os campos de α e γ , tomando como referência a interface α/γ , conforme representado na Fig. (3). Foram feitas três medidas de EDS em cada um dos pontos, de modo a ser obter a média e o desvio padrão das medições.

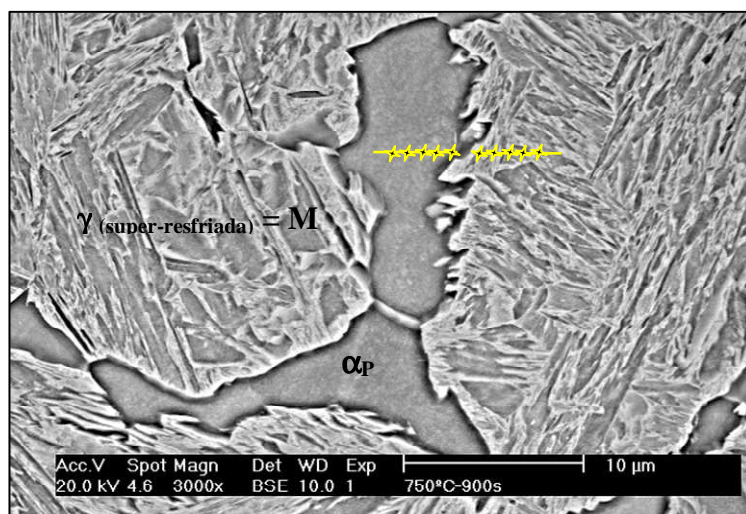


Figura 3. MEV representando as linhas para as medidas da concentração de Mn e Si na interface α/γ . Ferrita pró-eutetóide precipitada em contorno de grão e martensita após tratamento intercrítico a 750°C por 900s.

A Figura (4) mostra dois dos padrões de EDS que foram obtidos no decorrer das microanálises química, onde se constata a presença de Mn e Si. A partir dos teores médios de Mn e Si calculados, foram projetados os perfis de redistribuição de cada um destes elementos na interface α/γ , conforme se mostra na seqüência da Fig. (5) à Fig. (6).

Constata-se na Fig. (5 (a)) que as variações de concentração do Mn em função da distância à interface α/γ , a 700°C, são pouco significativas a ambos os lados da mesma, independente da composição química do material e do tempo de tratamento intercrítico, apontando para o equilíbrio local na interface.

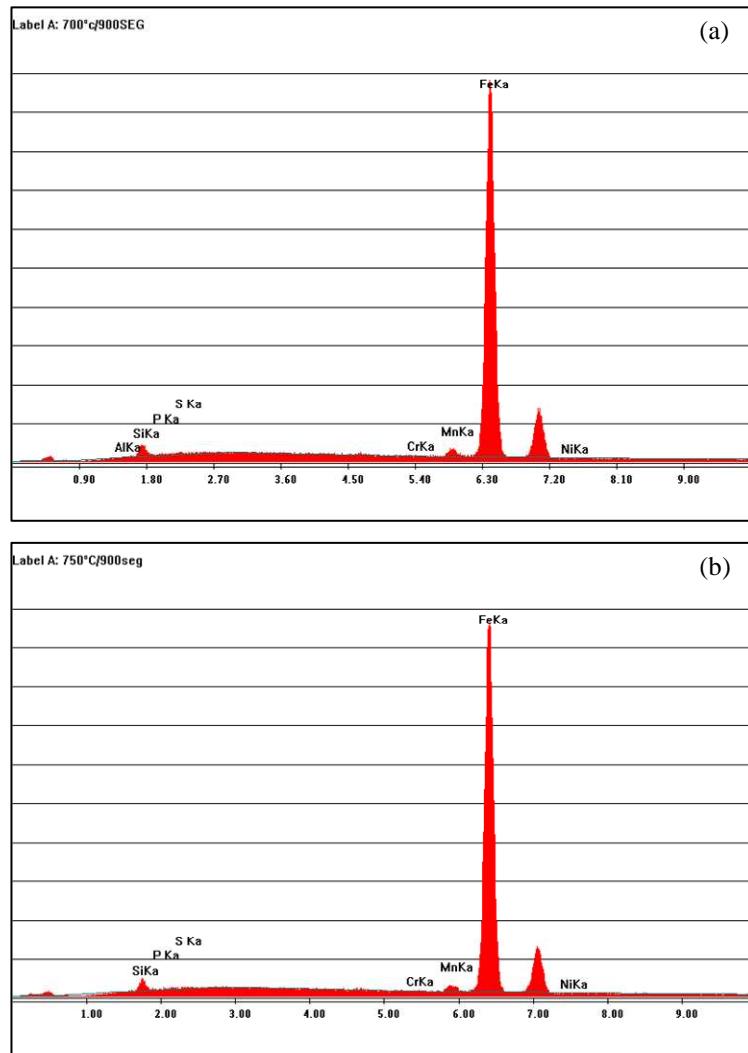


Figura 4. Padrões de difração de elétrons obtidos por EDS nas amostras do aço TE, tratado por 900s. (a) à temperatura de 700°C, (b) à temperatura de 750°C.

Entretanto, observa-se uma tendência acentuada à partição deste elemento substitucional entre a ferrita e a austenita para tempos maiores a 300s à temperatura de 750°C Fig. (5 (b)) e Fig. (5 (c)), mudando as condições da cinética do crescimento.

Por outro lado, na Fig. (5 (c)), verifica-se uma redução do teor de manganês na fase α , na mesma medida em que se dá seu aumento gradual na fase γ , justificando a difusão deste elemento na frente da interface α/γ . Esse comportamento já foi constatado por (Ferrer 2003), através de simulação numérica por meio de termodinâmica computacional utilizando o programa DICTRA®

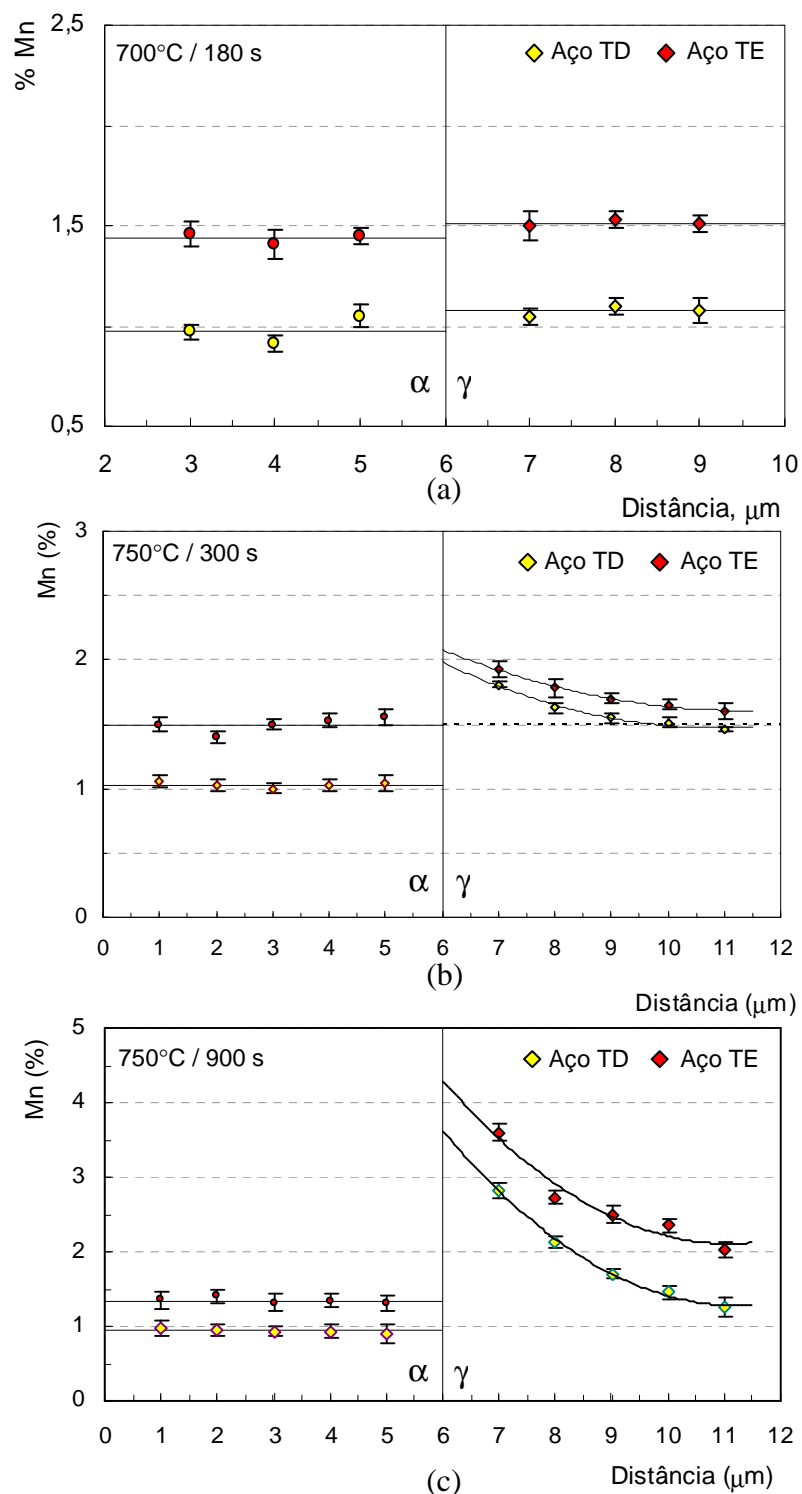


Figura 5. Perfis de Mn obtidos a partir das medidas por EDS em amostras dos aços TD e TE submetidas a tratamento intercrítico a: (a) 700°C por 180s, (b) 750°C por 300s, (c) 750°C por 900s.

No caso do Si, como mostra a Fig. (6), constata-se que as variações de concentração a ambos os lados da interface α/γ são pouco significativas, podendo-se afirmar que não há partição substitucional entre a ferrita e a austenita, independente da temperatura e do tempo para que ocorra a transformação de fase, o que está de acordo com os cálculos cinéticos utilizando DICTRA®.

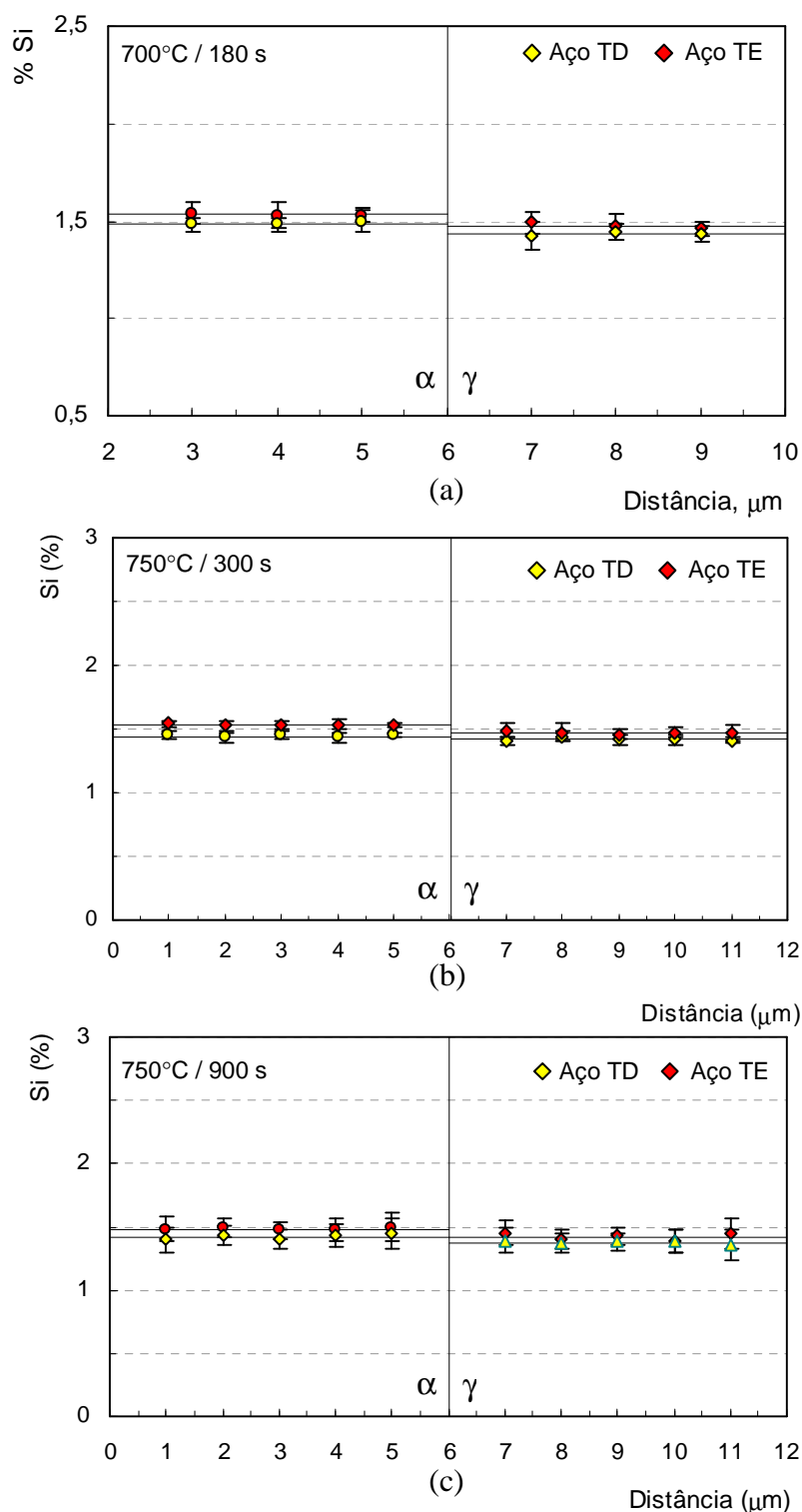


Figura 6. Perfis de Si obtidos a partir das medidas por EDS em amostras dos aços TD e TE submetidas a tratamento intercrítico a: (a) 700°C por 180s, (b) 750°C por 300s, (c) 750°C por 900s.

Para o estudo da redistribuição de elementos intersticiais, entre as fases durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, neste caso o carbono, foram analisadas as medidas de carbono em cada constituinte, as quais foram determinadas com o auxílio da técnica WDS acoplada ao Microscópio Eletrônico de Varredura.

Os perfis de redistribuição de carbono no aço TE, são mostrados na Fig. (7). Através da Fig. constata-se a ocorrência de partição do C entre a austenita e a ferrita durante todos os tempos de transformação de fase que foram simulados a 700°C e a 750°C.

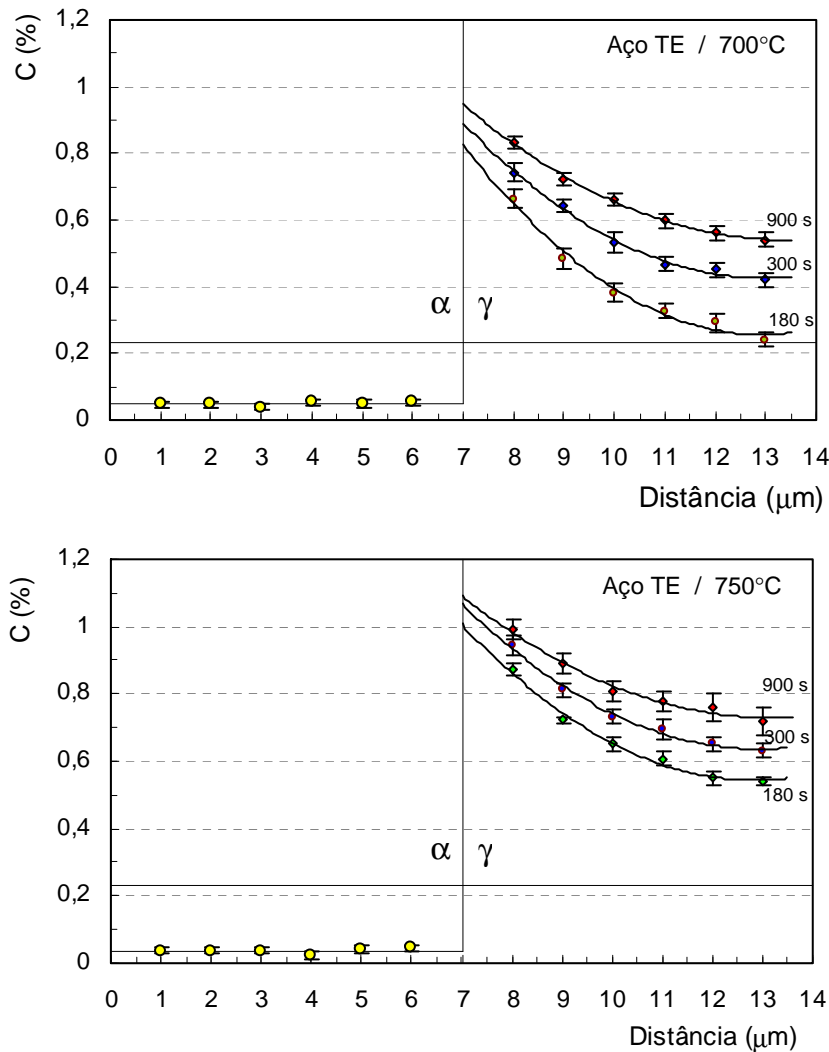


Figura 7. Perfis de C obtidos a partir das medidas por WDS em amostras do aço TE submetidas a tratamento intercrítico por tempos de 180, 300 e 900s a: (a) 700°C, (b) 750°C.

Também, na Fig. (7), se observa uma concentração de carbono muito baixa e uma distribuição uniforme, na parte que corresponde à ferrita, até a vizinhança da interface α/γ . Entretanto, do lado da austenita, observa-se um pico de concentração de carbono nas proximidades da interface que diminui gradualmente com o aumento da distância em relação à interface. A certa distância da interface observa-se a distribuição uniforme de carbono na direção do interior do grão.

Por outro lado, as evidências experimentais indicam que o enriquecimento de carbono na austenita é maior conforme aumenta o tempo de tratamento intercrítico e a temperatura e conforme se movimenta a interface, o que está de acordo com os cálculos cinéticos usando DICTRA®, realizados anteriormente à temperatura de 700°C e 750°C, e o que confirma as condições para a qual se dá a difusão atômica em estado não estacionário, pressupondo a existência de um gradiente de concentração de carbono na frente da interface α/γ .

Portanto, considerando os resultados mostrados na Fig. (7 (a, b)), assume-se que a difusão do carbono na austenita contribui significativamente para a taxa de crescimento da ferrita. De acordo com isso, o modelo de crescimento que se ajusta é o equilíbrio com partição de carbono, independente da temperatura em que ocorra a transformação. Para temperaturas elevadas, conforme indicado na Fig. (5 (b, c)), o mecanismo de crescimento passa a ser controlado pela difusão do Mn e do C, o que provavelmente torne mais lento o processo.

3.3. Verificação experimental dos cálculos cinéticos da transformação intercrítica.

Com o intuito de verificar os cálculos das curvas de *fração transformada vs log(t)*, foi determinado, através das técnicas de metalografia quantitativa, a fração de ferrita pró-eutetóide resultante da transformação de fase no intervalo intercrítico.

As análises metalográficas foram feitas nas amostras tratadas, cujos tempos mostraram uma fração transformada calculada de até 50% de ferrita. Essa fração transformada corresponde à sugerida pela literatura, como sendo a fração de ferrita pró-eutetóide esperada para os aços TRIP de alta resistência e baixa liga (Hanzaki et al., 1997). Em função disso, foram analisadas as amostras dos aços TD e TE, tratadas por tempos de até 150s. As micrografias da Fig. (8)

mostram a evolução da fração transformada de austenita em ferrita pró-eutetóide, nucleada de forma alotriomórfica, para o aço TE a 720°C, apontando para um aumento da fração transformada na medida em que aumenta o tempo de recozimento intercrítico.

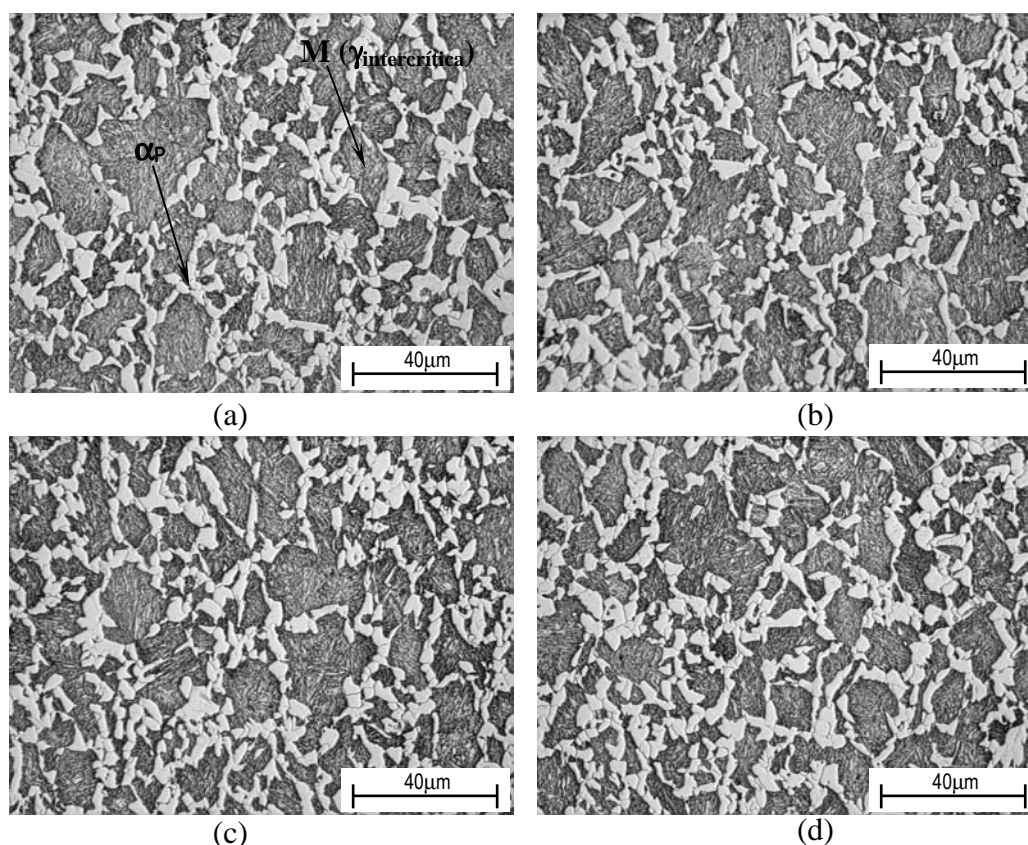


Figura 8. Microscopia óptica mostrando a evolução da fração de ferrita pró-eutetóide do aço TE, tratado a 720°C, em função do tempo de recozimento intercrítico. (a) t_{IN} de 30s, ($\alpha = 25\%$), (b) t_{IN} de 60s, ($\alpha = 38\%$), (c) t_{IN} de 120s, ($\alpha=43,5\%$), (d) t_{IN} de 150s, ($\alpha= 46\%$).

A Tabela (3) apresenta os resultados da análise quantitativa de ferrita pró-eutetóide obtida como resultado do tratamento intercrítico para as ligas TD e TE. Os resultados da referida Tab. apontam para uma boa correlação entre os valores calculados (indicados na Tab. (2)) com os medidos por metalografia.

Tabela 3. Fração de austenita transformada em ferrita pró-eutetóide durante o tratamento intercrítico obtida por metalografia quantitativa.

Aço	T_{IN} (°C)	t_{IN} (s) e fração de $\alpha_{pr\acute{o}\text{-eutet\acute{o}ide}$ (%)			
		30	60	120	150
TD	700	28±2	37±2	41±1	46±3
	720	23±3	29±2	37±3	40,5±2
	750	15±2	22±3	29±2	36±1
TE	700	31±3	41±3	48±1	53±2
	720	25±2	38±1	43,5±2	46±1
	750	18±4	29±2	35±2	39±2

Os dados da Tab. (3) apontam para um aumento da fração transformada de austenita em ferrita pró-eutetóide com a diminuição da temperatura de transformação, confirmando os resultados dos cálculos termodinâmicos das frações de fases em diferentes temperaturas, reportados na literatura (Ferrer, 2003).

4. CONCLUSÕES

Durante o estudo da cinética da transformação intercrítica, constatou-se que o tempo necessário para que ocorra a precipitação alotriomórfica de ferrita pró-eutetóide é maior em temperaturas mais baixas, havendo maior atraso no início da transformação para a liga TE, que contém maior teor de manganês.

Através dos perfis de redistribuição de elementos substitucionais na interface α/γ , durante o recozimento intercrítico, não foi constatada a partição de silício independente da variação do tempo e da temperatura de tratamento em que ocorre a transformação. Por outro lado, constatou-se que o manganês apresenta o mesmo comportamento que o silício, até 300s à temperatura de 750°C. Entretanto, para tempos maiores a 300s à temperatura de 750°C, verificou-se uma mudança nas condições cinéticas para o crescimento da ferrita alotriomórfica, passando a ser controlado pela difusão de manganês na frente da interface, o que caracteriza o modelo de partição substitucional.

Os perfis de distribuição de soluto intersticial permitiram confirmar a partição de carbono na interface α/γ , durante a precipitação da ferrita alotriomórfica, assumindo-se que a difusão do carbono na austenita contribui significativamente para a taxa de crescimento da ferrita. Na medida em que aumenta a temperatura é possível verificar ganhos de carbono no sentido do interior dos grãos austeníticos.

De acordo com os resultados experimentais utilizando WDS, o modelo de crescimento que melhor se ajusta é o equilíbrio com partição de carbono, independente da temperatura em que ocorra a transformação. Para tempos maiores, a elevadas temperaturas, os resultados com EDS indicaram que o crescimento de ferrita alotriomórfica passa a ser controlado pelos mecanismos atômicos que garantem a difusão do Mn e do C.

Atendendo aos resultados do modelo cinético para a transformação intercrítica e às verificações experimentais, foi possível comprovar que a melhor combinação de parâmetros de tratamento que atende ao controle da fração de ferrita pró-eutetóide, de aproximadamente 40%, é o tratamento intercrítico realizado na temperatura de 720°C, por tempo de 120s.

5. REFERÊNCIAS

- Bleck, W. Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels. In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos. 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, nov. 2002.
- Bhadeshia, H.K.D.H. Bainite in steels. London, The Institute of Materials, 1992.
- Enomoto, M. Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite. Scripta Materialia, v. 47, p. 145 – 149, 2002.
- Ferrer, M. H. Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb. Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, maio 2003.
- Ferrer, M. H., Hupalo, M. F. Aspectos metalúrgicos associados ao processamento termomecânico dos aços *trip* de alta resistência e baixa liga. 62º Congresso Anual da ABM, Vitória – ES, 2007.
- Girault, E.; Mentens, A.; Jacques, P.; Houbaert, Y.; Verlinden, B.; van Humbeeck, J. Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels. Scripta Materialia, v. 44, p. 885 – 892, 2001.
- Goldenstein, H. Bainita em aços. In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, novembro 2002.
- Hanzaki, A. Z.; Yue, S. Ferrite formations characteristics in Si-Mn TRIP steel. ISIJ International, v. 37, n. 6, p. 583 – 589, 1997.
- Massari, C. D. Efeito da Temperatura de Austenitização no Processo de Têmpera e Partição. Dissertação de Mestrado. Pontifícia Universidade Católica do Rio (PUC-RJ), 2008.
- Padilha A.F e Rios P.R., Transformações de fase, 1 ed., São paulo, Artliber, 2007
- Porter, D. A.; Easterling, K. E. Phase transformation in metals and alloys. London, UK, Chapman & Hall, 1992.
- Sakuma, Y.; Matsumara, O.; Takechi, H. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. Metallurgical Transactions A, v. 22A, p. 489 – 498, 1991.
- Van der Zwaag, S.; Wang, J. A discussion on the atomic mechanism of the bainítica reaction in TRIP steels. Scripta Materialia, v.47, p. 169 – 173, 2002.
- Wassermann, G.: Arch. Eisenhüttenwes. No 10. 7, p 321/25, 1937.

KINETICS OF PRO-EUTECTOID FERRITE FORMATION IN TRIP STEELS WITH DIFFERENT CONTENTS OF Mn.

Ederson de Souza, ederson@termotemperas.com.br¹

Ludieri Toldo Bonetti, ludiei@hotmail.com²

Modesto Hurtado Ferrer, modesto.ferrer@sociesc.org.br²

¹ Termotêpera Industrial Ltda, Rua Waldemiro José Borges, 2186, Itinga, Joinville-SC, 89233-635.

² Sociedade Educacional de Santa Catarina, Albano Schmidt, 3333, Boa Vista, Joinville-SC, 89227-700.

Abstract: *It was studied, through dilatometric tests and microstructural analysis, the kinetics of pro-eutectoid ferrite formation in TRIP-aided (Transformation-Induced Plasticity) low-alloy ultra-high-strength steels, with different contents of Mn. For this, intercritical annealing cycles were simulated, at various temperatures and times, in order to characterize the atomic models from the kinetics of pro-eutectoid ferrite precipitation, with the aid of techniques for microstructural characterization and chemical microanalysis, such as EDS and WDS. During the study of the kinetics of intercritical transformation, it was found that the time required for the occurrence of allotriomorphic precipitation of the pro-eutectoid ferrite is longer at lower temperatures, with greater delay in the onset of transformation for the alloy containing higher content of manganese. Through redistribution profiles of substitutional elements at the α / γ interface, it was found the silicon partition regardless of the variation of temperature and time of treatment in which the transformation occurs. Moreover, it was observed that manganese exhibits the same behavior than silicon, up to 300s at a temperature of 750°C. However, for times longer than 300s at a temperature of 750°C, there was a change in kinetic conditions for the growth of allotriomorphic ferrite, where they became controlled by diffusion of manganese in front of the interface, which characterizes the substitutional partition model. According to the experimental results obtained by WDS, the growth model that best fits is the equilibrium with carbon partitioning, regardless of the temperature at which the transformation occurs. For longer times, at high temperatures, the EDS results indicated that the growth of allotriomorphic ferrite is then controlled by the atomic mechanisms that ensure the diffusion of Mn and C.*

Keywords: *Pro-eutectoid ferrite; TRIP steels; carbon partition*