

## **CINÉTICA DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA EM AÇOS TRIP CONTENDO TEORES VARIÁVEIS DE Si**

**Ederson de Souza, [ederson@termotemperas.com.br](mailto:ederson@termotemperas.com.br)<sup>1</sup>**

**Ludieri Toldo Bonetti, [ludiei@hotmail.com](mailto:ludiei@hotmail.com)<sup>2</sup>**

**Modesto Hurtado Ferrer, [modesto.ferrer@sociesc.org.br](mailto:modesto.ferrer@sociesc.org.br)<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Termotêmpera Industrial Ltda, Rua Waldemiro José Borges, 2186, Itinga, Joinville-SC, 89233-635,

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

**Resumo:** Foi estudada a cinética da transformação bainítica em dois aços TRIP, contendo teores variáveis de Si, mediante ensaios dilatométricos e com o auxílio de técnicas de caracterização microestrutural e de microanálises química utilizando EDS e WDS. A metodologia proposta consistiu em um tratamento isotérmico no campo bainítico às temperaturas de 380 °C e 420 °C, por tempos que variaram entre 60 e 300s, antecedido por um estágio isotérmico no campo intercrítico que promoveu a formação de uma fração de ferrita pró-eutetóide de aproximadamente 40%. Foi constatado experimentalmente que existe um intervalo de tempo onde ocorre o fenômeno de estase da reação bainítica, durante o tratamento isotérmico, independentemente da composição química do material e da temperatura da transformação. Durante o intervalo em que ocorre a estase da reação bainítica, para os aços estudados, verificou-se uma pequena taxa de transformação, a qual variou de 7,3 a 9,8% para o aço com menor teor de Si e de 6,04 a 7,99% para o aço com maior teor de Si, quando tratados a 380 °C e 420 °C, respectivamente. Esses valores apontam para uma janela de processo onde se pode controlar a microestrutura durante o resfriamento isotérmico no campo bainítico. Essa janela de tempo de reação é maior no aço contendo maior teor de silício, confirmando a hipótese de que o silício atrasa a formação de cementita e favorece o aumento da estabilidade da austenita. Foi verificado experimentalmente que quando o tratamento isotérmico conclui no intervalo em que ocorre a estase de reação, obtêm-se as melhores combinações de constituintes microestruturais e a maior fração de austenita retida. Comprovou-se que no intervalo em que ocorre o fenômeno da estase a austenita intercrítica enriquecida de carbono torna-se mais estável, possibilitando a diminuição da temperatura de início da transformação martensítica, promovendo austenita retida em baixas temperaturas

**Palavras-chave:** Bainita; Austenita Retida; Aços TRIP.

### **1. INTRODUÇÃO**

Os elementos de liga desempenham um importante papel na estabilidade termodinâmica e na cinética das transformações de fase. Eles promovem ou retardam estas transformações, atuando sobre seus pontos críticos de início e fim. Foi mostrado recentemente, por **Van der Zwaag (2002)** e por **Enomoto (2002)**, em uma discussão baseada nos mecanismos atômicos que governam a reação bainítica em aços TRIP, que a maioria dos elementos de liga substitucionais, tais como Cr, Si, Mn, Mo, Al, etc., tanto formadores como não formadores de carbonetos, diminui a temperatura de início da reação.

Além disso, o excesso de segregação local destes elementos na frente da interface  $\alpha / \gamma$  é o responsável pela lenta cinética da transformação bainítica. A segregação local tem um duplo efeito na cinética global da reação bainítica: ela diminui a mobilidade da interface e diminui a difusividade do carbono. Esse efeito é conhecido como efeito duplo de arraste de soluto (**Van der Zwaag, et al., 2002**), (**Enomoto, 2002**). Os elementos de liga substitucionais são, também, os responsáveis pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida (**Massari, 2008**).

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  $M_s$ .

Em aços ligados a transformação isotérmica apresenta uma cinética característica, descrita por Wever em 1932 (Wever, 1932), onde a decomposição isotérmica da austenita em temperaturas abaixo da baía da curva TTT é inicialmente rápida, formando um produto isento de carbonetos (bainita superior sem carbonetos ou ferrita probainítica) e parando quase completamente, para retomar como um agregado de ferrita e carbonetos após longos períodos de manutenção na temperatura de tratamento. Esse fenômeno é conhecido como estase da transformação bainítica ou como o fenômeno da transformação interrompida, o qual pode estar associado à separação entre as curvas em C da bainita e da ferrita/perlita e à existência de uma baía na curva TTT destes materiais (Goldstein, 2002).

Para Goldenstein (2002) apud Zener (1946), a bainita se formaria com a mesma composição da austenita e ocorreria a partição dos átomos de C para a austenita nas temperaturas da bainita superior; para temperaturas mais baixas o excesso de carbono precipitaria na ferrita como carboneto. Com a partição do C, a concentração do C na austenita aumentaria, provocando a diminuição da energia livre para a transformação até que esta energia livre ficasse zero e a transformação se interrompesse.

Os átomos de C se redistribuem espontaneamente na austenita na temperatura de transformação, formando regiões empobrecidas de C e outras enriquecidas por um mecanismo de natureza espinodal. A extensão da transformação vai então depender do volume de regiões de baixo carbono. No entanto, os dados e os modelos termodinâmicos existentes para a austenita, nesta faixa de temperatura, não prevêm esta separação (Goldensteins, 2002) e Aaronson (1962).

Reynolds mostrou que a estase não é um fenômeno geral da transformação bainítica, mas é uma característica de alguns elementos de liga, a partir de determinadas concentrações mínimas, (Reynolds, 1990). A estase está associada a uma diminuição da cinética de migração das interfaces ferrita/austenita em relação à velocidade calculada supondo equilíbrio (ou para-equilíbrio) na interface, o que provoca a separação das curvas em C e a baía. A explicação para esta diminuição da velocidade local na presença de elementos de liga é a existência de fenômenos de arraste de soluto associados à segregação na interface.

Por outro lado, abaixo da baía esta diminuição da velocidade se acentua até paralisar a migração logo após a nucleação, mas o maior super-esfriamento permite a nucleação sucessiva de sub-plaquetas sobre a própria interface (nucleação simpática), provocando o aparente crescimento rápido de um produto com a morfologia acicular bastante degenerada, formada pela nucleação e crescimento sucessivo de sub-unidades. A nucleação simpática só é interrompida devido à partição de C para a austenita, que finalmente diminui o potencial termodinâmico para a nucleação, dando origem ao platô da transformação (Goldstein, 2002). Quando a precipitação de carbonetos finalmente inicia-se, torna-se possível novamente a migração da interface.

Este trabalho tem como objetivos a estudar a cinética e caracterizar a morfologia da transformação bainítica, em aços TRIP contendo teores variáveis de Si, através de ensaios dilatométricos variando a temperatura e o tempo de tratamento isotérmico, bem como avaliar o efeito dos parâmetros do tratamento isotérmico na fração volumétrica de austenita retida em aços TRIP contendo teores variáveis de Si.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Dois aços contendo teores variáveis de silício 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 dilatométrica de têmpera, correspondendo-se com as temperaturas em que se inicia e conclui, respectivamente, a transformação de fase a  $1^\circ\text{C/s}$ , Ferrer (2003).

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

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N	Ar <sub>3</sub>	Ar <sub>1</sub>
T - E	0,23	1,49	1,49	0,020	0,006	0,029	0,035	0,0039	740,4	634,0
T - H	0,20	1,51	2,03	0,022	0,006	0,028	0,039	0,0045	804,0	742,0

Os ciclos de tratamento isotérmico foram realizados em corpos de prova com formato cilíndrico com Ø de diâmetro e 12 mm de comprimento, utilizando um Dilatômetro de Têmpera, modelo DT1000 Adamel Lhomargy. O tratamento consistiu em austenitizar os aços até 1000°C por 180s, seguido de um resfriamento controlado constituído por dois estágios isotérmicos consecutivos, como se mostra na Fig. (1). O primeiro desses estágios foi realizado no campo intercrítico bifásico  $\gamma + \alpha$ , a 720°C por 120 s, com o propósito de controlar entre 30% e 40 % a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide, que precipita nos contornos de grão da austenita.

Por outro lado, o segundo estágio isotérmico foi realizado no campo bainítico às temperaturas 380°C e 420°C, com tempos de permanência variando entre 60s e 300s, com a finalidade de estudar a cinética e morfologia da transformação bainítica bem como de avaliar o efeito da temperatura e do tempo da reação bainítica na fração volumétrica de austenita retida, decorrente desta transformação de fase.

Antes disso, foi executado um ciclo de tratamento completo (contendo os dois estágios supracitados) onde se aumentou o tempo de permanência às temperaturas de transformação bainítica (380°C e 420°C), até 740s, com a finalidade de promover a transformação global e poder avaliar o comportamento cinético da mesma nessas temperaturas.

As medidas da fração volumétrica de austenita retida, também, foram determinadas por meio de difração de raios X a partir das intensidades integradas dos picos {(200), (220), (311) e (420)} da austenita e dos picos {(220), (211), (321) e (420)} da ferrita.

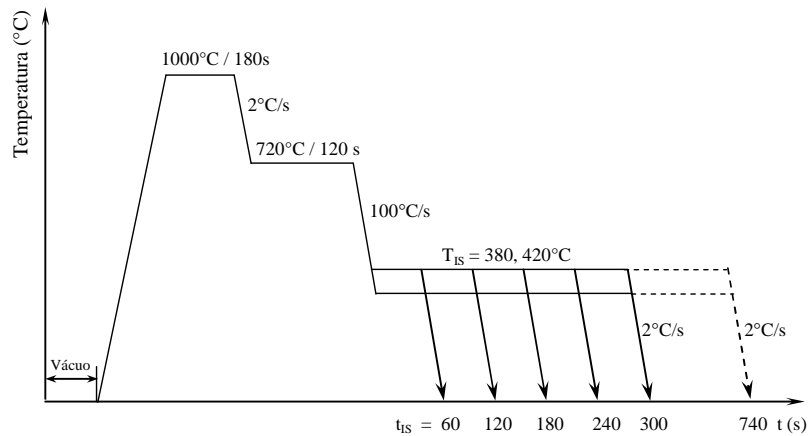


Figura 1. Representação esquemática do tratamento com estágio isotérmico variando a temperatura e o tempo de reação bainítica.

Os dados obtidos por difração de raios-X, também, foram usados para a determinação da concentração de carbono contida na austenita retida, segundo a seguinte expressão empírica de Cullity (1978):

$$a_0 = 3,578 + 0,044\%C\gamma \quad (1)$$

onde:  $a_0$  é o parâmetro de rede da austenita retida e  $C\gamma$  é a concentração de carbono contida nela. A partir dos cálculos de  $C\gamma$ , foi calculada a temperatura de início da transformação martensítica ( $M_s$ ) por meio da expressão:

$$M_s = 550 - 360xC\gamma - 40xMn\gamma \quad (2)$$

onde:  $Mn\gamma$  corresponde à concentração de Mn contido na austenita retida, e foi estimado como 1,5 vezes a concentração de Mn de cada aço, de acordo com os trabalhos de Gilmour et al. (1972) e de Speich et al. (1981).

Para caracterizar a morfologia, tamanho e distribuição de austenita retida com relação aos outros constituintes microestruturais foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Durante a preparação metalográfica das amostras, utilizou-se a técnica de ataque colorido por meio de uma solução de metabisulfito de sódio e de ácido pícrico, que permite distinguir a ferrita pró-eutetóide, a bainita, a austenita retida e a

martensita. As microanálises químicas de manganês, silício e carbono, foram feitas na interface  $\alpha/\gamma$  mediante Espectrometria de Raios X, usando EDS e WDS acopladas ao microscópio eletrônico de varredura.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

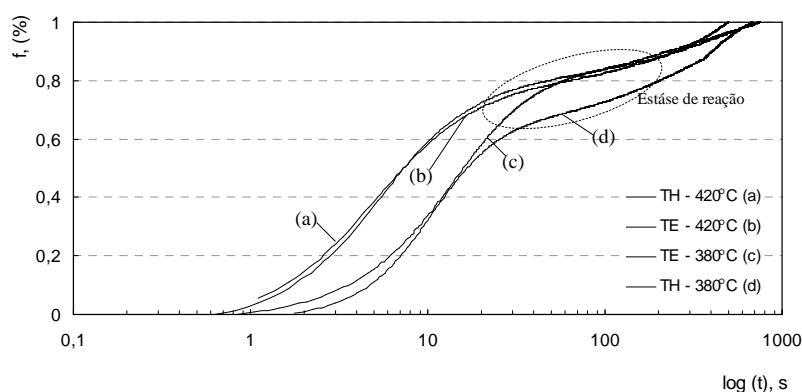
#### 3.1 – Estudo da Cinética da Transformação de Fase $\gamma_{\text{intercrítica}} \rightarrow \alpha_{\text{bainítica}}$

Os parâmetros do tratamento isotérmico no campo bainítico, influenciam notoriamente na composição da microestrutura final, na relação entre a fração volumétrica dos constituintes microestruturais bem como na estabilidade da austenita retida.

Para a ocorrência da transformação de fase no campo da bainita, a austenita que remanesce do tratamento intercrítico constitui a fase de partida para a transformação do segundo estágio isotérmico, durante o resfriamento dos aços TRIP de alta resistência e baixa liga.

Para o estudo da cinética da transformação de fase  $\gamma_{\text{intercrítica}} \rightarrow \alpha_{\text{bainítica}}$  foi pré-estabelecida uma a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide (ao redor de 35 a 40%), para garantir a mesma estrutura de partida, para o qual se fixaram as condições do tratamento intercrítico. A cinética da reação bainítica foi monitorada por dilatometria de têmpera em todas as condições experimentais ensaiadas.

A Figura (2) mostra a fração de austenita intercrítica transformada em ferrita bainítica, nos aços TE e TH, durante o tratamento isotérmico à temperatura de 380 e 420°C, por 740s, seguida da estase da reação, a qual é constatada pela inflexão da curva cinética que é comum em todas as condições ensaiadas.



**Figura 2. Curvas que representam a fração transformada de  $\gamma_{\text{intercrítica}}$  durante transformação isotérmica a 380 e 420°C nos aços TE e TH por tempo de 740s.**

Nota-se, também, que as curvas cinéticas do aço TH, independente da temperatura de tratamento, apresentam certo deslocamento para a direita, em relação às curvas cinéticas do aço TE, exigindo de maior tempo para sua ocorrência, o que pode se atribuir ao efeito do silício, como elemento retardador da transformação de fase, (Tab. (2)).

Por outro lado, observa-se, através dos dados da Tab. (2), que a reação bainítica sofre uma modificação das condições cinéticas, em um intervalo entre o tempo de início ( $t_0$ ) e o tempo de término ( $t_f$ ) do fenômeno da estase ( $\Delta t$ ), mostrando uma pequena taxa de transformação ( $\Delta_f$ ), a qual variou de 7,3 a 9,8 % para o aço TE e de 6,04 a 7,99% para o aço TH, quando tratados a 380 e 420°C, respectivamente. Constatou-se, também, que o maior intervalo de tempo em que ocorre o fenômeno de estase corresponde às do aço TH, sendo maior na temperatura mais alta.

**Tabela 2. Cinética da transformação bainítica no intervalo da estase da reação para os aços TE e TH.**

Aço	$T_{IS}$ (°C)	$t_{IS}$ (s)	Fração transformada vs tempo de início e término da estase da reação bainítica					
			$f_0$	$f_f$	$\Delta_f$	$t_0$	$t_f$	$\Delta_t$
TE	420	740	77,18	86,98	9,8	39,05	185,47	146,42
	380		83,01	90,31	7,3	87,91	258,75	170,84
TH	420	740	79,2	87,19	7,99	42,15	191,5	149,35
	380		86,86	92,9	6,04	113,56	369,5	255,94

Experimentalmente a estase da transformação está associada à formação da ferrita bainítica isenta de carbonetos (Goldenstein, 1999). Esse comportamento é típico de aços contendo altas concentrações de silício, como é o caso do aço TH. Foi possível constatar que o silício é um elemento que inibe a precipitação de cementita devido a sua baixa solubilidade nessa fase. A cinética de nucleação e crescimento do carboneto passa, então, a ser controlada pela difusão

do silício substitucional, fato que atrasa a reação de precipitação. O atraso da precipitação de carbonetos torna possível o enriquecimento em carbono da austenita e, por conseqüência, o aumento da sua estabilidade termodinâmica.

A Tabela (3) apresenta uma análise da fração transformada em função do tempo de tratamento isotérmico, onde se indica os intervalos onde a transformação de fase ocorre antes, durante ou após o intervalo da estase da reação.

**Tabela 3. Fração transformada de austenita intercrítica em função da temperatura e do tempo de tratamento isotérmico para os aços TE e TH.**

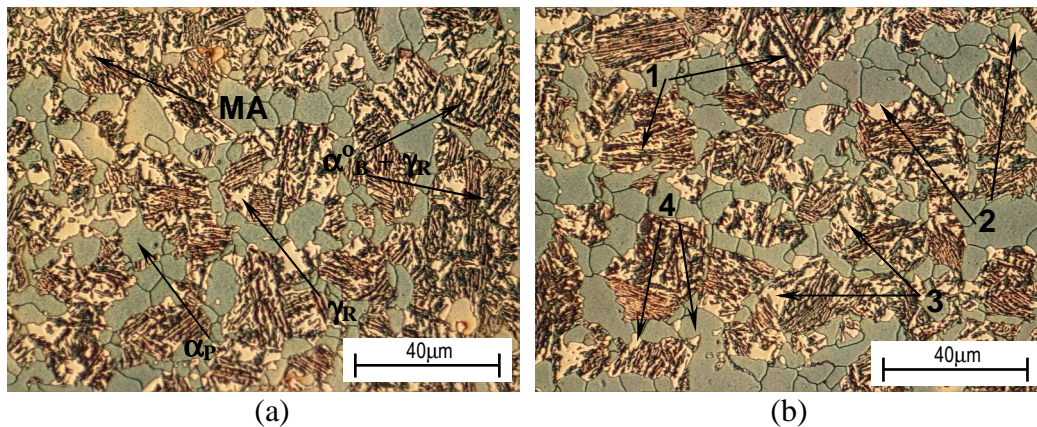
Aço	T <sub>IS</sub> (°C)	Fração transformada vs tempo de tratamento isotérmico - t <sub>IS</sub> (s)				
		60	120	180	240	300
TE	420	79,7	83,76	85,14	89,35	91,42
	380	80,01	84,80	87,20	89,43	92,10
TH	420	80,91	82,38	83,63	85,11	86,88
	380	84,16	87,2	88,19	90,58	92,22

As células t<sub>IS</sub>= 84,16 e t<sub>IS</sub>= 80,01 associadas ao tratamento térmico a 380°C por 60s, para ambos os aços, indicam que nessas condições o tratamento conclui antes do tempo necessário para o início do fenômeno da estase.

Por outro lado, as células t<sub>IS</sub>= 89,35, t<sub>IS</sub>= 91,42 e t<sub>IS</sub>= 92,10 associadas à temperatura de 420 e 380°C nos tempos de 240 e 300s, respectivamente, para o aço TE, sugerem que o tratamento térmico conclui momento depois do término do fenômeno da estase. Portanto, para o restante das células, consideram-se como uma janela do processo de tratamento térmico, para o controle da microestrutura, indicando que o tempo do tratamento isotérmico se corresponde com o intervalo da estase, pressupondo que o tratamento conclui antes do término da estase da reação.

### 3.2 – Caracterização morfológica das transformações de fase durante o tratamento isotérmico.

Com o auxílio da técnica de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, bem como a técnica de difração de raios x, foi possível a caracterização morfológica dos aços estudados neste trabalho. Na Fig. (3) e Fig. (4) são apresentadas as morfologias características das transformações de fase que correspondem aos aços TH e TE, tratados sob diferentes arranjos de temperatura e tempo, e os difractogramas apresentando os planos (hkl) da estrutura cristalina de Fe(α) e Fe(γ) detectados através da técnica.



**Figura 3. Microestrutura característica do aço TH sob diferentes condições de tratamento isotérmico. (a) morfologia após tratamento a 420°C por 180s, (b) prováveis morfologias da austenita retida (tratamento a 420°C por 300s). Reagente: Le Pêra.**

De um modo geral, como indicado por setas nessas micrografias, observa-se a presença de vários constituintes microestruturais. A ferrita poligonal ( $\alpha_p$ ) é identificada pelas regiões marrom claro, as regiões amareladas correspondem à austenita retida ( $\gamma_r$ ) e os pacotes de cor marrom escuro correspondem à presença de ferrita bainítica ( $\alpha^0_b$ ).

Por outro lado, como pode se observar na Fig. (3 (b)), os locais onde é possível encontrar a austenita retida são bastante variados. Encontra-se entre agulhas de ferrita bainítica formando um arranjo na forma de bastonetes (1), envolvida por ferrita poligonal (2), em forma de ilhas ou de agrupamentos de partículas grosseiras (3), ou cercada por pacotes de bainita na forma de pontos ou de pequenas partículas (4). A presença de austenita retida foi confirmada mediante difração de raios x.

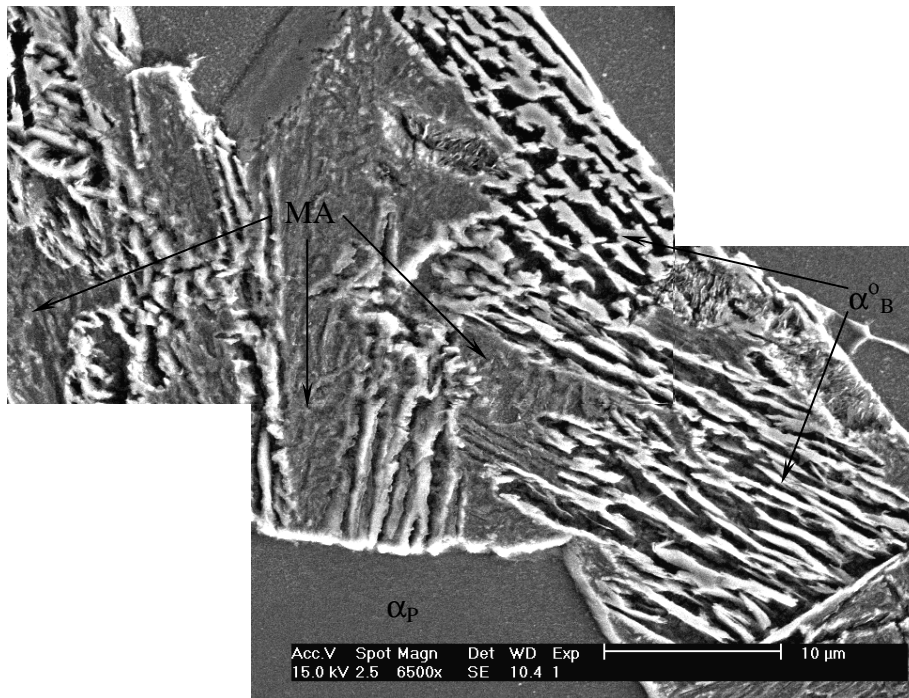


Figura 4. MEV mostrando composição de imagens detalhando os arranjos de partículas do constituinte MA no aço TH tratado a 420°C por 60s. Reagente: Nital 2%.

### 3.3 – Relação entre a temperatura e o tempo do tratamento isotérmico com a morfologia da transformação de fase

Os valores de fração volumétrica medidos foram lançados em um diagrama microestrutural, apresentado na Fig. (5). Através das regiões do diagrama pode se observar a janela do processo de resfriamento isotérmico onde é possível obter a maior quantidade de austenita retida, conforme cada aço. No caso do aço TH, nota claramente que o aumento do tempo de reação bainítica leva a um aumento do intervalo de tempo onde é possível obter uma significativa quantidade de austenita retida sem a presença de cementita.

Tabela 4. Concentração de carbono na austenita retida e temperatura de início de reação martensítica calculado pela Eq. (1) e Eq. (2).

Aços	T <sub>IS</sub> (°C)	t <sub>is</sub> (s)									
		60		120		180		240		300	
		C <sub>γp</sub> (%)	Ms (°C)	C <sub>γp</sub> (%)	Ms (°C)	C <sub>γp</sub> (%)	Ms (°C)	C <sub>γp</sub> (%)	Ms (°C)	C <sub>γp</sub> (%)	Ms (°C)
TE	420	1,15	70,00	1,23	41,20	1,35	-2,00	1,30	16,00	1,26	30,40
	380	0,60	268,00	0,80	196,00	1,05	106,00	1,20	52,00	1,10	88,00
TH	420	1,10	88,00	1,22	44,80	1,36	-5,60	1,37	-9,20	1,41	-23,60
	380	0,53	293,20	0,71	228,40	0,88	167,20	1,07	98,80	1,10	88,00

Por outro lado, com base nos resultados de difração de raios X, a análises de integração das áreas dos picos de Fe(γ) bem como, levando em consideração do parâmetro de rede desta forma alotrópica, calculou-se a concentração de carbono (C<sub>γf</sub>) através da Eq. (1), bem como a temperatura Ms de acordo com a Eq. (2). Os resultados desses cálculos são indicados na Tab. (4).

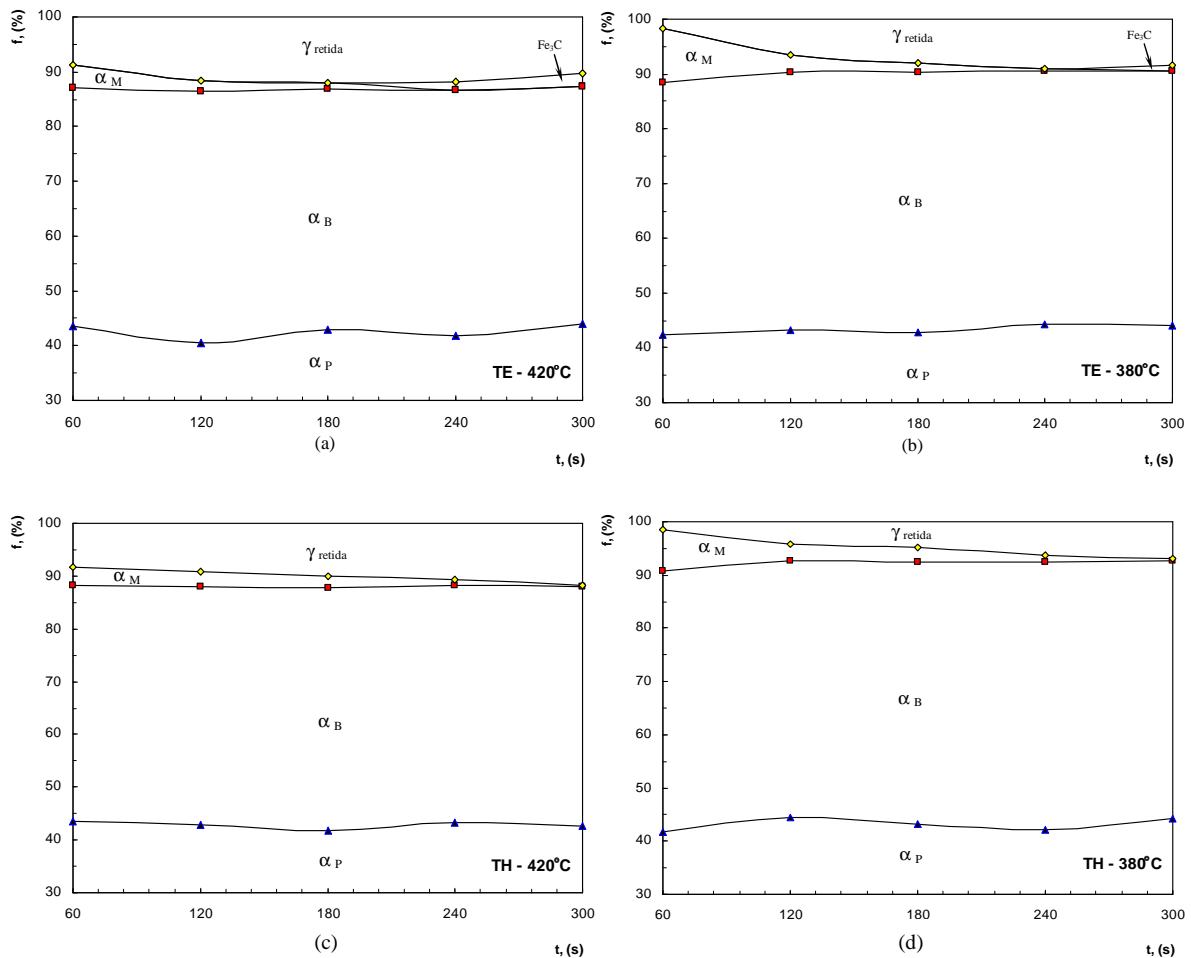


Figura 5. Variação da fração volumétrica dos constituintes em função do tempo de reação bainítica para: (a) TE tratado a 420°C, (b) TE tratado a 380°C, (c) TH tratado a 420°C, (d) TH tratado a 380°C.

Os resultados mostrados na Tab. (4), representados graficamente na Fig. (6), apontam para um aumento do teor de carbono na austenita retida nas condições de tratamento nas quais se obtiveram a maior fração volumétrica de austenita retida, normalmente aquelas onde o tratamento é interrompido no intervalo de tempo em que se constata o fenômeno de reação incompleta. Isso confirma os postulados propostos na literatura, no que se refere ao modelo atômico que predomina durante essa transformação.

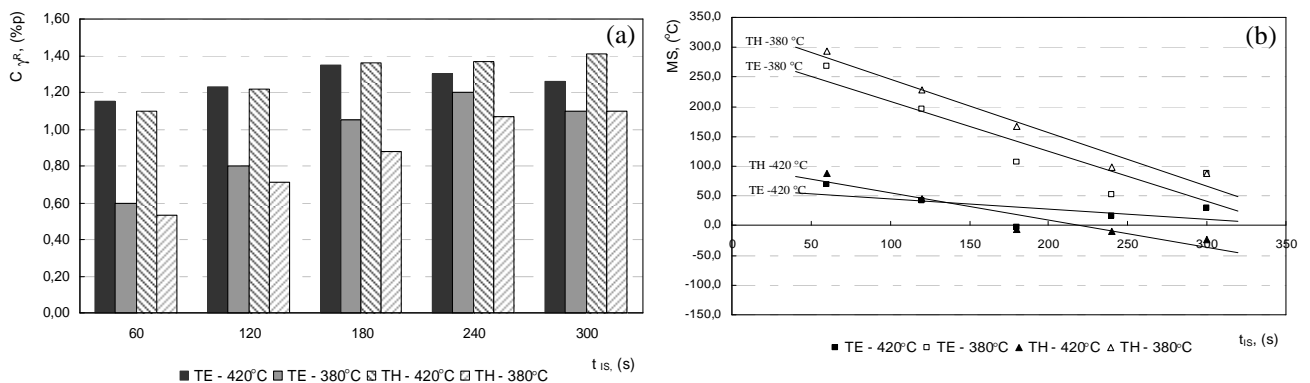


Figura 6. (a) Efeito do tempo da reação bainítica na concentração de carbono na austenita retida para os aços TE e TH, tratados isotericamente a 380°C e a 420°C. (b) Efeito da concentração de carbono da austenita retida na temperatura de início da reação martensítica nos aços TE e TH, tratados isotericamente por tempos variáveis na temperatura de 380°C e 420°C, calculado pela Eq. (2).

Durante o crescimento dos feixes de ferrita bainítica, a partir dos contornos primários  $\gamma_{intercritica}/\gamma_{intercritica}$  ou da interface pré-existente  $\alpha_{pr\acute{o}\text{-}eutet\acute{o}ide}/\gamma_{intercritica}$ , o carbono é rejeitado pela ferrita bainítica difundem-se na frente da interface  $\alpha_{bainitica}/\gamma_{intercritica}$ , para a austenita intercrítica remanescente. A partir de certo tempo, o crescimento dos feixes de ferrita

bainítica é dado pela limitada difusividade do carbono, momento em que se inicia a estase da reação onde o carbono se redistribui na austenita, facilitado pela inibição da precipitação de cementita promovida pelo silício.

No intervalo em que ocorre o fenômeno da estase a austenita intercrítica enriquecida de carbono torna-se mais estável, possibilitando a diminuição da temperatura de início da transformação martensítica, o que contribui para a existência da austenita retida em baixas temperaturas, conforme indicado na Fig. (6 (b)).

#### 4. CONCLUSÕES

Foi constatado experimentalmente que existe um intervalo de tempo onde ocorre o fenômeno de estase da reação bainítica, durante o tratamento isotérmico, independentemente da composição química do material e da temperatura da transformação.

Durante o intervalo em que ocorre a estase da reação bainítica, para os aços estudados, verificou-se uma pequena taxa de transformação, a qual variou de 7,3 a 9,8% para o aço com menor teor de Si e de 6,04 a 7,99% para o aço com maior teor de Si, quando tratados a 380°C e 420°C, respectivamente. Esses valores apontam para uma janela de processo onde se pode controlar a microestrutura durante o resfriamento isotérmico no campo bainítico. Essa janela de tempo de reação é maior no aço contendo maior teor de silício, confirmando a hipótese de que o silício atrasa a formação de cementita e favorece o aumento da estabilidade da austenita.

Foi verificado experimentalmente que quando o tratamento isotérmico conclui no intervalo em que ocorre a estase de reação, obtêm-se as melhores combinações de constituintes microestruturais e a maior fração de austenita retida.

Nesse sentido, observou-se que o aço com alto teor de Si oferece vantagens em relação ao aço com menor Si, visto que apresenta um campo de austenita retida totalmente expandido no intervalo do tempo da reação, sem a presença de cementita e de constituinte MA (martensita – austenita).

Comprovou-se que no intervalo em que ocorre o fenômeno da estase a austenita intercrítica enriquecida de carbono torna-se mais estável, possibilitando a diminuição da temperatura de início da transformação martensítica, o que contribui para a existência da austenita retida em baixas temperaturas.

#### 5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Aaronson, H.I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. In: Decomposition of austenite by diffusional process, 1962. New York, Interscience Publishers, p. 387 – 548, 1962.

Aaronson, H.I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. In: Decomposition of austenite by diffusional process, 1962. New York, Interscience Publishers, p. 387 – 548, 1962.

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.

Cullity, B. D. Elements of Xray diffraction. Addison-Wesley Publishing Company, 1978.

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.

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.

Gilmour, J. B.; Purdy, G. R.; J. S. Kirkaldy, Thermodynamics controlling the proeutectoid ferrite transformations in Fe-C-Mn alloys. Metallurgical Transactions, v.3, p. 1455 – 1464, 1972.

Goldenstein, H. Cinética global e morfologia da decomposição da austenita em uma liga Fe-Cr C hipoeutetóide. Tese apresentada em concurso de Professor Livre Docente, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.

Goldenstein, H. Bainita em aços. In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, novembro 2002.

Le Pêra, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high strength dual phase steel. Journal of Metals, v. 32, n. 3, p. 38 – 39, 1980.

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.

Reynolds, W. T.; Li, F. Z.; Shui, C. K.; Aaronson, H. I. The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys. Metallurgical Transaction A, v. 21A, p. 1433 – 1463, 1990.

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.

Speich, G. R.; Demarest, V. A.; Miller, R. L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. Metallurgical Transactions A, v. 12A, p.1419 – 1428, 1981.

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.



Wever F, Jellinghaus W Transformation kinetics of austenite: II. Dilatometry investigations of austenite decomposition. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch*, 1932.

## KINETICS OF BAINITIC TRANSFORMATION IN TRIP STEELS WITH DIFFERENT CONTENTS OF Si.

Ederson de Souza, [ederson@termotemperas.com.br](mailto:ederson@termotemperas.com.br)<sup>1</sup>

Ludieri Toldo Bonetti, [ludiei@hotmail.com](mailto:ludiei@hotmail.com)<sup>2</sup>

Modesto Hurtado Ferrer, [modesto.ferrer@sociesc.org.br](mailto:modesto.ferrer@sociesc.org.br)<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Termotêmpera Industrial Ltda, Rua Waldemiro José Borges, 2186, Itinga, Joinville-SC, 89233-635,

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

**Abstract:** *The kinetics of bainitic transformation was studied for two TRIP steels with different contents of Si, through dilatometric tests and with the aid of techniques for microstructural characterization and chemical microanalysis, such as EDS and WDS. The suggested methodology consists of an isothermal treatment in the bainitic field at temperatures of 380 and 420°C, for times ranging between 60 and 300s, preceded by an isothermal stage in the intercritical field, which promoted the formation of about 40% of pro-eutectoid ferrite. It was found experimentally that there is a time interval during the isothermal treatment in which the stasis phenomenon of the bainitic reaction occurs, regardless of chemical composition and temperature of transformation. During the interval in which the stasis of the bainitic reaction occurs, a small transformation rate was identified for the steels researched, which ranged from 7.3 to 9.8% for the steel with lower Si content, and 6.04 to 7.99% for the steel with higher Si content, when treated at 380°C and 420°C, respectively. These values indicate a process window where you can control the microstructure during the isothermal cooling in the bainitic field. This reaction time window is larger in the steel containing higher Silicon content, confirming the hypothesis that Silicon delays the cementite formation and increases the stability of austenite. It was found experimentally that when the isothermal treatment is concluded at the interval in which the reaction stasis occurs, we obtain the best combinations of microstructural constituents and the largest fraction of retained austenite. It was shown that in the interval in which the stasis phenomenon occurs, the carbon-enriched intercritical austenite becomes more stable, allowing the decrease of the martensite start temperature, promoting retained austenite at low temperatures.*

**Keywords:** *Bainite; Retained Austenite; TRIP Steels.*