

# ASPECTOS METALÚRGICOS ASSOCIADOS AO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DOS AÇOS *TRIP* DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA<sup>1</sup>

Modesto Hurtado Ferre<sup>2</sup>  
Marcio Ferreira Hupaló<sup>2</sup>

## Resumo

Os aços *TRIP* de alta resistência e baixa liga constituem um novo conceito de materiais utilizados na indústria, principalmente no setor automotivo, oferecendo um compromisso atraente entre a resistência mecânica e a ductilidade. Tudo isso, é possível graças à complexidade da microestrutura, constituída por ferrita pró-eutetóide, bainita e frações significativas de austenita retida, a qual é resultado de um esquema controlado de processamento termomecânico, diferente daquele que é utilizado para a fabricação de aços convencionais. Este trabalho procura explicar a correlação entre o processamento a microestrutura e as propriedades mecânicas desses materiais, tomando como base os trabalhos registrados na literatura especializada e as pesquisas relacionadas com as transformações de fase em uma família de aços *TRIP*, contendo teores variáveis de Si, Mn e Nb, realizadas recentemente. Faz-se, por um lado, uma abordagem dos principais fenômenos metalúrgicos associados ao processamento termomecânico e, por outro lado, um estudo da influência do condicionamento da austenita deformada na taxa das transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento contínuo nestes materiais.

**Palavras-chaves:** Aços de baixa liga de plasticidade induzida por transformação; Tratamentos termomecânicos; Transformações de fase.

## METALLURGICAL ASPECTS ASSOCIATED TO THERMOMECHANICAL PROCESS OF HIGH STRENGTH LOW ALLOY TRIP STEELS

### Abstract

The High Strength Low Alloy TRIP steels are a new concept of materials used in industry, mainly in the automotive sector, offering an attractive promise between mechanical strength and ductility. This is possible due to the complexity of the microstructure, composed by pro-eutectoid ferrite, bainite and significant fractions of retained austenite, which is the result of the thermomechanical process controlled scheme different from the one used to produce conventional steels. This paper wants to enlighten the correlation between the microstructure process and the mechanical properties of these materials, based on recently registered literature papers and the related research about phase transformation in a TRIP steels family containing variable contents of Si, Mn and Nb. On the one hand, it is focused the mainly metallurgical phenomena associated to the thermomechanical process and, on the other hand, a study of the influence of the deformed austenite conditioning in the phase transformation rate that occur during the continuous cooling in these materials is approached.

**Key words:** Low alloy TRIP steels; Thermomechanical treatments; Phase transformation

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

<sup>2</sup> Professor Doutor, Instituto Superior Tupy – IST/SOCIESC, Joinville-SC.

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, o principal objetivo do setor automobilístico vem sendo a otimização do peso veicular procurando a redução do consumo de combustível e, portanto, a emissão de gases que contribuem ao chamado efeito estufa, o que incide no aquecimento global. Também, a crescente preocupação com a segurança e com os requisitos de resistência ao impacto durante uma colisão, fazem parte do novo conceito de veículo.

Os aços de baixa liga de Plasticidade Induzida por Transformação (*TRIP* – *Transformation Induced Plasticity*) encontram-se dentro do grupo dos chamados Aços de Alta Resistência de Última Geração e constituem um desafio recente da indústria metalúrgica visando satisfazer os novos projetos de veículos do setor automobilístico. Esses aços oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido à sua microestrutura complexa, que associa ferrita pró-eutetóide, bainita e frações significativas de austenita retida, a qual é obtida mediante o controle no tratamento termomecânico.

O efeito *TRIP*, estudado extensivamente por Günther Wassermann no Instituto de Metalurgia *Kaiser-Wilhelm* em Berlim, em 1937, utilizando aços inoxidáveis austeníticos Fe – Cr – Ni, tem o papel de aumentar a resistência mecânica do material através da transformação martensítica induzida pela deformação de uma fração da austenita metaestável.<sup>(1)</sup>

As primeiras observações de austenita retida na microestrutura de um aço de baixa liga *Dual Phase* ferrítico-martensítico, foram reportadas, em 1979, por Furukawa<sup>(2)</sup> e comprovadas, em 1984, por Matsumura.<sup>(3)</sup> O resultado dessas pesquisas apontou para a formação de abundantes quantidades de austenita retida em aços contendo ao redor de 2% de silício, através de um tratamento que consistiu em dois estágios isotérmicos, ambos em temperaturas diferentes, promovendo no segundo deles a reação bainítica.<sup>(3)</sup>

Em aços de baixo carbono, contendo altas concentrações de Si e Mn (acima de 1,0%), a plasticidade induzida por transformação somente ocorre a partir da presença de uma quantidade significativa de austenita retida, enriquecida em carbono, a qual possuía um ponto de início de transformação martensítica abaixo da temperatura ambiente. Atualmente, essa transformação de fase constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que possibilita o aumento do alongamento uniforme e da taxa de encruamento. Simultaneamente, resulta em uma maior absorção de energia no ensaio de impacto.

A elevada concentração de carbono na austenita retida em aços de baixa liga, é possível por meio do controle dos parâmetros do processamento termomecânico, consistindo em um tratamento de austenitização intercrítica, de modo a obter uma estrutura duplex composta por ferrita pró-eutetóide e austenita, seguido de um tratamento isotérmico na faixa de temperatura em que ocorre a transformação de bainita superior, onde a austenita intercrítica (não transformada em ferrita pró-eutetóide) transforma-se em ferrita bainítica entremeada de filmes e/ou ilhas de austenita retida.

Neste trabalho apresenta-se um estudo dos principais fenômenos metalúrgicos associados ao processamento termomecânico de ligas de aços de alta resistência e baixa liga, assistidas pelo efeito *TRIP*. É de particular interesse aprofundar nas transformações de fase obtidas durante o resfriamento controlado de aços contendo Si e Mn micro-adições de Nb, principalmente, as transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e da austenita em bainita.

## 2 CONCEITOS DE LIGA EM AÇOS TRIP

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, por van der Zwaag<sup>(4)</sup> e Enomoto,<sup>(5)</sup> 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, diminuem 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.

Kinsman<sup>(6)</sup> sugeriu que tal segregação tem um duplo efeito na cinética global da reação bainítica: ela diminui a mobilidade da interface e diminui a difusividade do carbono; este efeito é conhecido como efeito duplo de arraste de soluto. Os elementos de liga substitucionais são, também, os responsáveis pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida.

Em relação aos aços de alta resistência e baixa liga, assistidos pelo efeito 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. A Tabela 1 mostra algumas das composições químicas típicas reportadas na literatura nos últimos anos.

**Tabela 1.** Composições típicas de aços de baixa liga e alta resistência assistidos pelo efeito TRIP.

Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V	Autor
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,035	-	Hanzaki <sup>(7)</sup>
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-	Bleck <sup>(1)</sup>
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-	
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-	
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-	Ferrer <sup>(8)</sup>
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,035	-	
Mn-Si-Nb	0,20	1,00	1,50	-	-	0,035	-	

O carbono é o principal elemento de liga pelo qual todas as transformações de fase são notavelmente 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. Entretanto, outras exigências tais como a soldabilidade limitam o teor de carbono a valores em torno de 0,25 %. 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.<sup>(9)</sup> Ambos os elementos aumentam a resistência do material através do endurecimento por solução sólida.

Em particular, o Mn é um elemento estabilizador de austenita que diminui a temperatura de início de transformação  $A_{R3}$ . 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.<sup>(1)</sup>

Adições de Si promovem a formação de ferrita pró-eutetóide durante o resfriamento. Por outro lado, teores de até 1,5% de Si retardam ligeiramente a reação perlítica.<sup>(10,11)</sup> O Si 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. Isto pode ser explicado através do fenômeno de reação incompleta que se dá durante a transformação bainítica em aços *TRIP* com altos teores de silício, que será abordado posteriormente. Entretanto, o Si é também um elemento que pode ser oxidado durante o recozimento, comprometendo a qualidade superficial de produtos planos laminados a quente e a qualidade do revestimento do aço laminado a frio. Conseqüentemente, o alumínio tem sido proposto como alternativa para a substituição parcial ou completa do silício.<sup>(1,12)</sup>

O alumínio é, também, 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.<sup>(13)</sup> 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 Ms.

Sendo o nióbio um elemento fortemente formador de carbonetos, ele atua como refinador de grão. Durante as transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e para ferrita bainítica, a taxa de nucleação desses microconstituintes é muito aumentada, levando a um enriquecimento maior de C na austenita remanescente nessas transformações, favorecendo à estabilidade da mesma. Isso leva a uma maior conformabilidade, devido ao aumento do efeito *TRIP* associado à austenita remanescente. Por outro lado, a presença do nióbio em solução sólida pode favorecer o enriquecimento de carbono da austenita, contribuindo notavelmente na sua estabilidade.<sup>(14)</sup>

### **3 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DOS AÇOS DE BAIXA LIGA ASSISTIDOS PELO EFEITO *TRIP***

As inovações e melhoramentos mais recentes, envolvendo o processamento de metais, têm permitido a produção de aços de baixa liga e alta resistência com excelente desempenho na estampagem. Entretanto, a produção de chapas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito *TRIP* se encontram em um estágio inicial de desenvolvimento.

Atualmente, várias rotas de processamento já estão em uso ou vêm sendo cogitadas, dependendo se o produto final seja laminado a quente, laminado a frio e/ou galvanizado. Os produtos mais difundidos no setor industrial são chapas de aços laminados a frio galvanizados. A produção de tiras a quente destes aços constitui, ainda, um problema atual de pesquisa.

Nesse sentido, a maior parte das atividades de pesquisa concentrou-se no estudo das variáveis do resfriamento contínuo, após a deformação a quente, visando o controle da microestrutura final, a qual deve conter suficiente fração volumétrica de austenita retida, para garantir o efeito *TRIP* posterior. Outros estudos ressaltaram a influência dos parâmetros do tratamento termomecânico, tais como: temperatura final de laminação, grau de deformação e taxa de deformação, no condicionamento

da austenita e na cinética das transformações de fase durante o resfriamento subsequente.

Entre esses trabalhos sobressaem as pesquisas realizadas por Hanzaki<sup>(7)</sup> na segunda metade da década de 90. Na ocasião utilizaram-se dois aços TRIP contendo 0,2%C, 1,5%Si e 1,5%Mn, sendo um deles microligado com nióbio (0,035%Nb), e avaliaram o efeito do tamanho de grão austenítico de partida nas características da austenita retida (fração volumétrica, morfologia e estabilidade), variando o grau de deformação isotérmica à temperatura de 1050°C (temperatura em que o Nb está totalmente dissolvido na austenita).

Os resultados reportam, no caso do aço microligado com Nb, que a maior fração volumétrica de austenita retida ocorre no tratamento termomecânico que origina o maior tamanho de grão austenítico. Isto se deve ao efeito do Nb no aumento da estabilidade da austenita de partida, quando esse elemento se encontra totalmente dissolvido nesta fase. Entretanto, no aço sem Nb, observou-se uma maior fração volumétrica em condições de tratamento termomecânico que fornecem os menores tamanhos de grão. Quanto menor o tamanho de grão austenítico de partida, menor o tamanho do pacote de bainita observado e maior a fração de austenita retida.

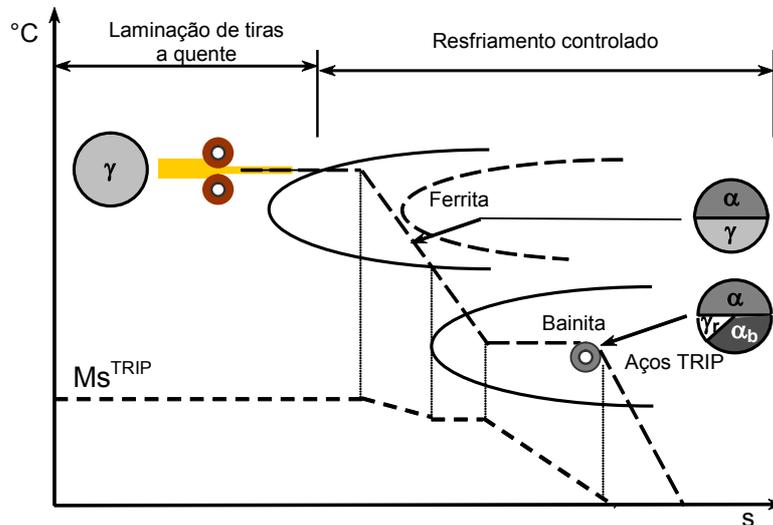
Em outros trabalhos Hanzaki<sup>(15)</sup> abordou a influência das condições do resfriamento no comportamento microestrutural das ligas citadas anteriormente. Desta vez, foram pré-estabelecidas as mesmas condições de deformação, adotando o esquema de tratamento termomecânico, seguido de um tratamento isotérmico nas faixas de temperaturas entre 300 e 500°C onde foram variados os tempos de reação da ferrita bainítica. Concluindo que, aumentando o tempo de reação bainítica, há um aumento da fração volumétrica de austenita retida. O aumento da estabilidade da austenita retida foi atribuído ao enriquecimento em carbono da austenita intercrítica durante a formação de ferrita bainítica. Esses aumentos na fração volumétrica de austenita retida ocorreram a 400°C.

Os estudos realizados por Hanzaki<sup>(7,15)</sup> contribuíram significativamente para o entendimento dos mecanismos atômicos das transformações de fase que ocorrem durante o processamento termomecânico nestes aços. No entanto, as condições estabelecidas para o estudo do processamento termomecânico, considerando o uso de deformações isotérmicas, na etapa de trabalho a quente, e de tempos muito longos nos dois estágios isotérmicos, na etapa do resfriamento controlado, limitam o entendimento do comportamento microestrutural destes materiais, uma vez que o processamento dos mesmos envolve outras variáveis de grande interesse industrial, que não foram consideradas nessa pesquisa.

Bleck<sup>(1)</sup> ressaltou os principais aspectos da estratégia do resfriamento contínuo para o desenvolvimento de aços multifásicos laminados a quente. Segundo ele, a microestrutura e as propriedades mecânicas podem ser ajustadas durante o resfriamento após laminação, em que a velocidade de resfriamento é variável, bem como durante a etapa de bobinamento. Nesse sentido, o esquema de resfriamento proposto para a produção de tiras a quente de aços TRIP aparece representado na Figura 1.

Para aços TRIP de baixa liga é aplicada uma baixa taxa de resfriamento, uma vez que a formação da ferrita é atrasada devido ao efeito dos elementos de liga e às concentrações mais altas de carbono. Nos aços TRIP é necessário um controle na velocidade de resfriamento na mesa de acabamento do laminador de modo a obter entre 50 e 60% de ferrita pró-eutetóide, ocorrendo um enriquecimento de carbono da austenita remanescente, ao mesmo tempo a taxa de resfriamento deve ser alta o suficiente para evitar a formação de perlita. Além disso, é necessário que o

bobinamento seja realizado na faixa de temperaturas em que ocorre a formação de bainita (ao redor de 400 a 500°C), para obter entre 25 a 40% de bainita, a partir da austenita não transformada intercriticamente, entremeada de 5 a 15% de austenita retida.<sup>(16,17)</sup>



Fonte: Bleck, 2002.

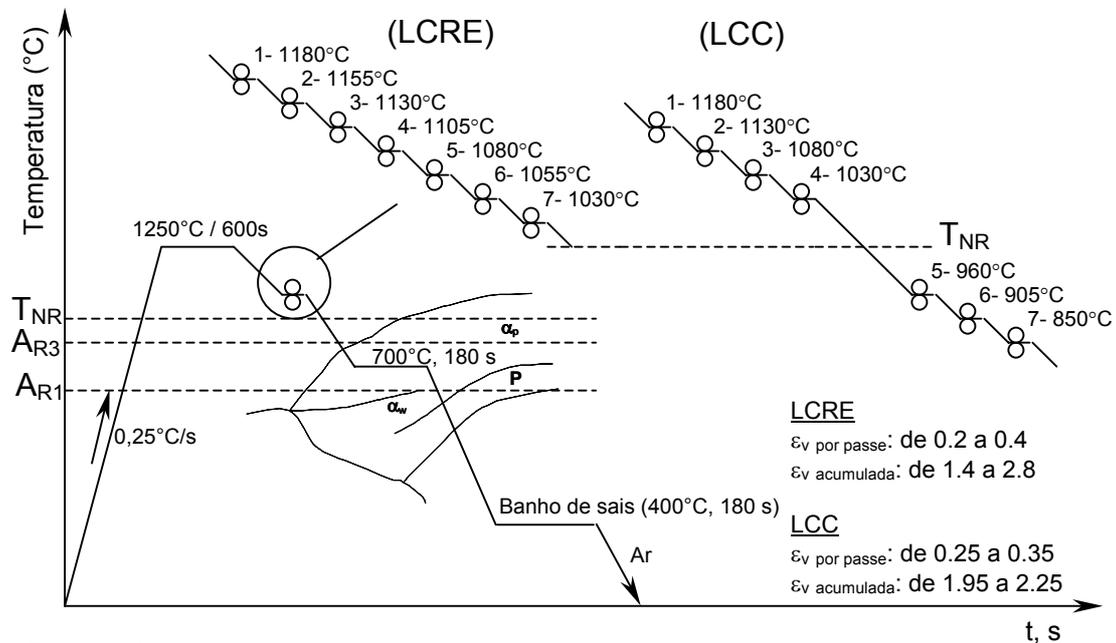
**Figura 1.** Esquemas de resfriamento controlado para aços *TRIP*, proposto por Bleck.

A austenita retida é metaestável uma vez que o enriquecimento de carbono da austenita remanescente das transformações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) desloca a temperatura de início de formação de martensita para temperaturas menores que a ambiente.

Quando se trata de laminação a frio é necessário que o estado de partida dos aços *TRIP* apresente elevada ductilidade, dado pela presença de uma microestrutura constituída por ferrita e perlita. De acordo com Bleck,<sup>(1)</sup> essa microestrutura origina-se da aplicação de uma temperatura de bobinamento muito alta, ao redor de 700°C. Após a laminação a frio a chapa de aço é submetida a um tratamento térmico que costuma ser realizado nas linhas de recozimento contínuo ou nas linhas de galvanização por imersão a quente. Esse tratamento térmico após à laminação a frio é constituído por duas etapas, sendo a primeira um recozimento intercrítico na faixa de temperaturas entre 780 e 880 °C, seguido de um resfriamento rápido até atingir a faixa de temperatura entre 350 e 500°C onde a maior parte da austenita é transformada em bainita, seguido de um resfriamento ao ar.

A microestrutura depois do recozimento intercrítico contém uma porcentagem aproximadamente igual de ferrita e austenita, mas ao contrário da microestrutura dos aços *TRIP* laminados a quente, parte da ferrita já estava na microestrutura antes do recozimento sendo que outra parte formou-se durante o resfriamento a partir da temperatura intercrítica. De um modo geral, as frações volumétricas dos diferentes produtos de transformação, obtidas através do recozimento intercrítico (após a laminação a frio), são análogas às obtidas nos aços multifásicos laminados a quente. Recentemente, Ferrer<sup>(8)</sup> realizou um estudo das transformações de fase em aços *TRIP* ao C-Mn-Si microligados com Nb, cuja composição química apresentou-se na Tabela 1, apontando para a importância do esquema de processamento termomecânico no refinamento de grão da austenita de partida e, conseqüentemente, na cinética da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  durante o resfriamento contínuo.

Aços *TRIP* contendo teores variáveis de Si e Mn, foram submetidos a dois esquemas de processamento termomecânico diferentes, o LCRE – Laminação Controlada por Recristalização Estática e o LCC – Laminação Controlada Convencional, ambos simulados por torção a quente. Cada esquema continha uma seqüência de sete deformações, sendo variáveis o grau de deformação por passe e a temperatura, conforme se representa na Figura 2.



Fonte: Ferrer, 2003.

**Figura 2.** Esquema dos tratamentos termomecânicos desenvolvidos por Ferrer para estudos de transformações de fase de aços *TRIP* ao C-Mn-Si microligados com Nb.

No primeiro esquema (LCRE) o controle da microestrutura foi possível pela ocorrência da recristalização estática entre cada deformação, registrando-se uma significativa diminuição do tamanho de grão da austenita e uma maior fração volumétrica de austenita retida nos aços onde a deformação verdadeira acumulada ( $\epsilon_{vacumulada}$ ) teve o valor mais alto. Esse comportamento associou-se ao efeito do tamanho de grão austenítico na área total de interface  $\gamma/\alpha$  e na taxa de difusão atômica do carbono durante a transformação de fase. O aumento da área total de interface favorece a precipitação de ferrita e a estabilidade da austenita intercrítica. A estabilidade da austenita, também, pode estar associada ao efeito do Nb em solução sólida na austenita nas temperaturas onde foram executados os ensaios de torção a quente.

No segundo esquema de tratamento termomecânico o controle da microestrutura foi possível pela ocorrência de recristalização estática entre as quatro primeiras deformações (realizadas acima da  $T_{NR}$  – Temperatura de Não Recristalização) combinada com a precipitação de Nb(CN) durante as três últimas deformações. Em ambos os casos o condicionamento da austenita teve uma significativa influência na cinética das transformações de fase, durante a etapa de resfriamento controlado, conforme descrito a seguir.

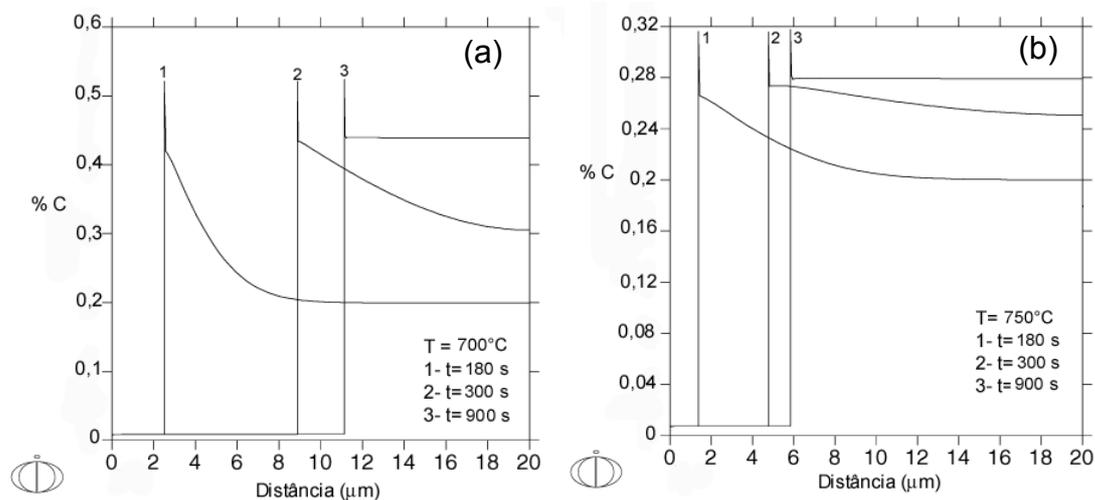
## 4 TRANSFORMAÇÕES DE FASE DE AÇOS DE BAIXA LIGA ASSISTIDOS PELO EFEITO *TRIP* DURANTE RESFRIAMENTO CONTROLADO

Para facilitar o entendimento das transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento controlado dos aços de alta resistência e baixa liga, assistidos pelo efeito *TRIP*, serão apresentados a seguir os aspectos metalúrgicos associados à precipitação de ferrita pró-eutetoide e posteriormente os relacionados com a transformação de ferrita bainítica, com o intuito de conhecer os mecanismos atômicos através dos quais torna-se possível a presença de uma significativa fração volumétrica de austenita retida na microestrutura destes materiais.

### 4.1 Transformação: $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{pró-eutetoide}}$

Um estudo da precipitação de ferrita pró-eutetoide foi realizado nas temperaturas de 700 e 750°C, com tempo de permanência de 180, 300 e 900s, no aço 0,2C – 1,5Si – 1,5Mn, visando otimizar a fração volumétrica de ferrita após recozimento intercrítico, mediante ensaios dilatométricos e de cálculos de termodinâmica computacional utilizando o programa DICTRA®.<sup>(8)</sup>

Os cálculos termodinâmicos apontaram para a ausência de partição tanto de Mn como de Si entre a ferrita e a austenita, durante a transformação de fase. A distribuição calculada de ambos os elementos é uniforme em cada fase. Levando em consideração as condições de tempo utilizadas durante a realização do ensaio, bem como os reduzidos tempos utilizados, na prática, para a execução deste tipo de tratamento, os resultados indicam que o crescimento da ferrita pró-eutetoide se dá em condições de equilíbrio local com partição desprezível de elementos substitucionais.

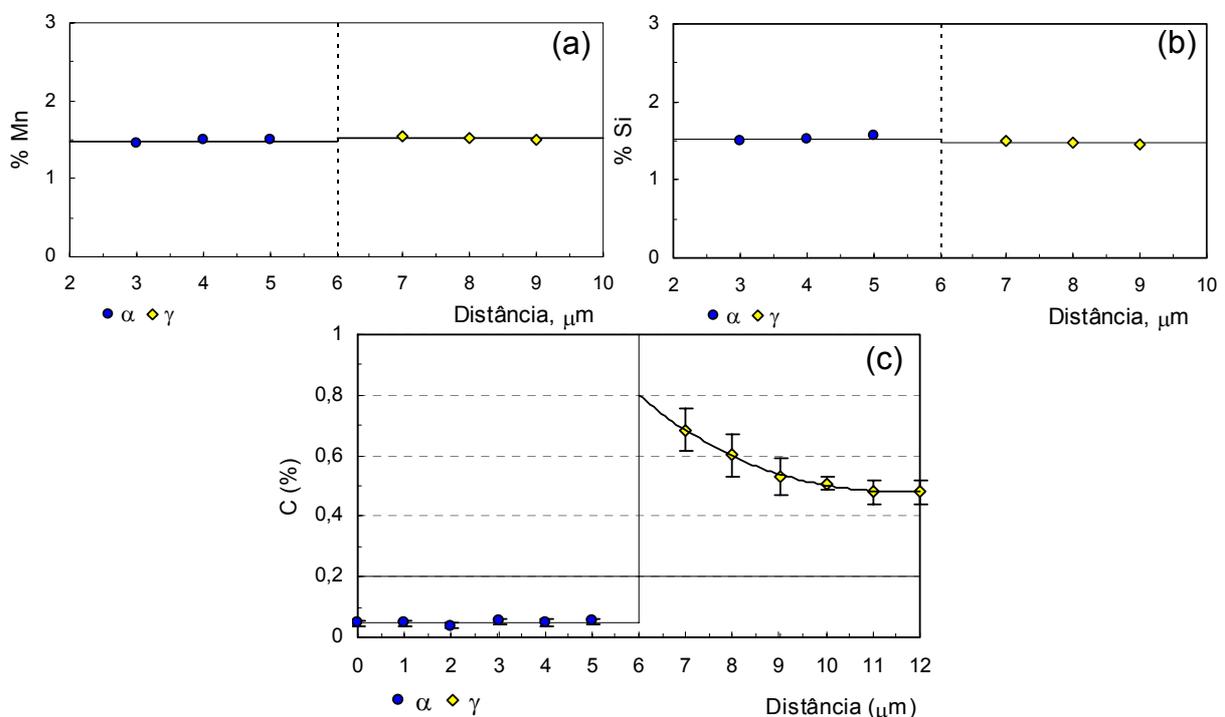


Fonte: Ferrer, 2003.

**Figura 3.** Perfis de concentração de carbono entre as fases  $\alpha$  e  $\gamma$  em diferentes condições de recozimento intercrítico.

Através da análise dos perfis de concentração, obtidos através dos cálculos termodinâmicos, constatou-se a ocorrência de partição do C entre a austenita e a ferrita durante todos os tempos de transformação simulados (Figura 3a). Nessa figura observa-se uma concentração de carbono muito baixa na ferrita e uma distribuição uniforme até a vizinhança da interface  $\alpha/\gamma$ . Do lado austenítico, observa-se um pico de concentração de carbono nas proximidades da interface, indicando

que há enriquecimento de carbono na austenita. A uma certa distância da interface observa-se a distribuição uniforme de carbono na direção do interior do grão. A concentração de carbono na austenita torna-se maior conforme aumenta o tempo de tratamento intercrítico e a interface se movimenta. Contudo, a concentração de carbono não chega a atingir o valor estabelecido nas condições de equilíbrio termodinâmico (0,55% a 700°C). Isso é consequência do estabelecimento de um equilíbrio metaestável no qual não ocorre partição de átomos substitucionais. Nos três tempos estudados a 750°C, indicados na Figura 3 (b), a distribuição de C é praticamente uniforme em toda a austenita, observando-se um pico de concentração nas proximidades da interface. Além disso, a concentração de carbono não atinge as concentrações de equilíbrio (0,28%). A explicação para esse comportamento é a mesma que para 700°C. Os resultados das medidas de Mn, Si e C por *EDS* e *WDS* permitiram a obtenção dos perfis de concentração de cada elemento em função da distância à interface  $\alpha/\gamma$ , conforme mostra-se na Figura 4.



Fonte: Ferrer, 2003.

**Figura 4.** Perfis de Mn (a), Si (b) medidos por *EDS* e C (c) medido por *WDS* em amostras do aço 0,2C – 1,5Si – 1,5Mn, submetido a tratamento intercrítico a 700°C por 180s, Ferrer (2003).

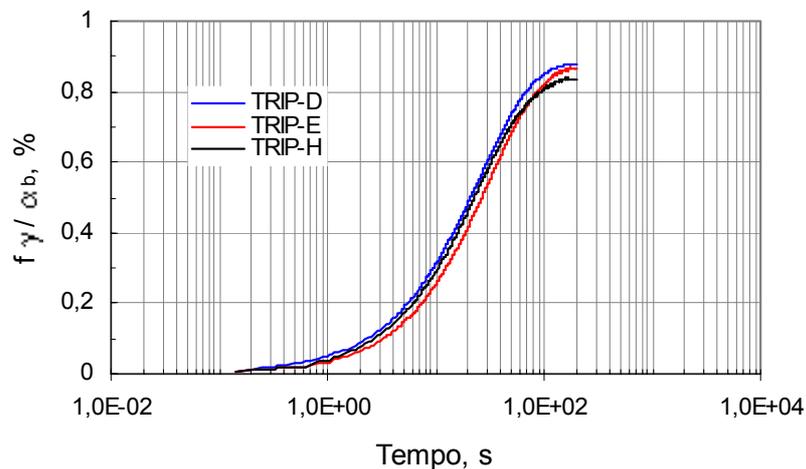
De acordo com os perfis de concentração da Figura 4 (a,b), as variações de concentração do Mn e do Si a ambos lados da interface  $\alpha/\gamma$  são pouco significativas, podendo-se afirmar que não há partição substitucional entre a ferrita e a austenita a 700°C, o que está de acordo com os cálculos cinéticos utilizando DICTRA<sup>®</sup>. Também, obteve-se experimentalmente a partição de carbono entre as fases  $\alpha$  e  $\gamma$ , no aço 0,2C – 1,5Si – 1,5Mn, quando recozido intercriticamente a 700°C por 180 s, o que está de acordo com os cálculos termodinâmicos que foram mostrados anteriormente. Portanto, assumiu-se que a taxa de crescimento durante a precipitação de ferrita pró-eutetoide em aços assistidos pelo efeito *TRIP* é dada unicamente pela difusão do carbono na austenita (Figura 4c). Outro modelo atômico

requer de tempos de permanência na temperatura intercrítica mais prolongados, tornando inviável a realização do resfriamento isotérmico em condições de fábrica. De acordo com isso, o modelo de crescimento que se ajusta é o equilíbrio com partição desprezível de soluto.

#### 4.2 Transformação: $\gamma$ intercrítica $\rightarrow$ $\alpha$ bainítica

A cinética da reação bainítica foi monitorada por dilatometria de têmpera com o intuito de estudar o efeito do tempo na fração volumétrica de austenita retida. Utilizaram-se três aços contendo teores variáveis de Si e Mn, os aços – *TRIP D* (0,2C-1,0Mn-1,5Si), *TRIP E* (0,2C-1,5Mn-1,5Si-0,035Nb) e *TRIP H* (0,2C-1,5Mn-2,0Si), pré-estabelecendo a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide (ao redor de 30 a 35%), de modo a garantir a mesma estrutura de partida para a ocorrência da precipitação de ferrita bainítica durante o tratamento isotérmico. A temperatura de tratamento utilizada foi 400°C, com tempos de permanência que variaram de 60 a 300s.<sup>(8)</sup>

Através de caracterização microestrutural, utilizando Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raios X, observou-se um máximo na fração volumétrica de austenita retida com o aumento do tempo de tratamento. Esse máximo foi alcançado para o tempo de 180s, nos três aços analisados. Constatando-se, também, um decréscimo da fração volumétrica de austenita retida para tempos acima de 240s, sendo esse comportamento menos acentuado no aço *TRIP H*, o qual possui maior teor de Si em relação aos aços *TRIP D* e *TRIP E*. Isso evidencia o papel do silício na cinética da transformação bainítica e, por conseqüência, na fração volumétrica de austenita retida. A Figura 5 mostra a fração de austenita intercrítica, transformada em bainita, para os três aços, tratados isotermicamente a 400°C por 180 s.



Fonte: Ferrer, 2003.

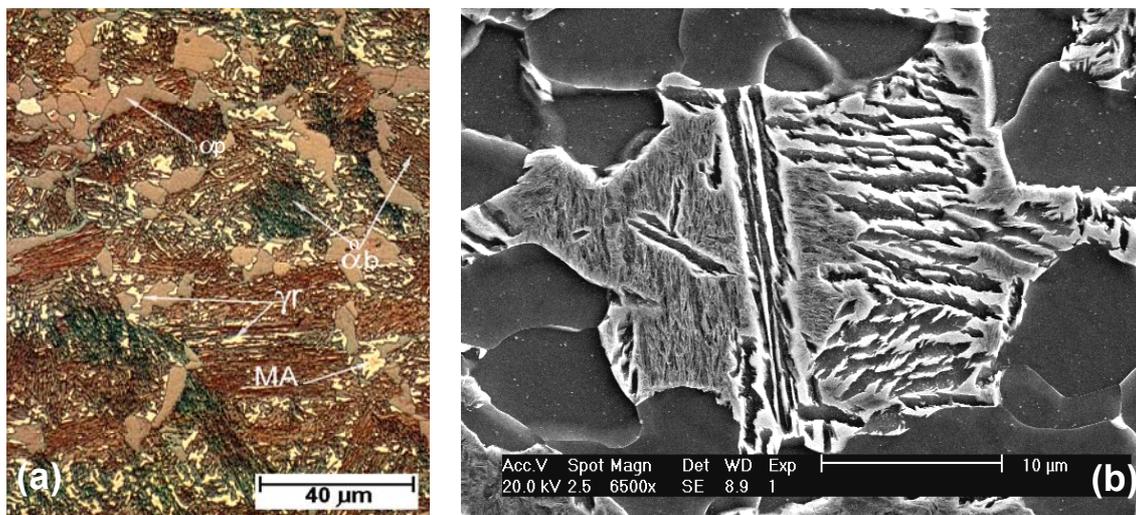
**Figura 5.** Cinética da reação bainítica durante tratamento isotérmico a 400°C por tempo de 180s para aços *TRIP* contendo teores de Si e Mn variáveis.

As curvas que correspondem aos aços *TRIP D* (1,0%Mn) e *TRIP E* (1,5Mn%) mostram que o efeito retardador do Mn na cinética da reação bainítica é pouco acentuado nessas condições de temperatura e tempo. Entretanto, este atraso da cinética de transformação bainítica pode explicar as diferenças entre as frações volumétricas de austenita retida nos dois aços analisados, sendo estas maiores no aço *TRIP E*. Observa-se, também, que a

reação bainítica não é completada em nenhum dos aços estudados. Neste contexto, verificou-se o começo do fenômeno da “stásis”, sendo este mais antecipado no aço *TRIP* H, o que justifica a maior fração volumétrica de austenita retida observada. Experimentalmente a “stásis” da transformação está associada à formação da ferrita bainítica isenta de carbonetos<sup>(18)</sup>. Esse comportamento é típico de aços contendo altas concentrações de silício, como é o caso do aço *TRIP* H.

Sabe-se 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 consequência, o aumento da sua estabilidade termodinâmica. O decréscimo da fração volumétrica de austenita retida no tratamento de 300 s está relacionado com a queda da concentração de carbono, induzindo a possível ocorrência de precipitação de carbonetos. Para explicar esse fenômeno, Hanzaki<sup>(15)</sup> e Giralt<sup>(19)</sup> observaram, para aços de composição semelhante aos estudados neste trabalho, que o decréscimo na fração volumétrica de austenita retida ocorre quando o tempo de tratamento é maior que 240s devido à ocorrência de precipitação de cementita nos contornos das lamelas de ferrita bainítica.

A Figura 6(a) corresponde à microestrutura do aço *TRIP* E, tratado isotermicamente durante 180s. Como indicado por setas, observa-se a presença de ferrita pró-eutetóide com formato poligonal ( $\alpha_p$ ), identificada pelas regiões marrom claro, pacotes ferrita bainítica ( $\alpha_b^0$ ), de cor marrom escuro, e regiões amareladas que corresponde à austenita retida ( $\gamma_r$ ).



Fonte: Ferrer, 2003.

**Figura 6.** (a) MO mostrando a microestrutura do aço *TRIP* E, reagente: Le Pêra. (b) MEV mostrando a presença de partículas grossas de martensita no aço *TRIP* E, após tratamento isotérmico a 400°C por tempo de 180 s, reagente: Nital 2%.

Os locais onde é possível encontrar a austenita retida são bastante variados. Ora ela se encontra envolvida por ferrita poligonal, ora cercada por pacotes de bainita na forma de pontos ou de pequenas partículas, e também entre agulhas de ferrita bainítica formando um arranjo na forma de bastonetes. Por outro lado, são encontradas na microestrutura algumas regiões amarelas com formato de partículas grossas, o que alguns autores costumam chamar de constituinte MA – martensita-austenita.<sup>(19,20)</sup> A Figura 6 (b) mostra uma partícula MA vista em microscópio eletrônico de varredura na amostra do aço *TRIP* E tratado isotermicamente por 180s.

## 5 CONCLUSÃO

O condicionamento da austenita, na deformação a quente, exerce um papel primordial na cinética das transformações de fase durante o resfriamento contínuo de aços de alta resistência e baixa liga, assistidos pelo efeito *TRIP*, principalmente na fração volumétrica de austenita retida.

Constatou-se experimentalmente que, a diminuição do tamanho de grão da austenita de partida promove um aumento considerável da fração volumétrica de austenita retida. Com o refino de grão é possível promover o aumento da área total de interface  $\gamma/\alpha$  e da taxa de difusão atômica do carbono, tornando possível a estabilidade da austenita durante o tratamento no campo intercrítico  $\gamma + \alpha$ .

Em ambas as reações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) o enriquecimento da austenita se dá por partição de carbono, chegando a alcançar concentrações acima de 1,5%, o que torna possível o ponto de início da transformação martensítica ( $M_s$ ) abaixo da temperatura ambiente, adquirindo a austenita retida seu caráter metaestável.

## REFERÊNCIAS

- 1 BLECK, W. Using the *TRIP* effect – the dawn of a promising group of cold formable steels. Rede Aços, Rio de Janeiro, 2002.
- 2 FURUKAWA, T.; MORIKAWA, H.; TAKECHI, H.; KOYAMA, K. Structure and properties of Dual-Phase steels, ed. by R. A. Kot and J. W. Morris, AIME, New York, 1979.
- 3 MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0,4C-1,5Si-0,8Mn steels. Transactions ISIJ, v. 27, n. 7, p. 570 – 579, 1987.
- 4 VAN DER ZWAAG, S.; WANG, J. A discussion on the atomic mechanism of the bainitic reaction in *TRIP* steels. Scripta Materialia, v.47, p. 169 – 173, 2002.
- 5 ENOMOTO, M. Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite. Scripta Materialia, v. 47, p. 145 – 149, 2002.
- 6 KINSMAN, K.R.; AARONSON, H.I. Influence os Al, Co, Si upon the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction. Metallurgical Transactions, v. 4, n. 4, p. 959 – 967, 1973.
- 7 HANZAKI, A. Z.; YUE, S. Ferrite formations characteristics in Si-Mn *TRIP* steel. ISIJ International, v. 37, n. 6, p. 583 – 589, 1997.
- 8 FERRER, M. H. Transformações de fase de aços *TRIP* ao C-Si-Mn microligados com Nb, EPUSP, São Paulo, 2003.
- 9 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.
- 10 ABRAMOWITZ, P.; MOLL, R.A. Silicon-carbon interaction and its effect on the notch toughness of mild steels. Metallurgical Transactions, v.1, n. 6, p. 1773 – 1775, 1970.
- 11 GORNI, A.A. Efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de aço bifásico. EPUSP, São Paulo, 1989.
- 12 SPEER J. G.; MATLOCK, D.K. Recent developments in low-carbon sheet steels. JOM, p.19 – 24, July 2002.

- 13 GIRALT, E. Bainitic transformations in *TRIP*-assisted steels its influence on mechanical properties. Katholieke Universiteit Leuven, Mar. 1999.
- 14 BLECK, W.; HULKA, K.; PAPAMATELLOS, K. Effect of niobium on the mechanical properties of *TRIP* steels, Materials Science Fórum, v. 284 – 286, p. 327 – 334, 1998.
- 15 HANZAKI A. Z.; HODGSON P.D.; YUE, S. The influence of bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn *TRIP* steels. ISIJ International, v. 35, n. 1, p. 79 – 85, 1995.
- 16 HULKA, K.; BLECK, W.; PAPAMATELLOS, K. Relationship between heat treatment conditions, microstructure and properties of niobium microalloyed *TRIP* steels.
- 17 BLECK, W.; KRANZ, J.; OHLERT, J.; PAPAMATELLOS, K. Effect of the testing temperature on the mechanical behavior of low and high alloyed steels showing the *TRIP* effect. Companhia Brasileira de Metalurgia e Minas, São Paulo, 2001.
- 18 GOLDENSTEIN, H. Cinética global e morfologia da decomposição da austenita em uma liga Fe-Cr-C hipoeutetóide. EPUSP, São Paulo, 1999.
- 19 GIRALT, 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.
- 20 BAI, D.Q.; DI CHIRO, A.; YUE, S. Stability of retained austenite in a Nb microalloyed Mn-Si *TRIP* Steel. Materials Science Forum, v. 284 – 286, p. 253 – 260, 1998.