

# EFEITO DE RAMPAS DE TEMPERATURAS NA ETAPA DE OVERAGING NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO TRIP780 \*

Rafael Ricardo Magalhães<sup>1</sup>  
Fernando de Souza Costa<sup>2</sup>  
Berenice Mendonça Gonzalez<sup>3</sup>

## Resumo

O efeito da aplicação de temperaturas constantes (isotérmico) e variáveis (rampa de resfriamento) durante o estágio de overaging (OA) do ciclo de recozimento contínuo nas características microestruturais e propriedades mecânicas de um aço TRIP da classe de 780 MPa foi investigado. Foram simuladas seis condições de overaging no equipamento Gleeble. As microestruturas apresentaram frações variáveis de ferrita, bainita, austenita retida e pequena porção de martensita. Todas as condições atingiram a resistência mínima de 780 MPa, pode-se destacar as condições para a temperatura inicial de OA a 440°C, onde apresentou os melhores resultados de propriedades mecânicas e comportamento característico de aços TRIP.

**Palavras-chave:**Recozimento Contínuo; Aços TRIP; Overaging; Austenita Retida.

## EFFECT OF OVERAGING TEMPERATURE IN THE CONTINUOUS ANNEALING CYCLE IN THE MECHANICAL PROPERTIES OF TRIP STEEL.

### Abstract

The effect of the application of constant temperatures (isothermal plateau) and variables (cooling ramp) during the overaging (OA) stage of the continuous annealing cycle in the microstructural characteristics and mechanical properties of a TRIP steel of the class of 780 MPa was investigated. It was simulated six overaging conditions in the equipment Gleeble. The microstructures presented variable fractions of ferrite, bainite, retained austenite and a small martensite portion. All the conditions achieved the minimum strength of 780 MPa it is possible to highlight the conditions for initial OA temperature of 440°C where presented the best results of mechanical properties and typical TRIP steels behaviors.

**Keywords:** Continuous Annealing; TRIP Steels; Overaging; Retained Austenite.

<sup>1</sup> Engenheiro Metalurgista, Mestre em Metalurgia Física, Engenheiro de Produção, Gerência Técnica de Laminações, USIMINAS, Ipatinga, Minas Gerais, Brasil.

<sup>2</sup> Físico, Doutor em Metalurgia Física, Pesquisador, Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento, USIMINAS, Ipatinga, Minas Gerais, Brasil

<sup>3</sup> Física, Doutora em Metalurgia Física, Professora, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil..

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, um dos principais objetivos do setor automobilístico é reduzir o peso de veículos, a fim de diminuir o consumo de combustíveis e, conseqüentemente, a emissão de gases provenientes da queima de hidrocarbonetos, que contribuem para o efeito estufa. Além da preocupação com o meio ambiente, o cuidado com a segurança veicular e requisitos de resistência ao impacto também fazem parte do novo conceito de veículos a serem desenvolvidos nos próximos anos pelas indústrias automobilísticas.

Com o objetivo de suprir todas as necessidades descritas anteriormente, as indústrias siderúrgicas passaram a investir no desenvolvimento de novos aços tecnologicamente mais avançados para aplicação em veículos. Neste cenário, foram desenvolvidos os chamados Aços Avançados de Alta Resistência ou *Advanced High Strength Steels* – AHSS [1].

Os aços TRIP se caracterizam por apresentar resultados superiores em termos do binômio resistência mecânica e alongamento uniforme, além de apresentar maior capacidade de absorção de energia no impacto, em comparação com os aços Dual Phase (DP) e HSLA de mesmo grau de resistência mecânica [1,2]. Por outro lado, ele apresenta a desvantagem do uso de um teor de carbono relativamente elevado, o que geralmente prejudica a soldabilidade do material. Sua microestrutura é constituída tipicamente por ferrita poligonal, bainita e austenita retida (AR) [3,4]. A austenita retida, por sua vez, que é um constituinte metaestável à temperatura ambiente, é essencial para a obtenção do conjunto de propriedades mecânicas apresentado por este tipo de aço.

É um fato bem documentado que a austenita retida pode se transformar em martensita, por deformação [3-4]. Por ser uma fase mais dura, se verifica um incremento da resistência mecânica e do “n” instantâneo do material. Além disso, esta transformação é acompanhada por uma expansão volumétrica. Estes efeitos combinados contribuem para retardar a instabilidade mecânica que antecede a ruptura do material, o que se reflete em um aumento no alongamento uniforme do material, já que sua ruptura final é postergada.

A produção de um aço TRIP laminado a frio envolve a realização de um ciclo de recozimento com aquecimento no campo intercrítico cujas etapas mais importantes são as de encharque e de overaging [5]. No final da etapa de encharque a microestrutura do material é constituída de austenita e ferrita. A fração volumétrica de cada uma delas depende basicamente da temperatura e do tempo de encharque. Durante o resfriamento subsequente ocorre a decomposição de parte da austenita formada no encharque em ferrita. No estágio de overaging, ocorre a formação de bainita. Nesta etapa do processo, o elemento de silício desempenha um papel muito importante no retardo da formação de cementita. Por essa razão, a bainita formada durante o overaging é livre de carboneto e, portanto, é chamada de ferrita bainita por muitos autores [4-5].

As propriedades mecânicas dos aços TRIP estão ligadas diretamente ao tipo, quantidade, morfologia e distribuição dos constituintes, que, por sua vez, dependem dos parâmetros de processamento utilizados. Desse modo, neste trabalho, foi

investigado o efeito das temperaturas de início e fim na etapa de overaging do ciclo de recozimento contínuo nas características microestruturais e propriedades mecânicas de um aço baixo carbono TRIP da classe de 780 MPa de limite mínimo de resistência. Foi objetivo também determinar a melhor condição, em termos de propriedades mecânicas, para processamento a ser empregada na etapa de overaging em um processo de recozimento contínuo industrial.

## 2 DESENVOLVIMENTO

Neste estudo foi utilizado um aço TRIP C-Mn-Si da classe de resistência mínima de 780 MPa.

Após laminação a frio foram coletadas amostras de 150 mm x 50 mm x 1,10 mm (comprimento x largura x espessura), com a maior dimensão paralela à direção laminada a frio das chapas. As amostras foram submetidas a simulações de recozimento contínuo no simulador termomecânico Gleeble. Para este estudo, alguns parâmetros utilizados nas simulações foram fixados, com base em um ciclo típico de recozimento do processo industrial contínuo. Desta forma, o ciclo de recozimento foi definido como ilustrado na figura 1:

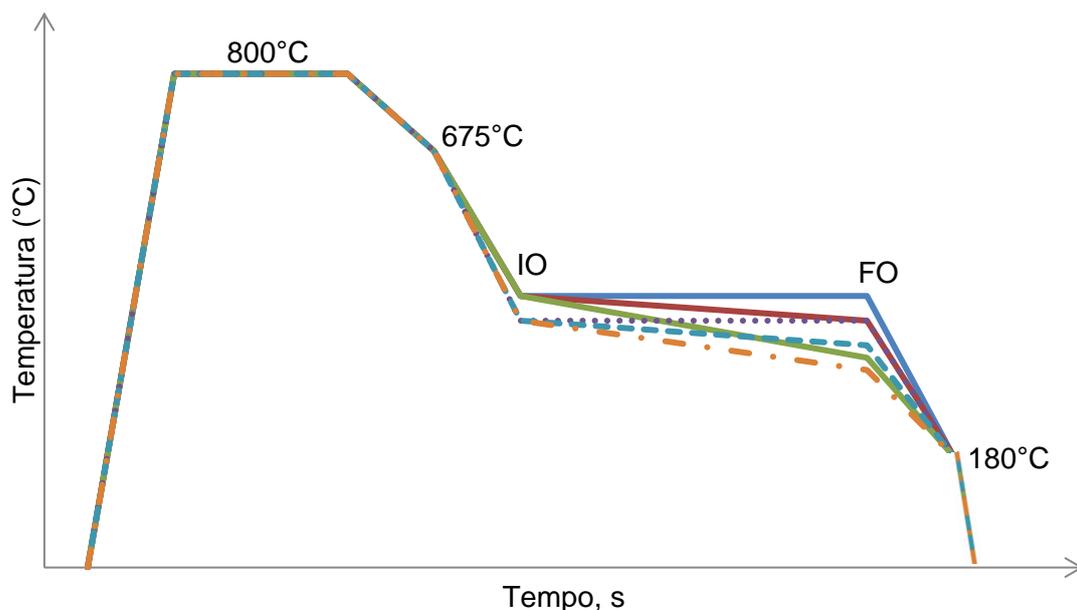


Figura 1 – Ciclos esquemáticos utilizados no estudo.

Inicialmente as amostras foram aquecidas, a uma taxa de 6°C/s, até atingir a temperatura de 800°C. Ao atingir esta temperatura, as amostras permaneceram em encharque durante 60 s. Em seguida as amostras sofreram um resfriamento a uma taxa de 6°C/s até atingir a temperatura de 675°C. Após atingir a temperatura de 675°C as amostras sofreram um resfriamento acelerado a uma taxa de aproximadamente 35 °C/s, até atingir a temperatura de início de overaging (IO) de 440°C e 400°C. Na etapa de overaging as amostras permaneceram durante 5 min de forma isotérmica ou sofreram resfriamento até as temperaturas de fim de OA (FO) conforme tabela 1. Após atingirem as temperaturas FO as amostras foram resfriadas a uma taxa de 5°C/s até atingir 180°C, e por fim as amostras foram resfriadas com água até temperatura ambiente.

Tabela 1 – Temperaturas de overaging analisadas no estudo.

Amostra	Início de Overaging (°C)	Fim de Overaging (°C)
1		440
2	440	400
3		360
4		400
5	400	360
6		320

Para a análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) as amostras foram atacadas com reagente nital a 4%. Seções ao longo da espessura, paralelas à direção de laminação das amostras foram analisadas a fim de investigar a microestrutura. A amostra n° 4 foi também submetida à análise de EBSD. Um polimento final foi realizado com sílica coloidal após a preparação metalográfica convencional. Os dados do EBSD foram adquiridos a uma tensão de 20 KV e tamanho do passo de 150 nm.

A fração volumétrica de austenita retida e seu teor de carbono foram analisados por difração de raios X usando radiação Co-K $\alpha$ . A dosagem da fração de austenita retida foi realizada aplicando o método de Rietveld. O teor de carbono da austenita, por sua vez, foi obtido a partir da intensidade do plano (220)g. A fração de austenita também foi determinada em função da deformação plástica nas amostras 4 e 6 submetidas a deformações variando de 5% a 25%.

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com ASTM A370-11, 2011 [6]. O alongamento total (base de medição igual a 25 mm), resistência à deformação (a deformação de 0,2%) e resistência à tração foram determinados através de ensaio de tração em corpos de prova *subsize*.

### 3.1 RESULTADOS

#### 3.1.1 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas após as diferentes condições simuladas na Gleeble estão mostradas na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas obtidas nas condições simuladas.

Condição	IO (°C)	FO (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	n
1	440	440	488 ± 5	875 ± 11	39 ± 1	0.30 ± 0.00
2	440	400	484 ± 3	837 ± 8	39 ± 1	0.26 ± 0.01
3	440	360	483 ± 3	847 ± 3	36 ± 1	0.25 ± 0.00
4	400	400	476 ± 8	841 ± 3	36 ± 1	0.23 ± 0.00
5	400	360	453 ± 7	854 ± 1	31 ± 1	0.23 ± 0.00
6	400	320	427 ± 5	912 ± 12	28 ± 1	0.24 ± 0.01

A figura 2 ilustra o comportamento do limite de escoamento (LE) para as diferentes estratégias na etapa de overaging.

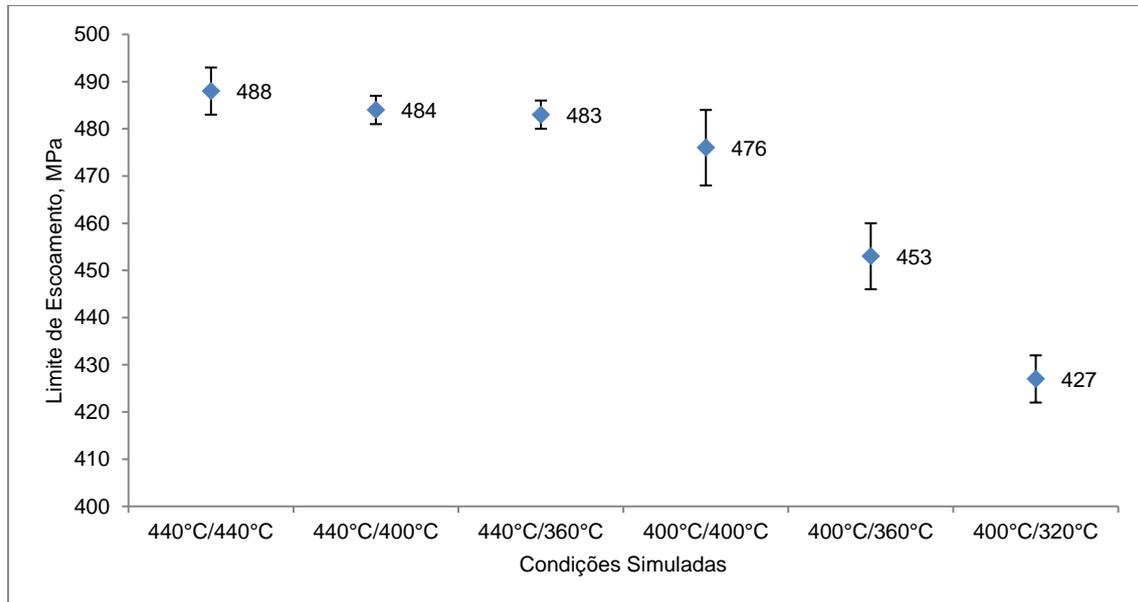


Figura 2 – Limite de escoamento das condições simuladas.

Os resultados de limite de resistência (LR) estão ilustrados na Figura 3, observa-se que em todas as condições apresentaram LR superior a 780 MPa. A condição 6 obteve a maior resistência entre todas as condições. Esse aumento está diretamente relacionado ao aumento do teor da segunda fase na microestrutura obtida nessas condições.

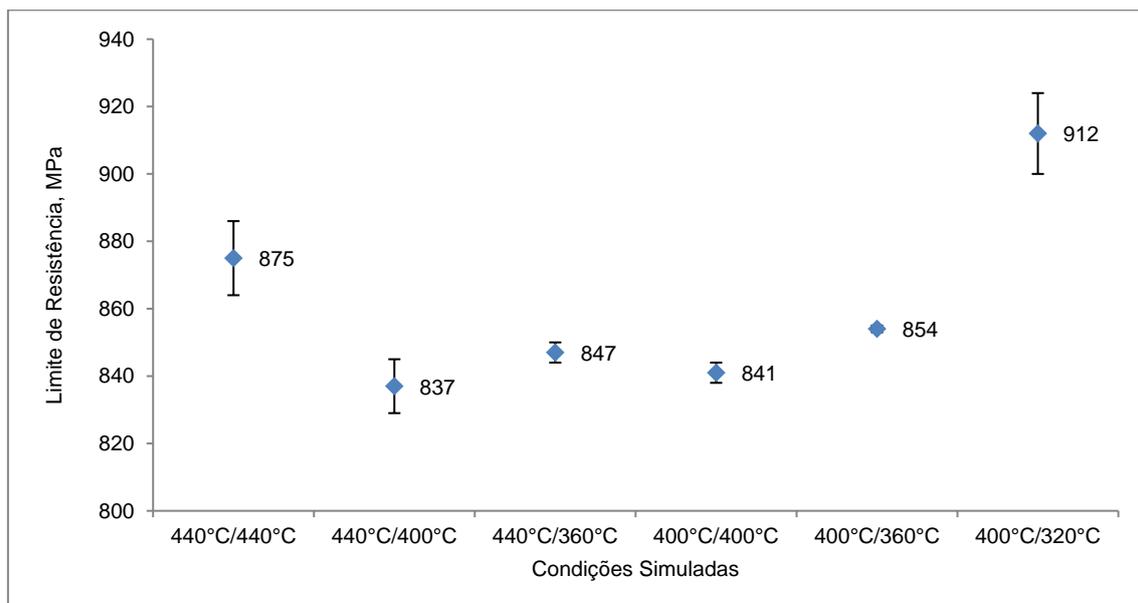


Figura 3 – Limite de resistência das condições simuladas.

Na Figura 4 são mostrados os resultados de alongamento total (AT) das condições simuladas. Entre elas, é possível enfatizar as condições 1 e 2 com alongamento total de 39%.

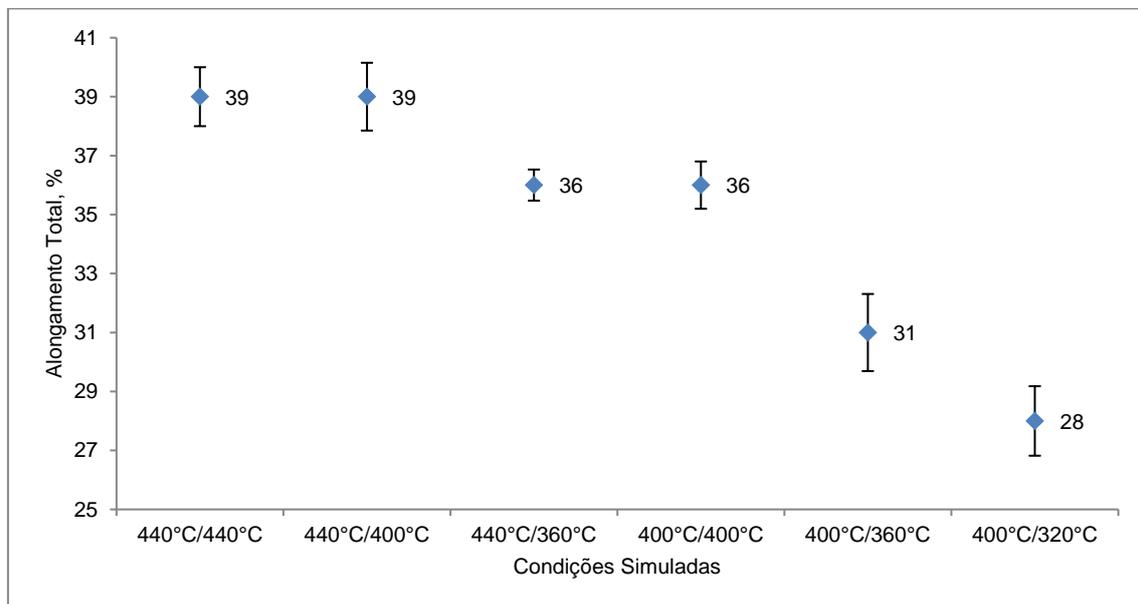


Figura 4 – Alongamento total das condições simuladas.

Na Figura 5, o balanço entre resistência e alongamento total, das condições simuladas, apresentou resultados que variaram entre 26 e 34 GPa%. Foi possível destacar as condições que utilizaram 440°C na temperatura inicial da OA, obtendo os melhores resultados. Estes valores estão bem acima outros aços de alta resistência como Dual Phase (LE = 900MPa, LR<sub>xAT</sub> = 11,6 GPa%) e Bainítica (LR = 650MPa, LR<sub>xAT</sub> = 8,0 GPa%) e estão alinhados com os aços multifásicos TRIP, como mostrado nos estudos de Sugimoto *et al.* [7].

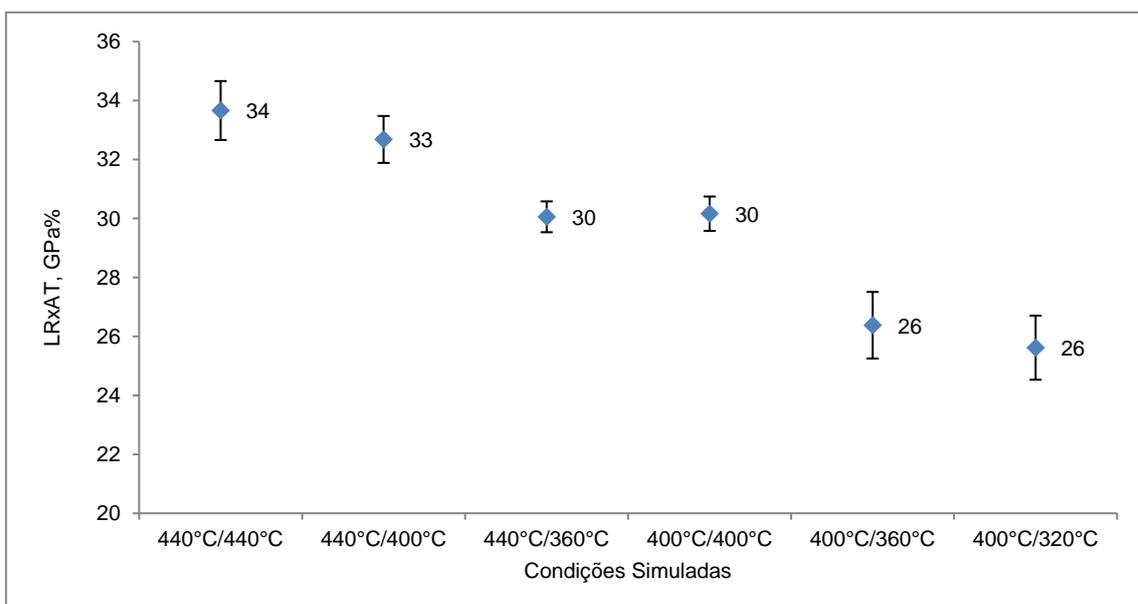


Figura 5 – Balanço entre limite de resistência e alongamento total das condições simuladas.

Na Figura 6 estão ilustrados os resultados de expoentes de encruamento em função da tensão verdadeira para as seis condições testadas. As condições apresentaram curvas de expoente de encruamento típicas de aços TRIP de acordo com Xiong *et al.* [8], exceto a condição 6.

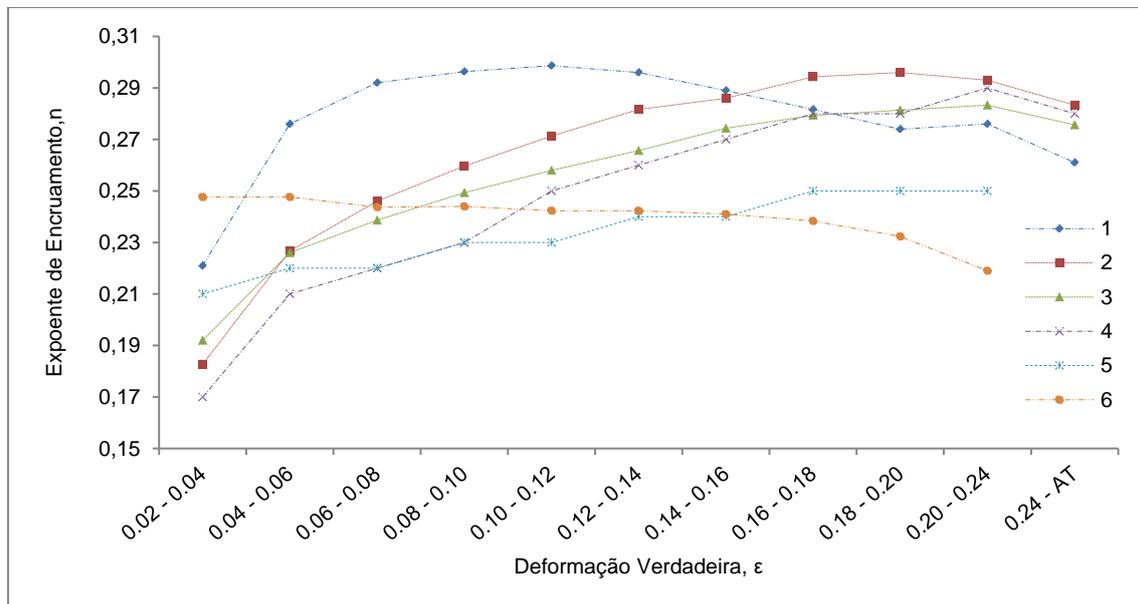


Figura 6 – Expoente de encruamento instantâneo para as condições estudadas.

### 3.1.2 Microestrutura

O aço estudado após diferentes processos de recozimento foi analisado em microscopia eletrônica de varredura (MEV). A microestrutura observada foi de ferrita, bainita, austenita retida e pequena porção de martensita. Somente a última condição (nº 6) apresentou visualmente maior presença da segunda fase na microestrutura, como ilustrada na Figura 7.

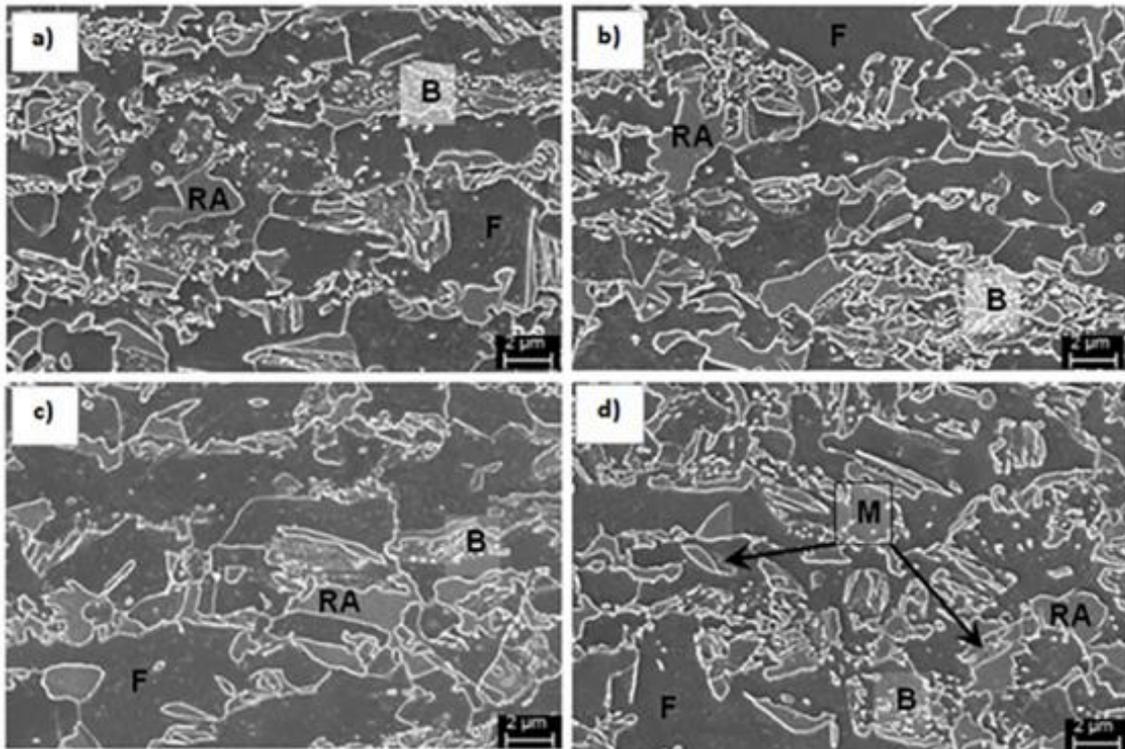


Figura 7 – Microscopia eletrônica de varredura do aço TRIP780 nas condições isotérmicas (a) 1 e (c) 4 e condições não isotérmicas (b) 3 e (d) 6.

O EBSD da amostra 4 foi usado para construir os mapas de *band slope* (BS) e de *phase map* (mapa de fases), conforme Figura 8. No mapa de fases, as estruturas do tipo CCC são coloridas em vermelho e a austenita retida (CFC) é destacada em azul.

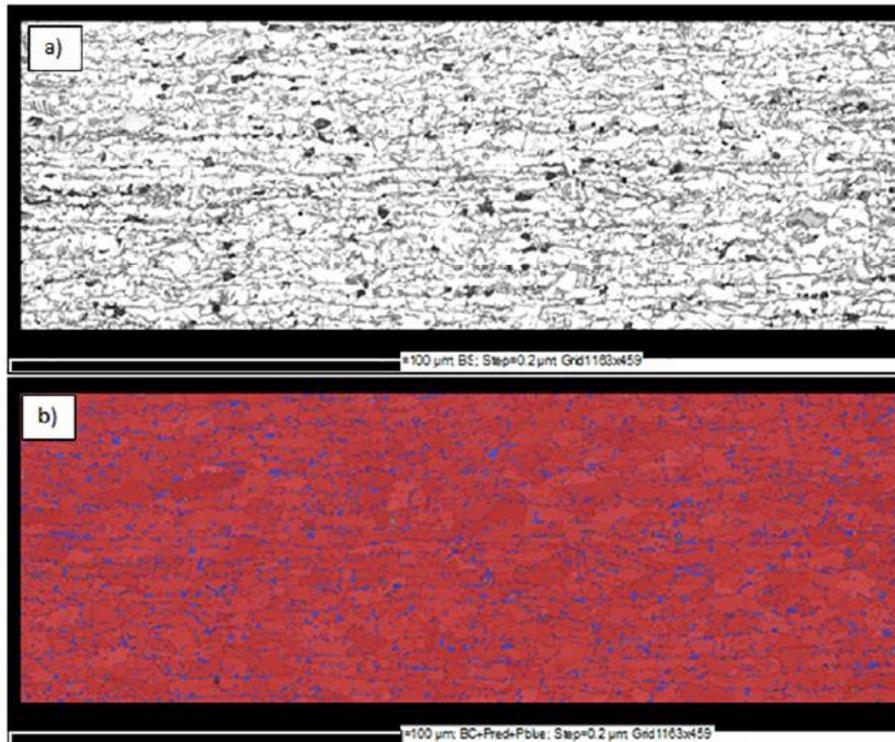


Figura 8 - BS map (a) and Phase map (b) das amostras processadas com temperatura de overaging de modo isotérmico a 400°C (condição 4). A austenita retida está destacada em azul.

Para diferenciar as fases ferrita e bainita foi utilizado um método de separação proposto por Kwon *et al.* [11]. Os autores usaram dados de BS para distinguir as fases presentes na microestrutura de um aço TRIP. Os autores atribuíram todas as contagens de mais alto valor na escala de BS, 255, à fase ferrítica e as medidas abaixo desse valor foram designadas à fase bainítica.

Os pixels identificados com a estrutura do tipo CFC, de cor azul na figura 8 (b), foram atribuídos à austenita retida. Por outro lado, como mencionado, os pixels da estrutura CCC, com valores de *Band Slope* menores que 255, foram atribuídos à bainita. Os resultados obtidos são mostrados na Tabela 3.

Tabela 3 – Resultados dos constituintes presentes na microestrutura da amostra processada de modo isotérmico a 400°C (amostra 4).

Amostra 4	Quantificação dos constituintes (%)		
	Ferrita	Bainita	Austenita Retida
Processada com 400°C de Overaging	50,2	39,9	9,9

Como a formação de ferrita ocorre em temperaturas mais elevadas que as aplicadas na fase de overaging neste trabalho, a fração de ferrita das seis amostras avaliadas pode ser considerada próxima a 50%.

Os resultados da fração volumétrica de austenita retida e seu conteúdo de carbono, obtidos por difração de raios X, são mostrados na Tabela 4.

Tabela 4 – Fração de austenita retida e teor de carbono. Medições realizadas através de difração de raio-x.

Nº	Austenita Retida (%)	Carbono na RA (%)
1	15,2	1,18
2	16,0	1,17
3	14,5	1,14
4	15,8	1,20
5	15,0	1,09
6	14,9	1,05

As medidas de difração de raios X apresentaram valores de austenita retida superiores aos obtidos pela EBSD. Isso pode ser explicado pela dificuldade de detectar a austenita retida entre ripas de bainita por EBSD. Normalmente, com esta técnica é possível detectar austenita em bloco.

Os valores da fração de austenita retida em função da deformação plástica aplicada nas amostras 4 e 6 são mostrados graficamente na Figura 9.

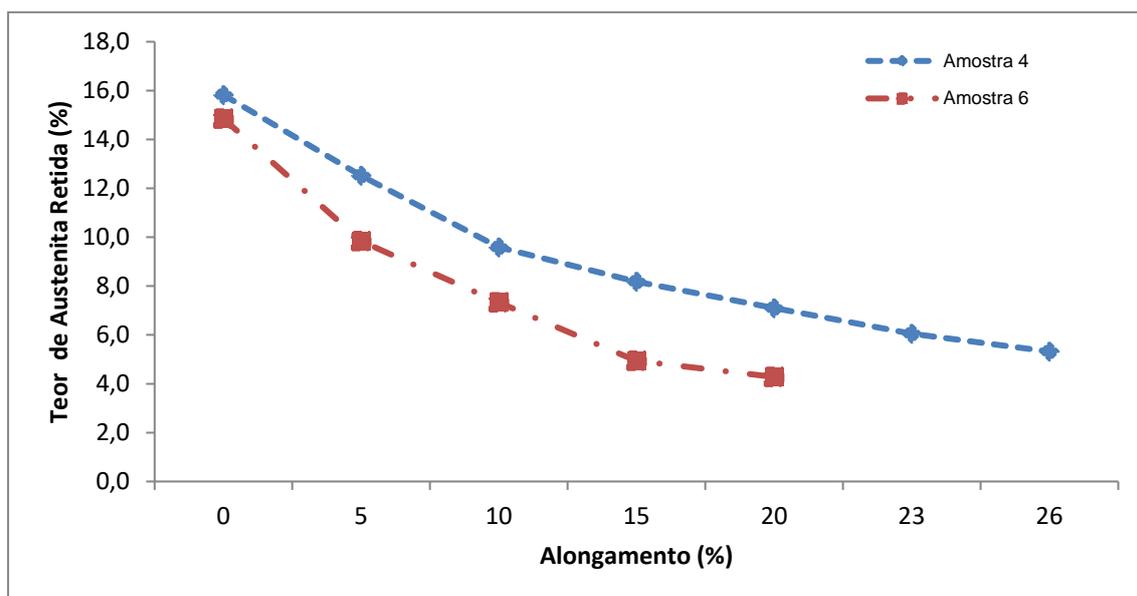


Figura 9 – Valores de frações de austenita retida em função da deformação plástica aplicada nas amostras 4 e 6.

### 3.2 Discussão

Em todas as condições com temperatura inicial de overaging a 440°C apresentaram propriedades mecânicas e comportamento de aços TRIP. Isso pode ser explicado pela microestrutura e a capacidade de aumento gradual do expoente de encruamento, correspondendo à transformação sucessiva da austenita retida [5,8,9]. Para as outras condições, houve uma queda nos resultados de limite de escoamento com a diminuição da temperatura final de OA. O LE é controlado pela ferrita formada antes do estágio de overaging. É plausível supor que a diminuição da temperatura

final de OA tenha favorecido a formação de maior quantidade de discordâncias livres na ferrita. Essa hipótese, no entanto, só pôde ser confirmada pela análise de microscopia eletrônica de transmissão, que não pôde ser realizada neste estudo.

Diferentes resultados de propriedades mecânicas obtidos neste estudo podem ser explicados pelas pequenas variações relativas nas frações de bainita, austenita retida e seu teor de carbono entre as diferentes amostras. Além disso, a amostra 6 também mostrou uma pequena quantidade de martensita. Desta forma, esta amostra apresentou um conjunto de propriedades ligeiramente semelhante ao de um aço de dupla fase. Wang *et al.* [5] comentaram em seus estudos que o teor de ferrita é importante nos aços TRIP, pois a matriz, no processo de transformação induzida, a ferrita absorve a expansão volumétrica da austenita retida para a transformação da martensita com papel complementar para o efeito TRIP. Sakuma *et al.* [10] afirmam que uma boa plasticidade do aço TRIP deve ser o resultado para a transformação induzida pela tensão da interação da matriz de ferrita e austenita retida. Assim, uma quantidade adequada de ferrita e uma grande fração volumétrica de austenita retida são um pré-requisito para uma boa plasticidade dos aços TRIP.

### 3 CONCLUSÃO

1. Para as condições simuladas a microestrutura foi constituída basicamente por ferrita, bainita, austenita retida e pequena porcentagem de martensita.
2. Todas as condições atingiram a resistência mínima de 780 MPa, é possível destacar as condições para a temperatura inicial de OA de 440°C, onde apresentou os melhores resultados de propriedades mecânicas e comportamentos típicos de aços TRIP.
3. O uso de baixas temperaturas de OA, associadas à temperatura variável, não foi eficaz para a produção de aço TRIP780.

### REFERÊNCIAS

- 1- R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. Arch. Civ. Mech. Eng. 8 (2008) p. 103-117.
- 2- M. Bhargava, A. Tewari, S.K. Mishra. Forming limit diagram of Advanced High Strength Steels (AHSS) based on strain-path diagram. Mater. And Desing 85 (2015) p. 149-155.
- 3- M. El Mehtedi, S. Spinarelli, J. Zrnik. Effect of thermomechanical processing on the microstructure of Si-Mn TRIP steel. Metall. Ital. (2010) p. 5-10.
- 4- S.J. Kim, C.G. Lee, I. Choi, S. Lee. Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0.15 Wt Pct C Transformation-Induced Plasticity–Aided Cold-Rolled Steel Sheets. Metall. Mater. Trans. A 32 (2001) p. 505-514.
- 5- L. Wang; D. Tang; H. Jiang; J. Liu; Y. Chen Effects of Continuous Annealing Process on Microstructures and Properties of C-Mn-Si Bearing Cold-Rolled TRIP Steel. Advanced Materials Research, (2013), Vols. 602-604, p. 472-477.
- 6- ASTM A370-11, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, (2011).
- 7- K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi, S. Hashimoto. Influences of Temperature and Strain Rate on Ductility in TRIP Aided Dual-Phase Steels. ISIJ Int. 32 (1992) p. 1311-1318.

- 8- Z.P. Xiong, A.G. Kostyryhev, A.A. Saleh, L. Chen, E.V. Pereloma. Microstructure and mechanical properties of strip cast TRIP steel subjected to thermo-mechanical simulation. *Materials Science and Engineering: A*. Volume 677, (2016), p. 356-366.
- 9- W.J. Dan, S.H. Li, W.G. Zhang, Z.Q. Lin. The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel. *Materials and Design* 29 (2008), p. 604–612.
- 10-Y.Sakuma,O.Macsumura, O.Akisue. Influence of C Content and Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of 400°C Transformed Steel Containing Retained Austenite. *ISIJ Int.*, Vol 31(1991), p. 1348.
- 11-KWON, E. P. et al. Characterization of Transformed and Deformed Microstructures in Transformation Induced Plasticity Steels Using Backscattering Diffraction. *Materials Science and Engineering A* 528, (2011), p. 5007-5017.