


Efeito da temperatura e do tempo de austêmpera na microestrutura e no comportamento mecânico de aços TRIP

Maria Clara Michel Marinho ^{1*} 

Eduardo Antônio Pinto Dias ¹ 

Aline Silva Magalhães ¹ 

Wellington Lopes ¹ 

Elaine Carballo Siqueira Correa ¹ 

Resumo

O desenvolvimento, ao longo das últimas décadas, de aços, como os assistidos pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), que possuem boa conformabilidade, elevada resistência mecânica e relativamente baixo custo, foi uma das formas de atender ao mercado automobilístico que necessita de materiais cada vez mais leves e com elevado nível de segurança. Tais características podem ser obtidas a partir de ciclos térmicos e/ou termomecânicos diversos, sendo atribuídas à microestrutura multiconstituída desses aços e, principalmente, ao fenômeno de transformação da austenita em martensita por deformação plástica. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho foi analisar os efeitos de parâmetros do ciclo térmico na microestrutura e nas propriedades de um aço com médio teor de carbono. Foi observado que a elevação do tempo de austêmpera aumentou a proporção de bainita e de austenita retida, assim como do teor de carbono nessa última fase, resultando na diminuição da resistência mecânica e na elevação da ductilidade e do expoente de encruamento do aço. De modo análogo, o aumento da temperatura de austêmpera resultou na redução da resistência mecânica, aumento da ductilidade e do expoente de encruamento.

Palavras-chave: Aço TRIP; Microestrutura; Propriedades mecânicas; Encruamento.

Effect of austempering temperature and time on the microstructure and the mechanical behavior of TRIP steels

Abstract

The development of metallic alloys, such as TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) assisted steels, which exhibit good formability, high mechanical strength and relatively low cost, has been one way to meet the automotive industry demands for lighter and safer materials. These characteristics, achieved through various thermal and/or thermomechanical treatments, are due to the multiphase microstructure of these steels and, primarily, to the transformation of retained austenite into martensite induced by plastic deformation. In this context, the aim of this work was to analyze the effects of parameters of the thermal cycle on the microstructure and mechanical properties of a low carbon steel. It was observed that an increase in the austempering time led to an increase in the proportion of bainite and retained austenite, as well as the carbon content of the latter, resulting in a decrease in hardness and mechanical strength, and an increase in the ductility and the strain hardening exponent of the steel. Similarly, an increase in the austempering temperature resulted in a reduction in mechanical strength and hardness, and an increase in ductility and strain hardening exponent.

Keywords: TRIP steel; Microstructure; Mechanical properties; Strain hardening.

1 Introdução

O aço é um dos principais materiais estruturais utilizados na indústria automotiva devido à combinação de suas propriedades mecânicas associadas a um custo relativamente baixo [1]. Para atender a este mercado

competitivo, visando a economia de energia, a redução da emissão de gases do efeito estufa, o menor consumo de combustíveis e a maior eficiência, são necessários aços que apresentem elevada resistência mecânica e boa

¹Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, CEFET-MG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

*Autor correspondente: mcnichelmarinho@hotmail.com



conformabilidade, possibilitando o emprego de chapas com menores espessuras e, portanto, ao uso de estruturas mais leves, com baixo custo de produção e mantendo ainda níveis de segurança adequados [2,3].

Os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) são aços multiconstituídos que possuem em sua microestrutura uma matriz ferrítica, além de bainita, austenita retida e, eventualmente, martensita [4]. Esses materiais exibem, além de resistência mecânica, boas conformabilidade e ductilidade, aliadas a uma elevada capacidade de encruamento, tornando-os adequados para uso automotivo [3,5,6]. Durante a deformação plástica, quando a energia induzida é suficiente para ativação, a austenita retida, metaestável à temperatura ambiente, transforma-se em martensita, fenômeno que aumenta significativamente sua resistência mecânica [1], resultando também em elevação na ductilidade pela acomodação plástica ao redor das placas de austenita [2]. Além dessa transformação, de uma forma mais ampla, as propriedades mecânicas do aço TRIP são similarmente atribuídas aos demais constituintes presentes, sendo a ductilidade associada à ferrita e a resistência mecânica à presença da bainita e da martensita recém-formada.

A fração volumétrica e a estabilidade da austenita retida à temperatura ambiente são características essenciais no projeto dos aços TRIP, controladas por uma série de fatores, como: composição química da liga, partição dos elementos que a compõem, tamanho de grão e morfologia da austenita, demais constituintes formados e por possíveis efeitos relacionados à reversão da austenita [7,8]. Diversos tipos de processamento têm sido conduzidos para a obtenção de austenita retida metaestável, como a técnica de têmpera e partição e o tratamento de austêmpera, ambos envolvendo a rejeição do carbono da martensita ou da bainita para a austenita, com a presença de silício e/ou alumínio para suprimir o desenvolvimento de carbonetos.

Apesar da elevada quantidade de trabalhos sobre os aços assistidos pelo efeito TRIP, a compreensão dos parâmetros que controlam a estabilidade da austenita durante o ciclo térmico e na deformação plástica subsequente ainda é considerada limitada [9,10]. Nesse contexto, neste trabalho são analisados os efeitos da variação da temperatura e do tempo de austêmpera na microestrutura e no comportamento mecânico de um aço TRIP.

2 Materiais e métodos

O material empregado foi um aço de médio teor de carbono, recebido na forma de chapas com 1,5 mm de espessura, cuja composição química é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço utilizado no trabalho

Elemento	C	Si	Mn	P	S
% em peso	0,230	1,59	1,71	0,0199	0,0185

2.1 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos para a obtenção das microestruturas multiconstituídas foram realizados em duas etapas. Inicialmente, todo o material foi submetido a uma operação de normalização, com o objetivo de remover os efeitos de processamentos anteriores. Esse tratamento foi conduzido a 860 °C por 1800 s, com resfriamento ao ar. Em seguida, foram realizados os ciclos térmicos para a obtenção das microestruturas multiconstituídas, considerando diferentes parâmetros, consistindo em aquecimento intercrítico (aquecimento até o campo bifásico do diagrama de fases $\alpha + \gamma$), austêmpera e resfriamento brusco em água. Nesse caso, a temperatura e o tempo no campo intercrítico foram de 760 °C e 600 s, respectivamente. Para a etapa de austêmpera, as temperaturas avaliadas foram 450 °C e 480 °C e os tempos foram de 60 s e 420 s. Todos os tratamentos térmicos foram realizados em fornos com banho de sal tipo poço, com controle de temperatura. Diferentes sais foram usados conforme a temperatura demandada: TEC 750 para 860 °C, TEC 450 para 760 °C e TEC 140 para 480 °C e 450 °C. Na Figura 1 pode ser observada uma representação dessas operações. Ressalta-se que tanto a temperatura de aquecimento na normalização como a temperatura escolhida para o aquecimento intercrítico foram determinadas a partir da análise dos diagramas de fases específicos para a composição química do aço, desenvolvidos utilizando o software ThermoCalc [11]. Para o material estudado, a temperatura A_{c3} calculada pelo ThermoCalc é 834 °C. Esta é a temperatura acima da qual a fase austenítica (γ) está presente sem outras fases, delimitando o intervalo intercrítico das fases identificadas entre 834 °C e 718 °C.

2.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural do material após os ciclos térmicos foi realizada por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX).

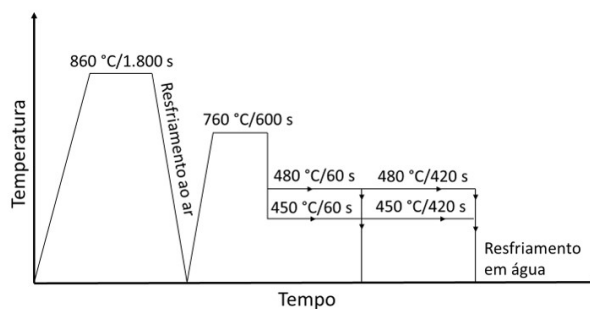


Figura 1. Representação do ciclo térmico utilizado no aço.

A análise por microscopia eletrônica foi realizada com uso de um microscópio eletrônico de varredura Shimadzu modelo SSX-550 Superscan, com geração de imagens a partir de elétrons secundários possibilitou a avaliação da microestrutura de maneira qualitativa e semiquantitativa. Os constituintes foram identificados a partir da morfologia apresentada e consulta à literatura [12]. Em termos semiquantitativos, foram estimadas as frações volumétricas de ferrita, bainita e MA (martensita e austenita retida) pelo método de contagem por pontos, seguindo a norma ASTM E562-11 [13], baseado na disposição de uma rede sobre a micrografia do material a partir da observação da microestrutura de diferentes regiões da amostra.

As medições foram realizadas em duas amostras de cada condição e em cerca de dez regiões aleatórias, todas com a mesma ampliação. Uma análise por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) também foi conduzida no constituinte MA, para a determinação do teor de manganês, de forma a possibilitar posteriormente a estimativa do teor de carbono da austenita retida. Os teores médios obtidos de Mn na austenita retida foram de: 450 °C/60 s = 2,696%; 450 °C/420 s = 2,672%; 480 °C/60 s = 2,662% e 480 °C/420 s = 2,695%. A preparação das amostras para essa etapa se deu por meio do procedimento metalográfico convencional, com ataque químico empregando reativo Nital na concentração de 3%.

A avaliação por difração de raios X foi conduzida em um difratômetro Shimadzu modelo XRD – 7000, utilizando radiação Cu K α , tensão de 40 kV, corrente de 30 mA, com ângulo de varredura 2 θ variando de 40° a 120° e passo igual a 0,02 s⁻¹, com um tempo de 5 s por passo. Essa técnica foi usada para estimar a quantidade de austenita retida presente no material pelo método de integração dos picos. Nesse caso, a preparação das amostras consistiu em corte e lixamento com lixas #600 e realização de decapagem em ácido clorídrico, essa última etapa com o objetivo de remover camadas superficiais nas quais a austenita retida poderia ter sido transformada em martensita durante a preparação. Por fim, foi calculado o teor de carbono da austenita retida, baseando-se no teor de manganês presente no MA (estimado por análise de EDS), empregando o método da extrapolação do parâmetro de rede, este determinado a partir dos dados de difração de raios X utilizando os picos referentes à austenita [14,15]. Este método se baseia na correlação do parâmetro de rede (a_γ) com o teor de carbono na austenita segundo a Equação 1:

$$a_\gamma = 3,556 + 0,0453\%C + 0,00095\%Mn \quad (1)$$

2.3 Caracterização mecânica

A caracterização mecânica envolveu a avaliação das propriedades e da capacidade de encruamento do aço por meio de ensaios de dureza e de tração. Os ensaios de dureza foram realizados em um microdurômetro com penetrador Vickers Shimadzu modelo HMV-2T, empregando carga de 1 kgf e tempo de penetração de 15 s. Foram utilizadas

duas amostras para cada condição de tratamento térmico analisada no trabalho, sendo realizados dez medidas por amostra. A preparação das peças foi similar à da avaliação da microestrutura por microscopia eletrônica de varredura.

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue-Hill 2 e extensômetro do tipo agulhas, modelo 2630-106, com base de medida de 25 mm. A velocidade de movimentação do travessão móvel do equipamento foi de 4,5 mm/min, gerando uma taxa de deformação inicial de 10⁻³ s⁻¹, seguindo a norma ASTM A370 [16]. Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados com geometria e dimensões de acordo com a norma ASTM E8 [17]. Foram realizados ensaios em três corpos de prova para cada tratamento térmico proposto, possibilitando a determinação do limite de resistência à tração, do limite de escoamento a 0,2% e do alongamento uniforme %.

Em adição à análise das propriedades resistência mecânica e ductilidade, com os ensaios de tração foram ainda geradas as curvas de tensão - deformação verdadeiras para a análise do comportamento mecânico do material por meio da avaliação do expoente de encruamento (n) da Equação de Hollomon. Foi conduzida também a análise do encruamento a partir do expoente de encruamento instantâneo, calculado pela diferenciação da equação de Hollomon [18,19].

3 Resultados

3.1 Análise microestrutural

Nas Figuras 2 e 3 podem ser observadas, como exemplos, imagens das microestruturas após a realização dos tratamentos térmicos, considerando as temperaturas de austêmpera de 450 °C e 480 °C, respectivamente. Verifica-se a presença da ferrita (F), que é a matriz da estrutura, da bainita (B), identificada pela morfologia em ripas, e do constituinte MA (martensita e austenita retida), com a forma de blocos.

Na Figura 4, são mostrados os resultados da análise semiquantitativa dos constituintes ferrita, bainita e MA obtidos por meio do método da contagem de pontos. Verifica-se uma tendência de aumento da fração de bainita e diminuição de MA com a elevação do tempo de austêmpera, momento em que ocorre a partição do carbono da bainita para a austenita ainda não transformada, podendo torná-la termicamente mais estável, possibilitando que a austenita fique retida, permanecendo até o final do tratamento. Outros autores verificaram comportamento similar em seus trabalhos, ou seja, o aumento da proporção de bainita com maiores tempos de austêmpera [18,20].

Os maiores percentuais de bainita obtidos em temperaturas inferiores de austêmpera ocorrem devido ao maior nível de super resfriamento, aumentando a força que ativa a transformação bainítica, tornando mais rápida a transformação e alcançando percentuais mais elevados desse

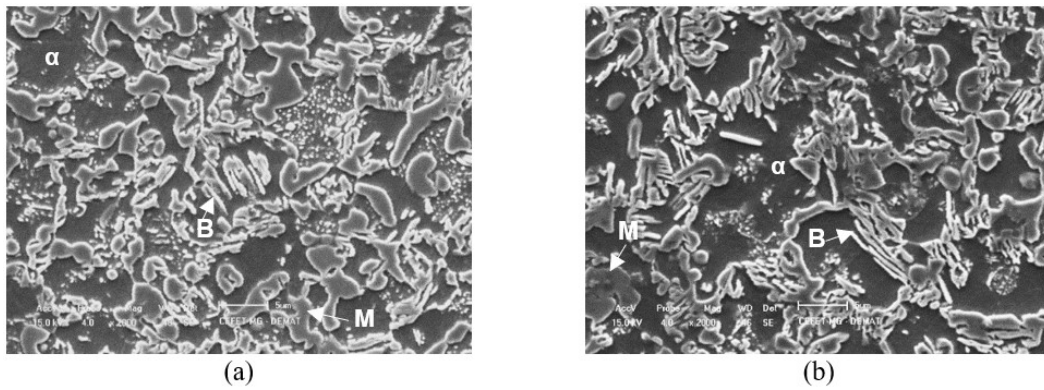


Figura 2. Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750 °C seguido de austêmpera a 450 °C: (a) MEV – 60 s; (b) MEV – 420 s. Onde: α = ferrita; B = bainita; M = martensita.

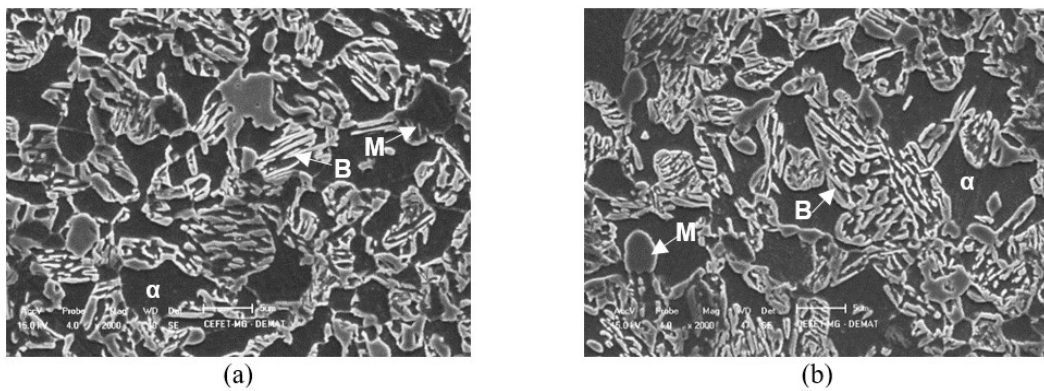


Figura 3. Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750 °C seguido de austêmpera a 480 °C: (a) MEV – 60 s; (b) MEV – 420 s. Onde: α = ferrita; B = bainita; M = martensita.

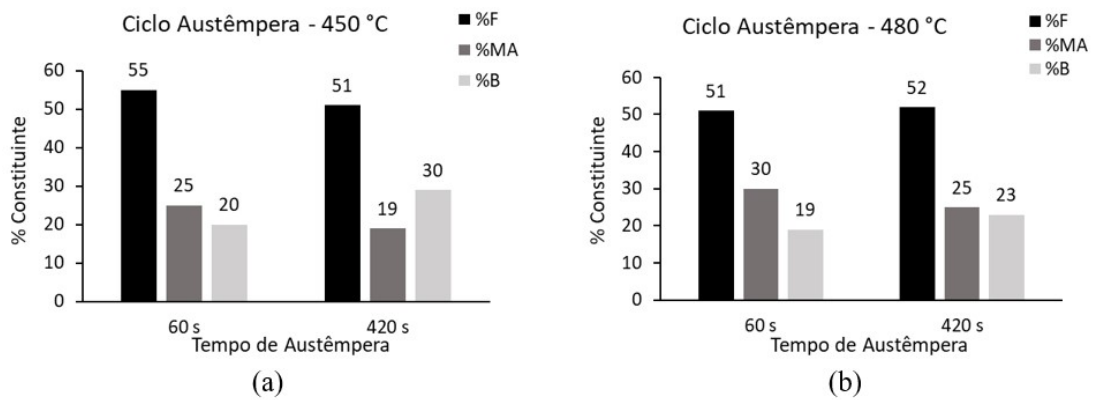


Figura 4. Análise semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras: (a) 450 °C; (b) 480 °C. Onde: F = ferrita; M = martensita; B = bainita.

constituente [21-23]. O aumento do tempo de austêmpera e consequente elevação da proporção de bainita acarretaram a redução da fração de austenita disponível para transformar-se em martensita no resfriamento brusco, o que explica as menores proporções de MA [24].

Na Figura 5 são mostrados os resultados da análise semiquantitativa de austenita retida no material e o teor de carbono estimado para cada condição. Observa-se que a elevação tanto do tempo como da temperatura de austêmpera indicam uma tendência do aumento da proporção de

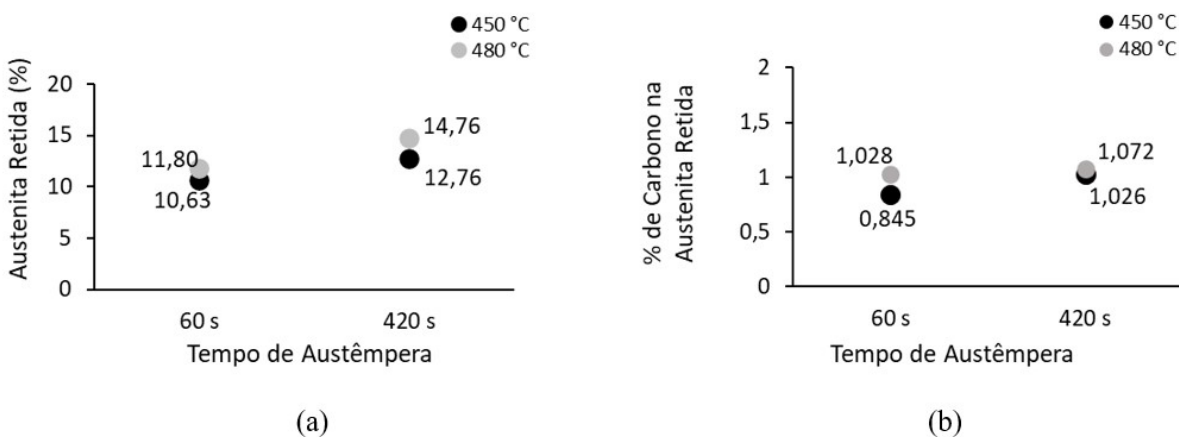


Figura 5. Variação da fração volumétrica de austenita retida e variação do teor de carbono na austenita retida em função dos tempos de austêmpera: (a) austenita retida; (b) teor de carbono na austenita retida.

austenita retida no aço (Figura 5a). De maneira geral, essa austenita retida aparece no aço TRIP como ilhas dispersas na matriz ferrítica ou na forma de lamelas em conjunto com a martensita [25]. Quanto ao teor de carbono (Figura 5b), uma tendência similar ao da proporção de austenita retida foi observado, o que justificaria uma maior estabilidade dessa durante têmpera em determinadas condições [18,26]. Em relação à temperatura, o comportamento verificado pode ser associado ao enriquecimento da austenita de forma mais uniforme em decorrência de maiores taxas de difusão do carbono com o aumento da temperatura [27]. Considerando a morfologia da bainita, o constituinte em ripas levaria a um aumento na concentração de carbono na região devido às menores distâncias para a movimentação do elemento por difusão [28].

3.2 Análise das propriedades mecânicas

Na Figura 6 são mostrados os resultados da dureza média do material após os ciclos térmicos. As amostras apresentaram redução nos valores de dureza com a elevação no tempo de austêmpera, fenômeno possivelmente associado ao aumento da proporção de bainita e redução da quantidade de MA, que exibiria maiores valores de dureza em comparação à bainita devido às características da martensita.

Nesse caso, a austenita, que existia em quantidade relevante no início da austêmpera, mediante o resfriamento brusco, transformou-se em martensita na tempera, contribuindo para uma maior dureza no tempo de 60 s [29].

Valores de dureza maiores também foram encontrados nos menores tempos de austêmpera por autores que afirmam que, com a elevação da transformação bainítica, há também um aumento do teor de carbono na austenita, pela formação da ferrita bainítica, que é livre de carbonetos, formada devido à rejeição do carbono para as laterais, ou seja, para a austenita. Essa austenita não transformada tem, portanto, sua concentração de carbono aumentada, estabilizando a fase e reduzindo as temperaturas de início e fim da transformação

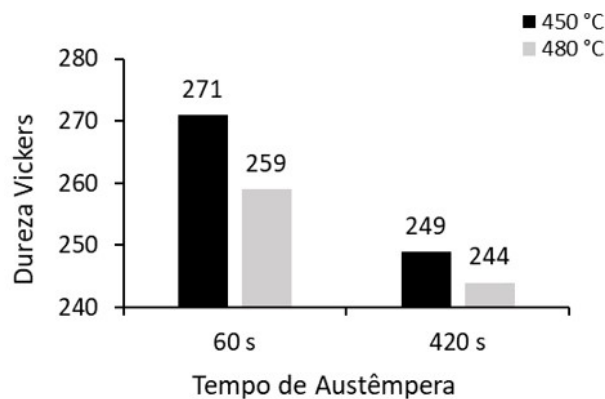


Figura 6. Variação de dureza Vickers em função dos tempos de austêmpera.

martensítica. Dessa forma, nos maiores tempos de austêmpera menos austenita se transforma em martensita no resfriamento permanecendo no material, contribuindo ainda para diminuição da dureza do aço [30].

Comparando os resultados obtidos para as duas temperaturas de austêmpera analisadas, verifica-se que a elevação desse parâmetro ocasionou a redução da dureza do material. Ainda que a proporção de constituinte MA tenha aumentado ligeiramente com a elevação da temperatura, acredita-se que a queda nos valores de dureza esteja relacionada às possíveis diferenças nas características da bainita formada em temperaturas distintas. Nas menores temperaturas era esperada uma maior dureza devido à dureza da bainita (em ripas menos espessas) e não da martensita [31].

Nas Figuras 7 e 8 são mostrados os resultados de limite de resistência (LRT), limite de escoamento (LE) e alongamento uniforme (%) determinados a partir das curvas tensão – deformação convencionais obtidas nos testes de tração.

Verifica-se que o limite de resistência à tração diminuiu com o aumento do tempo de austêmpera para

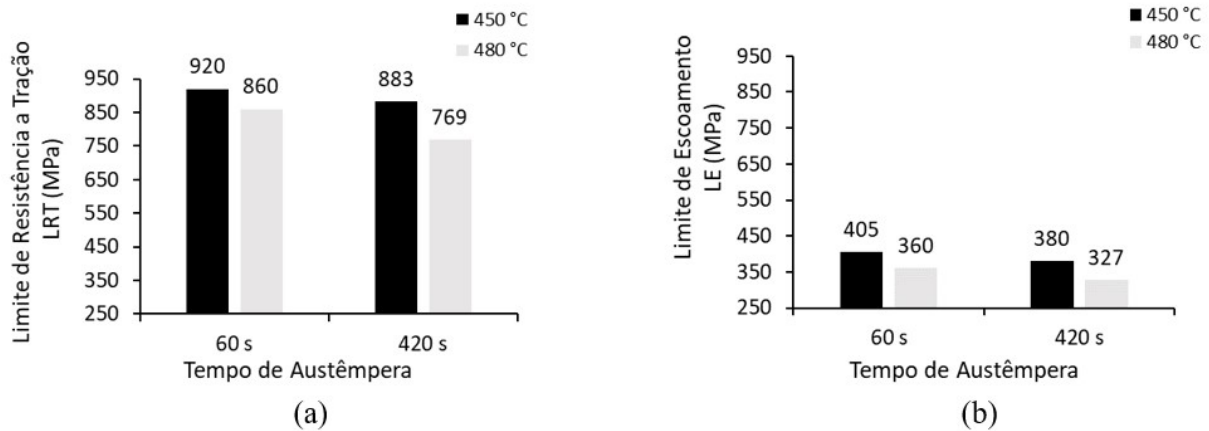


Figura 7. Variação do Limite de Resistência à Tração e Limite de Escoamento em função dos tempos de austêmpera: (a) LRT; (b) LE.

ambas as temperaturas investigadas. Em relação à variação da temperatura de austêmpera, nota-se que os valores de LRT também reduziram com a elevação da temperatura. Esses resultados estão de acordo com aqueles observados por meio dos testes de dureza do material. Quanto ao limite de escoamento, analisando as amostras para ambas as temperaturas, similarmente a LRT, o aumento do tempo de austêmpera resultou em uma diminuição de LE, assim como ocorre com a elevação da temperatura. Para o alongamento uniforme, observou-se que as amostras apresentaram uma elevação nos valores médios de AU% com o aumento do tempo de austêmpera.

O limite de escoamento nos aços multifásicos é geralmente influenciado pelos constituintes considerados relativamente macios (como a ferrita e a ferrita bainítica). Já o limite de resistência à tração é afetado tanto pelos constituintes de dureza intrínseca maior como pelos considerados macios, além de outros fatores morfológicos [32]. Em relação à presença de austenita retida e o próprio efeito de transformação martensítica induzida por deformação plástica, em geral, aponta-se que as propriedades mecânicas dos aços TRIP são diretamente associadas às condições dos tratamentos térmicos realizados e não somente à fração de austenita retida no material [8]. Outros fatores, como o teor de carbono, o tamanho de grão da austenita e a posição na matriz também alteram a estabilidade mecânica da austenita retida e, portanto, o comportamento subsequente do metal [33]. Dessa forma, os maiores valores de LE nos menores tempos de austêmpera podem também estar relacionados ao fato da austenita não estar mecanicamente estável, facilitando a sua transformação em martensita durante a deformação plástica. Quanto ao alongamento uniforme, uma maior quantidade de austenita retida, como ocorre com a elevação do tempo de austêmpera, poderia acarretar uma elevação da ductilidade do material pela ocorrência da transformação da austenita em martensita, provocando um endurecimento localizado e o adiamento da estricção do aço. Ao comparar os resultados médios obtidos de limite de resistência e alongamento uniforme, a condição de tratamento térmico de 480 °C e

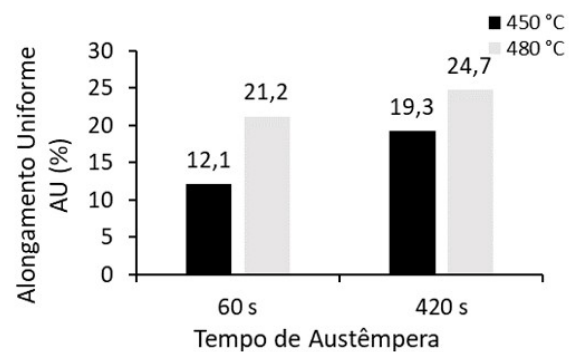


Figura 8. Variação do Alongamento Percentual em função dos tempos de austêmpera.

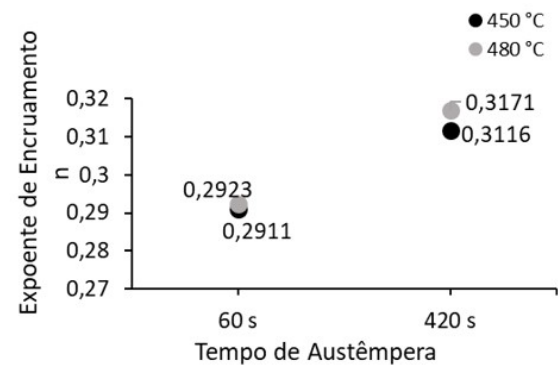


Figura 9. Relação dos valores do expoente de encruamento n em função dos tempos de austêmpera.

60 s leva a valores compatíveis de resistência mecânica com o aço TRIP 800, exibindo ainda uma boa ductilidade.

3.3 Análise do expoente de encruamento

Na Figura 9 podem ser observados os valores de expoente de encruamento n da equação de Hollomon em função do tempo de austêmpera para cada condição estudada.

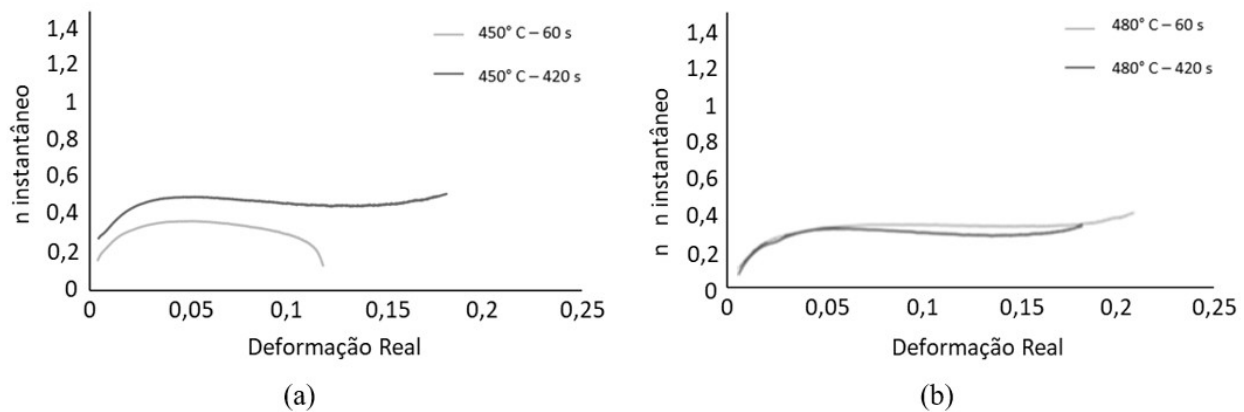


Figura 10. Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira. (a) 450 °C; (b) 480 °C.

O aumento do tempo de austêmpera levou à elevação nos valores de expoente de encruamento, comportamento possivelmente associado à transformação da austenita em martensita durante a deformação, que tende a atrasar o início da estrição, aumentando a ductilidade do material.

Quanto ao aumento de temperatura de austêmpera também se observa maiores expoentes de encruamento, o que aumenta a capacidade do material de suportar maiores alongamentos [27]. No aço com efeito TRIP, por este apresentar microestrutura multifásica, cada constituinte presente irá influenciar majoritariamente o comportamento do material em cada um dos diferentes estágios de deformação [33].

Comparando os resultados obtidos com os da caracterização microestrutural, maiores percentuais de austenita retida foram observados nos maiores tempos, assim como os maiores valores de n . O coeficiente de encruamento aumentou possivelmente devido à maior quantidade de austenita disponível para transformar em martensita durante a deformação, retardando o início da estrição e aumentando a ductilidade [33].

Na Figura 10 são mostradas as curvas do expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para os tratamentos térmicos propostos. A análise do n instantâneo permite identificar a influência da transformação de austenita retida em martensita na capacidade de encruamento durante a deformação [34].

Os gráficos revelam que os valores de n instantâneo são praticamente constantes para determinados intervalos de deformação, com uma tendência de aumento conforme a deformação é elevada. No entanto, a amostra tratada

a 450 °C por 60 s, apresentou uma queda nos valores de encruamento ao final da deformação. No primeiro estágio da deformação plástica, a ferrita se deforma. No segundo estágio, a transformação da austenita em martensita, induzida pela deformação, ocorre mais gradualmente, resultando em valores maiores do expoente de encruamento instantâneo [35].

4 Conclusões

A permanência do material estudado em maiores tempos e temperaturas de austêmpera aumentou a proporção de bainita, diminuindo a fração volumétrica do constituinte MA. Maiores tempos e temperaturas de austêmpera resultaram também em maiores proporções de austenita retida, similarmente ao que foi verificado para o teor de carbono dessa fase. Em relação às propriedades mecânicas, o aumento do tempo e da temperatura de austêmpera levou a uma redução na dureza e na resistência mecânica do aço, assim como à elevação da ductilidade. Maiores expoentes de encruamento foram observados com a elevação do tempo e da temperatura de austêmpera. Quanto ao expoente de encruamento instantâneo, em geral, foram observados valores relativamente constantes para um intervalo de deformação, com tendência de aumento ao final da deformação.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES, à FINEP e à Empresa MetalTemper.

Referências

- 1 Ly AL, Findley O. The effects of pre-straining conditions on fatigue behavior of a multiphase TRIP steel. *International Journal of Fatigue*. 2016;87:225-234.
- 2 Zhang Z, Koyama M, Wang MM, Tsuzaki K, Tasan CC, Noguchi H. Microstructural mechanisms of fatigue crack non-propagation in TRIP maraging. *International Journal of Fatigue*. 2018;113:126-136.

- 3 Martins CEN, Santos CE, Vieira AL, Magalhães PA Jr, Silva GC, Napoles CMN. Análise das propriedades mecânicas do aço TRIP 900 por meio do método de elementos finitos em comparação com os ensaios de tração. *Revista Interdisciplinar de Pesquisa em Engenharia*. 2016;2(23):106-124.
- 4 Bhattacharyya T, Singh SB, Das S, Haldar A, Bhattachjee D. Development and characterization of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel. *Materials Science and Engineering A*. 2011;528:2394-2400.
- 5 Chiang J, Boyd JD, Pilkey AK. Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2015;638:132-142.
- 6 Fu B, Yang WY, Li LF, Sun ZQ. Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A*. 2014;603:134-140.
- 7 Wiewiórowska S, Sieminski M, Sleboda T, Lukaszek-Solek A, Dyl T, Koczurkiewicz B. Determination of two-stage heat treatment parameters in industrial conditions in order to obtain a TRIP structure in low-alloy carbon steel wires. *Materials*. 2022;15(24):8965.
- 8 Shen F, Qiu LN, Sun X, Zuo L, Liaw PK, Raabe D. Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels. *Materials Science and Engineering A*. 2015;636:551-564.
- 9 Blonde R, Jimenez-Melero E, Zhao L, Schell N, Brück E, van der Zwaag S, et al. The mechanical stability of retained austenite in low-alloyed TRIP steel under shear loading. *Materials Science and Engineering A*. 2014;594:125-134.
- 10 Chang Y, Wang M, Wang N, Li X, Wang C, Zheng G, et al. Investigation of forming process of the third-generation automotive medium-Mn steel part with large-fractioned metastable austenite for high formability. *Materials Science and Engineering A*. 2018;721:179-188.
- 11 Ferreira RNV. Influência do estado inicial e dos parâmetros de processamento na microestrutura e no comportamento mecânico de um aço assistido pelo efeito TRIP após processamentos térmicos diversos [dissertação]. Belo Horizonte: Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais; 2018.
- 12 Han D, Xu Y, Zhang J, Peng F, Sun W. Relationship between crystallographic orientation, microstructure characteristic and mechanical properties in cold-rolled 3.5Mn TRIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2021;821:141625.
- 13 American Society for Testing and Materials – ASTM. ASTM E562-11: standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM; 2019.
- 14 Cullity BD. *Elements of X-ray diffraction*. Cambridge: Addison-Wesley Publishing; 1956.
- 15 Xu HF, Zhao J, Cao WQ, Shi J, Wang CY, Wang C, et al. Heat treatment effects on the microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel (0.2C–5Mn). *Materials Science and Engineering A*. 2012;532:435-442.
- 16 American Society for Testing and Materials – ASTM. ASTM A370: standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. West Conshohocken: ASTM; 2024.
- 17 American Society for Testing and Materials – ASTM. ASTM E8: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM; 2024.
- 18 Fonstein N. *Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing and properties*. 1st ed. Switzerland: Springer; 2015.
- 19 Dieter GE. *Metalurgia mecânica*. 2ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois; 1976.
- 20 Chiang J, Lawrence JD, Boyd JD, Pilkey AK. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. *Materials Science and Engineering A*. 2011;528(13-14):4516-4521.
- 21 Li GQ, Shen YF, Jia N, Feng XW, Xue WY. Microstructural evolution and mechanical properties of a micro-alloyed low-density δ -TRIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2022;848:143430.
- 22 Morales-Rivas L, Garcia-Mateo C, Kuntz M, Sourmail T, Caballero FG. Induced martensitic transformation during tensile test in nanostructured bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*. 2016;662:169-177.
- 23 Zhao ZZ, Yin HX, Zhao AM, Gong ZQ, He JG, Tong TT, et al. The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic-ferritic sheet steel. *Materials Science and Engineering A*. 2014;613:8-16.

- 24 Cai ZH, Ding H, Kamoutsi H, Haidemenopoulos GN, Misra RDK. Interplay between deformation behavior and mechanical properties of intercritically annealed and tempered medium-manganese transformation-induced plasticity steel. *Materials Science and Engineering A*. 2016;654:359-367.
- 25 Shen F, Qiu LN, Sun X, Zuo L, Liaw PK, Raabe D. Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels. *Materials Science and Engineering A*. 2015;636:551-564.
- 26 Bhadeshia HKDH, Honeycombe RWK. *Steels: microstructure and properties*. 4th ed. Amsterdam: Butterworth-Heinemann; 2017. 488 p.
- 27 Wang CEA, Ding H, Cai M, Rolfe B. Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. *Materials Science and Engineering A*. 2014;610:65-75.
- 28 Abbasi E, Rainforth WM. Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel. *Materials Science and Engineering A*. 2016;651:822-830.
- 29 Pierce DT, Benzing JT, Jiménez JA, Hickel T, Bleskov I, Keum J, et al. The influence of temperature on the strain-hardening behavior of Fe-22/25/28Mn-3Al-3Si TRIP/TWIP steels. *Materialia*. 2022;22:101425.
- 30 Liang JH, Zhao ZZ, Zhang CH, Tang D, Yang SF, Liu WN. Microstructure evolution and mechanical properties influenced by austenitizing temperature in aluminum-alloyed TRIP-aided steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2017;24(11):1115-1124.
- 31 Zhang Y, Huo W, Song R, Wang L, Geng Z, Wang J, et al. The effect of isothermal bainitic transformation time on austenite stability of TRIP-980 steel with high ductility. *Materials Letters*. 2022;326:132927.
- 32 Xie BS, Cai QW, Yu W, Cao JM, Yang YF. Effect of tempering temperature on resistance to deformation behavior for low carbon bainitic YP960 steels. *Materials Science and Engineering A*. 2014;618:586-595.
- 33 Yin W, Briffod F, Yamazaki K, Shiraiwa T, Enoki M. Effect of limited retained austenite on the strength–ductility trade-off in low-alloyed TRIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2022;861:144337.
- 34 Fu B, Yang WY, Li L, Sun ZQ. Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A*. 2014;603:134-140.
- 35 Hajiannia I, Shamanian M, Atapour M, Ghassemali E, Saeidi N. Development of ultrahigh strength TRIP steel containing high volume fraction of martensite and study of the microstructure and tensile behavior. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2018;71(6):1363-1370.

Recebido em: 14 Jul. 2023

Aceito em: 18 Jul. 2024